

- **MATERIAIS E PROCESSOS DE FABRICAÇÃO**

USO DE RESÍDUOS NA FABRICAÇÃO DE ESCÓRIA SINTÉTICA PARA TRATAMENTO DE AÇO SILÍCIO DE GRÃO ORIENTADO DA ACESITA

Paulo Santos Assis ⁽¹⁾

Pedro José Nolasco Sobrinho ⁽²⁾

Sérgio Antônio Gabrich ⁽³⁾

Antônio Francisco Martins Barreto ⁽⁴⁾

Cláudio Batista Vieira ⁽¹⁾

⁽¹⁾ Universidade Federal de Ouro Preto - Escola de Minas. Ouro Preto, 35400-000 Ouro Preto, MG, Brasil. E-mail: assis@em.ufop.br ⁽²⁾ Universidade de São Paulo – Escola Politécnica, 11450-010, São Paulo, SP, Brasil. E-mail: nolascop@usp.br ⁽³⁾ Vamtec. 35180-000, Timóteo, Mg, Brasil. E-mail: vamtec@gtc.com.br ⁽⁴⁾ Acesita, Departamento de Aciaria, 35180-000, Timóteo, MG, Brasil. E-mail: cprocaciaria@acesita.ind.br

Resumo

Este trabalho mostra as etapas realizadas durante a preparação e uso de uma escória sintética para o tratamento do aço silício de grão orientado(GO) no forno panela da Acesita. São apresentados alguns fundamentos para a preparação de uma escória sintética. O plano de trabalho de preparação da escória, bem como os critérios utilizados pela empresa Acesita para avaliar o desempenho deste produto são mostrados. Algumas características do processo de fabricação do aço GO são apresentadas. Em função de sua composição química foi formulada a escória visando atender certas propriedades especiais como a manutenção do teor de enxofre do aço silício de grão orientado dentro de certo limite. Os resultados confirmam que a escória fabricada atende bem ao processo de tratamento do aço (GO) no forno panela. Alguns problemas, como a poluição visual que foi gerada no início dos testes, foram eliminados ou minimizados. Conclui-se que: a escória Escorivam GO1 fabricada pela Vamtec desempenhou bem as funções durante os testes no forno panela da Acesita, por isso foi definitivamente adotada pela empresa, para o tratamento do aço silício (GO).

Palavras-chave: escória, resíduos, aço, refino.

1. INTRODUÇÃO

A procura pela produção de aços de elevada pureza tornou-se maior devido a muitos fatores, mas principalmente à globalização do mercado e à concorrência do aço com outros materiais. Tecnologias de refino secundário, utilizando escória sintética têm sido usadas para manter baixos os níveis de impureza no aço, melhorando assim as propriedades do mesmo.

Este trabalho mostra as etapas da elaboração de uma escória sintética para o tratamento do aço silício de grão orientado(GO) da empresa Acesita S.A. A etapa de preparação da escória, foi realizada na empresa Vamtec - Vamcoster Tecnosider. Os resultados preliminares dos testes com a escória no forno panela da Acesita foram apresentados no XXXI Seminário de Fusão Refino e Solidificação de Metais por Nolasco et al. (2000) e mostram que os objetivos inicialmente propostos foram atingidos.

Destaca-se que apesar de se tratar de um aço mais nobre, com uma composição química mais elaborada, foi possível a utilização de resíduos industriais na formulação da escória sintética. A presente contribuição técnica mostra as etapas para a fabricação da escória sintética, as suas propriedades, uma descrição do aço silício grão-orientado e o plano operacional para fabricação da escória.

2. A ESCÓRIA SINTÉTICA

Pode-se afirmar que durante o tratamento do aço com escória sintética ela pode atender a vários objetivos, como citados por Ribeiro, Barrios & Costa (1993), Barrios et al (1994) e Ferreira (1994):

- proteção do aço líquido, evitando o seu contato com a atmosfera, absorvendo os gases H_2 , N_2 e O_2 .
- minimização das perdas térmicas, propiciando um melhor controle da temperatura do aço.
- absorção e incorporação de impurezas que podem prejudicar a qualidade do produto, como, enxofre, fósforo, hidrogênio, etc.
- Impedimento da exposição do arco elétrico durante o aquecimento do aço no forno panela, diminuindo o desgaste do refratário da panela e da abóbada. Em linhas gerais, o forno panela é um aparelho utilizado para o aquecimento e refino de metal líquido, empregando-se energia elétrica como um forno elétrico a arco.

A escória sintética pode ser preparada das seguintes formas:

- Mistura: possui um custo menor, mas possui o inconveniente de ser mais susceptível à hidratação e variação no desempenho.
- Sinterizada: é um produto obtido pelo aquecimento abaixo do ponto de fusão completo dos componentes da escória. O produto obtido é poroso e pode se hidratar.
- pré-fundida: obtida pela fusão dos componentes. Caracteriza-se pela consistência da composição e hidratação quase nula devido à baixa porosidade. Em consequência, seu custo é mais elevado.

Deve-se estabelecer a quantidade e o tipo de escória a ser utilizada no tratamento do aço. É importante calcular a quantidade de escória a ser utilizada. Normalmente adota-se como espessura da escória sintética (E) um valor 10% maior que o comprimento do arco (C) para evitar problemas de exposição do arco elétrico, que poderia causar problemas no processo. A espessura da escória não deve ser grande, pois significaria maior perda de energia e, conseqüentemente, maior custo. Em quantidade insuficiente poderá expor o arco elétrico e aumentar o desgaste refratário. A espessura da escória é função do comprimento de arco e deverá ser adequadamente acertada para evitar problemas como “pick-up” de carbono. A relação custo/benefício deve sempre ser verificada. Assim, tem-se a equação (1):

$$E = 1,1 C \tag{1}$$

Pode-se utilizar a expressão mostrada na equação (2) para o cálculo de massa da escória, m_E .

$$m_E = 0,79 \times Dp^2 \times E \times \rho \tag{2}$$

Onde:

Dp é o diâmetro da panela (cm)

E é a espessura da escória (cm)

ρ é a massa específica da escória (g/cm^3)

2.1 Escolha do tipo de escória

A escolha do tipo de escória a ser usada no forno panela dependerá do tipo de aço em fabricação, especialmente a qualidade exigida na desoxidação, do objetivo do tratamento, do tipo de revestimento refratário da panela, bem como outras características da escória como temperatura *liquidus* e viscosidade. Utilizando-se de diagramas de fase mostrados no *Slag Atlas* do sistema predominante na escória, pode-se obter valores para algumas propriedades da escória bem próximos dos valores reais e observar se a escória, teoricamente formulada, possui as características mínimas necessárias para o processo de refino do aço.

Normalmente, a adição de uma certa quantidade de MgO, de 10 a 12% da massa total de escória, ajuda a reduzir o desgaste refratário da panela que utiliza refratários básicos na linha de escória. Sabe-se que com a diminuição da basicidade binária, há um aumento da capacidade de absorção de MgO pela escória. O teor de sílica também é importante, pois escórias mais ácidas se tornam mais viscosas e podem dificultar a captação de inclusões e sua retirada do forno. A literatura cita como indicado para a viscosidade das escórias sintéticas a faixa de 10-12 poises. Deve-se procurar fabricar escórias sintéticas com uma temperatura *liquidus* compatível com a temperatura de tratamento do aço líquido, porque se a escória possuir temperatura *liquidus* muito inferior à temperatura do aço ela será extremamente fluida e poderá causar um maior desgaste de refratário da panela. Caso a escória possua temperatura *liquidus* superior à temperatura do aço ela será muito viscosa, prejudicando a operação do forno panela como amostragens, adição de ligas e fios, além de uma maior dificuldade para a captação de inclusões. Objetiva-se temperatura *liquidus* da escória na faixa de 1450 a 1650 °C, conforme mostrados por Nolasco et al.

O aumento no teor de oxigênio no aço causa um crescimento no número de inclusões presentes, prejudicando a qualidade interna do mesmo, isto pode ser minimizado pela utilização de uma escória sintética bem elaborada.

3. O AÇO SILÍCIO DE GRÃO ORIENTADO DA ACESITA

Este tipo de aço é aplicado na fabricação de núcleo de transformadores, geradores de potência e outros equipamentos elétricos e se caracteriza por apresentar excelentes propriedades magnéticas na direção da laminação. Este produto apresenta processos tecnológicos complexos, o que requer pessoal altamente treinado e capacitado durante sua elaboração, conforme relatado por Andrade, Fernandes & Lana.

Desenvolvido em 1934, de acordo com citação de Goos (1985), este método produz chapas de aço silício com orientação dos grãos, cuja estrutura cristalina apresenta os planos (110) paralelos à superfície da chapa e à direção [001], nestes planos paralelos à direção de laminação. O método consiste na produção de uma chapa mediante laminação a frio com recozimento intermediário. O material é descarbonetado e, por último, a chapa é submetida a um recozimento final, a alta temperatura, que promove a recristalização e crescimento dos grãos com uma orientação seletiva. Este procedimento tem sido aperfeiçoado, sobretudo no que diz respeito às proporções de grau de redução, tratamentos térmicos e controle de pureza. Os processos industriais existentes diferem basicamente pelo tipo de inibidor que utilizam. A

Acesita fabrica o aço silício GO utilizando como inibidor de crescimento de grão o sulfeto de manganês. A produção de aço GO foi iniciada em 1981, citado por Andrade (1989).

4. PREPARAÇÃO DA ESCÓRIA SINTÉTICA

A principal função que esta escória sintética fabricada para o tratamento do aço GO no forno panela deveria apresentar era estabilizar o teor de enxofre final no aço. Além disso, esta escória não poderia possuir um custo elevado. A escória poderia possuir no máximo 1% de umidade e cumprir outras funções, limitando os teores de impurezas aos valores acima citados. Devido às experiências anteriores, o teor de alumina na escória deveria situar-se em valores mínimos, pois em contato com o arco elétrico do forno panela poderia haver a redução da alumina presente na escória e posterior incorporação do alumínio ao aço, o que é indesejável. Este raciocínio pode ser estendido para os óxidos de titânio, cobre, cromo e níquel. Após os testes preliminares, ela foi alterada visando um melhor desempenho. A espessura da escória sintética no forno panela da Acesita pode variar de 5 a 8 cm.

4.1 Plano operacional

Esta fase envolveu as seguintes etapas, como reuniões técnicas com as empresas envolvidas; um estudo minucioso para escolha das matérias-primas da escória sintética; várias visitas técnicas em empresas de diferentes setores na busca de resíduos para serem usados como matérias-primas para a escória sintética; beneficiamento das matérias-primas; preparação de amostras de escória, em escala laboratorial, para confirmação da composição química; avaliação dos resultados da análise química dos tipos de escória; estudo da viabilidade de outros resíduos para utilização como matéria-prima da escória sintética; preparação de amostras para testes industriais iniciais no forno panela da Acesita; testes industriais com dois tipos de escória fabricadas pela Vamtec, Escorivam GO1 e Escorivam GO2, em quatro corridas e definição do tipo de escória a ser testado e comparado à escória MVK em um número maior de corridas; avaliação dos resultados, determinação e escolha do tipo de escória, reavertimento da composição; testes com a escória escolhida, chamada Escorivam GO1, em metade das corridas da campanha do aço silício GO; Análise dos resultados e escolha definitiva pela Acesita pela escória Escorivam GO1 da Vamtec.

4.2 Sistema de controle para avaliação da escória, adotado pela Acesita

O sistema de controle do processo adotado pela Acesita para avaliar o desempenho da escória sintética fabricada pela Vamtec foi:

- Analisar a composição química do aço no LD, forno panela (início e fim) e no lingotamento contínuo;
- Verificar a estabilidade do enxofre no aço, as necessidades de reavertimento e o teor de enxofre final;
- Verificar se houve incorporação de carbono no aço;
- Avaliar visualmente o desgaste refratário da panela;
- Avaliar o atendimento à relação %Mn/%S no aço;
- Avaliar o nível de contaminação com titânio, alumínio e fósforo.
- Avaliar visualmente o nível de poluição emitido durante adição da escória na panela;

4.3 Composição química e propriedades da escória

Visando atender às exigências da Acesita e da Vamtec, selecionou-se diferentes matérias-primas, que após a preparação da escória forneceram a seguinte composição química, indicadas na **Tabela 1**.

Tabela 1. Composição química da escória sintética usada na Acesita

Componente	CaO	SiO ₂	Al ₂ O ₃	MgO	TiO ₂	S
%	37-39	46-48	< 0,5	10-12	Traços	0,6-0,75

Umidade máxima 1%.

A análise granulométrica mostra que as partículas possuem tamanho menor ou igual a 15 mm.

Pode-se notar que a base desta escória é o sistema CaO-SiO₂-MgO. Após o ajustamento dos valores para este sistema, pode-se calcular a basicidade ótica da escória e, posteriormente o coeficiente de partição de enxofre na escória. Estes valores são, respectivamente:

$$\Lambda = 0,65$$
$$C_s = 10^{-4,004}$$

Utilizando-se o *Slag Atlas* obtiveram-se outros valores de propriedades desta escória, a saber:

$$T_{\text{liquidus}} = 1380 \text{ }^\circ\text{C}$$
$$\rho = 2,55 \text{ g/cm}^3 \text{ a } 1500 \text{ }^\circ\text{C} \text{ e } 2,54 \text{ g/cm}^3 \text{ a } 1550 \text{ }^\circ\text{C}$$
$$\eta = 12 \text{ poise}$$
$$\sigma = 460 \text{ mN/m a } 1500 \text{ }^\circ\text{C}$$

Esta escória foi embalada em *big-bags* de rafia, revestidos externamente por plástico para evitar absorção de umidade.

A sua utilização em escala industrial permitiu obter resultados satisfatórios no tocante a estabilidade do teor de enxofre, um atendimento na relação %Mn/%S, sendo que devido a limitação dos residuais de elementos como fósforo, alumínio e titânio, a quantidade de resíduos industriais na fabricação da escória ficou limitada em 15%.

Sob o ponto de vista de poluição e de desgaste refratário das painéis, estes parâmetros se mantiveram dentro dos padrões normais da Acesita

5. CONCLUSÕES

Do trabalho desenvolvido, concluiu-se:

- A escória Escorivam GO1 fabricada pela Vamtec desempenhou bem as funções para que foi projetada durante os testes no forno painel da Acesita, por isso foi definitivamente adotada pela empresa para o tratamento do aço silício GO.
- Resíduos industriais foram utilizados como matéria-prima desta escória, mostrando que é possível a reciclagem de resíduos sem o comprometimento da qualidade do produto fabricado, desde que se atente para a composição química final da escória.

- O uso da escória sintética Escorivam proporcionou maior estabilidade do enxofre no aço quando comparado àquelas processadas com escória padrão e conseqüentemente, melhor atendimento da relação %Mn/%S.
- Os residuais obtidos nos elementos titânio, alumínio e fósforo, nas corridas com uso da Escorivam, não afetaram a qualidade do aço silício GO.
- A incorporação de carbono no forno panela nas corridas com uso de escória sintética Escorivam foi 50% menor que nas corridas com uso da escória padrão.
- Os níveis de poluição e de desgaste refratário das panelas mantiveram-se dentro dos padrões normais da Acesita.

AGRADECIMENTOS

Agradecemos às empresas, aos diretores, técnicos e funcionários das empresas Acesita e Vamtec que ofereceram todo o suporte técnico necessário para a realização da pesquisa, elaboração do produto e testes preliminares e definitivos, fator este que foi determinante para que se obtivesse êxito neste trabalho. A FAPEMIG pelo apoio financeiro para permitir a apresentação do mesmo no CONEM 2000, em Natal/RN.

6. REFERÊNCIAS

- Andrade, P.R.C; Fernandes, W.M.A; Lana, N.O A Fabricação de aços ao silício de grão orientado na Acesita. Metalurgia-ABM, vol. 45, nº 375, p. 126-129. 1989.
- Barrios, S.R; Costa, E.A Interação físico-química de escórias sintéticas com o refratário de panelas de aço. Seminário de fusão, refino e solidificação, 25. ABM, RS, p. 253, 1993.
- Barrios, S. R. et alli. Considerações metalúrgicas a respeito da utilização de escórias sintéticas em forno panela. Seminário de fusão, refino e solidificação, 26. ABM, BA, p. 287, 1994.
- Ferreira, J. P; Duarte, J. C; Coura, J. C. Produção de aços baixo enxofre através da adição de escórias sintéticas durante o vazamento. CONGRESSO ANUAL DA ABM, 49, p. 557, 1994.
- Goos, N.P. The development of Grain Oriented Silicon Steel. Industrial Heating. 1985.
- Nolasco Sobrinho, P.J. et al. Desenvolvimento de escória sintética para a fabricação de Aço Silício Grão Orientado (GO) na Aciaria da ACESITA. In: Seminário internacional de fusão, refino e solidificação, 31. Vitória (ES). 2000.
- Ribeiro, D.B. Cálculo de escórias sintéticas à base de Al_2O_3 -CaO-SiO₂-MgO para metalurgia em panela. Congresso anual da ABM, 48, p.509, 1993.
- Slag Atlas - Verlag Stahleisen M.B.H. Dusseldorf. 1981.

SÍMBOLOS

Λ - basicidade ótica

C_s - Capacidade de sulfeto

$T_{liquidus}$ - Temperatura liquidus (°C)

ρ - Massa específica (g/cm³)

η - Viscosidade (Poise); σ - Tensão superficial (mN/m)

OBTENÇÃO DO COMPÓSITO CERÂMICO Al_2O_3 -TiC POR SÍNTESE DE COMBUSTÃO AUTO-SUSTENTÁVEL(S.H.S.) E DENSIFICADO DINAMICAMENTE

Maurício Rodrigues Borges

Universidade Federal de Roraima, Centro de Ciência e Tecnologia, Departamento de Química, BR-174, S/N, Jardim Floresta II, 69310-270, Boa Vista, RR, Brasil, E-mail: ppgufr@technet.com.br

Luís Henrique Leme louro

Instituto Militar de Engenharia, Departamento de Engenharia Mecânica e de Materiais, Praça General Tibúrcio, S/N, Praia Vermelha, 22290-270, Rio de Janeiro, RJ, Brasil, E-mail: imes4rsb@epq.ime.eb.br

Resumo

Amostras do compósito cerâmico Al_2O_3 -TiC foram produzidas por uma reação de combustão auto-sustentável-SHS e, imediatamente após a reação, foram compactadas, dinamicamente, com o uso de explosivos no interior de um reator especial. Foram utilizadas duas condições de carregamento, usando 0,5g e 2,5g de pentolite, obtendo-se pressões de compactação de 0,35 e 1,75 MPa, respectivamente. As amostras atingiram até 96% da densidade teórica máxima(DTM). A caracterização microestrutural do compósito foi realizada por microscopia ótica e eletrônica, por EDS em MEV e por difração de raios-x, para identificação das fases presentes. A caracterização mecânica foi realizada, através de medidas de microdureza Vickers. Os resultados obtidos foram compatíveis com aqueles encontrados na literatura.

Palavras-chave: Materiais, Compósito cerâmico, Compactação dinâmica

1. INTRODUÇÃO

As cerâmicas avançadas vêm se destacando nos diversos ramos da indústria, graças as suas excepcionais qualidades, como alto ponto de fusão, elevada resistência mecânica em altas temperaturas e resistência à abrasão e à corrosão superiores àquelas encontradas nos materiais metálicos e orgânicos. A despeito destas propriedades favoráveis, a aplicação mais ampla das cerâmicas avançadas, em engenharia, esbarra em características indesejáveis, como a fragilidade, a baixa reprodutividade e a degradação da resistência mecânica das peças em serviço, fruto do crescimento subcrítico de microdefeitos. Na tentativa de viabilizar o emprego mais abrangente das cerâmicas avançadas em engenharia, um grande número de pesquisadores vêm trabalhando no sentido de minimizar as características indesejáveis, seja pela pesquisa de novos métodos de produção, seja pela manipulação criteriosa das variáveis do processamento cerâmico. Uma das soluções apresentadas tem sido o reforçamento da

matriz cerâmica por uma segunda fase como fibras, metais, whiskers, ou mesmo outro cerâmico, configurando, assim, a classe dos compósitos de matriz cerâmica(CMC).

Os processos convencionais de fabricação dos compósitos cerâmicos exigem sinterização em temperaturas que excedem 1500°C, bem como técnicas e equipamentos sofisticados, o que eleva os custos de produção, significativamente. Em consequência, processos não convencionais, de menor custo, têm sido procurados para a obtenção de tais materiais e, dentre eles, destaca-se o processo por SHS(*Self-Propagation High Temperatures Synthesis*) [7,9,4]. Esta técnica consiste na mistura mecânica dos pós regentes que, a seguir, são compactados a verde. Provoca-se a ignição em uma das superfícies do corpo verde, de modo que uma onda de combustão se propague, através do material, superando a barreira de potencial da reação(Energia de Ativação) e convertendo a camada não reagida (fase reagente) em camada reagida (fase produto) por mecanismos de transformação de fase sólida. A fase produto costuma exibir elevada porosidade, superior a 50%, além de grande concentração de microtrincas. A fim de se reduzir esta elevada porosidade, alguns pesquisadores utilizam técnicas que permitem realizar a reação de combustão e a densificação da amostra em um único dispositivo. Assim, aproveitando-se a elevada temperatura atingida na reação, geralmente acima da temperatura de transição dútil-frágil, pode-se executar a compactação da amostra com o uso de um pistão em alta velocidade. Esta técnica ficou conhecida na literatura com SHS/DC - *Self-Propagation High Temperatures Synthesis/ Dynamic Compaction*.

Neste trabalho, produziu-se o compósito cerâmico Al₂O₃-TiC a partir de pós de alumínio, carbono e titânia, utilizando um reator especial, onde ocorreu a síntese por SHS, seguida da densificação do produto por meio de explosivo.

2. PROCEDIMENTOS EXPERIMENTAIS

Foram utilizados pós precursores de alumínio(99.70%), carbono(95.00%) e dióxido de titânio(99.8%). As massas foram determinadas pela estequiometria da reação completa de síntese, dada por[1]:



As massas dos pós foram misturadas em etanol absoluto P.A., na razão de 1.2 partes de massa de reagentes para uma parte de etanol em peso, empregando-se um moinho de bolas de alumina, para homogeneizar a mistura dos pós, num tempo de 45 horas. Em seguida a mistura foi secada a 100°C por 120 horas, desaglomerada, peneirada, pesada (160g por amostra) e compactada a verde com uma pressão de 24.25 MPa, para formar cilindros de 76 mm de diâmetro e altura de 21 mm. A Tabela 1 apresenta os valores médios das medidas da massa, altura e densidade das peças a verde obtidas com a mistura dos pós.

TABELA 1: Valores médios das medidas da massa, altura e densidade das peças verdes.

m(g)	h(mm)	ρ (g/cm ³)	% DTM
159,76±0,08	21,16±0,30	1,66±0,22	56

Para a realização dos ensaios de SHS/DC para a obtenção do compósito desejado, utilizou-se o reator especial ilustrado nas Figuras 1 e 2. No reator a combustão do corpo verde começa pela ignição de um misto iniciador(termita) à base de bário e zircônio, que é acionado

por um segundo misto(rastilho) à base de nitrocelulose, o qual é acionado por uma centelha de um terceiro misto(esquibe) sensível a descargas elétricas de 110V.

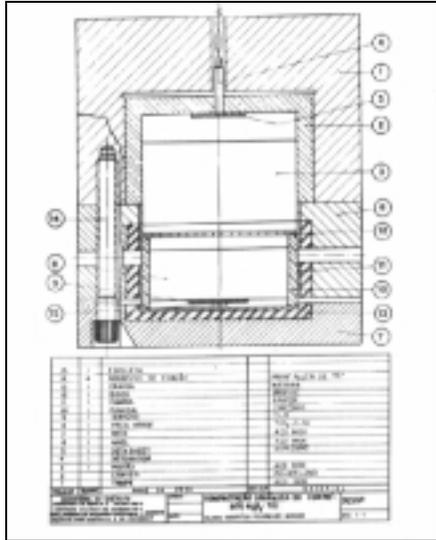


FIGURA 1: Corte longitudinal do reator.



FIGURA 2: Reator montado.

A Figura 3 apresenta a amostra, logo após o término da reação de combustão.



FIGURA 3: Amostra, imediatamente, após a reação de combustão.

Ao término da combustão da amostra e após um certo tempo de retardo, deu-se a detonação do explosivo para a compactação dinâmica a quente, no interior do reator. Duas condições distintas de densificação foram empregadas. Foram utilizadas cargas de 0,5g e 2,5g

de pentolite, respectivamente. Foram ensaiadas quatro amostras em cada condição, variando-se o tempo de retardo de zero a onze segundos.

A Temperatura de combustão experimental foi medida com o auxílio de um pirômetro ótico da marca *Leeds & Northrup*, Modelo 8634.

A Temperatura de combustão teórica foi obtida, numericamente, a partir da equação:

$$\sum_{i=1}^N \int_{298}^{T_c} C_p dT = \sum_{j=1}^M \Delta H_{f0}^{298} - \sum_{j=1}^M \Delta H_{tr} \quad (2)$$

Na equação acima T_c é a temperatura de combustão, C_p a capacidade calorífica à pressão constante, ΔH_{f0} é a entalpia padrão de formação de reagentes e produtos, ΔH_{tr} é a entalpia padrão de transformação de reagentes e produtos, N é o número de produtos e M é o número total de substâncias envolvidas na reação.

3. RESULTADOS E DISCUSSÃO:

A Tabela 2 apresenta os resultados de densidade das amostras ensaiadas para as duas condições de carregamento, em função dos tempos de retardo(t_d):

TABELA 2: Resultados de densidade das amostras ensaiadas pelo processo SHS/DC:

Carga (0,5g)	Amostra	T_d (s)	ρ (g/cm ³)	%DTM
P=0,35Mpa V=9,30m/s Ec=87,57J	1	0	1,32±0,02	30
	2	4	1,43±0,02	33
	3	6	1,45±0,02	33
	4	8	1,11±0,02	25
Carga (2,5g)	Amostra	T_d (s)	ρ (g/cm ³)	%DTM
P=1,75Mpa V=20,80m/s Ec=437,83J	5	0	4,00±0,00	91
	6	2	4,20±0,00	96
	7	4	4,08±0,00	93
	8	11	4,03±0,00	92

- P= pressão de impacto
- V= velocidade de impacto
- Ec= energia cinética transferida no impacto

Os ensaios de microdureza Vickers (*Vickers Hardness Number*) foram efetuados, somente, nas amostras de 5 a 8, devido à melhor densificação e, conseqüentemente, menor porosidade das mesmas. As amostras foram polidas, inicialmente, em suspensão de alumina numa politriz rotativa, a fim de se eliminar os defeitos mais grosseiros, ocasionados pelo corte e pelo excesso de resina, proveniente do embutimento. Em seguida foi executada uma seqüência de polimentos com pastas de diamante de 15, 9, 6 e 3 μ m, com acompanhamento em microscópio ótico. Os ensaios de microdureza foram realizados num microdurômetro, marca Shimadzu, com uma carga teste de 200gf, aplicada durante 15 segundos, nas fases α -alumina e TiC. Os valores encontrados foram calculados a partir da equação apresentada no manual do equipamento:

$$Hv = 1854,4 \frac{P}{d^2} \quad (3)$$

onde:

Hv = Microdureza Vickers em Kgf/mm^2

P = Carga em gf

d = Comprimento da diagonal, em μm , do losângulo impresso(microindentação), obtido pela leitura direta no retículo do equipamento.

O procedimento para a determinação da microdureza, relativa a cada microindentação, consistiu em se medir a diagonal maior e a menor do losângulo impresso na superfície da amostra, calcular o valor de Hv para cada diagonal, utilizando-se a equação (3), e determinar a média aritmética dos dois valores de Hv obtidos.

Os valores de Hv_1 do compósito foram obtidos, através da média ponderada da dureza de cada fase, tomando-se por base as respectivas frações volumétricas(regra das misturas), ou seja, 58% em volume de Al_2O_3 e 42% em volume de TiC .

Os valores de Hv_2 do compósito Al_2O_3 - TiC foram obtidos com indentações aleatórias nas fases mistas.

A Figura 4 mostra uma microindentação na fase α -alumina. Os valores médios de microdureza para cada fase, variaram de acordo com os valores de densidade de cada amostra. Na amostra mais densa (amostra 6), os valores obtidos para as fases α -alumina e TiC foram de 20GPa (2009Kg/mm²) e 21GPa (2156Kg/mm²), respectivamente. Para o compósito Al_2O_3 - TiC , da mesma amostra, foram obtidos 20GPa(2071 Kg/mm²) e 21Gpa(2173 kg/mm²), apresentados na Tabela 3.

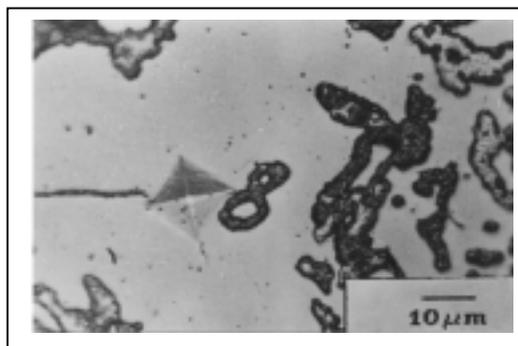


FIGURA 4: Microindentação na fase α -alumina.

TABELA 3: Valores de microdureza Vickers do compósito Al_2O_3 - TiC produzido por SHS/DC:

Amostra	Hv(Kg/mm ²) (Fase α -Al ₂ O ₃)	Hv(Kg/mm ²) (Fase TiC)	Hv1(Kg/mm ²)* (Al ₂ O ₃ -TiC)	Hv2(Kg/mm ²)** (Al ₂ O ₃ -TiC)
5	-	-	-	-
6	2009±60	2156±178	2071±110	2173±280
7	2054±154	2068±67	2060±118	2175±281
8	2002±56	2094±144	2041±87	2170±302

* calculado pela média ponderada

** indentação aleatória

Jean *et al.*(1992) obtiveram 20GPa para a fase α -alumina no estudo do compósito Al₂O₃-TiB₂, sintetizado por SHS, seguido de compactação Quase-Estática. Meyers *et al.*(1992) obtiveram 22GPa para o TiC, sintetizado por SHS e densificado por forjamento a alta velocidade. Rabin *et al.*(1990) encontraram valores entre 18 e 22GPa para o compósito Al₂O₃-TiC, sintetizado por SHS/DC.

A Figura 5 apresenta uma micrografia obtida em MEV, onde se pode notar a presença de porosidades nas fases α -alumina (região clara) e TiC (região escura) e de microtrincas induzidas termicamente, de aspecto alongado. Percebe-se, também, regiões densas entre bandas de porosidade e uma distribuição não homogênea entre as fases.

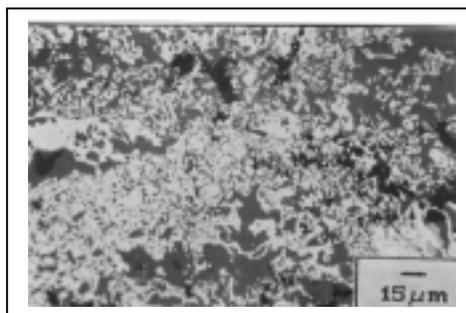


FIGURA 5: Micrografia ótica do compósito Al₂O₃-TiC, mostrando regiões densas entre bandas de porosidade.

A presença de microtrincas está associada com o resfriamento rápido da amostra. Durante o resfriamento, as superfícies externas resfriam rapidamente e gera um estado compressivo de tensões, enquanto que o centro da amostra conserva alta temperatura e um estado dútil, capaz de acomodar as tensões compressivas. Quando o centro esfria e precisa contrair, a parte externa do compacto já se encontra rígida e não consegue acomodar as tensões, atingindo o valor crítico de nucleação de trincas, que surgem no sentido radial da amostra. A Tabela 2 revela que, adotando-se pressões adequadas e tempos de retardo necessários para a liberação dos gases aprisionados, pode-se obter densificações de até 96% da DTM para o compósito Al₂O₃-TiC produzido por SHS/DC.

Adachi *et al.*(1990) sintetizaram o compósito Al₂O₃-TiC por pressão isostática a quente e obtiveram 95% da DTM. Korth *et al.*(1992) sintetizaram o mesmo compósito por SHS/DC e obtiveram compactos variando entre 85 e 95% da DTM.

A temperatura de combustão teórica obtida, numericamente, 1887°C, considerando-se perdas de calor somente com o ar atmosférico, foi coerente com a temperatura medida pelo pirômetro ótico, 1980°C.

Fenj *at al.*(1992) encontraram para a temperatura de combustão do compósito Al₂O₃-TiC, 1918° C, medida em pirômetro ótico.

4. CONCLUSÕES:

- 1- O processo SHS/DC, utilizado para produzir o compósito Al₂O₃-TiC, permite obter uma densificação de até 96% da DTM, ou seja, um resultado bem coerente, quando comparado com os resultados encontrados por outros pesquisadores, utilizando-se os mais variados processos de sintetização.
- 2- A porosidade observada nas amostras foi devido à eliminação incompleta dos gases de combustão.
- 3- As macrotrincas observadas foram induzidas, termicamente, durante o resfriamento da amostra.

5. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

1. ADACHI, S., 1989, " Fabrication of Titanium Carbide Ceramics by High-Pressure Self-Combustion Sintering of Titanium Powders and Carbon". J.Am.Ceram. Soc, 72[5],pp.805-809.
2. ADACHIS., 1990, "High-Pressure Self-Combustion Sintering of Alumina-Titanium Carbide Ceramic Composite. J.Am. Cer. Soc., 73[5],pp.1451-52.
3. FENJ.H.J., 1992, " Combustion Synthesis of Ceramic-Metal Composite Materials: the TiC-Al₂O₃ System". Metallurgical transaction A, v.23^A, pp.2373-79.
4. HLAVACEK,V.,1991," Combustion Synthesis: A Historical Perspective, Am.Cer.Soc.Bull.,70 [2], 210.
5. JEAN,M.J., 1992, " Study of TiB₂-Al₂O₃ Composite Produced by Reaction Synthesis Followed by Dynamic or Quasi-Static Compaction". Thesis to Master of Science Degree in Materials Science, University of California, p.112.
6. KORTH, G.E. , 1992, " Dynamic compaction of Combustion Synthesized TiC-Al₂O₃ Composite". Shock-Waves and High-strain-Rate Phenomena in Materials-Chapter 25, pp.283-291.
7. MERZAHANOV, A.C. "Self Propagation High-Temperature Synthesis: Twenty Years of Search and Findings, in Combustion and Plasma of High Temperature Materials", 1990.
8. MEYERS, M.A, 1992, " Densification of Reaction-Synthesized Titanium Carbide by High-Velocity Forging". J.Am.Cer.Soc., 75[3],pp.592-602.
9. MUNIR, Z.A."Synthesis of High-Temperature Materials by Self-Propagation Combustion Methods, Ceramic Bulletin 67 [2], 1988, 342
10. RABIN, B.H., 1990, " Fabrication of Titanium Carbide-Alumina by Combustion Synthesis and Subsequent dynamic Consolidation". J.Am.Ceram.Soc.73[7], pp.2156-57.

ANÁLISE DAS PROPRIEDADES MECÂNICAS E TÉRMICAS DE TIJOLOS SOLO-CIMENTO COM E SEM ADIÇÃO DO PÓ DA FIBRA DE COCO.

Luiz Cláudio Ferreira da Silva

José Ubiragí de Lima Mendes

Rasiah Ladchumananandasivam

Universidade Federal do Rio Grande do Norte, Centro de Tecnologia, Departamento de Engenharia Mecânica, 59072, Natal, RN, Brasil

Resumo

A fibra de coco é moída e adicionada a argamassa de solo-cimento com vistas a produção de tijolos maciços sendo analisada no âmbito da resistência à compressão, da capacidade de absorção de água e da condutibilidade térmica em tijolos solo-cimento. Inicialmente, enquadraram-se os tijolos fabricados nas normas ABNT 8491 e 8492 para tijolos solo-cimento maciço definindo um traço que receberá a fibra moída, logo após o conjunto foi analisado e os efeitos da adição da fibra moída na resistência à compressão, absorção de água e condutibilidade térmica foram comparados com os tijolos sem adição da fibra moída e contabilizados. Para a determinação da condutibilidade térmica foi construído um aparato experimental em regime permanente, seguindo os métodos da “caixa quente protegida”, *Farhat*, 1988, e o método da “dupla placa”, *Hawkins e Jacob*, 1957, ambos baseados na norma ASTM C177 e C 236.

Palavras-chaves: tijolos, solo-cimento, fibra, coco, condutibilidade

1. INTRODUÇÃO

O conhecimento das propriedades dos materiais quer sejam térmicas ou não é a base da formação de critérios para sua escolha, visando uma determinada aplicação ou serviço. A exigência entre a necessidade ambiental, econômica e social requer que os novos materiais possam atender estes requisitos, além da capacidade de transferência de tecnologia para que no âmbito social, a ciência atrelada a tecnologia, possa atender e gerar a conscientização em torno do uso racional dos materiais. Dentro desta linha de raciocínio destacamos os tijolos de solo-cimento que possibilita a confecção de tijolos de forma simples e acessível a população de baixa renda.

No âmbito do solo-cimento, remonta-se sua utilização por volta de 1800 em pavimentação de leitos de estradas para o tráfego de veículos puxados a cavalos. Nos idos de 1900 os estudos sobre estabilização dos solos ganharam novo impulso através dos estudos de Proctor aplicado para pavimentação, reservatórios, tijolo, blocos e paredes monolíticas. Em torno de 1944 surge os primeiros estudos normalizando os ensaios da utilização de solo-cimento para a pavimentação. *Abiko*, 1988, cita que na década de 60 foi construído uma prensa para a fabricação de tijolos solo-cimento pelo Centro Interamericano de Vivenda, na Colômbia. No Brasil data-se as primeiras construções em solo-cimento nos anos de 1945 e 1948. No entanto, em meados do ano de 1970 os estudos da Associação Brasileira de Cimento Portland, os trabalhos do Centro de Pesquisa e Desenvolvimento do estado da Bahia e os do Instituto de Pesquisas Tecnológicas do estado de São Paulo impulsionaram a aplicação do solo-cimento em habitações populares. Atualmente, trabalhos tem sido desenvolvidos com o

uso de solo estabilizado, seja no âmbito da pavimentação ou da construção civil. Como os trabalhos de Barros et al.(1988), Bauer e Silva(1994), Ferreira et al.(1996).

Uma das grandes vantagens deste tipo de aplicação está no aspecto da limpeza do processo de fabricação, sem danos ao meio ambiente, desde que haja uma exploração das jazidas de forma racional e equilibrada.

Procuramos, neste trabalho, investigar a possibilidade de fabricação de tijolos solo-cimento com o uso do material argiloso da indústria de cerâmica de tijolos do Município de São Gonçalo do Amarante/RN. Propiciando melhoras em torno da condutibilidade térmica com adição do pó da fibra de coco. Uma vez que os trabalhos de Agopyan e Holmer, 1997, apontam para o uso da fibra de coco em matrizes frágeis na construção civil, além da sua capacidade isoladora, térmica e acústica, e sua resistência em meio alcalino em relação as demais fibras vegetais.

2. FABRICAÇÃO DOS TIJOLOS SOLO-CIMENTO

2.1 Matéria-prima

O solo utilizado sendo matéria-prima para a fabricação de tijolos cerâmicos apresentam altos teores de argila e grãos finos necessita de correção com areia. Desta forma o solo foi corrigido na composição 50% de areia para 50% de solo argiloso e 70% de areia para 30% de solo argiloso. Utilizou-se as peneiras ABNT N°40 e N°30 para a seleção dos grãos que formaram o solo corrigido e submetendo-os, juntamente com os tijolos fabricados sem correção de areia, aos ensaios de absorção, resistência à compressão e condutibilidade térmica.

O cimento utilizado foi convencional N° 32 nos traços 1:12, 1:10 e 1:8. A água de mistura, determinado pelo ensaios de compactação foi de 8,5% e o pó da fibra de coco utilizados nos teores de 6% e 4% em relação ao cimento, sendo a fibra moída em moinho elétrico e passada na peneira ABNT N°50.

2.2 Processo de fabricação

Para a fabricação dos tijolos solo-cimento maciço os seguintes procedimentos foram adotados:

- a) Homogeneização da mistura;
- b) Umedecimento da mistura homogeneizada;
- c) Prensagem manual da mistura;
- d) Alojamento dos tijolos na área de cura;
- e) Submeter os tijolos aos ensaios de absorção, compressão e selecionar as amostras para a condutibilidade térmica;

2.3 Tijolos solo-cimento

Os tijolos fabricados apresentaram as seguintes características dimensionais 23x11x5 (cm) enquadrando no padrão tipo II especificado pela ABNT tendo em média 2000g de solo/tijolo, tendo sido fabricados 60 tijolos no total.

2.1 Cura dos tijolos

Os tijolos fabricados foram curados à sombra, sem exposição ao vento e submerso em tanque de imersão por 23 dias após 6hs da fabricação dos tijolos, sendo encaminhados depois deste período para a verificação da resistência à compressão e absorção de umidade.

3 ENSAIOS REALIZADOS

3.1 Ensaios para a caracterização do solo

A caracterização do solo utilizada para este trabalho foi realizada com o solo inicialmente sem adição de areia, cuja adição se deu após os resultados preliminares obtidos pelos ensaios de caracterização do solo. Os ensaios foram realizados no laboratório de solos do Núcleo de Tecnologia da UFRN, atendendo as normas vigentes.

3.2 Verificação da resistência à compressão

Os ensaios de verificação da resistência à compressão foram realizados para os tijolos fabricados com e sem adição da fibra de coco no laboratório de materiais de construção no Núcleo de Tecnologia/UFRN, utilizando os traços de 1:10 e 1:8, tendo sido usado 39 tijolos para este ensaio empregou-se a máquina universal de ensaio à compressão Amsler, seguindo a norma NBR8492 para tijolos solo-cimento maciço. Os resultados encontram-se no gráfico 1, abaixo ilustrado.

3.3 Absorção de água

Os ensaios de absorção foram realizados no laboratório de solos do Núcleo de Tecnologia /UFRN com as amostras de tijolos solo-cimento com e sem adição de pó da fibra de coco, sendo os traços ensaiados de 1:10 e 1:8 com a granulometria ABNT 40 e 30. Foram ensaiados um total de 15 tijolos, padrão tipo II da ABNT especificado pela norma: NBR 8492, cujos resultados são apresentados no gráfico 2, abaixo.

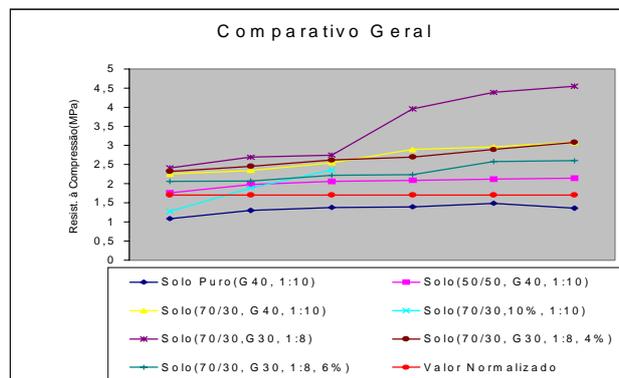


Gráfico 1 – gráfico comparativo entre os diversos tipos de tijolos solo-cimento fabricados(verificação à compressão).

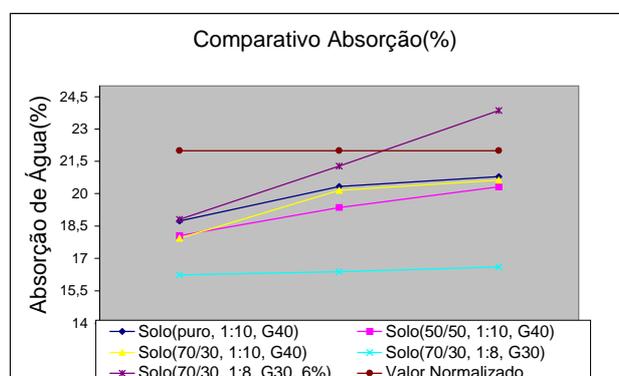


Gráfico 2 – Comparativo geral entre os diversos tijolos fabricados(absorção de umidade)

3.4 Condutibilidade térmica

Para a determinação da condutibilidade térmica foi confeccionado um aparato experimental para a sua determinação baseado na proposta de Hawkins e Jacob, 1957, e em Farhat, 1988. O sistema foi submetido a um gradiente de temperatura em regime permanente e uma vez que a condutibilidade térmica do bloco padrão é conhecida a condutibilidade da amostra foi determinada pela relação:

$$k_A = k_P \frac{(\Delta T)_P L_P}{(\Delta T)_A L_A}, \quad (1)$$

onde:

k_A e k_B - condutibilidade térmica da amostra e do padrão, respectivamente.

$(\Delta T)_A$ e $(\Delta T)_B$ - diferença de temperatura entre as faces da amostra e padrão, respectivamente.

L_A e L_B - espessura da amostra e padrão, respectivamente.

3.4.1 As amostras

As seguintes amostras foram selecionadas baseado nos ensaios de verificação da resistência à compressão e absorção de umidade e submetidas aos ensaios para determinação da condutibilidade térmica.

- Amostra A: Puro, traço 1:10, G40, sem adição
- Amostra B: 70/30, traço 1:10, G40, sem adição
- Amostra C: 70/30, traço 1:8, G30, sem adição
- Amostra D: 70/30, traço 1:8, G30, com adição à 6%

3.4.2 Processo de medição

As medições foram executadas no laboratório de metrologia no Núcleo de tecnologia/UFRN, aonde foi possível manter o meio ambiente a uma temperatura controlada durante todo o processo de medição. Usou-se um termômetro de bulbo, 0-100°C, 1°C, termopares de cobre-constantan e termômetro digital. A câmara fria, composta de água e gelo foi isolada do meio ambiente e as amostras eram alojadas 24hs antes do processo de medição. Usou-se um bloco padrão de zircônia e desprezou-se a resistência térmica provenientes do material das câmaras ($e=2\text{mm}$). O desenho esquemático do aparato experimental e o conjunto amostra e padrão são apresentados abaixo.

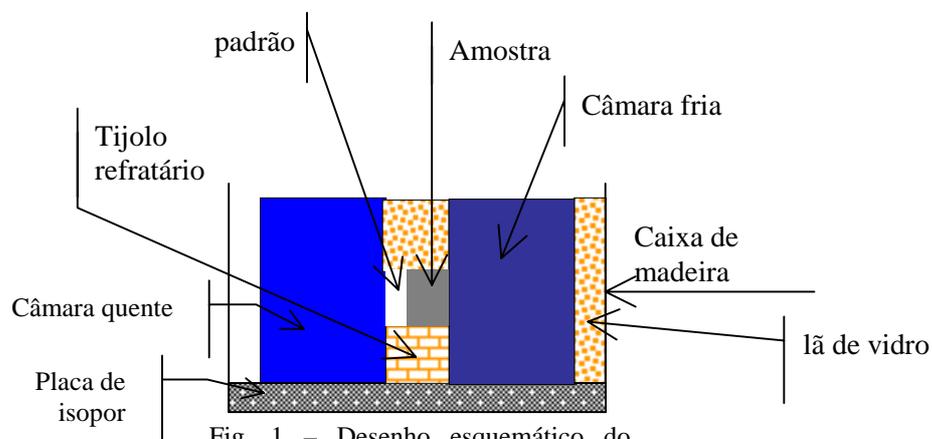


Fig. 1 - Desenho esquemático do aparato experimental confeccionado para a determinação da condutibilidade térmica

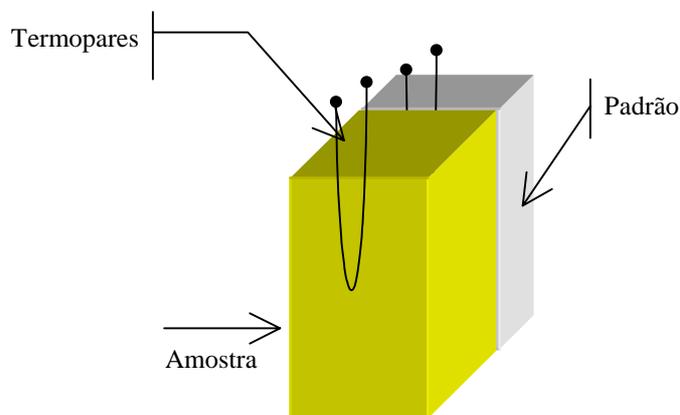


Fig. 2 - Desenho esquemático da posição dos termopares no conjunto amostra-padrão

O gráfico abaixo apresenta os resultados obtidos.

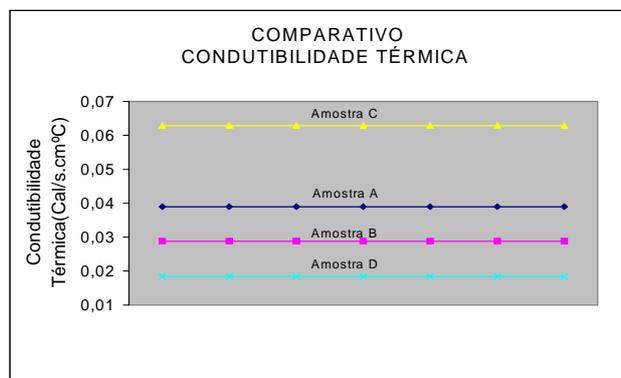


Gráfico 3 – comparativo entre condutibilidade térmica das amostras ensaiadas.

4 ANÁLISE DOS RESULTADOS

A cerca dos resultados apresentados destacamos o desempenho da amostra **D**, cuja condutibilidade térmica apresentada é menor que as demais amostras analisadas.

No caso da amostra **C**, que apresentou melhor desempenho nos ensaios de resistência à compressão e absorção, observou-se que os valores indicam que a amostra apresenta características isolantes inferiores as demais analisadas.

No que tange a adição do componente vegetal fica patente a sua influência sobre a resistência à compressão que propiciou uma diminuição em seu valor quando comparada com a mostra do mesmo traço e granulometria e sem adição da fibra na forma de pó.

Outro ponto a ser considerado é o efeito da porosidade e umidade na condutibilidade térmica, cujos resultados demonstraram que a amostra que apresentou a maior resistência e menor absorção é a mais condutiva.

Por outro lado, a que apresentou a maior absorção e menor resistência, quando comparada com as amostras de mesma composição, no caso 70/30, apresentou a menor condutibilidade térmica. Indicando, por sua vez, a influência da porosidade nas propriedades dos materiais e, conseqüentemente, o efeito na variação da condutibilidade térmica que pode ser constatado com a determinação da porosidade aparente de cada amostra analisada.

5. CONCLUSÃO

Diante dos tijolos fabricados, aqueles que seguem as características da amostra C são os que apresentam o melhor desempenho quanto a resistência à compressão e absorção sendo compatível aos tijolos tipo B, pela classificação da ABNT para tijolo maciço cerâmico para alvenaria. Sendo, portanto, tecnicamente competitivo com os outros tipos de tijolos existentes no mercado, como demonstra os trabalhos de Ferreira et al., 1996 e Binoto et al., 1996.

Os resultados indicaram a viabilidade da adição do pó da fibra de coco ao solo-cimento, pois houve melhora do desempenho dos tijolos fabricados com referência a condutibilidade térmica, conseqüentemente, melhorando as características de isolamento térmico.

No entanto é necessário um estudo aprofundado acerca do envelhecimento das fibras de coco nas matrizes de solo-cimento e seus efeitos nas propriedades térmicas e estruturais.

6. REFERÊNCIAS

- (1) Abiko, A, K, 1988, Solo-Cimento: Tijolos, Blocos e Paredes Monolíticas. Tecnologia de Edificações, São Paulo, Brasil.
- (2) ABNT, Associação Brasileira de Normas Técnicas, NBR 8491 – Tijolo maciço de Solo-Cimento, Especificação, 1984.
- (3) ABNT, Associação Brasileira de Normas Técnicas, NBR 8492 – Tijolo maciço de Solo-Cimento, Determinação da resistência à Compressão e Ensaio de Absorção de Água, 1984.
- (4) Agopyan, V., Savastano, H., 1997, Disponibilidade de Resíduos de Alguns Tipos de Fibra Vegetal No Brasil Para Uso em Componentes de Construção, 1º Seminário Iberoamericano de Materiais Compostos Fibroreforçadas, Memoriais, Santiago de Cali, Colômbia.
- (5) ASTM, American Society Standard, Steady-State Thermal Transmission Properties by Means of the Guarded Hot Plate, C 177-76; 1982.
- (6) Picchi, F.A., Cincotto, M.A., et al., 1988, Tijolo Solo-Cal, Tecnologia de Edificações, São Paulo, Brasil.
- (7) Bauer, F., Silva, M.R., 1992, O uso de Solo-Cimento na Construção, Materiais de Construção, V.2,.
- (8) Farhat, G.M., 1988, Métodos de Medição de Condutibilidade Térmica em Materiais com Propriedades Isolante Térmica; Tecnologia de Edificações, São Paulo, Brasil.
- (9) Ferreira, H.C., Galdino, A.G.S. et al., 1996, Estudo das Propriedades Físico-Mecânicas dos Tijolos Furados Produzidos no Estado da Paraíba no Anais do 12º Congresso Brasileiro de Engenharia e Ciências dos Materiais, Vol. 1, São Paulo, Brasil.
- (10) Hawkins, G.A., Jacob, M., 1954, Elements of Heat Transfer, Nova York, EUA.

PRODUÇÃO DE PÓ DE ALUMINA DE ELEVADA PUREZA VIA CALCINAÇÃO DE SAIS DE ALUMÍNIO

Cláudia Terezinha Kniess¹

Luiz Fernando Probst²

Nivaldo Cabral Kuhnen¹

Ingeborg Kühn³

Universidade Federal de Santa Catarina

Departamentos de Engenharia Química¹, Química² e Engenharia Mecânica³

88040-900, Florianópolis, SC, Brasil. E-mail: kniess@enq.ufsc.br

Resumo

A alumina, em sua fase cristalina alfa, tem tido emprego crescente na fabricação de diversos componentes da indústria mecânica devido suas excepcionais propriedades de elevada resistência ao desgaste e a altas temperaturas. Existem dois gargalos na fabricação de componentes de alumina: a produção de pós finos de elevada pureza e a sua conformação em larga escala e baixo custo. Abordando especificamente o primeiro problema, foi estudada uma metodologia alternativa para a produção de alfa-alumina a partir da calcinação de sais de alumínio derivados de ácidos voláteis. Para tal, partiu-se da mistura de nitrato de alumínio com hidróxido de sódio. A análise por espectroscopia infravermelho bem como a caracterização do pó via microscopia mostram que a concentração de hidróxido de sódio na mistura leva a otimização do processo quando obtido um pH de 10,5. Indicam também que a temperatura e o tempo de calcinação são determinantes sobre a fase cristalina formada.

Palavras-chave: alumina, processamento químico, cerâmica.

1. Introdução

As novas e potenciais aplicações tecnológicas dos materiais descritos como “cerâmicas avançadas” têm estimulado o desenvolvimento de novas técnicas para a preparação de pós cerâmicos com características especiais. Tais técnicas geralmente fazem uso de uma rota de processamento químico envolvendo a química de soluções ou reações de fase gasosa (Barringer *et. al.*, 1984). O processamento químico permite um controle mais eficiente das características físicas e químicas dos pós produzidos, a exemplo do tamanho de partícula e da pureza química. Estas características, quando monitoradas, podem conferir aos pós reatividade e sinterabilidade superiores aquelas dos pós cerâmicos preparados por outros métodos.

O desenvolvimento de uma microestrutura adequada durante o processamento é a condição básica para que diversas propriedades desejadas em um material cerâmico possam ser obtidas. O controle da microestrutura depende das técnicas de conformação e sinterização, das relações de fases, das cinéticas de mudança de fase, densificação e crescimento do grão e das características das matérias-primas. Em particular, para que um efetivo controle da microestrutura possa ser exercido, a qualidade dos pós cerâmicos utilizados devem ser rigorosamente controlada (Costa, 1996 / Chermant, 1989).

Dentre os fatores que determinam a qualidade de um pó estão fatores físicos e químicos, conforme resumidamente apresentados na Tabela 1.

As cerâmicas técnicas em alumina têm sido um dos materiais especiais que mais teve desenvolvimento e crescimento de consumo na última década (ACS Handbook, 1985 / Oller, 1989), devido as suas propriedades e aplicabilidade. O uso da alumina tem tido papel de destaque em aplicações onde se necessita elevada resistência mecânica, particularmente em altas temperaturas, ou situações onde se requeiram produtos de alta dureza superficial e resistência ao desgaste, resistência a fluência em temperaturas superiores a 1440⁰ C e inércia química perante ácidos e bases, tais como guias, elementos de aquecimento, assentos de válvulas, pinos e placas para a indústria têxtil, etc.

Tabela 1 – Fatores físicos e químicos determinantes na qualidade de um pó cerâmico.

Fatores físicos	Fatores químicos
Tamanho médio de partícula Distribuição de tamanhos	Pureza Homogeneidade/heterogeneidade dos dopantes
Área superficial Forma Estado de aglomeração	Homogeneidade partícula/partícula Espécies absorvidas/adsorvidas

É utilizada ainda como aditivo (em teores normalmente inferiores a 5%) a fim de otimizar propriedades específicas superficiais (resistência ao desgaste, a abrasão ou ao risco; absorção de tinta; saturação de cor; reflexão de raios UV, etc.), propriedades térmicas e/ou propriedades elétricas.

E, por fim, a alumina é largamente empregada no polimento químico ou mecânico, sendo bastante conhecido o seu uso na metalografia ou no polimento de discos rígidos e lentes oftalmológicas, sendo ainda utilizada na óptica de precisão, na abrasão dentária e na microdermoabrasão (<http://www.psidragon.com/>, <http://www.rmc.com/gen/markets.html>, <http://www.baikowskichimie.com/>, <http://www.reade.com/>)

Considerando o exposto, decidiu-se por estudar uma metodologia alternativa para a produção de pó de alumina de elevada pureza (superior a 98,5%) a partir de matéria prima de baixo custo relativo. A metodologia proposta bem como a análise do pó obtido são a seguir descritas.

2. Processamento Químico

A precipitação química em solução homogênea é uma das técnicas de preparação de pós cerâmicos mais antigas, sendo ainda amplamente utilizada visto o equipamento de laboratório relativamente simples que exige e sua potencialidade no que diz respeito a produção de pós com características ideais; apresentam um elevado grau de homogeneidade química e estequiométrica, normalmente são finamente particulados e apresentam reatividade sinterabilidade melhoradas quando comparados aos pós obtidos por outros métodos (Costa, 1996). As composições de diferentes solutos em tais soluções são extremamente sensíveis a um número de parâmetros entre os quais o pH, a temperatura e natureza dos ânions presentes na solução onde a precipitação é efetuada.

Do ponto de vista químico/mineralógico a combinação dos átomos de alumínio, oxigênio e hidrogênio pode formar basicamente três tipos de compostos cristalinos: Al₂O₃, na forma de

corindon, AlOOH , na forma alfa como diásporo ou gama como bohemita e $\text{Al}(\text{OH})_3$, chamada de nordstrandita, na forma alfa, chamada de bayerita ou na forma gama como gibsitita.

A forma Al_2O_3 é pura, com estequiometria bem definida, recebendo os nomes de corindon ou alumina alfa, fase de maior interesse para a fabricação de cerâmicas técnicas. A temperatura de fusão da alumina alfa é de $2045^\circ\text{C} \pm 6^\circ\text{C}$ (Stainer, 1997).

O corindon consiste em uma das fases cerâmicas existentes de maior dureza, sendo superado apenas pelo diamante e por alguns materiais sintéticos com a mesma estrutura do diamante. A alumina alfa cristaliza no sistema hexagonal romboédrico. A estrutura apresenta um empacotamento hexagonal compacto de íons oxigênio. Cada íon Al está octaédricamente coordenado por seis oxigênios.

O alto grau de estabilidade termodinâmica da alumina é responsável por muitas propriedades úteis, tais como alta inércia química, alta resistência à corrosão e baixa degradação térmica.

Na utilização da alumina, duas características são muito importantes (Cartone, 1986):

- *Teor de soda (na formação de óxido de sódio, Na_2O), óxido que atua como um fundente energético, causando deterioração nas propriedades do material sintetizado, prejudicando os valores de densidade, resistência ao choque e resistência mecânica do material cerâmico. Além disso, o íon sódio tem grande influência sobre propriedades reológicas da barbotina, principalmente sobre a estabilidade e o pH.*

- *Nível total de impurezas, como por exemplo óxidos de ferro, titânio e cromo.*

Vários fabricantes mundiais de pó de alumina utilizam o processamento químico como técnica básica.

3. Metodologia Experimental

Foram preparadas amostras diferenciadas de óxido de alumínio, nos quais foram possíveis algumas alterações no que diz respeito a concentração de hidróxido de sódio (NaOH), com conseqüentes modificações nos potenciais hidrogeniônicos das soluções.

Utilizou-se uma solução de nitrato de alumínio preparada pela dissolução de 32g de $\text{Al}(\text{NO}_3)_3 \cdot 9\text{H}_2\text{O}$ (RIEDER-DE-HAËN) em 30ml de água destilada.

O agente precipitante utilizado foi o hidróxido de sódio, NaOH (BIOTEC), preparado a partir de 14g deste agente dissolvido em 200ml de água destilada, formando assim uma solução de concentração molar igual a 3,5.

O controle do pH se fez através da introdução do eletrodo do pHmêtro na solução durante a precipitação, ou seja durante o gotejamento da solução de NaOH . Tal procedimento é finalizado quando alcançado o pH previamente desejado. Além do pH inicial, mediu-se também o pH da solução matriz após 24 de envelhecimento. Após o envelhecimento o precipitado foi filtrado sob vácuo, lavando-se o mesmo com água gelada durante a filtragem.

Este procedimento deu origem as amostras Al_2O_3 O de pH igual a 9.30, Al_2O_3 P de pH igual a 10.25 e Al_2O_3 Q de pH igual a 11.20 (Tabela 2). Estas amostras foram submetidas a calcinação na temperatura de 1000°C em forno mufla durante 6 horas, sendo as mesmas codificadas como Al_2O_3 O1000, Al_2O_3 P1000 e Al_2O_3 Q1000. Estudos feitos por Kniess & Probst. (1998), comprovam que esta temperatura de calcinação confere a formação da forma α - alumina.

No entanto, com a finalidade de avaliar também a influência da temperatura de calcinação sobre o tamanho e a forma das partículas de pó, submeteu-se a amostra Al_2O_3 P a calcinação nas temperaturas de 300°C e 800°C (Al_2O_3 P300 e Al_2O_3 P800 respectivamente).

Após este processo, as amostras foram submetidas a moagem em Grau sob mesmas condições.

A caracterização do tamanho e forma das partículas foi realizada em microscópio eletrônico de varredura (MEV) Philips XL30. Foram também realizadas análises de composição química qualitativa via microsonda eletrônica acoplada ao MEV, e análise quantitativa via espectrometria de absorção atômica, onde o teor de sódio foi determinado.

Tabela 2. Características de preparação das aluminas

Código da amostra	pH	Volume de $\text{Al}(\text{NO}_3)_3$	Volume de NaOH gasto
Al_2O_3 O	9,30	30 ml	56,2 ml
Al_2O_3 P	10,25	30 ml	57,0 ml
Al_2O_3 Q	11,20	30 ml	62,3 ml

4. Resultados e Discussão

A Figura 1 apresenta microfotografias das amostras Al_2O_3 O1000 e Al_2O_3 Q1000 respectivamente. Observem-se as diferenças das mesmas decorrentes da diferença entre os valores de potenciais hidrogeniônicos. Ambas amostras apresentam um elevado grau de aglomeração, indicando que o tempo de moagem foi insuficiente para estas condições. A Figura 2 apresenta a amostra Al_2O_3 Q, destacando uma região que apresenta um menor grau

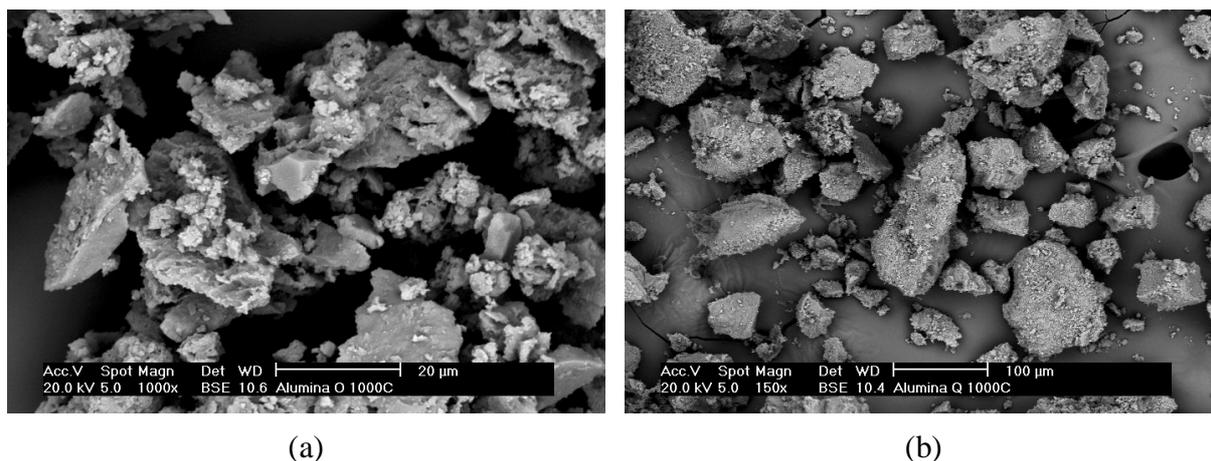


Figura 1. Microfotografias de pó de alumina com pH de (a) 9,30 - Al_2O_3 O e (b) 11,20 - Al_2O_3 Q, calcinado a 1000°C durante 6 h.

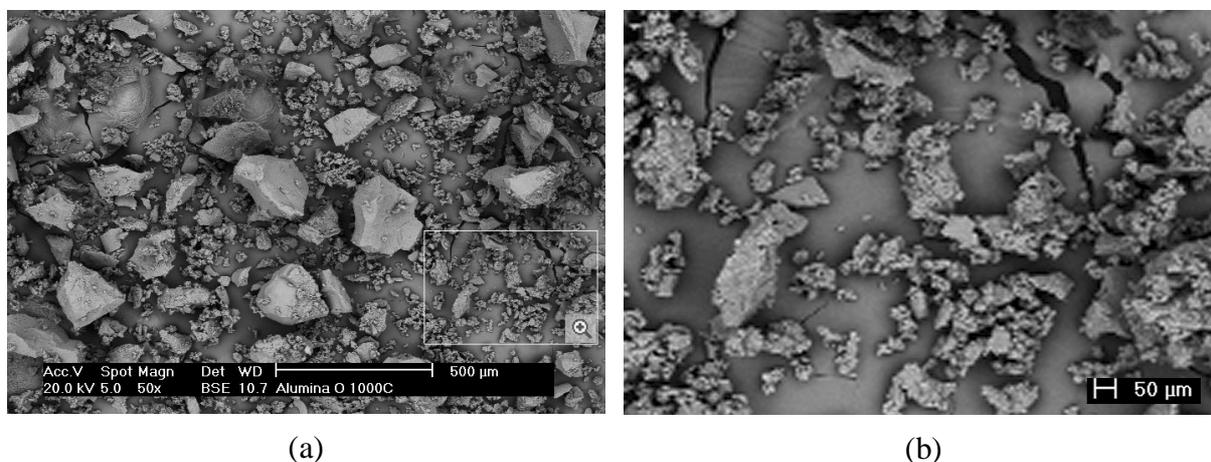


Figura 2. (a) Pó de Al_2O_3 com pH 11,20; (b) ampliação da região assinalada em (a).

de aglomeração, a fim de que possam ser observados o tamanho (inferior a 10 μm) e a forma (bastante irregular) das partículas de alumina decorrentes desta metodologia de fabricação.

A área superficial e o tamanho dos poros podem ser controlados pela quantidade de hidróxidos de alumínio precipitados. Conforme Huang (1989), White (1989), Walpole (1989) e Trimm (1989), este controle é oriundo do pH no qual a precipitação ou o envelhecimento é conduzido.

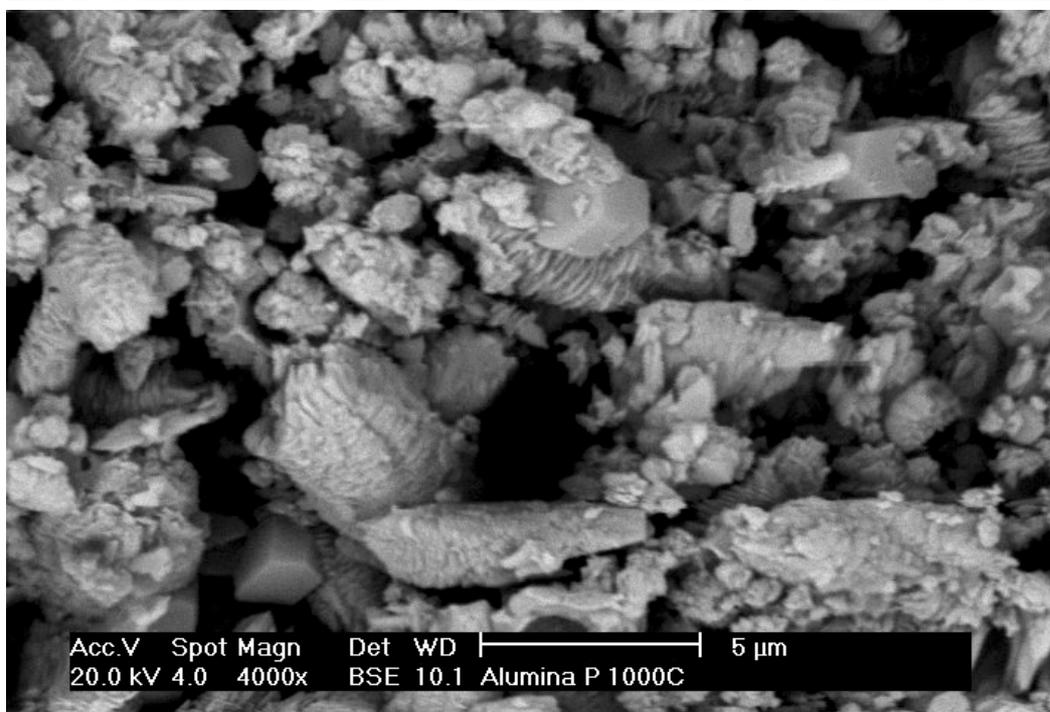
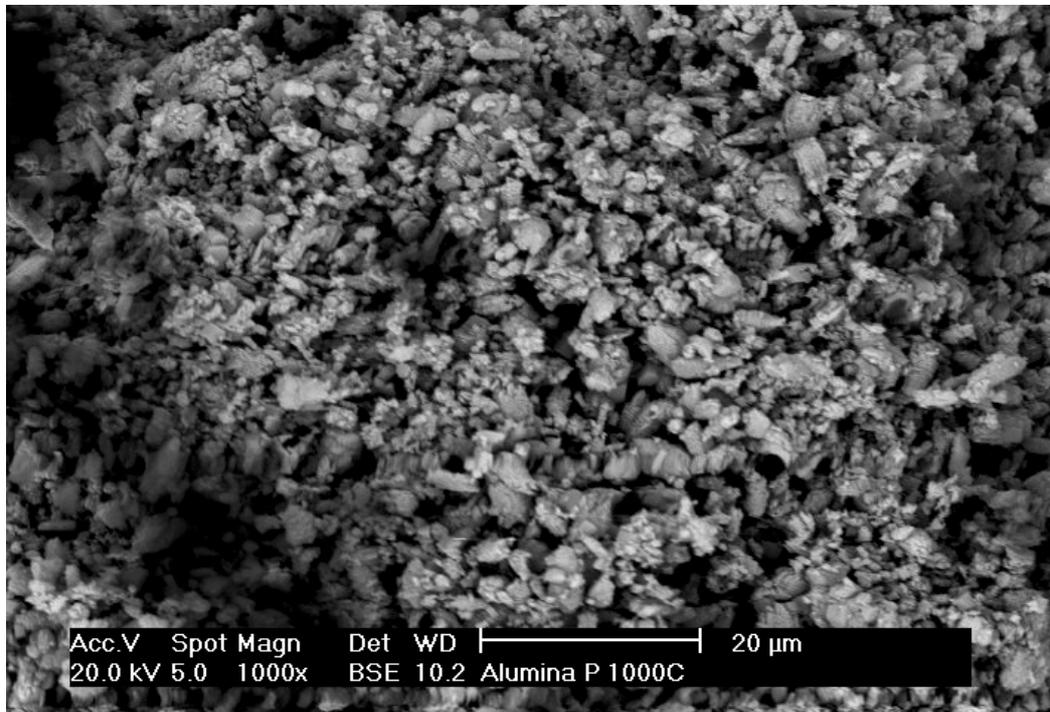


Figura 3. Microfotografias de pó de alumina com pH de 10,25 , calcinado a 1000° C durante 6 h (a) vista geral do pó e (b) detalhamento de forma e tamanho de partícula.

A importância da influência do pH e do envelhecimento do precipitado é devida a polimerização de íons água à policátions. A medida que o pH da solução é aumentado, os íons água dos metais que possuem óxidos básicos ou anfóteros geralmente sofrem polimerização. O polímero formado por alumínio (III) é um dos exemplos mais comuns.

A Figura 3 mostra pó de alumina do tipo P, que apresentou valor de pH intermediário aos anteriores (10,25). Note-se que, neste caso, o grau de aglomeração é bastante pequeno. Pode-se observar (Figura 3 (b)) que as partículas apresentam predominantemente forma irregular tendendo a lamelar, e pequeno tamanho. Algumas partículas (cerca de 10% do total), com cerca de 2µm de tamanho, mostram-se poligonais.

A forma obtida é particularmente interessante, dado que partículas irregulares induzem o aparecimento de componentes de torque e de cisalhamento na força interpartícula, e estes componentes, por sua vez, são considerados os responsáveis pelo rearranjo que conduz a densificação.

O fato das partículas apresentarem-se dentro de uma estreita faixa de distribuição de tamanho é também bastante interessante uma vez que esta morfologia contribui para o aumento da densificação, pois além de favorecer a taxa de sinterização, limita o movimento dos contornos evitando o crescimento excessivo dos grãos, conforme demonstrado por Chowdry e Cannon (*apud* Costa, 1996) na sinterização de β - alumina.

Estes resultados indicam que este é o valor de pH mais indicado para a produção de pó de alumina via metodologia proposta.

A Figura 4 ilustra os casos onde a calcinação da alumina com pH de 10,25 foi efetuada a temperaturas mais baixas: 300° e 800° C respectivamente. Note-se que, no caso da calcinação a 300° C, a forma e o tamanho de partícula são semelhantes aos obtidos quando da calcinação a 1000° C, contudo o grau de aglomeração é relativamente maior. Já no caso da calcinação a 800° C, predominam partículas de forma poligonal complexa e de maior tamanho. Nesta situação também verificou-se um elevado grau de aglomeração.

Conforme mostra a Figura 4, as propriedades físicas da fase cristalina formada, tais como área superficial e porosidade, podem ser alteradas significativamente durante o processo de calcinação (<http://www.rmc.com/gbu/bauxitealumina/ba/calcine.html>, fev/2000). Durante a calcinação, a água (ligada tanto física como quimicamente) é removida, transformando o hidrato em óxido.

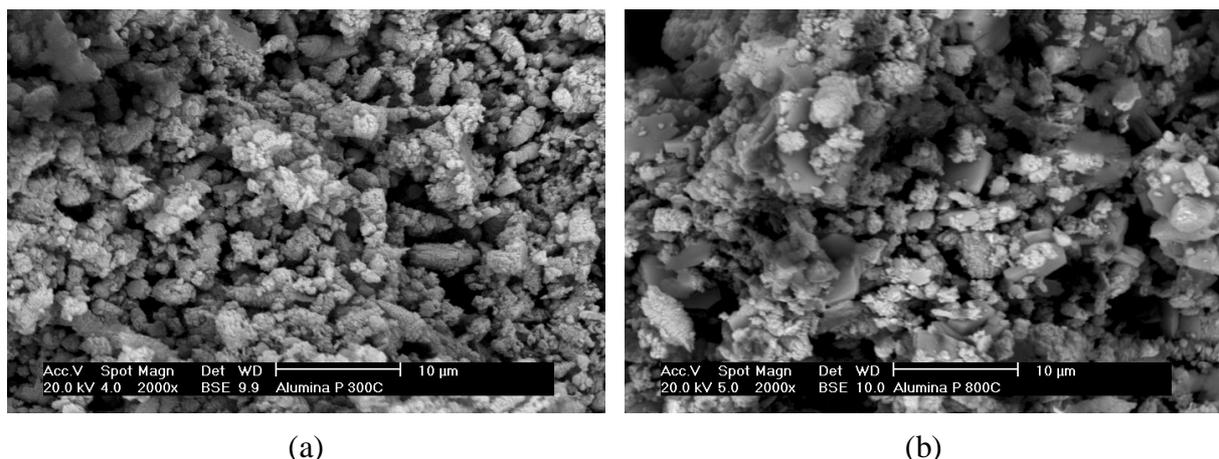


Figura 4. Microfotografias de pó de alumina com pH 10,25 calcinado a (a) 300° e (b) 800° C durante 6 h.

Na Figura 5 podem ser observados os perfis de concentração da composição química, obtidos via microsonda, para os casos de calcinação em 300°, 800° e 1000° C de Al_2O_3 com

pH 10,25. Este resultados são um indicativo do elevado grau de pureza da alumina processada por esta metodologia, e corroboram os já obtidos por Kniess & Probst (1998) anteriormente. O teor de soda apresentado (1,07%, conforme os resultados de espectrometria de absorção atômica) é suficientemente baixo para não comprometer a resistência mecânica ou a tenacidade, propriedades estas particularmente afetadas por esta impureza. O hidróxido de sódio pode ainda ser minimizado via lavagem do pó em água gelada.

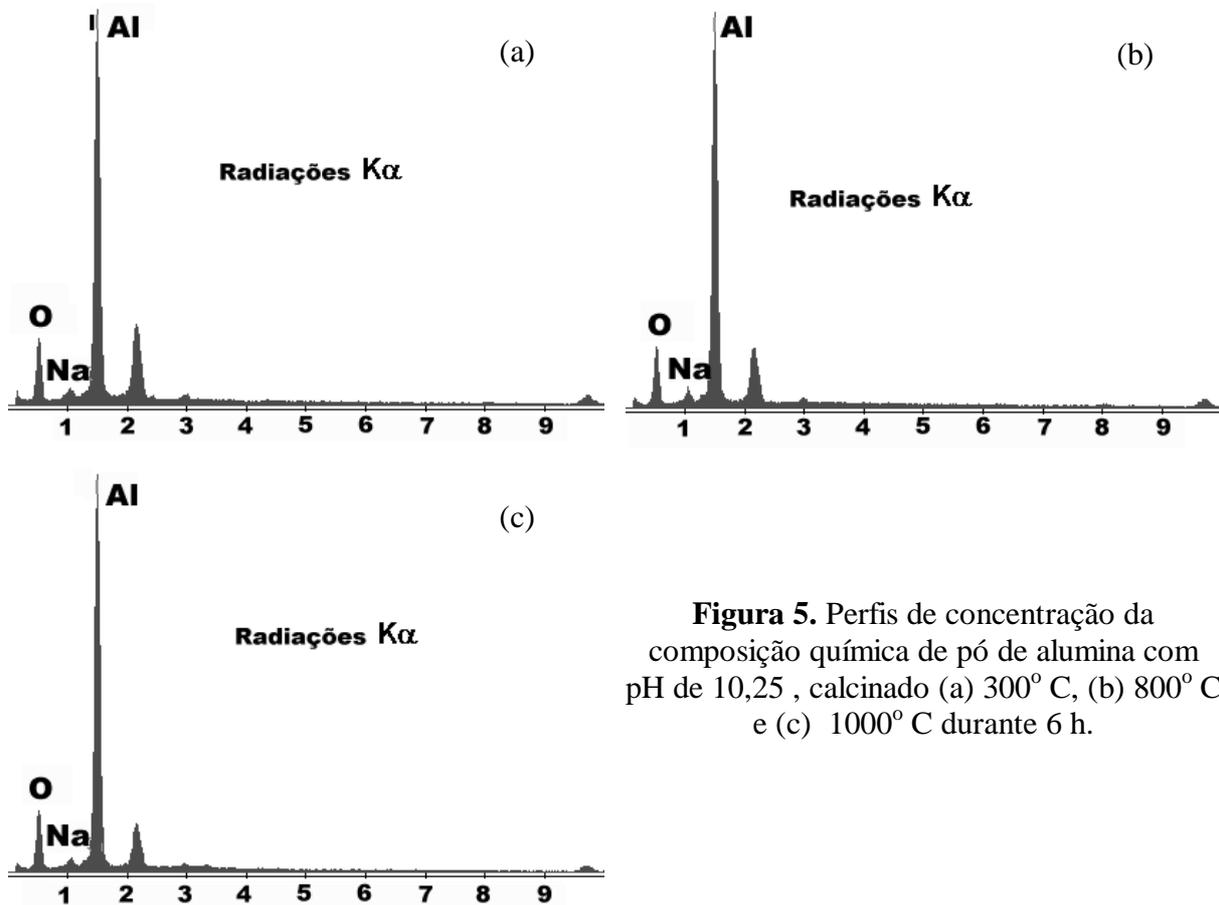


Figura 5. Perfis de concentração da composição química de pó de alumina com pH de 10,25, calcinado (a) 300° C, (b) 800° C e (c) 1000° C durante 6 h.

5. Conclusões

Os resultados mostram que é possível fabricar pó de alumina de pequeno tamanho de partícula e elevada pureza química através da metodologia proposta, ou seja:

- √ precipitação de nitrato de alumínio em hidróxido de sódio,
- √ calcinação do precipitado dando origem ao óxido, e
- √ moagem das partículas de óxido de alumínio.

Os fatores mais influentes sobre as características da alumina assim produzida são o pH da solução durante a precipitação e a temperatura de calcinação.

Os melhores resultados foram obtidos para um valor de pH de 10,25 e temperatura de 1000° C.

Pelas características apresentadas, pode-se dizer que este pó tem ampla aplicabilidade, podendo ser utilizado na indústria de catálise, no polimento e na fabricação de componentes mecânicos diversos sujeitos ao desgaste, temperaturas elevadas e ataques químicos.

6. Referências

- Barringer, E., Fegley, B., Pober & R. L. E Bowen, H. K., *apud* Hench, L. L. & Ulrich, D.R. (ed), 1984. "Ultrastructure Processing of Ceramic, Glasses and Composites". Wiley, New York, 315p.
- Carbone, T. J., 1986. "Aluminas para Indústria Cerâmica". *Cerâmica*, Vol. 32 nº 203, pp 309-314.
- Chermant, J. L., 1989, "Les Ceramiques Thermomecaniques", Presses du CNRS, Paris, France, 202p.
- Costa, B. J., 1996. "Processamento Químico de Pós Cerâmicos para a Produção de Cerâmicas Avançadas", *Boletim Técnico* nº 66, Tecpar, Curitiba, Brazil, pp. 1-30.
- <http://www.baikowskichimie.com/>, fev/2000.
- <http://www.psidragon.com/>, fev/2000.
- <http://www.rmc.com/gen/markets.html>, fev/2000.
- <http://www.rmc.com/gbu/bauxitealumina/ba/calcline.html>, fev/2000.
- <http://www.reade.com/>, fev/2000.
- Kniess, C. T. & Probst, L. F. D., 1998. "Preparação de Aluminas e Misturas de Aluminas e Cerinas. Caracterização Através de Espectroscopia Infravermelho e Reações de Desidratação do Etanol". Relatório, Universidade Federal de Santa Catarina, Florianópolis, Brazil, 57p.
- Oller, S., 1989, "Nuevos Materiales Estructurales Ceramicos en Ingeniería", Universidad Politécnica de Cataluña, Barcelona, España, 161p.
- Stainer, D., 1997. "Influência dos Parâmetros de Processo na Sinterabilidade de Elementos de Moagem em Alta Alumina". Dissertação. Universidade Federal de Santa Catarina, Florianópolis, Brazil, 100p.
- Trimm, D. L., Walpole, A., Huang, Y. et al, 1989. *Appl. Catal.*, Vol. 56, pp. 177-182.
- _____ Alumina Chemicals, *Science and Technology Handbook*, 1985. The American Ceramic Society, Westerville, Ohio, USA.

CARACTERÍSTICAS DA CAMADA ENDURECIDA POR TÊMPERA SUPERFICIAL DE JUNTAS HOMOCINÉTICAS NAS CONDIÇÕES NOVA, USADA E RECONDICIONADA

Marcelo Martins ¹

Fernando José Gonçalves Fernandes ¹

Ingeborg Kühn Arroyo ²

Universidade Federal de Santa Catarina

Programa de Pós-Graduação em Ciência e Engenharia dos Materiais ¹

Departamento de Engenharia Mecânica ²

88040-900, Florianópolis, SC, Brasil. E-mail: macopala@portadig.com.br

Resumo

Com o objetivo de avaliar as camadas endurecidas por têmpera superficial em juntas homocinéticas, recorreu-se a diversas técnicas experimentais. O estudo partiu de peças existentes no mercado, sendo que uma peça era nova, outra recondicionada e outra usada, e limitou-se apenas aos detalhes do componente sino, de maneira que se pudesse comparar as possíveis diferenças existentes nos mesmos. Conclui-se que o uso de juntas homocinéticas recondicionadas não é recomendado, considerando-se variações de dureza no alojamento das esferas, falta de controle no processo de retificação, profundidade de têmpera variável de canal para canal e custo de aquisição.

Palavras-chave: juntas homocinéticas, recondicionamento, martensita revenida.

1. INTRODUÇÃO

O uso de juntas homocinéticas no automóvel é fundamental por proporcionar ao mesmo suavidade nos movimentos de tração e direção, velocidades sem flutuações nos eixos primários e secundários, adaptando-se a movimentos em vários ângulos.

As juntas homocinéticas (Figura 1) são compostas por uma ponta de eixo, também chamada sino, que é ligada ao cubo da roda. No seu interior existem seis canais ou pistas, de seção semicircular, onde são encaixadas seis esferas de aço. Através de um anel chamado "gaiola", essas esferas tem controlada sua posição longitudinal nos canais. Acoplado a estes componentes, está um anel interno que possui seis canais similares aos do sino, porém usinados na sua superfície externa. Este anel fica ligado ao eixo motriz (ATH-Albarus, 1998 / O Livro do Automóvel, 1981).

Este conjunto garante uma restrição de movimento das esferas ao longo dos canais, de modo que os centros destes sempre estejam em um plano bissetor (médio) do ângulo que formam os eixos motriz e móvel, o que é essencial para que a transmissão se efetue a velocidade constante (*idem*).

O movimento relativo das esferas nas pistas somado aos esforços atuantes, gera um desgaste apreciável nas pistas (do sino e do anel interno) bem como nas esferas. Este desgaste pode ser minimizado através do uso de materiais com características apropriadas para esta finalidade. O aço é o material por excelência para a manufatura destes componentes (Kühn,

1989) e a têmpera e o revenido (superficial, no caso das pistas) são os tratamentos térmicos adequados para conferir elevada resistência ao desgaste.

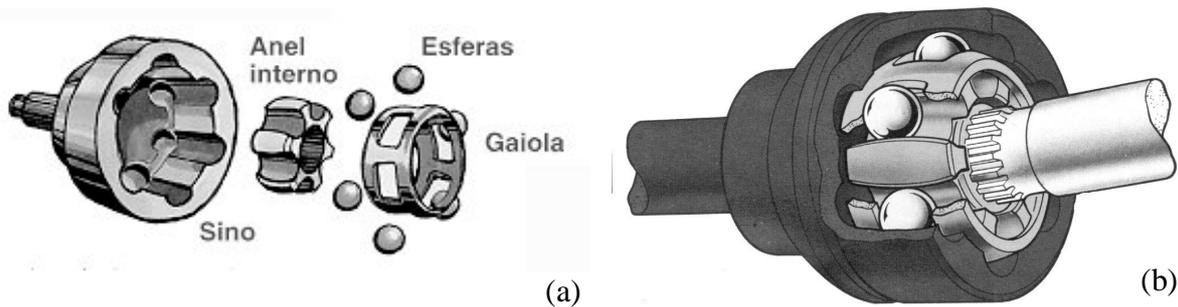


Figura 1. Representação de juntas homocinéticas (a) decomposta em seus diversos partes e (b) montada entre o cubo da roda e o eixo de transmissão.

Apesar de serem produtos de tecnologia sofisticada, itens de segurança sem os quais o carro não anda, as juntas homocinéticas sofrem de um problema crônico: o recondicionamento. Esse mal se abate sobre dezenas de tipos de autopeças, suportado pelo apelo do custo de aquisição e pelo desconhecimento dos proprietários de automóveis sobre esses produtos. O recondicionamento normalmente consiste no reaproveitamento de peças usadas que são reprocessadas. Em alguns casos, o reprocessamento é realizado por meio de técnicas adequadas, contudo esta não é a norma. Especificamente no caso das juntas homocinéticas, é comum verificar-se o enchimento de solda como recurso básico para recuperar as regiões afetadas por excessivo desgaste.

Em conseqüência, observou-se a necessidade de comparar algumas características essenciais entre juntas homocinéticas nas condições nova, usada e recondicionada, de modo a verificar o grau de confiabilidade exibido pelo produto reaproveitado. Para tal, selecionou-se o componente sino como objeto de estudo.

As juntas homocinéticas utilizadas neste trabalho foram manufaturadas por dois fabricantes distintos: Albarus (nova) e Volkswagen (recondicionada e usada). A junta recondicionada foi reprocessada por empresa desconhecida.

2. METODOLOGIA EXPERIMENTAL

Visando verificar o grau de precisão dimensional, quantificar a perda de material e de propriedades devido ao desgaste, bem como caracterizar as regiões submetidas ao reprocessamento do componente sino, em especial de seus canais, foram realizados os seguintes ensaios

- análise da composição química via espectroscopia ótica,
- macrografia, conforme a norma NBR 6217,
- medição de dureza da camada endurecida por têmpera,
- medição da espessura desta camada via microscopia ótica,
- análise microestrutural via microscopia ótica e microscopia eletrônica de varredura.

Para a medição de dureza foi utilizado um durômetro Vickers da WPM - Heckert.

A medição da espessura da camada endurecida por têmpera foi realizada em um microscópio de medição através de projeção episcópica. As amostras foram colocadas sobre uma mesa cujo deslocamento era controlado por micrômetro analógico com resolução de 0,001 mm.

Para as análises micrográficas foram utilizados os microscópios Carl Zeiss - Neophot 30 (óptico) e Philips XL 30 (eletrônico). A preparação das amostras para metalografia seguiu o procedimento padrão. Foi usado Nital a 2% para o ataque químico.

3. RESULTADOS E DISCUSSÕES



Figura 2. Juntas homocinéticas estudadas.

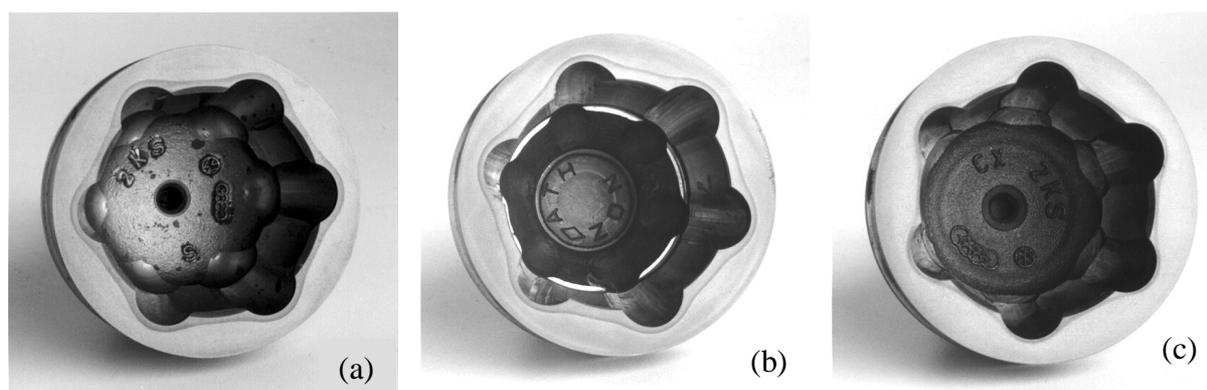


Figura 3. Interior dos sinos das juntas homocinéticas analisadas: (a) nova, (b) recondicionada e (c) usada.

Tabela 1. Composição química do material do sino de juntas homocinéticas nas condições nova, recondicionada e usada.

ele- mento	Junta (%)			ele- mento	Junta (%)		
	<i>nova</i>	<i>recond.</i>	<i>usada</i>		<i>nova</i>	<i>recond.</i>	<i>usada</i>
C	0,525	0,547	0,524	Co	0,020	0,024	0,0221
Si	0,243	0,270	0,214	Cu	0,126	0,125	0,126
Mn	0,864	0,923	0,751	Nb	< 0,005	< 0,005	< 0,005
P	0,021	0,023	0,012	Ti	0,002	0,003	0,002
S	0,025	0,036	0,029	V	< 0,005	< 0,005	< 0,005
Cr	0,143	0,108	0,117	W	< 0,005	< 0,005	< 0,005
Mo	0,010	0,008	0,041	Sn	< 0,005	0,013	< 0,005
Ni	0,114	0,054	0,089	Fe	97,83	97,77	97,99
Al	0,012	0,038	0,019				

A Figura 2 apresenta as três juntas homocinéticas estudadas neste trabalho. Na Figura 3, o componente sino é mostrado em maiores detalhes. Note-se que, com uma simples inspeção visual, não é possível distinguir uma junta nova de uma recondicionada.

A Tabela 1 apresenta os resultados da análise química para os três tipos de sino: novo, recondicionado e usado. Estes resultados indicam que o material é um aço comum ao carbono, classificável como ABNT 1050.

A espessura da camada endurecida por têmpera superficial pode ser vista na Tabela 2 e na Figura 4.

Tabela 2. Espessura da camada temperada superficialmente nos canais dos sinos de juntas homocinéticas.

junta	espessura da camada temperada por canal (mm)					
nova	1,68	1,68	1,70	1,66	1,66	1,69
recondicionada	1,85	1,77	1,77	1,89	2,00	2,01
usada	1,25	1,27	1,28	1,28	1,28	1,29

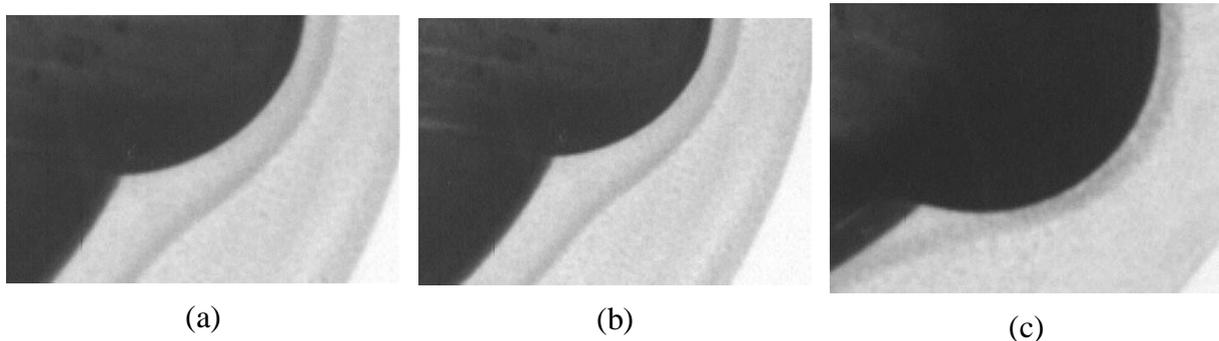


Figura 4. Detalhe da camada endurecida por têmpera superficial dos canais dos sinos de juntas homocinéticas (a) nova, (b) recondicionada e (c) usada.

Dos dados contidos na Tabela 2, pode-se constatar que a espessura da camada endurecida é maior no caso da junta recondicionada e menor na junta usada (inclusive detectável na fotografia da Figura 4 (c)). Nota-se ainda uma variação significativa de espessura entre os diversos canais da junta recondicionada.

Para o caso da junta usada esta menor espessura era esperada, uma vez que o desgaste proveniente do uso do componente leva à perda de material.

Quando o desgaste é excessivo, como o verificado na junta usada, o recondicionamento geralmente consiste no preenchimento dos canais com solda seguido de alívio de tensões, posterior retífica a fim de que o componente readquira suas dimensões e, finalmente, têmpera superficial e revenido. A análise metalográfica mostrou que este não foi o procedimento adotado no recondicionamento da junta analisada neste trabalho. Neste caso, o recondicionamento consistiu em simples retífica para remoção das crateras causadas pelo desgaste seguida de têmpera e revenido.

Os resultados contidos na Tabela 2 indicam que o processo de retífica dos canais bem como o tratamento posterior de têmpera não foram convenientemente executados. Alguns problemas podem decorrer destes procedimentos: a heterogeneidade observada na espessura da camada temperada é indicativo de tolerâncias dimensionais não respeitadas, o que pode ocasionar um maior desgaste de todo o conjunto (Das, 1996).

A Tabela 3 apresenta a dureza da camada endurecida por têmpera superficial para as três condições em análise. As Figuras 5 a 7 mostram microfotografias das três condições de estudo.

Comparando-se os dados da Tabela 2 com as microestruturas mostradas nas Figuras 5 a 7, pode-se constatar que o revenido foi realizado a aproximadamente 350° C (Kühn & Horn-Vieira, 1996 / Honeycombe, 1981), tanto no caso da junta nova como no da recondicionada. O

aspecto da martensita remanescente na junta usada indica uma temperatura de revenido de cerca de 300° C (*idem*). O valor mais baixo de dureza neste caso deve-se a heterogeneidade microestrutural, uma vez que o desgaste provocou a perda de parte da camada endurecida.

Tabela 3. Dureza das regiões martensíticas dos canais de sinos de juntas homocinéticas.

<i>junta</i>	<i>nova</i>	<i>recondicionada</i>	<i>usada</i>
dureza HV (kgf/mm ²)	675	675	494

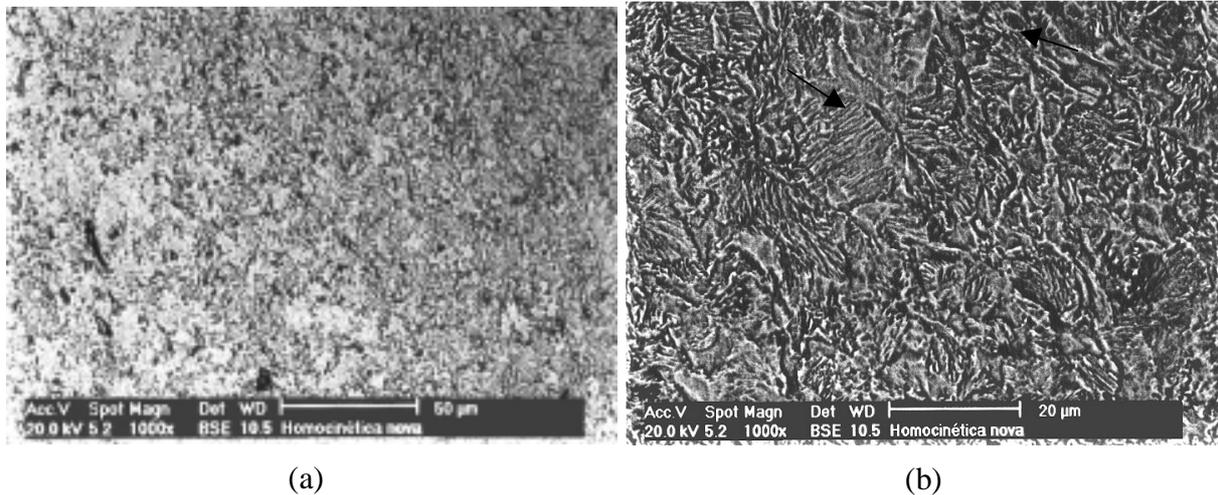


Figura 5. Microestrutura da camada endurecida por têmpera superficial da junta homocinética nova. (a) estrutura martensítica bastante homogênea e (b) ampliação indicando que a temperatura de revenido foi de cerca de 350° C.

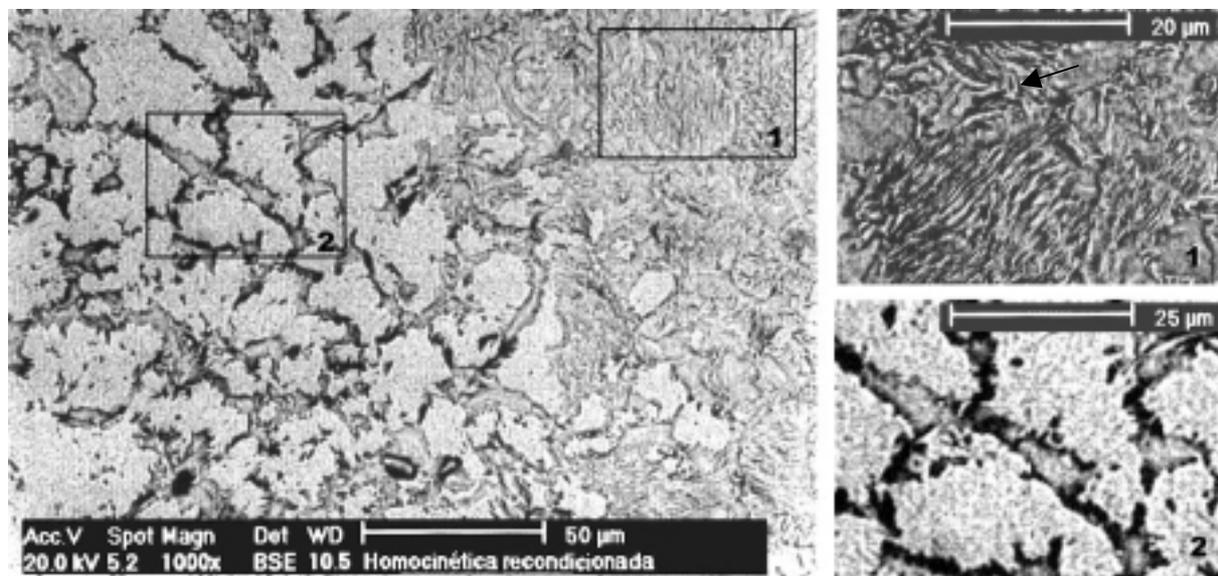


Figura 6. Microestrutura da camada endurecida por têmpera superficial da junta homocinética recondicionada, vendo-se em detalhe as regiões (1) inteiramente martensítica e (2) de granulação grosseira, típica de revenido em temperatura elevada.

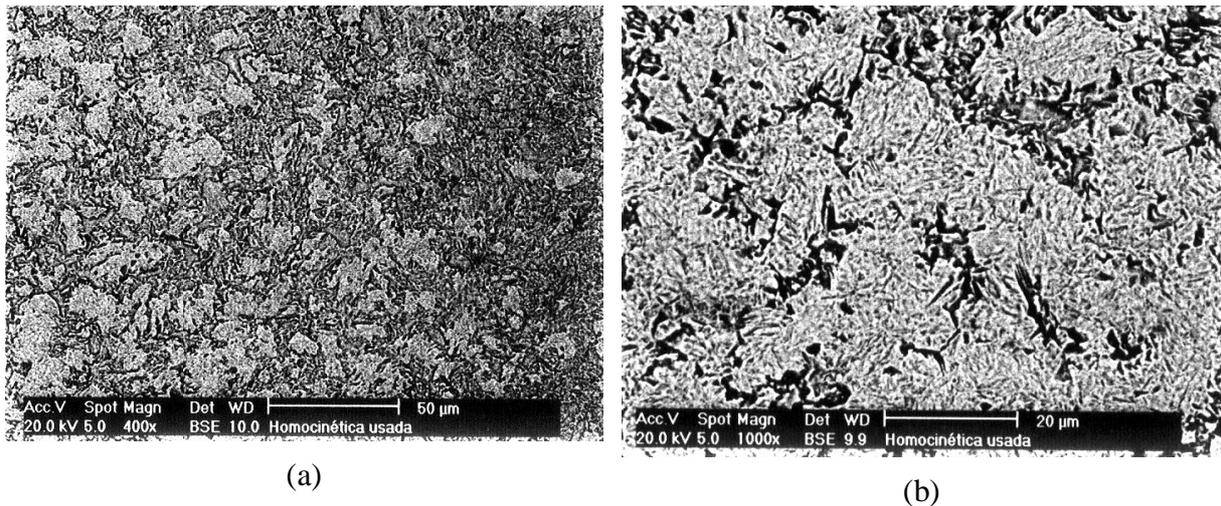


Figura 7. Microestrutura da camada endurecida por têmpera superficial da junta homocinética usada. (a) estrutura heterogênea, predominantemente martensítica e (b) ampliação para melhor caracterização da martensita.

A microestrutura martensítica encontrada nos três casos é caracterizada pela presença de cementita em bastonetes preponderantemente com uma distribuição de Widmanstätten. Note-se na Figura 5(b) a presença de colônias de partículas em forma de ripas, orientadas paralelamente, evidenciando o crescimento de cementita ao longo de contornos de maclas. Observe-se ainda (Figuras 5 e 6) regiões de cementita esferoidizada, o que indica a sua nucleação junto aos contornos de grão. Não foi observada a ocorrência de carboneto-ε.

É ainda interessante comparar-se as microestruturas das juntas nova e recondicionada. Enquanto a primeira apresenta-se homogênea, a segunda mostra uma microestrutura bastante heterogênea: algumas regiões apresentam martensita revenida a cerca de 350° C, enquanto outras mostram ferrita equiaxial contendo cementita esferoidizada. Esta morfologia (Honeycombe, 1981), característica de revenido em temperaturas elevadas (provavelmente em torno de 600° a 700° C), apresenta baixa resistência ao desgaste (Hornbogen, 1969), incompatível com aquela requerida pelo componente.

Ressalte-se que a microestrutura apresentada pelas regiões adjacentes aos canais era perlito-ferrítica.

4. CONCLUSÕES

Os estudos realizados permitem concluir que:

- o desgaste provocado pelo uso leva a deterioração da camada endurecida por têmpera; a perda de material faz com que o componente fique fora de suas tolerâncias dimensionais, levando ao seu funcionamento inadequado;
- o recondicionamento processado via retificação dos canais deteriorados pelo uso e posterior têmpera e revenido, se não efetuado corretamente, pode levar a heterogeneidade dimensional e microestrutural, conforme observado no caso estudado;
- a heterogeneidade dimensional leva a solicitações mistas que podem comprometer o desempenho e a vida útil do componente;
- a heterogeneidade microestrutural leva a uma resistência ao desgaste menor que a desejada, ocasionando uma menor vida útil do componente;
- o desgaste acentuado, como o da junta estudada neste trabalho, não permite que o componente seja reaproveitado via retífica e tratamento térmico - exige o preenchimento das regiões afetadas (canais) com solda a fim de compensar-se a perda de material. Este

procedimento, embora usual, não é recomendado uma vez que tende a reduzir a resistência ao desgaste das partes recondicionadas (DeGarmo et al., 1997);

- o custo de uma junta recondicionada varia entre 30 a 70% do preço de uma junta nova. A analisada neste trabalho custou 70% do valor da junta nova. Cabe lembrar que o tempo de instalação e o valor da mão-de-obra são os mesmos para a junta nova ou para a recondicionada. Sendo assim, seu uso não é aconselhado pelos autores deste trabalho.

5. REFERÊNCIAS

- _____ "ATH-Albarus", 1998. Albarus, São Paulo, Brazil, 56 p.
- Das, A. K., 1996. "Metallurgy of Failure Analysis". McGraw-Hill Publishing Co., New York, USA, 354 p.
- DeGarmo, E. P., Black, J. T. & Kohser, R. A., 1997. "Materials and Processes in Manufacturing". Prentice Hall Publishers, Upper Saddle River, USA, 1259 p.
- Honeycombe, R. W. K., 1981. "Steels - Microstructure and Properties". Edward Arnolds Publishers, London, England, 348 p.
- Hornbogen, E., 1969, "Verfestigungsmechanismen in Stählen", Proceedings of the Symposium Die Verfestigung von Stahl, Zürich, Swiss, pp. 1-16.
- Kühn, I. & Horn-Vieira, M. L., 1996. "Caracterização da Martensita Revenida em Temperatura Variável e seu Efeito sobre a Camada Nitretada por Plasma em Aço AISI 4140", Proceedings of the VII Congresso Nacional de Engenharia Mecânica, Valdivia, Chile, pp. 331-334.
- Kühn, I., 1989. "SM: Programa para a Seleção de Materiais de Construção Mecânica", Proceedings of the X Congresso Brasileiro de Engenharia Mecânica - COBEM 89, Rio de Janeiro, Brazil, pp. 327-330.
- _____ "O Livro do Automóvel", 1981. Editora Ambar, Lisboa, Portugal, 123 p.

TORNEAMENTO DE AÇOS ENDURECIDOS UTILIZANDO FERRAMENTAS CERÂMICAS

Hidekasu Matsumoto

Universidade Estadual Paulista (UNESP), Faculdade de Engenharia de Ilha Solteira, Departamento de Engenharia Mecânica, 15.385-000, Ilha Solteira, SP, Brasil. E-mail: hidekasu@dem.feis.unesp.br

Anselmo Eduardo Diniz

Universidade Estadual de Campinas (UNICAMP), Faculdade de Engenharia Mecânica, Departamento de Engenharia de Fabricação, Campinas, SP, Brasil. E-mail: anselmo@fem.unicamp.br

Resumo

Torneou-se o aço ABNT 52100 temperado e revenido com dureza média de 60 HRC com o objetivo de verificar a possibilidade de obter peças com qualidade dimensional e superficial compatível com o processo de retificação. Para tanto, utilizou-se ferramentas de cerâmica mista ($Al_2O_3 + TiC$) de geometria triangular com furo para fixação e quadrada sem furo e um torno CNC convencional de 22kW de potência, já com algum desgaste devido à utilização. Mediu-se as dimensões e a rugosidade média das peças, utilizando como critério de vida a rugosidade média ($Ra \leq 0,6 \mu m$). Analisou-se também a forma de desgaste e a vida das ferramentas de corte. Os resultados obtidos levam a concluir que com o torneamento de aços endurecidos é possível obter qualidade dimensional e geométrica compatível com as operações de retificação normais e com vidas das ferramentas de corte satisfatórias.

Palavras-chave: Torneamento de Aços Endurecidos, Usinagem, Ferramentas Cerâmicas.

1. INTRODUÇÃO

O torneamento de aços endurecidos já vem sendo utilizado industrialmente para substituir alguns casos de retificação. Inúmeras são as vantagens da operação de torneamento em relação à retificação, dentre as quais pode-se citar a maior produtividade, possibilidade de eliminar etapas de fabricação, máquinas-ferramenta mais simples e de menor custo, flexibilização do processo, menor custo das ferramentas de corte, etc. (Tönshoff *et al.*, 1995). Apesar destas evidentes vantagens, as aplicações industriais têm sido pequenas se comparadas com as possibilidades de aplicações. Segundo alguns autores (König *et al.*, 1993; Klocke *et al.*, 1995; Abrão e Aspinwall, 1996), os motivos que impedem a maior utilização do processo de torneamento é a necessidade de se analisar individualmente cada aplicação, levando em consideração o tipo e a condição da

peça, requisitos de projeto do componente, os equipamentos disponíveis e suas condições, os custos do ferramental e mão de obra e o tamanho do lote de peças.

O torneamento de aços endurecidos exige alguns requisitos especiais, principalmente ferramentas de corte e máquinas-ferramenta que atinjam altas rotações com grande exatidão e rigidez. Segundo Klocke *et al.*, (1995), qualidades IT6 e IT7 e rugosidade Ra de 0,2 a 0,3 μm são possíveis de serem obtidas na produção industrial em tornos de grande exatidão comandados numericamente. Estas qualidades correspondem a qualidades necessárias à grande parte das peças utilizadas na indústria automobilística. Ainda segundo o mesmo autor, pesquisas mais recentes mostram que com a utilização de tornos de grande exatidão (alta rigidez e com mancais hidrostáticos), geometria da ferramenta especial e parâmetros de corte otimizados, é possível a obtenção de peças com qualidade como as obtidas na retificação fina (IT3 até IT5 e $Ra < 0,1\mu\text{m}$) e com ausência de camada superficial danificada.

Quanto às ferramentas de corte, para se obter qualidade e produtividade, faz-se necessário a utilização de ferramentas de corte confeccionadas com materiais que atendam a alguns requisitos, tais como (König *et al.*, 1984): alta dureza à temperatura ambiente e a quente, alta resistência à ruptura transversal (maior que 390 N/mm^2), alta tenacidade à fratura, alta resistência à compressão, alta resistência ao choque térmico e alta resistência a reações químicas. Os materiais tradicionalmente utilizados, como o aço rápido e o metal duro não atendem à grande parte dos requisitos, principalmente em relação à dureza. O diamante policristalino atende à maioria dos requisitos, porém é altamente reativo com o ferro em temperaturas superiores a 800°C , o que provoca uma deterioração prematura da ferramenta. Assim, restam as ferramentas de materiais cerâmicos e os de nitreto de boro cúbico (CBN). A seguir, serão feitas algumas considerações sobre as ferramentas cerâmicas.

Os insertos de materiais cerâmicos têm boa dureza à quente e a frio, alta resistência à abrasão e excelente estabilidade química (evita a difusão, o que é muito importante quando se usina em altas velocidades e temperaturas). Porém, a baixa tenacidade os torna altamente frágil, o que limita a sua aplicação a operações pouco severas. De uma maneira geral, os materiais cerâmicos estão divididos em dois grandes grupos (essa divisão é feita em função do material empregado como matriz): - alumina (Al_2O_3) ou nitreto de silício (Si_3N_4), que por sua vez também são subdivididos. Os materiais desses subgrupos diferem entre si, pela composição química, pelo processo de fabricação e propriedades (Brinksmeier e Bartsch, 1988). Dentre as ferramentas cerâmicas, a mais indicada pelos pesquisadores (Gruss, 1998) e fabricantes de ferramentas de corte (Sandvik, 1996), para a usinagem de aços endurecidos, são as ferramentas de cerâmica mista. A presença de TiC e TiN na matriz de alumina permite que estas ferramentas sejam empregadas com velocidades de corte mais elevadas, com menor risco de fratura súbita. Além disso, a alumina mista apresenta uma dureza a quente superior às outras ferramentas a base de alumina. Em função disso, optou-se por utilizar as ferramentas de cerâmica mista neste trabalho.

No torneamento de aços endurecidos, a máquina-ferramenta tem grande influência, pois a falta de rigidez causa erros dimensionais e geométricos na peça, além de avarias nas ferramentas de corte. Neste trabalho, procurou-se verificar a possibilidade de obter uma qualidade de usinagem compatível com a retificação em termos de acabamento dimensional e superficial, além de analisar a vida e o desgaste das ferramentas de cerâmica mista ($\text{Al}_2\text{O}_3 + \text{TiC}$), utilizando tornos CNC convencionais e já com algum tempo de utilização, uma vez que esta é a situação da maioria das empresas brasileiras.

2. PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

A máquina-ferramenta utilizada foi um torno CNC, modelo Cosmos, marca ROMI, fabricado em 1985, potência do motor principal de 22 kW, mancais e guias convencionais (não hidrostáticos).

Utilizou-se ferramentas cerâmicas de $Al_2O_3 + TiC$ (CC 650 da Sandvik) de geometria triangular com furo para fixação (TNGA 16 04 08 T01020), raio de ponta de 0,8 mm, chanfro de 0,1 mm x 20°, ângulo de posição $\chi_r = 90^\circ$, ângulo de saída $\gamma_n = -6^\circ$, ângulo de inclinação $\lambda_s = -6^\circ$, e ferramentas de $Al_2O_3 + TiC$ (CC650 da Sandvik) de geometria quadrada sem furo para fixação (SNGN 12 04 08 T01020), raio de ponta de 0,8 mm, chanfro de 0,1 mm x 20°, ângulo de posição $\chi_r = 75^\circ$ e ângulo de saída $\gamma_n = -6^\circ$.

Os corpos de prova usinados foram peças cilíndricas de aço ABNT 52100 (AISI E52100), temperados e revenidos com dureza na faixa de 58 a 62 HRC (Rockwell C), com diâmetro de 60 mm por 60 mm de comprimento e sem furo de centro. Todas os corpos de prova foram pré-usinados com tolerância h8.

Os valores da rugosidade foram medidos com um rugosímetro Mitutoyo SurfTest 201, ajustado para um “cut-off” de 0,8 mm.

Todos os ensaios foram realizados com avanço $f = 0,08$ mm/volta, profundidade de usinagem $a_p = 0,4$ mm e foram repetidos pelo menos três vezes. As velocidades de corte utilizadas foram 108 e 130 m/min para ferramenta triangular e 130 m/min para ferramenta quadrada.

O critério de vida adotado foi o da rugosidade média, sendo o ensaio interrompido quando se atingia $R_a = 0,6$ μm . Segundo Agostinho et al. (1977) este valor é típico de uma operação de retificação.

3. RESULTADOS E DISCUSSÕES

Analisou-se o diâmetro e o acabamento superficial das peças usinadas em função do comprimento das peças, do material da ferramenta e da velocidade de corte. Procurou-se manter as dimensões dentro da tolerância h5 (0 e -13 μm para diâmetros de 50 a 80 mm) e a rugosidade média abaixo de 0,6 μm (R_a). Foram utilizadas ferramentas cerâmicas triangulares com furo para fixação e quadradas sem furo para fixação. As ferramentas quadradas foram utilizadas nestes ensaios, porque as triangulares lascaram e quebraram diversas vezes durante a realização dos ensaios. A utilização de ferramentas quadradas foi uma tentativa de minimizar a ocorrência destes lascamentos através do aumento do ângulo de ponta e da robustez da ferramenta e consequente aumento da resistência da ponta. Com isso, em tese, diminuiu-se o ângulo de posição da ferramenta ($\chi_r = 90^\circ$ na ferramenta triangular e 75° na quadrada) e, consequentemente, teve-se um aumento da força passiva, o que deveria prejudicar a obtenção de bons acabamentos superficiais e tolerâncias apertadas, devido à deflexão da peça. Porém, devido à alta rigidez da peça, o aumento da força passiva não prejudicou a qualidade da peça usinada.

A figura 1 mostra a variação do diâmetro medido no meio da peça, quando se usinou corpos de prova sem a utilização de contraponto. Pode-se observar que a partir do momento em que se conseguiu corrigir a dimensão (devido ao erro inicial de zeramento da ferramenta), a variação do diâmetro foi muito pequena, conseguindo-se manter a tolerância dentro da qualidade IT5 (13 μm).

Tanto para a ferramenta cerâmica triangular como para a ferramenta cerâmica quadrada, houve um pequeno aumento do diâmetro da peça no final da vida da ferramenta. Os lascamentos ocorridos nas arestas de corte, não causaram variações bruscas nos diâmetros das peças usinadas.

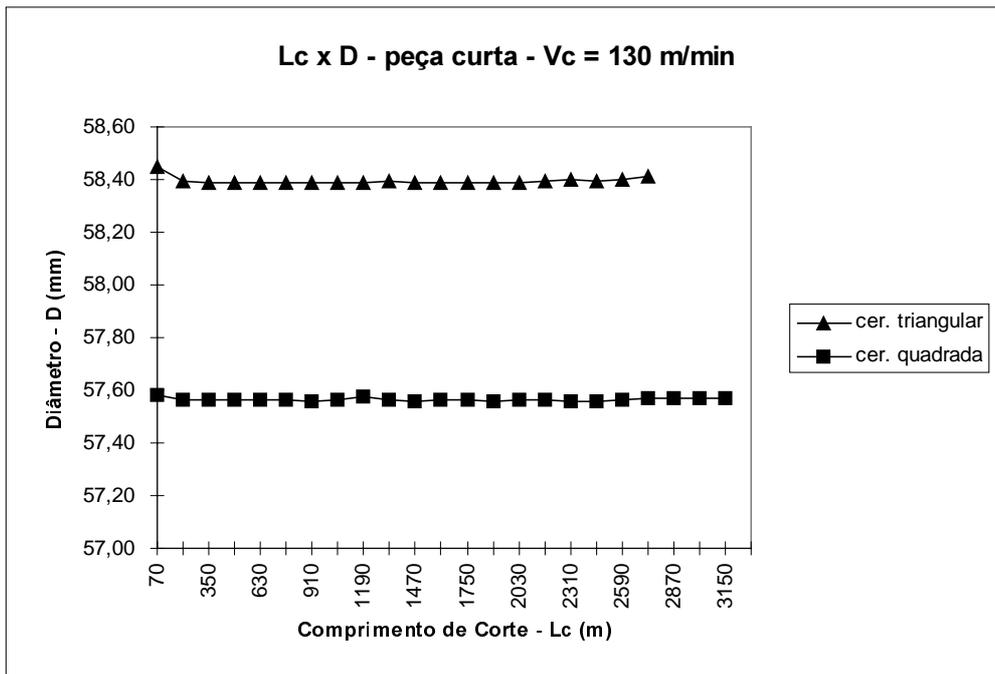


Figura 1. Variação do Diâmetro da Peça com o Comprimento de Corte $v_c = 130$ m/min para Ambas as Ferramentas.

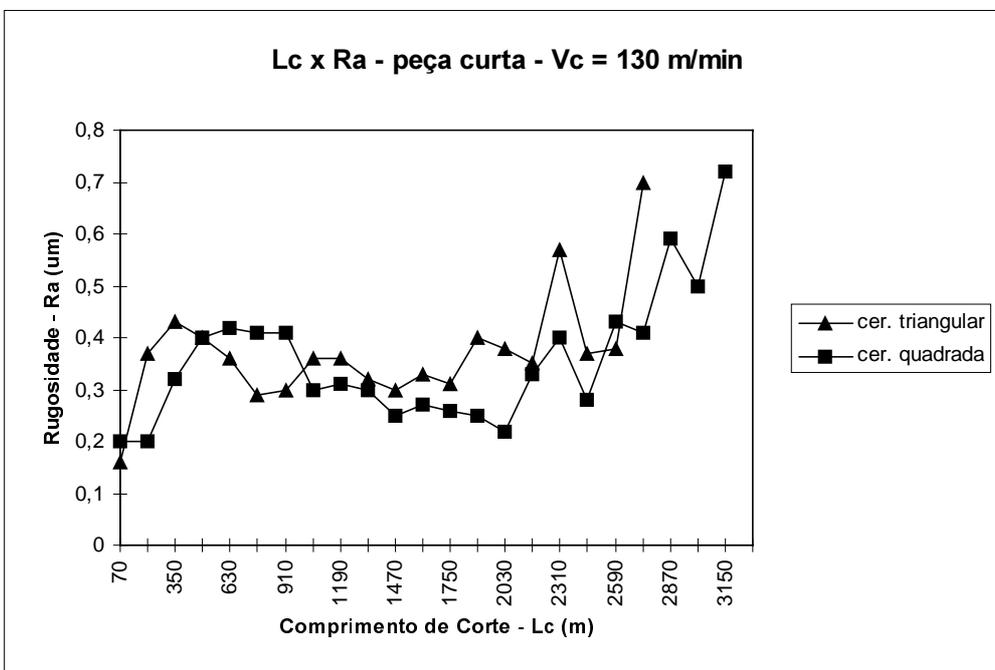


Figura 2. Variação da Rugosidade com o Comprimento de Corte $v_c = 130$ m/min para Ambas as Ferramentas.

A figura 2 mostra a variação da rugosidade ao longo do comprimento de corte (l_c), tanto para a ferramenta quadrada, quanto para a triangular. Nesta figura pode-se observar que a rugosidade ficou instável, variando aleatoriamente, mas em torno de valores típicos de operações de retificação. A ferramenta cerâmica quadrada que é mais resistente à quebra da pastilha, teve o mesmo comportamento de desgaste verificado na ferramenta cerâmica triangular. Ou seja, a partir de um certo nível de desgaste, a ponta da ferramenta começou a se lascas e a se acomodar, tomando formas que possibilitaram a continuidade da usinagem, mantendo ou até mesmo reduzindo a rugosidade. Atingido um determinado volume de lascamento da aresta, ela se deteriorou completamente e precisou ser substituída (fim da vida), já que neste ponto a rugosidade não foi mais aceitável devido ao risco de quebra total da pastilha, o que traria consequências bastante indesejáveis.

Pode-se concluir que o processo de torneamento consegue obter qualidade dimensional e superficial equivalente ao processo de retificação, em peças de aço endurecido, mesmo com a máquina utilizada, que é um torno com projeto mecânico convencional (sem guias lineares ou hidrostáticas e sem mancais hidrostáticos) de mais de 10 anos de idade.

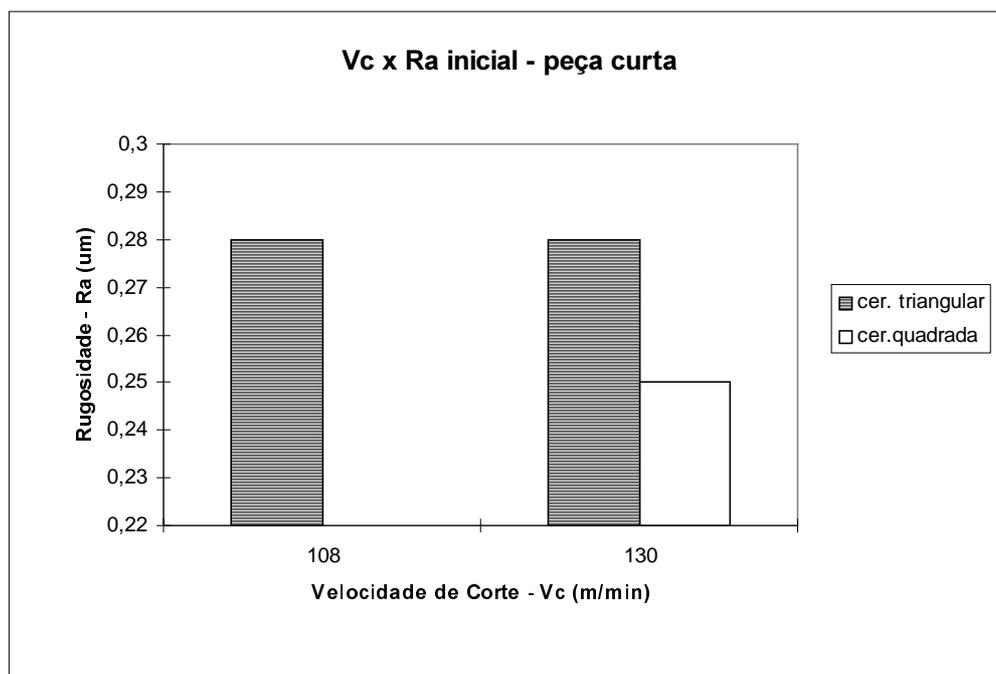


Figura 3. Rugosidade Inicial para as Velocidades de Corte de 108 e 130 m/min.

A figura 3 mostra a rugosidade obtida no início da vida de cada ferramenta, ou seja, na usinagem da primeira peça, para diferentes velocidades de corte, com o objetivo de verificar uma possível influência da velocidade de corte na rugosidade. Observou-se que não houve influência significativa quando se passou de $v_c = 108$ m/min para $v_c = 130$ m/min, com ferramenta cerâmica triangular. A mudança do ângulo de posição da ferramenta de $\chi_r = 90^\circ$ para ferramenta triangular para 75° da ferramenta quadrada também não teve influência substancial no valor da rugosidade. Pode-se ver na figura que a rugosidade caiu cerca de 10% quando se passou da ferramenta triangular para a quadrada, o que, em termos de rugosidade que normalmente apresenta grande dispersão dentro de uma mesma peça, não representa uma variação significativa. Com isto,

conclui-se que o suposto aumento da força de profundidade devido à diminuição do ângulo de posição, não incentivou o aumento da vibração do sistema (devido à alta rigidez da peça) e, com isso, não influenciou a rugosidade da peça usinada.

Em relação às formas de desgaste das ferramentas, tanto nas triangulares como nas quadradas, ocorreram inicialmente desgastes de flanco, porém logo os lascamentos se tornaram predominantes. Ou seja, a partir de um certo nível de desgaste, a ponta da ferramenta começou a se lascor e a se acomodar, tomando formas que possibilitavam a continuidade da usinagem, mantendo ou até mesmo reduzindo a rugosidade. Atingido um determinado volume de lascamento da aresta, esta se deteriorava completamente, necessitando ser substituída (fim da vida), uma vez que neste ponto a rugosidade já não era mais aceitável e com risco de quebra total da pastilha.

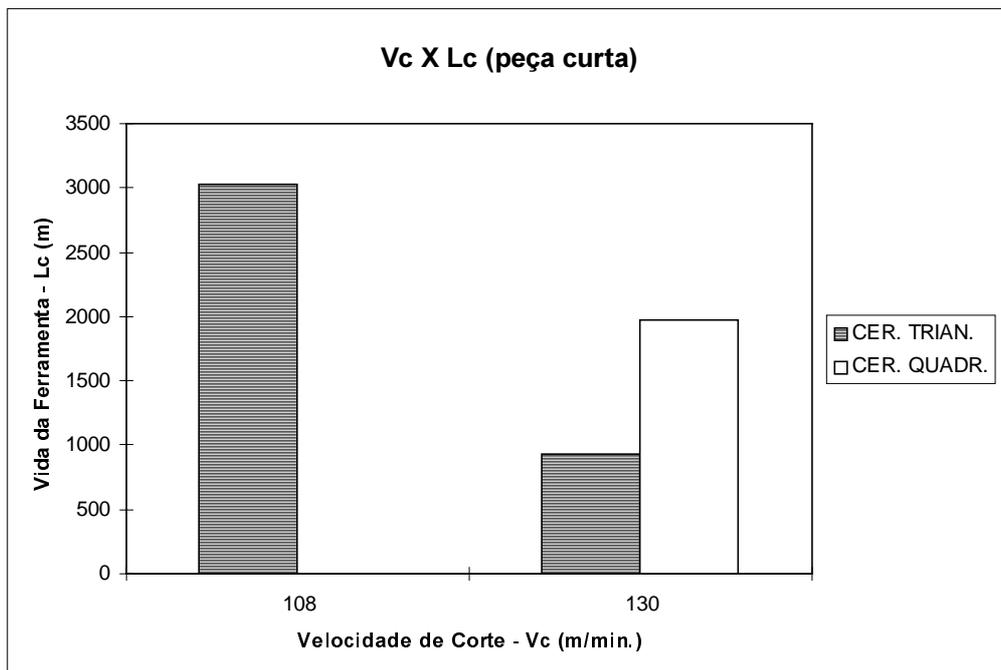


Figura 4. Média de Vida das Ferramentas de Corte em Comprimento de Corte (Lc) para as Velocidades de Corte de 108 e 130 m/min.

Quanto à vida das ferramentas de corte, pode-se observar na figura 4 que as ferramentas cerâmicas com geometria quadrada apresentaram um desempenho melhor do que as triangulares, pois, por não terem o furo para a fixação e por apresentarem ângulo de ponta maior, não apresentaram o problema da quebra da pastilha (que era comum nas ferramentas triangulares) e, sim, lascamentos da aresta de corte. Explicando isto melhor, devido à menor rigidez, nas ferramentas triangulares, os lascamentos eram maiores e mais frequentes, o que normalmente conduzia à quebra da aresta de corte, muitas vezes antes do término do ensaio. Já com as pastilhas quadradas, os lascamentos, apesar de também acontecerem, eram menores e não conduziam à total destruição da aresta de corte. O menor ângulo de posição da ferramenta quadrada, que teoricamente teria aumentado a força passiva e, conseqüentemente a vibração da peça, não foi preponderante devido aos fatores explicados anteriormente. Para ambas as

ferramentas, a dispersão das vidas foi muito grande, pois dependendo do grau e da forma de lascamento, atingia-se vidas variando de 3010 metros a 630 metros.

O crescimento da velocidade de corte provocou um forte decréscimo na vida da ferramenta triangular. Isto mostra que a diminuição da resistência da peça causado pelo aumento da sua temperatura e que facilitaria a formação do cavaco (Bossom, 1991), não foi predominante em relação ao fenômeno causador do lascamento e quebra da ferramenta. Este fenômeno deve estar relacionado com o aumento de vibração do sistema causado pelo crescimento da velocidade, já que o fim das vidas das ferramentas aconteceram por lascamento e/ou quebra das arestas e não por desgaste.

Apesar da comparação entre as ferramentas quadradas e triangulares somente ter sido realizada para $v_c = 130$ m/min, pode-se afirmar que a ferramenta quadrada sem furo de fixação, comporta-se melhor que a triangular no que diz respeito à vida, devido à sua maior resistência à quebra.

4. CONCLUSÕES

- O ângulo de posição da ferramenta e a velocidade de corte não tiveram influência nos valores de Ra.
- O torneamento consegue substituir a retificação em operações de acabamento de peças endurecidas, no que diz respeito ao acabamento superficial e à qualidade dimensional geralmente utilizadas nas indústrias, mesmo quando a máquina utilizada tem projeto mecânico convencional.
- As ferramentas quadradas e sem furo são mais recomendadas, pois são mais robustas, e conseqüentemente menos suscetíveis à quebra. Porém com a evolução do tempo de corte, continuaram, mesmo nestas ferramentas, os problemas de lascamento da aresta de corte.
- A dispersão das vidas das ferramentas cerâmicas são muito grandes, o que dificulta a sua aplicação industrial.
- Para as ferramentas cerâmicas utilizadas nas condições deste trabalho, a velocidade de corte $v_c = 108$ m/min. está mais próxima da indicada, pois nesta velocidade a vibração do sistema é menor e, com isso, as ferramentas são menos suscetíveis à quebra do que para as velocidades maiores e são também mais resistente ao desgaste, e conseqüentemente, têm maior vida.

5. REFERÊNCIAS

- Agostinho, O. L.; Rodrigues, A. C. S. e Lirani, J., 1977, "Tolerâncias, Ajustes, Desvios e Análise de Dimensões", Editora Edgard Blücher Ltda, São Paulo, Brasil.
- Abrão, A. M.; ASPINWALL, D. K., 1996, "The surface integrity of turned and ground hardened bearing steel", *Wear*, v. 196, p. 279 - 284.
- Bossom, P. K., 1991, "The selection of high and low CBN cutting tool materials for automotive applications", *Superabrasive*, p. 1139 - 1160.

- Brinksmeier, E.; Bartsch, S., 1988, “Ceramic tools - material characteristics and load types determine wear mechanisms”, *Annals of the CIRP*, v.37/1, p. 97-100.
- Gruss, W. W., 1988, “Ceramic tools improve cutting performance”. *American Ceramic Society Bulletin*, 67 (6), p. 993 - 996.
- Klocke, F.; König, W.; Koch, K. F.; Schroeter, R. B., 1995, “Torneamento de precisão: uma opção para o acabamento de peças de aço temperado”. *Máquinas e Metais*, p. 56 - 67, outubro 1995.
- König, W. et al., 1984, “Machining of hard materials”. *Annals of the CIRP*, v. 33/2, p. 417-427.
- König, W.; Berktold, A.; Koch, K. F., 1993, “Turning versus grinding - a comparison of surface integrity aspects and attainable accuracies”, *Annals of the CIRP*, v. 42/1, p. 39-43.
- Sandvik Coromant, 1994, “Ferramentas de Tornear”. *Catálogo Técnico do Fabricante*.
- Tönshoff, H. K.; Wbker, H. G.; Brandt, D., 1995. “Hard turning - influences on the workpiece properties”. *Transactions of NAMRI/SME*, V. XXIII, p. 215 - 220.

BRASAGEM $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{Fe-28\%Ni-18\%Co}$ COM LIGAS DE ADIÇÃO COMERCIAIS CONTENDO METAL ATIVO

R. M. do Nascimento, A. E. Martinelli *, A. J. A. Buschinelli

Universidade Federal de Santa Catarina - UFSC
Departamento de Engenharia Mecânica
Laboratório de Materiais - LabMat
CP. 476 Campus Universitário - Trindade
Florianópolis SC 88040-900
e-mail: rubens@pg.materiais.ufsc.br

* Universidade Federal do Rio Grande do Norte - UFRN
Departamento de Engenharia Mecânica - Campus Lagoa Nova
Natal, RN 59072-970
edu@ufrnet.ufrn.br

Resumo. *A tecnologia de união de materiais cerâmicos com metálicos tem sido amplamente estudada para utilização em aplicações específicas em que se necessita aliar em um único componente híbrido a tenacidade e a confiabilidade dos metais com a estabilidade térmica, dimensional, química e boa resistência ao desgaste das cerâmicas. A brasagem metal/cerâmica utilizando ligas de adição à base de Ag-Cu contendo um metal ativo tem sido bastante difundida, em virtude de sua simplicidade operacional e por resultar em juntas com boa resistência térmica e mecânica. Neste trabalho estuda-se a formação de interfaces em uniões $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{Fe-28\%Ni-18\%Co}$ brasadas em alto vácuo ($3,0 \times 10^{-5}$ mbar) com as ligas de adição comerciais Ticusil, Incusil ABA e Cusin I ABA. A microestrutura das interfaces foi caracterizada por microscopia eletrônica de varredura. Observou-se que a microestrutura das interfaces é constituída basicamente por três fases com a composição de cada uma e a quantidade relativa, variando em função da temperatura de brasagem e da liga de adição utilizada. Verificou-se a presença da camada de reação nas brasagens executadas com a liga Ticusil e com a liga de adição Cusin I ABA.*

Palavras-chave: Brasagem, uniões metal-cerâmica, metal ativo

1. INTRODUÇÃO

A tecnologia de união de materiais cerâmicos com metálicos tem sido amplamente estudada para utilização em aplicações em que se necessita aliar em um único componente a excelente tenacidade, confiabilidade e conformabilidade dos metais com a estabilidade térmica, química, dimensional e boa resistência ao desgaste das cerâmicas (Hadian, 1996, Sukanuma, 1993; Lugscheider, 1993 e Sukanuma, 1990). O princípio dos métodos de união é alicerçado na utilização de cerâmicas apenas na região do componente submetido à temperaturas elevadas ou ambientes agressivos do ponto de vista químico e mecânico (abrasão). O restante da peça é, em geral, confeccionada em metal, tal qual turbo-compressores para motores de combustão. Neste caso, o rotor cerâmico (submetido a altas temperaturas) é unido a um eixo metálico (Martinelli, 1996). A união do rotor cerâmico com o eixo metálico nos turbo-compressores permite uma

redução no momento de inércia de até 40 %, melhorando assim o tempo de resposta em 30%, além da redução no consumo de combustível metálico (Martinelli, 1996). Componentes para operação em alto-vácuo, sensores e componentes de circuitos eletrônicos também utilizam uniões metal-cerâmica (Nascimento, 1997). Outro exemplo pode ser visto na união de pastilhas cerâmicas com o corpo de um balancim, ou ainda no revestimento do pistão metálico de um motor de combustão com um material cerâmico.

Entre as técnicas de união metal/cerâmica, a brasagem com metal ativo se destaca em função da boa resistência mecânica, alta temperatura de serviço, excelente condutividade térmica e elétrica da união, além da simplicidade operacional e fácil automação do processo (Moret, 1993; Van der Sluis, 1992 e Suganuma, 1990). Entre as desvantagens da técnica, pode-se citar a formação de elevadas tensões térmicas residuais em função das pronunciadas diferenças entre os módulos de elasticidade e coeficientes de expansão térmica (α) dos metais e cerâmicas, bem como as diferentes estruturas cristalinas e natureza das ligações (Martinelli, 1996).

As ligas de adição com metal ativo para brasagem direta de cerâmicas podem ser divididas em dois grupos básicos: i) Cu-X e; ii) Ag-Cu-X. O componente ativo do sistema (X) é em geral um elemento do grupo IVB (Ti, Zr, Hf), podendo também ter a presença de outros elementos como Ni, Be, Sn, V, Cr e In que são adicionados para acentuar a atividade do elemento ativo, reduzir o intervalo entre as temperaturas *solidus* e *liquidus* da liga, além de melhorar a sua fluidez (Lugscheider, 1993; Akselsen, 1992 e Nicholas, 1980). A reduzida solubilidade do Ti na Ag contribui para aumentar a atividade do elemento ativo na liga, permitindo que a introdução de pequenos teores de Ti seja suficiente para propiciar o molhamento do substrato cerâmico. Por outro lado, a elevada solubilidade do Ti no Cu e a existência do eutético Ag-Cu, permite que a Ag introduzida na liga Cu-Ti acentue sua atividade, tornando o sistema Ag-Cu-Ti atrativo para brasagem com metal ativo (Chidambaram, 1994, Akselsen, 1992 e Nicholas, 1980).

No presente trabalho estuda-se a formação de interfaces em uniões $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{Fe-28\%Ni-18\%Co}$ brasadas com diferentes ligas com metal ativo, permitindo a avaliação da influência do teor de Ti e da introdução de Sn e In nas ligas de adição, na microestrutura das interfaces, em diversas condições de brasagem.

2. PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

As brasagens foram executadas em amostras cilíndricas ($\phi = 8,0$ mm e $H = 10,0$ mm) utilizando uma única camada de liga de adição de 0,1 mm de espessura. Na Figura 1 é apresentado um diagrama esquemático dos componentes para a confecção das juntas brasadas.

O componente cerâmico (Alumina A100SG - Alcoa) da união foi compactado uniaxialmente em matriz flutuante e sinterizado a 1545 °C, obtendo-se uma densidade relativa de 96%. As amostras cerâmicas foram pré-sinterizadas a 1150 °C com o intuito de possibilitar o desgaste abrasivo das superfícies a serem brasadas (220 mesh), garantindo condições similares de rugosidade para todas as uniões. O componente metálico da união foi a liga Fe-28%Ni-18%Co desenvolvida por metalurgia do pó especialmente para a união com alumina. O coeficiente de expansão térmica desta liga foi ajustado através de rigoroso controle da granulometria dos pós e da composição química, visando a obtenção de uma microestrutura adequada para minimizar as tensões térmicas residuais. A caracterização microestrutural e dilatométrica desta liga foi executada em trabalhos recentes por Nascimento et. ali, estando disponível na literatura (Nascimento, 1998).

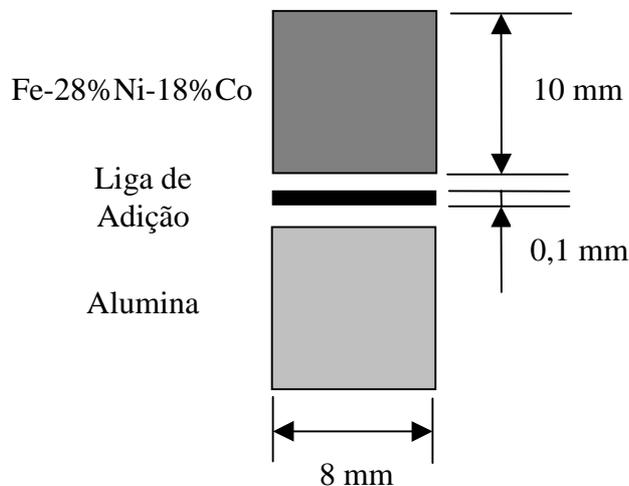


Figura 1: Diagrama esquemático das uniões.

Antes da brasagem o metal, a cerâmica e a liga de adição foram submetidos a uma sequência padrão de limpeza com acetona e imersão em ultra-som, objetivando remover impurezas e depósitos orgânicos que podem prejudicar a qualidade da junta brasada.

Para a brasagem os materiais de base foram montados de forma a garantir o alinhamento entre os componentes e permitir a aplicação de uma pressão uniaxial de 11 KPa sobre os pares. As brasagens foram executadas sob vácuo de $3,0 \times 10^{-5}$ mbar, utilizando um forno de alto-vácuo Leybold-Heraeus WI 100/100 W, com aquecimento através de resistências de tungstênio. O ciclo térmico de brasagem consistiu de um patamar de 30 min a 25°C abaixo da temperatura *solidus* das ligas de adição, garantindo-se o equilíbrio térmico da cerâmica. Um segundo patamar foi estabelecido na temperatura de brasagem por um tempo de 15 min, visando reproduzir as mesmas condições de processo para as diferentes ligas estudadas. As brasagens foram executadas utilizando-se ligas de adição comerciais contendo Ti como elemento ativo, segundo as composições detalhadas na Tabela 1.

Tabela 1: Ligas de adição estudadas (Wesgo, 1994).

Liga de Adição (Nome comercial)	Ag (%)	Cu (%)	Ti (%)	Outros (%)	$T_{solidus}$ ($^{\circ}\text{C}$)	$T_{liquidus}$ ($^{\circ}\text{C}$)
Ticusil	68,80	26,70	4,50	-	830	850
Incusil ABA	59,00	27,25	1,25	In - 12,50	605	715
Cusin I ABA	63,00	34,25	1,75	Sn - 1,00	775	806

Duas temperaturas de brasagem foram selecionadas para cada liga de adição estudada, visando permitir a análise da temperatura de brasagem na microestrutura da interface das uniões. Com o objetivo de normalizar o efeito da temperatura, optou-se por especificar as mesmas em relação a temperatura *liquidus* de cada liga de adição. Desta forma, com a liga Ticusil as brasagens foram executadas a 855 °C e 885 °C. No caso da liga Incusil ABA as temperaturas selecionadas foram de 720 °C e 750 °C e finalmente de 811 °C e 841 °C para as brasagens que utilizaram a liga de adição Cusin I ABA.

Após a brasagem as uniões foram inspecionadas visualmente e a microestrutura da interface das uniões caracterizada utilizando um microscópio eletrônico de varredura Philips XL - 30 equipado para espectroscopia de energia dispersiva.

3. RESULTADOS E DISCUSSÕES

A temperatura e o tempo de brasagem são parâmetros de processo que devem atuar junto à cinética das reações que podem ocorrer entre a liga de adição e os substratos. Quando os elementos da liga de adição reagem com a superfície cerâmica formando uma camada de reação, ocorre uma mudança composicional no restante da liga, fazendo com que no resfriamento dentro do equilíbrio, as fases formadas possam ser diferentes em função basicamente do previsto pelo diagrama de equilíbrio. Do ponto de vista do componente metálico, ocorre uma certa dissolução da liga de adição no substrato metálico, gerando uma região de difusão, próxima a interface com a liga de adição, o que também influencia nas fases interfaciais formadas.

A análise visual das juntas metal/cerâmica brasadas com a ligas Ticusil, Incusil ABA e Cusin I ABA não revelou a presença de trincas superficiais na cerâmica ou macro defeitos na junta, que poderiam ter surgido como consequência da diferença no coeficiente de expansão térmica entre a cerâmica e o metal. Observou-se através da aparência da superfície do metal na região próxima à junta, que a liga de adição infiltrou parcialmente nos poros comunicantes do metal, fato que aparentemente não comprometeu a qualidade da junta brasada. Estudos sobre a brasagem de materiais sinterizados mostram que o nível de porosidade (em torno de 10%) da liga Fe-28%Ni-18%Co estudada não representa um fator limitante no processo (Nascimento, 1999).

O diagrama de fases Ag-Cu-Ti (Petzow, 1988) mostra que a 700°C a microestrutura da liga de adição Ticusil deve ser constituída por três fases distintas: Ag pura, uma fase de Cu, que pode admitir até 7,7% (atômico) de Ti em solução, e uma terceira fase denominada de γ (TiCu). Baseado no fato de que o sistema Ag-Cu-Ti não forma nenhum composto ternário (Petzow, 1998) e nos diagramas binários Ag-Cu, Ag-Ti e Cu-Ti (Hansen, 1958), pode-se esperar que a microestrutura da liga Ticusil, a 700 °C, seja similar à encontrada na temperatura ambiente. A microestrutura da liga de adição Ticusil foi previamente caracterizada (Nascimento, 1997), sendo detectada a presença de fases contendo Ag e Cu distribuídas segundo uma morfologia de solidificação eutética e com composição média correspondente ao eutético do sistema Ag-Cu. A fase γ (TiCu) é observada na fronteira da fase eutética com uma fase óxida rica em Ti (91%), que deve ser a solução sólida α Ti-O, provavelmente formada durante a etapa de fabricação da liga de adição.

A microestrutura das uniões metal/cerâmica brasadas com a liga de adição Ticusil apresenta camada de reação nas duas temperaturas estudadas, assim como uma pequena infiltração da liga de adição nos poros comunicantes do metal (Fe-Ni-Co). A microestrutura interfacial da junta brasada a 855 °C/15 minutos é formada pela camada de reação contendo elevados teores de Ti (36%), Cu (17%), Fe (15%), Ni (13%) e Ag (10%), além de Co, Al e O e

por quatro fases distintas. A fase 1 é contínua na microestrutura, sendo formada por 96%Ag-4%Cu. A denominada fase 2 da microestrutura da junta é formada por 76%Cu-12%Ag-4%Ni com pequenos teores de Fe, Ti, Co e O, estando inserida na fase majoritária 1. A terceira fase é denominada de fase 3N, tendo composição média 48%Ni-20%Ti-10%Fe-9%Cu-8%Co além de Ag e O em baixa concentração. Finalmente, a fase rica em ferro (4F) também está inserida na fase matriz, tendo composição média 48%Fe-25%Ti-11%Ni-8%Co, com o balanço de Ag, Cu e O.

O aumento da temperatura de brasagem não evidenciou modificações na composição das fases formadas. Observou-se apenas que com o aumento da temperatura de brasagem a fase 4F deixou de ter uma característica puntiforme. Na Figura 2 é apresentada a micrografia de uma junta metal/cerâmica brasada a 855 °C utilizando a liga de adição Ticusil, evidenciando a presença da camada de reação e das fases descritas.

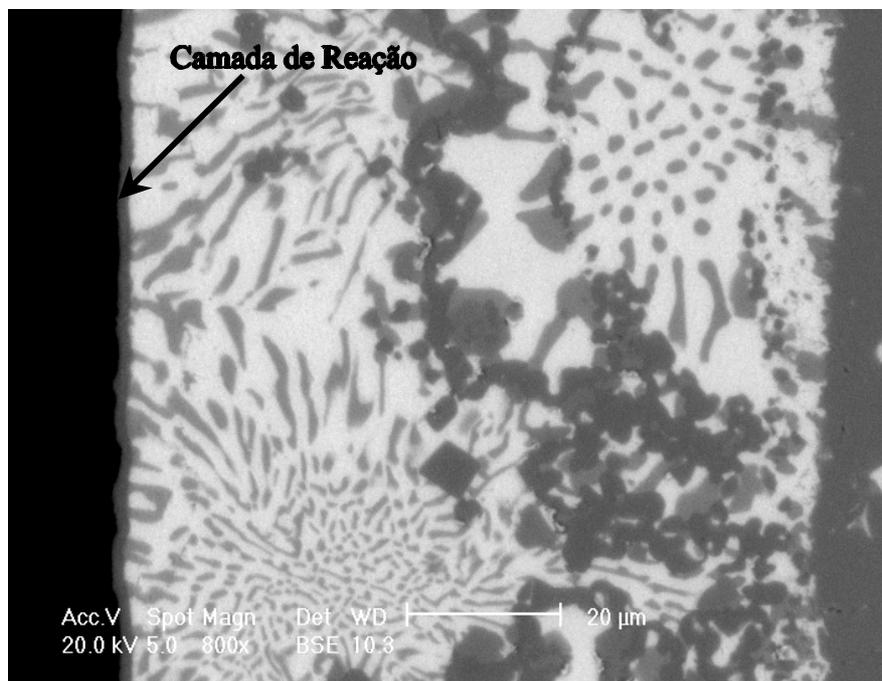


Figura 2: Microestrutura da interface $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{Fe-28\%Ni-18\%Co}$ brasada com Ticusil a 855 °C.

A liga de adição Incusil ABA é caracterizada pela presença de In e de baixo teor de Ti. O In é adicionado com o objetivo de reduzir a temperatura de brasagem e aumentar a atividade do Ti na liga, permitindo a redução da concentração do elemento ativo, reduzindo a formação de fases frágeis que reduzem a resistência mecânica e a confiabilidade da união. A microestrutura da liga de adição Incusil foi caracterizada e está disponível na literatura (Nascimento, 1997). Foi detectada a presença de quatro fases distintas. A fase majoritária é rica em Ag com pequenos teores de Cu e In, possivelmente em solução sólida. Observa-se também a presença de uma segunda fase rica em Cu, distribuída de forma aleatória sobre toda a microestrutura da liga. Duas fases são encontradas em menor concentração, uma delas com composição aproximada 50%Cu-32%In-16%Ti-2%Ag e a outra com elevado teor de titânio, disposta de forma puntiforme na microestrutura da liga (27%Ti-47%Ag-16%Cu-10%In).

O estudo por microscopia eletrônica de varredura da microestrutura da junta metal/cerâmica brasada a 720 °C por 15 min com a liga de adição Incusil ABA, revelou que a mesma é constituída por três fases distintas. A fase em maior quantidade (fase 1) está distribuída de forma contínua em toda a microestrutura, tendo uma composição média de 84%Ag-11%In-5%Cu. A fase 2 é rica em Cu com cerca de 9%Ag, estando dispersa na fase contínua. A fase em menor quantidade foi denominada de fase 3, sendo encontrada preferencialmente mais próxima do componente metálico da junta e em pequenas áreas, tendo uma composição média de 35%Ni-30%Cu-26%Ti-9%Ag. Observa-se também na microestrutura a presença de pequenos poros, principalmente na fase 1, assim como a infiltração da liga de adição nos poros comunicantes do componente metálico.

A análise da microestrutura da liga de adição Incusil associada ao diagrama ternário Ag-Cu-In (Petzow, 1988) sugere que, sob condições de equilíbrio, a fase 1 pode ser formada, sendo esta na realidade uma matriz de Ag com pequenos precipitados de Cu. A fase 2 é também possivelmente uma solução Ag-Cu rica em Cu, conforme previsto pelo diagrama binário de equilíbrio (Hansen, 1958). A análise dos diagramas binários Cu-Ti e Ti-Ni (Hansen, 1958) mostra que existe uma baixa solubilidade entre estes elementos e a presença de diversos intermetálicos binários. Como o sistema Cu-Ni é isomorfo, pode-se supor que provavelmente a fase 3 é um composto intermetálico ternário (Ti-Ni-Cu). O fato da fase 3 ser encontrada preferencialmente no lado do componente metálico e a análise dos diagramas de equilíbrio para as temperaturas de brasagem empregadas indicam que a mesma pode ser resultado da dissolução do Ni do substrato metálico (Fe-28%Ni-18%Co) pela liga de adição no estado líquido, que no resfriamento forma a fase 3. Do ponto de vista termodinâmico, é interessante perceber que a formação da fase 3N rica em Ti e Ni e a ausência da camada de reação formada por óxidos mistos contendo Ti, Cu e Al na interface liga de adição/cerâmica indica que o Ti foi totalmente consumido na formação da fase 3, que provavelmente é mais estável que a camada de reação.

O aumento na temperatura de brasagem (750 °C Incusil ABA) não provocou alterações na microestrutura da junta, tendo sido observadas as mesmas fases já descritas para as brasagens executadas a 720 °C. A fase 3, conforme esperado, continuou a apresentar um teor médio de 2% de Fe e 2% de Co. Em todas as brasagens executadas com a liga Incusil ABA não se detectou a presença da camada de reação na superfície da cerâmica, entretanto, conseguiu-se produzir uma junta sem defeitos evidenciando que a liga de adição conseguiu molhar a superfície cerâmica. Além da possibilidade já mencionada de se ter uma camada de reação não detectável por microscopia eletrônica de varredura, é plausível supor que o In que está em solução com a Ag na fase 1, possa ter atuado na superfície cerâmica no sentido de permitir a molhabilidade.

A liga de adição Cusin I - ABA apresenta teores de Ti da ordem de 1,75% além de 1% Sn. Sua microestrutura é caracterizada pela presença de uma fase contínua oriunda da solidificação eutética (72%Ag-28%Cu) de parte da liga. Inserida nesta matriz eutética observa-se a presença de uma fase com Ti (82%Cu-16%Ti-2%Ag) que em geral está envolvida por uma fase que contém Sn (67%Cu-14%Sn-10%Ag-9%Ti).

A microestrutura da interface das uniões Fe-Ni-Co/Al₂O₃ brasada a 811 °C com a liga de adição Cusin I ABA é caracterizada pela presença de uma camada de reação com 2 - 3 µm de espessura na superfície cerâmica e por três fases distintas. A camada de reação é formada por Ti (35%), Cu (38%), Al (5%) e pequenos teores de Sn, Fe, Ni, Co e Ag. A fase majoritária da microestrutura (fase 1) é constituída por 90% de Ag e 10% de Cu. A Segunda fase (Fase 2) é rica em Cu (84%) com 15% Ag e pequenos teores de Ti e Fe. Finalmente, observa-se a presença de uma fase pontual (fase 3) distribuída em toda microestrutura formada principalmente por Ti, Ag,

Cu e pequenos teores de Fe, Ni e Co. O aumento da temperatura de brasagem para 841 °C não modificou consideravelmente a microestrutura da união. A camada de reação continuou com praticamente a mesma composição química e com a mesma espessura. Observou-se apenas a maior incidência da fase 3 (pontual) e um maior teor de Fe, Ni e Co nas mesmas. Na figura 3 é apresentada a microestrutura da união Al₂O₃/Fe-28Ni-18Co brasada a 811 °C com a liga Cusin I ABA, evidenciando a presença da camada de reação e das três fases descritas.

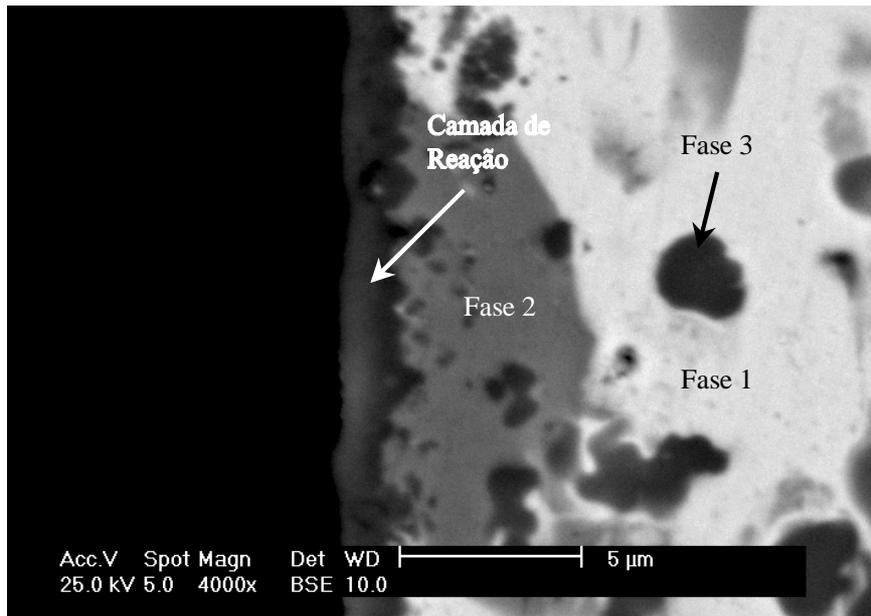


Figura 3: Microestrutura da união Al₂O₃/Fe-28Ni-18Co brasada a 811°C com a liga de adição Cusin I ABA.

A presença de Fe, Ni e Co em todas as fases encontradas nas brasagens executadas com a liga de adição Ticusil e com a Cusin I ABA pode ser explicada pela temperatura de brasagem mais elevada que a empregada nas brasagens utilizando a liga Incusil ABA, permitindo assim uma ativação mais efetiva do processo de difusão dos elementos do componente metálico (Fe-Ni-Co) na liga de brasagem no estado líquido. A alta temperatura de brasagem associada com a solubilidade do Fe na liga Ti-Cu no estado líquido também pode explicar a presença da fase rica em ferro (4F), formada durante a etapa de solidificação da liga de adição Ticusil.

A influência da composição da liga de adição na microestrutura da interface, pode ser avaliada através da presença da camada de reação. Vale a pena ressaltar que a liga de adição Cusin I ABA tem apenas 0,5% de titânio a mais que a liga de adição Incusil (1,25%Ti), o que é suficiente para formar a camada de reação similar a encontrada nas uniões brasadas com a liga Ticusil (4,5%Ti). Este efeito pode ser atribuído a presença do Sn na liga Cusin, que deve atuar no sentido de acentuar a atividade do Ti na liga, melhorando a molhabilidade da mesma no substrato cerâmico. Outro ponto que deve ser levado em consideração nesta análise é o fato das brasagens executadas com a liga de adição Incusil terem sido realizadas em temperaturas mais baixas que as demais, o que pode explicar também a ausência da camada de reação, já que a energia disponível para a reação do Ti com o substrato cerâmico é menor.

4. CONCLUSÕES

1. A presença da camada de reação foi observada nas interfaces das uniões brasadas com as ligas de adição Ticusil e Cusin I ABA.
2. A microestrutura da interface das uniões brasadas com as três ligas comerciais, foi caracterizada pela presença de três fases distintas, cuja composição variou em função da liga de adição e da temperatura de brasagem empregada.
3. Observou-se a presença de fases com características puntiformes na região central da interface de todas as uniões brasadas
4. O efeito da adição de Sn na liga Cusin foi evidenciado através da uniformidade e presença da camada de reação nas duas temperaturas estudadas.

5. AGRADECIMENTOS

Os autores agradecem ao Eng. Osmar Roberto Bagnato (LNLS-CNPq) pela doação das ligas de adição, assim como a Alcoa pela doação do pó de alumina. R. M. do Nascimento agradece também ao CNPq pelo apoio financeiro para a execução deste trabalho.

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

AKSELSSEN, O. M., Review - Advances in brazing of ceramics. **Journal of Materials Science**, Vol. 27, pp. 1989-2000, 1992.

CHIDAMBARAM, P. R., EDWARDS, G. R., OLSON, D. L. Kinetics of interlayer formation on polycrystalline α -Al₂O₃/copper-titanium alloy interface. **Metallurgical and Materials Transactions A**, Vol. 25^A, pp. 2083-2090, 1994.

HADIAN, ALI MOHAMMAD AND DREW, ROBIN A. L. Strength and microstructure of silicon nitride ceramics brazed with Nickel-Chromium-Silicon alloys. **Journal of American Ceramic society**, Vol. 79, N^o 3 pp. 659-665, 1996.

HANSEN, M., ANDERKO, K., **Constitution of Binary Alloys**, McGraw Hill, New York, 1958.

LUGSCHEIDER, E., TILLMANN, W. Methods for Brazing ceramic and metal-ceramic Joints. **Materials & Manufacturing Processes**, Vol. 8, N^o 2, pp. 219-238, 1993.

MARTINELLI, A. E. **Diffusion bonding of silicon carbide and silicon nitride to molybdenum**. Tese doutoramento, McGill University, 1996.

MORET, F., EUSTATHOPOULOS, N., **Journal of Physique IV**, v. 3, p. 1043-1052, 1993.

NASCIMENTO, R. M., MARTINELLI, A. E., KLEIN, A. N., BUSCHINELLI, A. J. A., Brazing Sintered Materials. **Advanced Powder Technology**, ed. L. Salgado e F. Ambrózio F^o., (ISBN 0-87849-825-7, 520 pgs.), Trans Tech Publications, 1999, pg. 254-262..

NASCIMENTO, R. M., MARTINELLI, A. E., KLEIN, A. N. Microstructure and dilatometric behaviour of Fe-Ni-Co sintered alloys. **International Journal of Powder Metallurgy**, Vol.34 No.6, p. 37-45, 1998.

NASCIMENTO, R. M., **Uniões $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{Al}_2\text{O}_3$ e Fe-Ni-Co/ Al_2O_3 produzidas por brasagem com metal ativo**. Dissertação de Mestrado, UFSC - EMC, 1997.

NICHOLAS, M. G., VALENTINE, T. M., WAITE, M. J. The wetting of alumina by copper alloyed with titanium and other elements. **Journal of Materials Science** 15, pp. 2197-2206, 1980.

PETZOW, G., EFFENBERG, G., **Ternary Alloys: A comprehensive Compendium of Evaluated Constitutional Data and Phase Diagrams**. VHC, New York, 1988.

SUGANUMA, K. Reliability in ceramic/Metal joining. Materials Research Society symp. proc. Vol. 314, pp. 51 - 60, 1993.

SUGANUMA K. Review - Recent advances in joining technology of ceramics to metals. **ISIJ International**, Vol. 30, N^o 12, pp. 1046-1058, 1990.

VAN DER SLUIS, H., H., **Anais do High temperature brazing and diffusion welding**, Alemanha, p. 68-72, 1992.

WESGO, Inc. Brazing Alloy, **Catálogo de ligas com metal ativo**, CA, 1994.

ESTUDO EXPERIMENTAL DA COMBUSTÃO DA CASCA DE ARROZ EM FORNALHA DE LEITO FIXO

Dario de Araújo Dafico
Narciso Angel Ramos Arroyo
Orestes Estevan Alarcon
Luiz Roberto Prudêncio Jr.

Universidade Federal de Santa Catarina, Departamento de Engenharia Mecânica, 88010-970, Florianópolis, SC, Brasil, E-mail: dariodafico@altavista.net

Resumo

Este trabalho mostra um estudo experimental da combustão da casca de arroz em fornalha de leito fixo com o objetivo de obter cinzas com baixo teor de carbono, um produto de alto valor comercial para utilização na indústria do concreto de cimento Portland. Inicialmente foram feitas diversas experiências preliminares e em seguida foi construída uma fornalha protótipo para realização de experiências de queima em diferentes situações. Foram instalados termopares em várias posições dentro do equipamento possibilitando analisar o efeito do modo de ignição e da forma de distribuição do ar para combustão na evolução das temperaturas durante a queima do material. No trabalho conseguiu-se produzir cinzas com baixo teor de carbono como foi inicialmente proposto.

Palavras chave: Combustão, Cinza de Casca de Arroz, Pozolana, Concreto

1. INTRODUÇÃO

Sílica ativa é a sílica pouco cristalina e com alta superfície específica produzida como sub-produto da indústria do silício e do ferro silício. O material possui elevadas propriedades pozolânicas, isto é, grande reatividade com a cal liberada na hidratação do cimento Portland. Por este motivo se esta pozolana for adicionada às misturas para produção de concreto, ela pode contribuir de modo bastante eficaz no aumento da resistência mecânica e na durabilidade do material. A sílica ativa é um produto de grande valor comercial por suas excepcionais qualidades e por ter oferta bem menor que a demanda. Entretanto sílica de reatividade até superior a esse material pode ser obtida a partir da queima da casca de arroz.

A utilização da cinza de casca de arroz (CCA) como material pozolânico vem sendo intensamente investigada desde a década de 70, principalmente na Índia e nos EUA, mas só a partir da década de 80, com o desenvolvimento da tecnologia do concreto de alto desempenho, que a preocupação em obter um máximo de pozolanicidade do material se tornou premente. Metha (1992) foi provavelmente o pesquisador que mais publicou artigos sobre a utilização da CCA no concreto. Vários outros pesquisadores citados pelo autor também relatam experiências de queima da casca de arroz, e quase todos concluem que ela deve ser queimada em temperaturas baixas, entre 500 a 800 °C dependendo do pesquisador, para que a cinza resultante tenha boa atividade pozolânica. Segundo esses relatos a queima em temperaturas mais elevadas causa a cristalização das cinzas e, conseqüentemente, a diminuição da sua reatividade.

Apesar de existir um grande número de trabalhos tratando do assunto, a quase totalidade deles relata a obtenção de cinzas de boa atividade pozolânica mas com teores elevados de carbono. Apesar de ser este um assunto relativamente antigo, as cinzas resultantes da queima da casca de arroz não tem sido muito utilizadas para produção de concreto no Brasil nem no exterior. O mercado consumidor não vê com bons olhos um concreto produzido com uma cinza de cor negra, o que provoca uma coloração cinza escura no concreto, quase preta.

SUGITA *et al.* (1992) relatam um processo de queima da casca de arroz realizado em duas etapas. Na primeira a casca é aquecida à uma temperatura entre 300 °C e 350 °C, e é mantida assim até a volatilização de toda água e hidrocarbonetos. Só após a eliminação de parte dos voláteis (etapa de pirólise) a temperatura é aumentada para realizar-se a combustão. Assim, segundo o autor, obtêm-se uma cinza na forma de um fino pó branco, com menos de 3 % de carbono, e com alta reatividade. Apesar do processo produzir um material de qualidades excepcionais, não se tem notícia de sua utilização pela indústria, provavelmente pelos altos custos na construção e operação do equipamento necessário, que consiste basicamente de dois fornos giratórios, um para cada fase do processo.

O presente trabalho teve o objetivo de estudar o comportamento térmico da pirólise e combustão da casca de arroz em leito fixo, com o propósito de subsidiar a construção de um equipamento mais simples e econômico que o patenteado por Sugita (1994) para produção industrial de cinza de casca de arroz com baixo teor de carbono, processo este que é uma evolução do método patenteado por Tutsek *et al* (1977).

Neste trabalho primeiramente foram realizadas algumas experiências preliminares para subsidiar a construção de um protótipo e, após a construção da fornalha protótipo, foram realizadas outras experiências que culminaram na obtenção de cinzas com baixo teor de carbono como havia sido proposto, mostrando a viabilidade do método.

2. EXPERIMENTOS PRELIMINARES

2.1 Chama direta

A primeira experiência foi feita para visualizar a queima da casca de arroz colocando-a para queimar diretamente sobre uma chama à gás. Verificou-se após várias tentativas que a chama não se sustenta quando o gás é desligado e a cinza queimada fica preta por mais tempo que fique sobre a chama de gás.

2.2 Cachimbo

O segundo experimento teve como objetivo verificar de maneira simplificada, e com um mínimo de equipamento, a dificuldade ou facilidade da combustão da casca de arroz, e se é possível alcançar-se com facilidade temperaturas elevadas. Utilizou-se como câmara de combustão um pedaço de tubo de aço de diâmetro interno de 1 polegada por 25 cm de comprimento, ao qual adaptou-se um ventilador de acionamento manual para acendimento de churrasqueiras de forma a trabalhar aspirando os gases.

O tubo foi colocado na posição vertical e enchido de casca de arroz com o objetivo de fazer o conjunto funcionar como um cachimbo de fumar. Foi feito um furo próximo à base do tubo e nele foi inserido um termopar para medida da temperatura dos gases passantes e da frente de combustão quando essa alcançasse este ponto. A temperatura foi medida a cada minuto e o experimento durou 3 minutos.

Verificou-se que a combustão da casca de arroz pode se processar com facilidade desde que haja suprimento suficiente de ar e que pode-se alcançar facilmente temperaturas tão elevadas quanto os 1190 °C observados no experimento.

2.3 Calha com visor de vidro

Os terceiro e quarto experimentos preliminares objetivaram verificar, através de outra experiência simples, a espessura e a velocidade de deslocamento da camada de combustão da casca de arroz queimada em leito fixo, simulando um processo contínuo, quando o fluxo de ar é controlado de forma a manter a temperatura da camada de combustão no máximo a 600 °C.

Para isso construiu-se uma calha de chapa fina de aço com um perfil das abas que possibilitasse a inserção de uma lâmina de vidro por cima para poder visualizar-se a combustão através do vidro, podendo-se assim medir o deslocamento da camada de combustão e sua espessura. A calha possuía 120 cm de comprimento com seção interna de 8x 8 cm. Ela foi posicionada horizontalmente e, para possibilitar o fornecimento contínuo de ar, foi instalado na saída da calha um pequeno aspirador de ar para sucção dos gases. Na calha não havia nenhum tipo de isolamento para o calor gerado na combustão. Para medição das temperaturas foi nela instalado 1 termopar a 10 cm da posição de início da combustão.

A intensidade de sucção do exaustor foi regulada em função da intensidade e cor da luz produzida pela frente de combustão. Esperava-se determinar a espessura e temperatura da frente de combustão assim que ela alcançasse a posição do termopar.

No terceiro experimento a chama se apagou, mas no quarto, com o exaustor regulado para uma sucção de ar mais intensa, a queima se processou como planejado e pôde-se verificar que a camada de combustão possui entre 15 e 20 cm quando a temperatura se situa na faixa de 500 a 600 °C.

Verificou-se também que o resíduo resultante era bastante carbonoso, isto é, a chama se apaga após queima de parte do combustível. Isso ocorre porque a taxa geração de calor na combustão torna-se inferior à taxa de perda de calor, causando o esfriamento do material e, conseqüentemente, o fim das reações de combustão.

2.4 Mini-fornalha de leito fixo

Os experimentos 5 e 6 tiveram o objetivo de queimar uma pequena quantidade de casca de arroz em leito fixo para observar o tempo necessário para queima numa temperatura máxima de 600 °C. Também o de verificar se após a queima a cinza possui coloração clara indicando baixo teor de carbono.

Para isso foi construída uma pequena fornalha cilíndrica de paredes de aço com altura de 25 cm e diâmetro de 30 cm, com fundo fixo e tampa removível. Atravessando o centro da tampa foi instalado um tubo de diâmetro de 0,5 cm para entrada de ar cuja ponta atingia 1 cm do fundo da fornalha. Na tampa, próximo ao centro, foi ainda instalada uma chaminé de diâmetro de 0,5 cm para saída dos gases da combustão. Foi também instalado um termopar a aproximadamente 2 cm da ponta do tubo de suprimento de ar.

A fornalha recebeu uma camada isolante de tijolos refratários por cima e pelas laterais. O isolamento possibilitava a abertura durante o ensaio de frestas para passagem de ar por fora da fornalha com objetivo de acelerar a perda de calor quando isso fosse necessário. A fim de proporcionar o calor necessário para a pirólise e ignição da casca o equipamento foi montado sobre um fogareiro a gás. O ar para combustão era suprido por um compressor de ar e o fluxo foi controlado através de um registro manual ligado a um rotâmetro.

No experimento 5 a massa inicial de casca colocada na fornalha foi de 700 gramas e após a queima que durou cerca de 275 minutos verificou-se que a massa final de cinzas foi de 170 gramas. Observou-se que as cinzas em um raio de aproximadamente 3 cm da ponta do tubo de entrada do ar ficaram bem claras, quase brancas, enquanto que as cinzas das outras regiões permaneceram pretas.

Verificou-se ser necessário um tempo relativamente grande para a queima da casca de arroz em leito fixo e que era preciso uma melhor distribuição do ar para combustão para possibilitar uma queima completa e assim obter cinzas com baixos teores de carbono.

Em razão do exposto, para o experimento 6 foram feitos vários furos no tubo de suprimento de ar e ele foi moldado na forma de um anel para que o ar fosse melhor distribuído dentro da fornalha. Durante o experimento a vazão de ar teve que ser aumentada várias vezes assim que a temperatura começava a diminuir demonstrando que à medida que o combustível vai sendo consumido é necessário haver uma atmosfera mais rica em oxigênio para conseguir-se manter a temperatura.

Este experimento resultou em uma cinza muito clara em quase todo o volume com exceção de uma fina camada em contato direto com as paredes metálicas da fornalha. O volume aparente de material reduziu-se para aproximadamente 20 % da altura da fornalha.

Concluiu-se que é possível produzir cinza de casca de arroz em leito fixo mas que é necessário haver boa distribuição do ar e que, no final da combustão, faz-se necessário que a perda de calor pelas paredes da fornalha seja muito pequena para possibilitar a queima do carbono remanescente.

3. EXPERIMENTOS COM O PROTÓTIPO DE FORNALHA PARA COMBUSTÃO EM LEITO FIXO – PROCEDIMENTOS, RESULTADOS E CONCLUSÕES

Baseado no fato de que um dos principais problemas com relação ao alto teor de carbono na cinza da casca de arroz se deve ao rápido esfriamento do material quando o conteúdo energético remanescente se torna pequeno, propôs-se construir uma fornalha composta de duas câmaras separadas por uma chapa de aço, de modo que fosse possível iniciar a combustão em uma câmara quando na outra a combustão já estivesse em declínio.

Com esta proposta esperava-se que quando a taxa de combustão em uma câmara começasse a diminuir, a combustão poderia ser mantida, até a queima completa do carbono remanescente, com auxílio do calor fornecido pela outra câmara. Desse modo o conjunto composto pelas duas câmaras funcionaria como se fosse uma fornalha de queima contínua, apesar de compostas por duas câmaras separadas funcionando como fornalhas intermitentes.

A fornalha foi isolada lateralmente com tijolos refratários mas possuía em cada câmara uma parede trocadora de calor com o meio externo através de passagem de ar de resfriamento. Através desses dispositivos esperava-se poder usar o ar aquecido para secagem de grãos na indústria, aproveitando-se assim a energia gerada durante a queima. Para início da combustão foi instalada uma resistência elétrica blindada de 1000 watts por dentro de cada câmara.

O ar para combustão podia ser introduzido por baixo e distribuído através de chapas perfuradas instaladas no fundo de cada câmara, ou através dos 4 tubos perfurados que atravessavam cada câmara.

A figura 1 mostra um corte horizontal e vertical da fornalha, onde pode-se ver a posição dos tubos de injeção de ar E-I, E-II, E-III, E-IV, D-I, D-II, D-III e D-IV, e dos termopares e1, e2, e3, e4, e5, e6, e7, e8, e9, d1, d2, d3, d4, d5, d6, d7, d8, e d9. O fluxo de ar era controlado através de válvulas de acionamento manual ligados a dois rotômetros. Para que a temperatura nas câmaras não excedessem ao valor estipulado de 550 °C, foram também instaladas 2

válvulas automáticas de fechamento de fluxo ligadas aos termopares e2 e d2 respectivamente. Com esta fornalha foram feitas 3 experiências que são descritas a seguir.

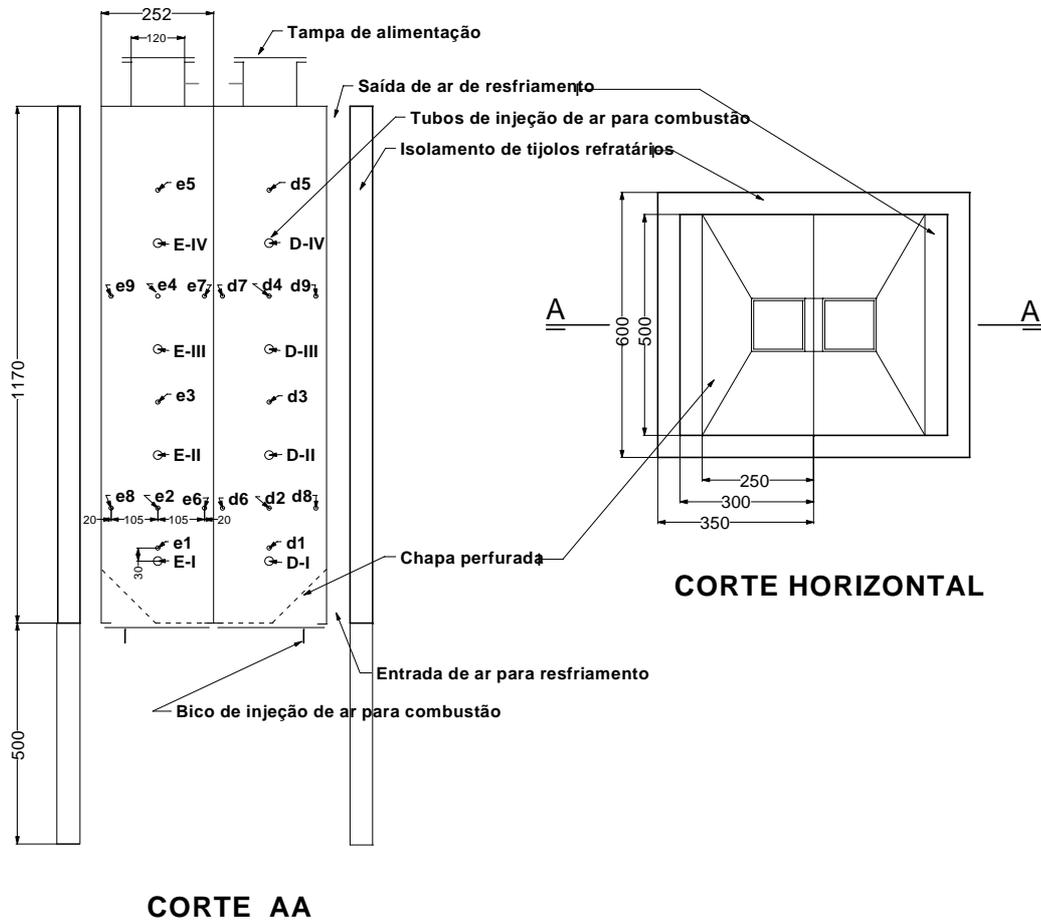


Figura 1 – Vista frontal da fornalha com a posição dos termopares

3.1 Injeção de ar distribuído por baixo

Na primeira experiência com a fornalha protótipo a câmara esquerda foi encheda com 15 Kg de casca de arroz e a direita com 7 Kg de carvão. O acendimento foi feito pela câmara direita, com o propósito de usar-se a energia do carvão para pirolizar a casca de arroz colocada na câmara esquerda.

A injeção de ar a partir do instante 20 minutos foi feita por baixo na câmara direita a uma taxa que variou de 3 a 24 m³/h até ser desligado no instante 430 minutos quando a temperatura não pôde mais ser mantida com aumento da taxa de injeção de ar. A partir do instante 445 minutos começou-se então a injetar ar na câmara esquerda, também por baixo, a uma taxa de 3 m³/h, até o fim do experimento.

A figura 2 mostra um gráfico com as variações das temperaturas dos termopares instalados na fornalha em função do tempo.

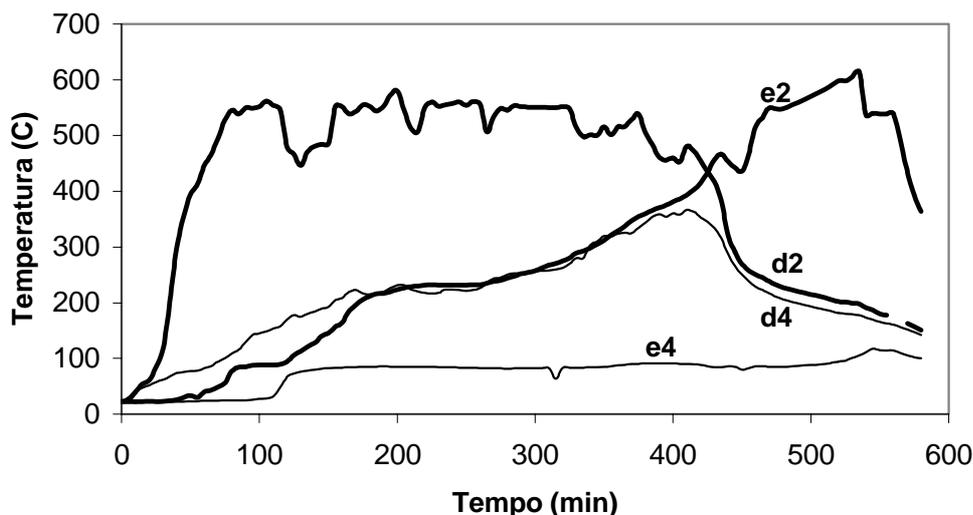


Figura 2 – Evolução das temperaturas no experimento de injeção de ar por baixo

Como pode-se notar não conseguiu-se uniformidade na temperatura em nenhuma das duas câmaras, ou seja, nem na câmara que fornecia o calor através da queima de carvão, nem na câmara cheia de casca de arroz onde ocorria o processo de pirólise, apesar do longo tempo que durou a experiência.

A injeção de ar somente por baixo fez com que a combustão ocorresse somente na região inferior, prejudicando a distribuição do calor por toda a fornalha. A casca de arroz funciona como isolante térmico por causa de sua estrutura porosa e em função da dificuldade com que o ar tem de movimentar entre os grãos e transferir calor por convecção. Também por ser uma queima em leito fixo há ainda grande dificuldade de distribuição do calor por irradiação já que esta é absorvida pela zona mais próxima à região em combustão. Em função da dificuldade de homogeneização das temperaturas nesse experimento concluiu-se que havia necessidade de melhor distribuição do ar para a combustão.

3.2 – Injeção de ar pelos tubos transversais

Para melhorar a distribuição de ar, na segunda experiência com a fornalha protótipo o ar foi injetado através dos tubos perfurados descritos anteriormente. O dispositivo de distribuição de ar por baixo foi eliminado e fechado com uma camada isolante. O ar foi injetado somente na câmara direita a uma taxa média de 4 m³/h.

Com o objetivo de produzir um acendimento mais uniforme foi também eliminado o acendimento interno feito através de resistências elétricas, sendo substituídas por um acendimento feito com chama a gás diretamente na chapa de aço de cada câmara, distribuído verticalmente por dois tubos perfurados instalados dentro das passagens de ar de resfriamento.

Na câmara direita foi colocado 10,5 Kg de carvão para queimar e fornecer energia para pirolizar os 14,9 Kg de casca de arroz colocados esquerda. O acendimento foi feito com chama de gás diretamente na chapa da câmara direita que ficou acesa durante 55 minutos. A câmara esquerda foi totalmente cheia de casca de arroz e na câmara direita foi colocado carvão até uma altura de 40 cm.

A figura 3 mostra as temperaturas da câmara esquerda medida pelos termopares e1, e2, e4, e6, e8 e a figura 4 mostra as temperaturas da câmara direita medida pelos termopares d1, d2, d4, d6, d8 durante todo o experimento.

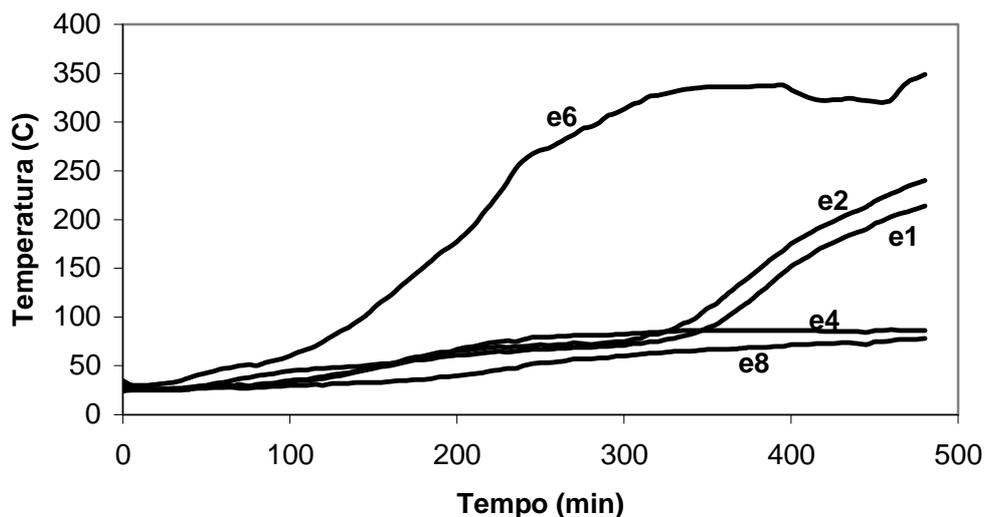


Figura 3 – Evolução das temperaturas da câmara esquerda durante a pirólise da casca

Como se pode observar, apesar da experiência ter consumido um tempo relativamente longo (decidiu-se parar a injeção de ar aos 480 minutos), o calor produzido na câmara direita através da combustão de carvão não se distribuiu para toda a fornalha como se esperava. Só a região em contato com a câmara direita (termopar e6) alcançou temperaturas de pirólise. Apesar disso resolveu-se que na próxima experiência seria queimada a casca de arroz semi-pirolizada desta experiência e ainda seria pirolizado um outro carregamento de casca de arroz.

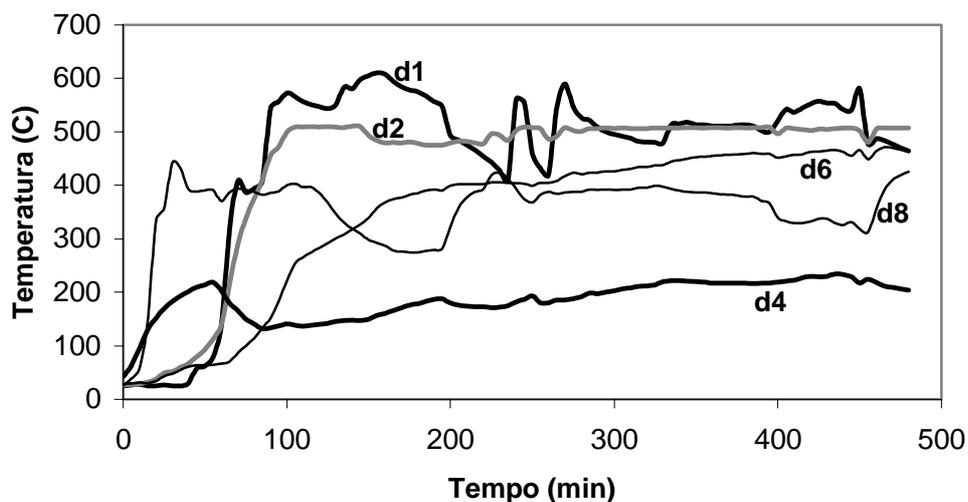


Figura 4 – Evolução das temperaturas da câmara direita durante a combustão do carvão

3.3 Combustão da casca semi-pirolizada com injeção de ar pelos tubos transversais

Nesta última experiência fez-se a combustão da casca de arroz já semi-pirolizada da experiência anterior e a pirólise de um novo carregamento de casca crua na outra câmara da fornalha. O objetivo principal era verificar se esta queima resultaria em cinza com baixo teor de carbono. Na câmara esquerda foi deixado o material semi-pirolizado da experiência anterior e na câmara direita foi colocada 14 Kg de casca de arroz, o que foi suficiente para encher totalmente a câmara.

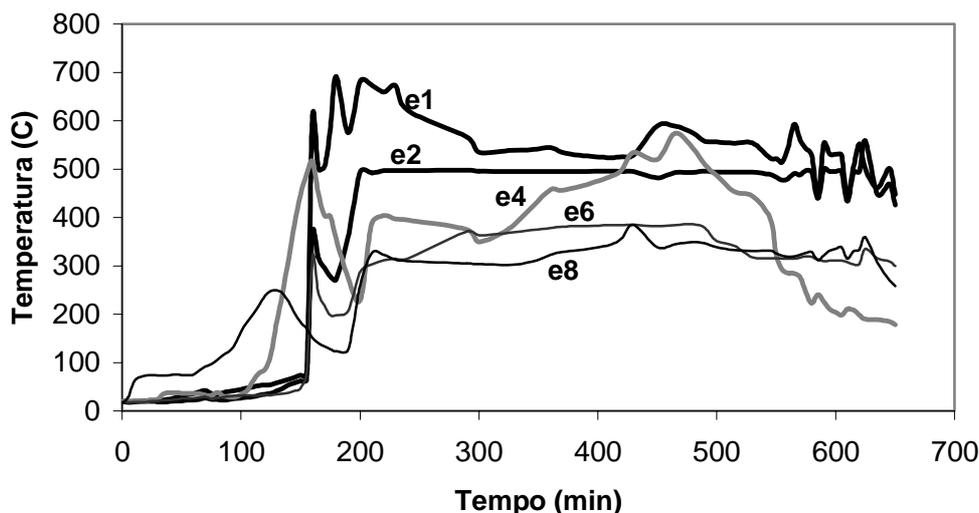


Figura 5 – Evolução das temperaturas da câmara esquerda durante a combustão da casca

O acendimento foi feito do lado da casca semi-pirolizada com auxílio dos dois tubos queimadores a gás. O ar foi injetado somente na câmara esquerda através dos tubos perfurados a uma taxa média de 3 m³/h durante 830 minutos. A figura 5 mostra a evolução das temperaturas da câmara esquerda medida pelos termopares e1, e2, e4, e6, e8 e a figura 6 da câmara direita medida pelos termopares d1, d2, d4, d6, d8 nos primeiros 650 minutos.

No outro dia foram retiradas as cinzas da câmara esquerda o que resultou numa massa de 2,3 Kg. Quase todo o volume de cinzas apresentava-se com coloração bem clara, quase branca, mas a parte resultante da queima realizada próxima às paredes de aço da fornalha apresentava-se preta, apesar do isolamento feito com tijolos refratários que cobria externamente as chapas de aço da fornalha. Também verificou-se que há condensação de betume nas paredes de aço.

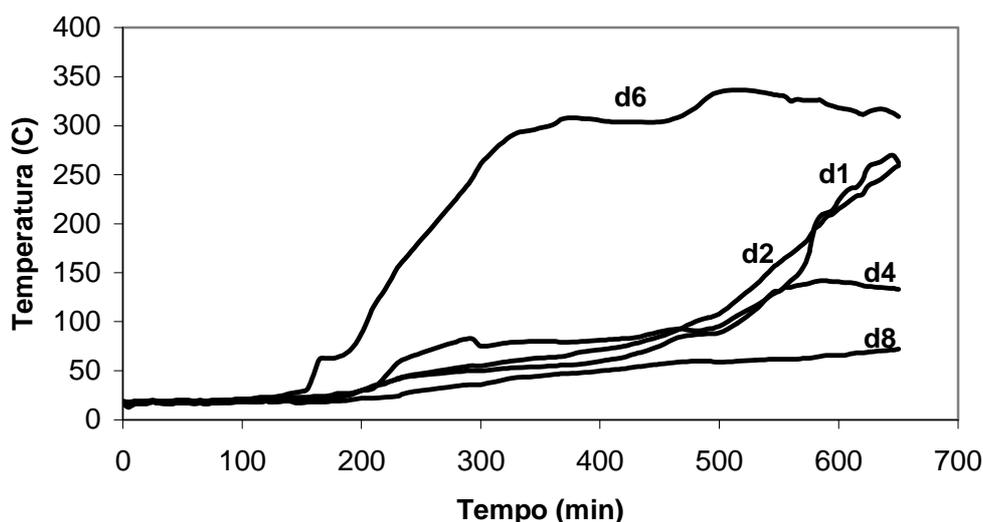


Figura 6 – Evolução das temperaturas da câmara direita durante a pirólise da casca

4. CONSIDERAÇÕES FINAIS

O fato de ter-se obtido cinza branca no trabalho, apesar de parte preta, demonstra que é possível obtê-la em leito fixo. As chapas de aço das paredes da fornalha, mesmo que isoladas externamente, revelam-se rotas de fuga de calor, o que impede que a casca seja totalmente queimada nas regiões próximas às paredes da fornalha. Para solução do problema deve ser suficiente fazer-se o revestimento interno da fornalha com material refratário.

Verifica-se que a proposta inicial de utilização da transferência de calor de uma câmara para outra, para realizar a pirólise da casca e depois a manutenção da temperatura para queima do carbono residual, é um método ineficiente. Isto deve-se à característica isolante da casca de arroz, que impede a ocorrência de elevadas taxas de transferência de calor por radiação, condução ou convecção. Entretanto a energia necessária para a pirólise da casca de arroz, etapa fundamental para que as cinzas resultantes tenham baixo teor de carbono, pode ser obtida na vizinhança da região de pirólise a partir da combustão do material já pirolizado pertencente ao mesmo leito.

De acordo com o exposto no texto, há necessidade de um esclarecimento científico com relação ao tempo de queima da casca de arroz, como também quais as reações prováveis envolvidas no processo de combustão.

5. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

Metha, P.K. (1992) *Rice Husk Ash – A Unique Supplementary Cementing Material*. Advances In Concrete Technology. Ottawa : CANMET, p.407-431

Sugita, S.; Shoya, M. and Tokuda, H. (1992) *Evaluation of Pozzolanic Activity of Rice Husk Ash*. In: MALHOTRA, V. M. (ed) International Conference on the Use of Fly Ash, Silica Fume, Slag and Natural Pozzolans in Concrete. 4th, Istanbul : ACI, 1993, 2v., v.1, p. 495-512 (SP132)

Sugita, S; Hohkohno, A.; Niida, O.; Shi, H.; Ken, A.(1994) *Method of Producing Active Rice Husk Ash*. United States Patent. Patent Number : 5,329,867

Tutsek, A.; Bartha, P. (1977) *Method of Producing Low-Carbon White Husk Ash*. United States Patent. Patent Number: 4,049,464

- O vidro fragmenta em função de um campo de tensão macroscópico. A manutenção da simetria de fragmentação sugere uma propagação espontânea de trincas a partir de várias locais de iniciação na superfície da lâmina.
- A medição da velocidade de propagação da trinca em vidros é fundamental para a caracterização e o estudo da evolução do campo de tensão durante a fratura.

6. REFERÊNCIAS

- Brungs, M. P., 1995, “Fracture and Failure of Glass” Materials Forum, Vol. 19, pp. 227-239
- Griffith, A. A., 1920, “The Phenomenon of Rupture and Flow in Solids”, Philosophical Transactions of The Royal Society, Vol. A221, pp. 163-197.
- Holloway, 1973, “The Physical Properties of Glass”, Ed. Wykeham, London, pp. 150
- Inglis, C. E., 1913, “Stresses in a Plane due to the Presence of Cracks and Sharp Corners”, Transactions of The Institute of Naval Architecture, Vol. 55, pp. 219-241.
- Irwin, G. R. , 1958, “Fracture Handbuch der Physik”, Ed. Springer-Verlang, Berlin, Vol. 6, pp. 551.
- Lawn, B. , 1993, “Fracture of Brittle Solids” Ed. Cambridge University Press, pp. 183
- Mott, N. F., 1948, “Fracture of Metals: Theoretical Considerations ”, Engineering, Vol. 165, pp. 16-18.
- Shand, E. B., 1954, “Crack Formation Related Phenomenon in Silicate Glasses”, Journal of American Ceramics Society, Vol. 37, pp. 52-59.
- Wiederhorn, S. M., 1967, “Influence of Water Vapor on Crack Propagation in Soda Lime”, Journal of American Ceramics Society, Vol. 50, pp. 407-413

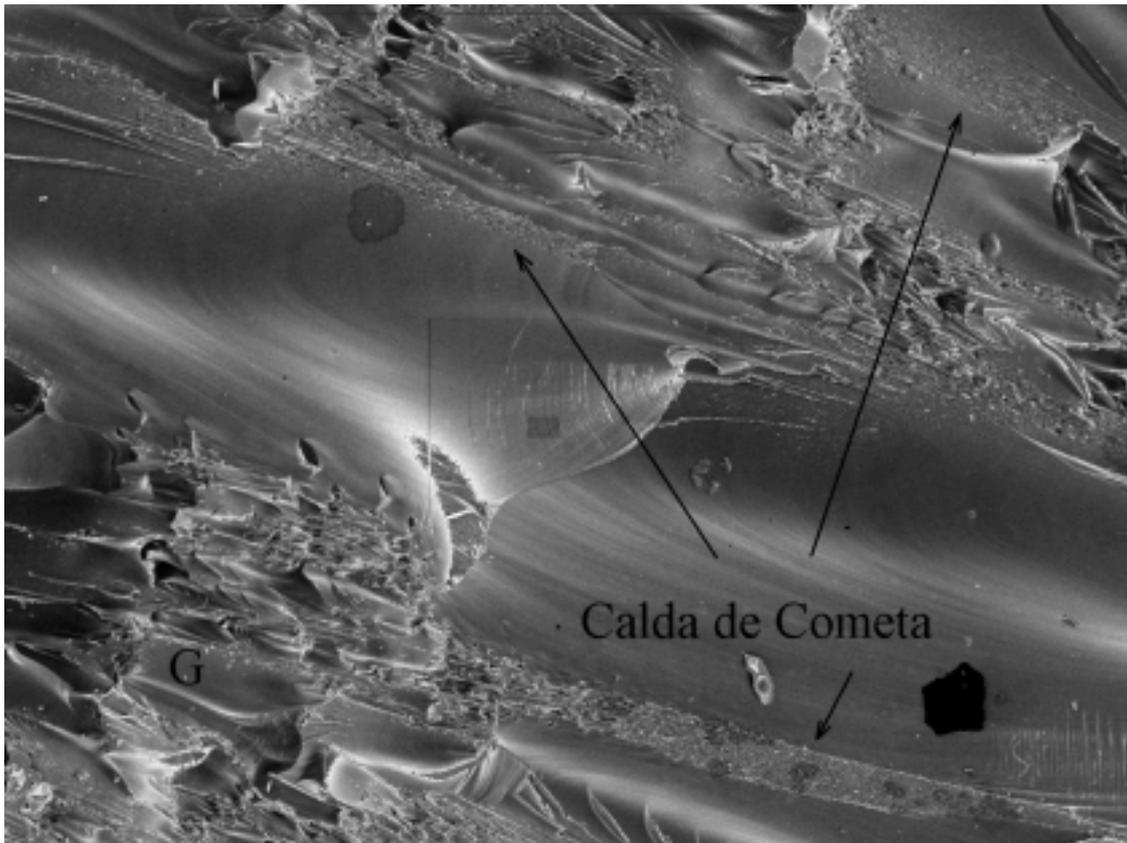


Figura 7. ‘Neblina’ em forma de caldas de cometa

Estes resultados mostram a necessidade de uma maior compreensão da natureza e do desenvolvimento do campo de tensão associado ao carregamento e a fratura em vidros. Neste sentido a probabilidade de alteração do campo de tensão durante a fratura deve ser considerado, e os estudos devem compreender a análise do campo antes e durante a propagação de trinca.

4. PESQUISA EM DESENVOLVIMENTO

O estudo dos fenômenos de alta velocidade representa uma das linhas de pesquisa em desenvolvimento no Instituto Militar de Engenharia. Neste sentido, a continuação da pesquisa de fratura em vidros está em progresso no Departamento de Engenharia Mecânica e de Materiais, tratando-se de um processo que desenvolve a altíssimas velocidades; de 1500 a 2000 m/s. O registro de iniciação e propagação da trinca e a consequente averiguação experimental da(s) teoria(s) está sendo viabilizado com o auxílio de uma câmera digital de alta velocidade.

5. CONCLUSÕES

- As características morfológicas da superfície de fratura mostram a limitação da teoria de fratura frágil de Griffith, baseada no equilíbrio entre a energia liberada e a energia necessária para criar as superfícies de fratura. A diversidade de morfologias é justificada pelo aumento da energia liberada, G , além do valor crítico, G_c .

3.2 Características microscópicas da superfície de fratura

As figuras (6) e (7) mostram as características gerais da superfície de fratura das amostras rompidas. A fratura da figura (6) apresenta as diferentes morfologias; região espelhada, ondulações, estrias, neblina e ramificações, além de uma outra morfologia mais grosseira, 'G', incluindo relevos de contornos irregulares.

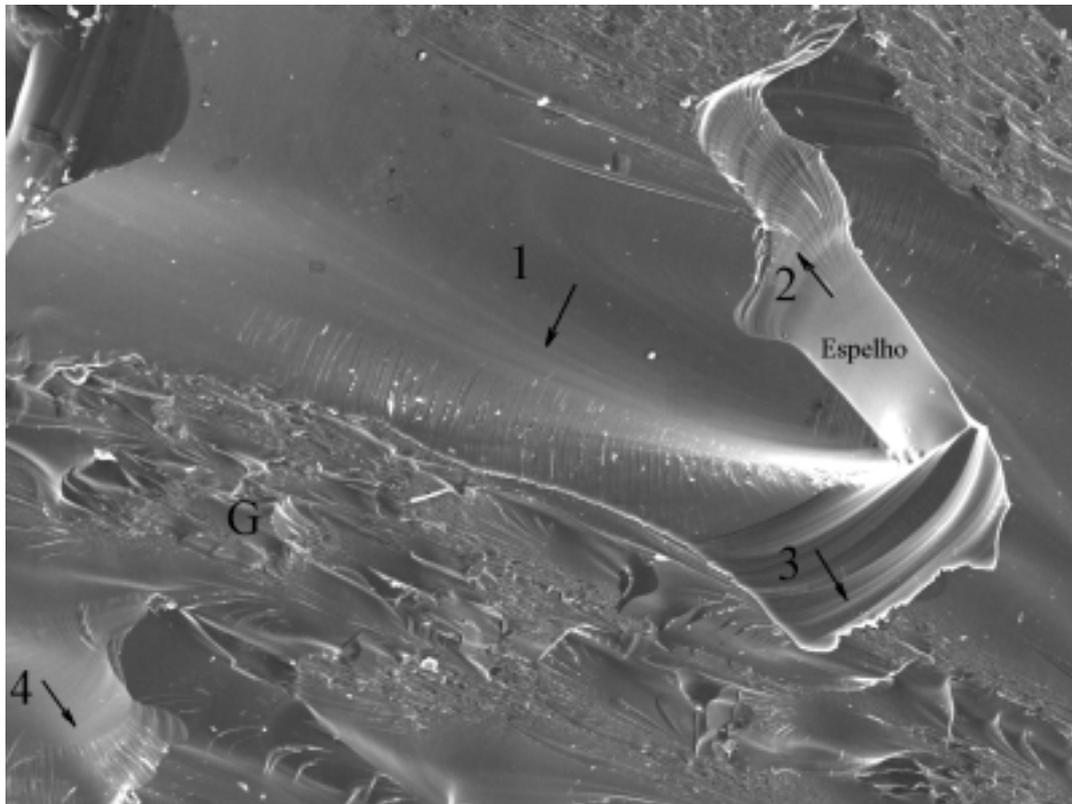


Figura 6. Características fraturográficas e multiplicidade de propagação

Observa-se que a 'neblina' aparece entre, e *não* antes das ramificações, figura (6) ou aglomerados numa morfologia de 'calda de cometa', figura (7). Além do mais, a fratura da figura (7) mostra neblina e ramos distribuídos em algumas áreas na região 'G'. A multiplicidade de frentes de propagação junto com as evidências de estrias confirmam a bifurcação da trinca e a alteração do plano de propagação a nível microscópico. Outrossim, a variação da direção de propagação das bifurcações, figura (6), deve ser compreendida como o resultado das alterações locais do campo de tensão.

Observa-se que as características fraturográficas analisadas acima não obedecem, necessariamente, o desenvolvimento morfológico analisado pela teoria, especificamente no que tange a sequência de neblina/ramificações; a neblina aparecendo entre as ramificações, ou aglomerando-se em faixas bem definidas (calda de cometa). A Figura (7) mostra a neblina associada às ramificações em algumas áreas na região 'G'. Isto sugere uma sucessão de iniciação e propagação de trincas de curto alcance, uma vez que a neblina forma-se no início "threshold" de formação de ramificações(Brungs, 1995). Outrossim, observa-se que a região de espelho associada à neblina não é bem definida, o que limita o uso das equações (9) e (10) para o cálculo da tensão de fratura ou do fator de intensidade de tensão.

na energia mecânica acomodada pelas lâminas antes da fratura. Neste caso, a energia é proporcional à largura da lâmina. De fato, os resultados mostraram que a carga sustentada pelas amostras antes da fratura é proporcional à largura das mesmas. Isto pode ser visto ao acompanhar a formação de trincas em placas de diferentes qualidades de vidro de larguras infinita. Observa-se que o comprimento de trinca é diretamente proporcional à carga máxima, e conseqüentemente, à energia liberada.

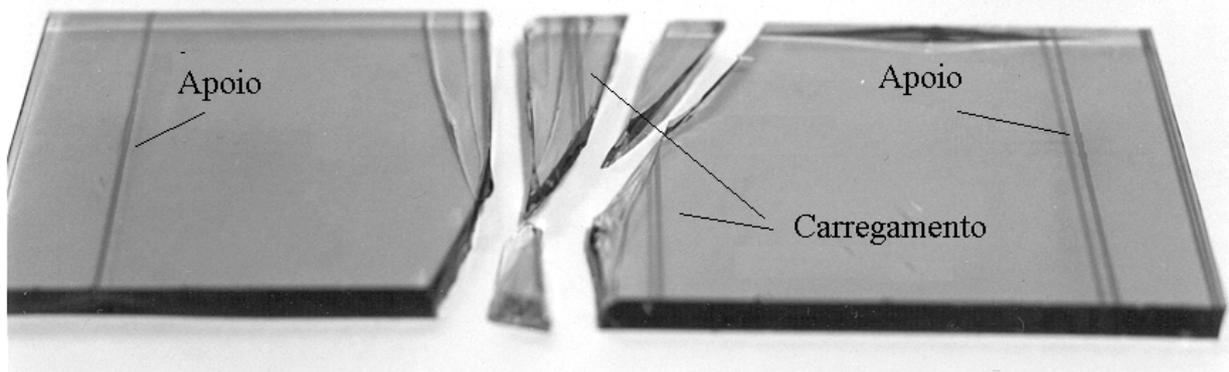
3.1 Características de propagação de trinca

Outras características importantes devem ser anotadas a partir da figura (6). De modo geral, e independente da largura da amostra, os fragmentos apresentam-se trincados. Neste sentido, observa-se que a densidade das trincas em cada fragmento aumenta com a largura da lâmina. Além do mais, há uma alteração do contraste visual; isto é, as trincas individuais iniciam-se como uma linha fina a partir da superfície e apresentam a partir de uma dada posição um aspecto mais grosseiro, ou vice versa. A própria característica de fragmentação é específica uma vez que, para uma dada largura de lâmina de vidro, a largura máxima dos fragmentos e o número de trincas em cada fragmento são praticamente constantes. Estas observações mostram que :

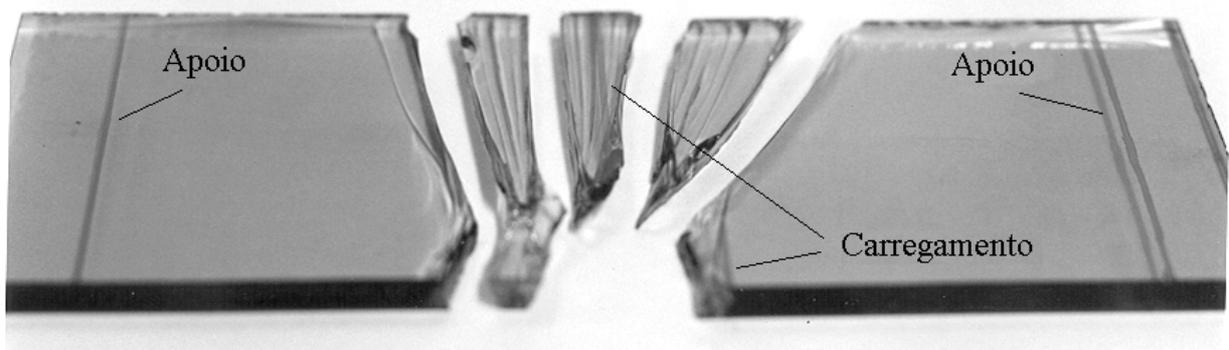
Primeiro: o aumento da densidade de trincas com a largura das lâminas é plausível uma vez que a energia liberada aumenta com o aumento da largura da lâmina, e o comprimento total de trincas é, conseqüentemente, maior. Outrossim, a variação do contraste das trincas é atribuída ao giro dos planos de propagação de trinca, provavelmente ligado ao giro do plano da tensão máxima.

Segundo: as lâminas fragmentam-se a partir de núcleos equidistantes na superfície do vidro. Isto pode ser atribuído à característica do campo da tensão permitindo picos de intensidade equidistantes ao longo do comprimento da lâmina. Por outro lado, entende-se como primeira análise que um gradiente de tensão desenvolve-se somente ao longo da largura devido à problemática do contato cutelo/lâmina analisada acima. Contudo, a regularidade de espaçamento dos fragmentos reflete o efeito de um fenômeno macroscópico e não um efeito microscópico da distribuição das microtrincas intrínsecas. Neste sentido, pode-se argumentar que as trincas propagam-se ao mesmo tempo a partir da superfície, algumas acelerando preferencialmente ao longo de trajetórias definidas pelo campo de tensão.

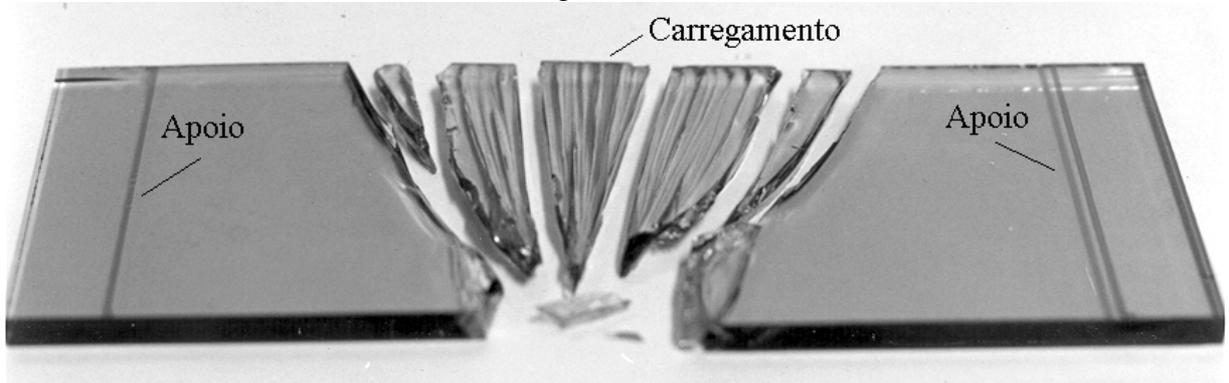
À luz desta análise, duas hipóteses podem ser levantadas a respeito da velocidade de propagação da trinca. Na *Primeira*, os fragmentos separam-se ao mesmo tempo supondo-se que a liberação de energia mecânica terminaria com a perda de continuidade do material. Neste caso, a velocidade de propagação da trinca é variável se as trincas iniciam-se ao mesmo tempo. Por outro lado, podemos argumentar que a velocidade média de propagação é constante. Isto significa necessariamente que, a fim de garantir a separação simultânea dos fragmentos, as trincas iniciam-se sucessivamente a partir dos pontos mais afastados do eixo da simetria. A *Segunda* hipótese propõe que a fragmentação do vidro continua após a perda de continuidade. Isto é, a liberação de energia continua após a descontinuidade do sistema. A hipótese pode representar uma contradição uma vez que a observada simetria de fragmentação e a regularidade de largura dos fragmentos são atribuídos à presença de um campo de tensão específico. Portanto, pode argumentar-se que, na ausência do campo de tensão, a fragmentação do vidro deva ser assimétrica após a perda da continuidade. Não obstante, a propagação de trinca no vidro é um fenômeno de altíssima velocidade (1500 ~2000 m/s) procedendo num campo de tensão que pode definir a trajetória de propagação independentemente da continuidade do sistema.



a – largura de 20 mm



b – largura de 30 mm



c – largura de 40 mm

Figura 5. Fragmentação das lâminas de vidro

gradiente de tensão. Uma vez que o gradiente é simétrico em ambos os lados do eixo transversal da lâmina, as trincas percorrem o campo de tensão ao longo de trajetórias similares em ambos os lados do eixo, resultando na simetria cônica dos fragmentos.

O aumento do número de fragmentos com a largura da lâmina pode ser deduzida a partir da análise da equação (5). Uma vez que as lâminas de vidro são da mesma qualidade, é plausível concluir que o tamanho médio do defeito crítico, c_o , é o mesmo em todas as lâminas. Consequentemente, os valores da tensão de fratura, σ_f , devem ser próximos. A diferença reside

$$\sigma_f = \frac{M}{\sqrt{r}} \quad (9),$$

onde M é uma característica do material, conhecido como a constante de ‘espelho/neblina’ que descreve a extensão relativa da região do espelho em relação à região de neblina; ($M \approx 2,0 \text{ MN m}^{-3/2}$ para vidros de silicato de sódio). A autenticidade da equação (9) foi certificada para diferentes perfis de campos de tensão (Brungs, 1995).

De ponto de vista de mecânica de fratura, a interface entre a região espelhada e a região de neblina representa o início, “threshold”, da ramificação da trinca, e pode ser representada por um fator de intensidade de tensão, K_R , característico do material:

$$K_R = \Phi \sigma_f \sqrt{r} \quad (10),$$

onde Φ é o fator de forma.

As equações (9) e (10) mostram que a tensão de fratura de uma dada qualidade de vidro pode ser determinada a partir das características morfológicas da superfície de fratura; a tensão é inversamente proporcional ao raio da zona espelhada que pode ser determinada através da análise da superfície de fratura no microscópio eletrônico de varredura.

2. MATERIAIS E MÉTODOS

Lâminas de silicato de sódio (vidro plano) foram fraturadas sob flexão de três pontos. Os testes foram realizados em amostras de 4 mm de espessura e três larguras; 20, 30 e 40 mm. A fim de avaliar o efeito da taxa de carregamento no modo de fratura, o carregamento foi realizado sob três taxas; 0,1 0,5 e 2,0 mm/min. A fratura macroscópica foi registrada fotograficamente e as características da superfície de fratura analisadas e registradas no microscópio eletrônico de varredura (MEV).

3. RESULTADOS E DISCUSSÃO

A figura (5) mostra a característica macroscópica da fratura das amostras trabalhadas sob flexão. As lâminas são apresentadas sob a mesma largura, e as posições de carregamento e de apoio são indicadas. Independentemente da largura das amostras, observa-se uma simetria da fragmentação em torno da posição central de carregamento, e um afunilamento dos fragmentos ao longo da largura das lâminas. O afunilamento aumenta com o aumento da largura das lâminas. Conseqüentemente, a fratura não é simétrica em torno do eixo longitudinal das amostras. Observa-se, também que o número de fragmentos aumenta com o aumento da largura da lâmina.

Estes resultados encontram justificativas coerentes como mostra a análise a seguir. Primeiro, a simetria de fragmentação em torno da linha de carregamento e o afunilamento dos mesmos tem como provável justificativa o desenvolvimento de um gradiente de tensão através da largura. O desenvolvimento do gradiente é atribuído à ausência de um contato perfeito entre o cutelo de carregamento e a superfície do vidro, apesar da liberdade de movimento intrínseca da montagem do cutelo. Isto é plausível, uma vez que o vidro apresenta elasticidade mínima, o que dificulta a acomodação do cutelo e um contato perfeito do mesmo ao longo de toda a largura da lâmina. Conseqüentemente, o cutelo comprimi a lâmina por desigual, permitindo o desenvolvimento do

rotação durante a propagação da trinca. Quando o eixo de rotação é paralelo à frente da trinca, o plano de propagação da trinca simplesmente curva para cima ou para baixo acompanhando a rotação. Por outro lado, se o eixo de rotação for perpendicular à frente da trinca o plano da trinca é obrigado a executar um movimento helicoidal (torção), o que não é energeticamente viável. Neste caso, a frente da trinca acomoda a rotação do eixo formando pequenas trincas no novo plano de tensão máxima. A figura (2) mostra que as pequenas trincas são separadas uma das outras e apontam na direção de propagação original.

Como relatado acima, a frente da trinca ramifica-se quando $G \cong 14G_c$. A figura 4 mostra as características da ramificação de fratura do vidro plano. Observa-se que a ramificação é

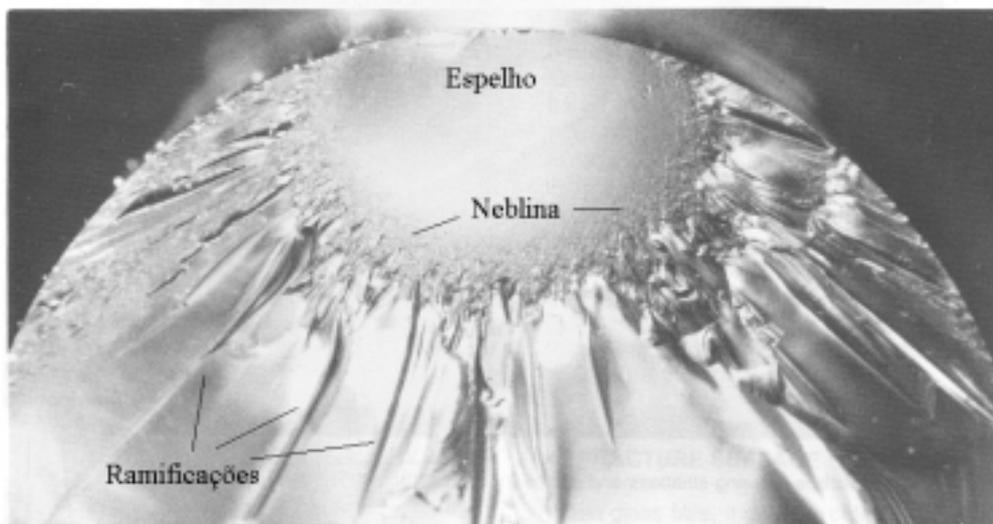


Figura 4. Ramificação da trinca, precedida por uma região nebulosa e uma região espelhada.

precedida por uma região ‘espelhada’ e uma região ‘nebulosa’ mais estreita. A ramificação da trinca é postulada na teoria de ‘bifurcação da onda de tensão’ como o resultado da uma interação muita intensa entre os pulsos de tensão e a frente de propagação de trinca que causa uma deflexão abrupta e a ramificação da trinca. Contudo, esta teoria não analisa adequadamente as características da superfície de fratura.

Neste sentido, a teoria de ‘fratura secundária’ oferece uma análise qualitativa mais completa. A teoria propõe que o campo de tensão associado à frente da trinca causa a iniciação de microtrincas secundárias afrente da frente de propagação. Após a iniciação das microtrincas, a frente de propagação ultrapassa as mesmas, deixando como rastro uma região ‘nebulosa’. A trinca continua acelerando e o campo da tensão na frente da trinca intensifica-se de modo que formam-se trincas secundárias afrente da frente de propagação. Logo, as trincas secundárias tornam-se independentes na forma de ‘ramos’. Localizando-se a sequência das regiões de espelho, de neblina e de ramos, a origem da fratura do vidro pode ser determinada.

1.3 Tensão de Fratura

Shand (1954) apresentou uma relação empírica relacionando a tensão de fratura σ_f , e o raio r da região espelhada da superfície de fratura:

resultando numa deflexão momentânea da frente, efetivamente marcando a posição da frente no momento de interação. As ondulações são convexas na direção de propagação da

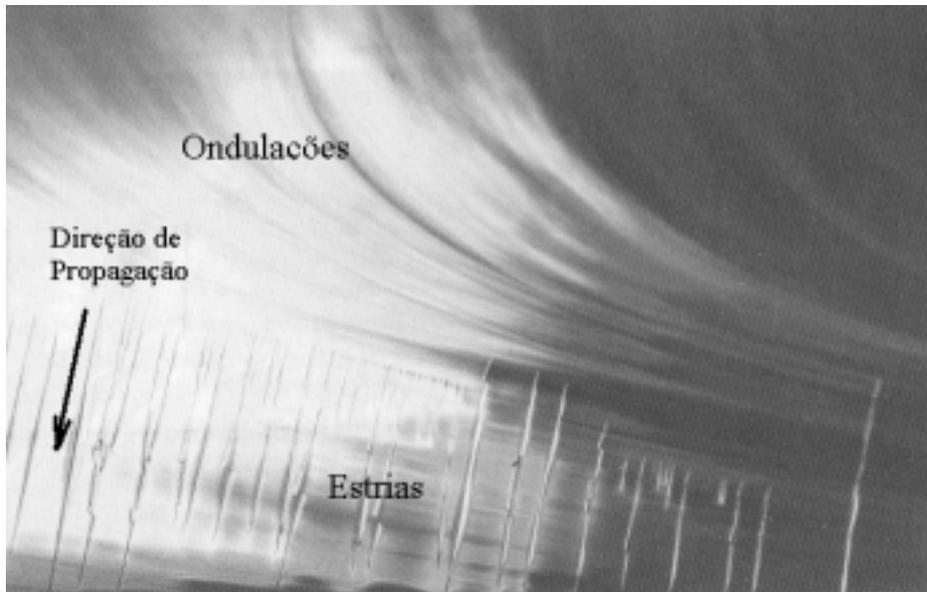


Figura 2. Características gerais da superfície de fratura; ondulações e estrias

frente da trinca. No caso de falha sob um momento fletor, as ondulações são convexas na direção da superfície em tração.

A superfície de fratura de vidro pode apresentar outras marcas características chamadas de “linhas de Wallner” (Holloway, 1973). Neste caso, a frente de propagação da trinca interage com defeitos na superfície do vidro, gerando pulsos de tensão. Novamente, os pulsos de tensão são mais rápidos que a frente de propagação de modo que interagem com a frente em movimento formando uma linha de Wallner. Neste caso, a linha representa os *locais da interseção* do pulso refletido com a frente de propagação em movimento, figura (3), e não a *posição* da frente de propagação num dado momento, o que formaria uma ondulação.

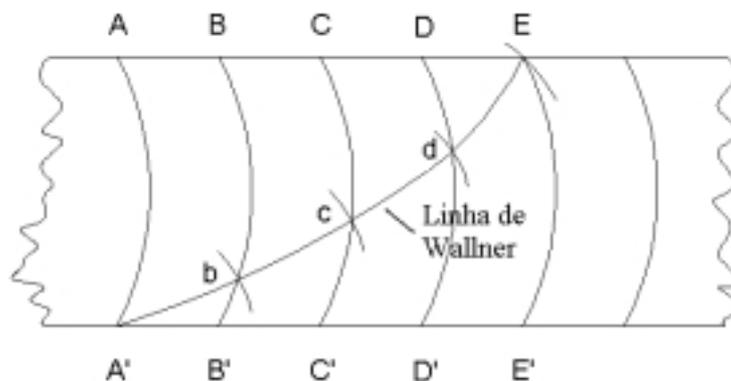


Figura 3. Formação de ‘Linha de Wallner’; (A´ b c d E)

Inicialmente, a trinca encontra-se num plano perpendicular ao eixo da tensão aplicada, isto é ao longo do plano da tensão máxima. Contudo, o plano da tensão máxima pode sofrer uma

De ponto de vista de mecânica de fratura, Irwin (1958) mostrou que a energia elástica, G , liberada pelo sistema por unidade de largura da frente da trinca é igual à taxa de variação da energia mecânica:

$$G = - \frac{dU_M}{dc} \quad (6).$$

Neste sentido, a energia crítica, G_c , é aquela necessária para iniciar a fratura. G_c é propriedade do material e independe do modo de carregamento. Em função da fragilidade dos vidros, G_c é geralmente baixa ($\approx 8 \text{ Jm}^{-2}$), ao contrário dos materiais plásticos ($G_c \approx 10^3 \text{ kJm}^{-2}$ para o cobre). A partir da energia liberada, G , determina-se o fator de intensidade de tensões do material, K_I , para descrever a distribuição das tensões elásticas na região próxima à frente da trinca.

1. 1 Limitação da teoria de Griffith

A teoria de Griffith trata de condições de equilíbrio. Por outro lado, outras considerações devem ser levadas em conta quando a taxa de liberação de energia elástica é muito superior à taxa crítica necessária para causar o incremento da superfície da trinca; $G \gg G_c$. Para considerar esta diferença Mott (1948) incluiu um termo de energia cinética no balanço energético do sistema:

$$U = U_M + U_S + U_K \quad (7).$$

Portanto, se $U_K \neq 0$:

$$\frac{dU_k}{dc} = G - G_c \quad (8).$$

Isto é, o excesso de energia liberada durante a propagação da trinca é dissipado como a energia cinética associada à superação da inércia de abertura das faces da trinca, o que determina a velocidade de propagação. Se $G \cong 14 G_c$, observa-se um outro mecanismo de dissipação de energia que causa a ramificação ou a bifurcação da trinca. Lawn (1993) justifica este resultado em função de desenvolvimento de trincas secundárias ou da ramificação do campo de tensão.

1. 2 Superfície de Fratura

Reconhecidamente, a fratura de vidro é catastrófica, o que dificulta a análise do histórico de fragmentação. Contudo, o desenvolvimento da fratura pode ser analisado a partir das características de superfície analisadas no microscópio eletrônico de varredura. Inicialmente, a superfície de fratura é opticamente lisa. Esta região é conhecida como a “zona de espelho”. Quando $G \approx 5 G_c$, a trinca propaga-se formando ondulações e estrias características, figura (2). Argumenta-se que as ondulações formam-se quando os ‘pulsos sônicos’ da tensão, os quais precedem a frente da trinca, são refletidos a partir de uma outra região superficial. Os pulsos refletidos interagem com a frente da trinca, a qual propaga-se a uma taxa relativamente lenta,

$$U = U_s + U_m \quad (1).$$

Uma vez que o crescimento da trinca resulta na redução da energia mecânica do sistema, o sinal deste componente é negativo, figura (1). A trinca propaga-se quando a variação da energia U em relação ao comprimento da trinca C é minimizada :

$$\frac{dU}{dC} < 0 \quad (2),$$

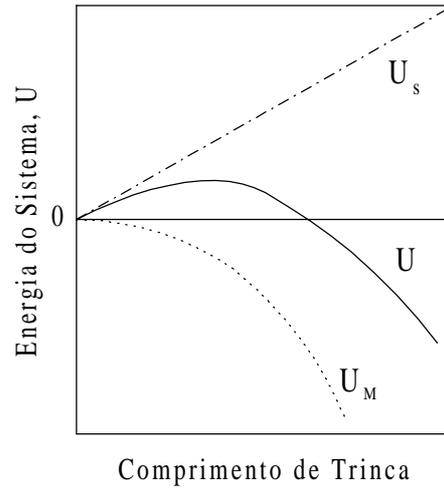


Figura 1. Variação da energia do sistema com o comprimento da trinca

O componente de energia mecânica é calculado considerando a concentração da tensão na ponta de trincas elípticas finas; estimada por Inglis (1913). Para uma tensão aplicada, σ_A normal ao plano das microtrincas de comprimento $2c$ e largura unitária, a energia mecânica liberada por unidade de largura da frente da trinca é dada por:

$$U_M = - \frac{\pi c^2 \sigma_A^2}{E} \quad (3),$$

e a energia necessária para incrementar as duas superfícies da trinca por unidade de largura da frente da trinca é :

$$U_s = 4 c S \quad (4),$$

S sendo a energia superficial por unidade de área.

Figura (1) mostra que a energia total, U , é reduzida conforme a trinca propaga-se. No ponto de energia zero, a continuidade do sistema deixa de existir; isto é, a trinca atinge um comprimento crítico, c_o , e o vidro é fraturado. A tensão de fratura é calculada da equação (1), igualando a energia mecânica liberada e a energia superficial da trinca :

$$\sigma_f = \sqrt{\frac{2ES}{\pi c_o}} \quad (5).$$

CARACTERÍSTICAS DO CAMPO DE TENSÃO E DE FRATURA EM VIDROS PLANOS

Hani Hussein Aly El-Sharawy

Carlos Sergio da Costa Viana

Instituto Militar de Engenharia, Departamento de Engenharia Mecânica e de Materiais,
22290-270, Rio de Janeiro, RJ, Brasil, e-mail: haniha@epq.ime.eb.br

Resumo

Os vidros são materiais amorfos isotrópicos caracterizados por uma fratura frágil. A tensão de fratura destes materiais é duas ordens de magnitude menor que a tensão teórica definida pela resistência das ligações atômicas. A teoria de Griffith justifica este comportamento em função das microtrincas na superfície do vidro. Baseando-se na teoria, lâminas de vidro foram fraturadas em tração e em flexão até a fratura. Foram adotadas três taxas de carregamento e três larguras de lâmina, e as características de fratura foram analisadas no Microscópio Eletrônico de Varredura. Independentemente das variáveis experimentais, a fratura é uma função de um campo de tensão simétrico. As características microscópicas indicam que a energia elástica liberada, G , é maior que o valor crítico, G_c , proposto por Griffith. A morfologia diversificada de fratura limita o uso de equações fenomenológicas de cálculo da tensão de fratura. A determinação experimental da velocidade de propagação é fundamental para o estudo do desenvolvimento e do efeito do campo de tensão na fratura do vidro.

Palavras-chave: Vidro, Campo de tensão, morfologia de fratura, propagação de trinca, Mecânica de Fratura

1. INTRODUÇÃO

Os vidros representam a classe de materiais caracterizados pela ausência de estrutura cristalina. Conseqüentemente, eles não contêm discordâncias ou sistemas de deslizamento que permitiriam a deformação plástica e, portanto fratura de modo totalmente frágil.

Reconhecidamente, a tensão de fratura dos vidros é significativamente menor que a resistência teórica do material (tensão necessária para o rompimento das ligações atômicas). A teoria de Griffith (1920) justifica este resultado em função das microtrincas características na superfície do vidro. A teoria estipula que a propagação da trinca de fratura frágil é um processo termodinamicamente reversível, no qual a energia total do sistema, U , é minimizada. Griffith analisou que o crescimento da trinca necessita de um incremento da energia superficial, U_s . Ao mesmo tempo, o crescimento da trinca requer a liberação de energia mecânica, U_m , armazenada no sistema, incluindo a deformação e energia potencial. Portanto, a alteração da energia do sistema é:

DETERMINAÇÃO DO LIMITE DE DEFORMAÇÃO EM CHAPAS METÁLICAS ANISOTRÓPICAS

Ricardo Kazuo Itikava
Miguel Ângelo Menezes

Departamento de Engenharia Mecânica, UNESP – Faculdade de Engenharia de Ilha Solteira, CEP 15385-000 Ilha Solteira, SP, E-mail: kazuo@dem.feis.unesp.br, miguel@dem.feis.unesp.br

Resumo

Uma nova teoria, a teoria da propriedade do ângulo da estrição é usada para determinação dos limites das deformações de chapas metálicas. Esta teoria, leva em consideração o comportamento anisotrópico dos materiais das chapas e pode explicar o comportamento mecânico de uma variedade de chapas metálicas anisotrópicas. A hipótese básica da teoria da propriedade do ângulo da estrição é que existe um ângulo de estrição particular, o qual é uma propriedade do material da chapa e que depende do estado de tensão presente no material da chapa no início da estrição localizada, sem a necessidade de impor-se a condição clássica da direção de alongamento zero sobre o plano da chapa. Neste trabalho as curvas teóricas dos limites de deformação são comparadas com dados experimentais disponíveis na literatura e soluções teóricas clássicas, derivadas por Dorn, Swift e Hill para uma faixa de chapas metálicas. Dessa forma a discrepância entre elas são analisadas.

Palavras-chave: Deformações limites, Anisotropia, Curvas ou diagramas limites de conformação, Instabilidade plástica e Conformação de chapas metálicas.

1. INTRODUÇÃO

Os processos de conformação de chapas metálicas possuem alguns problemas tecnológicos como a predição, medição ou controle da capacidade máxima de deformação.

Em particular, o estiramento de uma chapa metálica, é reconhecido ser limitado por um processo de fratura. Contudo, esse é precedido por alguma forma de instabilidade plástica, isto é, a geração de uma distribuição de deformação não uniforme. Essa perda de estabilidade foi analisada por Swift [22], Hill [7], Dorn [9], Dorn et al. [20], Mellor [15], Marciniak & Kuczynski [13], Keller & Backofen [10], Azrin & Backofen [1] Bressan & Williams [2], Menezes & Al-Qureshi [16] e outros, considerando os diferentes estados de deformação através dos quais a chapa é solicitada.

Na conformação de chapas metálicas duas formas de instabilidades são reconhecidas: estrição difusa, geralmente associada ao alcance de um máximo valor na capacidade de carga do material, sendo geralmente o estágio incipiente da estrição localizada, processo mais severo considerando o aspecto geométrico da chapa. De um ponto de vista prático, a estrição difusa em um produto final seria considerada aceitável, ao passo que a estrição localizada, aparecendo como uma banda de cisalhamento através da espessura não seria.

É convencional dispor aquelas combinações das maiores e menores deformações, ϵ_1 e ϵ_2 respectivamente, as quais representam o limite de desempenho de uma chapa metálica no espaço de deformação principal, para formar as curvas ou diagramas limites de

conformação (CLC ou DLC). Para um certo material, a curva limite de conformação pode representar regiões diferentes de acordo com o processo de deformação imposto. Sendo $\varepsilon_2 > 0$, região de estiramento (Banda de Keller), $\varepsilon_2 = 0$, região de deformação plana, e $\varepsilon_2 < 0$, região de estampagem (Banda de Goodwin).

A análise teórica das curvas limites de conformação é fundamentada na hipótese de antecipar-se os limites de deformações de chapas metálicas baseando-se nas propriedades que definem o comportamento ao escoamento plástico do material da chapa. Os resultados dessas análises teóricas sendo similares a aqueles obtidos experimentalmente definiriam o entendimento básico dos fenômenos que explicam o desempenho das chapas metálicas sob diferentes estados de tensão e deformação até a região de falha (estricção localizada) ou fratura.

Nessa direção, em geral, para o bom desempenho em operações de estiramento um alto valor de n (índice de encruamento) é requerido e sua determinação pressupõe que o material obedeça a lei do volume constante e a certa formulação empírica da curva de escoamento em tração. Sabe-se que o encruamento influencia a distribuição das deformações no produto formado, com as deformações tornando-se mais uniformes em materiais apresentando grande capacidade de encruamento [22]. Diferentemente, em operações de estampagem profunda um alto valor de R (coeficiente de anisotropia normal) e baixo ΔR (anisotropia planar) são requeridos e a determinação dos mesmos fundamenta-se na lei do volume constante.

Lankford et al. [12], demonstraram que a estampagem de aço acalmado em alumínio era melhorada quando um índice ($R \times n$) excedia um certo valor mínimo crítico. Whiteley [23], mostrou que a razão limite de estampagem (LDR), aumentava com o valor R médio da chapa para uma variedade de materiais.

Keller & Backofen [10], usando a lei de escoamento formulada por Hill [7], também investigaram a influência do coeficiente de anisotropia normal ou valor R , sobre o início de ambas estricção: difusa e localizada. Eles concluíram que a influência da anisotropia é mais significativa sobre a estricção localizada do que sobre a estricção difusa, para operações de estampagem. Contudo, para estampagens complexas envolvendo estampagem e estiramento, reenfatizaram o importante papel do índice de encruamento n e do valor R sobre o início de ambas instabilidades. Além disso, concluíram que um melhor controle prático sobre os limites do processo de estiramento com punção deveria ser baseado principalmente no controle da uniformidade da distribuição de deformações, e indicaram que alguns melhoramentos poderiam ser conseguidos através de um aumento da deformação de fratura e ajustes na anisotropia plástica da chapa.

Marciniak & Kuczynski [13], para uma chapa sujeita a tração biaxial no plano, teoricamente preveram a influência do coeficiente de anisotropia normal R sobre o limite de deformação. Entretanto, seus resultados indicaram que um aumento da anisotropia no processo de estiramento levaria a uma perda de estabilidade e causaria uma diminuição no limite das deformações. Mattiasson & Melander [14], analogamente, também investigaram numericamente o papel da anisotropia sobre a distribuição das deformações usando um material hipotético como referência. Seus resultados também indicaram que valores altos de R seriam prejudiciais a conformabilidade em processos de estiramento.

Não obstante, Duncan & Johnson [3], encontraram para o processo de expansão hidrostática que a distribuição de deformações eram afetadas pela anisotropia plástica normal R , assim como afirmaram que o modo de falha poderia ser dependente do valor R . O material usado foi chapa de aço acalmado, cuja as propriedades eram razoavelmente uniformes no plano da chapa e apresentava um grau significativo de anisotropia normal. Esses fatos incitam discussões e estimulam novas alternativas de caracterização da anisotropia comumente encontrada nas chapas metálicas.

Por outro lado, Painter & Pearce [21], mostraram que a teoria de Hill [7] é uma aproximação razoável para a região de estampagem das curvas limites de conformação. Contudo, eles também mostraram que essa teoria não explicava o mecanismo de falha para todas as variedades de chapas metálicas. A predição teórica dos limites de deformação era razoavelmente boa para aço, por exemplo, ao passo que completa discrepância ocorria para latão 70-30. Azrin & Backofen [1], também observaram a dependência da deformação limite ϵ_l da razão de deformação ρ , onde $d\epsilon_l/d\rho$ não era sempre maior do que zero como observado por Keller [11]. $d\epsilon_l/d\rho$, poderia ser igual ou menor do que zero, para uma faixa de materiais. Até aqui, essas observações experimentais não foram tratadas com sucesso através das teorias convencionais. Entretanto, recentemente, uma nova teoria foi idealizada pelo presente autor, a teoria da propriedade do ângulo da estrição [18], a qual pode explicar tais observações experimentais e o papel da anisotropia para as duas regiões das curvas limites de conformação, assim como sugere que o início da estrição localizada é controlado por cisalhamento. A teoria da propriedade do ângulo da estrição explica a falha da chapa metálica sobretudo para a região de estampagem, como foi destacado na sua primeira apresentação, contudo, neste trabalho será discutida a falha de chapas metálicas de forma mais generalizada para as duas regiões da curva limite de conformação, isto é, estampagem e estiramento.

2. ANÁLISE TEÓRICA

A teoria da propriedade do ângulo da estrição é baseada nas seguintes hipóteses:

- É suposto que o deslizamento é o mecanismo principal de deformação plástica, o qual ocorre devido ao cisalhamento sobre certas combinações preferidas de direções e planos cristalográficos. Além disso, supõe-se que os mesmos sistemas que operam em cristais simples, também operariam em policristais, através de todo o material da chapa em deformação.

- É também suposto que exista um ângulo de estrição particular, cujo é uma propriedade da chapa metálica e do estado de tensão presente. Daí, uma técnica simples e útil é desenvolvida buscando a determinação do início da estrição localizada. Essa análise não requer a existência de uma direção de alongamento zero no plano da chapa, como idealizado por Hill. [7], para a região de estampagem da curva limite de conformação (fig. 1).

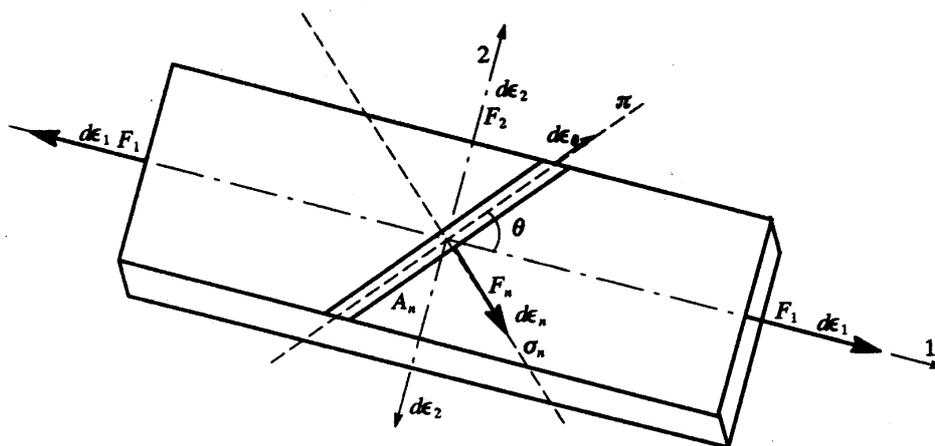


Fig. 1 - Estrição localizada para um certo ângulo θ de uma chapa metálica.

O plano π , na fig. 1, é um plano macroscópico na zona de estrição que agrega os efeitos incipientes da localização da deformação. Por outro lado, a localização é suposta ser dependente do mecanismo de deslizamento cristalográfico preferido, ou qualquer outro

mecanismo microscópico de deformação ativado em função do estado de tensão presente na chapa. O plano π , é também perpendicular ao plano 1-2 da chapa.

- O material é suposto ser rígido-plástico e exibe somente anisotropia plástica normal no plano 1-2, a qual é descrita pelo coeficiente R .

- A deformação é suposta ocorrer sob condições de tensão plana e o material obedece o critério de escoamento de Von Mises modificado por Hill. [8], para materiais anisotrópicos, o qual foi derivado por Menezes. [16], como,

$$\sigma_a^2(R+1) = (R+1)\sigma_1^2 - 2R\sigma_1\sigma_2 + (R+1)\sigma_2^2 \quad (1)$$

onde, R é o coeficiente de anisotropia plástica normal e σ_a é a tensão de escoamento em tração uniaxial para materiais anisotrópicos. A razão de tensão x é definida como,

$$x\sigma_2 = \sigma_1 \quad (2)$$

portanto, substituindo (2) em (1) obtém-se,

$$\sigma_a^2(R+1) = [(R+1) - 2Rx + (R+1)x^2] \sigma_1^2 \quad (3)$$

- Supondo que o material obedeça a lei de escoamento associado de Levy-Mises modificada por Hill. [8], para materiais anisotrópicos, a qual foi igualmente derivada por Menezes. [16], como,

$$\frac{d\varepsilon_1}{(R+1) - Rx} = \frac{d\varepsilon_2}{(R+1)x - R} = -\frac{d\varepsilon_3}{(1+x)} = \frac{d\varepsilon_a}{(R+1) \frac{\sigma_a}{\sigma_1}} \quad (4)$$

e, usando o princípio de equivalência do trabalho plástico, o incremento de deformação generalizada, $d\varepsilon_a$, também foi obtido por Menezes. [16], como,

$$d\varepsilon_a = \sqrt{\frac{(R+1)}{(2R+1)}(d\varepsilon_1^2 + d\varepsilon_2^2 + Rd\varepsilon_3^2)} \quad (5)$$

Além disso, o material é suposto seguir a equação de Swift, expressa como,

$$\sigma_a = K(\varepsilon_o + \varepsilon_a)^n \quad (6)$$

As condições para o início da estricção localizada são derivadas da análise do círculo de Mohr de deformações, como mostrado na fig. 2, as quais correspondem ao estado vigente de deformação apresentado na fig. 1.

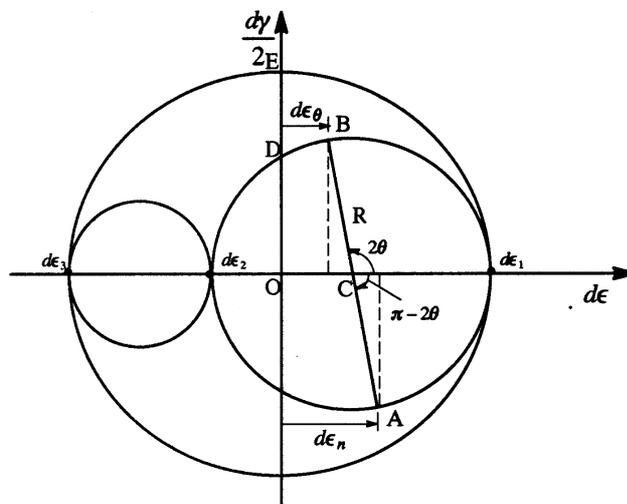


Fig. 2 - Círculo de Mohr para um estado de deformação incremental.

Portanto, a condição que leva a estrição localizada pode ser expressa pelo ponto A, o qual define a direção onde o deslizamento por cisalhamento é mais concentrado no plano de falha incipiente π , na zona de estrição.

Dessa forma, da fig. 2, a direção n controla o processo e geometricamente $d\epsilon_n$, pode ser obtido como,

$$d\epsilon_n = \overline{OC} + R \cos(\pi - 2\theta) \quad (7)$$

Analogamente, (7), em termos de deformações principais no plano da chapa torna-se,

$$d\epsilon_n = \frac{d\epsilon_1 + d\epsilon_2}{2} + \frac{d\epsilon_1 - d\epsilon_2}{2} \cos(\pi - 2\theta) \quad (8)$$

Introduzindo a razão de deformação $\rho = d\epsilon_2/d\epsilon_1$ na equação (8), obtêm-se,

$$d\epsilon_n = \frac{1}{2}(1-\rho) \left[\frac{(1+\rho)}{(1-\rho)} + \cos(\pi - 2\theta) \right] d\epsilon_1 \quad (9)$$

A instabilidade plástica local é também caracterizada por um estágio de deformação, no qual não há variação da carga máxima para aumentos na deformação na direção n , isto é, $dF_n = 0$. Portanto, definindo a tensão normal na direção n , como,

$$\sigma_n = \frac{F_n}{A_n} \quad (10)$$

da condição de instabilidade obtêm-se,

$$\frac{d\sigma_n}{\sigma_n} = d\epsilon_n \quad (11)$$

O encruamento controla o processo de estrição na direção n , daí,

$$\frac{d\sigma_a}{\sigma_a} = \frac{d\sigma_n}{\sigma_n} = d\epsilon_n \quad (12)$$

O material obedece a equação de Swift [22]; logo, diferenciando (6) obtêm-se,

$$\frac{d\sigma_a}{\sigma_a} = \frac{d\epsilon_a}{\frac{\epsilon_0 + \epsilon_a}{n}} \quad (13)$$

Igualando (12) e (13) e considerando (9), após algumas manipulações têm-se,

$$\frac{n}{\epsilon_a + \epsilon_0} d\epsilon_a = \frac{1}{2}(1-\rho) \left[\frac{(1+\rho)}{(1-\rho)} + \cos(\pi - 2\theta) \right] d\epsilon_1 \quad (14)$$

Supondo que o volume mantém-se constante, isto é, $d\epsilon_1 + d\epsilon_2 + d\epsilon_3 = 0$; considerando na memória a definição da razão de deformação e substituindo em (5), $d\epsilon_a$ é dado como,

$$d\epsilon_a = \left[\frac{(R+1)}{(2R+1)} [(R+1) + 2R\rho + (R+1)\rho^2] \right]^{\frac{1}{2}} d\epsilon_1 \quad (15)$$

Substituindo (15) em (14) e integrando, têm-se,

$$\epsilon_a = 2 \frac{\sqrt{(R+1)} [(R+1) + 2R\rho + (R+1)\rho^2]^{\frac{1}{2}}}{\sqrt{(2R+1) [(1+\rho) + (1-\rho)\cos(\pi - 2\theta)]}} n - \epsilon_0 \quad (16)$$

Integrando (15), considerando que ambos, razão de deformação ρ e o coeficiente de anisotropia plástica normal R são constantes, e introduzindo em (16), obtêm-se finalmente,

$$\epsilon_1^* = \frac{2n}{[(1+\rho) + (1-\rho)\cos(\pi - 2\theta)]} - \frac{\sqrt{(2R+1)}\epsilon_0}{\sqrt{(R+1)}[(R+1) + 2R\rho + (R+1)\rho^2]^{\frac{1}{2}}} \quad (17)$$

$$\varepsilon_2^* = \rho \varepsilon_1 \quad (18)$$

onde ε_1^* e ε_2^* são as deformações limites previstas. Portanto, as deformações limites as quais definem o início da instabilidade estrição localizada dependem do coeficiente de anisotropia plástica normal R , da razão de deformação ρ , do índice de encruamento n , do encruamento inicial da chapa ε_0 , e também do ângulo da estrição definido pelo ângulo θ .

3. REVISÃO SUCINTA DE ALGUMAS TEORIAS DE INSTABILIDADES CLÁSSICAS

Com o propósito de comparar a teoria da propriedade do ângulo da estrição, como descrita anteriormente com as teorias clássicas de instabilidade devido a Dorn [9], Swift [22] e Hill [7], são apresentadas sucintamente essas equações, na seqüência.

O comportamento do material nessas análise é suposto obedecer a equação idealizada por Swift [1], a qual é expressa pela equação (6). Dessa forma, as equações que definem as deformações principais nas direções 1, 2, e 3 podem ser obtidas supondo que a deformação ocorre sob condição de tensão plana e que o material obedeça o critério de escoamento, equação (1), e a lei de escoamento associado, equação (4). Essas equações idealizadas por Von Mises e modificadas por Hill [8], para materiais anisotrópicos, foram derivadas por Menezes. [10], para uma razão de tensão x constante, como definida em (2), através das condições de Dorn, Swift e Hill, como mostrado em [18]. Assim, as deformações principais nas direções 1, 2, e 3 podem ser obtidas, respectivamente como:

I- Instabilidade de Dorn: (Estricção Difusa)

$$\varepsilon_1 = n - \psi_{1a} \quad (19)$$

$$\varepsilon_2 = \frac{[(R+1)x - R]}{[(R+1) - Rx]} n - \psi_{2a} \quad (20)$$

$$\varepsilon_3 = -(\varepsilon_1 + \varepsilon_2) \quad (21)$$

II- Instabilidade de Swift-Hill: (Estricção Difusa)

$$\varepsilon_1 = \frac{[(R+1) - Rx][[(R+1) - 2Rx + (R+1)x^2]]}{(1+x)[(R+1)^2(1-x+x^2) - (2R+R^2)x]} n - \psi_{1a} \quad (22)$$

$$\varepsilon_2 = \frac{[(R+1)x - R][[(R+1) - 2Rx + (R+1)x^2]]}{(1+x)[(R+1)^2(1-x+x^2) - (2R+R^2)x]} n - \psi_{2a} \quad (23)$$

$$\varepsilon_3 = -(\varepsilon_1 + \varepsilon_2) \quad (24)$$

III- Instabilidade de Hill: (Estricção Localizada)

$$\varepsilon_1 = \frac{[(R+1) - Rx]}{(1+x)} n - \psi_{1a} \quad (25)$$

$$\varepsilon_2 = \frac{[(R+1)x - R]}{(1+x)} n - \psi_{2a} \quad (26)$$

$$\varepsilon_3 = -(\varepsilon_1 + \varepsilon_2) \quad (27)$$

onde, nas equações (19), (20), (21), (22), (23), (24), (25), (26) e (27),

$$\psi_{1a} = \frac{[(R+1) - Rx]}{\sqrt{(R+1)[(R+1) - 2Rx + (R+1)x^2]}} \varepsilon_0 \quad (28)$$

$$\psi_{2a} = \frac{[(R+1)x - R]}{\sqrt{(R+1)[(R+1) - 2Rx + (R+1)x^2]}^{\frac{1}{2}}} \varepsilon_0 \quad (29)$$

Portanto, as equações que definem as estricções difusa e localizada, mostram a influência do coeficiente de anisotropia plástica normal R , da razão de tensão x , do índice de encruamento n , e também do encruamento inicial da chapa ε_0 .

4. ANÁLISE DOS RESULTADOS OBTIDOS

Objetivando testar a teoria da propriedade do ângulo da estricção, o que possibilitaria a explicação da falha (estricção localizada e fratura) para ambas regiões da curva limite de conformação, isto é, estampagem e estiramento, são feitas comparações entre as deformações limites previstas e os resultados experimentais de deformações obtidos de literaturas disponíveis ou de outras teorias clássicas de instabilidade plástica, expressas como uma função do ângulo da estricção θ . Em geral, as deformações limites previstas estão em razoável concordância com os resultados experimentais para uma grande variedade de chapas metálicas anisotrópicas, como mostrado a seguir. A equação (17), podem também definir dois limites úteis de deformações, como mostrado na figura 3, para Zircaloy-4 [1]. O primeiro limite é encontrado na figura 3, para um ângulo de estricção $\theta=90^\circ$, daí o início da estricção localizada ser próximo daquele da estricção difusa. Portanto, a estricção localizada definida pelo plano π , normal a maior força no plano da chapa, seria uma fatia pequena do gradiente plano de deformação presente no plano da chapa, o qual é associado a ocorrência da estricção difusa. Tal limite inferior poderia estar relacionado com a capacidade do material da chapa de resistir ao desenvolvimento de uma estricção localizada, por deformação plástica, longe da região da estricção, e assim dependente do índice de encruamento. Um segundo limite é também encontrado na figura 3, para um ângulo de estricção $\theta=45^\circ$, o qual conduz a níveis de deformações maiores do que aqueles obtidos para um ângulo de estricção $\theta=90^\circ$. Este limite superior acontece porque a falha final (fratura) ocorre muito mais tarde que o início da estricção localizada. As deformações fora da estricção continuam a aumentar enquanto a estricção localizada se desenvolve, e seus níveis são maiores do que aqueles no início do aparecimento da estricção. Como resultado, o afastamento entre as curvas definindo esses dois limites descritos anteriormente depende da capacidade do material da chapa de resistir ao desenvolvimento da estricção, onde a influencia do coeficiente de anisotropia plástica normal R , da razão de deformação ρ , do índice de encruamento n , e do encruamento inicial da chapa ε_0 , sobre as deformações principais ε_1 , ε_2 , e ε_3 são fatores importantes.

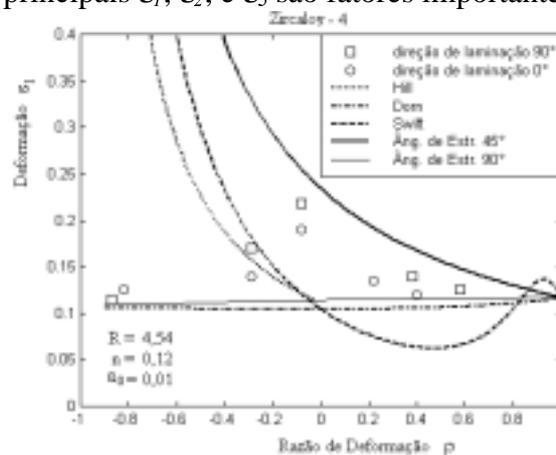


Figura 3 – Dependência da razão de deformação, ε_1 , para Zircaloy-4. Pontos experimentais apresentados por Azrin & Backofen [1].

Na figura 3, uma comparação adicional é feita entre os níveis de deformações previstos pela teoria da propriedade do ângulo da estrição e aqueles previstos pelas teorias clássicas de instabilidade plástica idealizadas por Dorn [9], Swift [22] e Hill [8]. Os resultados experimentais obtidos por Azrin e Backofen [1], concordam razoavelmente bem com os dois limites de deformações previstos pela teoria da propriedade do ângulo da estrição, para os dois lados das curvas limites de conformação, ou seja, a região de estampagem e de estiramento. Para o caso de pontos experimentais obtidos de amostras retiradas à 90° da direção de laminação da chapa de Zircaloy-4, característico de um material de chapa com menor capacidade de deformação plástica, é observada uma melhor concordância para uma estrição localizada associada a um ângulo de estrição $\theta=45^\circ$, do que para uma estrição localizada como prevista pela teoria de Hill [8]. Esse fato, demonstra que a hipótese de uma direção de alongamento zero, como argüido por Hill, nem sempre prevalece na ocorrência da estrição localizada. Por outro lado, para o caso de pontos experimentais obtidos de amostras retiradas à 0° da direção de laminação da chapa de Zircaloy-4, característico de um material de chapa com maior capacidade de deformação plástica, é observado uma melhor concordância para uma estrição localizada associada a um ângulo de estrição $\theta=90^\circ$, do que para uma estrição difusa como prevista pela teoria de Swift [22], Hill [8], ou Dorn [9]; o que evidencia a proximidade entre a estrição localizada e estrição difusa, como salientado por Azrin e Backofen [1] e Menezes [19]. Contudo a figura 3, mostra também que o critério de Dorn, conhecido como critério da carga máxima para a definição da estrição difusa, é mais significativo do que o critério de Swift ou Hill para a análise do estiramento de chapas, como observado por Dorn [20]. Swift [22], considerou que ambas componentes de forças no plano da chapa atingem simultaneamente um máximo na direção das tensões principais, isto é, a instabilidade aparece seguindo um incremento de deformação sem qualquer variação de carga; ao passo que Dorn [9], considerou a situação onde somente uma componente de força atinge um máximo na direção da maior tensão principal. Além disso, no caso de Zircaloy-4, a dependência da deformação limite ε_l da razão de deformação ρ , que conduz a $d\varepsilon_l/d\rho \cong 0$, como indicado por Azrin e Backofen [1], poderia ter origem material, o que possivelmente estaria relacionada ao deslizamento cristalográfico irrestrito em grãos de tamanhos grandes, como o observado no caso de Zircaloy-4. Essas duas últimas observações discutidas, reforçam e sustentam algumas das hipóteses básicas, nas quais a teoria da propriedade do ângulo da estrição é fundamentada.

Na figura 4, o mesmo comportamento é verificado em chapas de alumínio de pureza comercial (1100-0), como as testadas por Ghosh & Backofen [4], sobretudo para o lado direito da curva limite de conformação, ou seja, a região de estiramento.

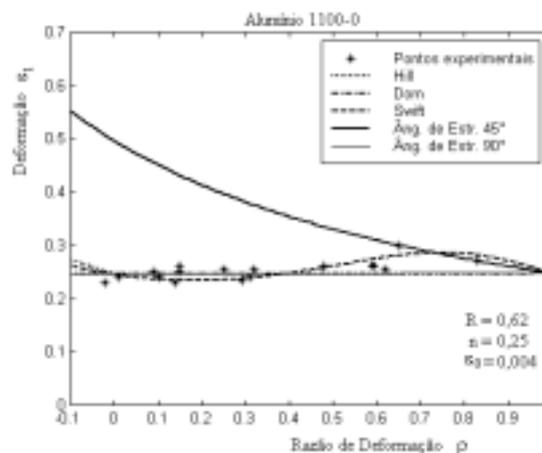


Figura 4 – Dependência da razão de deformação, ε_l , para Alumínio 1100-0. Pontos experimentais apresentados por Ghosh & Backofen [4].

Esse material de chapa apresenta uma melhor concordância dos pontos experimentais para uma estrição localizada associada a um ângulo de estrição $\theta=90^\circ$, que é equivalente ao caso do primeiro limite anteriormente analisado. Além disso, a concordância dos pontos experimentais em relação a uma estrição difusa como prevista pela teoria de Swift [22] e Hill [8] não é boa. Contudo, observando-se cuidadosamente os pontos experimentais obtidos por Ghosh & Backofen [4], nota-se uma leve inclinação dos limites de deformações, a dependência da deformação limite ε_l da razão de deformação ρ , ou seja, um $d\varepsilon_l/d\rho$, levemente maior do que zero.

Essa dependência dos limites de deformações da trajetória de deformação, ainda não é totalmente entendida, isto é, a dependência do encruamento da trajetória de deformação. Azrin e Backofen [1], por exemplo, argumentam que a característica comum dos materiais que apresentam $d\varepsilon_l/d\rho$ positivo, é associado essencialmente ao escorregamento de discordâncias, ou seja, ao caráter do mecanismo cristalográfico de deslizamento. Em um extremo, como o caso de metais cúbicos, de mais alta energia de empilhamento, existe liberdade para o deslizamento cruzado, ou deslizamento em um modo ondular (“wavy slip”). Em um outro extremo, de mais baixa energia de empilhamento, como o caso do Zircaloy-4, o deslizamento é mais planar (“planar slip”). Esses argumentam reforçam as hipóteses básicas, nas quais a teoria da propriedade do ângulo da estrição é fundamentada, além de que indicam a possibilidade dos planos de deslizamentos poderem apresentar rotação.

Diferentemente, para o aço-E, Grzesik & Vlad. [6], cujas propriedades são apresentadas na figura 5, para o lado de estampagem e deformação plana da curva limite de conformação, as curvas previstas pela teoria apresentam uma boa concordância com os pontos experimentais para um ângulo de estrição de $\theta=50^\circ$, o que reforça a hipótese da teoria da propriedade do ângulo da estrição e demonstra que o mecanismo de deslizamento é mais efetivo no caso do aço, embora ocorrendo fora do plano da chapa. Além disso, esta melhor concordância encontrada mostra a maior resistência ao desenvolvimento da estrição localizada do aço em relação ao zircaloy-4 e ao alumínio, anteriormente analisados, o que levaria a níveis de deformações diferentes para o aparecimento da estrição difusa e localizada. Para o lado de estiramento da curva limite de conformação, tal concordância inexistente para as curvas previstas pela teoria, o que mostra a necessidade de melhor entendimento da rotação dos planos de deslizamentos para a região de estiramento.

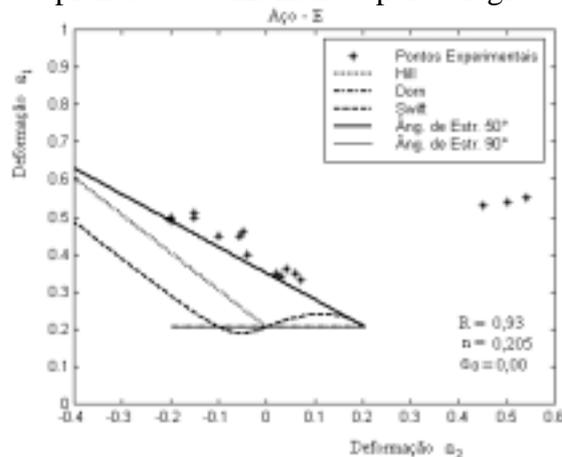


Figura 5 – Maior deformação limite, ε_l , mostrada como função da menor deformação limite, para Aço E. Pontos experimentais apresentados por Grzesik & Vlad. [6].

Na figura 5, também pode ser observado a ocorrência de uma discordância entre os pontos experimentais e as teorias de Dorn [9], Swift [22], Hill [7] e a teoria em análise, para um ângulo de estrição de 90° . Esse fato evidenciado para o caso do aço-E, mostra claro distanciamento entre a estrição difusa e a estrição localizada. Esse comportamento

particular do aço, segundo o qual alcança mais rapidamente a estrição difusa ($\cong n$), apresentando assim maior quantidade de deformação uniforme após esse ponto antes de atingir a estrição localizada, deve-se fundamentalmente a seu alto m (0.012 á 0.015) [5].

Por outro lado, na figura 6, para um latão 70-30 recozido testado por Ghosh [5], a curva limite de conformação (limite de fratura) prevista pela teoria da propriedade do ângulo da estrição concorda razoavelmente bem com os pontos experimentais para um ângulo de estrição $\theta=55^\circ$, para as duas regiões dessa curva, ou seja, estampagem e estiramento. Isto, apesar do latão 70-30 apresentar um comportamento mais complexo quando comparado a outros materiais de chapas. Geralmente, uma mudança sensível de comportamento é observável em latão 70-30, quando sujeito a pequenas variações em sua natureza ou na severidade da textura da chapa. Dessa forma, um ângulo de estrição $\theta=60^\circ$, ou $\theta=90^\circ$ o qual é similar ao resultado obtido pela teoria de Dorn [9], quando o endurecimento da chapa é desconsiderado, parece pouco provável representar o comportamento do latão 70-30 testado por Ghosh [5]. Adicionalmente, é observado clara discordância entre os dados experimentais e as curvas limites de conformação previstas pelas teorias de Swift [22] e Hill [7]. Além disso, a figura 6, mostra também como no caso do aço, claro distanciamento entre a estrição difusa e a estrição localizada.

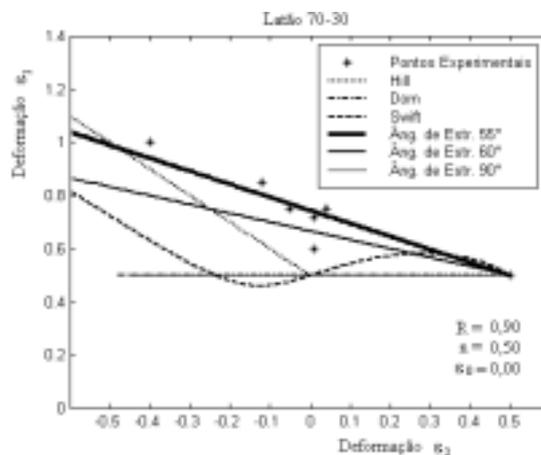


Figura 6 – Efeito do ângulo da estrição sobre a curva limite de conformação(limite de fratura) para Latão 70-30. Pontos experimentais apresentados por Ghosh, A. K.[5].

5. CONCLUSÃO

Em geral, as deformações limites previstas pela teoria da propriedade do ângulo da estrição estão em razoável concordância com os resultados experimentais para as chapas metálicas anisotrópicas analisadas. A teoria discutida fornece claro entendimento da falha das chapas metálicas anisotrópicas para as duas regiões da curva limite de conformação, ou seja, estampagem e estiramento, e ainda sugere que o início da estrição localizada é controlado por cisalhamento.

No caso de materiais que apresentam a dependência da deformação limite ϵ_l da razão de deformação ρ , onde $d\epsilon_l/d\rho$ é sempre menor ou igual a zero para a região de estiramento, a teoria da propriedade do ângulo da estrição mostra-se eficiente. Entretanto, para aços ou uma faixa de materiais onde $d\epsilon_l/d\rho$ é maior do que zero para a mesma região, a teoria da propriedade do ângulo da estrição ainda mostra-se deficiente, o que demonstra a necessidade de se buscar maior generalidade para a teoria em análise.

6. BIBLIOGRAFIA

[1]-Azrin, M. & Backofen, W. A., 1970 ,“The Deformation and Failure of a Biaxially Stretched Sheet”, Metallurgical Transactions, Vol. 1, pp. 2857-2865.

- [2]-Bressan, J. D. & Williams, J. A., 1983 ,“The Use of a Shear Instability Criterion to Predict Local Necking in Sheet Metal Deformation”, *Int. J. Mech. Sci.*, Vol. 25, pp. 155-168.
- [3]-Duncan, J.L. & Johnson, W., 1968 ,“The Ultimate Strength of Rectangular Anisotropic Diaphragms”, *Int. J. Mech. Sci.*, Vol. 10, pp. 143-155.
- [4]-Ghosh, A. K. & Backofen, W. A., 1973 ,“Strain Hardening and Instability in Biaxially stretched Sheets”, *Metallurgical Transactions*, Vol. 4, pp. 1113-1123.
- [5]-Ghosh, A. K., 1977, “The Influence of Strain Hardening and Strain-Rate Sensitivity on Sheet Metal Forming”, *J. Engineering Materials and Technology*, *Transactions ASME*, pp. 264-274.
- [6]-Grzesik, D and Vlad, C.M., 1978 ,“Influence of Deformation Path Upon the Change of Plastic anisotropy During the Drawing Steel ” , IDDRG- Warwick.
- [7]-Hill, R., 1952 ,“On Discontinuous Plastic States, with Special reference to Localised Necking in Thin Sheets”, *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, Vol. 1, pp. 19-30.
- [8]-Hill, R., 1950, “The Mathematical Theory of Plasticity”, Oxford University Press, London, England.
- [9]-Jalinek, J., Latter, A., Thomsen, E. G.& Dorn, J. E., 1945 ,“Plastic flow in Metals”,*Research Report*, War Production Board, Cited by Negroni & Thomsen [4].
- [10]-Keeler, S. P. & Backofen, W. A., 1963 ,“Plastic Instability and Fracture in Sheets Stretched over Rigid Punches”, *Transactions ASM*, Vol.56, pp. 25-48.
- [11]-Keeler, S. P., 1965 ,“Determination of Forming Limits in Automotive Stampings”, *Sheet Metal Industries*, pp. 683-691.
- [12]-Lankford, W. T., Snyder, S. C. & Bauscher, J. A., 1950, “New Criteria for Predicting the Press Performance of Deep-Drawing Sheets”, *Transactions ASM*, Vol. 42, pp. 1197-1232.
- [13]-Marciniak, Z. & Kuczynski, K., 1967 ,“Limit Strains in the Processes of Stretch-Forming Sheet Metal”, *Int. J. Mech. Sci.*, Vol. 9, pp. 609-620.
- [14]-Mattisson, K. & Melander, A., 1985 ,“Numerical Simulation of Stretch Forming Process”, *Simulation of Metal Forming Processes by the Finite Element Method (SIMOP-I) - Proceedings of the I International Workshop*, Stuttgart, June, pp. 170-213.
- [15]-Mellor, P. B. 1960 ,“Plastic Instability in Tension”, *The Engineer*, London, 25, March.
- [16]-Menezes, M.A., 1987 ,“Análise da Instabilidade Plástica em Chapas Metálicas Anisotrópicas Utilizando Novo Critério de Escoamento”, MSc. Thesis, Instituto Tecnológico de Aeronáutica-ITA, Brasil.
- [17]-Menezes, M. A., 1995 ,“Teoria da Propriedade do Ângulo da Estricção”, *Relatório Técnico: DEM 001/95*, Maio.
- [18]-Menezes, M. A., 1995 ,“Strain Limit Theories, Anisotropy in Sheet Metal forming and Simulation of Pressing Processes”, PhD Thesis, University of Birmingham, UK.
- [19]- Menezes, M. A., 1997 ,“Teoria da Propriedade do Ângulo da Estricção - Apresentação e Verificação”, *Relatório Complementar de Pesquisa: UNESP/FEIS/DEM*, Fevereiro.
- [20]-Negroni, F. & Thomsen, E. G., 1969 ,“On the Plastic Tensile Instability Criteria”, *Journal of Engineering for Industry*, *Transactions ASME*, pp. 659-663.
- [21]-Painter, M. J. & Pearce, R., 1969 ,“Instability and Fracture in Sheet Metal”, *J. Phys. D: Appl. Phys.*, Vol. 7, pp. 992-1002.
- [22]-Swift, H. W., 1952 ,“Plastic Instability under Plane Stress”, *Journal Mechanics and Physics Solids*, Vol. 1, pp. 1-18.
- [23]-Whitely, R. L., 1960 ,“The Importance of Directionality in Drawing Quality Sheet Steel”, *Transactions ASM*, Vol. 52, pp. 154-169.

CHARACTERIZATION OF SYNTHETIC QUARTZ GROWN ON I-GEOMETRIC SEED BY X-RAY TOPOGRAPHY

Abstract

In the present study, a synthetic quartz crystal grown from a special geometric Z plate seed, for convenience called I-seed, was characterized by the X-ray topographic technique. Topographic image was taken from Z-cut (0001) sample using the diffraction planes $(2\bar{0}\bar{2}0)$.

As a result, appearance of two new growth regions were observed in the $-X$ direction, which were identified as $+X$ growth region due to the trigonal structure of quartz crystal, characteristic surface texture and X-ray topographic images.

Key Words: I-geometric seed, synthetic quartz crystal, X-ray topography

semente mostrada esquematicamente na Figura 2, pois a imagem topográfica de raios-X mostra somente uma parte do cristal.

6. AGRADECIMENTOS

Os autores agradecem o apoio financeiro da CNPq, CAPES, PROPESQ/UFPE e FAPESP.

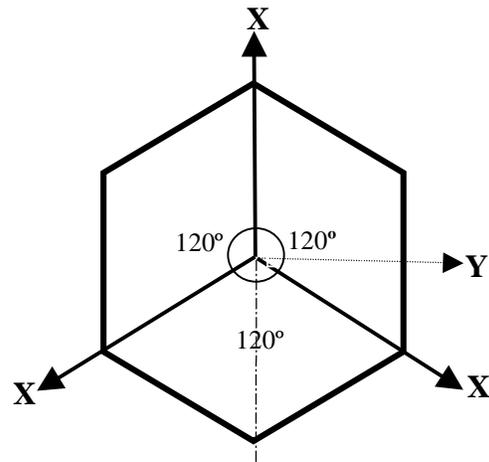
7. REFERÊNCIAS

- Barns, R.L., Freeland, P.E. Kolb, E.D., Laudise, R.A. and Patel, J.R., 1978, “Dislocation-Free and Low-Dislocation quartz Prepared by Hydrothermal Crystallization”, *Journal of Crystal Growth*, Vol. 43, pp.676-686.
- Bottom, V.E., 1982, “Introduction to Quartz Crystal Unit Design”, Ed. Van Nostrand Reinhold Electrical/Computer Science and Engineering Series, USA.
- Kohra, K., Hashizume, H. and Yoshimura, J., 1970, “X-Ray Diffraction Topography Utilizing Double-Crystal Arrangement of (+,+) or Non-Parallel (+,-) Setting”, *Japanese Journal of applied Physics*, Vol.9, pp.1029-1038.
- Mikawa, Y., Hatanaka, M. and Yasutaro, B., 1999, “New Technique to Decrease Dislocations in Synthetic Quartz Crystal”, *Proceedings of the 1999 Joint Meeting EFTF-IEEE IFCS*, pp.773-776.
- Shinohara, A.H. and Suzuki, C.K., 1996, “Study of S- and ξ -Bar Synthetic Quartz by X-Ray Topography”, *Proceedings of the 50th IEEE International Frequency Control Symposium*, Hawaii, U.S.A., pp. 72-77.
- Shinohara, A.H., Iano, M.C., Suzuki, C.K. and Mikawa, Y., 1999, “Characterization of Low-Dislocation Synthetic Quartz Grown from High Distorted Seeds by X-Ray Topography”, *Proceedings of the 1999 Joint Meeting EFTF-IEEE IFCS*, pp.766-768.
- Shinohara, A.H., Iano, M.C., Suzuki, C.K. and Mikawa, Y., 2000, “New Seed Geometry for Growth of Low Dislocation Synthetic Quartz”, *IEEE Transactions on Ultrasonics, Ferroelectric and Frequency Control*, Aceito para publicação.
- Suzuki, C.K. and Farias, C.R.L., 1986, “Tecnologia de sementes para quartzo sintético” *Cerâmica*, 32, pp.303-306.
- Tanner, B.K., 1976, “X-Ray Diffraction Topography”, Ed. Pergamon-Press, U.K.
- Taki, S. 1991, “Improvement of Growth Process and Characterization of Quartz Crystals”, *Prog. Crystal Growth and Charact.*, 23, pp. 313-339.
- Zarka, A., Lin, L., and Buisson, M., 1981, “Influence de la Localisation Sectorielle du Germme sur la Qualité Crystalline de Quartz de Synthèse”, *Journal of Crystal Growth*, Vol.54, pp.398.
- Zarka, A., Lin, L., and Buisson, M., 1982, “Influence du Germme sur la Densité de Dislocations Produites lors de la Croissance de Quartz de Synthèse”, *Journal of Crystal Growth*, Vol.57, pp.466.

de quartzo pertence, pois o plano basal ou plano (0001) apresenta uma estrutura onde eixos cristalográficos X e Y se repetem a cada 120° (Dana, 1993), como mostra o esquema da Figura 4. Outro parâmetro que confirma o crescimento do setor +X na direção -X da semente a partir do vértice é a textura superficial típica de +X. Em termos de difração de raios-X, o ângulo formado entre o eixo -X da semente mostrada na fig. 3(b) com a direção de crescimento do setor +X é em torno de 60° , que está de acordo com o sistema trigonal.

O estudo de crescimento e a caracterização de cristais de quartzo sintético a partir de semente de geometria variadas é de fundamental importância para obtenção de conhecimentos para busca de cristais de alta perfeição cristalina mesmo utilizando semente de qualidade inferior. Neste sentido, este trabalho de caracterização apresentou um novo resultado e de extrema importância tanto do ponto de vista de crescimento de cristais assim como tecnológica.

Figura 4. Esquema de um plano basal no formato hexagonal e mostrando as direções dos três eixos cristalográficos X e Y no cristal de quartzo.



5. CONCLUSÕES

No presente trabalho, foi realizada uma análise sobre o crescimento de cristais a partir de imagens topográficas e observação de um cristal de quartzo sintético crescido a partir de semente de geometria especial, denominado por conveniência de semente-I. Como resultado, o cristal apresentou um novo setor de crescimento o qual foi identificado como o setor +X. O aparecimento deste novo setor +X está intimamente relacionado com a geometria da semente e ao sistema trigonal do cristal de quartzo.

O estudo sistemático sobre o crescimento e a caracterização de cristais de quartzo sintético a partir de semente de geometria variadas é de fundamental importância para obtenção de conhecimentos para busca de cristais de alta perfeição cristalina mesmo utilizando semente de qualidade inferior. Neste sentido, este trabalho de caracterização apresentou um novo resultado e de extrema importância tanto do ponto de vista de crescimento de cristais assim como tecnológica.

Em termos de tecnologia de quartzo sintético, o resultado é bastante interessante porque a velocidade de preenchimento do setor -X a partir de semente como a geometria do tipo I é várias vezes superior a um semente sem o vértice. Por outro lado, analisando-se a velocidade de preenchimento das regiões de crescimento +X e -X, observou-se que, mesmo com o surgimento de novo setor +X na direção -X a velocidade de preenchimento na direção +X é ainda em torno de 20% mais rápido. Esta estimativa se refere ao preenchimento da

velocidade de crescimento menor (Brice, 1972; Taki, 1991). Outro fator que tem influência na velocidade de crescimento de novas regiões em um cristal é concentração de impurezas como no caso do Al (Suzuki *et al.*, 1986). Além destas influências, a forma geométrica da semente exerce uma influência fundamental na aparição de novas regiões (Shinohara *et al.*, 1996 e 2000).

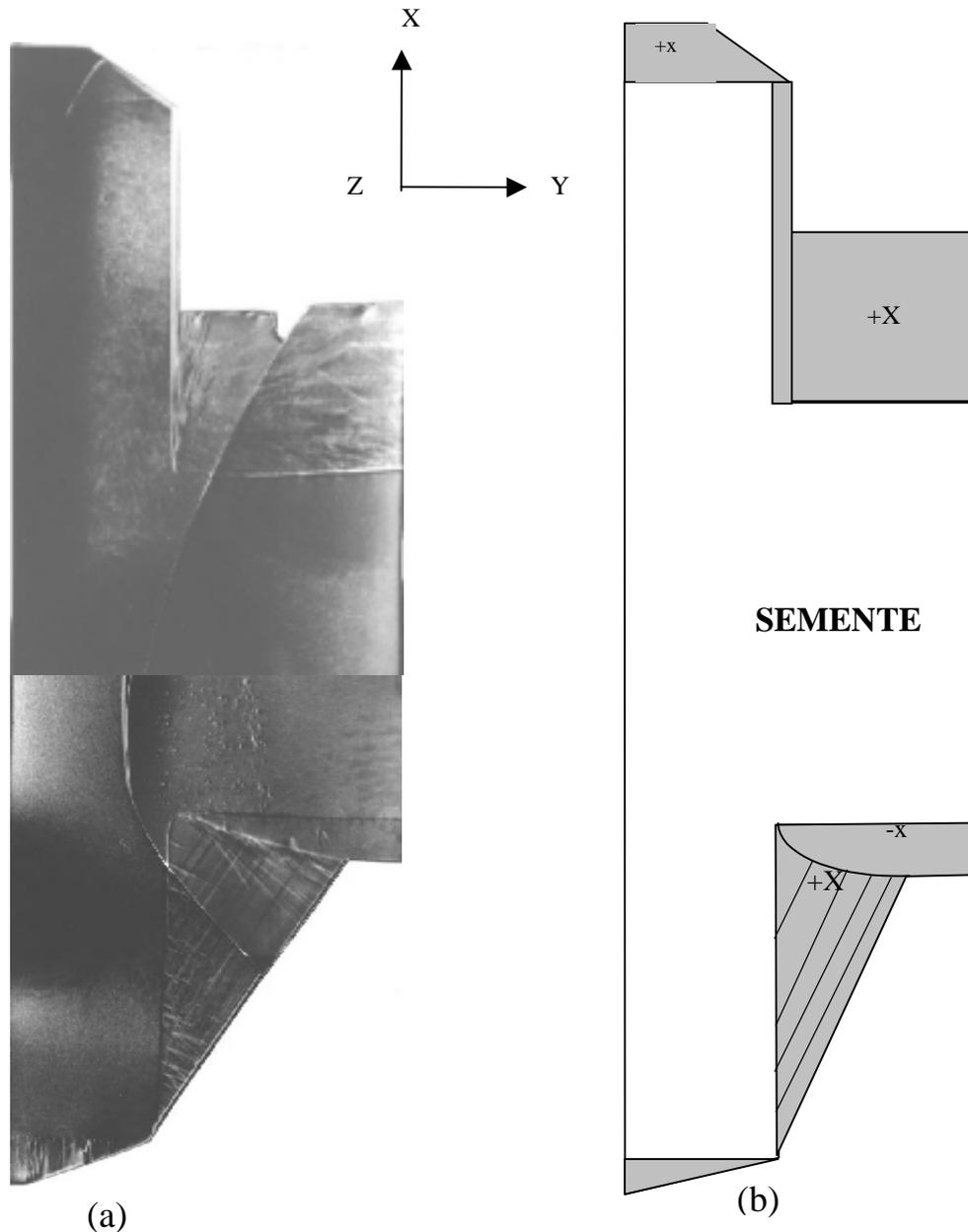


Figura 3. (a) Imagem topográfica de uma placa Z (0001) do cristal de quartzo sintético crescido a partir de semente de geometria I obtida com a difração dos planos (2020), (b) esquema da imagem topográfica mostrando os vários setores de crescimento.

O aparecimento deste novo setor de crescimento, que aparece na imagem topográfica com estrias de crescimento, o qual foi identificado como o setor de crescimento +X a partir do vértice interno na direção -X da semente está relacionado intimamente com a forma geométrica que foi dada a semente e principalmente devido ao sistema trigonal que o cristal

em torno de 25 a 30 g são utilizadas como nutriente. Para melhorar o desempenho piezoelétrico, a solução mineralizante é dopada com lítio (Taki, 1991).

Tabela 1. As condições de crescimento hidrotérmico utilizados para a produção de cristais de quartzo sintético na Fine Crystal Co., Ltd.

Temperatura Média de Crescimento	363°C
Pressão	1450 kgf/cm ²
Concentração de NaOH	3.78%
Diâmetro Interno da Autoclave	80 cm
Altura da Autoclave	14 m
Período de Crescimento	50 dias

Para o presente estudo, uma amostra de corte-Z (0001) foi retirada do cristal de quartzo sintético e analisada com a técnica de topografia de raios-X. Após o corte da amostra com uma serra circular diamantada, o desbaste foi realizado com abrasivo de carvão de silício em pó de várias granulometrias: #320, #800 e #2000, de tal forma que a espessura final ficasse de entre 0,30 a 0,35 mm. Esta faixa de espessura apresenta um μt entre 3 a 3.5 (onde μ é coeficiente linear de absorção e t é a espessura da amostra). Neste caso, as imagens topográficas são formadas pelos efeitos de difração intermediária entre cinemática e dinâmica fornecendo melhor contraste. Após o ajuste da espessura, as amostras foram tratadas no ácido fluorídrico de 40% por um período de 30 min para eliminar as tensões introduzidas durante o corte e desbaste. A análise da amostra foi realizada com o sistema topográfico de raios-X de duplo-cristal de arranjo não-paralelo (+,-) (Kohra, *et al.*, 1986) utilizando a geometria de transmissão (caso Laue) e radiação de raios-X $\text{CuK}\alpha$ gerada com o tubo de raios-X de foco-fino de 1.5 kW de potência máxima e um transformador estável de 3 kW da Rigaku International Corporation e monocromatizada com um cristal assimétrico de Si (111). A amostra foi alinhada utilizando-se o goniômetro de alta precisão mecânica KTG-11P da Kohzu Seiki do Japão. O sistema topográfico de duplo cristal utilizado para a obtenção de imagem topográfica é levemente dispersivo mas fornece imagem de alta definição.

4. RESULTADOS E DISCUSSÃO

A Figura 2 mostra a imagem topográfica obtida utilizando os planos de difração ($20\bar{2}0$) e o respectivo diagrama esquemático destacando vários setores de crescimento na amostra de placa Z (0001). Em geral, uma amostra de placa-Z retirada de um cristal de quartzo sintético crescido a partir de semente de barra-Y, por exemplo, apresenta quatro setores de crescimento denominados de -X, Z, S e +S (Suzuki, *et al.*, 1986). Entretanto, Nesta imagem, basicamente observou-se os setores de crescimento +X e -X. Através da imagem topográfica, observou-se também que a deposição do material na região de direção +X processou-se praticamente de forma uniforme, e a velocidade de crescimento foi da ordem de quatro vezes superior ao setor -X crescido na direção de crescimento -X. A novidade no quartzo sintético crescido a partir de semente de geometria-I é o aparecimento de um novo setor de crescimento a partir do vértice interno da semente na direção -X, como mostra a imagem topográfica da Figura 3. Inclusive a velocidade de crescimento é superior ao setor -X. Sabe-se que durante o processo de crescimento o aparecimento ou desaparecimento de regiões em um cristal é determinado pela velocidade de crescimento das regiões envolvidas. A velocidade de crescimento da região determina se esta desaparecerá ou não pois uma região com grande velocidade de crescimento tende a ser substituída por outra que possua uma

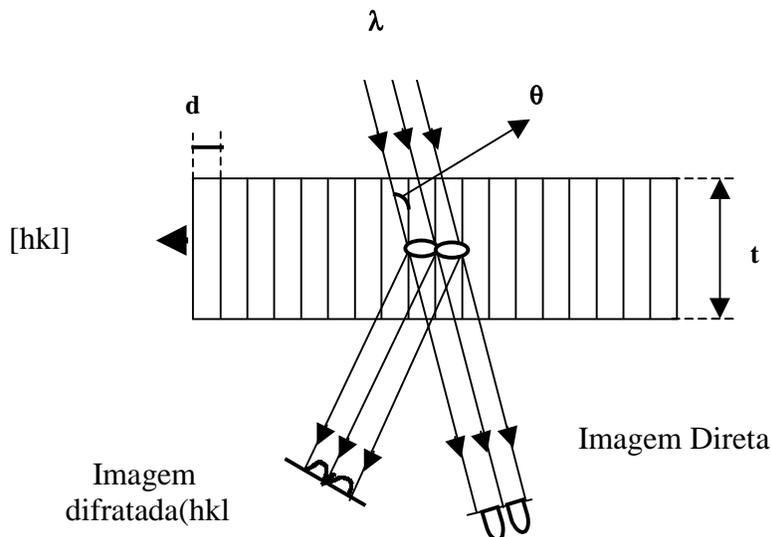


Figura1. Esquema sobre o princípio de formação de imagem em topografia de difração de raios-X, onde d , t , λ e θ são, espaçamento interplanar, espessura da amostra, comprimento de onda dos raios-X e ângulo de Bragg, respectivamente.

3. MATERIAIS E MÉTODOS

O quartzo sintético estudado no presente trabalho se refere a um cristal crescido a partir de uma semente de placa Z (0001) com cortes simultâneos similar ao *frame seed*, entretanto, nas direções +X e -X (Mikawa *et al.*, 1999). A Figura 2 mostra o esquema da geometria da semente de formato I utilizado para o crescimento do quartzo sintético estudado no presente trabalho

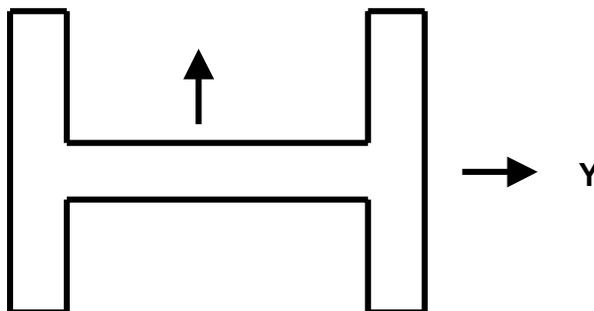


Figura 2. Esquema da semente de geometria-I utilizado para o crescimento de quartzo sintético. As setas indicam as direções cristalográficas X e Y. A direção do eixo óptico ou Z do quartzo é perpendicular ao plano da figura.

O crescimento do cristal de quartzo sintético foi realizado a partir de semente de geometria-I pelo processo hidrotérmico em condições de crescimento estabelecidos para produção de quartzo sintético para aplicação comercial, onde os principais parâmetros estão resumidos na Tabela 1. Para o cultivo do quartzo sintético, lascas de quartzo natural pesando

região +X (Zarka *et al.*, 1981). Um método denominado de “frame seed method” foi desenvolvido e apresentado pelo Mikawa *et al.*, (1999) para obter uma região +X de grande dimensão. Entretanto, este método demanda um tempo demasiadamente longo para o crescimento. Estudos de crescimento de quartzo sintético a partir de sementes de várias geometrias tais como S, ξ e corte intermediária tem sido realizados (Shinohara and Suzuki 1996 e Shinohara *et al.*, 1997). Estas sementes são placas de quartzo onde o normal aos planos cristalinos faz um ângulo que varia entre 24° a 42° em relação ao eixo cristalográfico X $[11\bar{2}0]$. Caracterização destes cristais realizadas com a técnica de topografia de raios-X mostra aparecimento de novas regiões de crescimento, que não são usualmente observadas nos cristais de quartzo sintético crescidos quando crescidos a partir de semente de barras-Y e -Z. no caso de cristais de quartzo sintético crescidos a partir de Estudo recente mostra que utilizando uma semente de baixa qualidade contendo corte de formato V múltiplo na face Z (0001), além de crescimento de setores Z de alta perfeição cristalina e de grande dimensão, há surgimento de novos setores de crescimento a partir do interior de cada V (Shinohara, *et al.*, 2000).

A técnica de topografia de raios- X apresenta um elevado potencial para caracterização de materiais monocristalinos em termos de configuração das discordâncias, geminados, falhas de empilhamento, segregações de impurezas e estriações de crescimento tanto em cristais de quartzo natural como sintético que podem revelar como procedeu o crescimento (Tanner, 1976). Excepcionalmente, dependendo da óptica utilizada, a topografia de raios-X é sensível à micro tensões e pequenas distorções da rede em cristais quase perfeitos; variações no espaçamento interplanar e desorientações dos planos cristalinos da ordem de $\Delta d/d = 10^{-6}$ - 10^{-7} são facilmente detectáveis.

No presente trabalho, um cristal de quartzo sintético crescido a partir de semente de geometria especial no formato I foi analisado através de imagens topográficas obtidas com a técnica topografia de raios-X de duplo-cristal.

2. PRINCÍPIO DE FORMAÇÃO DE IMAGEM EM TOPOGRAFIA DE RAIOS-X

Supõem-se que um feixe paralelo e monocromático de raios -X é difratado pelos planos (hkl) da amostra satisfazendo a lei de Bragg, havendo assim a formação do feixe difratado e do feixe transmitido, como mostra a Fig.1. Se o cristal for perfeito não haverá contraste na intensidade do feixe difratado, porém no caso de ocorrência de defeitos, que é o caso mais comum, haverá um contraste no feixe difratado devido ao efeito da tensão localizada, ocorrendo com isto que uma parte da energia transmitida irá fluir na direção do feixe difratado, enquanto que na direção do feixe direto haverá uma diminuição da energia (Tanner, 1976). A imagem gerada a partir do contraste de intensidade difratada na topografia de raio - X apresenta uma correspondência espacial com os defeitos da rede cristalina da amostra. Um efeito muito importante quando se estuda a formação de imagens por topografia de raios-X é o efeito de extinção, pois a medida que o cristal se torna mais imperfeito, a intensidade difratada de raios-X aumenta de tal modo que, quanto mais imperfeições existir difratará com mais intensidade em relação as regiões com pouco ou livre de defeitos.

Na prática, estas imagens topográficas podem ser coletadas de diversas formas tais como com filmes de raios-X assim como com modernos detetores tais como CCD e IP utilizando fontes de raios-X provenientes de luz sincrotron assim como tubo de raios-X.

CARACTERIZAÇÃO DO QUARTZO SINTÉTICO CRESCIDO A PARTIR DE SEMENTE DE GEOMETRIA-I POR TOPOGRAFIA DE RAIOS-X

Edson Luiz de Araújo*

Armando H. Shinohara*

Marcos C. Iano***

Carlos K. Suzuki**

Yutaka Mikawa***

*UFPE – Universidade Federal de Pernambuco, Centro de Tecnologia e Geociências, Departamento de Engenharia Mecânica, Área de Materiais, Av. Acadêmico Hélio Ramos s/n, 50740-530, Cidade Universitária, Recife, PE, Brasil. E-mail: araujo@demec.ufpe.br

**UNICAMP – Universidade de Campinas, Faculdade de Engenharia Mecânica, Departamento de Engenharia de Materiais, LIQC, CP 6122, 3083-970, Campinas, SP, Brasil.

*** Fine Crystal Co., Ltd, 9-1, Chatsu-machi, Muroran-shi, Hokkaido, 051-0006, Japan

Resumo

No presente trabalho, um cristal de quartzo sintético crescido a partir de uma semente de placa Z de geometria especial, por conveniência denominada de semente-I, foi analisado com a técnica de topografia de raios-X. As imagens topográficas foram obtidas de uma amostra de corte - Z (0001) utilizando os planos de difração ($20\bar{2}0$). Como resultado, foi observado o aparecimento de uma nova região na direção -X, que foi identificada como a região +X, analisando-se a estrutura trigonal do cristal de quartzo e as suas texturas superficial e imagem topográfica.

Palavras chave: semente de geometria I, quartzo sintético, topografia de raios-X

1. INTRODUÇÃO

Os cristais de quartzo sintéticos são largamente utilizados para o controle de frequência em equipamentos de informática, telecomunicações e entre outros devido a sua propriedade piezoelétrica (Bottom, 1982). Estes cristais são usualmente crescidos a partir de sementes de barras - Y ou Placas - Z. Comumente, uma placa cortada perpendicularmente ao eixo-Y apresenta seis setores de crescimento e de quatro tipos denominados de +X, -X, Z e S, onde os dois últimos setores aparecem em duplicata (Taki, 1991). Em termos de perfeição cristalina e pureza, sabe-se que a qualidade final dos cristais de quartzo sintéticos depende principalmente da qualidade da semente e a pureza do nutriente utilizadas, respectivamente. Com respeito ao efeito da semente na qualidade final do quartzo sintético, vários estudos tem sido realizados por vários pesquisadores (Zarka *et al.*, 1981 e 1982; Mikawa *et al.* 1999; Barns, *et al.*, 1978). Par a obtenção de quartzo sintético de alta perfeição cristalina, uma das técnicas largamente utilizada nas décadas de 70 e 80 foi usar sementes de quartzo natural também de alta perfeição cristalina. Atualmente, devido a escassez dos cristais de quartzo natural de grande dimensão e de qualidade, os quais são encontrados quase que exclusivamente no Brasil, e a dificuldade em caracterizá-los, tem motivado os pesquisadores buscar métodos alternativos. Uma técnica estudada foi preparar sementes de corte-Z a partir da região +X do quartzo sintético, mas este método é limitado devido ao pequeno volume da

DESEMPENHO DE BROCAS HELICOIDAIS DE AÇO-RÁPIDO TRATADAS POR CRIOGENIA NA FURAÇÃO DO AÇO ABNT 8640

Flávio J. da Silva, MSc

Álison R. Machado, PhD

Universidade Federal de Uberlândia, Departamento de Engenharia Mecânica – LEPU, CEP 38.400-089, Uberlândia – MG - Brasil. E-mail: fjsilva@mecanica.ufu.br

Antônio M. de S. Júnior, Engenheiro Mecânico

FIAT Automóveis Br 381 Km 429, CEP 32.501-970, Betim - MG. - Brasil.

Resumo

Nos processos de usinagem, qualquer tentativa de aumentar a produção ou diminuir custos é importante. Neste sentido, as ferramentas de corte são os maiores alvos dos pesquisadores. Neste trabalho, uma técnica de tratamento térmico, denominada criogênico, foi aplicada à brocas de aço-rápido e suas performances investigadas. A finalidade do tratamento criogênico é aumentar a vida da ferramenta pelo aumento da resistência ao desgaste. Foram feitos testes de usinabilidade e análises microestruturais de brocas helicoidais de aço-rápido M2 submetidas a este tratamento e de brocas convencionais para comparação. Os resultados mostraram vantagens (aumento na vida das ferramentas tratadas criogenicamente em relação as não tratadas de 60 a 340%) indicando que esta técnica deve ser considerada na aplicação dessas ferramentas.

Palavras-chave: Aço rápido, Tratamento criogênico, Vida de ferramenta, Furação.

1. INTRODUÇÃO

A tecnologia de usinagem capaz de gerar maior produtividade e qualidade com menor custo é cada vez mais requerida nos campos da manufatura. As ferramentas de corte, neste sentido, constituem objeto de estudo na busca para obter materiais cada vez mais resistentes e, assim, garantir maior produtividade.

O tratamento criogênico surge neste contexto como uma alternativa para o aumento da produtividade e redução dos custos, através da possibilidade do aumento da resistência e da vida da ferramenta. Dentre os processos de têmpera criogênica, um deles consiste de um tratamento térmico a seco no qual a ferramenta é resfriada suavemente a -196°C e mantida nesta temperatura de 20 a 60 horas. Após este período, a temperatura é elevada a $+196^{\circ}\text{C}$ e suavemente resfriada até a temperatura ambiente. Mudanças microestruturais no material da ferramenta são promovidas com este tratamento. A transformação da austenita retida, normalmente presente nos aços-ferramentas, em martensita e a precipitação de microcarbonetos são tidos como os principais mecanismos responsáveis pelo aumento da resistência das ferramentas tratadas criogenicamente, sendo o último considerado o de maior influência para o ganho de resistência ao desgaste (maior vida) pelas ferramentas de corte de aço-rápido.

As principais propriedades afetadas pelo tratamento criogênico apontadas na literatura são estabilidade dimensional, dureza, tenacidade e resistência ao desgaste. A mudança ou não de algumas destas propriedades irá depender das condições do material antes de ser submetido ao tratamento criogênico, isto é, sua composição química e tratamentos térmicos sofridos anteriormente. Normalmente, dois mecanismos irão proporcionar as seguintes alterações (Collins, 1996) :

1- transformação da austenita retida;

- ✓ aumento na dureza (quanto maior a quantidade de austenita transformada, maior o aumento na dureza);
- ✓ redução na tenacidade;
- ✓ um modesto aumento ou efeito desprezível na resistência ao desgaste;
- ✓ estabilidade dimensional.

2- Precipitação de finos carbonetos;

- ✓ aumento na resistência ao desgaste;
- ✓ aumento na tenacidade;
- ✓ pouco aumento ou efeito desprezível na dureza.

Apesar da dureza poder não ser afetada pela precipitação dos finos carbonetos, Yun et al (1998) reporta que a resistência mecânica e a dureza a quente são consideravelmente aumentadas.

Nos tratamentos criogênicos as temperaturas de austenitização dos tratamentos térmicos convencionais prévios são fundamentais. A escolha vai depender do principal objetivo do tratamento criogênico. Se a finalidade for maximizar a dureza, maiores temperaturas de austenitização são requeridas para garantir maior quantidade de austenita retida a ser transformada em martensita durante o tratamento criogênico. Este fator é o principal responsável pelo aumento de dureza. Por outro lado, se a finalidade é maximizar a resistência ao desgaste, menores temperaturas de austenitização são requeridas, diminuindo, assim, a austenita retida, portanto, maior quantidade de martensita irá garantir maior migração de carbono e precipitação de finos carbonetos durante o ciclo de tratamento criogênico. Estes carbonetos são considerados os principais responsáveis pelo aumento da resistência ao desgaste sem perda ou mesmo, com melhoria de tenacidade (Collins, 1996 e Collins e Dormer, 1997).

Assim antes de qualquer aplicação do tratamento criogênico, deve-se levar em consideração estes fatores. Dos mecanismo propostos, a precipitação dos finos carbonetos, considerando principal, precisa de maiores estudos. Um melhor entendimento das transformações na microestrutura dos materiais quando submetidos a baixas temperaturas e como estas mudanças se interagem para aumentar a resistência ao desgaste, ou qualquer outra propriedade tomada como objeto de estudo faz-se essencial para um perfeito domínio desta técnica. Enquanto nos EUA a criogenia já vem sendo usada por algumas empresas com resultados bastante satisfatórios, no Brasil muito pouco ou quase nada tem sido explorado sobre o assunto. Com o objetivo de iniciar pesquisas sobre este tema em nível nacional este trabalho verificou o desempenho de brocas helicoidais após o tratamento criogênico, comparando-se com brocas tratadas convencionalmente. Fez-se também a análise microestrutural das ferramentas para verificar as mudanças ocorridas com o tratamento.

2.PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

Foram utilizadas brocas helicoidais de aço-rápido SAE M2 fabricadas pela Twill com 8% de Co de 7.5 mm de diâmetros, tratadas e não tratadas criogenicamente. O ciclo de tratamento criogênico usado é representado na Figura 1. O tratamento aplicado às ferramentas foi feito pela Empresa Cryo Quality Ltda, o qual consistiu de um resfriamento a temperaturas que variaram de $-196\text{ }^{\circ}\text{C}$ e três ciclos de aquecimento (revenimentos) a temperaturas médias de $+196\text{ }^{\circ}\text{C}$, resultando um total de 43 horas de tratamento.

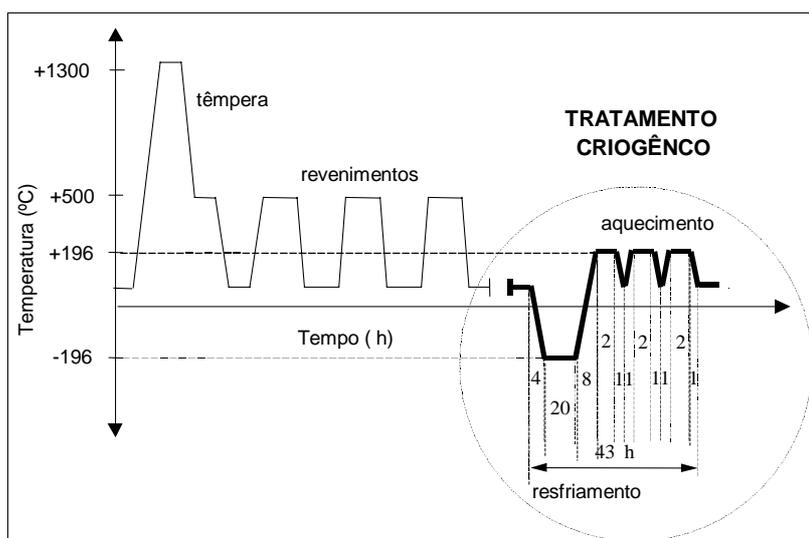


Figura 1. Diagrama representativo do ciclo térmico para o tratamento criogênico

- 1 - Resfriamento para $-196\text{ }^{\circ}\text{C}$ (4 horas em média) $1\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{min}$
- 2 - Estabilização a frio $-196\text{ }^{\circ}\text{C}$ (20 horas em média)
- 3 - Aquecimento para $+196\text{ }^{\circ}\text{C}$ (8 horas em média)
- 4 - Estabilização a quente $+196\text{ }^{\circ}\text{C}$ (2 horas em média)
- 5 - Resfriamento para temperatura ambiente (1 hora em média)
- 6 - Aquecimento para $+196\text{ }^{\circ}\text{C}$ (1 hora em média)
- 7 - Estabilização a quente $+196\text{ }^{\circ}\text{C}$ (2 horas em média)

} 3 vezes

As ferramentas submetidas ao tratamento criogênico foram adquiridas prontas para o uso, isto é, já tinham sido tratadas por processos térmicos convencionais. O tratamento criogênico foi realizado então depois da têmpera e do revenido.

A análise microestrutural realizada teve como objetivo verificar as mudanças ocorridas na microestrutura das ferramentas submetidas ao tratamento térmico criogênico. Assim, foram tomadas duas amostras, sendo uma tratada e outra não tratada criogenicamente. A determinação da fração volumétrica de austenita retida das amostras foi feita por difração de raios-X em um equipamento Rigaku, modelo Strainflex MSF 2M, utilizando-se o método de comparação direta descrito por Cullity (1967). A medição da dureza Rc das ferramentas de corte foi feita em um durômetro da marca Wolpert, considerando-se a média de no mínimo oito indentações para cada amostra.

Os testes de usinabilidade foram feitos no processo de furação em uma máquina operatriz ROMI Interact IV equipada com CNC MACH 4, potência de 16 kW, variação contínua de rotação do eixo árvore (40 a 4000 rpm) e avanço rápido (0 a 4800 mm/min). O

material da peça de trabalho usado foi de aço ABNT NB 8640, com dureza média 290 HV. As barras foram cortadas e usinadas para uma dimensão final de 110 mm de seção quadrada e 500mm de comprimento.

As velocidades de corte foram de 30, 35 e 40 m/min e avanço fixo de 0.11 mm/rev. A relação L/D também manteve-se fixa em 3, onde $L = 22.5$ mm (furo cego). As brocas tinham uma afiação especial recomendada pelo fabricante para furação em aço (afiação para diminuir o ângulo de hélice na aresta de corte e a alma da broca na ponta para 1/10 do diâmetro). A afiação foi feita pela FIAT em uma máquina de afiação CNC, com a seguinte geometria $\chi_r = 67,5^\circ$ e $\epsilon_r = 112,5^\circ$. Usou-se como fluido de corte uma emulsão a base de óleo mineral com concentração 5 %, recomendado para todas as operações de corte. O sistema de aplicação foi forçado com vazão ajustada em 5 [l/min].

O critério de fim de vida adotado para o processo de furação foi a falha catastrófica. Este procedimento é recomendado pela norma *NORDTEST NT MECHE 038(1997)*. Segundo esta norma, a vida da ferramenta é determinada pelo número de furos usinados até imediatamente antes da falha ocorrer. Entretanto, para maior controle do comportamento, os desgastes de flanco médio e máximo foram frequentemente medidos. Isto permitiu determinar a vida das ferramentas em diferentes critérios, como por exemplo $VB_B=0.3$ mm e $VB_{B\text{máx}}=0.7$ mm. A frequência de medição do desgaste foi determinado em função da severidade da operação. Mediu-se o desgaste a cada 8 furos para a velocidades de 30m/min e a cada 4 furos para as velocidades de 35 e 40 m/min. O desgaste das ferramentas foi medido por meio de um microscópio ferramenteiro equipado com relógio comparador Mitutoyo, com resolução de 0.01 mm. Ao final da vida, as superfícies de saída e de flanco foram analisadas em um microscópio eletrônico de varredura. A potência consumida foi medida durante a furação como uma forma de monitoramento do desgaste e indicativo de aproximação da falha catastrófica.

3. RESULTADOS E DISCUSSÃO

A tabela 1 apresenta os resultados de dureza e de austenita retida medidos. Estes valores de austenita retida encontrados são normais para ferramentas de aço-rápido que sofreram o tratamento de endurecimento secundário (têmpera e revenido) convencional. Observa-se maior quantidade de austenita retida para a ferramenta tratada criogenicamente quando comparadas com a outra do mesmo tipo sem o tratamento criogênico. Este resultado poderia levar a conclusão que o tratamento criogênico teria contribuído para aumentar o teor de austenita retida, o que na realidade não aconteceu. As amostras retiradas para análise não são de uma mesma ferramenta, respectivamente antes e depois do tratamento criogênico. Trata-se de uma amostra de ferramenta que sofreu o tratamento criogênico, e outra retirada de uma ferramenta similar distinta, que não foi submetida ao tratamento criogênico.

Tabela 1- Resultados da análise microestrutural na ferramenta de aço-rápido

Análise microestrutural	Com Trat. Criogênico	Sem Trat. Criogênico	Diferença
Percentual de austenita retida	7.4	4.5	+ 2.9
Dureza Rc média	53.7	53.6	+ 0.1

Levando-se em consideração a resolução do método de difração de raios X (± 2 %) e possíveis variações microestruturais entre ferramentas de um mesmo lote de fabricação, pode-se concluir que, neste caso o tratamento criogênico não foi eficiente na transformação da austenita retida em martensita. Todas as ferramentas testadas já haviam sido submetidas a ciclos de revenimento após a têmpera (endurecimento secundário) antes de serem tratadas

criogenicamente, o que garante a transformação de boa parte da austenita retida e a estabilização da austenita restante que não se transformou, impedindo que esta se transformasse com o tratamento criogênico. A estabilidade térmica da austenita retida é de alguma forma aumentada com o revenimento, isto é, torna-se mais difícil ocorrer a transformação da austenita retida em martensita quando o tratamento é feito após o revenimento do que quando este é feito diretamente depois do tratamento de têmpera (Yun et al., 1998). Além da possibilidade da estabilização da austenita pelos tratamentos térmicos prévios ao tratamento criogênico, o período de tempo entre estes tratamentos também pode influenciar nesta estabilização. Entretanto, necessita-se de maiores estudos para se determinar precisamente a contribuição destas variáveis na transformação da austenita retida em martensita submetida a subsequentes tratamentos criogênicos.

Observa-se que praticamente não houve mudança na dureza das amostras, portanto, o tratamento não teve influência nesta propriedade. Como cita a literatura, mudanças na dureza de materiais tratados criogenicamente são atribuídas principalmente à transformação da austenita retida em martensita, o que não foi observado. Em geral a dureza é uma propriedade que é pouco afetada pelo tratamento criogênico, geralmente em valores de 2 a 3 pontos na escala HRc. Barron (1974) não encontrou mudanças significativas na dureza após tratamento criogênico para o aço rápido M2, provavelmente a quantidade de austenita retida transformada pelo tratamento não foi suficiente para provocar alteração, como também foi observado nos resultados encontrados neste trabalho.

A Figura 2 apresenta o resumo dos resultados dos testes de vida considerando-se o número de furos imediatamente antes de ocorrer a falha catastrófica. Observa-se que o aumento da velocidade de corte diminuiu significativamente a vida da broca, tanto para a tratada como para a não tratada. Isto se deve ao aumento da temperatura de corte com o aumento da velocidade. Em todas as condições obteve-se valores de vida para a broca tratada superiores aqueles encontrados para as não tratadas criogenicamente.

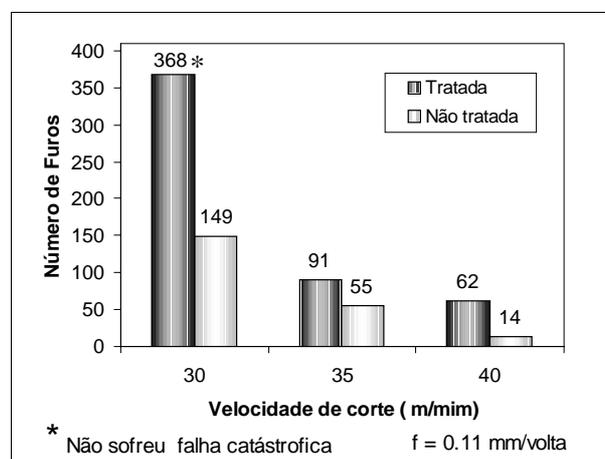


Figura 2 – Número de furos para critério de vida de falha catastrófica

Observado que a diferença entre o número de furos entre a broca tratada e a não tratada criogenicamente, é influenciada pelas condições de corte. Em termos percentuais a superioridade das brocas tratadas em relação a não tratada foi de 147%, 65%, 343% para as velocidades de 30, 35 e 40 [m/min] respectivamente. Adotando-se os outros critérios de fim de vida além da falha catastrófica, conforme a Tabela 2, obtemos valores diferentes daqueles observados no gráfico da Figura 2.

Tabela 2 – Número de furos para critério de vida $VB_B=0.3\text{mm}$, $VB_{B\text{máx}}=0.7\text{mm}$ e falha catastrófica.

v_c [m/min]	30		35		40	
Critério de fim de vida	Número de furos Usinados					
	NT	TR	NT	TR	NT	TR
$VB_B = 0.30 \text{ mm}$	120	*	*	*	12	26
$VB_{B\text{máx}} = 0.70 \text{ mm}$	*	208	*	88	*	*
Falha catastrófica	149	368	55	91	14	62

(*) Não atingiu o critério

NT – Não tratada criogenicamente; TR – Tratada criogenicamente

Considerando simultaneamente VB_B , $VB_{B\text{máx}}$ e a falha catastrófica, a vidas das ferramentas tratadas e não tratadas criogenicamente ficam modificadas para os valores apresentados no gráfico da Figura 3. Observa-se que, embora em percentuais menores, as brocas tratadas criogenicamente ainda tiveram um desempenho melhor que as não tratadas para todas as condições. Os percentuais foram 73%, 60%, 117% para as velocidades de corte de 30, 35 e 40 m/min respectivamente.

Os resultados de austenita retida (Tabela 1) apresentaram 7,4 % para as brocas tratadas criogenicamente e 4,5% para as não tratadas criogenicamente. Apesar da pequena diferença os resultados tendem a favorecer as ferramentas não tratadas, se apenas o mecanismo de transformação de austenita retida for considerado. Portanto, o melhor desempenho das brocas tratadas criogenicamente só pode ser creditado à precipitação de finos carbonetos durante o ciclo tratamento criogênico, que garante a maior resistência ao desgaste.

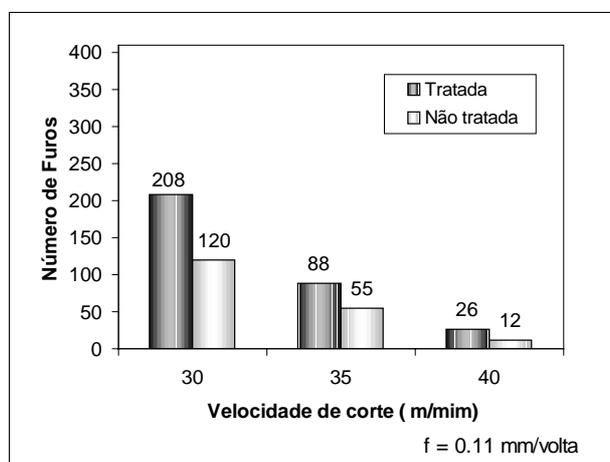
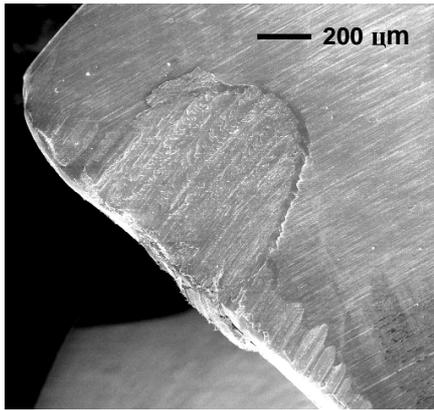
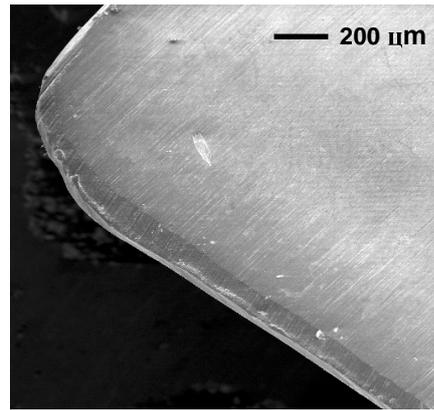


Figura 3 – Número de furos para critérios de vida de desgaste de flanco $VB_B=0.3 \text{ mm}$ $VB_{B\text{máx}} = 0.7 \text{ mm}$ e falha catastrófica.

A figura 4 ilustra isto, onde observa-se um maior desgaste da ferramenta não tratada criogenicamente (Figura 4a) após apenas 14 furos usinados contra 62 furos usinados pela ferramenta tratada criogenicamente (Figura 4b)



(a) Não tratada criogenicamente (14 furos)



(b) Tratada criogenicamente (62 furos)

Figura 3 – Desgaste da aresta de corte da broca 7.5 mm; $v_c=40$ [m/min]; $f=0.11$ [mm/rev].

4. CONCLUSÕES

- Não foi evidenciado transformação de austenita retida em martensita com tratamento criogênico nas ferramentas testadas.
- A dureza (HRC) não foi afetada significativamente pelo tratamento criogênico.
- O desempenho das brocas de aço-rápido depois do tratamento criogênico melhorou em relação as brocas não tratadas de 65% a 343% em diferentes condições de corte, adotando-se como critério de fim de vida a falha catastrófica.
- Considerando outros critérios de fim de vida além da falha catastrófica, tais como o desgaste de flanco médio e máximo, o desempenho das brocas tratadas criogenicamente foi superior àquelas sem o tratamento criogênico, variando de 60% a 117%.

Agradecimentos

Os autores agradecem à Cryoqualit Ltda através do Engenheiro Edson Monteiro pela realização do tratamento criogênico; à Villares Metals S.A. na pessoa do Eng. Celso A. Barbosa, pela realização das análises microestruturais; à Capes pelo suporte financeiro por meio de bolsas de estudo e à Fiat Automóveis S.A. pelo suporte na realização da pesquisa.

5. REFERÊNCIAS

- Barron, R. F. (1974), “Cryogenic Treatment Produces Cost Savings for Slitter knives”, Tappi Journal, May, Vol. 57, num. 5, 2 pp.
- Collins, D. N. (1996), “Deep Cryogenic Treatment of Tool Steels : a Review”, Heat Treatment of Metals. pp. 40-42.
- Collins, D. N. (1996), “Deep cryogenic Treatment of Tool Steels : a Review”, Heat Treatment of Metals, pp. 40-42.
- Collins, D. N. e Dormer, J. (1997), “Deep Cryogenic Treatment of a D2 Cold-work tool steel”, Heat Treatment of Metals. pp. 71-74.
- Cullity, B. D. (1967), “Elements of x-ray diffraction”, Addison Wesley, p. 388-396. Nordtest NT MECH 038 (1997), “Cutting Fluids for Drilling : Evaluation by Drill Life Test”, Nordtest Method, ISS 0283-7196, Proj. 1242-95/2.
- Nordtest NT MECH 038 (1997), “Cutting Fluids for Drilling : Evaluation by Drill Life Test”, Nordtest Method, ISS 0283-7196, Proj. 1242-95/2.
- Yun, D., Xiaoping, L. and Hongshen, X. (1998) “ Deep Cryogenic Treatment of High-speed Steel and its Mechanism”, Heat Treatment of Metals, pp. 55-59.

APLICAÇÃO DE UM MODELO FÍSICO PARA O PROJETO DO DISTRIBUIDOR DA MÁQUINA DE LINGOTAMENTO CONTÍNUO DE TIRAS “TWIN-ROLL” DO IPT

José Eduardo Spinelli

Carlos Alexandre dos Santos

João Pedro Valls Tosetti

Jaime Alvares Spim Júnior

Amauri Garcia

Universidade Estadual de Campinas, Faculdade de Engenharia Mecânica, Departamento de Engenharia de Materiais (DEMA), 13083-970, Campinas, SP, Brasil. E-mail: spinelli@fem.unicamp.br, alex@fem.unicamp.br, jptti@ipt.br, spim@ct.ufrgs.br, amaurig@fem.unicamp.br

Resumo

No projeto de um distribuidor (*tundish*), os fatores primordiais que devem ser observados para otimização do processo são as características do fluxo de metal líquido, o qual auxilia na flotação de inclusões e ajuda na homogeneização do líquido e da temperatura; a capacidade volumétrica, e a geometria simples, a qual facilita o manuseio, recuperação e aumento da vida útil do distribuidor. A geometria do sistema e, o posicionamento de obstáculos (diques e barreiras) à passagem do metal líquido e em particular os campos de velocidade do líquido, exercem influência direta na qualidade do produto final. Para esse estudo, é prática comum utilizar-se de modelos físicos e/ou modelos matemáticos para simular as condições do processo. O presente trabalho emprega um modelo físico, construído em acrílico e em escala 1:1 do distribuidor do equipamento de tiras finas do IPT (Instituto de Pesquisas Tecnológicas-SP), para a análise de parâmetros como detecção de regiões turbulentas e, zonas “mortas” de fluxo, para auxiliar o projeto do *tundish* utilizado no equipamento. Estudou-se o posicionamento de diques, variando a distância e a quantidade destas, além do posicionamento de barreiras na região inferior do distribuidor. Os resultados permitiram a determinação da melhor configuração para o distribuidor.

Palavras-chave: Twin Roll, Modelo Físico, Campos de Fluxo

1. INTRODUÇÃO

O lingotamento contínuo de tiras pelo processo Twin Roll é um processo único de fabricação, partindo diretamente do metal líquido para o produto final, tiras de espessura entre 0,5 a 5 mm. O metal passa por três etapas de resfriamento, as quais: rolos, região de resfriamento secundário e radiação livre. Entre as seqüências de operação realizados no processo, destacam-se como principais: 1. alimentação de metal líquido no distribuidor, 2. fluxo de metal líquido do distribuidor para a cavidade formada entre os rolos, utilizando como transporte injetores ou válvula submersa, 3. formação da tira sólida, 4. resfriamento da tira

após a saída dos rolos por meio de *sprays* borrifadores d'água e 5. região de radiação livre ou resfriamento ao ambiente com posterior bobinamento.

No processo, o distribuidor refere-se ao recipiente intermediário entre a panela vinda do forno e o molde ou rolos onde o metal começará a solidificar. O conceito básico de usar-se um distribuidor é o de alimentar e distribuir metal fundido para diversos moldes no equipamento, mas além dessa função ele pode ser utilizado para separar as inclusões no banho, homogeneização da temperatura, ou até mesmo realizar modificações na composição química da liga (Morales, 1999; Sahai, 1996; De Santis, 1996).

A Tabela 1 apresenta algumas especificações do comportamento do distribuidor para aumentar a qualidade do produto final.

Tabela 1. Funções do distribuidor e benefícios econômicos (Singh, 1993).

Objetivos	Reservatório	Distribuidor	Fluxo de aço constante	Limpeza da liga	Tratamento metalúrgico
Necessidade	Otimizar a capacidade	Controlar o superaquecimento	Nível de metal constante	Separar inclusões	Controle da mistura, temperatura e do tempo de residência
Ganhos	Seqüência de operação	Controle microestrutural e redução de break-outs	Redução de defeitos superficiais, velocidade constante de lingotamento e controle do resfriamento	Diminuição de inclusões e aumento da qualidade	Modificação de inclusões e controle químico da liga

O distribuidor tem influência significativa no desempenho e qualidade do produto final, sendo uma de suas principais características a capacidade volumétrica, fluxo de metal líquido e o revestimento refratário responsável em manter a temperatura o mais uniforme e constante possível. O uso de revestimentos internos para reduzir os ataques do aço líquido na parede dos distribuidores tem crescido, resultando em melhorias no desempenho dos distribuidores, principalmente no que diz respeito a vida útil. Um dos parâmetros importantes que devem ser controlados nesta etapa do processo é a altura do nível de metal líquido no distribuidor, pois esta influencia na velocidade de lingotamento, ou mais precisamente na velocidade do jato que sai da válvula. Geralmente este controle é realizado através de uma balança que registra a massa total do distribuidor e metal, ou por meio de controle visual realizado por um operador, ou ainda por irradiação de raios γ utilizando-se de fontes radioativas como Cobalto 60, entre outras. Para equipamentos com controles automáticos de nível de metal, uma das principais dificuldades encontradas é a flutuação do fluido na cavidade, o que acarreta oscilação nas medidas obtidas, podendo alterar o nível em função de leituras errôneas. A geometria do sistema, o posicionamento de obstáculos a passagem do metal líquido (diques e barreiras) e a velocidade do mesmo têm sido estudados visando melhorar a capacidade de separação de inclusões não-metálicas e a homogeneização do metal líquido dentro do banho, resultando em aumento de qualidade do produto final, em função da limpeza do aço e da homogeneização de temperatura. Para esse estudo, é prática comum utilizar-se de modelos físicos.

Em relação aos modelos físicos, geralmente são construídos em acrílico e utiliza-se como fluido para simular o metal líquido a água, com corante adicionado, para visualizar o fluxo desde a entrada no recipiente até a vazão para o molde, possibilitando desta forma determinar as condições para redução de turbulências e regiões 'mortas' (onde não ocorre a circulação do

líquido), além do fato de permitir a reconfiguração do projeto e da geometria, visando um fluxo de alimentação que direcione o metal de entrada para a base da escória flutuante no banho. Este tipo de fluxo tem como vantagem reter inclusões não-metálicas, assim que o fluxo passa pela escória (Joo, 1993 A; Sinha, 1993).

O presente trabalho emprega um modelo físico, construído em acrílico e em escala 1:1 do distribuidor do equipamento de tiras do IPT (Instituto de Pesquisas Tecnológicas – SP), para a análise de parâmetros como detecção de regiões turbulentas e zonas ‘mortas’ de fluxo e, direcionamento de jato. Estudou-se o posicionamento de diques, variando a distância e a quantidade destes, além do posicionamento de barreiras na região inferior do distribuidor.

2. MODELO FÍSICO

O objetivo da modelagem física é representar o sistema a ser modelado pela mudança do material de trabalho, e muitas vezes da escala de operação. O novo material a ser utilizado no modelo deve ser representativo, de forma que as características fluido dinâmicas sejam iguais ou semelhantes a do material modelado. Deste modo é possível obter resultados realísticos de um protótipo que, por exemplo, utilize aço líquido com temperaturas superiores a 1500°C, através de medidas em um modelo que, por exemplo, utilize água a temperatura ambiente, de modo muito mais barato, eficiente e seguro. Os princípios da modelagem física, podem ser compreendidos de modo simplificado através das equações diferenciais que governam o fluxo de fluido, calor e massa.

Considerando o fluxo de um fluido na condição isotérmica, pode-se descrever o problema em termos das equações de Navier-Stokes (movimento) e da continuidade, dadas por:

Equação da continuidade:

$$\nabla v = 0 \quad (1)$$

Equação de movimento:

$$\rho \cdot \frac{Dv}{Dt} = -\nabla P + \mu \cdot \nabla^2 v + \rho \cdot g \quad (2)$$

onde: ρ = densidade [kg/m^3];

v = velocidade escalar [m/s];

μ = viscosidade estática ou absoluta [kg/m.s];

P = Pressão no fluido [kg/m.s^2];

g = aceleração da gravidade [terrestre $\cong 9,81 \text{ m/s}^2$].

V = velocidade característica [m/s];

t = tempo característico [s];

L = comprimento característico [m];

A equação a seguir, corresponde a equação de Navier-Stokes na forma adimensionalizada:

$$\frac{Dv^*}{Dt^*} = -\nabla^* P^* + \left(\frac{\mu}{L \cdot V \cdot \rho} \right) \nabla^{*2} v^* + \left(\frac{g \cdot L}{V^2} \right) \quad (3)$$

Note nesta equação que o fator de escala, descrito pelas variáveis de velocidade, tamanho e propriedades físicas, estão concentradas em dois grupos adimensionais. Estes grupos

aparecem freqüentemente em problemas de engenharia e, como homenagem receberam os nomes de dois importantes pioneiros da mecânica de fluídos:

$$Re = \left(\frac{L \cdot V \cdot \rho}{\mu} \right) \Rightarrow \text{Número de Reynolds (razão entre forças inerciais e viscosas)} \quad (4)$$

$$Fr = \left(\frac{V^2}{g \cdot L} \right) \Rightarrow \text{Número de Froude (razão entre forças inerciais e potenciais)} \quad (5)$$

Se os dois sistemas (protótipo e modelo) possuem as mesmas dimensões chaves, ou seja, o número de Reynolds e o número de Froude são iguais, então a mesma equação (Equação (3)), será aplicada para ambos os casos.

Se os dois sistemas possuírem a mesma geometria (geometricamente semelhantes) então ambos terão a mesma conduta em termos fluido dinâmico.

Existindo uma equivalência adimensional nos campos de velocidade, temperatura, pressão, concentração, entre os dois processos, então é válido afirmar que um deles é uma representação fiel do outro, ou seja, existe similaridade entre as variáveis que possuem equivalência adimensional. Este é o critério geral da similaridade entre um modelo físico e um protótipo os quais requerem que existam razões constantes entre as variáveis correspondentes. Os estados de similaridade normalmente incluem: Similaridade Geométrica; Similaridade Térmica; Similaridade Química; Similaridade Mecânica Estática; Similaridade Mecânica Cinemática e Similaridade Mecânica Dinâmica;

2.1. Desenvolvimento Experimental

O modelo físico desenvolvido no IPT foi construído em acrílico, e fixado à uma estrutura de aço para melhor desenvolvimento dos ensaios e melhor apresentação, conforme mostra a Figura 1. Foi acoplado ao sistema um rotâmetro para as medidas de vazão, além de um circuito fechado de circulação de água movido por uma bomba de volúta e com um reservatório. Um sistema de cremalheira foi desenvolvido para comando do varão e para fechar e abrir os rolos um sistema de porca-parafuso. As dimensões do tundish são vistas na Figura 2.

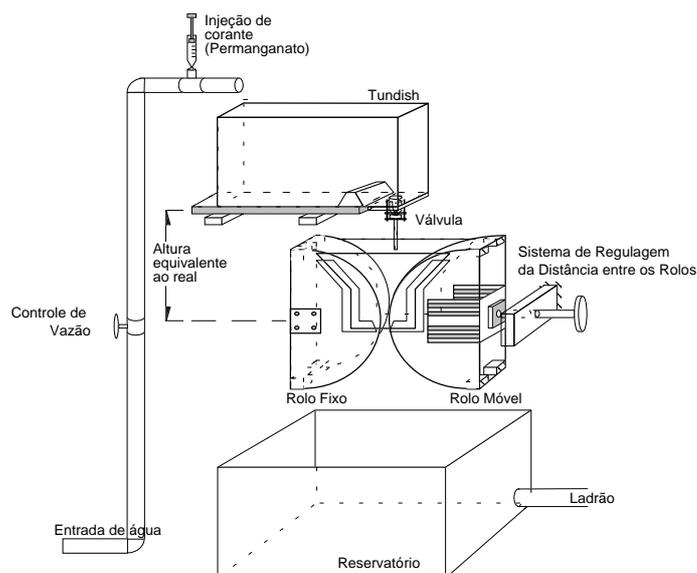


Figura 1. Esboço global do modelo físico de acrílico para simulação do processo

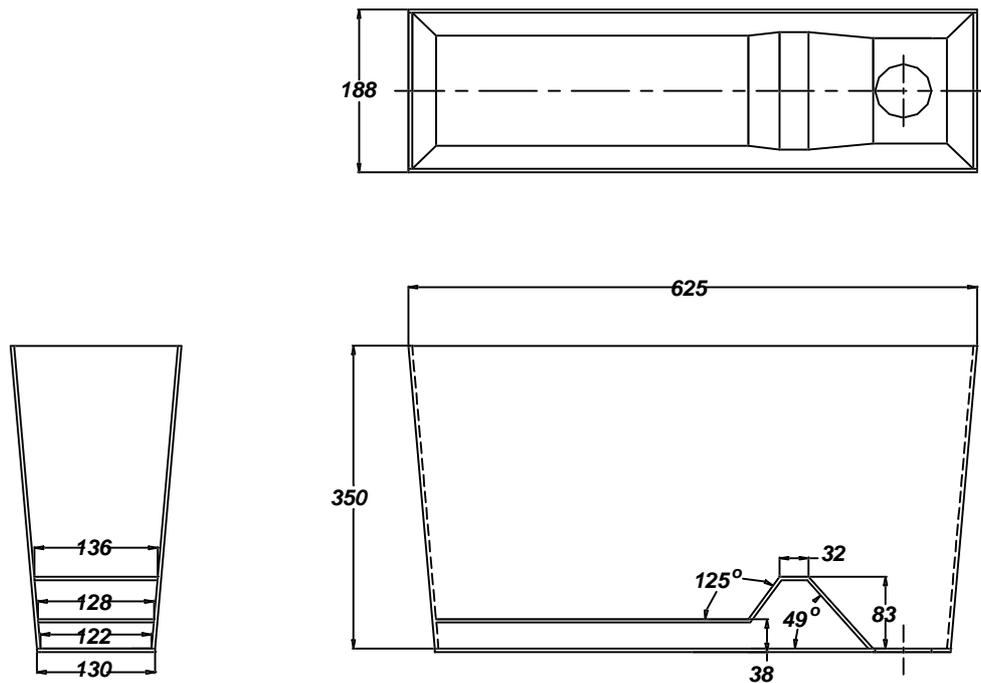


Figura 2. Dimensões do *tundish* de acrílico, para o modelo físico do processo

Foram testados diferentes configurações de diques e barreiras sendo dois tipos de diques com diferentes comprimentos (22,5 cm e 17,5 cm) e dois tipos de barreiras com diferentes alturas (7,5 cm e 5 cm), na qual a menor barreira assemelhasse a original, conforme Figura 2.

3. RESULTADOS E DISCUSSÃO

Os resultados que seguem foram levantados segundo a seguinte metodologia:

- 1.) Fluxo de mistura no *tundish*, respeitando a direção preferencial da superfície do metal líquido. Deste modo, deseja-se que o material que entra no *tundish* passe pela escória retida na superfície, onde desta forma pode-se garantir a retenção de inclusões e partículas de menores densidades;
- 2.) Menor tempo para a mistura completa da água com corante (permanganato), pois deste modo pode-se garantir maior homogeneidade em relação aos gradientes térmicos no interior do *tundish*.

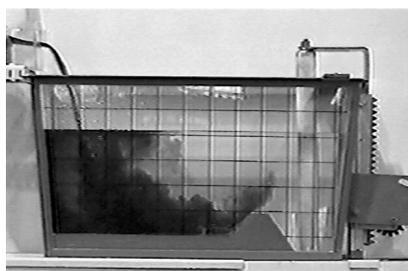
Os resultados dos tempos de mistura e as observações em relação as regiões de zona morta ou regiões de persistência de turbulência, são dados na Tabela 2. A Figura 3 mostra algumas fotos referentes aos ensaios no modelo frio e suas respectivas condições.

Os resultados observados neste trabalho serão posteriormente implementados no *tundish* real do equipamento de produção de tiras (Twin-Roll) do IPT/SP e, os resultados verificados serão comparados com as condições da microestrutura observada no produto. Estes resultados serão apresentados em trabalhos posteriores.

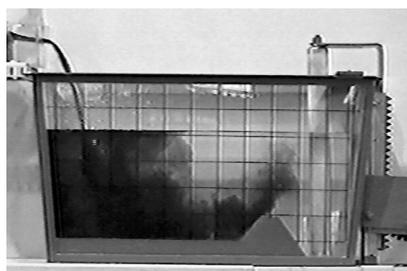
A Tabela 2 responde ao seguinte padrão: Barreira 1 = 5 cm; Barreira 2 = 7,5 cm; Dique 1 = 17,5 cm; Dique 2 = 22,5 cm. As distâncias de posição tem como referência a lateral esquerda do *tundish*.

Tabela 2. Resultados de Ensaio no modelo físico do tundish – Twin-Roll/IPT-SP.

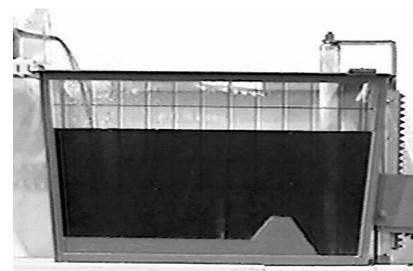
<i>Condições de Ensaio</i>					<i>Observações</i>
Barreira	Dist. [cm]	Dique	Dist. [cm]	T. de mistura [s]	
-----	-----	Tipo 1	25	13	Sem Zona Morta ou turbulência acentuada, mas fluxo direcionado ao centro da haste do tampão.
-----	-----	Tipo 1	20	13	Sem Zona Morta ou turbulência acentuada, e fluxo direcionado a superfície do tampão.
-----	-----	Tipo 1	15	19	Sem Zona Morta ou turbulência acentuada, e fluxo direcionado a superfície do tampão.
-----	-----	Tipo 2	25	25	Zona Morta acentuada na superfície entre o tampão e o dique.
-----	-----	Tipo 2	15	34	Sem Zona Morta ou turbulência acentuada, mas fluxo direcionado ao centro da haste do tampão.
Tipo 1	10	----- -	-----	53	Zona Morta persistente na superfície do tampão.
Tipo 1	15	----- -	-----	38	Zona Morta persistente no comprimento do tampão.
Tipo 1	20	----- -	-----	20	Mistura homogênea, sem turbulência aparente e fluxo direcionado a superfície do tundish.
Tipo 2	10	----- -	-----	57	Zona Morta persistente na superfície do tampão.
Tipo 2	15	----- -	-----	39	Mistura homogênea e fluxo direcionado a superfície do tundish.
Tipo 2	20	----- -	-----	23	Mistura homogênea e fluxo direcionado a superfície do tundish.
Tipo 1	10	Tipo 1	25	29	Zona Morta persistente entre o dique e o tampão.
Tipo 1	15	Tipo 1	25	80	Zona Morta acentuada no comprimento do tampão e na superfície entre o tampão e o dique.
Tipo 1	10	Tipo 1	25	48	Zona Morta na superfície entre o dique e o tampão.
Tipo 1	15	Tipo 2	27,5	120	Zona Morta acentuada na região do tampão.



Condição atual – após 3 s



Condição atual – após 5 s



Condição atual – após 30 s



Dique Tipo 1 – 15 cm
Resultado após 5 s



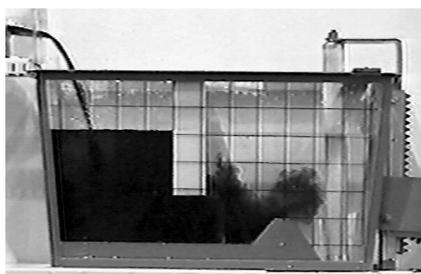
Dique Tipo 1 – 20 cm
Resultado após 5 s



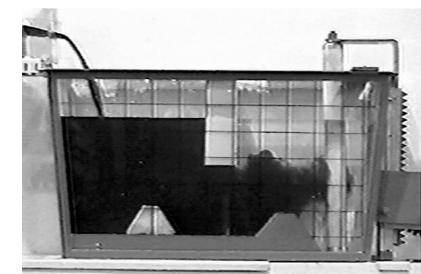
Dique Tipo 1 – 25 cm
Resultado após 5 s



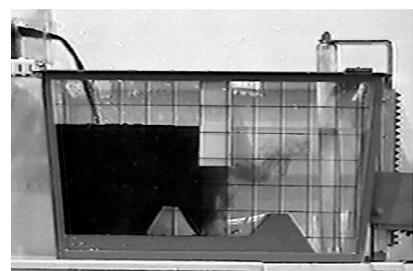
Dique Tipo 2 – 15 cm
Resultado após 5 s



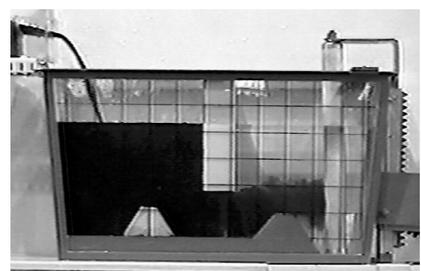
Dique Tipo 2 – 20 cm
Resultado após 5 s



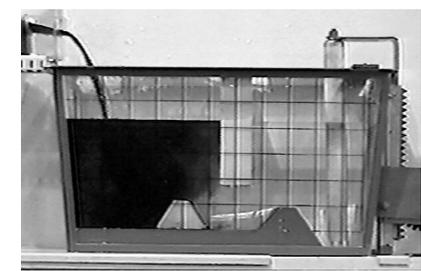
Barreira Tipo 1 – 10 cm
Dique Tipo 1 – 25 cm
Resultado após 5 s



Barreira Tipo 1 – 15 cm
Dique Tipo 1 – 25 cm
Resultado após 5 s



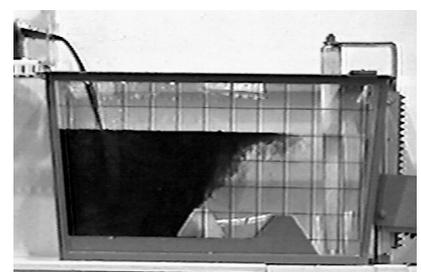
Barreira Tipo 1 – 10 cm
Dique Tipo 2 – 25 cm
Resultado após 5 s



Barreira Tipo 1 – 15 cm
Dique Tipo 2 – 27,5 cm
Resultado após 5 s



Barreira Tipo 1 – 15 cm
Resultado após 5 s



Barreira Tipo 1 – 20 cm
Resultado após 5 s

Figura 3. Fluxo da condição de diferentes configurações: atual, com diques, com barreiras, com diques e barreiras.

4. CONCLUSÕES

Os resultados observados na modelagem física são consistentes e obedecem a realidade física observada na prática. Os custos e o tempo para a construção do modelo físico são bastante baixos quando se trata de realizar diversas observações em diferentes condições no equipamento metalúrgico real, no caso o tundish. Os resultados verificados neste trabalho permitiram realizar modificações sensatas e dinâmicas em um equipamento já em funcionamento, permitindo desta forma sugerir, inclusive, melhorias na qualidade do produto a um custo relativamente pequeno.

5. AGRADECIMENTOS

É importante agradecer às tradicionais instituições de fomento, como a FAPESP e o CNPq, pelo apoio irrestrito e contribuição para com os pesquisadores. Citando-se também que o sucesso do trabalho passa também pelo apoio de pessoal e uso de estrutura do IPT e da UNICAMP.

6. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- De Santis, M., Ferretti, A., 1996, “Thermo-fluid-dynamics Modelling of the Solidification Process and Behavior of Non-metallic Inclusions in the Continuous Casting Slabs”, ISIJ International, Vol. 36, Rome, Italy, pp. 673-680.
- Joo, S., Guthrie, R. I. L., 1993, “Inclusion Behavior and Heat Transfer Phenomena in Steelmaking Tundish Operations: Part I. Aqueous Modeling”, Metallurgical Transactions B, Vol. 24B, pp. 755-765,
- Morales, R. D., López-Ramírez, S., Palafox-Ramos, J, and Zacharias, D., 1999, “Numerical and Modeling Analysis of Fluid Flow and Heat Transfer of Liquid Steel in a Tundish with Different Flow Control Devices”, ISIJ International, Vol. 39, Mexico D. F., pp. 455-462.
- Sahai, Y., Emi, T., 1996, “Melt Flow Characterization in Continuous Casting Tundishes”, ISIJ International, Vol. 36, Japão, pp. 667-672.
- Singh, S., Koria, S. C., 1993, “Physical Modelling of Steel flow in Continuous Casting Tundish”, Ironmaking and Steelmaking, Vol. 20, Kanpur, India, pp. 221-230.
- Sinha, S.K., Godiwalla, K.M., Sivaramakrishnan, C.S., 1993, “Fluid Flow Characterization in Twin Strand Continuous Casting Tundish Water Model”, Ironmaking & Steelmaking, Vol. 20, pp. 485-492.

UM ESTUDO COMPARATIVO DA SOLDAGEM A ARAME TUBULAR AUTOPROTEGIDO EM CORRENTE PULSADA E EM TENSÃO CONSTANTE

Eduardo de Magalhães Braga
Carlos Alberto Mendes da Mota
Jesuinaldo Pereira Farias

Universidade Federal do Pará, Centro Tecnológico, Departamento de Engenharia Mecânica, 66075-900, Belém, PA, Brasil. E-mail: ebraga@fem.unicamp.br

Resumo

A utilização de arames tubulares autoprotetidos no Brasil ainda é bastante reduzida principalmente em corrente pulsada. Neste trabalho, foram estudadas a estabilidade do arco, as características econômicas do consumível e a geometria do metal depositado com um arame comercial da classe AWS E71T-7, de 2,00mm de diâmetro. As soldagens automatizadas na posição plana, em simples deposição, foram realizadas nos modos corrente pulsada e tensão constante. Durante os experimentos, a tensão e a velocidade de soldagem permaneceram constantes. As variáveis de influência foram a corrente e o comprimento do eletrodo. Os dados foram submetidos a análise de variância utilizando-se um *software* comercial. Os resultados indicaram que para as condições estabelecidas neste trabalho, a estabilidade do arco voltaico e as características econômicas foram afetadas e superiores para a soldagem em corrente pulsada.

Palavras-chave: soldagem, autoprotetido, corrente pulsada.

1 – INTRODUÇÃO

Dentre os processos de soldagem usuais, destaca-se a soldagem manual com eletrodo revestido como uma das técnicas mais comumente aplicadas na indústria (BONISZEWSKY, 1992; MOTA, 1998). Contudo as constantes exigências de competitividade, que impõem requisitos de qualidade e de produtividade a baixos custos, somados a evolução da eletrônica, da informática e da metalurgia têm impulsionado o desenvolvimento de modernas fontes de energia, de *softwares*, de novos materiais e de consumíveis alternativos para a soldagem e com isso, a aplicação industrial dos processos de soldagem MIG/MAG, arco submerso e arame tubular. Este último é um processo de relevante importância tecnológica, uma vez que une as vantagens do eletrodo revestido e dos processos MIG/MAG. Atualmente, o processo a arame tubular autoprotetido é aplicado principalmente na soldagem semi-automática, em substituição a soldagem manual com eletrodo revestido, onde são requeridas altas taxas de deposição e condições de tenacidade não muito severas e na soldagem de grandes estruturas metálicas que exigem, muitas vezes, a sua realização em ambiente aberto sob forte ação do vento (OTEGUI,1985; WIGERY,1994). Na soldagem com arame tubular autoprotetido o metal fundido é protegido por uma camada de escória, pelos gases e pelos elementos desoxidantes/desnitretantes que são resultantes da decomposição do fluxo. Entretanto apesar do progresso alcançado pelo arame tubular autoprotetido em todo mundo, no Brasil ainda existem fatores que dificultam a sua divulgação e o interesse na sua intensificação (MOTA,1998).

Com a recente introdução de novas tecnologias para a fabricação de fontes de energia para soldagem a arco voltaico, tornou-se possível a utilização da corrente pulsada para os processos de soldagem como o MIG, o TIG e o arame tubular, sendo

este último, com a utilização de gás de proteção (NORRISH, 1992). No Brasil, as pesquisas com arame tubular autoprotetido estão em fase inicial, mais raras ainda são as pesquisas com a utilização da corrente pulsada, onde o arco voltaico é mantido com uma corrente de base baixa, enquanto uma corrente de pulso, de curta duração, provoca o destacamento da gota. No modo pulsado, são muitos os fatores variáveis responsáveis pela manutenção da operação de soldagem. Neste sentido, torna-se bastante complexa a tarefa para a seleção de parâmetros que possam ser adequados às necessidades de estabilidade do arco, vantagens econômicas, qualidade da solda e propriedades mecânicas. Desta maneira, no presente trabalho busca-se basicamente o comparativo das características operacionais do processo, das características econômicas do consumível e das características geométricas do cordão de solda utilizando um arame comercial tubular autoprotetido em corrente pulsada e em tensão constante. Neste sentido, tem-se como objetivo a busca de conhecimentos para uma melhor compreensão dos problemas e das vantagens deste processo quando da aplicação dos dois modos e com isso, viabilizando e incentivando um maior interesse para a sua utilização.

2 - MATERIAIS E MÉTODOS

Os ensaios foram automatizados em simples deposição, em CC, na posição plana, em um único passe e sobre chapas de aço ABNT 1020 de 150x50x9,5 mm. Utilizou-se uma fonte eletrônica do tipo multiprocessado, ajustada para o modo convencional e pulsado com comando de corrente e em tensão constante e uma tocha reta refrigerada à água perpendicular à chapa. Como metal de adição utilizou-se um arame comercial da classe AWS E 71T-7, de 2,0 mm de diâmetro. Permaneceram constantes os valores da tensão em 23,0 V e da velocidade de soldagem em 25,0 cm/min e, além destes, a frequência de pulso em 30 Hz, ou seja, $t_p = 8$ ms e $t_b = 25$ ms (BRAGA, 1997).

Para a aquisição e o processamento dos dados instantâneos da corrente e da tensão de soldagem, empregou-se um sistema de aquisição e de processamento de dados numa frequência de 10 kHz/canal em 12 Bits. O tratamento estatístico dos resultados obtidos foi realizado pelo método da análise de variância (ANOVA) com o auxílio de um *software* comercial, considerando-se um nível de significância (α) igual a 1%.

Neste trabalho, foi estudado o efeito da combinação da corrente e do *stickout* (distância bico de contato peça) conforme mostra a tabela 1. Para a avaliação do desempenho do processo, foram considerados parâmetros relacionados a medição da estabilidade do arco, a taxa de fusão do arame (TF), a taxa de deposição (TD), ao rendimento de deposição real (R_r) e à geometria do cordão de solda. Para a medição da estabilidade do arco foram adotados como critérios uma tensão de referência para curto-circuito (U_r) de 15 V, um tempo mínimo de curto-circuito para a transferência da gota (t_{min}) de 1,5 ms e um tempo máximo de reabertura do arco (t_{max}) de 1,0 ms e considerando-se a metodologia abaixo descrita (FARIAS, 1993):

- Transporte da carga elétrica, em tensão constante, através do inverso do desvio padrão relativo da corrente, $I/\sigma I$, e no modo pulsado, através do inverso do desvio padrão relativo da tensão, $U/\sigma U$.

- Transferência metálica, avaliada através dos quatro índices descritos abaixo:

$$\text{Facilidade de ocorrência de curto-circuito, } F_{cc} = 1 / T \cdot 1000 \text{ (s}^{-1}\text{)}; \quad (1)$$

$$\text{Facilidade de transferência de metal, } F_{tm} = 1 / t_{cc} \cdot 1000 \text{ (s}^{-1}\text{)}; \quad (2)$$

$$\text{Regularidade de ocorrência de curto-circuito, } R_{cc} = T / \sigma T; \quad (3)$$

$$\text{Regularidade de transferência de metal, } R_{tm} = t_{cc} / \sigma t_{cc}. \quad (4)$$

onde:

T é o período médio de curto-circuito (ms);
 t_{cc} é o tempo médio de curto-circuito (ms);
 σT é o desvio padrão do período médio de curto-circuito (ms);
 σt_{cc} é o desvio padrão do tempo médio de curto-circuito (ms).

Para a medição das características econômicas adotaram-se as equações 5, 6, 7.

- Taxa de fusão

$$TF = 3,6 \rho_a L / t \quad [\text{kg/h}] \quad (5)$$

- Taxa de deposição

$$TD = 3,6 (M_f - M_i) / t \quad [\text{kg/h}] \quad (6)$$

- Rendimento de deposição real

$$R_r = [(M_f - M_i) / m_a] 100 \quad [\%] \quad (7)$$

onde:

L é o comprimento do arame consumido (m);

t é o tempo de soldagem (s);

M_i é a massa inicial da chapa (g);

M_f é a massa final da chapa (g);

ρ_a é a densidade linear do arame – metal+fluxo - (g/m);

$m_a = \rho_a \times L$, é a massa de arame consumida (g).

A avaliação da geometria do cordão de solda foi realizada pela análise dimensional da sua seção transversal. Para este trabalho, três amostras equidistantes em relação ao eixo longitudinal da solda foram retiradas e preparadas para a medição da sua geometria. Os parâmetros considerados para a avaliação da geometria do cordão de solda foram, a largura (b), o reforço (r) e a penetração (p).

Tabela 1. Fatores e níveis selecionados.

Fator	Nível		
Im (A)	200	250	300
Stickout (mm)	15	20	25

3 – RESULTADOS

3.1 - Estudo da estabilidade do arco

A tabela 2 apresenta os resultados da estabilidade do arco voltaico. As figuras 1 e 2 mostram o efeito da corrente e do *stickout* respectivamente, sobre a regularidade de ocorrência de curto-circuito (R_{cc}) e regularidade de transferência metálica (R_{tm}). Observa-se de modo geral, que com o aumento da corrente ocorreu a diminuição da R_{tm} e um pequeno aumento da R_{cc} , tanto no modo pulsado quanto no modo convencional. O mesmo comportamento foi verificado, quando do aumento do *stickout*, exceto para a R_{cc} que diminui no modo pulsado. No modo pulsado, o que se deseja é o controle da transferência metálica, ou seja, a redução ou extinção da frequência de curtos-circuitos ocorrendo a transferência de uma gota a cada pulso. Como no processo em estudo a gota cresce, gira na parte metálica do arame e toca aleatoriamente a poça de fusão, curtos-circuitos foram verificados coincidentes ou não com o pulso da corrente.

Portanto, as figuras 3, 4, 5 e 6 confirmam este fato, significando uma menor frequência de curtos-circuitos e uma maior facilidade de transferência metálica quando do uso da corrente pulsada. Observa-se na figura 7 que o efeito da corrente sobre a facilidade de transferência de carga elétrica é mais pronunciado na soldagem em tensão constante, e só passa a ser relevante para elevados valores de corrente (acima de 250 A). Por outro lado, o efeito do *stickout* é mais bem definido para a soldagem em corrente pulsada, como indica a figura 8. O aumento do *stickout* reduz sensivelmente a facilidade de transferência de carga elétrica na corrente pulsada. Deve-se salientar que os critérios de avaliação da transferência de carga elétrica para as duas técnicas de soldagem são diferentes. Em tensão constante, emprega-se o inverso do desvio padrão relativo da corrente. Já na corrente pulsada emprega-se o inverso do desvio padrão relativo da tensão. A falta de um índice comum para os dois casos dificulta bastante a comparação dos dois processos quanto a estabilidade do arco.

Tabela 2. Dados da estabilidade do arco.

Im (A)	S (mm)	Estabilidade do arco									
		Transf. carga elétrica		Transferência de metal							
		U cte.	Pulsado	Tensão (U) cte.				Pulsado			
	$I/\sigma I$	$U/\sigma U$	Fcc	Ftm	Rcc	Rtm	Fcc	Ftm	Rcc	Rtm	
200	15	4,05	6,28	14,58	1285	0,94	0,53	9,96	1650	0,68	1,05
	20	2,53	5,89	17,12	1091	0,94	0,63	18,59	1541	0,87	1,09
	25	3,54	5,63	22,65	1074	1,03	0,47	19,39	1490	0,81	0,94
250	15	4,42	7,93	21,38	705	1,16	1,17	7,10	2294	0,96	1,29
	20	1,96	6,84	40,22	775	0,87	0,82	25,13	1840	0,95	0,98
	25	4,11	5,00	41,00	726	1,29	0,57	22,12	719	0,59	0,32
300	15	5,11	7,21	43,56	520	1,17	0,30	22,31	1134	0,88	0,30
	20	6,13	6,52	43,13	531	1,17	0,45	23,85	957	0,87	0,53
	25	4,06	6,06	51,60	404	1,23	0,50	30,0	905	0,83	0,50

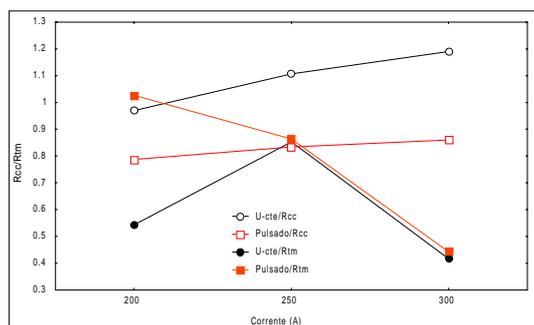


Figura 1. Efeito da corrente sobre a Rcc e Rtm.

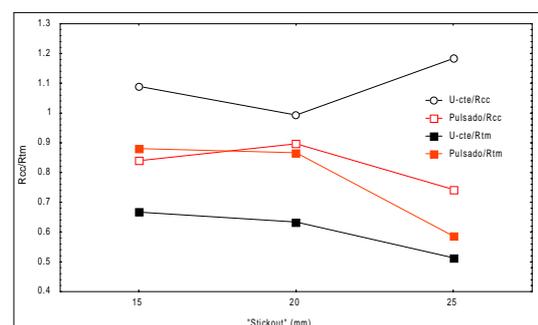


Figura 2. Efeito do *stickout* sobre a Rcc e Rtm.

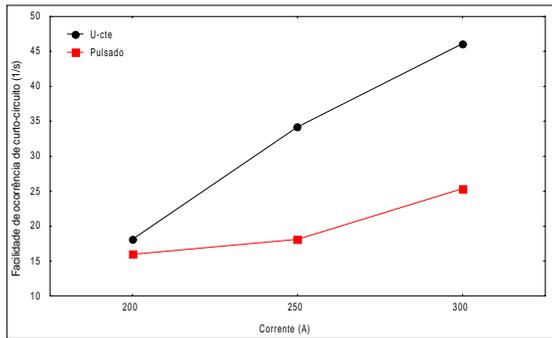


Figura 3. Efeito da corrente sobre a Fcc.

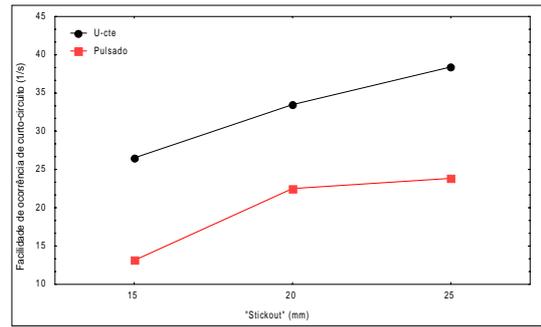


Figura 4. Efeito do *stickout* sobre a Fcc.

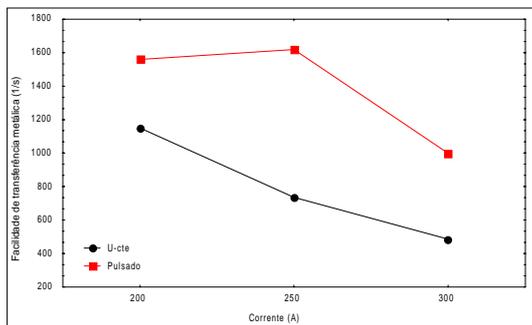


Figura 5. Efeito da corrente sobre a Ftm.

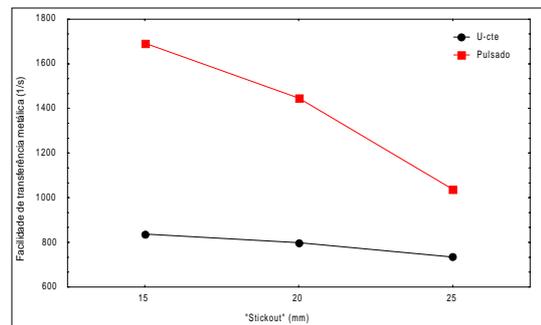


Figura 6. Efeito do *stickout* sobre a Ftm.

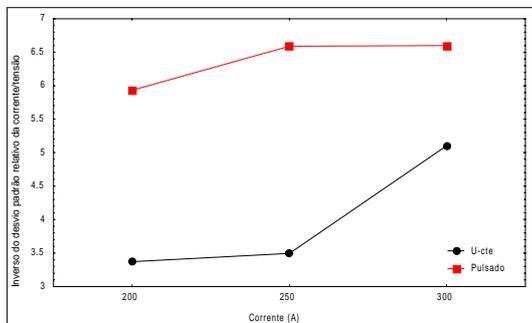


Figura 7. Efeito da corrente sobre $I/\sigma I$ e $U/\sigma U$

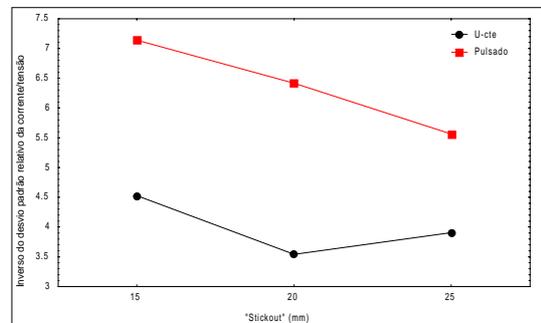


Figura 8. Efeito do *stickout* sobre $I/\sigma I$ e $U/\sigma U$.

3.2 - Estudo das características econômicas

A tabela 3 apresenta os resultados do estudo das características econômicas. As figuras 9 e 10 mostram o efeito da corrente e do *stickout*, respectivamente, sobre a taxa de deposição (TD) e a taxa de fusão (TF). Observa-se que o aumento da corrente proporcionou o crescimento da TD e da TF, ocorrendo o mesmo quando do aumento do *stickout*. Pela análise de variância, observou-se que tanto a taxa de deposição quanto a taxa de fusão têm seus valores iguais com o aumento da corrente, havendo porém, um efeito maior para o *stickout* de 25 mm no modo convencional (fig. 10), ou seja, com o uso da corrente pulsada não foram verificadas melhorias significativas em relação a taxa de deposição e a taxa de fusão. Analisando as figuras 11 e 12, observa-se de modo

geral, maiores valores do rendimento quando do uso da corrente pulsada. Fato este, confirmado pela análise de variância. Portanto, com o uso da corrente pulsada houve melhorias no rendimento do processo, principalmente na corrente de 300 A utilizando os *stickout* de 20 e 25 mm.

Tabela 3. Dados das características econômicas.

Im (A)	Stickout (mm)	Característica econômica					
		Tensão (U) cte.			Pulsado		
		TD (kg/h)	TF (kg/h)	Rend. (%)	TD (kg/h)	TF (kg/h)	Rend. (%)
200	15	1,65	2,20	74	1,54	2,05	75
	20	1,52	2,08	73	1,99	2,65	75
	25	1,86	2,50	74	1,96	2,61	75
250	15	2,30	2,80	82	2,40	3,10	77
	20	2,43	3,11	78	2,39	2,99	80
	25	2,90	3,90	74	2,45	3,17	77
300	15	3,2	3,90	82	3,23	3,85	84
	20	3,2	4,13	77	3,17	4,02	79
	25	3,90	5,00	78	3,41	4,17	82

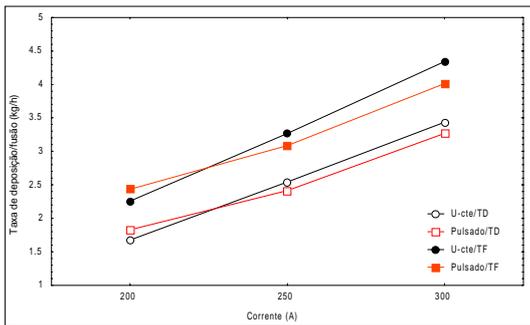


Figura 9. Efeito da corrente sobre a TD e TF.

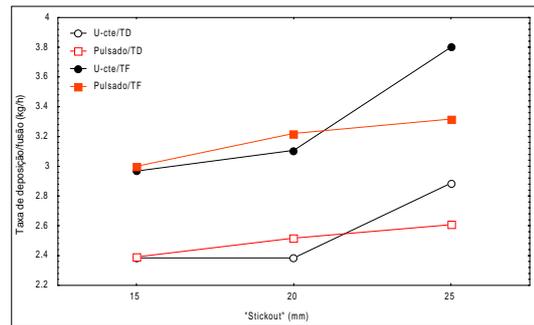


Figura 10. Efeito do *stickout* sobre a TD e TF.

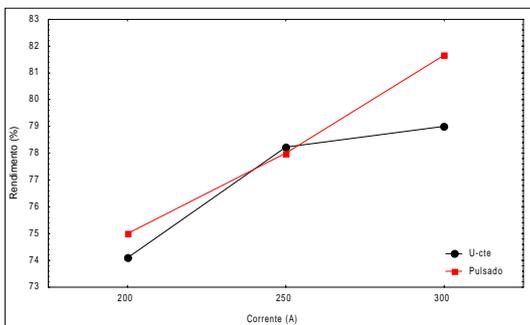


Figura 11. Efeito da corrente sobre o Rr.

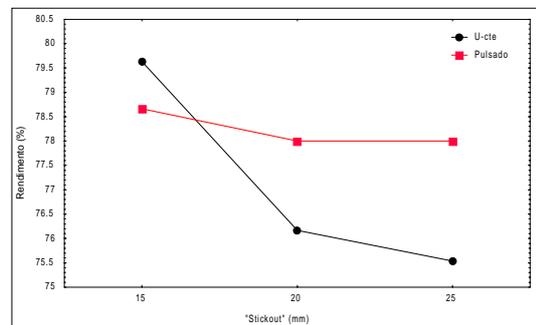


Figura 12. Efeito do *stickout* sobre o Rr.

3.3 - Estudo das características geométricas

A tabela 4 apresenta os resultados do estudo das características geométricas do cordão de solda. Para este estudo, foram medidos os parâmetros da largura (b), do reforço (r) e da penetração (p). As figuras 13 e 14 mostram respectivamente, o efeito da corrente e do *stickout* sobre o reforço e a penetração do cordão de solda. Observa-se nestas figuras o crescimento mais acentuado do reforço, quando da utilização do modo tensão constante e decréscimo da penetração com o aumento do *stickout* e crescimento da mesma com o aumento da corrente, para ambos os modos de soldagem. As figuras 15 e 16 mostram respectivamente o efeito da corrente e do *stickout* sobre a largura do cordão. Observa-se que, enquanto esta variável cresceu com o aumento da corrente, ela mostrou um pequeno decréscimo quando do aumento do *stickout* tanto no modo convencional quando no modo pulsado.

Tabela 4. Dados da geometria do cordão.

Im (A)	Stickout (mm)	Característica geométrica (mm)					
		Tensão (U) cte.			Pulsado		
		Largura	Reforço	Penetra.	Largura	Reforço	Penetra.
200	15	10,63	2,30	2,12	12,35	2,32	2,12
	20	9,71	2,72	1,71	11,41	2,74	2,02
	25	10,64	2,82	1,73	11,39	2,75	1,83
250	15	11,72	2,81	2,75	12,77	2,83	2,55
	20	10,93	2,90	2,45	13,16	2,99	2,14
	25	11,41	3,63	2,30	12,67	2,79	2,45
300	15	12,94	3,94	3,62	15,44	2,93	2,97
	20	11,62	4,24	2,81	15,14	2,80	3,29
	25	10,73	4,85	2,50	14,76	3,18	2,47

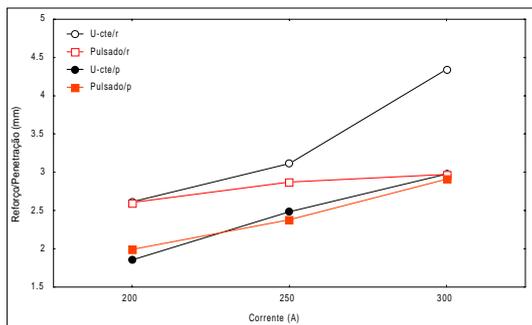


Figura 13. Efeito da corrente sobre o r e a p.

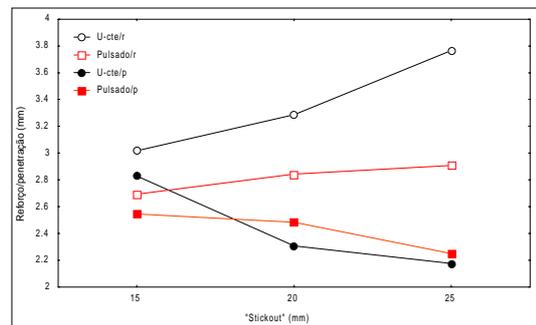


Figura 14. Efeito do *stickout* sobre o r e a p.

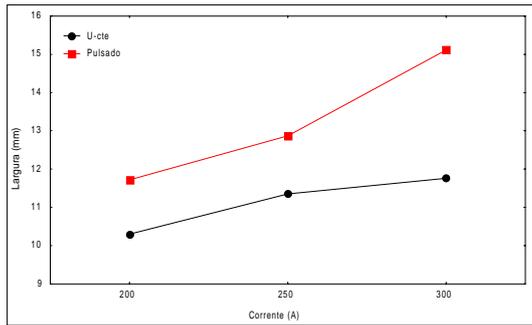


Figura 15. Efeito da corrente sobre a largura

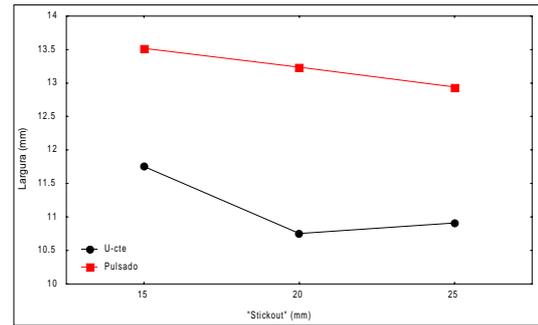


Figura 16. Efeito do *stickout* sobre a largura.

4 - CONCLUSÕES

De modo geral, com o uso da corrente pulsada houve melhoria na estabilidade do arco em relação ao modo convencional. Quanto as características econômicas, o modo pulsado obteve uma pequena melhoria, quando da avaliação do rendimento do processo. Para as características geométricas do cordão, não houve efeito significativo, quando do uso da corrente pulsada. Portanto, o modo pulsado proporciona soldagem com maior produtividade em relação ao modo convencional mas, requer maiores cuidados quanto aos ajustes dos parâmetros.

5 - AGRADECIMENTOS

Os autores gostariam de manifestar o agradecimento à CONARCO, pela doação dos consumíveis e à UFC pela infra-estrutura indispensável de seus laboratórios.

6 - BIBLIOGRAFIA

- [1] BONISZEWSKY, T., 1992, "Self-Shielded Arc Welding". Woodhead Publishing Ltd. in Association with the Welding Institute, Cambridge England.
- [2] MOTA, C. A. M., 1998, "Níquel e manganês como controladores da tenacidade na soldagem com arames tubulares autoprotetidos". Tese de Doutorado, UFSC, Florianópolis, SC., Brasil, 178p.
- [3] OTEGUI, J.L., De VEDIA, L.A., 1985, "Soldadura com Arambres Tubulares Sin Protección Gaseosa". Boletín Técnico Conarco, nº81, pp. 2-14/27-29.
- [4] WIGERY, D., 1994, "Tubular wire welding". Woodhead publishing Limited, Cambridge England.
- [5] NORRISH, J., 1992, "Advanced Welding Processes" , Institute of Physics Publishing. Bristol, Philadelphia and New York, pp. 131-173.
- [6] BRAGA, E. M., 1997, "Soldagem a arame tubular autoprotetido em corrente pulsada", Dissertação de Mestrado, UFPA. Belém, PA, Brasil, p .
- [7] FARIAS, J. P., 1993, "Magnésio metálico como componente do revestimento na soldagem com eletrodos ao C-Mn-Ni", Tese de Doutorado, UFSC, Florianópolis, SC., Brasil, 224p.

A VELOCIDADE DE CORTE COM PLASMA ASSOCIADA À FORMAÇÃO DE ESCÓRIAS

Aleir Antonio Fontana De Paris

Universidade Federal de Santa Maria, Centro de Tecnologia, Departamento de Fabricação e Projetos de Máquinas, 97105-900, Santa Maria, RS, Brasil. E-mail: aparis@ct.ufsm.br

Resumo

O corte de chapas de aços ao carbono com o processo plasma tem se tornado comum nas indústrias mecânica-metalúrgicas pela sua versatilidade, que alia alta velocidade de corte e baixo custo operacional, até espessuras de 1 ½". A qualidade do corte para chapas finas equivale-se, e a s vezes é melhor, do que quando utiliza-se o processo oxiacetilênico. Este trabalho estuda a aplicação do processo plasma tendo como gás "plasmagênico" ar comprimido, no corte de chapas de aço carbono SAE 1020 com espessura de 5 mm. Poucas referências são encontradas na literatura sobre corte plasma com ar comprimido e sua influência na formação de escórias. Determinou-se uma faixa ideal de velocidades teóricas e experimentais, que não provoque a aderência de escórias tanto em alta como em baixa velocidade, para uma determinada corrente de corte.

Palavras-chave: Corte plasma, Escória, Aço carbono, Velocidade de corte

1. INTRODUÇÃO

O corte de metais com o processo plasma tornou-se uma opção disponível e bastante econômica para indústrias do segmento metal-mecânica (De Paris *et al*, 1999). Seu benefício não é somente neste aspecto mas também em termos de versatilidade, já que sua aplicação não é limitada aos aços carbono como no processo oxiacetilênico ($O_2-C_2H_2$), mas aos metais não ferrosos e aços inoxidáveis.

No início de seu desenvolvimento, o processo plasma não tinha competitividade no corte de aços carbono com relação ao processo $O_2-C_2H_2$ pela baixa velocidade de corte e acabamento dos mesmos em função dos equipamentos disponíveis (Snyder II & Manohar, 1994). Outra limitação imposta era a espessura de corte impedindo seu uso e aplicação.

Com o desenvolvimento e avanço tecnológico dos equipamentos, o processo plasma foi sendo aprimorado tornando-se uma opção de grande versatilidade e qualidade no corte de metais. Se uma fonte plasma for adequadamente selecionada para um determinado trabalho, as velocidades de corte serão razoavelmente elevadas e compatíveis com a velocidade de produção além de minimizar as distorções das peças devido ao aporte térmico (Fernicola, 1998).

No entanto, apesar do atual estágio de desenvolvimento, alguns senões continuam limitando a qualidade do processo plasma. Para chapas de aço carbono com espessuras acima

de 1 ½” a melhor escolha contínua sendo o O₂-C₂H₂ por ser geralmente mais veloz e com melhor acabamento superficial de corte.

Um dos problemas tecnológicos associados ao corte de aço carbono pelo processo plasma é a aderência de escórias nas arestas inferiores de corte. Esta limitação está relacionada com a velocidade de corte, corrente do arco, diâmetro do orifício de constricção do plasma e espessura de corte (Nemchinsky, 1997).

O objetivo deste trabalho é a determinar a velocidade ideal para o corte de uma chapa de aço carbono com pequena espessura.

2. TÉCNICAS EXPERIMENTAIS

Para o estudo utilizou-se uma fonte plasma do tipo inversora com capacidade máxima de corte de 15 mm, arco transferido, e como gás “plasmagênico” ar comprimido. Considerando esta limitação na espessura de corte, os experimentos foram efetuados sobre uma chapa de aço carbono SAE 1020 com espessura de 5 mm. Para limitar o número de parâmetros operacionais, a corrente foi mantida em 50 ampères, tensão de arco de 120 volts, pressão de ar comprimido de 7 atm, diâmetro do orifício do bico de corte de 1,5 mm.

As velocidades de corte empregadas no estudo variaram entre 150 e 2500 mm/min.

A tocha foi montada em um dispositivo com velocidade controlada para mecanizar o processo e manter a velocidade constante durante o corte.

3. RESULTADOS E DISCUSSÃO

O processo plasma assim como outros processos ditos de alta densidade de energia, laser e feixe de elétrons, apresentam um formato de arco ou feixe incidente, de forma aproximadamente cilíndrica até uma determinada distância do bocal de saída. Alguns estudos foram efetuados sobre a distribuição de temperatura na peça com este formato de energia incidente.

O processo de transferência de calor durante o aquecimento de metal por uma fonte em movimento foi considerada em vários artigos começando com o trabalho clássico de Rosenthal (1941). Em seu estudo, a fonte de calor foi considerada pontual. Em outro trabalho Swift-Hook & Gick (1973) consideraram a fonte de calor sob a forma de linha infinitamente estreita. Bunting & Cornfield (1975) fizeram um estudo mais aproximado do formato do jato plasma, considerando o feixe incidente sob a forma cilíndrica, figura 1, e o calor para fundir o metal no *front* com o formato de lua.

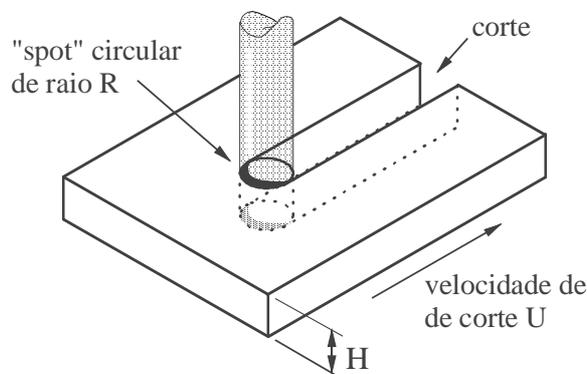


Figura 1. Situação típica de corte com o feixe de forma cilíndrica.

A partir destes trabalhos, Nemchinsky (1997), desenvolveu um equação que relaciona a velocidade máxima de corte para o processo plasma em função da forma cilíndrica da energia incidente.

Partindo da fórmula clássica de Rosenthal (1941) para uma fonte de calor pontual:

$$T(r) - T_0 = \frac{Q}{2\pi H \kappa} \cdot \text{Ko} \left(\frac{Vr}{2\alpha} \right) \exp \left(-\frac{Vx}{2\alpha} \right) \quad (1)$$

Considerando a superfície de aquecimento como sendo a superposição de linhas de calor e a parte mais fria do contorno plasma-metal está localizada na frente da linha do feixe em $x = R$ e $y = 0$, figura 2, chegou a seguinte equação de transferência de calor:

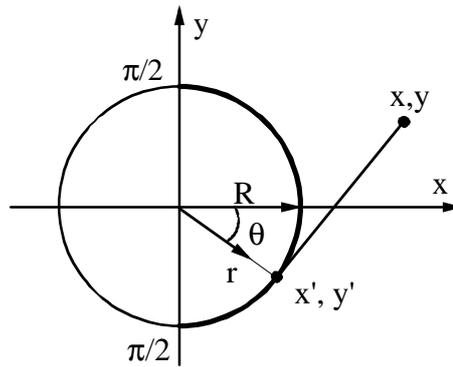


Figura 2. Coordenadas utilizadas para a distribuição de temperatura.

$$T_m - T_0 = \frac{Q_\kappa}{\pi^2 H \kappa} \int_0^{\pi/2} \exp \left(-\frac{V_{\text{máx}} R \sin^2(\theta/2)}{\alpha} \right) \cdot \text{Ko} \left(\frac{V_{\text{máx}} R \sin(\theta/2)}{\sqrt{2\alpha}} \right) d\theta \quad (2)$$

Esta equação foi desenvolvida considerando que a velocidade máxima de corte corresponde a condição que a parte mais fria está na temperatura de fusão, T_m . Ela relaciona a velocidade máxima de corte $V_{\text{máx}}$ e a energia perdida $Q\kappa$ devido a condução térmica durante o corte.

Finalmente chegou a uma equação para a velocidade máxima de corte como sendo:

$$V_{\text{máx}} = \frac{Q_c}{\pi \rho C_1 \Delta T_m R H \left(1 + \frac{2}{\pi} + \frac{W}{\pi C_2 \Delta T_m^*} \right)} \quad (3)$$

Onde Q_c é a soma das energias perdidas por condução $Q\kappa$ e a energia que deixa a chapa com o metal fundido Q_i : $Q_c = \eta V I$; $\Delta T_m = T_m - T_0$; ρ é a densidade; C é a capacidade térmica; R raio de constrição do arco e H a espessura da chapa.

Se aplicarmos os dados experimentais na equação (3), que é como já viu-se dividida em duas partes: $\rho = 7.8 \text{ g.cm}^{-3}$, $C_1 = 0.45 \text{ J.g}^{-1}.\text{K}^{-1}$ (estado sólido); $C_2 = 0.86 \text{ J.g}^{-1}.\text{K}^{-1}$ (estado líquido); $\Delta T_m = 1510 \text{ K}$ (temperatura de fusão até a temperatura ambiente); $\Delta T_m^* = 1540 \text{ K}$

(temperatura do ferro líquido); $W = 275 \text{ J.g}^{-1}$, $R = 1.5 \text{ mm}$; $H = 5 \text{ mm}$ e $Q_c = \eta VI = 50 \times 120 \text{ W}$, obtemos uma velocidade máxima teórica de corte de aproximadamente 1640 mm/min .

O trabalho experimental, fixado os parâmetros tensão e corrente, consistiu em cortes com velocidades variáveis. As velocidades máxima e mínima de corte foram baseadas na formação de escória na raiz da sangria. Esta escória é o resultado de metal fundido (ou oxidado) que resolidifica nas arestas inferiores da superfície de corte antes que possa ser expulso pelo jato plasma. Para uma velocidade inicial de 150 mm/min , figura 3, o corte apesar de separar perfeitamente as duas partes, apresenta superfícies irregulares com muitas estrias formada pela pressão do jato plasma como também a aderência de grande quantidade de escória. A largura do corte situa-se na média em torno de 4 mm , figuras 4 e 5. Isto significa que houve uma concentração muito grande de calor e aumento da largura de corte muito maior que o diâmetro do feixe incidente.

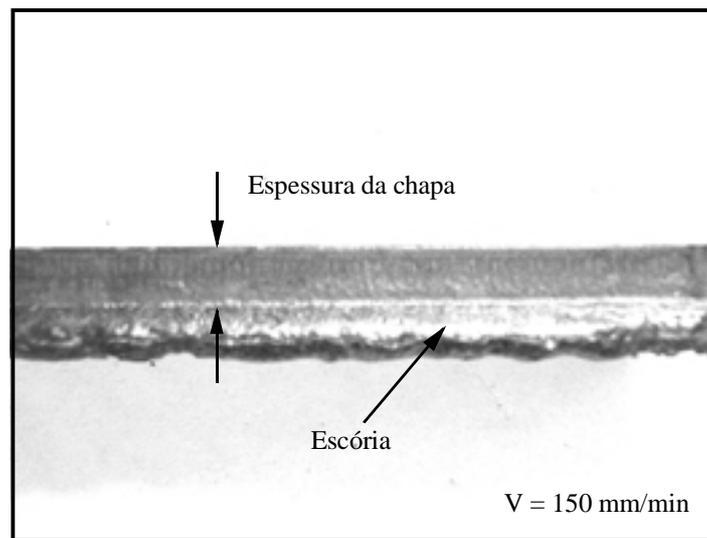


Figura 3. Superfície da seção de corte mostrando uma camada espessa de óxidos aderidos na aresta inferior.

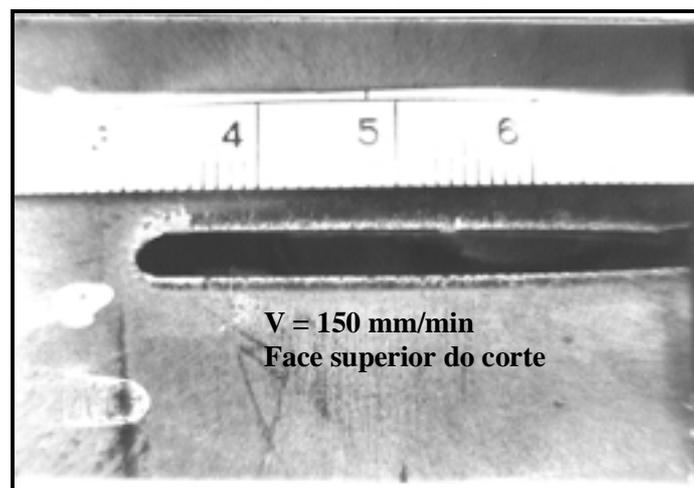


Figura 4. Vista superior do corte plasma para uma velocidade de 150 mm/min .

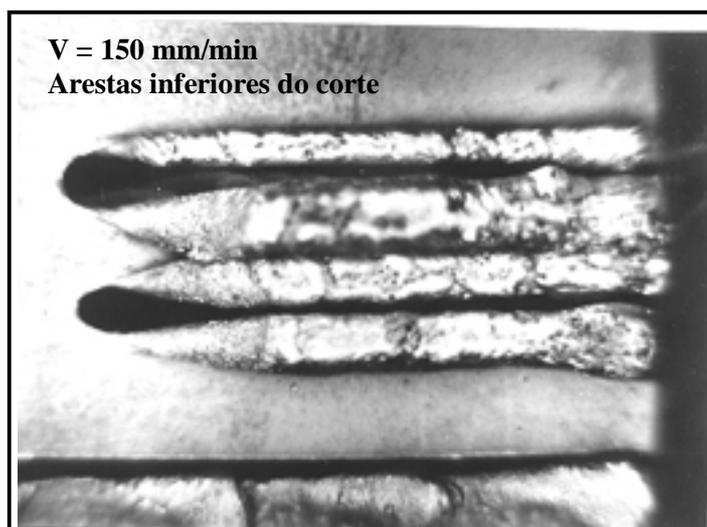


Figura 5. Vista inferior da superfície de corte com velocidade de 150 mm/min. Grande formação de escórias.

Aumentando esta velocidade, o volume e a aderência da escória começa a diminuir. A partir de 900 mm/min até uma velocidade de 2000 mm/min o corte apresenta-se com pouca ou ausência de escória com melhores propriedades na faixa de 1500 a 2000 mm/min.

A figura 6, mostra o aspecto superficial do corte e das arestas livres de escórias para a velocidade de 2000 mm/min. As figuras 7 e 8, mostram o aspecto superior e inferior do corte com a velocidade máxima. Empregando velocidade maior, 2150 mm/min, o corte começou a apresentar novamente muita aderência e volume de escória na parte inferior das arestas.

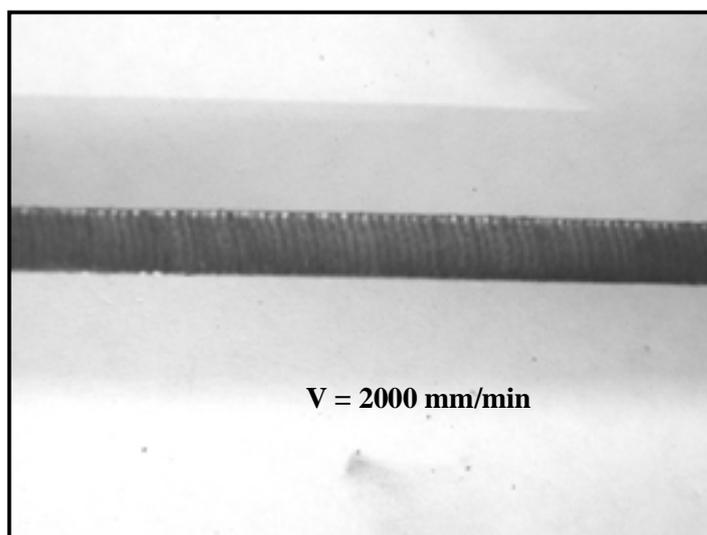


Figura 6. Superfície da seção transversal de corte com velocidade de 2000 mm/min. Arestas isentas de óxidos aderidos.

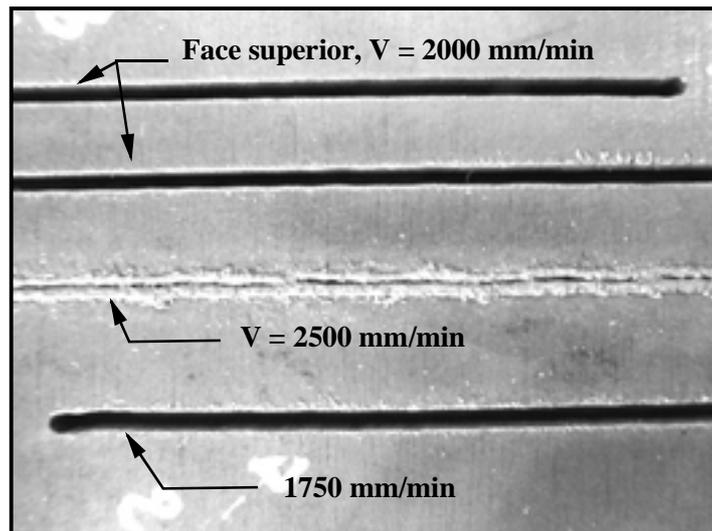


Figura 7. Vista superior do corte com velocidades de 2000 e 1750 mm/min. Com velocidade de 2500 mm/min só houve fusão superficial.

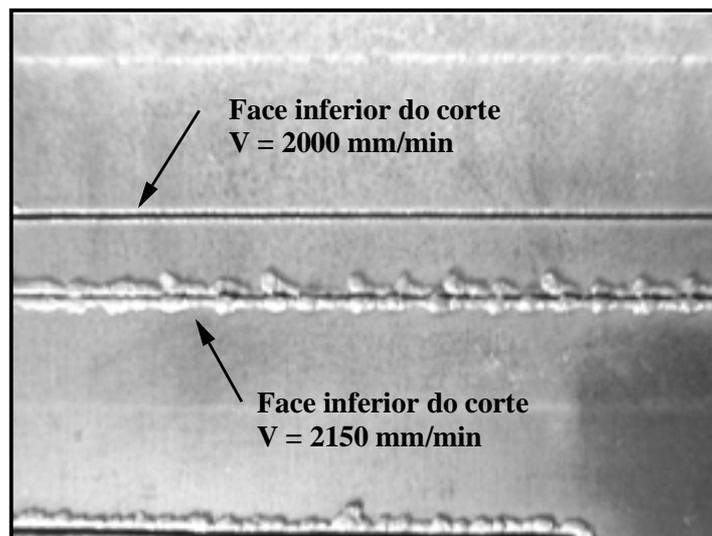


Figura 8. Vista inferior do corte com velocidade de 2000 mm/min.

Nas figuras acima, nota-se que com o aumento da velocidade até um valor máximo sem defeitos, a largura da sangria aproxima-se do diâmetro de constrição do feixe incidente (do bocal).

Comparando as velocidades limites, verifica-se que existe uma diferença de aproximadamente 20% entre a velocidade teórica calculada e a experimental. Esta variação se deve provavelmente a dados não contemplados no cálculo tais como tipo e vazão de gás, já que o mesmo tem uma importância grande na largura da sangria e portanto na velocidade, Fujimura & Kawano (1987). Além disso, segundo Nemchinsky (1997), o valor de Q_c seria aumentado por um coeficiente de eficiência η que é maior que a unidade já que existiria uma liberação extra de calor devido à reações químicas do plasma com o metal fundido.

4. CONCLUSÕES

Através do estudo experimental, determinou-se a velocidade máxima aproximada de 2000 mm/min para o corte de uma chapa de aço carbono SAE 1020 com espessura de 5 mm, utilizando o processo plasma. A velocidade mínima de corte com boas propriedades superficiais e de arestas situa-se em torno de 900 mm/min. Se compararmos com a velocidade teórica calculada, não se verifica uma discrepância muito acentuada, levando à resultados compatíveis.

5. AGRADECIMENTOS

Este trabalho só pode ser levado a bom termo pelo incentivo da FAPERGS (Fundação de Amparo à Pesquisa do Estado do Rio Grande do Sul), processo nº 97/1427.0, a quem o autor manifesta seu agradecimento.

6. REFERÊNCIAS

- Amaral, Luis Gustavo ; Rissardo, Wagner ; De Paris, Aleir. Comparação entre os custos dos processos de corte dos metais: oxicorte e plasma. XV CRICTE, Santa Maria, RS, 1999,
- Manohar, Murali ; Snyder II, James P. Dross formation during plasma arc cutting of steels. Weld. J., v. 73, n. 11, 1994, pp. 45-51.
- Fericola, Robert C. Guide to manual plasma arc cutting. Weld. J., v. 77, n. 3, 1998, pp. 53-55.
- Nemchinsky, Valerian A. Dross formation and heat transfer during plasma arc cutting. J. Phys. D: Appl. Phys., V. 30, 1997, pp. 2566-2572.
- Rosenthal, Daniel. Mathematical theory of heat distribution during welding and cutting. Weld. J., v. 20, n. 5, 1941, pp. 220s-234s.
- Swift-Hook, D.T. ; Gick, A.E. Penetration welding with lasers. Weld. J., v. 52, n. 5, 1973, pp. 492s-499s.
- Bunting, K.A. ; Cornfield, G. Toward a general theory of cutting: a relationship between the incident power density and the cut speed. Trans. ASME J. Heat Transfer, v.97, n. 2, 1975, pp. 116-122.
- Fujimura, Hiroshi ; Kawano, Takayuki. Studies on blowhole formation in welding of air-plasma cut steel plates. Trans. Japan Weld. Soc., v. 18, n. 1, 1987, pp. 46-53.

AVALIAÇÃO DE CICLOS TÉRMICOS EM JUNTAS SOLDADAS DE AÇOS ARBL

Theophilo Moura Maciel

Cássia Maria Farias Lopes

Alex Aires de Souza

Universidade Federal da Paraíba, Centro de Ciências e Tecnologia, Departamento de Engenharia Mecânica, 58109-970, Campina Grande, PB, E-mail: theo@dem.ufpb.br

Resumo

Neste trabalho foram determinadas, por método direto, as temperaturas máximas em diferentes regiões da zona termicamente afetada de juntas soldadas de aços de alta resistência e baixa liga, variando-se os parâmetros e processos de soldagem, comparando-se em seguida os valores desta variável do ciclo térmico obtidos experimentalmente com aqueles obtidos através da expressão teórica de fluxo de calor utilizada para este fim, considerando-se o valor do calor específico do metal de base a diferentes temperaturas. Para tanto utilizou-se um sistema de aquisição de dados com termopares localizados em diferentes locais da ZTA de juntas soldadas por processo ao Arco Elétrico com Eletrodo Revestido e ao Arco Elétrico com Arame Tubular, sem pré-aquecimento e com pré-aquecimento de 100 °C, utilizando-se diferentes energias de soldagem. Os resultados obtidos apresentaram diferenças significativas entre os valores teóricos e experimentais.

Palavras chaves: ciclos térmicos; juntas soldadas; temperatura máxima; zona termicamente afetada

1. INTRODUÇÃO

Um dos principais fatores que afetam as propriedades mecânicas de uma junta soldada é a sua microestrutura, que por sua vez, depende da composição química dos materiais de base e da taxa de resfriamento. Portanto, o controle do ciclo térmico torna-se de fundamental importância para obtenção de uma junta soldada de qualidade (Demchenko et al, 1986) (Wang, G.R et al, 1989)

O ciclo térmico pode ser descrito ou definido através das seguintes variáveis: taxa de aquecimento, temperatura máxima atingida, tempo de permanência acima de 1000 °C e do tempo de resfriamento em determinada faixa de temperatura. Dentre estas, a temperatura máxima e o

tempo de resfriamento são as mais importante, pois são as que definem a microestrutura resultante na junta soldada (Barlow & Percival, 1983) (Alcântara, 1983)

Os ciclos térmicos em juntas soldadas podem ser obtidos por métodos experimentais os quais podem ser diretos ou simulado. O método direto consiste em coletar as curvas temperaturas *versus* tempo com um sistema de aquisição de dados que utiliza termopares para captar as referidas curvas tanto no metal de solda como na Zona Termicamente Afetada (ZTA) da junta sob soldagem (Phillip, 1983) (Granjon, 1970) (Granjon, 1969). Este método, também denominado “In Situ”, por representar as condições reais de soldagem, proporciona diagnósticos mais eficientes com relação à qualidade da junta soldada

Além dos métodos experimentais os ciclos térmicos em juntas soldadas podem ser estimados através de expressões matemáticas baseadas em equações de fluxo de calor, conhecidas como equações de Rosenthal (Rosenthal, 1941) (Rosenthal, 1946). Os principais parâmetros de soldagem utilizados nestas expressões para cálculo das variáveis do ciclo térmico são a energia de soldagem, a temperatura inicial ou temperatura de pré-aquecimento da chapa e as propriedades físicas dos materiais envolvidos .

Entretanto, devido a algumas considerações utilizadas na dedução destas expressões, tais como invariabilidade das propriedades térmicas dos metais de base com a temperatura, além da não consideração dos efeitos dos calores latentes das transformações microestruturais dos materiais, os valores obtidos podem se distanciar significativamente dos valores reais

Uma das expressões muito utilizada para estimar o valor da temperatura máxima a uma determinada distância da linha de fusão de solda é apresentada à seguir (Campos, Marques e Martins, 1991):

$$\frac{1}{T_{m\acute{a}x} - T_0} = \frac{4,13 ce \gamma \rho}{H} - \frac{1}{T_f - T_0} \quad (1)$$

Sendo $T_{m\acute{a}x}$ a temperatura máxima em °C atingida por um ponto no metal de base situado a uma distância γ (em mm) da poça de fusão, T_f a temperatura de fusão do metal ou liga que está sendo soldado, enquanto c (em $\text{kJ/kg}^\circ\text{C}$), e (em m), ρ (em kg/mm^3) e T_0 (°C)), representam, respectivamente, o calor específico, a espessura, a densidade e a temperatura de pré-aquecimento da chapa que está sendo soldada, e H (em kJ/mm) a energia de soldagem utilizada.

Neste trabalho foram obtidos por método direto as temperaturas máximas em diferentes pontos da ZTA de juntas soldadas de aços de alta resistência e baixa liga (ARBL) variando-se a energia de soldagem e a temperatura de pré-aquecimento com diferentes processos de soldagem. E em seguida comparados os valores destas variáveis com aqueles obtidos através da expressão I utilizada para avaliar as temperatura máximas a diferentes distâncias da poça de fusão de solda.

2. MATERIAIS E MÉTODOS

Para obtenção das curvas de temperatura *versus* tempo, utilizou-se um sistema de aquisição de dados cujo esboço é mostrado na figura 1.

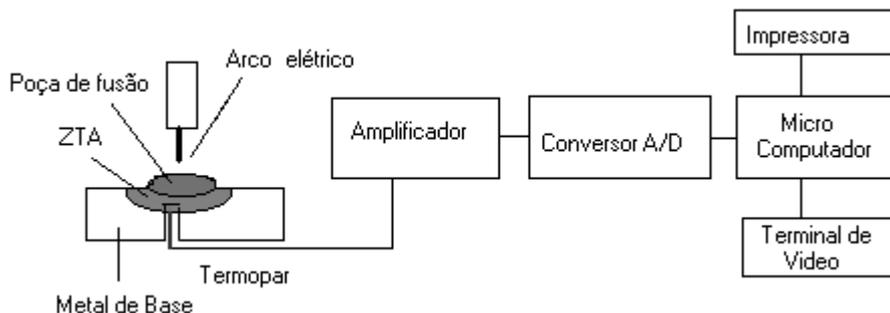


Figura 1. Esquema do sistema utilizado para obtenção dos ciclos térmicos.

Neste sistema uma placa composta de um amplificador e de um conversor Analógico/Digital recebe a milivoltagem gerada pelos termopares durante processo de soldagem. Em seguida, o sinal que representa a milivoltagem, é amplificado até um patamar máximo de 5 volts e decodificado em sinal digital de 12 bits, para que possa ser inteligível pelo microcomputador e pelo software de aquisição de dados, aonde as curvas temperatura *versus* tempo são processadas e armazenadas.

O termopar utilizado foi do tipo Cromel-Alumel com 0,5 mm de diâmetro

Para a calibração do sistema, utilizou-se um termopar previamente calibrado o qual foi conectado ao sistema de aquisição de dados, verificando-se em seguida a leitura do termopar padrão e a do sistema, apresentando o sistema uma diferença em torno de 10 °C superior ao termopar padrão.

Os processos de soldagem utilizados foram do Arco Elétrico com Eletrodo Revestido (SAER) e ao arco elétrico com Arame Tubular (SAT). Os metais de base utilizados foram chapas de aços de Alta Resistência e Baixa Liga (ARBL), SAR100T e SAR 80T com 11 mm de espessura. Como consumíveis, foram utilizados os eletrodos AWS E8018 para o processo SAER e o arame AWS E 81 T1 para o processo SAT.

Para a obtenção dos ciclos em diferentes pontos da ZTA, foram usinados furos no metal de base a distâncias de 1 a 2,5 mm do chanfro da junta a se soldada, da forma ilustrada na figura 2. Apesar dos furos para a inserção dos termopares terem sido executados a distâncias ilustradas na figura, as que foram consideradas foram aquelas medidas após o corte das amostras nos locais dos furos após as soldagens, os quais ficaram a 1, 1,2, 1,8 e 2,3 mm da linha de fusão de solda.

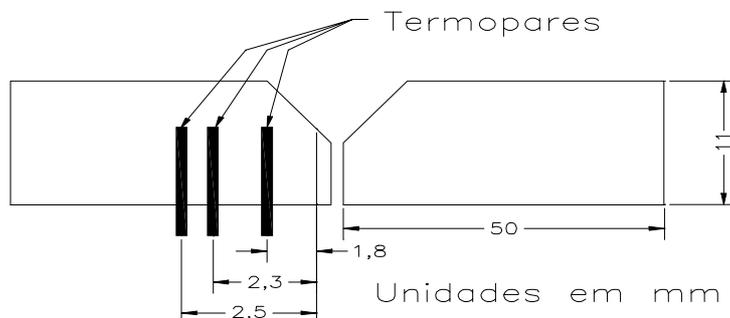


Figura 2 – Posição dos furos para a colocação dos termopares

Para avaliar o efeito da não consideração da variabilidade do calor específico com a temperatura na expressão utilizada para o cálculo da temperatura máxima, foram obtidos os valores desta variável do ciclo térmico utilizando-se valores daquela propriedade física a temperaturas de 30 °C, 500 °C, 650 °C e 800 °C, segundo a expressão abaixo referenciada por Blodgett (1984). A qual segundo o referido autor foi retirada do “Handbook of Thermophysical Properties of Solid Materials”, Vol.2

$$c = (0,094487 + 2,7894 \cdot 10^{-4} \cdot T - 1,6885 \cdot 10^{-7} \cdot T^2 - 4,7829 \cdot 10^{-9} \cdot T^3 + 1,478 \cdot 10^{-11} \cdot T^4 - 1,0946 \cdot 10^{-14} \cdot T^5) \cdot 4,186 \cdot 10^3 \quad (2)$$

Os valores das temperaturas considerados foram utilizados por ser nesta faixa de temperatura onde ocorrem as maiores variação desta propriedade com a temperatura, conforme pode ser observado através da figura 3 que apresenta a variação do calor específico com a temperatura segundo a expressão 2

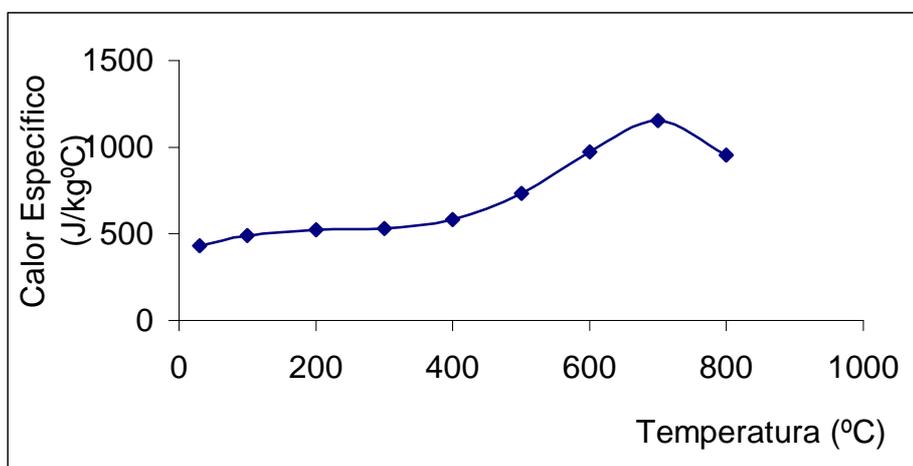


Figura 3 – Variação do calor específico dos aços com a temperatura segundo a expressão 2

3. RESULTADOS E DISCUSSÃO

A figura 4 apresenta a variação da temperatura máxima (T_{max}) com a energia de soldagem (H) para os valores teóricos e experimentais uma distância de 1,8 mm da linha de fusão de solda utilizando-se o processo SAER sem pré-aquecimento e com pré-aquecimento de 100 °C, respectivamente. Percebe-se pela figura que houve uma significativa variação da temperatura máxima com o aumento da energia de soldagem,. Para esta condição, um aumento de 0,29 kJ/mm no valor de H proporcionou um aumento de 301 °C no valor de T_{max} com relação aos valores obtidos experimentalmente. Com relação aos valores obtidos teoricamente os aumentos em T_{max} utilizando-se os valores de c a 30, 500 650 e 800 °C foram respectivamente de 250, 320, 355 e 346 °C apresentando assim uma diferença em torno de 50 °C com relação ao valor obtido experimentalmente, à exceção dos valores teóricos obtidos com c a 500 °C cuja diferença foi de 20 °C. Com relação aos valores absolutos de T_{max} os valores teóricos mais próximos dos experimentais foram aqueles obtidos com c a 650 °C e a 800 °C, principalmente para baixos valores de H (0,71 e 0,76 kJ/mm), em que esta diferença ficou em torno de 50 °C (valor médio

para as duas energias) e utilizando-se c a $650\text{ }^{\circ}\text{C}$ e em torno de $70\text{ }^{\circ}\text{C}$ para c a $800\text{ }^{\circ}\text{C}$. Para H igual a 1 kJ/mm estas diferenças foram respectivamente de $184\text{ }^{\circ}\text{C}$ e $223\text{ }^{\circ}\text{C}$. Os valores mais distantes dos valores experimentais foram aqueles calculados com c à temperatura ambiente cuja diferença média para as três energias utilizadas foi de $371\text{ }^{\circ}\text{C}$. Para soldagens executadas com pré-aquecimento de $100\text{ }^{\circ}\text{C}$ (figura 5) não ocorreu variação nos valores experimentais de T_{\max} devido à pequena alteração no valor de H ($0,03\text{ kJ/mm}$). Embora nos valores calculados tenha-se verificado um aumento em torno de $15\text{ }^{\circ}\text{C}$. Entretanto, verificou-se mais uma vez que os valores teóricos mais próximos dos experimentais foram aqueles calculados utilizando-se c a 650 e $850\text{ }^{\circ}\text{C}$, cujas diferenças ficaram respectivamente em torno de $95\text{ }^{\circ}\text{C}$ e $47\text{ }^{\circ}\text{C}$ (valores médios para as duas energias). Estes resultados condizem com aqueles obtidos por Suzuki (1998) que obteve um bom acordo entre os valores teóricos e experimentais de ciclos térmicos em juntas soldadas de aços ARBL utilizando as propriedades físicas a uma temperatura de $800\text{ }^{\circ}\text{C}$.

A figura 5 apresenta os valores de T_{\max} em função da variação de H utilizando-se o processo SAT sem pré-aquecimento e com pré-aquecimento de $100\text{ }^{\circ}\text{C}$ a uma distância de $1,8\text{ mm}$ da linha de fusão. Verifica-se que para ambas as condições os valores experimentais de T_{\max} não sofreram alterações significativas mesmo para um aumento de $0,1\text{ kJ/mm}$ no valor de H (soldagem com pré-aquecimento) cujo efeito em T_{\max} foi de apenas $16\text{ }^{\circ}\text{C}$. Entretanto, verificou-se uma maior sensibilidade dos valores teóricos de T_{\max} com relação ao aumento de H ao se utilizar valores de c para temperaturas mais altas, verificando-se um aumento de até $72\text{ }^{\circ}\text{C}$ para T_{\max} obtido com c a $800\text{ }^{\circ}\text{C}$. Com relação aos valores absolutos de T_{\max} verifica-se da mesma forma que no processo SAER que os valores teóricos que mais se aproximaram dos experimentais foram aqueles obtidos com c a 800 e $650\text{ }^{\circ}\text{C}$. Entretanto, ao se utilizar este processo de soldagem os valores ficaram mais próximos, principalmente aqueles com c a $650\text{ }^{\circ}\text{C}$, cuja diferença ficou em torno de $16\text{ }^{\circ}\text{C}$ para soldagens com e sem pré-aquecimento.

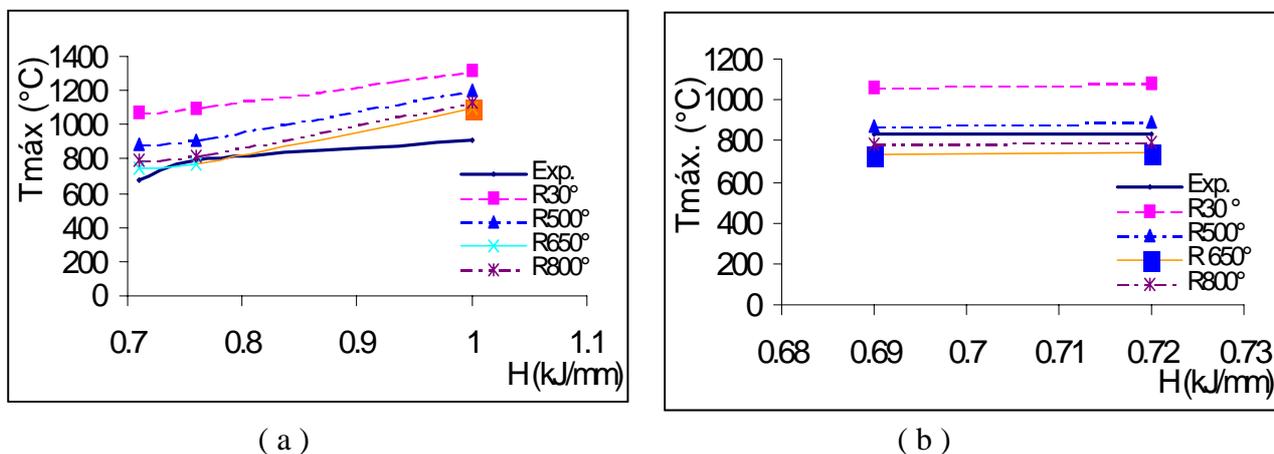
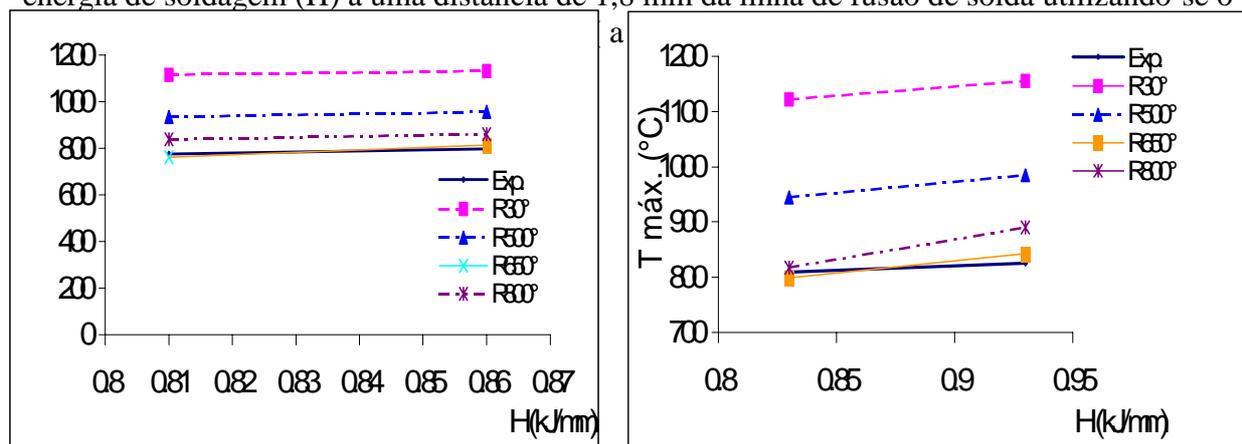


Figura 4 –Valores teóricos e experimentais da temperatura máxima (T_{\max}) em função da energia de soldagem (H) a uma distância de $1,8\text{ mm}$ da linha de fusão de solda utilizando-se o

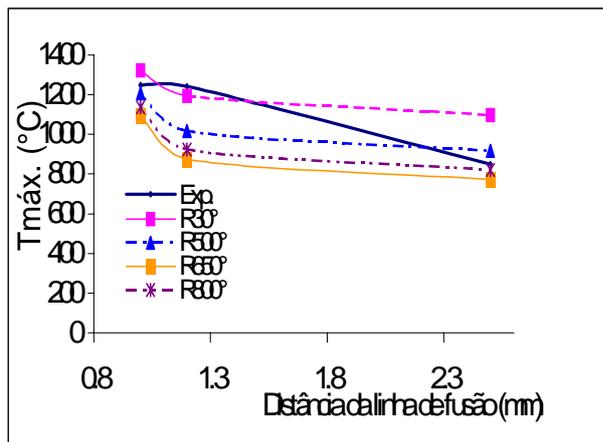


(a)

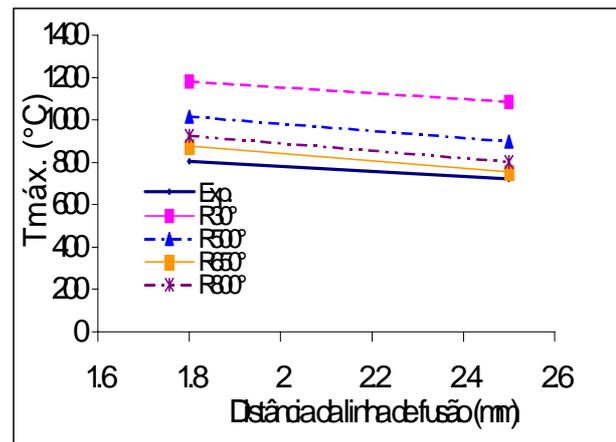
(b)

Figura 5 - Valores teóricos e experimentais da temperatura máxima (T_{max}) em função da energia de soldagem (H) a uma distância de 1,8 mm da linha de fusão de solda utilizando-se o processo SAT sem pré-aquecimento (a) e com pré-aquecimento de 100 °C

A figura 6 apresenta os valores de T_{max} a diferentes distâncias da linha de fusão de solda para soldagens sem pré-aquecimento e com pré-aquecimento de 100 °C, utilizando-se o processo SAER com uma energia de soldagem de 1,0.kJ/mm. Verificou-se um decréscimo de 401 °C no valor de T_{max} obtido experimentalmente ao se distanciar de 1 para 2,5 mm da linha de fusão de solda na soldagem sem pré-aquecimento e um decréscimo de 83 °C ao se distanciar de 1,8 para 2,5 mm na soldagem com pré-aquecimento de 100 °C. Com relação aos valores calculados de T_{max} estes decréscimos variaram de 225 a 324 °C para o primeiro caso e de 97 a 123 °C no segundo caso. Com relação aos valores absolutos de T_{max} os valores calculados mais próximos dos experimentais foram aqueles obtidos com c a 650 °C e a 800 °C, principalmente no primeiro caso onde na soldagem com pré-aquecimento a diferença média entre os valores experimentais e teóricos foi de 53 °C.



(a)



(b)

Figura 6 – Valores teóricos e experimentais de T_{max} a diferentes distâncias da linha de fusão de solda para soldagens executadas por processo SAER sem pré-aquecimento (a) e com pré-aquecimento de 100 °C (b).

A figura 7 apresenta os valores de T_{max} em função da distância à linha de fusão de solda para soldagens executadas por processo SAT sem pré-aquecimento e com pré-aquecimento de 100 °C, utilizando-se uma energia de soldagem de 0,8 kJ/mm. Verificou-se um decréscimo de 116 °C nos valores experimentais de T_{max} ao se distanciar de 0,5 mm da linha de fusão. Com relação aos valores calculados estes decréscimos variaram de 88 a 94 °C, sendo este último, o mais próximo do valor experimental, calculado com c a 800 °C. Com relação aos valores absolutos de T_{max} os que mais se aproximaram dos valores experimentais, mais uma vez, foram aqueles calculados com c a 650 e 800 °C, principalmente estes últimos que apresentaram diferenças de 24 °C na distância de 1,8 mm e de apenas 2 °C na distância de 2,3mm da linha de fusão de solda com relação aos valores experimentais. Com relação às soldagens executadas com

pré-aquecimento os valores mais próximos dos experimentais também foram aqueles calculados com c a 650 e 800 °C. Entretanto, neste caso, para a distância mais próxima da linha de fusão (1,8 mm) valores mais próximos dos experimentais foram aqueles calculados com c a 650 °C, cuja diferença foi de apenas 4 °C. Esta compatibilidade entre os valores teóricos e experimentais de T_{max} já foi identificada por outros autores (Myhr e Grong, 1990) (Londoño e Brandi, 1998)

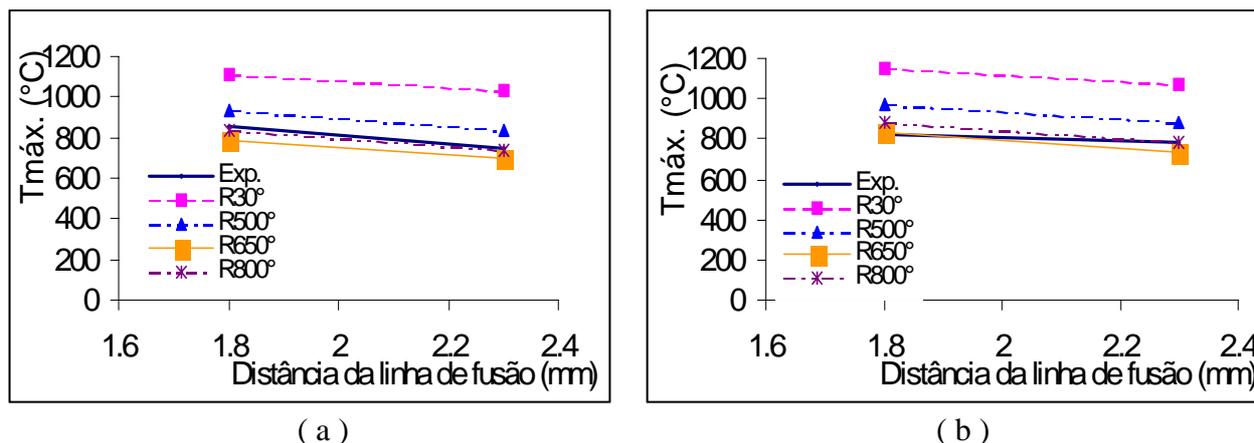


Figura 7 - – Valores teóricos e experimentais de T_{max} a diferentes distâncias da linha de fusão de solda para soldagens executadas por processo SAT sem pré-aquecimento (a) e com pré-aquecimento de 100 °C (b).

4. CONCLUSÕES

-As diferenças significativas de até 333 °C entre os valores de T_{max} calculados com valores do calor específico a diferentes temperaturas demonstra a necessidade da consideração da variação desta propriedade física com a temperatura na estimativa da temperatura máxima atingida em diferentes pontos da ZTA da junta soldada

-Os valores calculados de T_{max} mais próximos dos valores experimentais em ambos os processos de soldagem com e sem pré-aqueciemnto foram aqueles calculados com c às temperaturas de 650 °C e 800 °C, indicando assim que a utilização desta propriedade física nesta faixa de temperatura é a mais adequada para a estimativa dos valores desta variável do ciclo térmico na junta soldada.

-A significativa variação de T_{max} , em torno de 300 °C para os valores experimentais e em média de 320 °C para os valores calculados, para variações da energia de soldagem em torno de 0,3 kJ/mm no processo SAER, demonstra a importância do controle deste parâmetro na soldagem.

-A significativa variação de T_{max} de 401 °C nos valores experimentais e em média de 280 °C nos calculados, ao se variar a distância de 1,5 mm da linha de fusão de solda, demonstra a significativa variação do ciclo térmico em função da distância à poça de fusão de solda

5. AGRADECIMENTOS

Os autores agradecem à USIMINAS pela doação das chapas, à ESAB pela doação dos eletrodos e à CAPES a ao CNPq pelo suporte financeiro e à doação de Bolsas de Mestrado e de Iniciação Científica.

6. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

Alcântara, N.G., 1983 “ Influência do Ciclo Térmico nas Trincas a Frio Causadas pelo Hidrogênio” *Metalurgia – ABM*, Vol.39(311), pp 545-550

Barlow, J.A and Percival D.F., 1983, “An Initial Study of Thermal Cycle Prediction in Submerged-Arc Welds” *The Welding Institute Research Report* 218 – 20 p.

Blodgett, O.W., 1984, “Calculating Cooling Rates by Computer Programming” *Welding Journal* pp 19-34

Campos, W.R.C., Marques, P.V. e Martins, G.P. 1991, “ Ciclos Térmicos de Soldagem” *Anais XVII Encontro Nacional de Tecnologia da Soldagem*, Recife, pp 497-513

Demchenko, V. et al, 1986 “Effects of the Thermal Cycle on the Structure and Toughness of Metal in the Heat Affected Zone in Quenched and Tempered 09G2S Steel” *Automatic Welding* Vol 11 pp 12-14

Granjon, H., 1969, “The ‘Implants’ Method for Studying the Weldability of High Strength Steels” *Metal Construction and British Welding Journal* Vol 1(11) pp 509-515

Granjon, H., Debiez, S. et Gaillard R., 1970, “Etude de la Soudabilité des Aciers par la Méthode des Implants: Résultats Actuels et Perspectives Nouvelles” *Soudage et Techniques Connexes* (3/4) pp 103-124.

Londoño, A.J. R e Brandi, S.D., 1998 “Modificação da Solução de Rosenthal para a Equação de Fluxo de Calor para Simulação de Soldas Multipasse” *Anais do XXIV Encontro Nacional de Tecnologia da Soldagem*, Fortaleza, pp 1-13

Myhr, O. R. and Grong, O., 1990, “Dimensionless Maps for Heat Flow Analyses in Fusion Welding” *Acta Metallurgical Materials* Vol 38 (3) pp 449-460.

Phillip, R.H., 1983 “‘In Situ’ Determination of Transformation Temperatures in the Weld Heat-Affected Zone” *Welding Journal* (January) pp 12- 18

Rosenthal, D., 1941, “Mathematical Theory of Heat Distribution During Welding and Cutting” *Welding Journal* Vol 20 pp 220-234

Rosenthal, D., 1946, “The Theory of Moving Sources of Heat and Its Application to Metal Treatments” *Welding Journal* Vol.68 pp 849-866

Suzuki R.N. et al, 1998, “Ciclos Térmicos na Soldagem Multipasse de um Aço Alta Resistência e Baixa Liga” *Anais do XXIV Encontro Nacional de Tecnologia da Soldagem*, Fortaleza, pp 1-11.

Wang, G.R., et al, 1989 “Weld Thermal Cycles and Precipitation Effects in Ti-V-Containing HSLA Steels” *Metalurgical Transaction A* Vol. 20A pp 2093-2100

DESENVOLVIMENTO DE ELETRODOS PARA FABRICAÇÃO DE MICRO-FUROS PELO PROCESSO DE ELETROEROSÃO

Paulo Carlos Kaminski

Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, Departamento de Engenharia Mecânica
Av. Prof. Mello Moraes, 2231 - 05508-900 - São Paulo - Brasil

Marcelo Neublum Capuano

Faculdade de Tecnologia de São Paulo - FATEC-SP, Departamento de Engenharia Mecânica
Pça Coronel Fernando Prestes, 30 - 01124-060 - São Paulo - Brasil

Resumo

A geração de microfuros pelo processo de eletroerosão por penetração se depara sempre com a dificuldade de obtenção dos microeletrodos. Para gerar o microeletrodo com diâmetro de 0,1 mm e erro de cilindridade inferior a 0,001 mm, foi necessária a utilização do processo de laminação e de acordo com o material também a usinagem química. Este artigo tem como objetivo descrever as técnicas utilizadas para a obtenção dos microeletrodos, além dos resultados obtidos na usinagem dos microfuros por eletroerosão com a utilização de máquinas convencionais.

Palavras-chave: eletrodos, microfuros, eletroerosão

1. INTRODUÇÃO

O princípio de usinagem por eletroerosão foi identificado inicialmente pelo cientista Inglês Joseph Priestley em 1750. Esse pesquisador conseguiu reproduzir em laboratório o fenômeno, concluindo que o consumo de material se dá em função da polaridade, dureza e condutividade térmica e elétrica do material do eletrodo. No entanto, o processo de usinagem por eletroerosão só foi utilizado em escala industrial pelos cientistas Soviéticos N.I. Lazarenko e B.R. Lazarenko, na Segunda Guerra Mundial (Medeiros 1981).

O princípio de usinagem por eletroerosão consiste em aplicar uma diferença de potencial (em corrente contínua) entre duas placas condutoras de eletricidade, separadas por uma pequena distância (10 μm a 500 μm) (Mc Gough 1988 e Guitrau 1997) denominada "GAP". Baseado nesses princípios desenvolveu-se um conjunto de ensaios visando qualificar e quantificar as grandezas que interferem na usinagem dos microfuros.

A característica física do microeletrodo (diâmetro 0,1 mm; comprimento 50 mm) é um dos fatores que gera a dificuldade de obtenção do microfuro.

Assim, o primeiro passo a ser analisado e desenvolvido foi o processo de fabricação dos microeletrodos. Após uma avaliação cuidadosa decidiu-se pelo processo de laminação mecânica e o processo de usinagem química como os mais promissores.

O material do eletrodo também é um item de grande importância a ser considerado. Para tanto foram pesquisados uma gama de materiais ou ligas que pudessem ser utilizados para os fins propostos. Algumas dessas ligas foram descartadas em função do alto custo e da dificuldade de obtenção, uma vez que o objetivo da pesquisa é o desenvolvimento do processo de usinagem de microfuros com máquinas convencionais e de baixo custo. As ligas analisadas foram: cobre/telúrio, cobre/prata, cobre/cromo, cobre/tungstênio e carboneto de tungstênio. Assim optou-se pelo cobre eletrolítico e a liga cobre/prata (30% / 70%) como materiais para esta pesquisa (Kaminski e Capuano 1999).

2. PROCESSO DE OBTENÇÃO DO MICROELETRODO

Para a obtenção dos eletrodos de cobre eletrolítico fez-se uso de 2 processos, ou até a combinação deles, sendo:

- mecânico (laminação)
- químico:
 - percloroeto de ferro;
 - ácido nítrico.

No processo mecânico, por laminação, o eletrodo é posicionado entre duas chapas de aço usinadas com baixa rugosidade. A geometria final é obtida por laminação "atritando" as chapas. O inconveniente deste processo está basicamente no fato de que o cobre, quando encruado, aumenta o número de discordâncias inter-cristalinas em seus planos. Como resultado torna-se frágil e quebradiço. Uma forma de garantir a continuidade desse processo de laminação é fazer um recozimento do microeletrodo para garantir a recristalização.

No processo químico foram analisados o ataque químico através do ácido nítrico e do percloroeto de ferro. O processo em si é a disposição do eletrodo dentro de uma solução aquosa do ácido correspondente. O controle do tempo de imersão (tempo de ataque químico) permite a obtenção do diâmetro do eletrodo desejado.

- ácido nítrico: apesar de reagir muito bem com o cobre e demais ligas, o maior inconveniente é o "borbulhamento", que no caso de microeletrodos é prejudicial. Torna-se possível a utilização do ácido nítrico com concentração de 20% a menor.
- percloroeto de ferro: a reação química é mais lenta, e a não ocorrência de bolhas torna-o mais preciso; ou seja, a uniformidade do diâmetro é maior.

Os ensaios foram realizados com eletrodos de cobre e cobre/prata (30% / 70%) e para obter as dimensões de $0,1^{\pm 0,005}$ mm de diâmetro utilizou-se apenas o processo de laminação que proporcionou bom resultado, em termos de cilíndricidade, como mostra a figura 1.

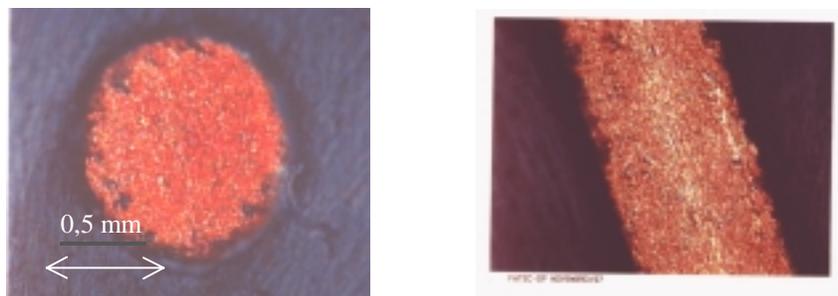


Figura 1. Foto do microeletrodo de cobre com diâmetro 0,1 mm

Para a obtenção dos eletrodos da liga Ag/Cu, conseguiu-se bons resultados também com apenas o processo de laminação. Porém foram realizados alguns testes com ácido nítrico obtendo-se resultados melhores. Entretanto foi necessária uma laminação no final do processo para garantir a cilindricidade do eletrodo.

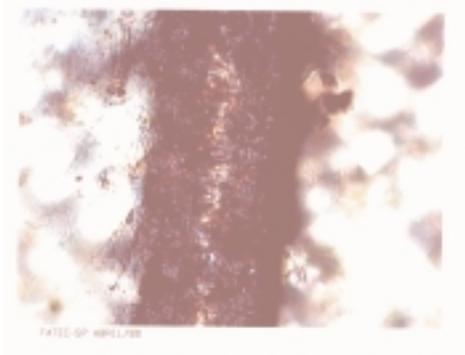


Figura 2. Foto do microeletrodo da liga Ag/Cu com diâmetro 0,1 mm

3. MICROFURO

Os microfuros são aplicados em válvulas hidro-pneumáticas na área da medicina, física óptica e indústria química. Para a geração de furos inferiores a 100 μm , o processo de usinagem é o mesmo que para dimensões superiores, o que se altera é a velocidade de erosão.

A velocidade de erosão é função de uma série de fatores, tais como:

- intensidade de corrente;
- características físicas do material;
- duração do pulso (Ton) e da pausa (Toff).

O tempo de pulso muito curto, leva a um rendimento baixo. Por outro lado, tempo muito longo, ao contrário do que se pode esperar, não leva a um rendimento alto. Assim existe um valor ideal para cada situação, em função dos materiais da peça e do eletrodo.

Para a usinagem dos microfuros pelo processo de eletroerosão por penetração, deve-se considerar alguns dos parâmetros variáveis do processo, pois influenciam diretamente na geração do microfuro: executável ou não e na qualidade (circularidade) do furo. São eles:

- frequência do ciclo de descarga elétrica;
- tempo de pausa para limpeza;
- tipo de limpeza.

A frequência dos ciclos elétricos influenciam basicamente o tempo de usinagem e o consumo de eletrodo. Os períodos dos ciclos de descarga elétrica (Ton) influenciam o consumo de eletrodo.

4. ENSAIOS

Foram utilizados ensaios com chapas em aço ABNT 1010, espessura de 2,4 mm e eletrodos de cobre eletrolítico e da liga cobre/prata todos com diâmetro $0,100^{\pm 0,005}$ mm. Os ensaios foram realizados em uma máquina de eletroerosão por penetração convencional, de pequeno porte (até 25 A), de fabricação nacional.

Para o desenvolvimento destes ensaios foram necessários três dispositivos (Capuano 1999);

- dispositivo porta eletrodo;
- dispositivo de alinhamento mecânico;
- dispositivo óptico de alinhamento do eletrodo.

4.1 Dispositivos

O dispositivo porta eletrodo é composto basicamente de uma barra cilíndrica, com uma das pontas roscadas para a fixação na máquina de eletroerosão. Na outra extremidade é fixado o microeletrodo por meio de solda à base de estanho.

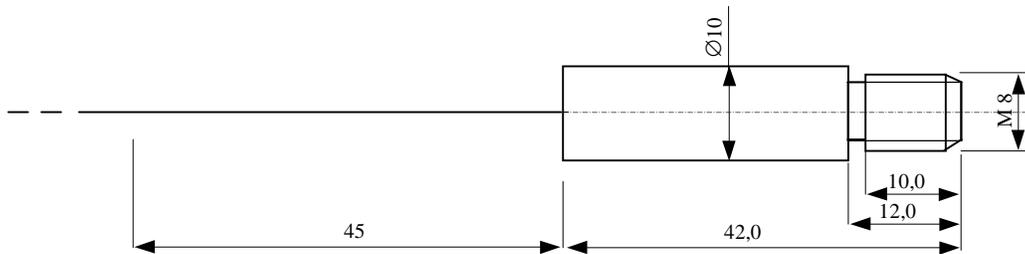


Figura 3. Dispositivo porta eletrodo

O dispositivo de alinhamento mecânico é composto basicamente de um prisma e um contraprisma, sendo o prisma móvel fixado numa base (apoio móvel). Quando posicionados comprimem o eletrodo deformando-o plasticamente e por consequência alinhando-o.

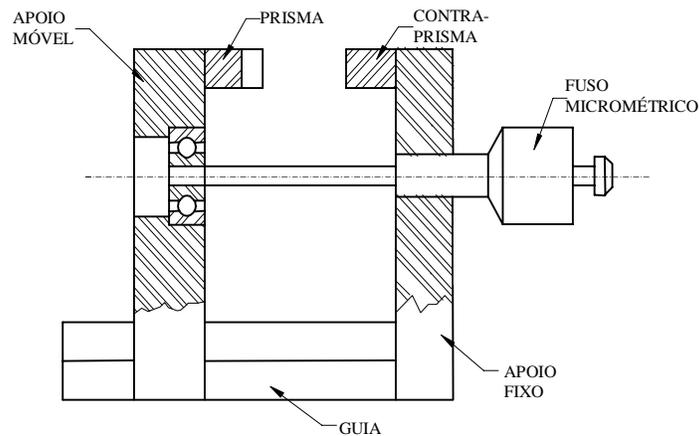


Figura 4. Dispositivo de alinhamento mecânico

Terminada esta etapa, o eletrodo será aferido por um sistema óptico de projeção, composto por dois lasers de baixa potência que posicionados ortogonalmente, projetam o perfil do eletrodo em um padrão ortogonal ao feixe (figura 5). Desta forma pode-se aferir o alinhamento do eletrodo em relação ao padrão.

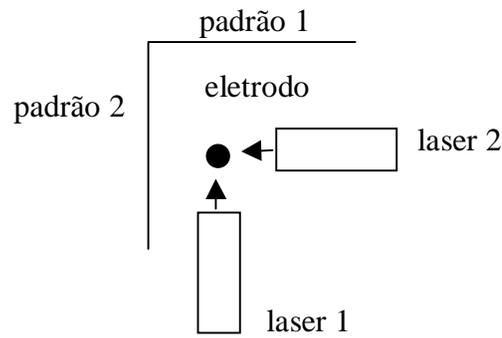


Figura 5. Montagem do dispositivo óptico de alinhamento do eletrodo.

No equipamento onde os ensaios foram realizados, o cabeçote porta eletrodo possui um sistema de acoplamento esférico que possibilita a correção do alinhamento em relação ao padrão. Após fixados nos dispositivos porta eletrodos (figura 3), caso haja necessidade, deverá ser feito o alinhamento no dispositivo mecânico de posicionamento (figura 4) que efetuará a deformação plástica, corrigindo o alinhamento do eletrodo. A posição final do microeletrodo é avaliada por meio do dispositivo óptico de alinhamento (figura 5).

4.2 Resultados dos ensaios

As figura 6 e 7 apresentam um resumo dos resultados obtidos.

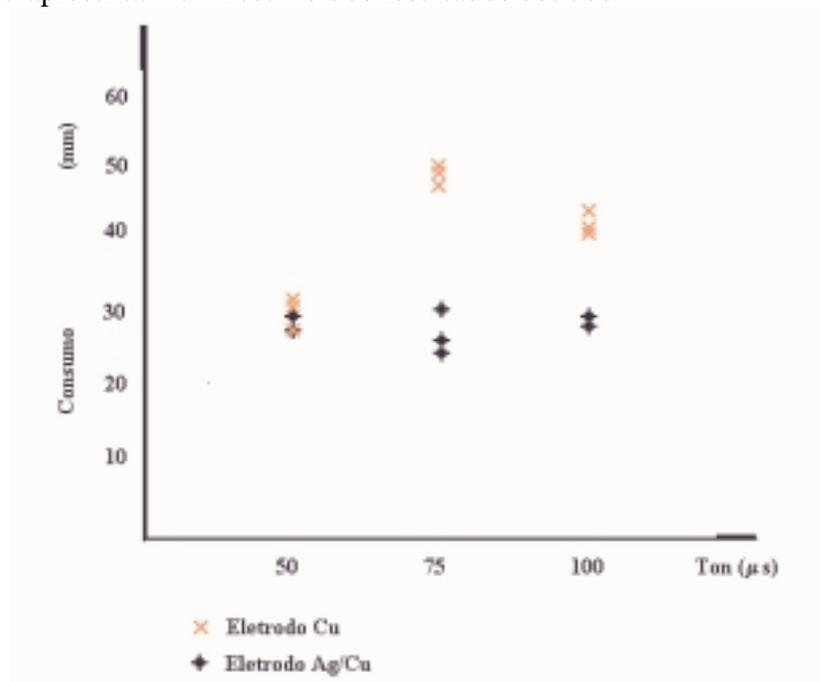


Figura 6. Diagrama do período de descarga(Ton)/Consumo de eletrodo

O consumo de microeletrodo de cobre mostra-se superior em todos os eventos, porém, no caso de Ton = 50 μs , esse consumo assemelha-se ao da liga Ag/Cu.

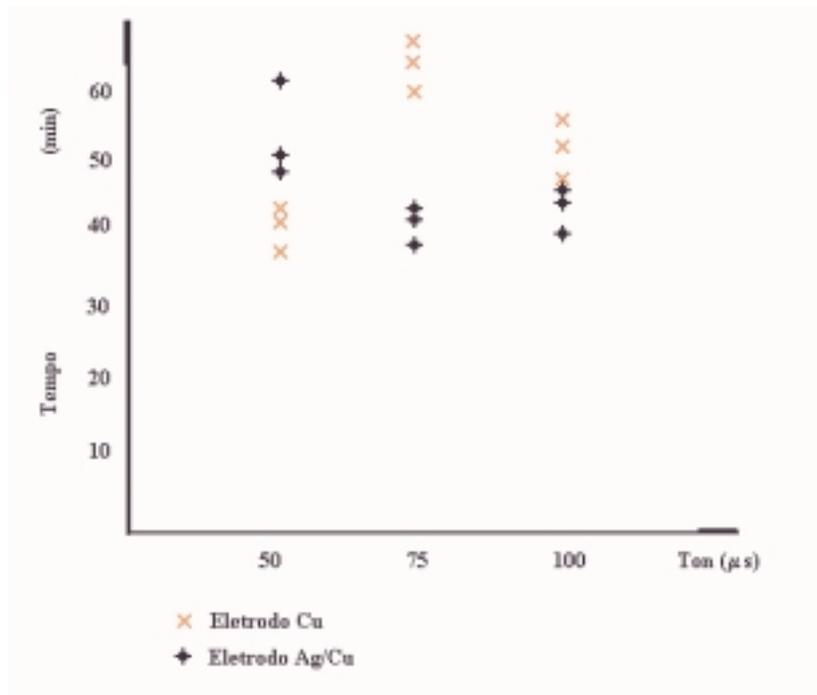


Figura 7. Diagrama do período de descarga tempo de usinagem / Ton

Quando relacionado o tempo de usinagem com período de descarga (Ton), a condição mais favorável é para $Ton = 75 \mu s$ com eletrodo da liga Prata/Cobre.

No transcorrer dos ensaios pode-se detectar que a limpeza é de suma importância para a realização do microfuro. Se ela não for eficiente, ocorrerá a deposição de material carbonizado no fundo da cavidade em usinagem, impedindo a condução elétrica e por consequência o desalinhamento do eletrodo, uma vez que o sistema hidráulico de avanço do eletrodo reage ao contato elétrico. Para a execução de microfuros deve-se prever uma limpeza contínua na ponta do eletrodo para a retirada do metal fundido, a fim de manter também o apontamento do eletrodo. É natural que ocorra um consumo maior de eletrodo em função da necessidade de mantê-lo apontado, para evitar deformações no furo devido à fundição do eletrodo.

Como o material do microeletrodo é cobre ou prata/cobre (dúctil), há necessidade de tratá-lo para ocorrer o encruamento em sua estrutura cristalina, fato este de grande valia no posicionamento do microeletrodo.

Ao se analisar as fotos apresentadas a seguir pode-se observar que em todo o contorno do microfuro há deposição de escórias decorrentes do processo de usinagem. Essa escória depositada nas paredes dos furos seria de volume muito menor se o processo de limpeza tivesse sido mais eficiente. Essa escória, se por um lado, é maléfica ao produto final (ou até ao processo, se ela estiver presente no fundo do furo em usinagem), por outro lado, é benéfica quando depositada durante o processo nas paredes laterais, pois como é isolante, as descargas elétricas dirigem-se somente para o fundo do furo, tornando mais eficiente a furação.

A figura 8 mostra um microfuro executado com $Ton = 50 \mu s$ em chapa (aço ABNT 1010) de 2,4 mm de espessura com eletrodo da liga Ag/Cu. Observando o contorno interno do furo, nota-se a deposição da escória decorrente do processo de usinagem, fazendo com que o furo tenha sua circularidade alterada.

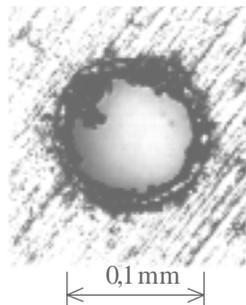


Figura 8. Microfuro executado com Ton 50 μ s (Ag/Cu)

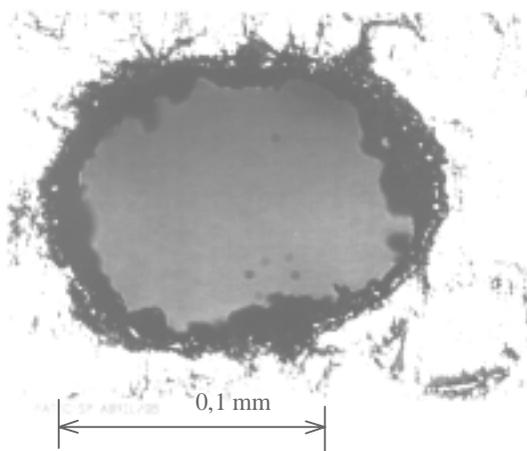


Figura 9. Microfuro executado com Ton 100 μ s (Ag/Cu)

A figura 9 mostra o perfil do furo e a deposição de escória em sua borda. Notar a perda de circularidade ocorrida. A irregularidade da espessura da escória depositada é devida a microexplosões mais intensas que provocam a desagregação da escória da parede.

5. CONCLUSÕES

Pelos experimentos desenvolvidos, pode-se concluir que o processo de eletroerosão por penetração na execução de microfuros com máquinas convencionais é tecnicamente viável.

A usinagem química para a confecção dos eletrodos é eficaz, porém para manter algumas características geométricas, tais como cilindridade ou até a circularidade depende-se da laminação mecânica, pois com o movimento imposto pode-se gerar um cilindro. Com a usinagem química com o percloro de ferro, por ser mais lenta, consegue-se maior precisão. Por outro lado, a usinagem com ácido nítrico é muito mais rápida. Entretanto, em função do borbulhamento e a fragilidade do eletrodo, gera-se um produto com muitas irregularidades na superfície.

De acordo com o gráfico da figura 6 conclui-se que o consumo de eletrodo é semelhante tanto para a liga de Ag/Cu como para os de Cu. O que fica claro, nesse diagrama, é que o tempo de usinagem se mostra comparativamente menor com eletrodo da liga Ag/Cu em relação ao eletrodo de cobre.

Nos ensaios realizados com Ton 75 μ s conclui-se que o tempo de usinagem com eletrodo de cobre é superior ao tempo com a liga Ag/Cu, e o consumo de eletrodo da liga é cerca de 40% menor quando comparado com o de Cu.

Ainda quanto aos eletrodos pode-se concluir que a liga Ag/Cu teve um rendimento superior aos de Cu, e que quanto maior o valor de Ton maior o consumo de eletrodo, independentemente do material.

6. REFERÊNCIAS

1. Capuano, M.N.; **Usinagem de Microfuros pelo Processo de Eletroerosão por Penetração em Máquina Convencional**, Dissertação de Mestrado, Escola Politécnica da Universidade de São Paulo - Departamento de Engenharia Mecânica, 1999.
2. Guitrau, E.B., **The EDM Handbook**, Hanser Gardner Publications, 1997.
3. Kaminski, P.C., Capuano, M.N.; **Machining of Micro Holes by the Process of Electro-Erosion by Penetration. A Introductory Study.** Annals of Applied Mechanics in the Americas, Vol. 6 , pp.485-489, 1999.
4. Masuzawa, T., Tsukamoto, J., Fujino, M.; **Drilling of Microholes by EDM**, Annals CIRP Vol.38, 1989.
5. McGeough, J.A.; **Advanced Methods of Machining**, Chapman and Hall, London, 1988.
6. Medeiros, J.T.N.; **Análise de Alguns Parâmetros Tecnológicos da Usinagem de Aço Carbono por Eletroerosão**, Dissertação de Mestrado EESC-USP, São Carlos, 1981.
7. Momma, C. et all; **Short-pulse Laser Ablation of Solid Targets**, Optics Communications, 1996.
8. Weck, M.; **Machine Tools**, John Wiley & Sons, vol.1, 1990.

PROPRIEDADES MECÂNICAS E DE CORROSÃO DE DOIS AÇOS INOXIDÁVEIS AUSTENÍTICOS UTILIZADOS NA FABRICAÇÃO DE IMPLANTES ORTOPÉDICOS

Enrico José Giordani

Vagner Alves Guimarães

Itamar Ferreira

Universidade Estadual de Campinas, Faculdade de Engenharia Mecânica, Departamento de Engenharia de Materiais, 13.083-970, Campinas, SP, Brasil. E-mail: enrico@fem.unicamp.br

Resumo

O aço inoxidável austenítico ASTM F 138 é amplamente utilizado na fabricação de implantes ortopédicos devido principalmente às suas boas propriedades mecânicas, razoável resistência à corrosão, boa usinabilidade e conformabilidade, além do baixo custo. Entretanto, este aço é suscetível à corrosão localizada quando em contato com fluido corpóreo, sendo indicado geralmente para aplicações temporárias. Assim sendo, tornou-se eminente a necessidade de se desenvolver novos materiais com boas propriedades mecânicas, conformabilidade e usinabilidade, mas com melhor resistência à corrosão localizada, a um custo similar ao do aço ASTM F 138. Diante desta necessidade, o aço inoxidável austenítico, com alto teor de nitrogênio (entre 0,25 e 0,50% N), de classificação ISO 5832-9, parece promissor devido à alta resistência à corrosão associado às boas propriedades mecânicas. Este trabalho tem como objetivo avaliar comparativamente as propriedades mecânicas básicas e propriedades de corrosão localizada dos aços inoxidável ASTM F 138 e ISO 5832-9. Este último apresentou melhores valores de limite de resistência à tração (σ_t) e alongamento. A partir do ensaio de polarização cíclica potenciodinâmica, verificou-se que o aço inoxidável austenítico ISO 5832-9 mostrou-se menos suscetível à corrosão localizada quando comparado com o aço austenítico ASTM F 138.

Palavras-chave: Propriedades mecânicas, Propriedades de corrosão, Implantes Ortopédicos, Biomateriais.

1. INTRODUÇÃO

Por mais de meio século os aços inoxidáveis têm sido usados como material de implantes ortopédicos para substituição de articulações e fixação de fraturas. Todavia, os primeiros aços inoxidáveis austeníticos eram bastante suscetíveis à chamada corrosão intergranular, causada pela precipitação preferencial de carbonetos de cromo nos contornos de grãos e conseqüente sensitização das regiões adjacentes. Uma abordagem para resolver o problema da corrosão intergranular é a redução do teor de carbono, o que deu origem aos aços do tipo L, *Low Carbon*, produzidos pelo processo de fusão à vácuo com baixíssimos níveis de inclusões. Nessa categoria se enquadram os aços do tipo ASTM F 138 (classe especial do AISI 316 L para aplicações cirúrgicas). Outra forma de controlar a corrosão intergranular é a adição de elementos estabilizadores, ou seja, elementos que possuem maior afinidade pelo

carbono que o cromo, tais como o nióbio, titânio, vanádio e tungstênio. Um dos objetivos desses elementos é a formação de carbonetos mais estáveis que os carbonetos de cromo (Lopez, 1993).

O meio fisiológico com sua alta concentração de eletrólitos é um ambiente altamente agressivo em termos de corrosão, tanto generalizada quanto as mais diversas formas de corrosão localizada que, isoladamente ou associada a esforços mecânicos, são geralmente responsáveis por falhas em implantes ortopédicos (Giordani, 1999; Sivakumar & Rajeswari, 1995). Infelizmente, um dos maiores causadores da destruição da passividade é o íon cloreto, abundantemente disponível em fluídos do corpo. Contudo, competindo com esses processos de destruição existe o processo de reparo, a repassivação. Desta forma, as ligas mais eficientes para aplicações em implantes são aquelas cujas superfícies, não somente formem filmes passivos, ou seja, que resistam aos processos iniciais de destruição, mas também sejam capazes de repassivação a uma taxa suficientemente alta (Gentil, 1982; Lopez, 1993).

Os aços do tipo ASTM F 138 apresentam uma performance satisfatória no corpo humano, especialmente quando empregados como implantes temporários para fixação de fraturas. A questão que se apresenta para os pesquisadores é o desenvolvimento de novos materiais e processos de fabricação que permitam a produção de próteses permanentes com bom desempenho e custo mais acessível que as ligas de titânio e cromo-cobalto. A *International Organization for Standardization*, através da norma ISO 5832-9 de 1992, fixou limites de composição, bem como, características e métodos de ensaios dos aços inoxidáveis austeníticos para implantes, com alto teor de nitrogênio. Esses aços constituem-se, atualmente, nos materiais de baixo custo mais promissores para a fabricação de implantes ortopédicos. Todavia, a substituição do aço ASTM F 138 pelo ISO 5832-9 requer um estudo comparativo das propriedades mecânicas e resistência à corrosão dos dois materiais. Esse trabalho tem por objetivo avaliar a viabilidade da substituição do aço inoxidável ASTM F 138 pelo ISO 5832-9, no que diz respeito à propriedades mecânicas básicas, obtidas no ensaio de dureza Brinell e ensaio de tração, em meio neutro, e propriedades de corrosão, obtidas no ensaio de polarização cíclica potenciodinâmica, em meio fisiológico artificial.

2. MATERIAIS E MÉTODOS

Os materiais utilizados neste trabalho foram dois aços inoxidáveis austeníticos, sendo um de classificação ASTM F 138 (ISO 5832-1) e outro ISO 5832-9 (ASTM F 1586), produzidos pela VILLARES S/A. Ambos foram recebidos na forma de barras laminadas com diâmetro de 15,87 mm. A tabela 1 apresenta a composição química em porcentagem de peso dos principais elementos presentes nestes aços.

Tabela 1. Composição química dos principais elementos dos aços inoxidáveis ASTM F 138 e ISO 5832-9 produzidos pela Villares S/A.

Composição química (% peso)	C	Si	Mn	Ni	Cr	Mo	S	P	Cu	N	Nb	Fe
ASTM F 138	0,019	0,51	1,73	14,1	17,5	2,04	0,0014	0,022	0,06	0,046	—	balanço
ISO 5832-9	0,032	0,03	3,83	11,0	22,6	2,41	0,0026	0,023	0,05	0,291	0,42	balanço

Para a realização do estudo comparativo entre os dois materiais foram determinadas as propriedades mecânicas básicas, obtidas em ensaio de tração monotônico e ensaio de dureza Brinell, e a suscetibilidade a corrosão localizada pelo ensaio de polarização cíclica potenciodinâmica.

O ensaio de tração foi conduzido segundo a norma ASTM E 8M, utilizando-se uma máquina de ensaios MTS modelo 810 com capacidade de 10 toneladas. A velocidade de deslocamento do pistão foi de 0,02 mm/s. Os corpos de prova foram retirados de barras de 15,87 mm de diâmetro para os dois aços e suas dimensões estão mostradas na figura 1.

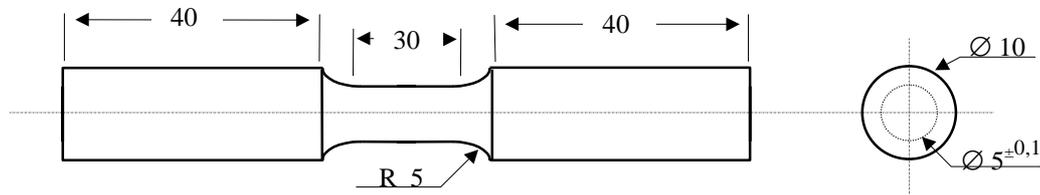


Figura 1. Corpo de prova de tração. Dimensões em milímetro.

O ensaio de dureza Brinell foi realizado segundo a norma ASTM E 10, utilizando-se um durômetro da marca HECKERT WPM, modelo HPO 250, com um penetrador esférico de aço de 2,5 mm de diâmetro. A carga utilizada no ensaio foi de 187,5 kgf (1839 N) com um tempo de aplicação de 10 a 15 segundos. Foram realizadas medidas de dureza na seção transversal e na superfície externa de corpos de prova retirados das barras laminadas.

O ensaio de polarização cíclica potenciodinâmica foi conduzido com base na norma ASTM G 61. Este tipo de ensaio é realizado com a finalidade de se verificar comparativamente a suscetibilidade à corrosão localizada (por pite e por fresta) de materiais metálicos passivos. O ensaio consiste na realização de um ciclo de varredura de potencial, observando-se a corrente de corrosão desenvolvida durante esta varredura. Essa corrente indica a intensidade de corrosão que o material está sofrendo. Os principais parâmetro determinados a partir deste ensaio são:

- E_{pite} – potencial de pite, é o potencial, a partir do qual a corrente de corrosão anódica cresce rapidamente. Quanto maior (mais nobre) o valor deste potencial, menor a suscetibilidade à corrosão localizada do material;
- E_{rep} – potencial de repassivação, é dado pelo potencial em que o laço de histerese é completado. Quanto menor o valor deste potencial, maior a suscetibilidade à corrosão localizada do material.

O ensaio foi conduzido a temperatura ambiente ($22 \pm 2^\circ\text{C}$), em um potenciostato da marca EG&G PRINCETON APPLIED RESEARCH, modelo 273A. O eletrólito utilizado foi um fluido fisiológico artificial naturalmente aerado que consistia de uma solução de 9 gramas de NaCl em água destilada e deionizada até completar 1 litro (NaCl 0,9%). O eletrodo de referência utilizado foi do tipo calomelano saturado (*SCE*) e o contra eletrodo utilizado foi de platina. O potencial de varredura iniciou-se em -750 mV com uma taxa constante durante todo o ensaio de 1200 mV/hora. O potencial de reversão não foi estipulado, sendo que esta reversão ocorria quando a densidade de corrente de corrosão atingia $100 \mu\text{A}/\text{cm}^2$. O ensaio era interrompido logo após o potencial de repassivação (E_{rep}) ter sido atingido. Os corpos de prova foram cortados a partir das barras nas condições de recebimento, lixados e polidos com pasta de diamante de $1 \mu\text{m}$ em sua seção transversal. A célula continha uma tampa lateral de *teflon* com um furo passante de 12 mm de raio que delimitava o contato do eletrólito com a superfície polida do material.

3. RESULTADOS E DISCUSSÃO

3.1 Análise Microestrutural

A figura 2 mostra as microestruturas das seções transversais e longitudinais dos aços inoxidáveis ASTM F 138 e ISO 5832-9 produzidos pela Villares S/A, nas condições de recebimento, observadas por microscopia ótica, utilizando-se um microscópio Neophot-32.

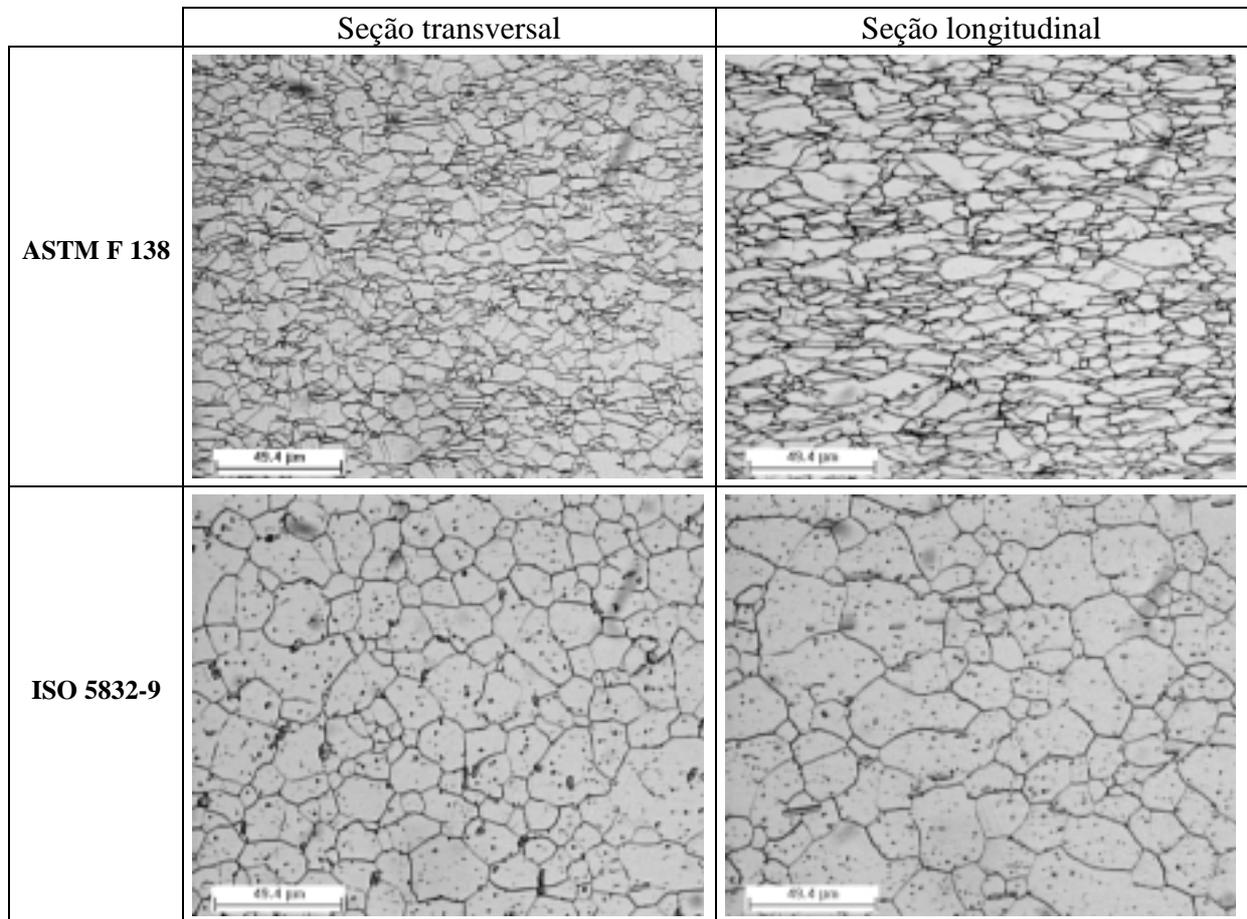


Figura 2. Microestruturas das seções transversal e longitudinal dos aços ASTM F 138 e ISO 5832-9 observadas por microscopia ótica. Ataque: 60% HNO₃ (Voort, 1989).

Observa-se que os dois materiais apresentam microestrutura composta basicamente de grãos austeníticos, sendo que o aço ASTM F 138 apresenta grãos preferencialmente alongados na direção de laminação, quando observada a microestrutura da seção longitudinal. Esta orientação evidencia uma condição encruada ou deformada, proveniente do processo de laminação a que foi submetido este material. Já o aço ISO 5832-9 apresenta grãos equiaxiais tanto na seção transversal como na seção longitudinal, que por sua vez evidencia uma condição recristalizada. A microestrutura deste aço também revela a presença de partículas de precipitados primários, de forma geralmente alongadas e alinhadas na direção de laminação, como pode ser visto na seção longitudinal. Uma análise semi-quantitativa por *EDS* (*Energy Dispersive Spectroscopy*) realizada no microscópio eletrônico de varredura JEOL, modelo JXA 840 A, mostrou que estes precipitados são ricos em nióbio e são mencionados na literatura técnica como fase Z (Örnhagen, *et al.*, 1996). Acredita-se que esta fase Z tem pouca influência sobre as propriedades de corrosão do material.

3.2 Propriedades Mecânicas Básicas

A partir das curvas tensão-deformação mostradas na figura 2 e das propriedades mecânicas obtidas no ensaio de tração (tabela 2), pode-se verificar que o aço ISO 5832-9 apresentou limite de resistência à tração (σ_t) e principalmente alongamento total consideravelmente superior ao do aço ASTM F 138. Essa combinação confere ao material maior tenacidade, quando esta propriedade é avaliada a partir da área sob a curva tensão-deformação. Uma consideração importante a ser feita é acerca do valor do limite de escoamento (σ_e) determinado para o aço ISO 5832-9 que apresenta-se sensivelmente inferior ao valor apresentado pelo aço ASTM F 138. Isto ocorre provavelmente devido ao fato deste último mostrar evidências de um certo grau de encruamento, caracterizado pela presença de grãos alongados em sua microestrutura (figura 1).

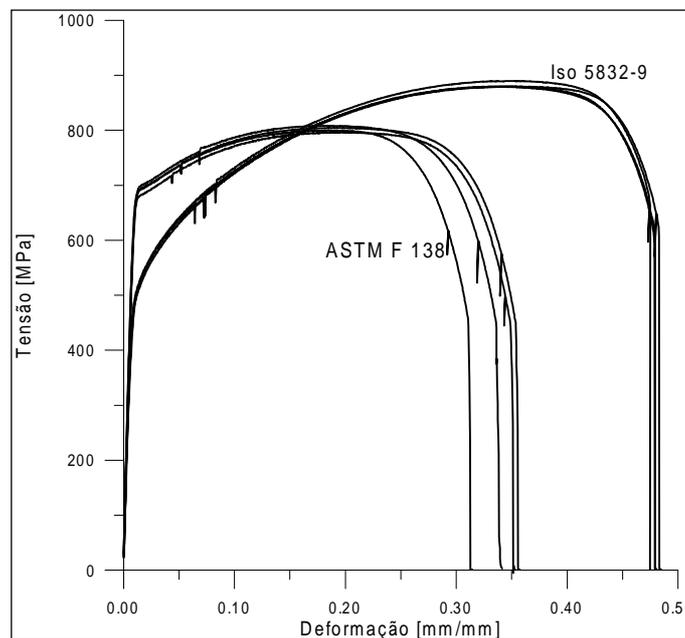


Figura 3. Curvas tensão-deformação para os aços inoxidáveis austeníticos ASTM F 138 e ISO 5832-9.

Tabela 2. Propriedades mecânicas obtidas no ensaio de tração monotônico para os aços inoxidáveis ASTM F 138 e ISO 5832-9.

MATERIAL	Limite de Escoamento (MPa)	Limite de Resistência à Tração (MPa)	Redução de Área (%)	Alongamento Total em 5d, (mm/mm)	Módulo de Elasticidade (GPa)
ASTM F 138	679,7 ± 6,1	802 ± 4,5	80,5 ± 2,2	39,0 ± 2,3	207,5 ± 5,0
ISO 5832-9	484,3 ± 8,4	882,3 ± 4,5	68,0 ± 1,3	48,4 ± 0,3	193,0 ± 7,9

A tabela 3 apresenta os resultados obtidos nos ensaios de dureza Brinell. Observa-se uma sensível diferença nos valores de dureza verificadas na seção transversal e longitudinal dos dois aços. Este fato é atribuído ao encruamento superficial gerado pelo processo de descascamento por usinagem a que os aços inoxidáveis foram submetidos. A diferenças mais acentuada no aço ISO 5832-9 é racionalizada pelo fato deste aço apresentar um coeficiente de encruamento consideravelmente superior, como observado na figura 3.

Tabela 3. Dureza Brinell determinada para os aços inoxidáveis austeníticos ASTM F 138 e ISO 5832-9.

Material	HBS 2,5/187,5, (seção transversal)	HBS 2,5/187,5 (superfície externa)
ASTM F 138	241 ± 3	304 ± 3
ISO 5832-9	231 ± 4	327 ± 5

3.3 Suscetibilidade à Corrosão Localizada

O fator *PRE* (*pitting resistance equivalent*) dado por $\%Cr + 3,3 \times \%Mo + 16 \times \%N$ (Örnhagen, *et al.*, 1969), que serve como uma indicativa da resistência à corrosão por pite em meios contendo cloretos, sugere uma considerável melhora desta propriedade para o aço ISO 5832-9 ($PRE \cong 35$) quando comparado ao aço ASTM F 138 ($PRE \cong 25$).

A partir das curvas de polarização cíclica potenciodinâmica, como os exemplos mostrados na figura 4, e dos valores dos parâmetros determinados neste ensaio e mostrados na tabela 4, verifica-se que o aço inoxidável austenítico ISO 5832-9 apresentara-se bem menos suscetíveis a corrosão localizada que o aço inoxidável austenítico ASTM F 138. Este fato pode ser constatado pela superioridade, tanto do potencial de pite ($E_{p\acute{i}t\acute{e}}$), como pela ausência do laço de histerese para este material.

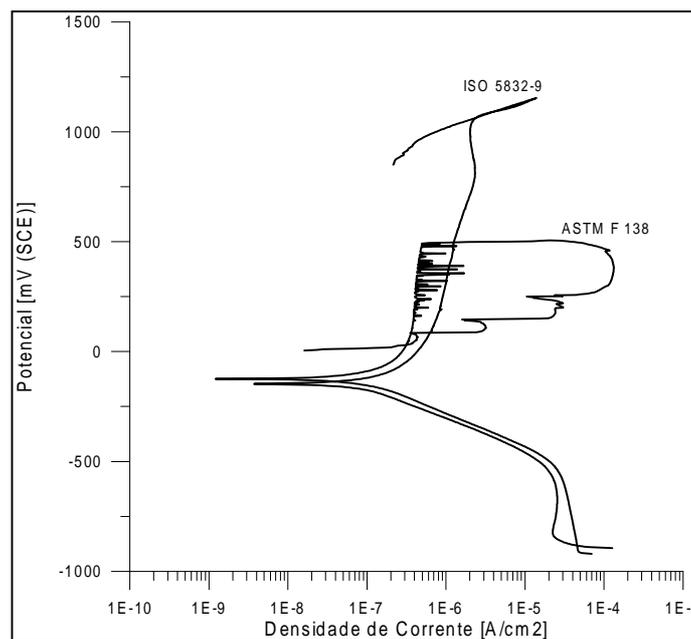


Figura 4. Curvas obtidos a partir de ensaios de polarização cíclica potenciodinâmica para os aços ASTM F 138 e ISO 5832-9.

Tabela 4. Resultados obtidos a partir de ensaios de polarização cíclica potenciodinâmica para os aços ASTM F 138 e ISO 5832-9.

MATERIAL	$E_{p\acute{i}t\acute{e}}$ (mV)	E_{rep} (mV)
ASTM F 138	543 ± 36	284 ± 202
ISO 5832-9	1049 ± 11	1053 ± 16

A ausência do laço de histerese é uma indicativa de que não ocorreu corrosão localizada durante o ensaio do aço inoxidável ISO 5832-9 (Rondelli *et al.*, 1997).

Atribui-se principalmente ao nitrogênio em solução sólida, além do papel de estabilizador da austenita, o aumento tanto da resistência a corrosão localizada como da resistência mecânica do aço inoxidável austenítico ISO 5832-9 (Nyström *et al.*, 1997; Aidar *et al.*, 1998).

4. CONCLUSÕES

As propriedades mecânicas, no que diz respeito a resistência à tração, alongamento total e consequentemente tenacidade, apresentaram-se consideravelmente superiores para o aço ISO 5832-9 quando comparadas ao aço ASTM F 138.

A resistência à corrosão localizada, avaliada pelo ensaio de polarização cíclica potenciodinâmica em meio fisiológico artificial naturalmente aerado, apresenta-se sensivelmente superior para o aço inoxidável ISO 5832-9 quando comparada ao aço inoxidável ASTM F 138.

A despeito da constatação da superioridade do aço inoxidável ISO 5832-9, no tocante a propriedades mecânicas básicas e propriedades de corrosão localizada, é indiscutível a necessidade de se avaliar as propriedades mecânicas cíclicas (fadiga), principalmente em meio agressivo (fadiga-corrosão), para a substituição do aço ASTM F 138.

Agradecimentos

Os autores agradecem à Baumer S/A pelo fornecimento dos aços inoxidáveis abordados neste trabalho e ao CNPq pela concessão de bolsas de pesquisa.

Referências

- Voort, G.F.V., 1989, “The Metallography of Stainless Steel”, JOM/Journal of Metals, March, pp.6-11.
- Örnham, C., Nilsson, J.-O.; and Vannevik, H., 1996, “Characterization of a Nitrogen-Rich Austenitic Stainless Steel Used for Osteosynthesis Devices”, Journal of Biomedical Materials Research, v.31, pp.97-103.
- Rondelli, G., Vincentini, B.; and Cigada, A., 1997 “Localised Corrosion Tests on Austenitic Stainless Steel for Biomedical Applications”, British Corrosion Journal, v.32, n.3, pp.193-196.
- Lopez, G.D., 1993, “Biodeterioration and corrosion of metallic implants and prosthetic devices” Medicina Buenos Aires, v.53, n.3, pp.260-274.
- Gentil, V., 1982, “Corrosão”, Ed. Guanabara S.A., Rio de Janeiro, Brasil, Cap.8.
- Giordani, E.J.; Guimarães, V.A.; and Ferreira, I., 1999, “Failure analyze of two ASTM F 138 Stainless Steel Orthopedic Implants”, Acta Microscópica, v.8 Supplement A, October, pp.255-256.
- Aidar, C.H.; Beneduce Neto, F.; Alonso, N.; and Tschiptschin, A.P., 1996, “Aço inoxidável austenítico com elevado teor de nitrogênio para utilização em implantes cirúrgicos”, Metalurgia & Materiais, Junho, pp.303-306.
- Sivakumar, M. and Rajeswari, S., 1995, “Corrosion Induced Failure of a Stainless Steel Orthopaedic Implant Device”, Steel Research, v.66, n.1, pp.35-38.

- Nyström, M.; Lindstedt, U.; Karlsson, B.; and Nilsson, J.-O, 1997, "Influence of Nitrogen on Deformation Behaviour of Austenitic Stainless Steel", *Materials Science and Technology*, v.13, n.7, pp.560-567.

CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL DE LIGAS QUATERNÁRIAS DE CuZnAlNi COM EFEITO MEMÓRIA DE FORMA

Ney Freitas de Quadros
Oscar Olimpio de Araújo Filho
Claudeir Silva de Oliveira
Ricardo Artur Sanguinetti Ferreira
Dário Pessoa Ferraz

UFPE/CTG-Demec-Materiais, Av. Acadêmico Hélio Ramos, s/n, Cidade Universitária, 50-741-530, Recife, PE. Fone: 0XX81 271-8230, Fax: 0XX81 271-8232 Email: neyquadros@demec.ufpe.br

Resumo

O termo EMF (Efeito Memória de Forma) designa a capacidade de certos materiais, após serem deformados plasticamente, retornarem à forma original com o aquecimento. O presente trabalho visa a obtenção e caracterização microestrutural de uma liga quaternária com efeito memória de forma de composição nominal em peso Cu-28,76%Zn-3,6%Al-1,03%Ni, obtida em um forno de indução e caracterizada por microscopia ótica e difração de raios-x. Foram determinadas as microestruturas: bruta de fusão; pós-homogeneização e martensítica. A liga apresentou o Efeito Memória de Forma e o Efeito Memória de Forma Reversível a partir do oitavo ciclo de um adequado procedimento termomecânico denominado treinamento ou educação, o que possibilitaria a utilização dessa liga numa aplicação do tipo liga-desliga como em um termostato ou em um sistema de detecção de incêndios.

Palavras-chave: Efeito Memória de Forma (EMF), Efeito Memória de Forma Reversível (EMFR) e Ligas Quaternárias a Base de Cobre com EMF.

1. INTRODUÇÃO

Ligas com Efeito Memória de Forma são materias funcionais não-convencionais que apresentam uma larga faixa de aplicações potenciais baseadas em suas propriedades de Efeito Memória de Forma (EMF), Efeito Memória de Forma Reversível (EMFR), Pseudoelasticidade e elevada capacidade de amortecimento (Mellor e colaboradores, 1990).

Dentre uma larga variedade de sistemas de ligas que exibem o efeito memória de forma, os mais estudados e desenvolvidos como consequência de suas possibilidades de aplicações práticas, são as ligas aproximadamente equiatômicas de níquel e titânio e as ligas a base de cobre. As ligas a base de cobre com efeito memória de forma são particularmente interessantes quando comparadas às ligas de níquel e titânio devido aos seus custos mais baixos e processos de obtenção mais simples (Hodgson, 1990). Entretanto há vários problemas a serem solucionados, tais como fratura intergranular devido à granulometria grosseira (tamanho de grão muito grande), estabilização da martensita, degradação do efeito memória de forma reversível, etc. Um método bem conhecido de redução do tamanho de grão consiste em adicionar pequenas quantidades de elementos pouco solúveis tais como vanádio, titânio, zircônio, níquel, etc.. A adição de um quarto elemento possibilita uma dramática redução na granulometria e melhoria das propriedades mecânicas, tais como melhor formabilidade, pouca tendência a trincas intergranulares e melhoria à fadiga (Zhang e colaboradores, 1997).

Dentre as ligas a base de cobre com efeito memória de forma uma das mais estudadas e desenvolvidas comercialmente são as ligas do sistema CuZnAl e suas modificações quaternárias. A liga do presente trabalho é uma liga do sistema CuZnAl à qual adicionou-se uma pequena quantidade de níquel (em torno de 1% em peso).

Foi realizada a caracterização estrutural e microestrutural da liga CuZnAlNi nos estados bruta de fusão, homogeneizada e betatizada, determinando-se as fases presentes e seus respectivos parâmetros de rede, utilizando microscopia ótica e difração de raios-x.

2. MATERIAIS E MÉTODOS

2.1 Seleção da liga

A liga a base de cobre selecionada tem uma composição nominal em peso Cu-28,76%Zn-3,6%Al-1,03%Ni e foi escolhida por exibir temperaturas críticas de transformação entre 50 e 100°C.

2.2 Obtenção da liga

A liga foi obtida em um forno de indução de alta frequência a partir de materiais de elevada pureza. Na determinação da composição nominal utilizou-se uma balança eletrônica digital. Os materiais utilizados na elaboração da liga foram decapados quimicamente por imersão em soda cáustica (NaOH) durante 10 minutos, seguindo-se uma neutralização numa solução aquosa de ácido nítrico (HNO₃) a 10% durante cinco minutos e lavagem em água. A fusão foi feita em cadinhos de carbetto de silício pintados internamente com uma tinta a base de zircônia. A disposição da carga no cadinho obedeceu à seguinte sequência de empilhamento: No fundo do cadinho colocou-se o zinco, seguindo-se do alumínio, do cobre e em cima da carga adicionou-se o níquel em forma de cavacos para facilitar a dissolução do mesmo. A colocação do zinco e do alumínio no fundo do cadinho é devido a facilidade de oxidação do alumínio e a perda do zinco por evaporação (que ocorre em torno de 905°C), já que dessa forma tem-se a formação de uma liga Al-Zn que minimizaria esse problema. O controle da temperatura foi obtido por meio de um dispositivo indicador digital e um par termoeletrico do tipo K (cromel-alumel) disposto sobre o banho. A carga foi levada até 1150°C para garantir a solubilização dos metais e na ocasião do vazamento elevou-se a temperatura do banho a 1200°C, permanecendo nessa temperatura durante 2 minutos, seguindo-se do vazamento em uma lingoteira de ferro fundido também pintada de tinta a base de zircônia.

2.3 TRATAMENTOS TÉRMICOS

2.3.1 Tratamento térmico de homogeneização

Amostras do material cortados do lingote foram submetidos a tratamento térmico de homogeneização que foi feito em um forno elétrico tipo mufla monitorado por termopares do tipo cromel-alumel a uma temperatura de 850±3°C durante 24 horas.

2.3.2 Tratamento térmico de betatização

Amostras do material homogeneizado foram submetidas ao tratamento térmico de “betatização” que consiste em solubilizar a liga no domínio monofásico da fase β a uma

temperatura de 830°C durante 15 minutos no forno elétrico tipo mufla e subsequente resfriamento rápido em salmoura a -20°C para retenção da fase β .

2.4 LAMINAÇÃO

Foram seccionados materiais do lingote com uma espessura média de 7 mm, devidamente homogeneizados e laminados em um laminador tipo ourives para a obtenção de tiras com uma espessura média entre 0,7 e 0,8 mm a uma deformação média entre passes de 5% com recozimento a uma temperatura de 650°C. As tiras laminadas foram submetidas a posteriores tratamentos térmicos de betatização e apresentaram o Efeito Memória de Forma e o Efeito Memória de Forma Reversível a partir do oitavo ciclo de um adequado tratamento termomecânico denominado “treinamento” ou “educação”, o qual consiste em deformar o material na fase martensítica a uma tensão constante, seguindo-se da retirada da carga e aquecimento acima da temperatura final de transformação reversa ou austenítica. Foram executados 20 ciclos termomecânicos de treinamento.

2.5 MICROSCOPIA ÓTICA

As amostras metalográficas das microestruturas de interesse e do material laminado foram caracterizadas por microscopia ótica com luz polarizada e interferência de contraste de Nomarski em um microscópio UNION Versamet-2.

2.7 DIFRAÇÃO DE RAIOS-X

As fases presentes das microestruturas bruta de fusão e betatizada (fase martensítica) foram identificadas por difração de raios-x. Procedeu-se a obtenção dos difractogramas dessas estruturas na Universidade de Campinas (UNICAMP) e no Departamento de Física da UFPE, utilizando-se a radiação Cu-K α com comprimento de onda $\lambda = 1,54184\text{\AA}$.

3. RESULTADOS E DISCUSSÕES

A liga Cu-28,76%Zn-3,6%Al-1,03%Ni foi caracterizada quanto aos seus aspectos microestruturais através das micrografias obtidas por microscopia ótica e análise das fases presentes por difração de raios-x.

3.1 CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL

A liga Cu-28,76%Zn-3,6%Al-1,03%Ni apresentou estrutura bruta de fusão como mostrada nas figura 1 e 2. Observa-se nestas micrografias as duas fases características dessa liga: a fase α e a fase β . A fase α encontra-se dispersa por toda a região da fase matriz β . Essas duas fases estão bem definidas no difractograma mostrado na figura 3 que indica os seguintes picos de reflexão: (111), (200), (220) e (222) para a fase α que é cúbica de face centrada (cfc) com parâmetro de rede 0,369 nm e (220) e (224) para a fase β que é cúbica de corpo centrado (ccc) com parâmetro de rede 0,590 nm (Oliveira, 1994).

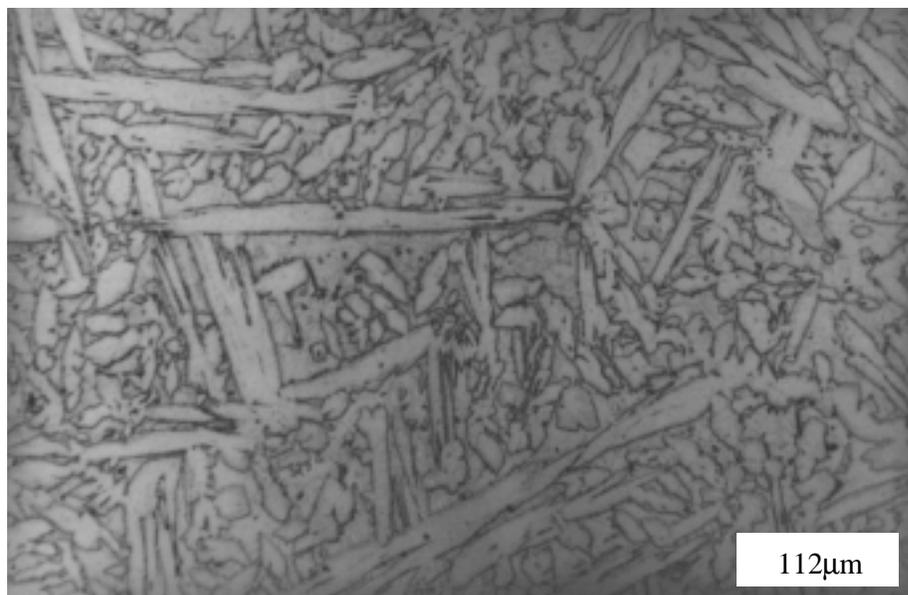


Figura 1- Fotomicrografia da liga CuZnAlNi. Estrutura bruta de fusão. Aumento: 300×. Ataque químico: Persulfato de amônia

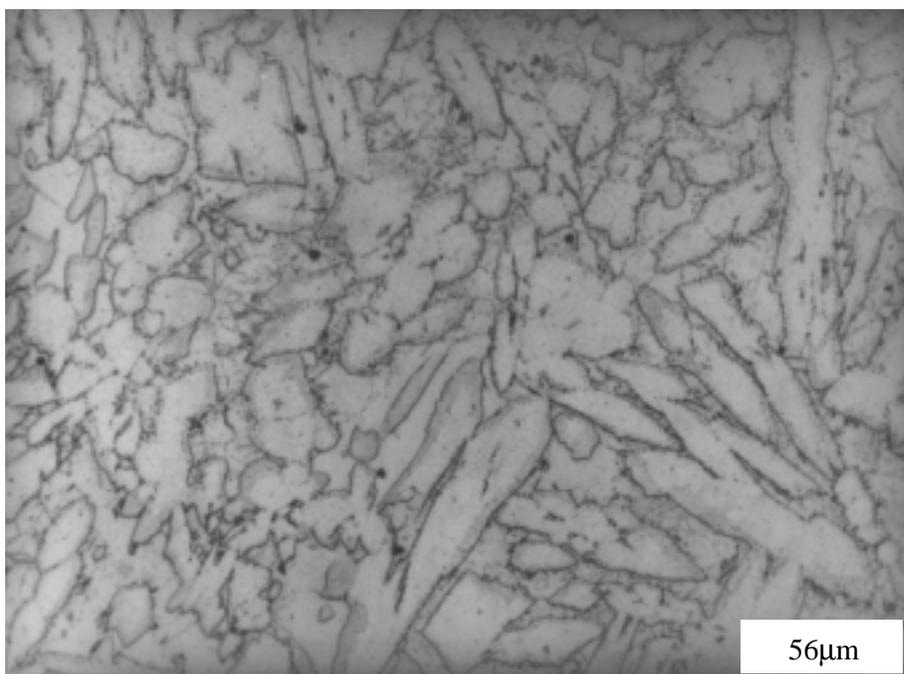


Figura 2 - Fotomicrografia da liga CuZnAlNi. Estrutura bruta de fusão. Aumento: 600×. Ataque químico: Persulfato de amônia.

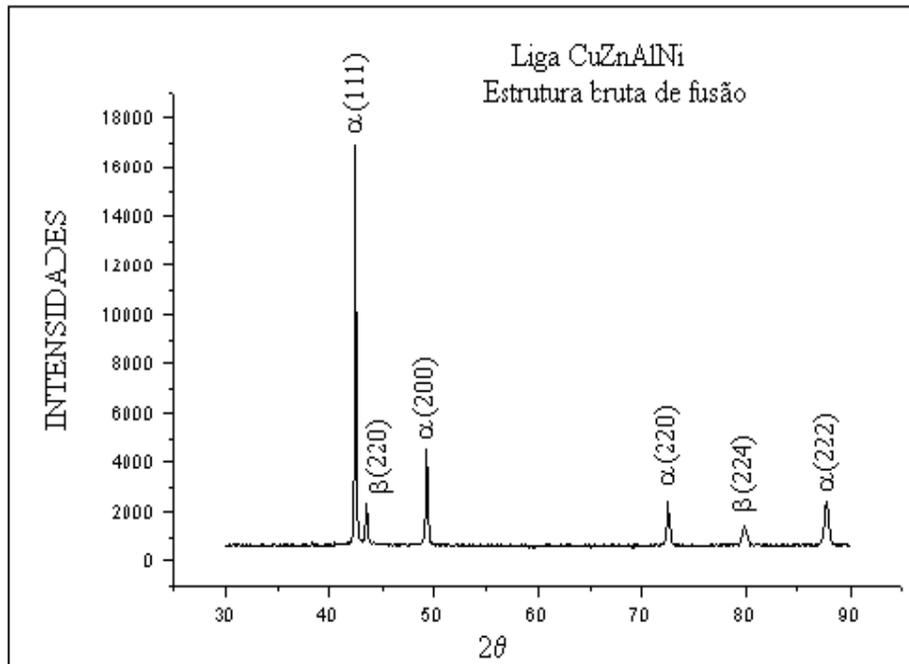


Figura 3 - Difractograma da liga Cu-28,76%Zn-3,6%Al-1,03%Ni. Estrutura bruta de fusão.

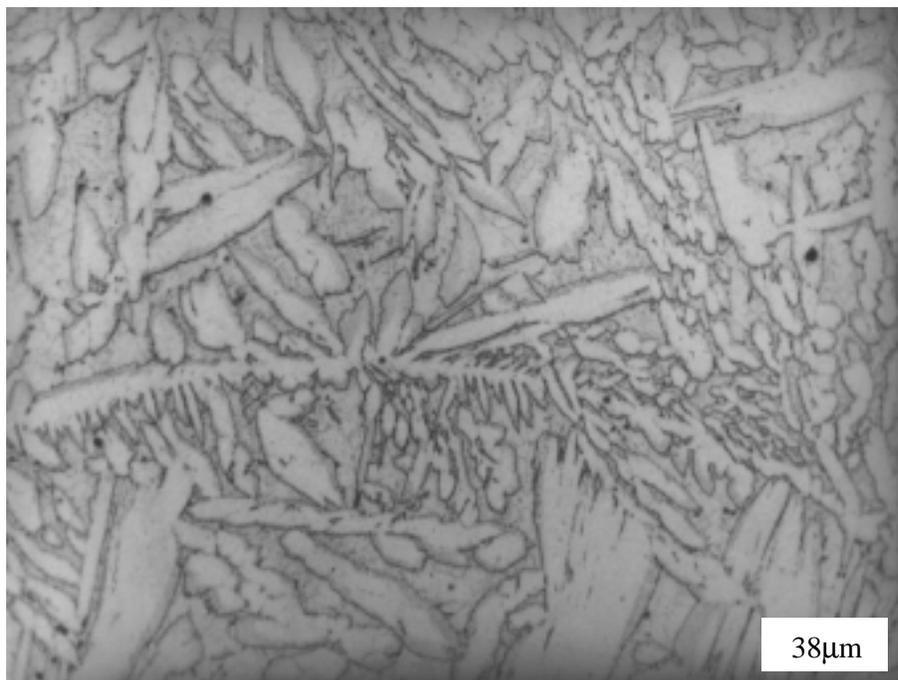


Figura 4 - Fotomicrografia da liga CuZnAlNi homogeneizada a 850°C durante 24 horas. Aumento 600×. Ataque químico: Persulfato de amônia.

A micrografia da figura 4 mostra a estrutura homogeneizada da liga Cu-28,76%Zn-3,6%Al-1,03%Ni. A fase α encontra-se dispersa na fase β e o contorno de grão.

A fotomicrografia da figura 5 mostra a estrutura martensítica da liga Cu-28,76%Zn-3,6%Al-1,03%Ni retirada do lingote homogeneizado a 850°C durante 24 horas e resfriada rapidamente em salmoura a -20°C. O choque térmico provocou trincas intergranulares nos contornos de grãos devido a concentração de tensões atuantes nestas regiões (a adição de níquel não foi efetiva no sentido de refinar grãos e evitar as trincas intergranulares). Na micrografia nota-se as plaquetas de martensitas arranjadas em grupos de auto-acomodação. A estrutura cristalina é ortorrômbica e os parâmetros de rede calculados são: $a = 0,426$ nm, $b = 0,442$ nm e $c = 0,266$ nm. Esses dados estão em conformidade com os encontrados na literatura (Zhang e colaboradores, 1997). As plaquetas de martensita encontram-se dispostas em grupos de auto-acomodação em “V” e macladas internamente. O material laminado apresentou um tamanho de grão médio de 0,492 mm. A difractometria da liga é vista no difractograma da figura 7 que apresenta os picos característicos da estrutura martensítica M18R: $\beta'_1(10\bar{1}1)$, $\beta'_1(02\bar{2}0)$, $\beta'_1(20\bar{2}0)$, $\beta'_1(11\bar{2}1)$, $\beta'_1(12\bar{3}0)$, $\beta'_1(21\bar{3}0)$, $\beta'_1(21\bar{3}0)$ e $\beta'_1(23\bar{5}1)$. O M é de modificada ou monoclinica (Oliveira, 1994).

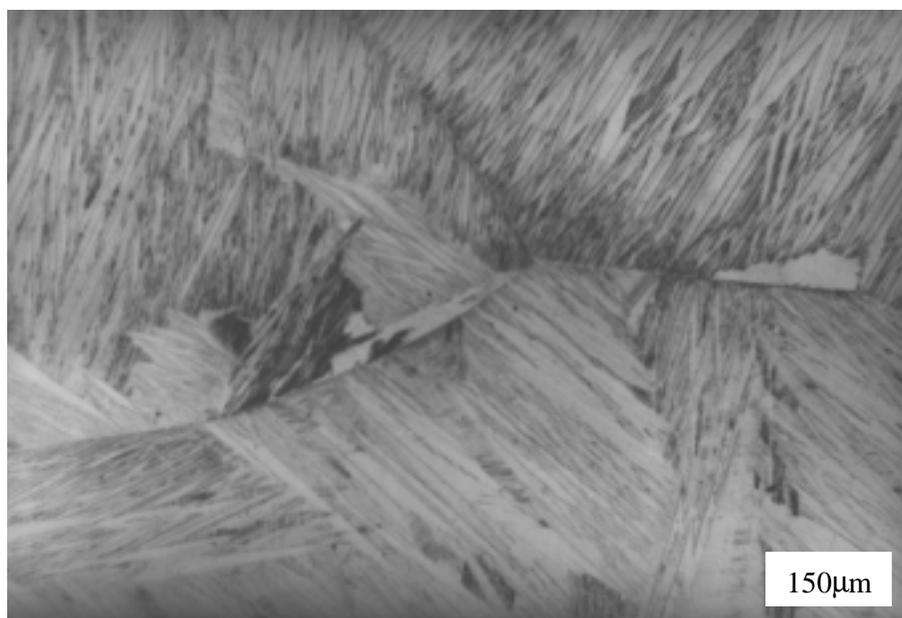


Figura 5 - Fotomicrografia da liga Cu-28,76%Zn-3,6%Al-1,03%Ni. Fase martensítica onde se observa trincas intergranulares. Aumento: 150×. Ataque químico: Persulfato de amônia.

O raio atômico do níquel é 0,125 nm e é aproximadamente o mesmo do cobre. Os átomos de níquel ocupam os mesmos locais dos átomos de cobre no reticulado cristalino (solução sólida substitucional) e por conseguinte a distorção do reticulado é pequena, no entanto a estrutura cristalina é ligeiramente monoclinica. A adição de um quarto elemento, o níquel, à liga base CuZnAl não foi efetivo como refinador de grãos, não prevenindo as trincas intergranulares e por conseguinte, não conferindo ao material melhoria das suas propriedades mecânicas como citam em seu trabalho Zhang e colaboradores (1997). Esperava-se que o níquel, devido a sua elevada energia de ativação de difusão no cobre, atuaria no sentido de minimizar a difusão transgranular, evitando assim, o crescimento de grão do material submetido aos tratamentos térmicos (homogeneização e betatização) e termomecânicos

(laminação) (Delaey e colaboradores, 1978). A fotomicrografia da figura 5 mostra uma trinca intergranular na liga CuZnAlNi laminada a 650°C.

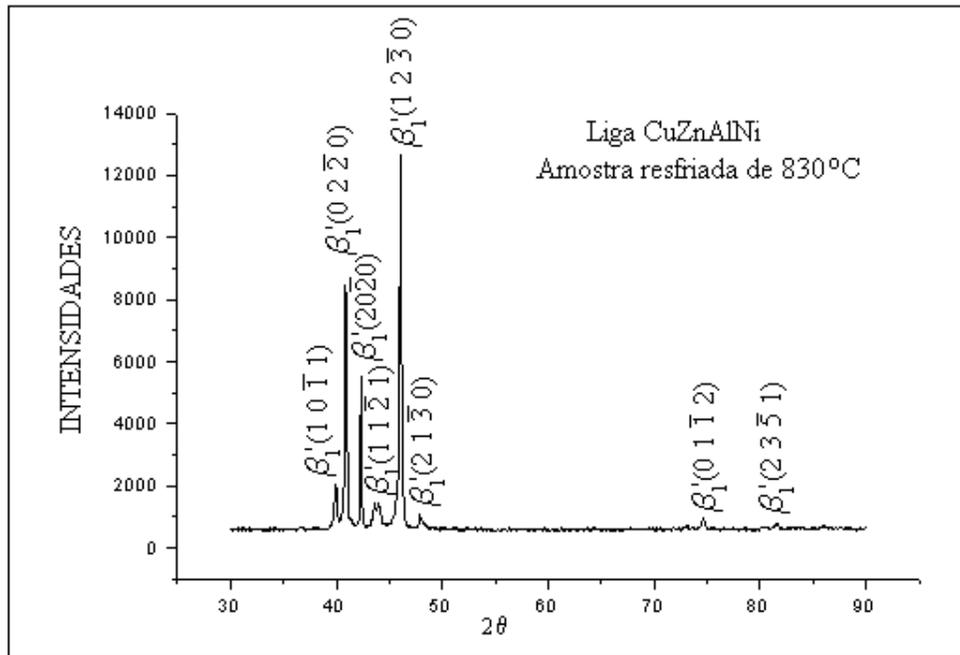


Figura 6 – Difractograma da liga Cu-28,76%Zn-3,6%Al-1,03%Ni. Fase martensítica

4. CONCLUSÕES

Os resultados obtidos pelo presente estudo da liga Cu-28,76%Zn-3,6%Al-1,03%Ni são sumarizados abaixo:

- 1 - A estrutura bruta de fusão da liga Cu-28,76%Zn-3,6%Al-1,03%Ni apresentou em sua microestrutura as fases α cúbica de face centrada (cfc) e β cúbica de corpo centrado (ccc) cujos parâmetros de rede são 0,369 nm e 0,590 nm respectivamente.
- 2 - A estrutura obtida pelo resfriamento rápido da liga Cu-28,76%Zn-3,6%Al-1,03%Ni betatizada a 830°C, apresenta uma estrutura cristalina ortorrômbica do tipo M18R e os parâmetros de rede calculados são: a = 0,426 nm, b = 0,442 nm e c = 0,266 nm.
- 3 - O níquel não foi efetivo como refinador de grãos e o tamanho de grão médio da liga laminada a 650°C, obtido pelo método da interceptação dos contornos é de 0,492 μ m sendo observadas trincas intergranulares devido a granulometria grosseira.

5. AGRADECIMENTOS

Os autores agradecem aos professores Armando H. Shinohara e Carlson Mendes Verçosa do Departamento de Engenharia Mecânica da UFPE.

6. REFERÊNCIAS

- Delaey, L., Deruyttere, A., Aernoudt, E. and Ross, J. R. – Shape Memory Effect, Superelasticity and Damping in Cu-Zn-Al Alloys – Project 238 INCRA, Leuven, Belgium, p 51, 1978.
- Mellor, B.G., Guilemany, J. R., Fernandez, J., Amengual, A., Lovey, F.C. and Torra, V., 1990, “Stabilised Stress Induced Martensite – Its Use in Two Way Shape Memory Training Process”, Scripta METALLURGICA et MATERIALIA, vol. 24, pp 241-224.
- Oliveira, C. S., 1994, “Obtenção e Caracterização das Ligas CuZn e CuZnAl com Efeito Memória de Forma” Tese de Mestrado, Universidade Federal da Paraíba, João Pessoa, PB, Brasil.
- Perkins, J. and Hodgson, D., 1990 "The Two-Way Shape Memory Effect", in Engineering Aspects of Shape Memory Alloys, ed. by T.W. Duerig, et al, (Butterworth-Heinemann, 1990), pp. 195-206.
- Zhang, M., R., Yang, D.Z., Tadaki, T. and Hirotsu, Y. , 1997, “Effects of Additions of Small Amounts of Fourth Elements on Structure, Crystal Structure and shape Recovery of Cu-Zn-Al Shape Memory Alloys”, Scripta METALLURGICA et MATERIALIA, vol. 36, No 2, pp 247-2252.

METALURGIA DO PÓ EMPREGADA NA FABRICAÇÃO DE FERRAMENTAS DE AÇO RÁPIDO

Lourival Boehs

Delmonte Friedrich

Universidade Federal de Santa Catarina, Centro Tecnológico, Departamento de Engenharia Mecânica, Cx. Postal 476, CEP: 88049 - 900 - Florianópolis - SC – BRASIL. Fone: (048) 331.9387 r.201; Fax: (048) 234.1519

e-mail: lb@grucon.ufsc.br

delmonte@mbox1.ufsc.br

Francisco Ambrózio Filho

Luis Filipe C. P. de Lima

Maurício David M. das Neves

Odília C.S. Ribeiro

Rejane Aparecida

Instituto de Pesquisas Energéticas e Nucleares - CNEN/SP. Travessa R nº 400, Cx. Postal 11049, CEP: 05422-970 - São Paulo - SP – BRASIL. Fax: (011) 816.9370

Resumo

A metalurgia do pó é uma técnica alternativa de processamento de materiais na forma semi-acabada e está presente na fabricação de diversas ferramentas utilizadas nos mais variados processos de usinagem, tais como torneamento, fresamento, furação e mandrilamento. Através desta tecnologia obtêm-se ferramentas com significativas vantagens técnicas e econômicas decorrentes das melhores propriedades mecânicas, maior homogeneidade microestrutural do material e menor volume de material removido no processo de acabamento final. Após sinterizadas, as ferramentas são tratadas termicamente para que ocorram as devidas transformações microestruturais e, assim, obterem resistência mecânica e ao desgaste. Este trabalho tem como objetivo principal verificar a influência do processo de sinterização e tratamento térmico sobre a resistência ao desgaste do aço rápido T15 quando empregado como ferramenta de torneamento. Para isso foram confeccionadas bits a partir de uma barra comercial de aço rápido CPM T15, prensado isostaticamente à quente, e insertos produzidos a partir da mesma liga T15, porém sinterizadas com fase líquida diretamente em uma matriz com a geometria do inserto. Serão apresentados os resultados que mostram a existência de uma combinação de temperaturas de têmpera e revenimento adequada para cada um desses materiais, através da qual se obtém os melhores rendimentos das ferramentas.

Palavras-chave: Aços rápidos; Sinterização; Propriedades mecânicas.

1. INTRODUÇÃO

O desenvolvimento de processos alternativos de metalurgia do pó, empregados na fabricação de componentes de aços rápidos, foi estimulado pela exigência de fabricantes de

ferramentas e usuários das mesmas por melhorias microestruturais e, conseqüentemente, propriedades mecânicas superiores desse material (SANDEROW, 1990). Como exemplo típico da atual importância dos aços rápidos na fabricação de ferramentas com as mais variadas formas e aplicadas nos mais variados processos de produção tem-se a empresa Erasteel (ERASTEEL, 1999). Em 1969 essa empresa iniciou a produção de uma liga de aço rápido visando a produção de um aço de alta performance para a produção de ferramentas de alto desempenho. Após 30 anos de existência, a Erasteel já desenvolveu diversas outras ligas e novos processos de produção do aço rápido, atingindo uma produção superior a 50.000 toneladas no decorrer desses anos (ERASTEEL, 1999). Além desta, a CRUCIBLE é outra fabricante de aços rápidos que também tem projeção em várias partes do mundo. Portanto, o aço rápido continua sendo um material de grande importância para o setor metal mecânico mundial.

Dentre os processos de metalurgia do pó empregados na produção de aços rápidos, dois dos mais difundidos são: a prensagem isostática a quente e a sinterização com fase líquida (AMBRÓZIO et al, 1996).

Após sinterizados, os aços rápidos são tratados termicamente, ou seja, temperados e revenidos. De acordo com as temperaturas de têmpera e revenimento obtêm-se propriedades mecânicas características. Por exemplo, o aço rápido T-15 prensado isostaticamente a quente quando temperado a 1210 °C e revenido a 540 °C apresenta maior dureza, porém menor tenacidade, do que quando temperado a 1210 °C e revenido a 560 °C. Essa diferença de 20 °C na temperatura de revenimento é suficiente para mudar consideravelmente o comportamento desse material quando empregado como ferramenta de usinagem (SANTOS, 1999).

O objetivo deste trabalho é verificar o comportamento de ferramentas de aço rápido produzidas pelos dois processos de metalurgia do pó anteriormente citados quando empregadas em processo de torneamento longitudinal externo e de longa duração.

2. CARACTERIZAÇÃO DOS PROCESSOS DE METALURGIA DO PÓ

A prensagem isostática a quente (HIP) é uma técnica de metalurgia do pó que utiliza pós de aço rápido atomizado com gás inerte e prensados isostaticamente a quente, em temperatura e pressão da ordem de 1100 °C e 100 Mpa, respectivamente (AMBRÓZIO et al, 1996). Na sinterização com fase líquida os pós são atomizados a água e compactados em prensas uniaxiais ou isostáticas e, posteriormente, sinterizados sob vácuo ou em atmosfera protetora, nas temperaturas da ordem de (1210 ± 15) °C, onde ocorre a formação da fase líquida (AMBRÓZIO et al, 1996). A microestrutura do aço prensado isostaticamente é mais refinada, apresentando carbonetos pequenos ($\leq 3 \mu\text{m}$) e arredondados. Na sinterização em fase líquida os carbonetos são maiores ($\leq 10 \mu\text{m}$) e irregulares. Sendo assim, ocorrem diferenças entre suas propriedades (AMBRÓZIO et al, 1996).

3. PROJETO DO EXPERIMENTO

O aço rápido T15 prensado isostaticamente a quente não é produzido no Brasil. As empresas brasileiras fabricantes de ferramentas importam esse aço rápido sinterizado de outros países. O mesmo procedimento ocorreu para a realização da presente pesquisa. Em uma primeira etapa, aproveitando o perfil das barras desse material importado, foram produzidas ferramentas na forma de bits.

Em uma segunda etapa, o pó desse mesmo aço rápido foi sinterizado com fase líquida aqui no Brasil, nas dependências do IPEN (Instituto de Pesquisas Energéticas e Nucleares de São Paulo). Justamente porque o objetivo é desenvolver um processo de sinterização com tecnologia nacional e que ao mesmo tempo seja viável economicamente. No caso, a

sinterização com fase líquida, ou sinterização a vácuo, tem se mostrado uma boa alternativa, porém, há necessidade de se verificar o sucesso desse material quando empregado como ferramenta de corte, o que é mostrado na apresentação dos resultados deste trabalho. Para esse material optou-se por produzir ferramentas na forma de insertos porque as dimensões são menores, facilitando a sinterização e também porque a produção de ferramentas intercambiáveis é uma tendência mundial.

Os tratamentos térmicos foram realizados pela empresa HURTH-Infer, de Sorocaba, São Paulo. As afiações, caracterização e os ensaios de usinagem foram realizadas no USICON - Laboratório de Usinagem da Universidade Federal de Santa Catarina - UFSC. As composições nominais das ligas utilizadas são mostradas na tabela 1.

Tabela 1. Composição das ligas de aço rápido T15 utilizadas

Material das Pastilhas	Designação	Composição Química (%)							
		C	Cr	V	W	Mn	Mo	Co	Si
T15 comercial	TC	1,55	4,0	5,0	12,25	0,3	-	5,0	0,3
T15 sinterizado a vácuo (IPEN)	TSV	1,55	4,0	5,0	12,25	0,3	-	5,0	0,3

Os insertos foram produzidos com uma geometria semelhante às pastilhas de metal duro para torneamento, conforme a especificação SPGN 09 03 08 (SANDVIK, 1995), ilustrada na figura 1.

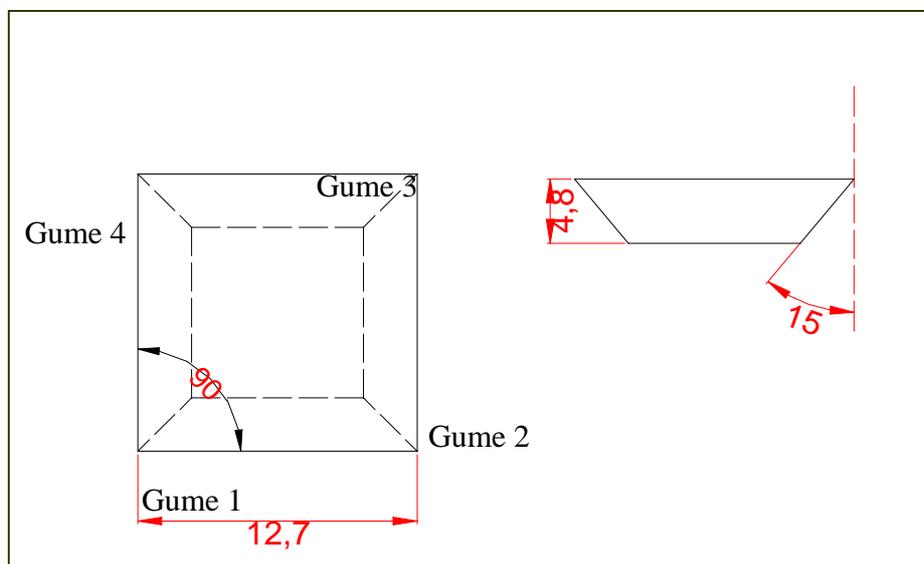


Figura 1. Geometria dos insertos produzidos

As ferramentas sofreram três tipos de tratamento térmico, quais sejam:

- Têmpera a 1160°C e revenimento a 540°C;
- Têmpera a 1210°C e revenimento a 540°C;
- Têmpera a 1210°C e revenimento a 560°C.

As designações e características das ferramentas são apresentadas na tabela 2.

Tabela 2 - Designação das ferramentas

Inserto (designação)	Temp. Têmpera (°C)	Temp. Revenimento (°C)	v _C (m/min)	VB _N (mm)	tempo (min)	Dureza (HV 30)	
						média	σ
Insertos de aço rápido AISI T15 prensado isostaticamente a quente							
TC02	1160	540	33	0,49	85	780	49,4
TC04	1210	540	33	0,8	85	830	22,7
TC06	1210	560	33	0,59	125	802	28,2
Insertos, sinterizados com fase líquida, de aço rápido AISI T15							
TSV27	1160	540	40	0,33	60	803	13,3
TSV54	1210	540	40	0,73	60	836	17,5
TSV83	1210	560	40	0,54	60	833	16,4

Para comparar tanto os valores de dureza como as curvas de desgaste das ferramentas utilizou-se um instrumento estatístico denominado teste "t" para duas amostras, supondo igualdade entre as variâncias de suas médias, com uma confiabilidade de 95% (MONTGOMERY, 1996). No decorrer da apresentação dos resultados quando se fala que os valores de dureza das ferramentas diferiram significativamente estamos dizendo que o valor do módulo de "t" calculado é maior que o valor de "t" crítico. O mesmo ocorre com a comparação das curvas de desgaste, quando dizemos que uma ferramenta estatisticamente foi superior à outra.

4. EQUIPAMENTOS E TÉCNICA EXPERIMENTAL

4.1 Procedimento e Equipamento Utilizado nas Medições de Dureza dos Insertos

Foram realizadas 10 medições de dureza em cada ferramenta, sendo 5 na superfície de saída e 5 na superfície oposta a esta. Este número de medições foi escolhido tendo em vista uma recomendação da norma ASTM E 92 (ANSI/ASTM E 92 – 72, 1977). Como parâmetros de medição adotou-se a dureza Vickers, com carga de 30 kgf e tempo de aplicação da carga de 15s. O equipamento utilizado para essas foi um durômetro da marca Wesktoffprüfmaschinen, Modelo: HPO 250, dotado de dispositivo para a projeção das impressões com objetivas permutáveis para ampliações de 35, 70 e 140 vezes, e de um outro dispositivo para a medição de impressões com régua graduada e parafuso micrométrico. As durezas das ferramentas, bem como seus respectivos valores de desvio-padrão, são apresentados na tabela 2.

4.2 Procedimentos e Equipamentos Utilizados na Avaliação de Desgaste dos Insertos

Os insertos foram empregados na usinagem do aço AISI 1045 trefilado, dureza média de 268 HV30, através de ensaios de torneamento externo, longitudinal, de longa duração e à seco. Estes ensaios foram realizados em um torno CNC modelo Cosmos 10-U, ROMI-MAZAK, com potência instalada de 10KVA e dotado de um leitor óptico de ferramenta.

Os desgastes no flanco e na face das ferramentas (ISO 3685, 1977), figura 2, foram analisados e documentados com o auxílio de um microscópio de ferramentaria e com microscópio eletrônico de varredura da marca Philips, modelo XL 30. Para essas ferramentas o VB_{máx} foi denominado de VB_N.

A cada 5 min de usinagem o ensaio era interrompido para a realização da medição do desgaste no flanco e análise do estado da ferramenta como um todo. O fim-de-vida das

ferramentas foi determinado por uma das seguintes situações ou pela combinação de ambas: VB_N variando entre 0,6 a 0,8 mm (SANTOS, 1999); Destruição da quina da ferramenta. Esta última avaria, quando estava prestes a ocorrer, provocava ruído, piora do acabamento superficial do corpo-de-prova e aumento da potência consumida pelo torno CNC. Um resumo dos resultados obtidos com as ferramentas, tabela 2, permite compará-las.

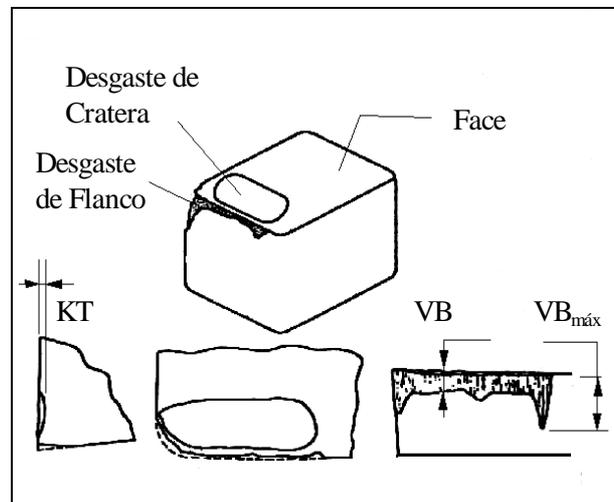


Fig. 2. Desgaste de flanco e de cratera, conforme norma ISO 3685

5. RESULTADOS OBTIDOS

5.1 O Aço Rápido T15 Prensado Isostaticamente a Quente (HIP) - Para esse material, quando empregado na forma de bits, fato este que é o de praxe dentro das indústrias, a velocidade de corte mais adequada foi de 33 m/min, isto para uma profundidade de corte de 2,0 mm e um avanço de 0,2 mm, usinagem a seco.

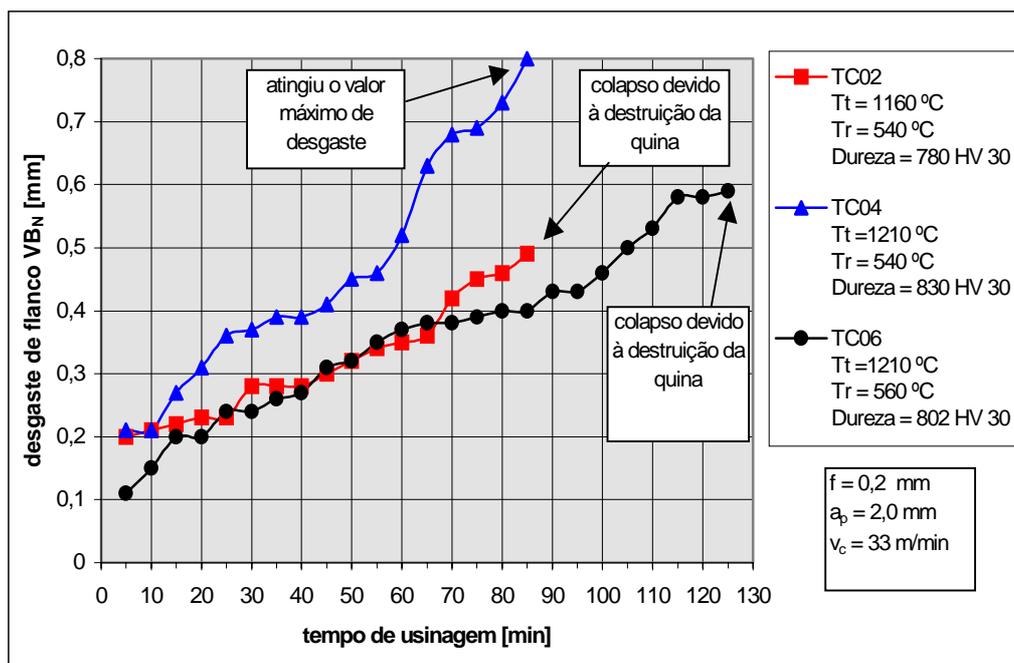


Figura 3. Curvas de desgastes das ferramentas de aço rápido T15 (HIP), v_c de 33 m/min

Dentre as três combinações de temperaturas de tratamento ficou evidenciada a superioridade da ferramenta temperada a 1210 °C e revenida a 560 °C, de dureza intermediária em relação às outras duas. A ferramenta TC04, de dureza significativamente superior, além de durar bem menos tempo, apresentou um desgaste bem mais acentuado em relação às ferramentas TC02 e TC06, conforme ilustra a figura 3. As ferramentas TC02 e TC06 tiveram um desempenho estatisticamente semelhante até o tempo de usinagem de 85 min. A partir desse momento a TC02 não apresentou mais condições de usinagem e a TC06 prosseguiu sendo utilizada até 125 min, momento em que atingiu um desgaste de flanco VB_N de 0,59 mm, comprovando sua superioridade em relação às outras duas. As durezas dessas duas últimas ferramentas são significativamente diferentes.

5.2 O Aço Rápido T15 Sinterizado com Fase Líquida (SV) - As combinações de temperaturas de tratamento foram as mesmas empregadas nos bits. Quanto à velocidade de corte, após testes preliminares, constatou-se que a velocidade de corte mais adequada foi de 40 m/min, para um avanço de 0,2 mm e uma profundidade de corte de 2,0 mm.

Para este material verificou-se que a combinação de temperaturas de têmpera de 1210 °C e revenimento de 540 °C, apesar de proporcionar maior dureza à ferramenta, não é adequada para que a ferramenta tenha o melhor desempenho. As demais combinações de tratamento proporcionaram desempenhos estatisticamente semelhantes às ferramentas, conforme será descrito a seguir. De acordo com a figura 4, as três ferramentas tiveram o mesmo tempo de duração. Porém, a ferramenta TSV54 apresentou um desgaste maior, principalmente em relação à ferramenta TSV27, a qual possui dureza inferior à primeira. Com relação à TSV83 verificou-se que ela apresentou um comportamento intermediário, sendo sua dureza muito semelhante à TSV54.

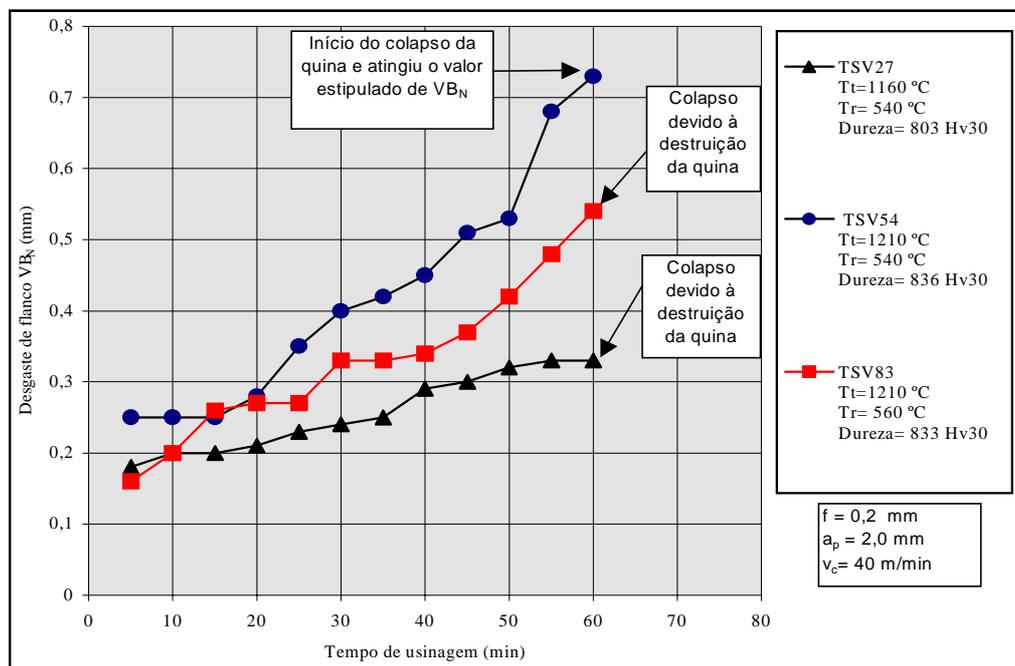


Figura 4. Curvas de desgastes das ferramentas de aço rápido T15 (SV), v_c de 40 m/min

6. FUNDAMENTAÇÃO DE HIPÓTESE

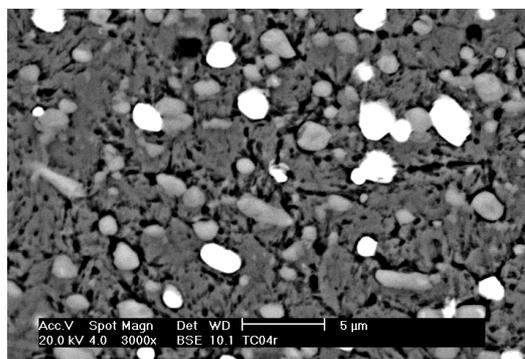
As considerações feitas a seguir são hipóteses e, por isso, devem ser muito bem exploradas posteriormente, servindo como ponto de partida para um estudo bem mais

aprofundado sobre esse assunto. Tais hipóteses estão fundamentadas nas análises metalográficas, químicas e na literatura especializada.

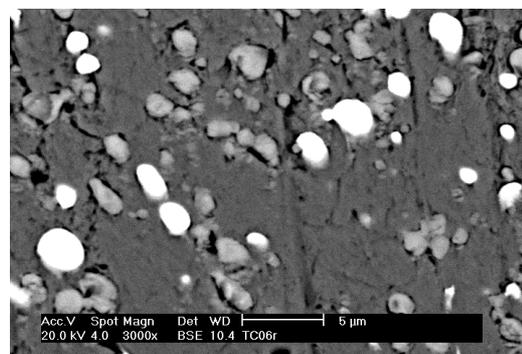
Na temperatura de têmpera de 1210 °C ocorreu maior dissolução dos carbonetos e elementos de liga na matriz, deixando-a num estado tensão maior e tornando-a mais frágil, no estado temperado. Ao contrário, na temperatura de têmpera de 1160 °C a dissolução dos carbonetos e dos elementos de liga foi menor, o que proporcionou a obtenção de uma matriz mais macia e com menor concentração de tensões.

Para um alívio de tensões da matriz frágil, obtida na temperatura de têmpera de 1210 °C, é necessário um revenimento adequado, ou seja, a temperatura de revenimento tem que proporcionar a transformação da martensita frágil em martensita revenida e austenita residual retida em martensita. Com um novo revenimento, essa martensita frágil, formada a partir da austenita, torna-se martensita revenida e, assim, sucessivamente. Daí a importância do triplo revenimento. Além disso, esse revenimento tem que proporcionar a precipitação dos carbonetos responsáveis pela dureza secundária e um certo coalescimento dos mesmos, proporcionando um tamanho adequado, ou seja, nem demasiadamente pequenos e nem exageradamente grandes, para que não sejam arrancados facilmente da matriz.

Com a temperatura de revenimento de 540 °C, após a têmpera de 1210 °C, por ser uma temperatura de revenimento mais baixa, a precipitação de carbonetos foi menor, portanto, a matriz ainda permaneceu num certo estado de tensão maior. Além disso, não ocorreu uma junção dos carbonetos que se precipitaram e, com isso, permaneceu uma maior quantidade de pequenos carbonetos do tipo MC e M₆C menos coesos com a matriz martensítica frágil [FERRARESI, 1977]. Ocorre que essa falta de coesão entre os carbonetos e a matriz, juntamente com a camada de óxido que se forma durante a usinagem e que, quando se desprende, carrega os carbonetos que são menores do que a espessura dessa camada, aceleraram o desgaste por abrasão no flanco da ferramenta [AMBROZIO; BOEHS; FUNARO; LIMA; NEVES; NOGUEIRA; RIBEIRO, 1998]. A figura 5 ilustra a diferença microestrutural proveniente da diferença de tratamento térmico.



A) Microestrutura próxima ao gume da ferramenta TC04 (reativo: Nital 2%)



B) Microestrutura próxima ao gume da ferramenta TC06 (reativo: Nital 2%)

Figura 5. Metalografia da seção transversal das ferramentas TC04 e TC06

7. CONCLUSÕES

O processo de sinterização com fase líquida proporcionou resultados significativos na produção de ferramentas de usinagem. Com os inserts produzidos por este processo foi possível empregar velocidade de corte superior à empregada nos bits produzidos a partir do aço rápido prensado isostaticamente a quente, mantendo-se constante tanto o avanço como a profundidade de corte em 0,2 mm e 2,0 mm, respectivamente. De 33 mm/min para 40 m/min

temos um incremento de aproximadamente 20 %. Além deste fato, deve-se salientar que a sinterização com fase líquida é um processo bem mais simples e barato do que o outro anteriormente citado, sendo, por isso, economicamente mais vantajoso.

Assim como o verificado com os bits, para os insertos sinterizados à vácuo a combinação de temperaturas de têmpera e revenimento de 1210 °C e 540 °C não proporcionou boa resistência ao desgaste quando comparada com as combinações de 1210/560 °C e 1160/540 °C. Ou seja, maior dureza não significa necessariamente maior resistência ao desgaste. Existe uma combinação adequada entre as temperaturas de têmpera e revenimento que proporciona melhores propriedades mecânicas e resistência ao desgaste ao material quando empregado como ferramenta de corte.

Deve-se estudar melhor a relação entre processo de sinterização, tratamento térmico, microestrutura e resistência ao desgaste de aços rápidos empregados na fabricação de ferramentas de usinagem. Este trabalho serviu para demonstrar que processos alternativos, mais baratos, são eficientes e que é possível desenvolver tecnologia nacional para a fabricação de matérias-primas até então importadas.

8. REFERÊNCIAS

- AMBROZIO, F.; BOEHS, L.; FUNARO, R.; LIMA, L. F. C. P.; NEVES, M. D. M.; NOGEIRA, R. A.; RIBEIRO, O. C. S. – **Avaliação da Resistência ao Desgaste dos Aços Rápidos AISI M2 e T15**. 13º CBECIMAT, 1998.
- ANSI/ASTM E 92 – 72; **Standard Test Method for Vickers Hardness of Metallic Materials**, 1977.
- BOEHS, L.; BORGES, R. - **Metodologia do Ensaio de Usinagem para Torneamento**. Florianópolis: Publicação interna GRUCON, 25p, 1980.
- CHIAVERINI, V. - **Aços e Ferros Fundidos** - Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais, 6ª Edição, São Paulo, 1977.
- ERASTEEL. Product - information ASP 2023 and ASP 2030. FEMAFE-SP, 1999.
- FERRARESI, D. - **Fundamentos da Usinagem dos Metais**. São Paulo: Blucher, 1977.
- ISO 3685 - INTERNACIONAL ORGANIZATION FOR STANDARDIZATION – **Tool-Life Testing with Single Point Turning Tools**. Switzerland, 1977.
- MONTGOMERY, D. C. – **Design and Analysis of Experiments**. 4th edition ISBN 0-471-15746-5, QA279.M66, p. 703, 1996.
- SANDEROW, Howard. **High temperature sintering**. New perspectives in powder metallurgy. vol. 9. Metal Powder Industries Federation Princeton. New Jersey, 1990.
- SANDVIK Coromant. **Catálogo Principal de Ferramentas para Torneamento**, 1995.
- SANTOS, R. S. **Ferramentas de torneamento de aço rápido sinterizado e aços rápidos convencionais: análise de propriedades**. Florianópolis, 1999. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) – Curso de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica, Universidade Federal de Santa Catarina. 142 p.
- STEVENSON, R. W. - **P/M Tool Steels** - Project Manager/Materials Group Energy Technology Division Midland - Ross Corp, Metals Handbook ninth edition volume7, p. 784 e 793, 1984.
- TARNEY, E. – **Heat Treatment of tool steels** – Crucible Materials corporation, www.crucibleservice.com/cruheat.htm, 1996.
- WESTIN, L.; WISSEL, H. S- **Power Metallurgical High-Speed Steels** - Scandinavian Journal Metallurgy, p. 41- 46, 1996.

USINAGEM DE AÇOS ENDURECIDOS COM MÍNIMA LUBRIFICAÇÃO

João Roberto Ferreira

Júlio Navarro Santos

Escola Federal de Engenharia de Itajubá/EFEI; Depto de Produção/Instituto de Enga. Mecânica, Av. BPS 1303, C. P. 50, 37.500-903, Itajubá, MG, e-mail: jorofe@iem.efei.br

Fernando Teixeira Filho

Faculdade de Engenharia de Varginha /FENVA; Depto de Engenharia Mecânica, Av. Cel José Alves, 256, Centro. CEP 37.010-540, Varginha-MG, e-mail: fernando-fenva@fepesmig.br

Anselmo Eduardo Diniz

Durval Uchôas Braga

UNICAMP, Depto de Enga. de Fabricação/Faculdade de Engenharia Mecânica, CP 6122, CEP 13.083-970, Campinas- SP, e-mail: anselmo@fem.unicamp.br

Resumo

A utilização da lubrificação com Mínimo Volume de Óleo (MVO) tem sido muito pesquisada nas operações de corte de materiais, devido às pressões de uma legislação cada vez mais severa com os descartes industriais e em função de uma crescente conscientização quanto aos problemas ambientais. Além disso, tem-se mostrado que em alguns processos de usinagem o uso do mínimo volume de óleo pulverizado na região de corte pode reduzir o desgaste da ferramenta e melhorar a rugosidade da peça, quando comparado com o processo a seco. Neste trabalho estudou-se a influência da utilização do mínimo volume de óleo no desgaste da ferramenta de PCBN na operação de torneamento do aço ABNT 52100 endurecido. Para efeito de comparação foram ensaiados também duas outras condições de corte: a seco e com óleo solúvel abundante. Durante os ensaios foram medidos os desgastes da ferramenta de PCBN e a rugosidade da peça. Em função dos resultados obtidos, constatou-se que a usinagem com fluido de corte abundante apresenta o pior desempenho em termos de desgaste de ferramenta; a condição de mínima lubrificação apresentou um desempenho intermediário e a usinagem a seco apresentou a maior vida da ferramenta de PCBN.

Palavras-chave: Torneamento, Aço endurecido, Mínima lubrificação, Ferramenta de PCBN.

1. INTRODUÇÃO

O desenvolvimento de materiais para ferramentas de corte de elevada dureza a quente e alta resistência ao desgaste, aliado ao desenvolvimento de máquinas-ferramentas mais rígidas e potentes têm permitido a usinagem de materiais endurecidos (dureza > 45 HRC). Assim, tem-se tornado possível a substituição com algumas vantagens da operação de retificação pelo torneamento destes materiais. Dentre estas vantagens pode-se citar: maior produtividade, menor custo das ferramentas de corte, baixo consumo de energia por volume de material usinado, redução dos tempos de preparação e troca de ferramentas, máquinas-ferramentas mais simples e de menor custo, etc. (Tönshoff et al., 1995; Klocke et al., 1995, apud. Matsumoto, 1998). Dentre os materiais de ferramentas desenvolvidos, apresenta-se o Nitreto Cúbico de Boro Policristalino (PCBN) que possui interessantes propriedades como: elevada dureza a quente (cerca de 1800HV a 1000° C), baixa solubilidade no ferro e boa tenacidade à

fratura ($6,3 \text{ MPa/m}^{1/2}$). Estas propriedades permitem o uso eficaz do PCBN na usinagem de ligas ferrosas temperadas com dureza na faixa de 50 a 65 HRC (Abrão et al., 1996).

A maior parte da usinagem de aços endurecidos é citada na literatura como sendo corte a seco, uma vez que a elevação da temperatura de corte facilita a deformação e o cisalhamento do material endurecido na formação do cavaco (Nakayama et al., 1988). Porém, a alta temperatura tem seus inconvenientes, como a dilatação da peça, afetando sua precisão dimensional e geométrica e a integridade superficial (Tönshoff et al., 1995). Além disso, a ausência de lubrificação prejudica o transporte de cavaco e causa um aumento no atrito devido à camada de separação entre a ferramenta e o material, favorecendo o aumento do desgaste abrasivo e de aderência (Novaski & Dörr (a), 1999). Na usinagem a seco do aço ABNT 52100 temperado (dureza 60 HRC), Costa (1993) verificou que à medida que a velocidade de corte aumenta, também cresce a taxa de desgaste de flanco dos insertos de PCBN. Para as velocidades de corte ensaiadas ($V_c = 100, 120$ e 140 m/min), a taxa de desgaste de flanco (V_B/t_c) aumentou, embora não tenha sido observado nenhum desgaste de cratera. Na usinagem de aço ABNT 52100 temperado com dureza média de 60 HRC, Matsumoto (1998) verificou que a vida da ferramenta de PCBN cresceu com o aumento da velocidade de corte, dentro do intervalo de velocidades testadas ($V_c = 108$ e 130 m/min). Portanto, há uma certa contradição entre os resultados obtidos pelos autores acima sobre a influência da velocidade de corte na vida da ferramenta de PCBN.

A usinagem com mínimo volume de óleo (MVO) consiste na aplicação de uma quantidade mínima de fluido de corte (normalmente $< 100 \text{ ml/h}$) na região de corte, na maioria dos casos através de um jato de ar. Estas quantidades mínimas são suficientes para reduzir substancialmente o atrito cavaco-ferramenta-peça e evitar a aderência dos materiais em contato (Novaski & Dörr (b), 1999). A usinagem com MVO tem sido pesquisada objetivando a redução do volume de óleo de corte favorecendo as questões ecológicas, as exigências legais quanto à preservação do meio ambiente e a preservação da saúde do ser humano (Heisel & Lutz, 1998). A utilização de óleo de corte abundante (condição úmida) tem as vantagens de facilitar a remoção de cavacos, reduzir o atrito e refrigerar a peça. Por exemplo, na usinagem de alumínio e aços dúcteis, a não aplicação da refrigeração provoca um desgaste adesivo inaceitável (Novaski & Dörr (b), 1999). No entanto, a utilização da condição úmida representa custos adicionais nos processos de corte que podem chegar a 17% dos custos de produção, que são relativos à aquisição, armazenamento, manutenção e descarte. Enquanto que, os gastos relacionados com a ferramenta representam somente 2 a 4% dos custos de produção (Novaski & Dörr (a), 1999). Na operação de furação de liga de Alumínio-Silício (AS 323), Braga et al. (1999) verificou que o desgaste da ferramenta com MVO (vazão de 10 ml/h) foi similar à operação com condição úmida e que, em termos de esforços de corte a operação com MVO mostrou-se melhor do que a condição úmida.

Neste contexto, o objetivo do presente trabalho é verificar a influência da utilização do mínimo volume de óleo na operação de torneamento do aço ABNT 52100 temperado (dureza 60 HRC), comparativamente às condições de corte úmida e a seco. Onde será avaliado a influência da velocidade de corte no desgaste da ferramenta de PCBN nas três condições de corte.

2. PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

Os experimentos foram realizados em um torno CNC Cosmos 30 – Romi, potência de 22 KW (30 HP), ano de fabricação 1985, projeto mecânico convencional com mancais de rolamento e guias de escorregamento. Os corpos de prova de aço ABNT 52100 foram usinados nas dimensões finais $\phi 49 \times 50 \text{ mm}$ e tratados termicamente visando seu endurecimento. A dureza média medida situou-se na faixa de $60 \pm 2 \text{ HRC}$.

O equipamento de mínimo volume de óleo utilizado foi o *Magic-Cut “Mist coolant equipment”* da Fuso Seiki Co. Ltd., modelo OS-21-AT-40. Este equipamento permite uma fina regulação do volume de óleo, por meio de um registro tipo agulha, atomizando-o em um fluxo de ar comprimido à pressão constante de 4,5 bar. O bico injetor de ar foi colocado a cerca de 10 mm da peça, na parte superior, conforme mostra a Figura 1.

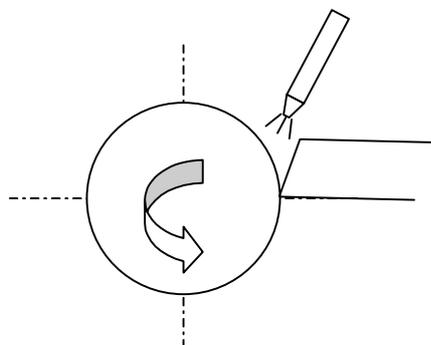


Figura 1. Esquema do bico injetor nos ensaios com ar comprimido e MVO.

Algumas medidas de rugosidade R_a foram realizadas em um rugosímetro *Surftest 211*, Mitutoyo, aferido e calibrado antes do início das medições. O parâmetro de cut-off foi ajustado para 0,8 mm em todas as medidas. As medições das larguras máximas dos desgastes de flanco na superfície de folga das pastilhas (VB_{max}) e também as fotos da progressão destes desgastes foram obtidos em um analisador de imagem (Global Image Analyser) acompanhado do respectivo software (*Global Lab*). Este equipamento é constituído de um microscópio ótico com ampliação de 25 a 50 vezes acoplado a uma câmara de vídeo e ao computador.

Utilizou-se insertos intercambiáveis de PCBN brasados em metal duro, geometria quadrada, código ISO SNGA 120408 S01020, recobertos com uma camada de nitreto de titânio (TiN), raio de ponta 0,8 mm, (Sandvik CB7020). O porta ferramentas usado tinha código ISO MSSNR 2525M12 com a seguinte geometria: ângulo de saída $\gamma_n = -8^\circ$; ângulo de inclinação $\lambda_s = 0^\circ$ e ângulo de posição $\chi_r = 45^\circ$.

Inicialmente, foram realizados alguns ensaios preliminares para determinar a melhor vazão de mínima lubrificação. Estes ensaios foram executados nas seguintes condições de corte: a seco, úmido, ar comprimido e mínima lubrificação com vazões de 10, 30 e 60 ml/h. Os parâmetros de corte usados foram: $V_c = 110$ m/min, $f = 0,08$ mm/v, $a_p = 0,3$ mm. As medidas de rugosidade e desgaste foram efetuadas após a ferramenta ter usinado um comprimento de corte $L_c = 553$ m.

Nos ensaios definitivos, os critérios de fim de vida da ferramenta foram baseados no desgaste de flanco máximo $VB_{max} = 0,3$ mm ou rugosidade $R_a = 0,75$ μ m. Quando um destes dois parâmetros fossem atingidos o teste era encerrado. Durante os ensaios as medidas de rugosidade e desgaste foram efetuadas após a ferramenta ter usinado um comprimento de corte aproximado de 252 m (três passes). As condições de corte foram: a seco, com óleo solúvel abundante (úmida) e com mínima lubrificação na vazão de 10 ml/h. Os parâmetros de corte foram: Velocidade de corte $V_c = 110, 130, 150$ e 175 m/min; avanço $f = 0,08$ mm/volta e profundidade de usinagem $a_p = 0,3$ mm constantes.

3. RESULTADOS E DISCUSSÕES

Primeiramente, nos ensaios preliminares realizou-se uma comparação entre as condições de corte a seco, úmida, com ar comprimido e MVO com vazões de 10, 30 e 60 ml/h. A Figura 2 mostra os resultados do desgaste de flanco VB_{max} da ferramenta de PCBN, onde observa-se que a condição a seco apresentou o melhor desempenho em termos de desgaste. Ao contrário, a condição usando ar comprimido apresentou o maior desgaste da ferramenta de PCBN. As três condições de MVO apresentaram desempenhos similares, sendo assim, a vazão de 10 ml/h foi escolhida para a realização dos ensaios definitivos, pois é a condição de menor consumo de óleo e poder de poluição. A Figura 3 mostra os resultados da rugosidade obtidos para os ensaios preliminares. A condição a seco apresentou o melhor resultado em termos de acabamento e a condição úmida apresentou a maior rugosidade. Justifica-se este fato devido ao efeito da temperatura na zona de cisalhamento do cavaco, quando da usinagem a seco, que facilita o corte, diminui as forças de usinagem, as vibrações e conseqüentemente melhora o acabamento da peça.

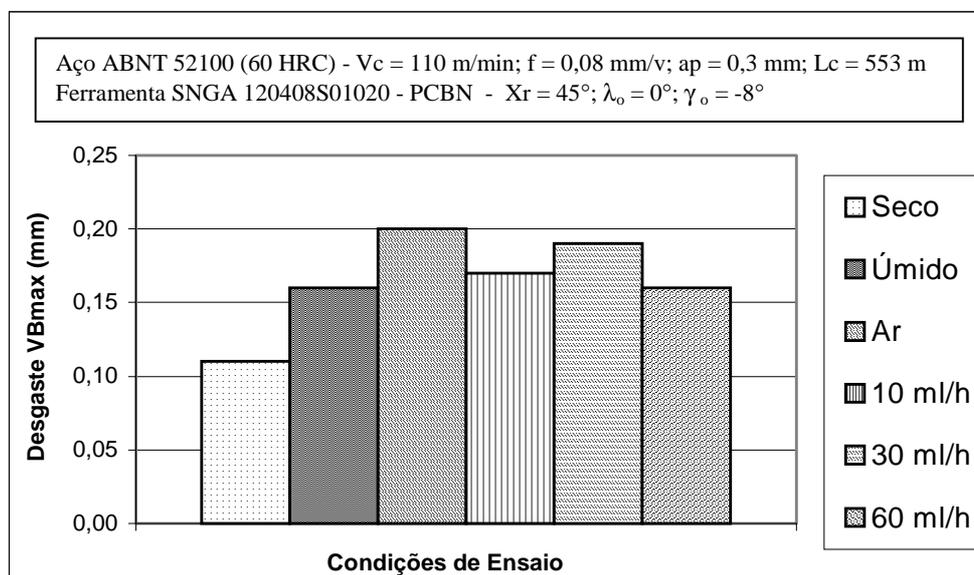


Figura 2. Resultados dos ensaios preliminares relativos ao desgaste de flanco da ferramenta.

Após determinada a melhor vazão de MVO, foram realizados os ensaios definitivos nas seguintes condições: a seco, úmida e com MVO vazão de 10 ml/h. A Figura 4 mostra a evolução do desgaste de flanco para as três condições ensaiadas com a velocidade de corte de 110 m/min. A condição a seco apresentou o melhor desempenho, devido ao efeito da maior temperatura de corte, que provoca a perda de dureza do material da peça, facilitando a formação do cavaco e reduzindo os esforços de corte. O desgaste de flanco VB_{max} na condição a seco mostra uma evolução mais lenta que nas demais condições de corte, favorecido pelo efeito da temperatura desenvolvida no corte, aliada à alta resistência do PCBN em elevadas temperaturas. À medida que o comprimento de corte aumenta, a evolução do desgaste para a condição úmida é mais rápida, devido ao intenso resfriamento da peça e do cavaco fazendo com que a ferramenta de PCBN esteja sujeita a esforços de corte maiores. A condição de MVO com vazão de 10 ml/h apresenta um desempenho intermediário entre as outras duas condições, para comprimentos de corte acima de 1800 m.

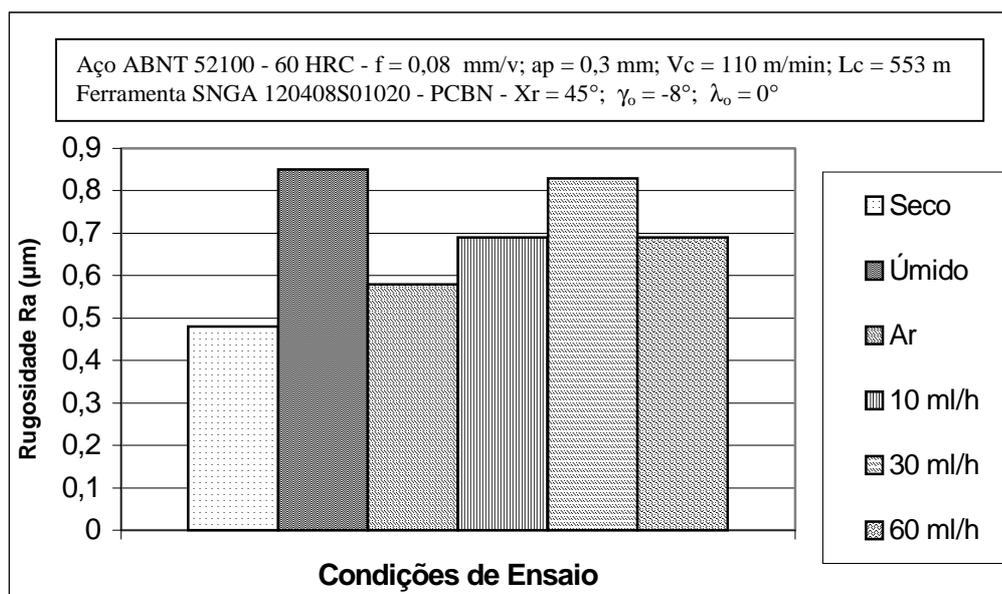


Figura 3. Resultados dos ensaios preliminares relativos ao acabamento superficial.

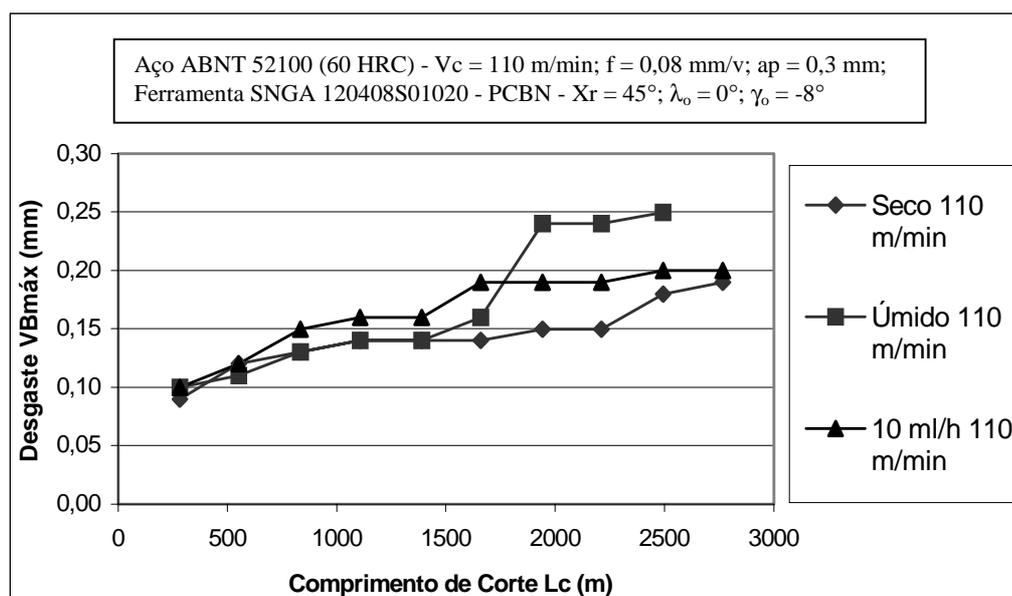


Figura 4. Evolução do desgaste de flanco para as condições ensaiadas com $V_c = 110$ m/min.

A Figura 5 mostra a evolução do desgaste de flanco da ferramenta de PCBN, para as três condições ensaiadas com velocidade de corte de 150 m/min. Observa-se que o desgaste para a condição úmida apresenta uma evolução mais rápida, uma vez que a ação refrigerante da emulsão atua no sentido de evitar o aquecimento da peça e do cavaco, ficando a ferramenta sujeita a esforços de corte maiores, decorrentes da usinagem de aço endurecido. Apesar da condição MVO (10 ml/h) apresentar desgaste menor no início do corte ($L_c < 1200$ m), a evolução deste desgaste é mais rápida comparada com a condição a seco para $L_c > 1200$ m, devido ao efeito da refrigeração da peça/cavaco pelo ar comprimido contido na névoa.

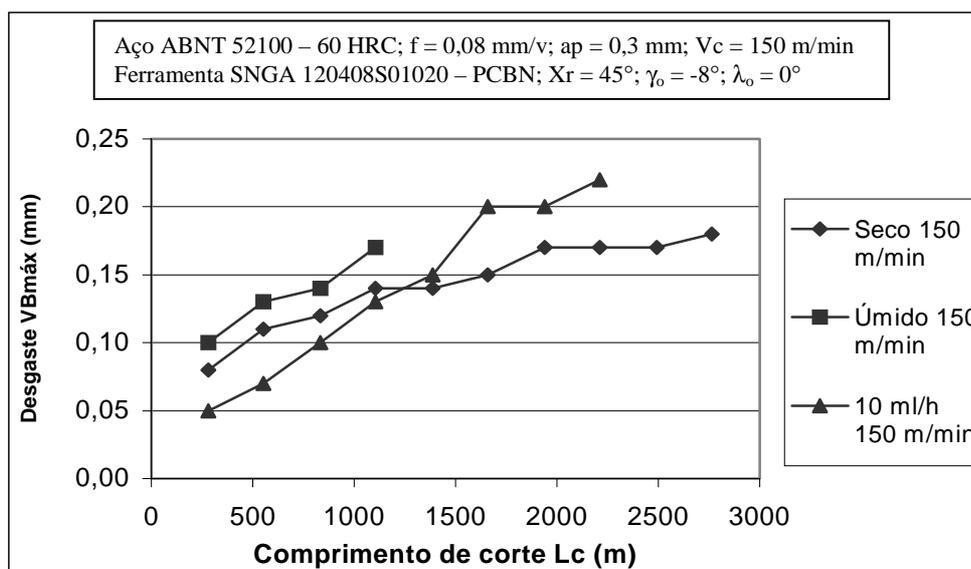


Figura 5. Evolução do desgaste de flanco para as condições ensaiadas com $V_c = 150$ m/min.

A Figura 6 mostra a evolução do desgaste de flanco do PCBN nas condições de corte a seco e MVO para $V_c = 175$ m/min. Pode-se observar que as duas condições apresentam comportamentos semelhantes. A condição de MVO vazão de 10 ml/h apresenta desgaste superior ao da condição a seco, possivelmente devido ao efeito de resfriamento do cavaco pelo ar comprimido, fazendo com que ele mantenha sua dureza elevada. É importante informar que em nenhuma das condições ensaiadas foi verificado o desgaste de cratera, com exceção da condição MVO com $V_c = 175$ m/min, conforme pode ser visto na figura 7. Este desgaste foi verificado a partir de um comprimento de corte $L_c = 2542$ m, em função da elevada velocidade de corte e provavelmente pelo baixo poder de lubrificação do MVO na interface cavaco/ferramenta.

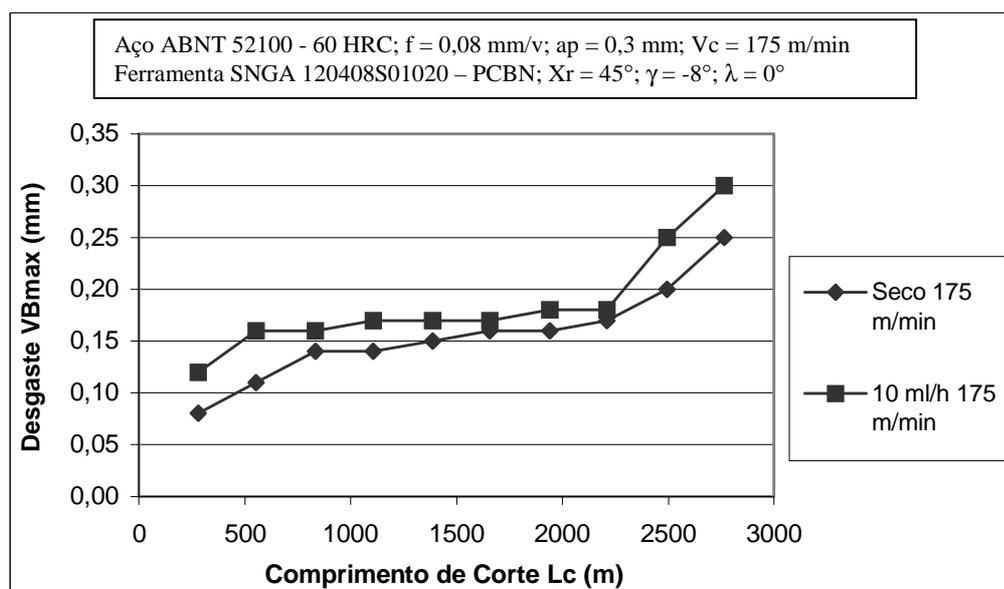


Figura 6. Evolução do desgaste para as condições a seco e MVO, para $V_c = 175$ m/min.

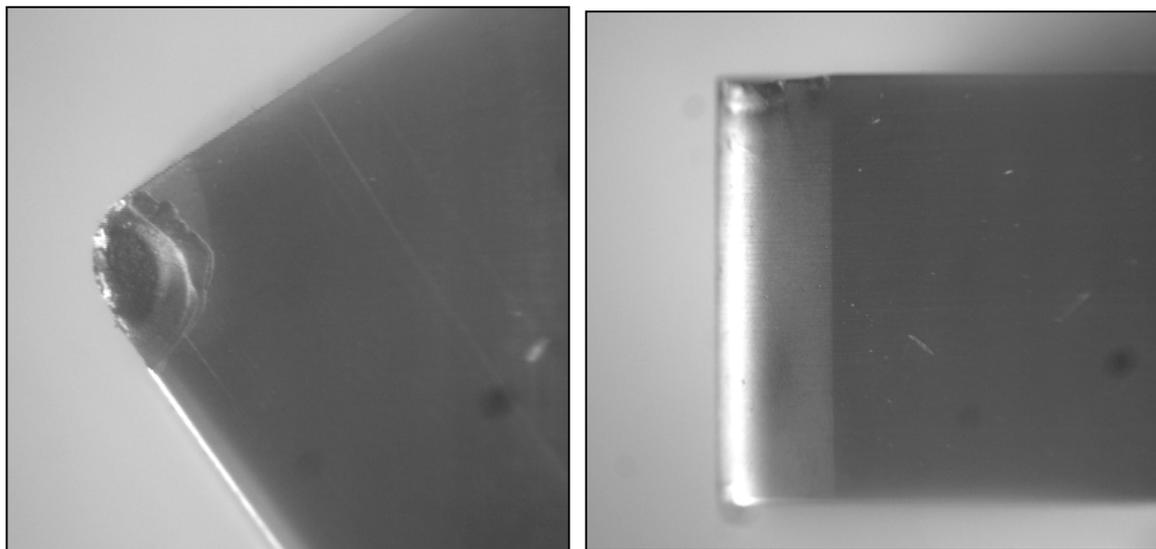


Figura 7. Desgaste de cratera observado com MVO (10 ml/h), $V_c = 175$ m/min, $L_c = 2542$ m.

4. CONCLUSÕES

Com base nos resultados dos experimentos realizados pode-se concluir que:

- A condição de corte a seco apresentou o melhor desempenho no torneamento do aço ABNT 52100 endurecido, referente à maior vida da ferramenta de PCBN;
- A condição de refrigeração abundante determinou um maior desgaste da ferramenta de PCBN e uma elevada rugosidade da peça e, por isso, não deve ser recomendada para o torneamento do aço endurecido em questão;
- A condição com MVO vazão de 10 ml/h apresentou um desgaste intermediário entre as condições de corte a seco e úmida, em função do superior poder de refrigeração em relação à lubrificação da névoa ar/óleo;
- A ferramenta de PCBN apresentou um desgaste típico de flanco nas velocidades de corte de 110, 130 e 150 m/min e desgaste de cratera na velocidade de corte de 175 m/min na condição MVO.

Agradecimentos

Ao Departamento de Engenharia de Fabricação (FEM/UNICAMP) pelo suporte laboratorial e à FAPEMIG-Fundação de Amparo à Pesquisa do Estado de Minas Gerais pelo financiamento da bolsa de Mestrado.

5. REFERÊNCIAS

- Abrão, A.M., Aspinwall, D.K., Wise, L.H., 1996, “A vida de ferramentas e a integridade das peças no torneamento de aços temperados”, *Máquinas e Metais*, pp. 200-217.
- Abrão, A.M. & Aspinwall, D.K., 1999, “Tool Wear of Polycrystalline Cubic Boron Nitride and Ceramic Materials when Hard Turning Bearing Steel”, *Journal of the Braz. Soc. Mechanical Sciences*, vol. XXI, no. 1, pp. 1-9.
- Braga, D.U., Diniz, A.E., Miranda, G., Coppini, N.L., 1999, “Performance do processo de furação de liga de alumínio-silício utilizando a técnica de mínima lubrificação por névoa”, XV COBEM, Águas de Lindóia, São Paulo. Anais em CD-Rom, Código AAAEIA.
- Costa, D.D., 1993, “Análise dos parâmetros de torneamento de aços endurecidos”, Dissertação de Mestrado, UNICAMP, Faculdade de Engenharia Mecânica, 110 p.
- Heisel, U. & Lutz, M., 1998, “Pesquisa de fluido de refrigeração e de lubrificação”, *Máquinas e Metais*, pp. 40-49.
- Heisel, U., Lutz, M., Spath, D., Wassmer R., Walter, U., 1999, “A técnica da quantidade mínima de fluidos e sua aplicação nos processos de corte”, *Máquinas e Metais*, pp. 22-38.
- Klocke, F., König, W., Koch, K.F., Schroeter, R.B., 1995, “Torneamento de precisão: uma opção para o acabamento de peças de aço temperado”, *Máquinas e Metais*, pp.56-67.
- Matsumoto, H., 1998, “Uma Contribuição ao Estudo do Processo de Torneamento de Aços Endurecidos”, Tese de Doutorado, UNICAMP, Faculdade de engenharia Mecânica, 148 p.
- Nakayama, K; Arai, M.; Kanda, T., 1988, “Machining characteristics of hard materials”, *Annals of the CIRP*, Vol. 37/1, pp. 89-92.
- Novaski, O. & Dörr, J. (a), 1999, “Usinagem sem refrigeração”, *Máquinas e Metais*, pp. 18-27.
- Novaski, O. & Dörr, J. (b), 1999, “Usinagem quase a seco”, *Máquinas e Metais*, pp. 34-41.
- Tönshoff, H.K., Wbker,H.G., Brandt, D., 1995, “Hard turning – influences on the workpiece properties”, *Transations of NAMRI SME*, V.XXIII, pp.251-220.

ANÁLISE DO DESEMPENHO DE GUARNIÇÕES DE FREIO AUTOMOBILÍSTICO USANDO FIBRAS PANOX E POLPA DE ARAMIDA EM SUBSTITUIÇÃO AO AMIANTO

Fausto Rodrigues Filho¹

Zaida Jova Aguila²

Edson Bittencourt²

Universidade Estadual de Campinas, Faculdade de Engenharia Mecânica, Departamento de Projeto Mecânico¹ e Faculdade de Engenharia Química, Departamento de Tecnologia de Polímeros² 13.083-970 – Campinas, SP, Brasil. E-mail: fausto@fem.unicamp.br¹

Resumo

A proibição do uso de amianto na fabricação de guarnições de freios trouxe a necessidade de se buscar um substituto técnica e economicamente viável. Muitas tentativas têm sido realizadas, e as guarnições de freio tanto para uso rodoviário como ferroviário estão sendo atualmente produzidas sem esta fibra. Entretanto não se conseguiu ainda encontrar um substituto adequado. Nos freios aeronáuticos e carros de corrida já se utilizam até mesmo os discos de fibra de carbono, cujo custo entretanto é muito alto para veículos automotivos e ferroviários. Neste trabalho procura-se analisar as propriedades físicas, químicas e mecânicas das fibras PANOX e ARAMIDA, cujo custo é significativamente mais baixo que a fibra de carbono, e o seu uso como reforço em guarnições de freio rodoviário. Adotou-se como modelo para os ensaios a guarnição utilizada nos veículos Volkswagen GOL 1995 em diante, aplicável também a outros modelos de veículos, por ser a guarnição de maior consumo no país. Essas guarnições foram produzidas segundo os mesmos processos industriais correntes utilizados na produção das guarnições em uso no mercado. Foram produzidas amostras com porcentagens diferentes dessas fibras e utilizados aditivos e cargas minerais usuais também em diferentes proporções. Foram finalmente determinados os valores de alguns parâmetros característicos como resistência ao cisalhamento, dureza e densidade relativa e as características de desempenho em ensaios tipo KRAUSS, conforme norma NBR-6143. Comparam-se então o desempenho e características dessas guarnições entre si e com o desempenho e características de guarnições comerciais de boa procedência, classificada como “original” pelo fabricante e adquiridas em concessionária autorizada, adotada como referência.

Palavras chaves: freios, material de atrito, amianto, aramida, PANOX.

1. INTRODUÇÃO

Durante muito tempo o amianto foi amplamente utilizado como fibra de reforço em formulações de compósitos para a fabricação de materiais de atrito para freios de máquinas e autoveículos.

Desconsiderando-se os primeiros sistemas de freios mais rudimentares que utilizavam blocos de madeira, metais e outros materiais naturais como sapatas de freios, os primeiros materiais sintéticos utilizados em sistemas industrializados eram constituídos de resina fenólica, que apresentava grandes vantagens sobre aqueles. Logo a resina sintética passou a ser utilizada conjuntamente com tecido de algodão, o que lhe conferiu maior capacidade de carga e melhor desempenho, valendo-lhe ainda o nome de 'lona de freio'. Cintas metálicas foram também utilizadas, sendo que o produto que melhor se adaptou ao mercado foi a malha de amianto com resina sintética. O amianto era utilizado principalmente como elemento estrutural e apresentava bom desempenho por suas propriedades mecânicas e térmicas. Finalmente chegou-se à composição de resina fenólica com fibra de amianto prensada, que perdurou até poucos anos atrás em função de seu excelente desempenho, melhorado e controlado com a adição de cargas diversas. A formulação permite variações diversas, consistindo segredo industrial a composição final e valores dos parâmetros para o processo industrial que garantem o desempenho desejado em cada caso.

Foi também essa composição que antecedeu e viabilizou a implantação do freio a disco em veículos, que já nasceu com esse material de atrito. Esta composição passou então a ser o material predominante tanto em freios veiculares como em máquinas estacionárias, sendo que nos veículos ferroviários veio a substituir as pesadas sapatas metálicas de ferro fundido. Hoje no Brasil apenas em alguns casos excepcionais ainda se utilizam sapatas de ferro fundido em locomotivas mais antigas, que não foram adaptadas à sapata fenólica. Na Inglaterra a sapata de ferro fundido é ainda utilizada em maior escala (cerca de 40 a 50%) e outros países também ainda mantêm o uso em escala mais reduzida.

O baixo custo e alta escala de produção do amianto garantiriam sua permanência no material de atrito indefinidamente, em vista de suas propriedades, não fora a percepção de seus efeitos nocivos à saúde, conforme Seiler (1988), o que levou à necessidade de sua eliminação do processo. Buscando-se um substituto para a fibra de amianto, muitas fibras naturais foram tentadas, tanto vegetais como minerais, algumas delas com relativo sucesso. Igualmente alguns outros produtos foram e continuam sendo utilizados e introduzidos na formulação do material de atrito, como palha de aço, ferro e outros metais, além uma mistura de vários deles. Entretanto, ainda não se conseguiu até o momento uma alternativa que substitua adequadamente o amianto.

Sistemas especiais de freios, como os utilizados em veículos de corrida (Fórmula 1) e freios aeronáuticos vêm sendo produzidos com fibra de carbono, que se constitui em processo com custos bastante elevados, que embora se justifiquem e seja absorvidos nestas aplicações, são insuportáveis para veículos regulares rodoviários e ferroviários.

A PANOX, obtida a partir da copolimerização da acrilonitrila, é um dos materiais intermediários obtidos durante o processo de produção da fibra de carbono. Suas características e estabilidade térmica nessa fase do processo sugerem a possibilidade de desempenho adequado no compósito para a produção do material de atrito para freios, sem a necessidade da etapa de carbonização, que se sucede no processo de obtenção da fibra de carbono e eleva substancialmente o custo final. Dessa forma, seu uso nesta etapa seria economicamente viável, segundo Del Arco (1998), em comparação aos demais materiais.

A polpa de aramida é outro material cujas características sugerem sua utilização com os mesmos objetivos de substituir o amianto. Obtida a partir da fibra de aramida, cuja designação química é poliparafenilene tereftalamida, é proveniente de parafenilene diamida e cloreto de tereftalol, os quais são polemizados em solventes orgânicos, produzindo um polímero solúvel somente em solventes altamente agressivos. Apresenta excelentes propriedades para ser utilizada como fibra de reforço, como maior volume e aglutinação, baixa densidade, alta cristalinidade e orientação, conforme Stron (1989).

As resinas fenólicas têm grande disponibilidade no mercado em uma grande variedade de formas, apresentam baixo custo, alta resistência a produtos químicos, à deformação e a altas temperaturas, bom acabamento, além de constituir um excelente ligante na fabricação de compósitos, protegendo a superfície das fibras individuais e evitando a deterioração das propriedades no contato fibra – fibra, como relatam Pilato e Knop (1985).

Estas considerações motivaram a realização deste trabalho, buscando estudar a possibilidade de utilização das fibras de PANOX e aramida como alternativa para a substituição do amianto na composição do material de atrito.

2. MATERIAIS E MÉTODOS

Foram realizadas diversas formulações tendo como base uma resina fenólica com a adição de diferentes concentrações de PANOX e aramida, além das cargas minerais e aditivos tradicionais. Com esses compósitos foram fabricadas guarnições de freio segundo o modelo geométrico utilizado em veículos marca Volkswagen, modelo Gol 1.6. Este modelo de guarnição foi escolhido por ser utilizado também em outros veículos da mesma fábrica, resultando no modelo mais produzido industrialmente, o que facilitou a colaboração de uma das fábricas desse material e a realização dos ensaios de desempenho. Tais corpos de prova foram ensaiados de modo a se determinar seus coeficientes de atrito pelo método de ensaio Krauss.

2.1 Materiais Utilizados

A poliacrilonitrila (PAN) é um polímero sintético, quimicamente homogêneo, com cadeias contínuas de carbono e cadeias laterais de nitrila dispostas a ciclização. O processo de obtenção de fibras de carbono se inicia com a estabilização oxidativa da PAN a temperatura entre 200 e 300 °C, quando ocorrem transformações estruturais de modo que a estrutura linear das cadeias da PAN se transforma em moléculas tipo escada pelas reações de ponte intramolecular. Nesta etapa a fibra é conhecida como PANOX e apresenta excelentes propriedades térmicas que a tornam adequadas para ser usada como reforço em compósitos para a fabricação de materiais de atrito. A PANOX utilizada neste trabalho foi fornecida pelo Centro Técnico Aeroespacial em cabos de 320.000 filamentos e módulo de elasticidade 7,5 GPa. A temperatura de transição vítrea (T_g) permanece entre 112 e 115 °C.

A aramida pode ser vista como um nylon com anéis benzênicos na cadeia polimérica que aumentam sua resistência. As fibras de aramida, conforme Prestow (1986), apresentam-se em cabos de 134 a 10.000 filamentos. Apresentam boas qualidades a altas temperaturas e sua T_g se situa em torno de 250 °C. Quebra em fratura única formando pequenas fibrilas dentro da própria fibra, o que lhe confere alta flexibilidade com relação às fibras convencionais, segundo Matthews e Rawlings, (1996).

Utilizou-se ainda resina fenólica tipo Novolac, fornecida pela Schenectady do Brasil Ltda, recomendada como aglutinante em materiais de atrito, além de Alumina, Grafite e Barita fornecidas pela Cia Brasileira de Equipamentos (COBREQ).

2.2 Métodos Empregados

Procedeu-se inicialmente a um estudo morfológico das fibras utilizadas pelo método da Microscopia Eletrônica Exploratória. Este método permite também observar a orientação e as estruturas longitudinal e transversal das fibras. Utilizou-se um microscópio eletrônico modelo JXA-840 pertencente ao Departamento de Materiais da Faculdade de Engenharia Mecânica da

Unicamp. As fibras foram submetidas a um processo de metalização com ouro, usando-se a técnica de *sputtering* em um equipamento marca Balzer, modelo SCD-050, atingindo-se uma camada de 250 Å.

Uma vez caracterizadas as fibras foram preparadas diversas formulações com a resina fenólica, PANOX, aramida e diferentes concentrações de aditivos, com as quais foram confeccionados os corpos de prova na forma de guarnições de freio comerciais comuns. Na definição dessas formulações consideraram-se as referências e a experiência prática dos próprios fabricantes, buscando-se obter as possíveis combinações julgadas adequadas. Foram mantidas constante as concentrações das fibras e variadas as quantidades de carga mineral e aditivos.

O processo se constitui das seguintes etapas:

- Mistura e dispersão dos diferentes constituintes;
- Confeção dos pré-impregnados;
- Prensagem a quente do material à temperatura de 128 °C e pressão 145 kgf/cm²;
- Pós-cura dos compósitos a 240 °C durante 3 horas.

Os corpos de prova, na forma de guarnições de freio comerciais comuns, foram executados segundo o modelo geométrico utilizado para os veículos marca Volkswagen modelo Gol 1.6. Este modelo de guarnição é utilizado também em outros tipos de veículos da mesma marca, de modo que vem a ser o modelo de maior produção. A confecção das guarnições foi efetuada pela COBREQ, introduzindo-se na linha de produção uma bandeja com os corpos de prova durante a fabricação normal de suas guarnições desse tipo. Foram utilizadas, assim, exatamente as mesmas condições de fabricação das guarnições comerciais.

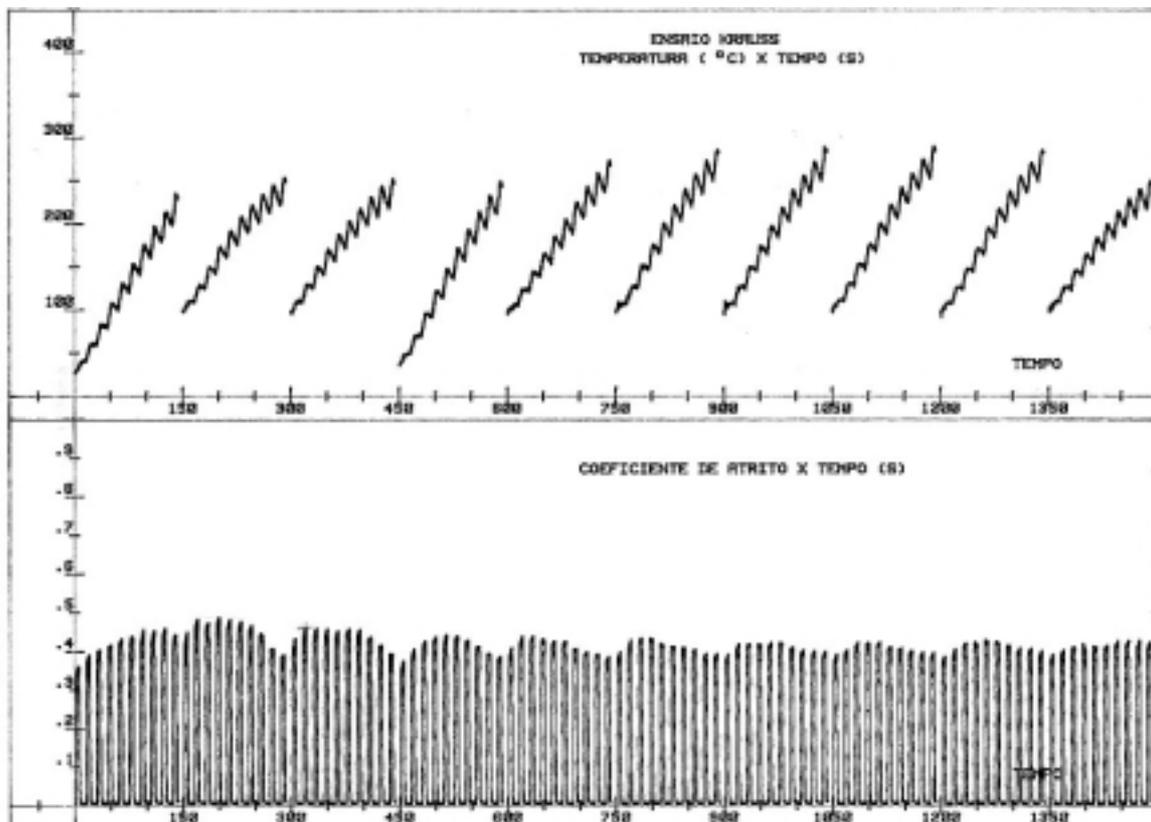


Figura 1 – Gráfico típico obtido em um ensaio tipo Krauss

A avaliação do desempenho foi feita por meio de ensaios tipo Krauss, realizados conforme a norma ABNT 6143: Guarnições de Freio a Disco - Determinação do Atrito e Desgaste Através da Bancada de Ensaios Krauss. O ensaio consiste na realização de 10 ciclos de aplicação e alívio do freio com intensidade de aplicação e rotação constantes e definidas na norma. As aplicações têm a duração de 5 segundos, seguidas de 10 segundos de alívio entre uma aplicação e outra. Cada ciclo é composto de 10 aplicações sucessivas. A figura 1 mostra o gráfico característico de um ensaio tipo Krauss como obtido no plotter, onde a parte superior mostra a temperatura em função do tempo e a parte inferior mostra a variação do coeficiente de atrito também em função do tempo.

Este ensaio é usualmente utilizado na indústria durante a fase de desenvolvimento do produto cada vez que a 'montadora' lança no mercado um modelo novo, para caracterizar o desempenho de cada formulação experimentada. O sistema de freios é desenvolvido simultaneamente com o material de atrito, acompanhados por testes dinamométricos e testes de protótipos em pista real. Ao final, escolhidos o sistema e o material de atrito, dentre as diversas experiências realizadas, o resultado do teste Krauss correspondente é definido como o padrão de qualidade a ser observado para a fabricação do material de atrito. Dessa forma, é corrente na indústria o conceito que o ensaio não seja utilizado como critério de definição da qualidade do material de atrito mas tão somente como controle de qualidade da produção.

Ainda conforme estabelece a norma utilizada, os ensaios se realizam utilizando-se as guarnições originais na sua forma real, suportadas pelo próprio calíper utilizado no veículo e aplicadas contra um disco de freio também original do veículo. São medidos e apresentados na forma de gráficos a temperatura na superfície do disco e o valor do coeficiente de atrito em função do tempo em cada ciclo. Determinam-se em cada ensaio os valores do coeficiente de atrito a frio, mínimo, máximo e médio.

A norma não estabelece qualquer valor de referência para aprovação ou rejeição, apenas o método de ensaio. Dessa forma, e como se trata de um trabalho de investigação para estudar alternativas, os resultados obtidos com o material em estudo foram comparados com os resultados obtidos nos ensaios de um material comercial original de fábrica, fornecido pelo fabricante do veículo e adquirido em agência autorizada. Todos os ensaios foram realizados no equipamento de ensaios de freios do Laboratório Ferroviário da Faculdade de Engenharia Mecânica da Unicamp.

3. ENSAIOS E RESULTADOS

A figura 2 mostra a micrografia longitudinal das fibras utilizadas. Verifica-se que a fibra Panox (fig.2.a) apresentou boa orientação, grande empacotamento paralelo ao eixo das fibras,

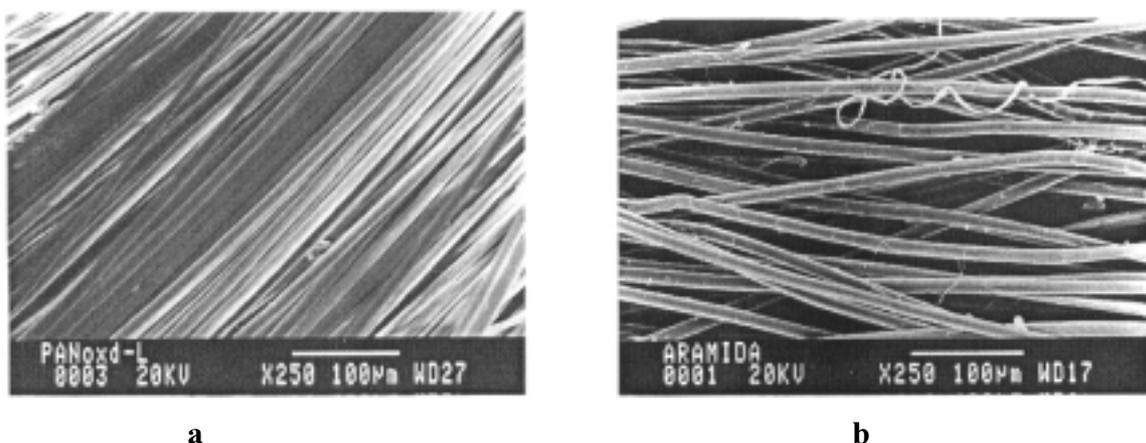


Figura 2 - Micrografia longitudinal das fibras utilizadas: a) Panox; b) Aramida

que se apresentam separados por sulcos e baixa proporção de espaços vazios. Observam-se algumas inclusões entre as fibras que se podem atribuir a defeitos ou impurezas.

Nas fibras de Aramida (fig.2.b), os feixes se apresentam de forma cruzada, com maior volume livre entre as fibras e a presença de uma estrutura fibrilar na superfície, caracterizada por pequenas fibras às vezes enroscadas nas fibras maiores ou em forma de lâminas. As camadas mais externas dos feixes de fibras vão se separando devido à repulsão eletrostática.

Sendo a cadeia polimérica da aramida altamente conjugada, favorece a existência de uma alta densidade eletrônica ocasionada pelos elétrons dos orbitais *p*, o que provoca a grande repulsão eletrostática observada entre as cadeias do polímero e a existência de um maior volume livre.

Devido às propriedades morfológicas apresentadas pela fibra Panox, não foi possível obter corpos de prova utilizando apenas essa fibra como elemento de reforço pela falta de aglutinação e compactação dos diferentes constituintes. Foi necessária a introdução de alguma quantidade de aramida nas formulações para se poder obter melhor aglutinação, o que ocorre devido à grande área ($6 \text{ m}^2/\text{g}$) de superfície apresentada por esta fibra.

A figura 3 mostra uma comparação dos valores do coeficiente de atrito médio obtidos nos ensaios de desempenho, segundo o método Krauss, com os corpos de prova utilizados. A comparação pode ser feita diretamente entre os diversos compósitos preparados ou entre estes e as guarnições comerciais utilizadas como referência. Estas apresentaram valores do coeficiente de atrito entre 0,28 e 0,42 em 3 ensaios realizados com 3 guarnições diferentes.

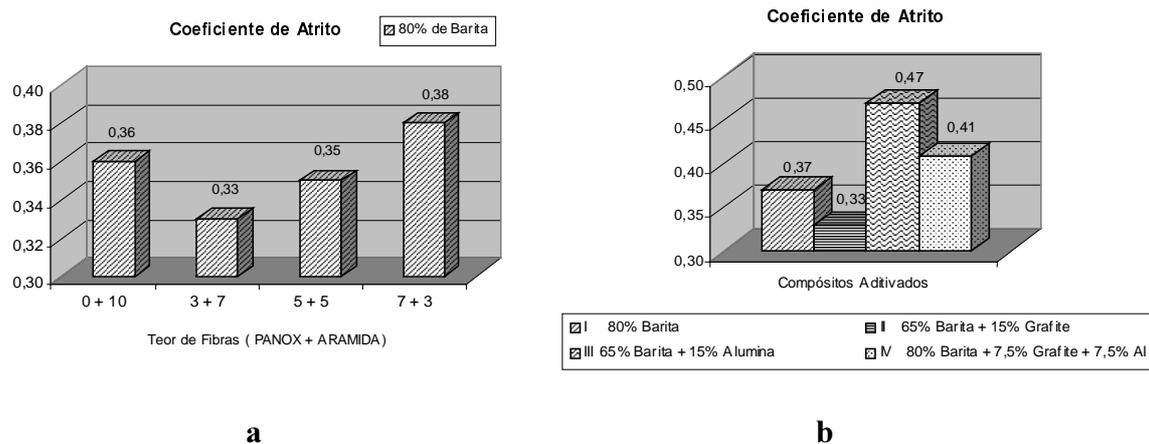


Figura 3 - Influência da concentração de fibras e aditivos sobre o coeficiente de atrito: a) variação da concentração de Panox e Aramida, mantidos constantes os demais componentes; b) variação da concentração dos aditivos, mantidas constantes as fibras.

A figura 3.a mostra a influência da proporção de fibras PANOX e aramida sobre o coeficiente de atrito. A soma das concentrações das duas fibras se mantém constante em 10%, variando a proporção de cada uma delas, de forma a manter também constante a concentração dos demais componentes.

Observa-se uma curiosidade: a formulação apenas com fibras de aramida apresentou um valor do coeficiente de atrito mais alto, que se reduziu com a introdução de pequenas concentrações de PANOX. Com 3% de PANOX ocorreu um valor mínimo do coeficiente de atrito, que passou a aumentar novamente com maiores concentrações de aramida. Compósitos reforçados totalmente com fibras de aramida apresentaram melhor comportamento do coeficiente de atrito devido à sua estrutura fibrilar, assim como à irregularidade na sua distribuição e volume livre entre elas, o que lhes permite uma melhor interação com a matriz e os aditivos.

Concentrações de 3% de fibras de PANOX reduzem o valor do atrito devido à substituição de parte da aramida na formulação, o que diminui os efeitos referidos anteriormente. Com o aumento da concentração de PANOX o coeficiente de atrito vai aumentando, como mostra a figura 3.a . Isto ocorre devido ao aumento da densidade nas formulações, embora quando se utiliza somente fibras de PANOX como reforço, não seja possível obter corpos de prova por falta de aglutinação dos constituintes, o que pode ser atribuído ao grande empacotamento e baixa proporção de volume livre desta fibra.

Verifica-se também que todas as formulações apresentaram valores do coeficiente de atrito no mesmo intervalo da variação obtida com o material de referência.

A figura 3.b mostra a influência da variação da proporção de alguns dos demais componentes, mantidas fixas as concentrações das fibras.

Verifica-se inicialmente que o coeficiente de atrito ficou sempre acima do mínimo em relação ao material de referência, porém subiu bastante acima do máximo com a introdução de proporção maior de Alumina. De modo geral, a introdução de Alumina aumenta o coeficiente de atrito em proporção crescente com sua concentração, embora seja um forte abrasivo. Seus orbitais vazios se combinam com os orbitais p da aramida e com os grupos N nas fibras de PANOX, os quais na presença da matriz fenólica oferecem maior rigidez e resistência ao compósito por efeito da reticulação, o que o torna um excelente elemento estrutural.

A introdução de grafite apresenta efeito exatamente contrário. O grafite permanece nos espaços livres entre as fibras, devido à sua estrutura planar, o que lhe permite o movimento de uma camada sobre outra. Dessa forma, qualquer esforço transmitido pelas fibras provoca um deslocamento entre as camadas de grafite vizinhas, propriedade esta conhecida como efeito lubrificante.

4. CONCLUSÕES.

O ensaio tipo Krauss mostrou-se adequado para a avaliação de materiais de atrito por comparação com o material original. Estudos posteriores poderão ser desenvolvidos para avaliar melhor as condições de realização deste tipo de ensaio, estabelecendo-se valores dos parâmetros envolvidos, tais como coeficiente de atrito, desgaste e temperatura como limites que possibilitem a aceitação ou rejeição de materiais de atrito.

Ficou comprovado que as fibras de PANOX e aramida possuem propriedades que as tornam adequadas para o uso como reforço em materiais de atrito.

A fibra de aramida apresentou bom desempenho quando utilizada na proporção de 10% do peso do compósito. Seu uso combinado com a PANOX, numa proporção total de 10% na soma das duas fibras, permite um controle do valor do coeficiente de atrito dentro da faixa de variação do material de referência e um desempenho estável. Em concentrações iguais das duas fibras se obtém praticamente o mesmo desempenho que com o uso apenas da aramida, o que não é interessante devido ao custo muito maior desta fibra. A redução da PANOX até 30% dessa combinação reduz o coeficiente de atrito com aumento do custo e o seu aumento até 70% aumenta o coeficiente de atrito com redução do custo. O uso apenas de PANOX não é possível porque não se consegue aglutinar o compósito. Deve-se prosseguir as investigações para se verificar o desempenho das combinações entre 70 e 100% de PANOX e 70 e 100% de aramida.

O uso de pequenas concentrações de aramida é necessário para garantir a aglutinação e estabilidade do compósito.

A fibra de PANOX demonstrou possuir características adequadas para seu uso como material de reforço em compósitos para a fabricação de material de atrito para freios de veículos,

o que a transforma em um produto com grande interesse tecnológico e industrial devido à facilidade de obtenção e baixo custo de produção.

Também os elementos utilizados como carga, tais como alumina e grafite, afetam significativamente o comportamento do material de atrito. A variação das proporções destes componentes, combinada com proporções adequadas das fibras, pode ser utilizada para manter sob controle o coeficiente de atrito desejado em cada caso.

A maioria das formulações utilizadas apresentou boa estabilidade do valor do coeficiente de atrito medido ao longo de todo o ensaio, superior mesmo ao resultado obtido nos ensaios com o material de referência.

AGRADECIMENTOS .

Ao CNPq pelo apoio financeiro; ao Centro Técnico Aeroespacial, pelo fornecimento da matéria prima e a Companhia Brasileira de Equipamento (COBREQ), pela manufatura dos corpos de prova.

REFERÊNCIAS.

- Del Arco, A.P., 1997, “Análise e Desenvolvimento do Processo de Obtenção de Fibras de Carbono a Partir de Estabilização Oxidativa das Fibras de Poliacrilonitrila”, Tese de Doutorado, Faculdade de Engenharia Química, Universidade Estadual de Campinas.
- Matthews, F.L., Rawlings, R.D., 1996, “Composite Materials: Engineering and Science”.
- Pilato L.A., Knop, A., 1985, “Phenolic Resins. Chemistry, Applications and Performances”.
- Preston, J., 1986, “Aramid Fibers”. In: Encyclopedia of Polymer Science and Engineering, 2^a ed., v.2, p. 97.
- Seiler, H.G, et al., 1988, “Handbook on the Toxicity of Inorganic Compounds”.
- Strong, A.B., 1989, “Fundamental of Composites Manufacturing: Materials, Methods, and Applications”.

EFEITO DA LAPIDAÇÃO DE PASTILHAS DE METAL DURO SOBRE O SEU DESGASTE

Luiz E. A. Sanchez

Célio Losnak

Fabiano R. C. Perez

Universidade Estadual Paulista - Unesp, Departamento de Engenharia Mecânica
Cx. P. 473 - 13033-360 - Bauru , SP, Brasil.

Resumo

Este trabalho estuda o comportamento do desgaste de ferramenta de metal duro, sem recobrimento, submetida ao processo de lapidação de suas superfícies de folga e saída. Nestas pastilhas de metal duro observa-se claramente as marcas de retificação deixadas em suas superfícies no processo final de acabamento em sua fabricação. No entanto, o metal duro trata-se de um material de comportamento frágil que quando submetido à retificação pode gerar microtrincas deletéreas à sua integridade e aumentadas durante o processo de usinagem, acelerando o mecanismo de desgaste. Nos ensaios de desgaste executados, além das pastilhas originais de metal duro, submeteu-se este mesmo tipo de pastilhas à lapidação plana com duas granulometrias diferentes de carboneto de silício (600 e 1000 Mesh) a fim de eliminar as marcas de retificação. Em seguida, usinando-se corpos-de-prova em ferro fundido cinzento com pastilhas não lapidadas e lapidadas, respectivamente, pôde-se verificar que estas últimas apresentaram maior resistência ao desgaste, tanto na superfície de folga como ao logo da aresta principal de corte.

Palavras-chave: Lapidação, torneamento, desgaste, pastilha, metal duro.

1. INTRODUÇÃO

Apesar da lapidação ser um processo abrasivo bastante antigo, tendo sua origem na idade da pedra conforme pode-se atestar pelos aparatos encontrados e expostos no museu de Munique, seu domínio ainda encontra-se restrito à poucos fabricantes de peças de precisão (Stähli, 1998).

De um modo geral, o processo de lapidação caracteriza-se por uma baixa taxa de remoção de material sem aquecimento da peça usinada, o que minimiza as tensões residuais em comparação com outros processos de usinagem. Estas características têm feito com que a lapidação ganhe importância no acabamento superficial de materiais duros e frágeis, como as cerâmicas avançadas, materiais metálicos com adição de carbonetos duros e aços endurecidos de alta liga (Crichigno, 1994; Chandrasekar *et al.*, 1987a e 1987b).

Dentre os materiais de difícil usinagem, como aqueles de alta dureza e alto módulo de elasticidade, encontram-se os metais duros empregados na fabricação de ferramentas de corte, em especial as pastilhas intercambiáveis para torneamento e fresamento. Estas ferramentas são produzidas por metalurgia do pó, as quais invariavelmente sofrem deformações na etapa de

sinterização necessitando, por isso, serem usinadas. Com esta finalidade as pastilhas são retificadas, por meio de rebolos de CBN (Nitreto de Boro Cúbico), conferindo-lhes as formas finais (Baklunov & Moskalev, 1974).

Ainda que a retificação seja reconhecidamente o processo mais utilizado e eficiente para acabamento de materiais de difícil usinagem, o calor gerado na região de contato entre rebole/peça e a interação entre os grãos abrasivos na peça, acabam introduzindo microtrincas nas camadas superficiais e subsuperficiais além de tensões residuais de tração crescentes abaixo da superfície usinada. Tais fatores fazem com que as trincas cujas extremidades encontram-se sob a ação das tensões residuais de tração propaguem-se até a ocorrência de fratura (Saljé & Paulmann, 1988; Spur & Sabotka, 1994).

Diversos autores, como Tomlison & Newton (1990), Yahata (1987) e Zhong & Venkatesch (1994), observaram que o processo de lapidação produz uma camada superficial onde dominam tensões de compressão e abaixo dela tensões de tração substancialmente menores do que àquelas encontradas no processo de retificação. Isto deve-se principalmente ao fato de que na lapidação as contrações devido às variações de temperaturas serem pouco intensas.

Dentre os principais tipos de desgastes em ferramentas de corte, classificados no “Modern Metal Cutting” (Sandvik, s.d), alguns estão diretamente relacionados à existência e a propagação de microtrincas, como acontece no desgaste por: fratura térmica; fratura por fadiga mecânica; e lascamento/fratura da aresta cortante. Outros tipos de desgastes tem como principais influências o desgaste abrasivo, a difusão e a adesão de material.

A fim de minimizar os defeitos introduzidos nas pastilhas de metal duro durante a sua fabricação, devido a retificação, e por conseqüência diminuir o seu desgaste durante seu uso na usinagem, é proposto neste trabalho um estudo comparativo entre o desgaste de pastilhas originais (não lapidadas) com pastilhas lapidadas na operação de torneamento. Para tanto é utilizado um corpo-de-prova em ferro fundido com sulcos ao longo de sua extensão para aumentar a severidade da operação e empregado pastilhas de metal duro sem revestimento, originalmente desenvolvidas para o fresamento mas adaptada ao torneamento pela indisponibilidade deste tipo de ferramenta não revestida.

2. MATERIAIS E MÉTODOS

Na execução deste trabalho empregou-se seis pastilhas de metal duro classe P30 (TPAN - ISO 1832) com ângulo de folga de 7° e ângulo de saída nulo, sem recobrimento e sem quebra-cavacos. Destas seis pastilhas, tomou-se três delas lapidando-se as suas superfícies de folga e de saída separadamente. Desta forma eliminou-se por completo as marcas de retificação deixadas na etapa final de seu processo de fabricação. Para isso, empregou-se uma lapidadora plana, tal qual em Sanchez *et al.* (1999), com disco de ferro fundido nodular, carga de $1,7 \text{ N/cm}^2$ e abrasivo de carboneto de silício (SiC) com duas granulometrias diferentes: 600 Mesh, numa primeira etapa de 10 minutos de duração; e, depois, 1000 Mesh numa segunda etapa com duração de outros 10 minutos.

O corpo-de-prova preparado para os ensaios é feito em ferro fundido cinzento, onde quatro sulcos radiais foram produzidos ao longo de sua extensão cilíndrica, conforme é mostrado na Fig. 3.1. A colocação destes sulcos tem por objetivo aumentar a severidade da operação de torneamento a fim de introduzir mais intensamente os defeitos na ferramenta, submetendo-a mais rapidamente ao desgaste, aproximando-se de uma situação análoga ao do corte interrompido no fresamento.

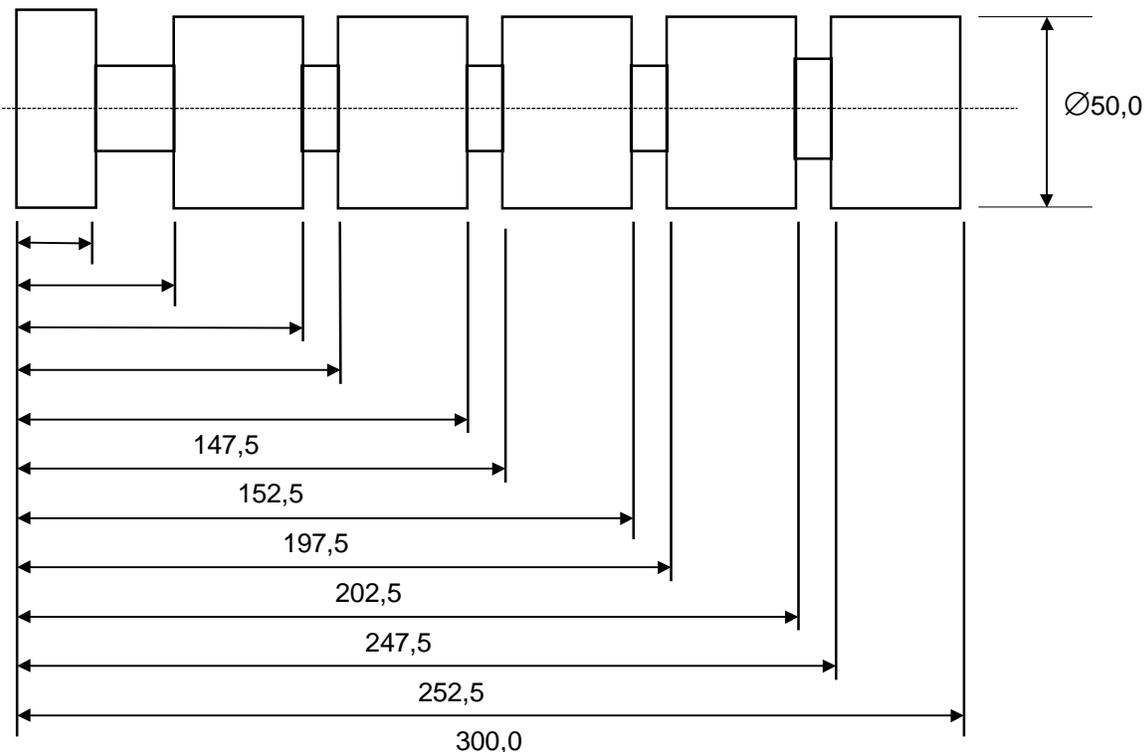


Figura 1. Geometria do corpo-de-prova em ferro fundido cinzento utilizado nos ensaios.

Para a realização dos ensaios utilizou-se um torno convencional (Tormax 30 da Romi), onde selecionou-se a velocidade de corte de 98 m/min, sugerida por Chiaverini (1996) em função do tipo e dureza do material do corpo-de-prova que, neste caso, apresentou-se com 195 HB. Os valores selecionados para a profundidade e velocidade de corte, de 0,5 mm e 0,15 mm/volta da peça, respectivamente, são os mesmos daqueles adotados na metodologia de desgaste de ferramentas de metal duro descritos no “Modern Metal Cutting” (Sandvik, s.d), sem uso de fluido refrigerante. Segundo esta metodologia, também adotada no trabalho, o critério de desgaste da ferramenta baseia-se no desgaste da superfície de folga (V_B) para uma vida de 30 minutos.

O procedimento dos ensaios consistiu no torneamento do corpo-de-prova em intervalos de tempo de 200 segundos, correspondente a dois passes ao logo da peça por intervalo. Ao final de cada período fotografou-se a pastilha em estereoscópio ótico com um aumento de 25 vezes para que, com o auxílio da digitalização das fotos e tratamento em “software” específico, pudesse ser avaliado o seu desgaste.

Além do desgaste da aresta de folga, buscou-se um indicativo adicional para melhor avaliação da extensão dos defeitos propagados na região de corte da ferramenta, definindo-se, então, um “fator de extensão do desgaste (F_{ED})” o qual relaciona o comprimento desgastado da aresta principal de corte e a largura de desgaste da superfície de folga (V_B).

Ao final de cada período do ensaio, mediu-se o valor da rugosidade dos corpos-de-prova por meio de um rugosímetro portátil. No entanto, no início, antes de cada seqüência de ensaio usinou-se a peça em passe único com ferramenta nova, sem uso, a fim de regularizar a superfície dos corpos-de-prova.

Cada ensaio descrito foi executado três vezes, para pastilhas originais e lapidadas separadamente, cujos valores médios levantados em cada um dos nove períodos são mostrados e discutidos no próximo item.

3. RESULTADOS E DISCUSSÃO

Nas figuras 2 e 3 pode-se observar o aspecto de uma das ferramentas não lapidada e lapidada, respectivamente, desgastadas após o quarto período do ensaio.

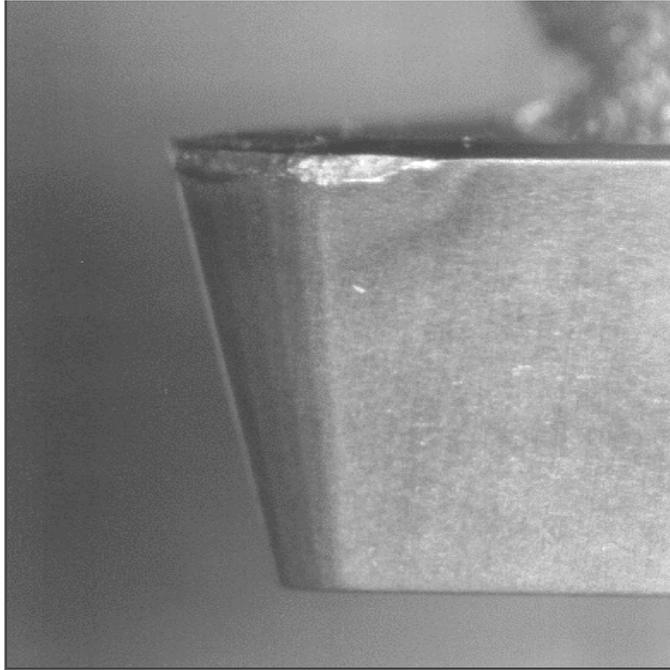


Figura 2. Uma das pastilhas não lapidadas após o quarto período de ensaio.

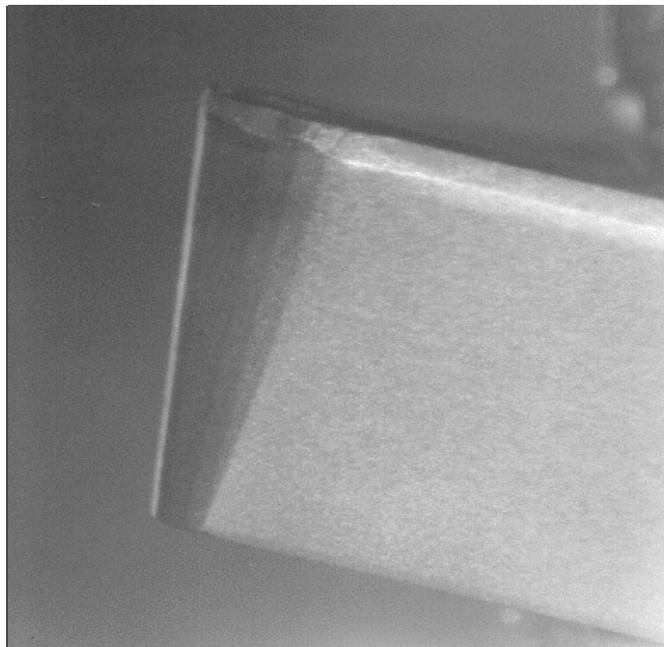


Figura 3. Uma das pastilhas lapidadas após o quarto período de ensaio.

O gráfico da Figura 4 mostra a evolução do desgaste médio da superfície de folga (V_B) ao longo do ensaio, para cada período.

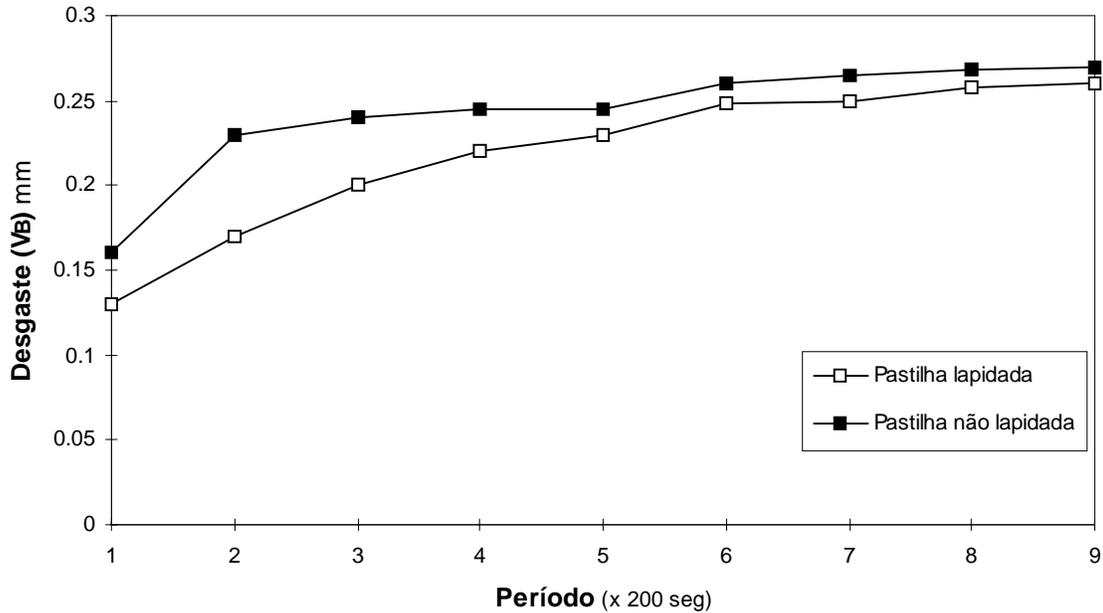


Figura 4. Desgaste da superfície de folga (V_B) em pastilhas de metal duro lapidadas e não lapidadas.

O gráfico da Fig. 4 mostra um menor desgaste V_B das pastilhas de metal duro submetidas ao processo de lapidação. De um modo geral este comportamento pode ser explicado pela provável remoção, pela lapidação, da camada de material com defeitos anteriormente introduzidos no processo de retificação da pastilha e também pelas menores tensões residuais deixadas pela lapidação. Desta forma, as microtrincas de menores profundidades podem ser removidas minimizando o desgaste frágil da ferramenta, representado pelos lascamentos na região da aresta principal de corte.

Em adição ao efeito benéfico de um melhor acabamento superficial das ferramentas de corte sobre o seu desgaste V_B pode-se, ao mesmo tempo, constatar a maior integridade ao longo da aresta principal de corte nas pastilhas lapidadas através do “Fator de Extensão do Desgaste (F_{ED})” levantado em cada período do ensaio e mostrado na Figura 5.

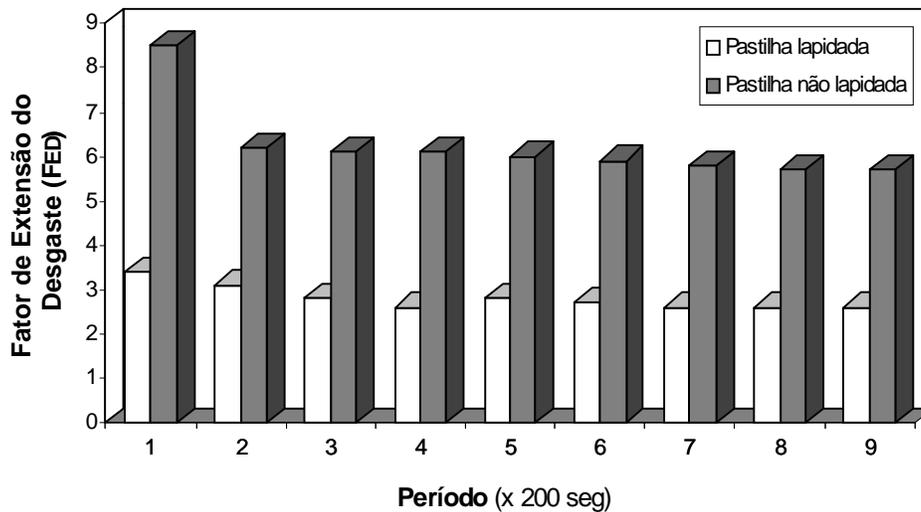


Figura 5. “Fator de Extensão do Desgaste (F_{ED})” para as pastilhas de metal duro lapidadas e não lapidadas.

Pelo gráfico da Fig. 5 pode-se notar um menor FED para as pastilhas lapidadas ao longo de todo o ensaio, o que significa uma menor destruição da região de corte da ferramenta, uma vez que o comprimento da aresta destruído é proporcionalmente pequeno frente ao seu desgaste V_B . Na Figura 5 destaca-se claramente um alto valor do FED para a pastilha não lapidada logo no primeiro período, revelando que os mecanismos de desgastes ocorrem severamente no início da usinagem. Desta forma, além do aumento abrupto do V_B , observado na Figura 2, os defeitos não limitam-se somente à região da superfície de folga, mas estendem-se ao longo da aresta principal de corte.

Como resultado do mecanismo de desgaste mais brando sofrido pela pastilha de metal duro lapidada, sua geometria altera-se menos mantendo valores de rugosidades superficiais mais baixos do que no caso da pastilha não lapidada, acabada por meio de retificação. A Figura 6 mostra o comportamento dos valores médios da rugosidade superficial dos corpos-de-prova em ferro fundido cinzento torneados com pastilhas lapidadas e não lapidadas.

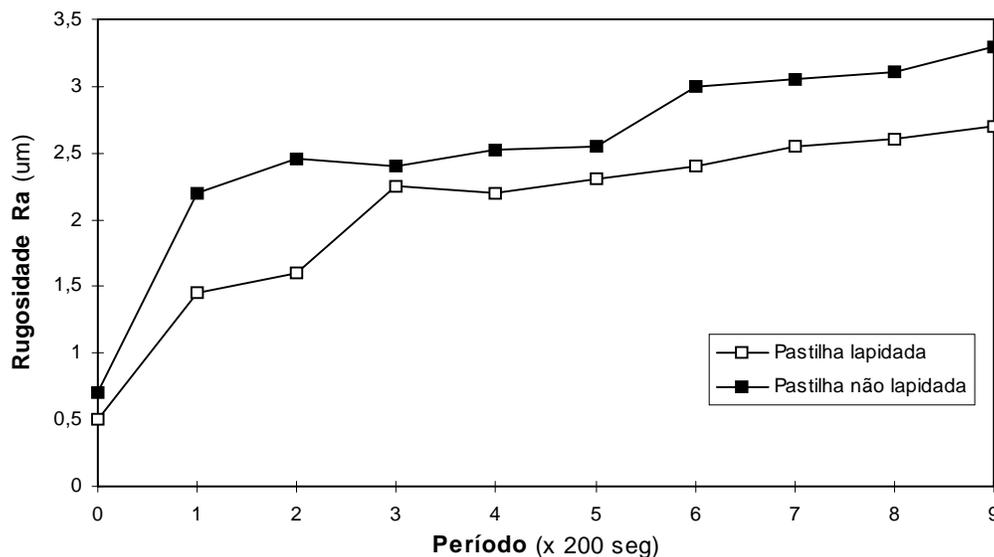


Figura 6. Comportamento da rugosidade dos corpos-de-prova em ferro fundido cinzento utilizando-se pastilhas de metal duro lapidadas e não lapidadas.

4. CONCLUSÕES

Considerando-se os resultados obtidos no trabalho pode-se apresentar objetivamente as seguintes conclusões:

- 1) As pastilhas de metal duro lapidadas mostraram maior resistência ao desgaste da superfície de folga (V_B);
- 2) A deterioração da região de corte das pastilhas lapidadas abrangeu uma menor extensão do que nas ferramentas não lapidadas, fato indicado pelo “Fator de Extensão do Desgaste (F_{ED})”;
- 3) Como resultado da maior integridade da região cortante demonstrada pelas pastilhas lapidadas, sua geometria modificou-se menos, gerando melhores níveis de rugosidade no corpo-de-prova usinado.

5. REFERÊNCIAS

Baklunov, E.D. and Moskalev, A.P., 1984, “Life of Carbide Milling Cutters After Various Grinding and Lapping Procedures”, Russian Engineering Journal, vol. 54, pp. 59-62.

Chandrasekar, S., Shaw, M.C. and Brushan, B., 1987a, “Comparasion of Grinding and lapping of Ferrites and Metals”, Journal of Engineering for Industry, vol. 109, pp. 76-82.

Chandrasekar, S., Shaw, M.C. and Brushan, B., 1987b, “Morphology of Ground and Lapped Surfaces of Ferrite and Metals”, vol. 109, pp. 83-86.

Chiaverini, V., 1996, “Aços e Ferros Fundidos”, ABM, 145p.

Crichigno, J.M.F., 1994, “Simulação Numérica do Processo de Lapidação Plana Como Ferramenta para Otimização do Processo”, Dissertação de Mestrado, Universidade Federal de Santa Catarina, Florianópolis, SC.

Modern Metal Cutting - A practical Handbook, s.d., Edited by Sandvik Coromant

Sanchez, L.E.A., Losnak, C. and Perez, F.R.C., 1999, “Comportamento da Taxa de Remoção e Acabamento Superficial na Lapidação Plana sob Diferentes Parâmetros do Processo”, XV Congresso Brasileiro de Engenharia Mecânica, 10 p.

Saljé, E. and Paulmann, R., 1988, “Relations Between Abrasive Process”, Annals of the CIRP, vol. 37, pp. 641-648.

Spur, G. and Sabotka, J., 1991, “Mecanismos de Remoção de Material no Polimento de Cerâmicas”, tradução: Revistas Máquinas & Metais, pp. 32-41.

Stähli, A.W., 1998, “The Technique of Lapping”, Technical Editorial of The A.W. Stähli, Biene, Switerland, 35p.

Tomlinson, W.J. and Newton, R.C., 1990, “Efect of Grinding, Lapping and Various Surface Treatments on the Strength of Silicon Nitride”, vol. 45, pp. 307-310.

Touge, M. and Matsuo, T., 1996, "Removal Rate and Surface Roughness in High-Precision Lapping of Mn-Zn Ferite", *Annals of the CIRP*, vol. 45, pp. 307-310.

Yahata, N, 1987, "Effet of Lapping on the Fatigue Strength of a Hardened 13Cr-0.3C Stainless Steel", Elsevier Sequoia, pp. 337-348.

Zhong, Z. and Venkatesh, V.C, 1994, "Surface Integrity Studies on the Grinding, Lapping and Polishing Process for Optical Products", Elsevier Science, pp. 179-186.

INFLUÊNCIA DA ADIÇÃO DE PEBAX COMO AGENTE COMPATIBILIZANTE À BLENDAS IMISCÍVEL DE POLIPROPILENO/POLIAMIDA6

Jerusa Roeder*

Ricardo Vinicius Bof de Oliveira

Valdir Soldi

Alfredo Tibúrcio Nunes Pires

Departamento de Química – Centro de Ciências Físicas e Matemáticas

* Programa de Pós-graduação em Ciência e Engenharia de Materiais – Centro Tecnológico

Universidade Federal de Santa Catarina – Campus Universitário, Trindade, Florianópolis, SC, Brasil. E-mail: pires@qmc.ufsc.br

RESUMO

Neste trabalho foi estudado a influência da adição do copolímero PEBAX [poliamida6-co-poli(óxido de etileno)] à blendas binária imiscível de polipropileno/poliamida6, através de espectroscopia de infravermelho, calorimetria diferencial de varredura, análise termogravimétrica, análise termomecânica e microscopia eletrônica de varredura. A energia de ativação do processo de decomposição foi determinado a partir dos dados de análise termogravimétrica tratados pelo método de Freeman-Carroll. Os sistemas ternários continuam imiscíveis mas a adição de pequenas quantidades de PEBAX a blendas binárias, modificam o módulo de Young e a temperatura de degradação térmica.

Palavras-chave: Blendas poliméricas, poliamida-6, polipropileno, agente compatibilizante

INTRODUÇÃO

Os polímeros tem conquistado a cada dia espaço de grande importância na sociedade atual devido as propriedades como leveza, razoável resistência mecânica e moldabilidade a baixas temperaturas, aliadas ao preço baixo. Nas últimas décadas, tem sido estudado mudanças das propriedades de materiais poliméricos existentes, através da obtenção de novos materiais a partir da mistura física de dois ou mais polímeros (blendas poliméricas), Paul *et al.*(1978). As blendas poliméricas de poliamida-6 com elastômeros e poliamida-6 com polipropileno tem sido estudadas, referenciadas em Ide *et al.* (1974), Paul *et al.*(1995), Yang *et all* (1995)e Roeder *et al.*(1998). Estas blendas formam um sistema heterogêneo com fases distintas, sendo que a separação de fases pode resultar numa blenda polimérica com propriedades mecânicas indesejáveis, devido a transferência de tensões que ocorre na interface. Fracas interações nessa região induzem uma concentração de tensões que levará o sistema a um processo de falha.

A concentração de tensões pode ser reduzida, diminuindo-se o tamanho das partículas de elastômero na matriz de poliamida-6 ou aumentando a adesão entre as fases presentes, principalmente na região entre as interfaces, com a adição de um agente compatibilizante (Paul et al., 1995 e Ide et al.,1995). Copolímeros tem sido estudados para serem utilizados como agente compatibilizante, localizando-os na interface dos domínios da blenda, reduzindo a energia interfacial e melhorando a dispersão e adesão das fases, conforme Barra et al(1997). Os polímeros utilizado neste trabalho foram o polipropileno e a poliamida-6 (conhecida comercialmente como náilon), que apresentam excelentes propriedades mecânicas, boa resistência à abrasão e boa resistência química. A poliamida6 possui temperatura de transição vítrea (T_g) e um comportamento vítreo a temperatura ambiente, apresentando baixa capacidade de absorção de energia abaixo da T_g . A adição de frações de poliamida-6 a polímeros que apresentam baixa resistência ao impacto, como o poliestireno, diminuem sua suscetibilidade ao entalhe e conseqüentemente tem a sua resistência ao impacto consideravelmente aumentada.

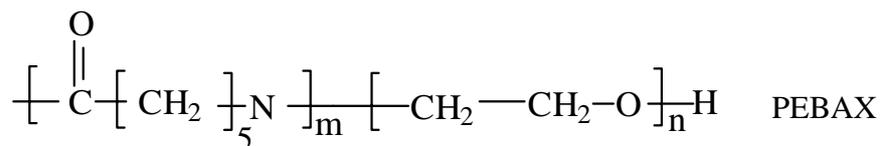
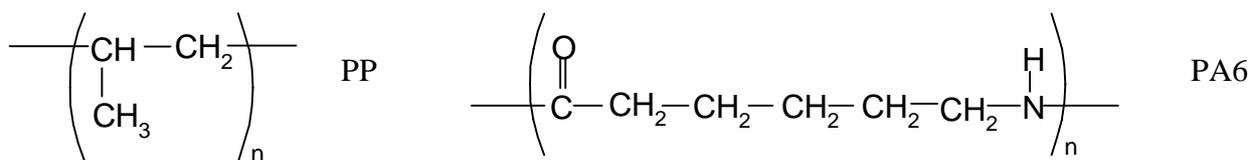
OBJETIVOS

Avaliar o efeito da adição do copolímero de poliamida6-co-poli(óxido de etileno) [PEBAX] nas propriedades da blenda imiscível de polipropileno/poliamida6, através de análises térmicas (calorimetria diferencial de varredura [DSC], análise termogravimétrica [TGA] e análise termomecânica [TMA]), espectroscopia de infravermelho [FTIR] e microscopia eletrônica de varredura [MEV].

EXPERIMENTAL

Materiais

O polipropileno (PLAPIQUI), poliamida-6 (PA6) (Petronil) e o copolímero PEBAX (Petronil) foram utilizados sem purificação prévia. As estruturas químicas das unidades monoméricas são mostradas a seguir:



Equipamentos e Métodos

Preparação das Blendas: Os polímeros PP, PA6 e o agente compatibilizante PEBAX foram misturados a diferentes composições (PP/PA6/PEBAX : 70/30/00; 65/30/05, 60/30/10 e 55/30/15) numa extrusora monorosca automática CSI Max Extruder modelo CS-194 A, com L/D = 5. As condições de extrusão foram 235 °C e 100 RPM.

Espectroscopia Infravermelho – (FTIR): As análises de infravermelho foram realizadas num (FTIR) - Perkin-Elmer 16 com Transformadas de Fourier. As amostras das blendas do sistema PA6/PP e PA6/PP/PEBAX e dos componentes puros, foram aquecidos a 230 °C e espalhados sobre uma placa de silício formando um filme.

Calorimetria Diferencial de Varredura – (DSC): As curvas de DSC para os polímeros puros e para cada composição das blendas de PA6/PP/PEBAX, foram obtidas num calorímetro (DSC) 50 SHIMADZU com taxa de aquecimento de 10°C/min, com varredura de –50 até 250 °C.

Análise Termogravimétrica – (TGA): As análises de TGA para os polímeros puros e blendas do sistema estudado foram realizadas num aparelho TGA-50 da SHIMADZU com uma velocidade de aquecimento de 10° C/min até 600°C, com gás de arraste de N₂.

Termomecânica – (TMA): Foram preparadas amostras com áreas seccionais entre 0,20 e 0,40 mm² e 10 mm de comprimento, submetidos a taxa de 1 g/min até um máximo de 500g de carga a 30°C num aparelho TMA-50 da SHIMADZU.

Microscopia Eletrônica de Varredura – (MEV): Foi utilizado um microscópio modelo PHILIPS XL 30 com detector de elétrons secundários. As amostras dos polímeros puros e das blendas, foram criogenicamente fraturadas em seguida recobertas com ouro, num metalizador modelo P-S2 DIODE SPUTTERING SYSTEM fabricado pela ISI (International Scientific Instruments).

RESULTADOS E DISCUSSÃO

As análises de espectroscopia de infravermelho mostraram que as bandas do estiramentos das ligações correspondentes a poliamida6 (N—H e C=O) e ao polipropileno (C—H sp² e sp³) nas blendas não sofreram deslocamentos em relação aos componentes puros, sugerindo que não ocorrem interações entre os grupos funcionais. Este fato indica a imiscibilidade da blenda binária (PP/PA6). A adição de PEBAX mostrou comportamento análogo ao sistema binário, não sendo observados deslocamentos na banda do estiramento C=O, correspondente a carbonila do grupo éster do PEBAX.

A partir das curvas de DSC foram calculadas as variações nas entalpias de fusão dos polímeros puros e das blendas. Relacionando o calor de fusão obtido com o calor teórico para o polímero 100% cristalino, obtêm-se o grau de cristalinidade relativo (%CR). A adição de PEBAX ao sistema não altera significativamente o valor do %CR do PP (43%), haja visto os valores obtidos de 45, 37 e 46 %CR quando da adição de 5, 10 e 15 % de PEBAX respectivamente, ao sistema. As temperaturas de fusão observadas para as blendas não sofreram variações em relação

aos componentes puros, indicando a imiscibilidade do sistema, em concordância com os resultados de espectroscopia de infravermelho.

As temperaturas de degradação e perda de massa dos polímeros puros e blendas do sistema (tabela-1) foram obtidas a partir das curvas de TGA e suas correspondentes derivadas (DrTGA). A energia de ativação do processo de decomposição foi determinado a partir dos dados de análise termogravimétrica tratados pelo método de Freeman-Carroll. Conforme pode-se observar na tabela-1 e no gráfico da figura-1a, o PP puro e a blenda binária PP/PA6 apresentaram dois mecanismos distintos, haja visto, a mudança na inclinação da curva atribuindo-se desta forma duas energias de ativação. A adição de PEBAX ao sistema binário PP/PA6 altera o mecanismo de decomposição, observando-se apenas uma única inclinação (figura-1b) e o valor da energia de ativação de decomposição diminui com o aumento da quantidade de PEBAX no sistema. Portanto a adição de PEBAX altera o mecanismo de decomposição térmica do sistema PP/PA6, bem como o excesso de PEBAX diminui a energia de ativação de decomposição térmica tornando a blenda menos estável termicamente.

TABELA 1: Temperaturas de degradação, percentual de perda de massa e energia de ativação obtidos através das curvas de TGA e DrTGA para os polímeros puros e blendas dos sistemas PP/PA6/PEBAX.

PP/PA6/PEBAX	Temperatura de Degradação (°C)	Perda de Massa (%)	Energia de Ativação kJ/mol
100/00/00	466	99	145 259
00/100/00	458	97	213
00/00/100	440	95	218
70/30/000	477	98	124 250
65/30/05	470	97	198
60/30/10	474	98	195
55/30/15	460	96	169

A figura-2 mostra a sobreposição das curvas de tensão – deformação, obtidas por TMA para os sistemas em estudo, devido as limitações do equipamento não foram obtidas as tensões de ruptura para todas as amostras. A mistura com 5 % de PEBAX [figura.2(b)] apresentou maior módulo de Young, bem como maior tensão de ruptura em relação a poliamida6 [figura.2(c)] e ao polipropileno [figura.2(d)], sugerindo que esta quantidade de copolímero viabiliza seu uso como agente compatibilizante do sistema. A tabela 2 mostra os valores médios assim como o desvio padrão.

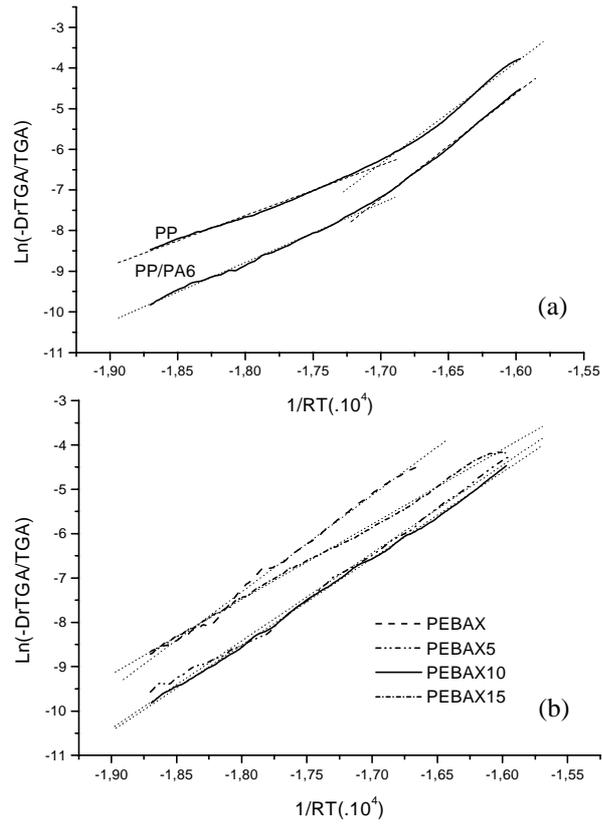


Figura 1 – Gráfico do logaritmo da razão dos dados da derivada da decomposição em função da temperatura (Método Freeman-Carroll) para a) Polipropileno puro e PP/PA 6 (70/30) b) PP/PA6/PEBAX (00/00/100; 65/30/05; 60/30/10; 55/30/15).

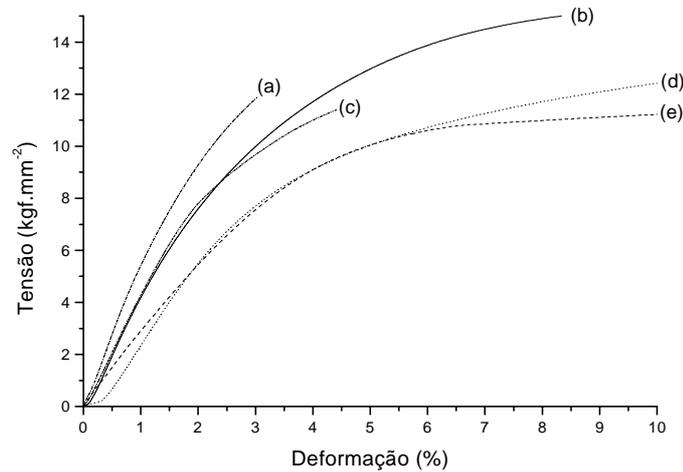


Figura 2 – Curva de Tensão – Deformação obtidos por TMA para o sistema PP/PA6/PEBAX: (a) 55/30/15 (b) 65/30/05 (c) 00/100/00 (d) 100/00/00 (e) 60/30/10

TABELA 2: Valores de módulo de Young obtidos por TMA para os polímeros puros e sistemas PP/PA6/PEBAX:

PP/PA6/PEBAX	Módulo de Young Médio (Kgf/mm ²)	Desvio Padrão (Kgf/mm ²)
100/00/00	3,40	0,01
00/100/00	5,06	0,04
55/30/15	5,47	0,04
60/30/10	3,23	0,11
65/30/05	4,94	0,04

As micrografias das blendas do sistema PP/PA6/PEBAX são mostradas nas figuras 3.a,b e c, observa-se que a blenda binária (70/30/00 massa/massa, figura 3.a), mostra domínios de PA6 da ordem de 3,3 a 32 µm de diâmetro na matriz de PP o que configura a imiscibilidade do sistema e sugere falhas das propriedades mecânicas pela falta de homogeneidade e adesão entre as fases da blenda. O sistema utilizando PEBAX é mostrado nas micrografias das figuras.3 b e c nos quais os domínios de PA-6 na matriz de PP continuam sendo observados, porém ocorrem mudanças na interface e na textura na superfície fraturada. A mistura contendo 5 % de PEBAX mostrou maior dispersão das fases, concordando com os resultados de TGA e TMA, onde se observa o sinergismo das propriedades em relação ao PP puro.

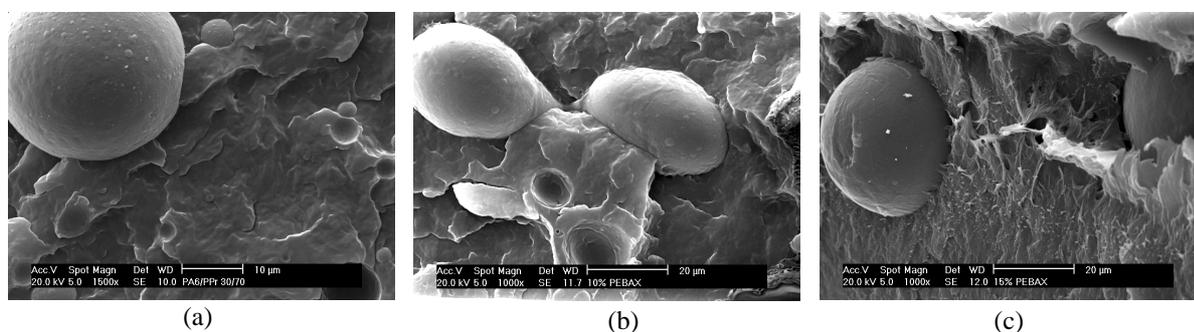


Figura 3 – Micrografias de MEV para o sistema PP/PA6/PEBAX: (a) 70/30/00 (b) 60/30/10 (c) 55/30/15

CONCLUSÃO

Neste estudo foi possível avaliar a influência da adição de PEBAX como agente compatibilizante ao sistema imiscível PP/PA6. A adição de 5% de PEBAX a blenda binária de PP/PA6 mostrou-se eficiente, aumentando a temperatura de degradação térmica, o módulo de Young, a tensão de ruptura e melhor dispersão das fases.

AGRADECIMENTOS

- Petronil pela doação dos polímeros poliamida6 e poliamida6-co-poli(óxido de etileno)
- PLAPIQUI pela doação do polipropileno
- A CAPES pelo suporte financeiro
- UFSC

REFERÊNCIAS

- Barra, G.M.O. Dissertação de Mestrado. UFSC – Universidade Federal de Santa Catarina. Florianópolis , 1997.
- Ide, F. Hasegawa et al. Studies on polymer blend of nylon 6 and polypropylene or nylon 6 and polystyrene using the reaction of polymer. Journal of Applied Polymer Science. v 18, 963-974, 1974.
- Paul, D.R. Background and Perspective In : Paul, D.R. & Newman, S. Polymer Blends, New York, Academic, v. 1, p. 2 - 14, (1978).
- Paul, D.R. Keskkula M. L. H, Toughening of nylon-6 with grafted rubber impact modifiers, Journal of Applied Polymer Science, v. 58, p. 1175 - 1188 (1995).
- Roeder, J. Barra, G. M. O. Alcântara, R. M. Soldi, V. Pires, A. T. N ; Influência da adição de agente compatibilizante em blendas de PA6/EPDM e PA6/PP. Anais 13º CBECIMAT Dezembro 1998.
- Yang, S. Lee, J. Effects of mixing procedures on properties of compatibilized polypropylene/nylon-6 blends. Polymer Engineering and Science, v.35, p. 1821 -1833, (1995).

ANÁLISE QUALITATIVA PARA O ESTUDO DA INFLUÊNCIA DA VIBRAÇÃO NO DESGASTE DA FERRAMENTA DE CORTE EM UM PROCESSO DE FRESAMENTO FRONTAL

André Luis Beloni dos Santos
Carlos Roberto Ribeiro
Marcus Antonio Viana Duarte
Marcos Morais de Sousa

Universidade Federal de Uberlândia, Faculdade de Engenharia Mecânica, 38400-089,
Campus Sta Mônica, Uberlândia, Minas Gerais, Brasil. E-mail: albeloni@mecanica.ufu.br

Resumo

De um modo geral, os níveis de vibração mecânica gerados durante um processo de usinagem influenciam de maneira significativa os mecanismos de desgaste das ferramentas de corte. Esta contribuição ao desgaste das ferramentas torna-se ainda mais acentuada em usinagens com características de corte descontínuos, como no caso do fresamento. Este trabalho tem por objetivo estabelecer experimentalmente, através de uma análise qualitativa, a influência da vibração mecânica no desgaste das ferramentas de corte em um processo de fresamento frontal. Para a realização desta análise qualitativa, foram traçadas curvas do desgaste $VB_{B_{max}}$ em função dos níveis de vibração obtidos por acelerômetros instalados em dois locais previamente selecionados: no mancal inferior do eixo porta fresas e na parte anterior da mesa de trabalho. Os resultados adquiridos permitiram assim, estabelecer uma tendência de comportamento entre a vibração mecânica e o desgaste das ferramentas de corte.

Palavras-chave: Desgaste das ferramentas de corte, Fresamento, Vibração mecânica.

1. INTRODUÇÃO

Particularmente, o fresamento se apresenta como um dos mais complexos processos de usinagem, devido ao grande número de variáveis que influenciam o corte e as características inerentes ao processo (corte interrompido).

Os choques mecânicos e térmicos são os principais fatores desencadeadores de avarias que levam à rejeição das ferramentas de corte (Pekelharing, 1978; Andrev, 1974; Shinozaki & Horda, 1970). Tais falhas geralmente se processam por lascamento, trincamento ou quebra das superfícies de folga e saída, e ocorrerão com maior intensidade e rapidez quanto menor a tenacidade das ferramentas de corte (Bathia et al, 1986; Zorev, 1963). Alguns fatores a serem considerados são: o tipo de material de trabalho, o avanço utilizado, a velocidade de corte, a geometria da ferramenta e a presença de vibrações, sendo que sob condições adequadas de trabalho, há quase sempre a tendência da ferramenta falhar por desgaste excessivo das arestas cortantes.

O comportamento dinâmico do conjunto ferramenta-peça-máquina durante o corte e o acabamento superficial produzido, dependem de muitos fatores que devem ser considerados, uma vez que a variação das forças de corte com o tempo podem resultar em níveis de vibração

não aceitáveis. A própria condição da máquina ferramenta e a sua rigidez podem acelerar o desgaste da ferramenta e conseqüentemente a qualidade da superfície usinada. Uma pequena folga no mecanismo de avanço, ou mesmo uma fundação mal projetada, podem originar níveis de vibração que comprometam a vida da ferramenta (Metals Handbook, 1989).

O desgaste das ferramentas de corte no decorrer da usinagem provoca um aumento da força necessária para cisalhar o material, fazendo assim aumentar a vibração no conjunto peça-ferramenta-máquina. Como a vibração não depende somente do desgaste, mas também da geometria da ferramenta, das condições de usinagem, do material da peça, do método de fresamento, além dos fatores já citados anteriormente, torna-se muito importante que se conheça a influência de cada um deles, afim de que seus efeitos possam ser minimizados.

O comportamento de alguns desses fatores em relação ao nível de vibração, são:

- O comprimento em balanço da fresa deve ser mantido o menor possível, de modo a aumentar a rigidez do sistema;
- De uma maneira geral, avanços mais elevados proporcionam menores níveis de vibração do que avanços mais baixos;
- A peça deve ser adequadamente fixada em toda a sua dimensão, evitando o corte em áreas que não sejam apoiadas em relação às forças de corte desenvolvidas;
- Um número excessivo de dentes em contato simultaneamente na peça pode causar uma pressão excessiva no corte, aumentando os esforços de corte;
- Quando possível, o uso de uma geometria positiva deve ser preferencial, o que faz reduzir as forças de corte;
- O fresamento discordante favorece o desgaste das ferramentas devido ao escorregamento relativo peça-fresa quando da entrada da ferramenta no corte, fazendo aumentar as forças no sistema. Também faz aumentar a necessidade de fixação, uma vez que as forças de corte geradas tendem a levantar a peça da mesa;
- A vibração do sistema tende a aumentar com o aumento da profundidade de corte;
- Com o aumento da dureza e do limite de resistência do material de trabalho, os níveis de vibração tendem a aumentar.

2. PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

Para a execução dos ensaios experimentais, foi utilizada uma máquina fresadora CNC, marca Romi, modelo Interact 4, com potência máxima de 15 CV, capacidade máxima de rotação do eixo árvore de 4000 rpm e avanço rápido até 4800 mm/min, disponível no Laboratório de Pesquisa em Usinagem da UFU.

Para a medição e leitura dos valores de desgaste nas ferramentas de corte, utilizou-se um microscópio ferramenteiro dotado de micrômetros digitais.

Todos os ensaios experimentais foram realizados com pastilhas de metal duro, triplamente revestidas (TiN, TiC, TiN), marca Sandvik, de geometria ISO R245-12 T3 M-PM e classe P25.

Como porta ferramentas foi utilizada uma fresa frontal, código R260.22-080-15, diâmetro igual a 80 mm e capacidade para seis insertos, marca SANDVIK.

Todos os ensaios foram realizados segundo o método de fresamento frontal e sem a presença de fluido de corte.

O procedimento experimental adotado consistiu em levar até ao final de vida, ferramentas em quatro diferentes condições de corte (v_c , f_z e a_p), geradas a partir de um programa de otimização denominado INIT (Santos, 1996).

Para a inicialização do programa INIT, de maneira a gerar as condições de corte otimizadas para a realização dos testes de vida, fez-se necessário definir os intervalos de

variação máxima e mínima entre os quais os valores dos parâmetros de entrada “ v_c ”, “ f_z ” e “ a_p ” deveriam variar (AB Sandvik Coromant, 1994). Os limites definidos para os parâmetros de corte foram:

- velocidade de corte “ v_c ”: entre 150 e 350 [m/min]
- avanço “ f_z ”: entre 0,10 e 0,25 [mm/dente]
- profundidade de corte “ a_p ”: entre 1,5 e 2,5 [mm].

As condições de corte otimizadas, obtidas a partir do programa INIT, estão mostradas na Tabela 1.

Tabela 1 – Condições de corte geradas pelo programa INIT.

Condições de corte geradas por INIT	v_c (m/min.)	f_z (mm/dente)	a_p (mm)
1	156,99	0,2311	1,523
2	329,45	0,1110	2,206
3	325,18	0,1304	1,784
4	215,00	0,1464	1,974

Para o prosseguimento do procedimento e antes da realização dos ensaios experimentais, tomou-se alguns cuidados de modo a garantir a maior confiabilidade possível nos resultados obtidos, tais como:

- verificação e inspeção dos insertos em microscópio ferramenteiro, evitando-se assim a utilização de pastilhas defeituosas ou trincadas.
- verificação com relógio comparador das variações dimensionais entre as seis pastilhas assentadas na fresa, não sendo permitida variação superior a 0,03 mm.

As medições de desgaste das ferramentas foram efetuadas ao final de um percurso de corte correspondente a um passe da ferramenta (550 mm), ou então entre intervalos de passes maiores, quando as condições de corte eram pouco severas e as variações de desgaste eram muito pequenas entre dois passes consecutivos.

Os desgastes foram monitorados em todas as seis pastilhas de corte, até que o critério de fim de vida adotado fosse alcançado em pelo menos uma delas. Neste momento o teste era encerrado e as seis arestas de corte substituídas por novas para a realização de novos ensaios em uma outra condição de corte.

O critério de fim de vida adotado foi o desgaste de flanco máximo $VB_{B_{max}} = 0,7$ mm, uma vez que esta forma de desgaste foi a predominante em todos os testes realizados.

Face as dimensões da fresa (diâmetro de 80 mm), utilizada nesta etapa dos ensaios, e da bitola do material fornecido pelo fabricante (aço com 101,60 mm de sessão quadrada, ABNT 1045), decidiu-se efetuar os passes de corte sempre na forma de ida e volta, de modo que cada passe cortasse 50,80 mm. Isto se justifica de modo a garantir o mesmo ângulo de saída e geometria de corte nos diversos passes realizados, mantendo constantes as condições para o desgaste das ferramentas de corte.

Os níveis de vibração, medidos durante o corte e em cada passe da ferramenta, em 3 diferentes posições ao longo do comprimento fresado de 550 mm, foram obtidos pelos sensores (acelerômetros) instalados no mancal inferior do eixo porta fresas e na parte anterior da mesa de trabalho. Estes locais foram determinados através de uma análise de sensibilidade do comportamento dinâmico do conjunto máquina/ferramenta/peça utilizando funções resposta em frequência (Sousa, 1998).

As 4 condições de corte da Tabela 1 ensaiadas, que proporcionaram a obtenção dos valores de desgaste de flanco máximo da ferramenta VB_{Bmax} e vibração RMS do conjunto ferramenta/máquina/peça, deram origem a um arquivo de dados com 270 ensaios. Desse total, 138 foram decorrentes dos ensaios realizados a partir da condição de corte 1, 39 foram obtidos a partir da condição de corte 2, outros 39 obtidos a partir da condição de corte 3 e 54 testes decorrentes da condição de corte 4.

A partir dos resultados, foram traçadas curvas de desgaste VB_{Bmax} em função dos níveis de vibração medidos, buscando estabelecer uma tendência de comportamento da influência da vibração com relação ao desgaste das ferramentas VB_{Bmax} .

3. RESULTADOS E DISCUSSÕES

As Figuras de nº 1 até 4, mostram as curvas de desgaste de flanco máximo da ferramenta VB_{Bmax} em função do parâmetro: “Vibração mecânica”, medida na parte anterior da mesa de trabalho da fresadora. As curvas foram obtidas a partir dos ensaios de vida realizados para as condições de corte 1, 2, 3 e 4 da Tabela 1, respectivamente.

Analisando-se as referidas Figuras, observa-se, de uma maneira geral, uma tendência de crescimento dos níveis de vibração com o aumento do desgaste das ferramentas. Este comportamento pode ser atribuído ao crescimento das forças de corte proporcionado pelo aumento do desgaste das ferramentas. O gráfico da Figura 1, foi o que apresentou os maiores níveis de vibração em relação ao desgaste da ferramenta. Isto pode ser atribuído às características desta condição de corte (menor velocidade de corte e maior avanço), o qual favorecem a elevação dos níveis de vibração e desgaste.

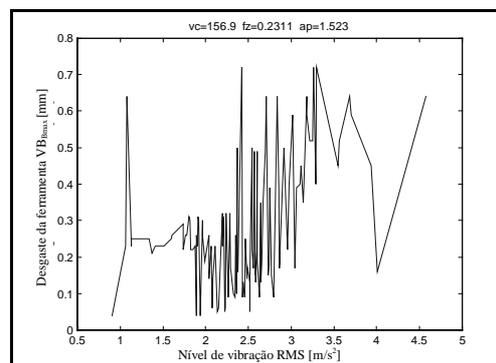


Figura 1 - Variação do desgaste de flanco máximo da ferramenta VB_{Bmax} em relação a “Vibração”, obtida a partir do ensaio de vida para a condição de corte 1.

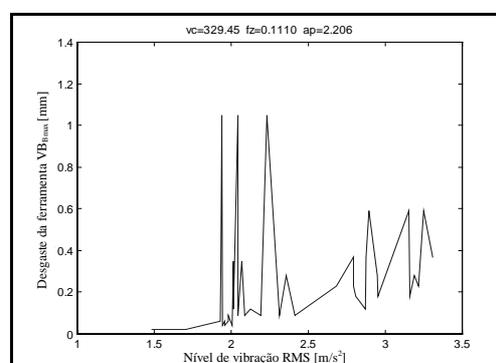


Figura 2 - Variação do desgaste de flanco máximo da ferramenta VB_{Bmax} em relação a “Vibração”, obtida a partir do ensaio de vida para a condição de corte 2.

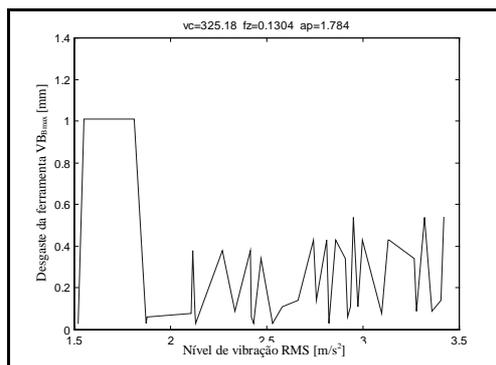


Figura 3 - Variação do desgaste de flanco máximo da ferramenta VB_{Bmax} em relação a “Vibração”, obtida a partir do ensaio de vida para a condição de corte 3.

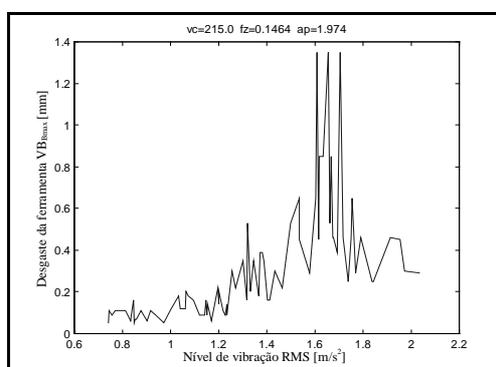


Figura 4 - Variação do desgaste de flanco máximo da ferramenta VB_{Bmax} em relação a “Vibração”, obtida a partir do ensaio de vida para a condição de corte 4.

As Figuras de nº 5 até 8, mostram as curvas de desgaste de flanco máximo da ferramenta VB_{Bmax} em função do parâmetro: “Vibração mecânica”, medida no mancal inferior do eixo porta fresas. As curvas foram obtidas a partir dos ensaios de vida realizados para as condições de corte 1, 2, 3 e 4 da Tabela 1, respectivamente.

A análise das referidas Figuras mostra a existência de uma boa correlação entre o desgaste da ferramenta VB_{Bmax} e os níveis de vibração no mancal inferior do eixo porta fresa. Verifica-se, de um modo geral, para as quatro condições ensaiadas, uma tendência de aumento dos níveis de vibração com o desgaste das ferramentas.

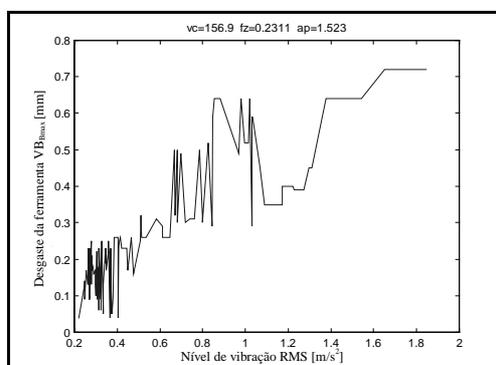


Figura 5 - Variação do desgaste de flanco máximo da ferramenta VB_{Bmax} em relação a “Vibração”, obtida a partir do ensaio de vida para a condição de corte 1.

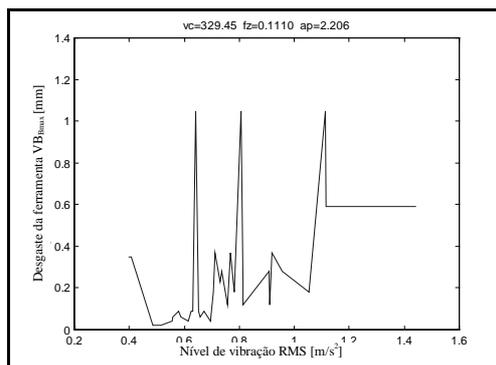


Figura 6 - Variação do desgaste de flanco máximo da ferramenta VB_{Bmax} em relação a “Vibração”, obtida a partir do ensaio de vida para a condição de corte 2.

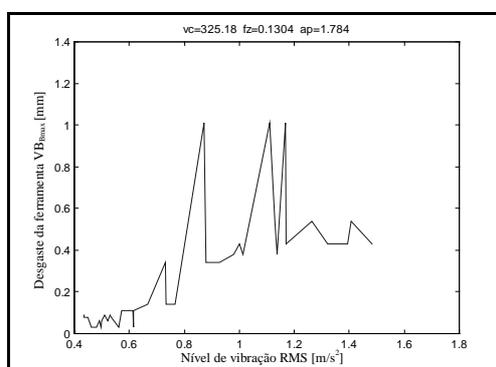


Figura 7 - Variação do desgaste de flanco máximo da ferramenta VB_{Bmax} em relação a “Vibração”, obtida a partir do ensaio de vida para a condição de corte 3.

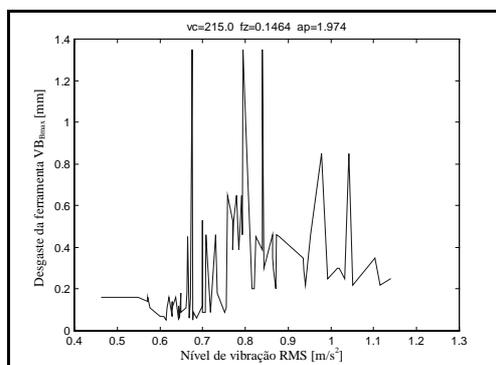


Figura 8 - Variação do desgaste de flanco máximo da ferramenta VB_{Bmax} em relação a “Vibração”, obtida a partir do ensaio de vida para a condição de corte 4.

4. CONCLUSÕES

- A mesa de trabalho da fresadora mostrou-se ser um local de maior sensibilidade à detecção dos sinais de vibração do que o mancal inferior do eixo porta fresas, indicando ser este um local preferencial para a instalação de sensores em técnicas de monitoramento.

- Os resultados mostraram uma boa correlação entre desgaste das ferramentas e os níveis de vibração medidos, indicando ser possível estabelecer um procedimento de monitoramento

on-line da vibração, para a estimativa do desgaste das ferramentas de corte em um processo produtivo em fresamento.

5. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- AB Sandvik Coromant, 1994, Modern metal cutting: a practical handbook.
- Andrev, G.S., 1974, "Thermal State of Tool Cutting Edge in Intermittent Cutting", Russ. Engg. J., 54, pp 56-59.
- Bathia, S.M., Pandey, P.C. and Shaw, H.S., 1986, "The Thermal Condition of the Tool Cutting Edge in Intermittent Cutting", Wear, vol.61, pp 21-30.
- Metals Handbook, 1989, Machining, Ed. 9, ASME International.
- Pekelharing, A.J., 1978, "The Exit Failure in Interrupted Cutting", Annals CIRP, 27, pp 5-10.
- Santos, A.L.B., 1996, "Otimização de Ensaios Utilizados na Determinação dos Coeficientes da Equação Expandida de Taylor", Dissertação de Mestrado, UFU, Uberlândia, MG.
- Shinozaki, N. and Horda, M., 1970, "Thermal Stress Resistance of some Carbide and Oxide Tool Materials", Scientific papers of the Institute of Physics and Chemistry, Annals CIRP, 18, pp 555-562.
- Sousa, M.M., 1998, "Utilizando Vibração Mecânica para Monitorar o Desgaste das Ferramentas de Corte e o acabamento Superficial no Processo de Fresamento", Tese de Doutorado, UFU, Uberlândia, MG.
- Zorev, N.N., 1963, "Machining Steel with a Carbide Tipped Tool in Intermittent Heavy Cutting Conditions", Russ. Engg. J., 43(2), pp 43-47.

ESTUDO DA VIABILIDADE TÉCNICA DA SUBSTITUIÇÃO DOS PÓS CERÂMICOS CONVENCIONAIS POR PÓ DE GRANITO NA INJEÇÃO DE PEÇAS CERÂMICAS À BAIXA PRESSÃO

Venceslau Xavier de Lima Filho

Ricardo Emílio Ferreira Quevedo Nogueira

Francisco Claudioberto dos Santos

Alexandre Campos Bezerra

Universidade Federal do Ceará, Centro de Tecnologia, Departamento de Engenharia Mecânica – Campus Universitário do Pici, bloco 714 – 60455-760 – Fortaleza, Ce.

José Marcos Sasaki

Universidade Federal do Ceará, Departamento de Física, 60455-760 – Fortaleza, CE, Brasil

Resumo

O processo de moldagem por injeção cerâmica tem por base a mistura de pós cerâmicos, com um veículo (geralmente orgânico) fundido. A injeção cerâmica é muito utilizada na produção de peças de pequenas dimensões e grande complexidade pelas vantagens que oferece. Este trabalho consiste num estudo da viabilidade técnica e da substituição dos pós cerâmicos convencionais pelo pó de granito, que é um resíduo sem aproveitamento econômico, no processo de injeção à baixa pressão (0,6 MPa). Inicialmente selecionou-se um pó residual produzido na exploração de uma rocha de valor comercial. O pó foi a seguir caracterizado por difração de raios-x e análise petrográfica. Ensaio reológicos foram realizados com um veículo orgânico para otimizar suas proporções e da mistura (pó de granito + veículo orgânico) a ser injetada. A viscosidade foi determinada variando-se a taxa de cisalhamento aplicada em várias temperaturas, inclusive a de injeção.

Palavras-chaves: Injeção, granito, viscosidade

1. INTRODUÇÃO

Apesar da crescente importância econômica da indústria de rochas ornamentais para a região Nordeste, alguns obstáculos para o pleno desenvolvimento dessa atividade ainda persistem. Dentre eles, ressalta-se a elevada produção de pó de granito durante a cadeia produtiva, que vai se acumulando nas plantas industriais, e provoca um violento choque ambiental, caracterizado principalmente pela poluição do solo e a poluição e soterramento dos mananciais provocada pela deposição de grandes quantidades de pó. Além disso existe o risco da silicose para a saúde das populações próximas às pedreiras. A redução do impacto ambiental causado pela grande quantidade de rejeitos, é uma questão importante nas pedreiras, sendo ainda um grande desperdício de material, o qual poderia ser aproveitado em

aplicações tecnológicas, desde que devidamente caracterizado e tratado (Castelo Branco,1998).

Dependendo do tipo de material e da localização da pedreira, existem alguns casos de utilização dos rejeitos para a produção de brita, paralelepípedos e meios-fios. A utilização desses resíduos como fonte alternativa de renda se torna extremamente importante, na medida em que pode ser uma saída viável para a crise em que passa a indústria de rochas ornamentais na região Nordeste. No caso do pó, estuda-se sua aplicação como matéria-prima para outras indústrias, tais como a construção civil.

O objetivo deste trabalho é estudar a viabilidade técnica da substituição dos pós cerâmicos usualmente empregados no processo de injeção, pelo pó de granito como uma solução aos problemas citados anteriormente.

A moldagem por injeção cerâmica apresenta algumas vantagens ante os processos da fabricação convencionais, principalmente no caso de artefatos pequenos e de formas complexas: a injeção permite a confecção automatizada e uma maior versatilidade de formas; a tolerância dimensional e o acabamento superficial das peças moldadas tornam desnecessárias as operações de usinagem posteriores, que encarecem e podem danificar o produto (Nogueira,1994).

Invariavelmente, o processo tem por base a mistura de pós cerâmicos com um veículo (geralmente orgânico) fundido. Essa massa, sob o estado plástico, é então moldada por máquinas convencionais de alta ou baixa pressão e, após isso, tem-se a solidificação do corpo verde. Antes dessa massa ser moldada é necessário um estudo reológico, a fim de se determinar a porcentagem ótima de cada componente do veículo orgânico e a quantidade ideal de pó cerâmico na mistura (Nogueira et al., 1998).

2. PROCEDIMENTO

2.1. Seleção dos materiais

Pó cerâmico. A seleção dos materiais envolve a seleção do pó e do veículo orgânico adequados para a injeção da mistura. Em termos gerais o pó cerâmico deve apresentar características que influenciem favoravelmente o comportamento reológico da mistura a ser injetada: uma distribuição homogênea do tamanho de partículas, ausência de aglomerados, pequena área superficial e uma forma regular(German et al., 1997). Foi coletada uma amostra bruta de pó de granito de uma rocha comercial proveniente de uma jazida em pleno funcionamento. Como justificativa para a escolha desse material temos a grande abundância do resíduo e o baixo custo, que a própria condição de resíduo proporciona.

Por causa da condição bruta do pó, que foi recolhido diretamente da lavra, o material foi submetido a peneiramento em um agitador de peneiras, utilizando-se malhas com as seguintes aberturas (em mm): 0,20; 0,16 e 0,10. O pó foi a seguir caracterizado por microscopia eletrônica e difração de raios-x. a fim de se conhecer sua composição química, que foi comparada com a análise petrográfica da rocha de origem.

Veículo orgânico (VO). As características que um bom VO deve apresentar são: baixo custo, baixa toxicidade, passividade química com relação ao pó, baixa viscosidade (menor que 500cP), pequena variação da viscosidade com a temperatura e ser forte e rígido (permitindo sua manipulação) após resfriar à temperatura ambiente (Bezerra et al., 1998).

O veículo orgânico utilizado nesse trabalho é composto por cera de carnaúba do tipo1 (matéria prima da região Nordeste) como componente majoritário, cujo ponto de fusão está na faixa de 80 - 83°C, do polietileno de baixa densidade (HI-865 da OPP Poliolefinas S. A.), como componente plastificante, de uso industrial, e do ácido esteárico (P.M. de 284,49 da

Vetec Química Fina LTDA., ponto de fusão de 65 a 68°C, 95% de pureza) como componente surfactante. A seleção da composição foi baseada em estudos de viscosidade anteriores realizados no Laboratório de Desenvolvimento de Materiais do Departamento de Engenharia Mecânica da Universidade Federal do Ceará.

2.2. Preparação da mistura

A etapa da mistura tem como objetivo homogeneizar o pó e o veículo orgânico, garantindo a fluidez para que ocorra a moldagem sem a presença de aglomerados (Nogueira, 1994). Durante seu processamento, a mistura é agitada em um tanque com batedores duplos, onde pode ocorrer a formação de bolhas e neste caso utiliza-se um sistema de vácuo para que este tipo de problema seja eliminado (Purquerio et al., 1994).

É de suma importância que a mistura pó - veículo orgânico satisfaça vários critérios reológicos que permitam a mistura e a moldagem sem defeitos. Essas características dependem do tipo de veículo orgânico, temperatura de moldagem, taxa de cisalhamento, conteúdo de sólidos, características das partículas cerâmicas e presença de agentes ativos de superfície (German et al., 1997). Existe uma faixa de viscosidade adequada à manutenção de um pó disperso sem interferir com o processo de moldagem. Para determinar esta faixa foram realizados estudos reológicos para avaliar e otimizar a composição da mistura .

Os componentes foram primeiramente pesados em suas várias percentagens mássicas, num total de 15g. Em seguida cada amostra foi misturada durante 30 minutos na câmara de aquecimento de um viscosímetro de marca *Brookfield*, modelo LV-DVIII. Após a solidificação, foi realizada uma inspeção visual fraturando-se a amostra solidificada, com o objetivo de se comprovar a homogeneidade da mistura. Posteriormente foram observadas as viscosidades das várias composições das amostras, a fim de se escolher a composição ótima para a mistura a ser injetada. As viscosidades das misturas foram determinadas variando-se a taxa de cisalhamento aplicada, em diferentes temperaturas.

2.3. Injeção da massa cerâmica

Após a determinação das percentagens ótimas para a mistura, esta então foi injetada utilizando-se uma injetora de baixa pressão *Peltsman*, modelo MIGL 133 semi-automática, à uma pressão de trabalho de 0,6MPa, mostrada na Fig. 1. A partir de um molde de aço ABNT 1020, projetado e fabricado pelo Laboratório de Desenvolvimento de Materiais do Departamento de Engenharia Mecânica da Universidade Federal do Ceará. A qualidade na construção do molde é um fator chave, pois influencia diretamente na etapa de moldagem (Mutsuddy et al., 1995). Os moldes utilizados na injeção cerâmica são similares aos utilizados para polímeros, embora alguns cuidados devem ser tomados, pois neste caso o material é abrasivo e poderá causar um desgaste mais rápido no molde.

O procedimento de injeção obedeceu os seguintes passos: 1) alimentar e fechar o tanque; 2) acionar a bomba de vácuo, moto redutor, controlador de temperatura e o temporizador; 3) desligar bomba de vácuo; 4) pressurizar o tanque; 5) posicionar o molde e acionar o pistão para travamento; 6) abrir válvula de injeção; 7) fechar válvula de injeção; 8) ejetar a peça moldada.



Figura 1. Injetora de baixa pressão

3. RESULTADOS

3.1. Difração de raios-x

As medidas de difração foram obtidas por um difratômetro de raios-X da marca *Rigaku* montado na geometria *Bragg-Brentano* à temperatura ambiente. Uma medida cuidadosa foi feita por passo de $0,02^\circ$, onde cada passo foi deixado um tempo de contagem de 5 s. usando uma fonte de radiação de $\text{CuK}\alpha$ com uma potência de 40kV/25mA. A amostra foi peneirada por uma peneira com abertura de 0,10 mm. A procura das fases existentes na mistura foi feita usando um banco de dados de difração de raios-X (ICDD) atualizado até o ano de 1997. Essa procura forneceu a presença das fases de Albita - $\text{NaAlSi}_3\text{O}_8$, Quartzo - SiO_2 e Microclína – KAlSi_3O_8

A simulação do padrão de difração foi obtida pelo uso do programa DBWS de refinamento de estrutura pelo Método *Rietveld*. A entrada de dados do programa consiste de informações estruturais de cada fase e de acordo com a escala e o peso atômico de cada fase pode-se calcular as porcentagens individuais através da seguinte fórmula:

$$W_p = \frac{S_p (ZMV)_p}{\sum_{i=1}^N S_i (ZMV)_i} \quad (1)$$

onde p é o valor de i para uma particular fase dentro das N fases presente, S_i é o fator de escala refinado, ZM é o peso da célula unitária em unidades de peso atômico, e V é o volume da célula unitária.

A Figura 2 mostra o padrão de difração de raio-X. A pequena discordância encontrada entre os valores experimentais e teóricos pode estar associado com a impureza que possam existir nesses compostos visto que essa amostra foi extraída da própria região de exploração do granito.

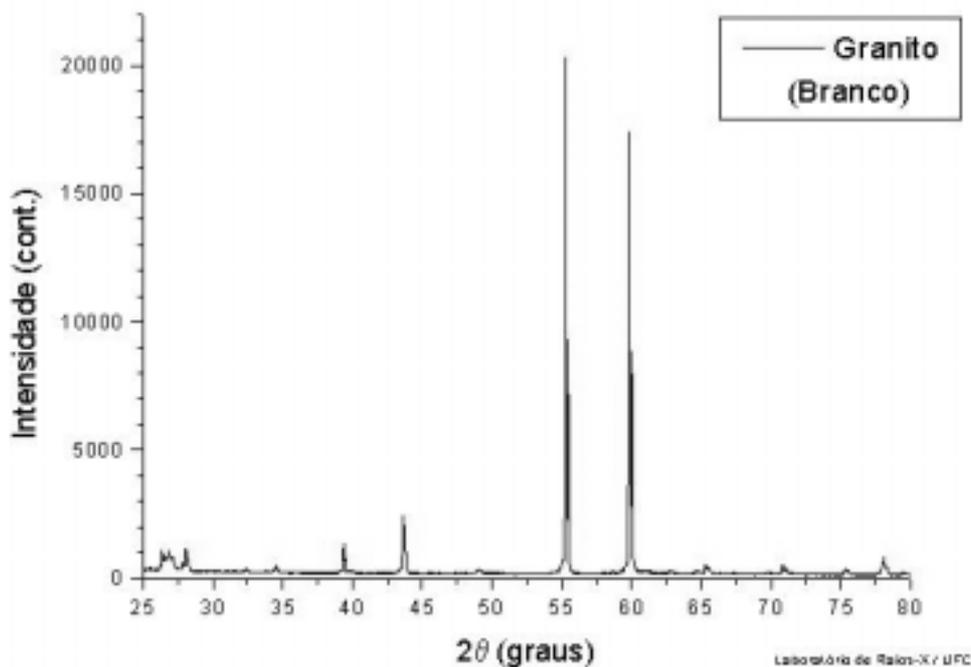


Figura 2 : Padrão de difração de raio-X para o pó de granito

Essa análise permitiu obter uma concentração de 31% de Albita, 58% de Quartzo e 11% de Microclína. Essas fases estão de acordo com os resultados obtidos pela análise petrográfica do material. A Tab. 1 mostra um comparativo da análise quantitativa pela análise petrográfica e pelo método Rietveld.

Tabela 1: Análise quantitativa do Granito por difratometria de pó e análise petrográfica.

	Albita	Quartzo	Microclina	Minerais não essenciais
Raios – X	31 %	58 %	11 %	–
Análise Petrográfica	33 %	49 %	10 %	8 %

O refinamento é feito pela minimização da soma do quadrado da diferença entre a intensidade observada e calculada que cada ponto do padrão de difração de pó. Esse método necessita de conhecimento prévio da estrutura cristalina de todas as fases que estão envolvidas na mistura.

O erro residual do refinamento *Rietveld* é dado por:

$$RWP = \frac{\sum_i w_i (I_{Obs} - I_{Calc})^2}{\sum_i w_i I_{Obs}^2} \quad (2)$$

onde I_{Obs} e I_{Calc} são as intensidades observada e calculada em cada ponto da medida, respectivamente, e w_i é o peso.

3.2. Estudo de viscosidade

Foi verificado que a relação viscosidade - tensão de cisalhamento satisfaz aos critérios reológicos e permite que a mistura e a moldagem da peça ocorram sem macrodefeitos, na proporção comentada anteriormente. Em outras proporções estudadas observou-se uma viscosidade elevada e imprópria para o processo de injeção, o que possivelmente provocaria defeitos nas etapas de mistura e moldagem.

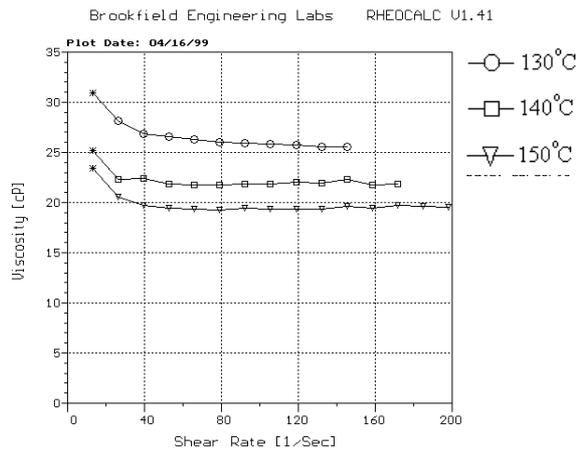


Figura 3. Gráfico dos veículos orgânicos utilizados

A Figura 3 mostra o gráfico da viscosidade dos veículos orgânicos utilizados em função da taxa de cisalhamento aplicada, nas temperaturas de 130°C, 140°C e 150°C. Observando-se as curvas, percebe-se que a viscosidade diminui com a temperatura, como seria de se esperar. Sendo assim, na temperatura de 150°C, a viscosidade do veículo seria a mais indicada para a injeção, pois é a temperatura em que o VO apresenta menor viscosidade por taxa de cisalhamento aplicada. Contudo, é necessário estudar-se a variação da viscosidade das misturas veículo-pó para se obter as condições ideais de moldagem.

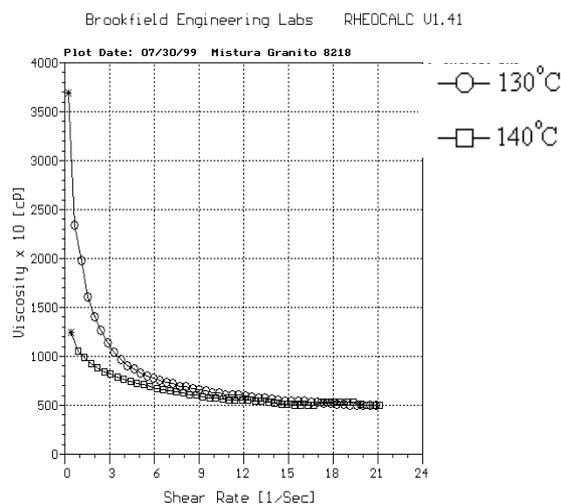


Figura 4. Gráfico da mistura 8218

Após estudos reológicos realizados no Laboratório de Desenvolvimento de Materiais da Universidade Federal do Ceará, observamos que a mistura ideal do veículo orgânico com o pó de granito do tipo Asa Branca, possui a proporção de 82% de pó de granito e 18% de veículo orgânico. O gráfico da Fig. 4 mostra a variação da viscosidade da mistura 8218 (82% de pó de granito e 18% de veículo orgânico), em função da taxa de cisalhamento aplicada. As curvas acima foram obtidas nas temperaturas de 130°C e 140°C, onde se observa que a temperatura de 140°C é mais indicada para a injeção, pois nesta temperatura a mistura apresenta uma menor viscosidade por taxa de cisalhamento aplicada, facilitando assim o fluxo da mistura do tanque da injetora até o interior do molde.

3.3. Injeção

Através das análises das viscosidades das misturas, observou-se que temperatura de injeção mais adequada ao preenchimento da cavidade do molde, mostrado na Fig. 5, sem a introdução de macro defeitos foi de 140°C. As peças injetadas não apresentaram macrodefeitos, devendo ser posteriormente submetidas a ensaios mecânicos.

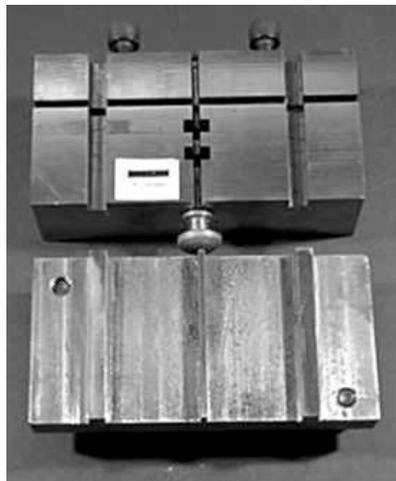


Figura 5. Molde para injeção a baixa pressão

4. CONCLUSÃO

Foi demonstrada a viabilidade técnica da substituição dos pós cerâmicos convencionais por pó de granito na injeção de cerâmicos à baixa pressão, sendo uma fonte de renda alternativa para a indústria de rochas ornamentais, amenizando os impactos ambientais causados pela deposição dos resíduos da extração das rochas no ambiente e ainda ajuda a evitar o aumento da incidência da silicose nas comunidades situadas nas proximidades das jazidas. A análise dos resultados revela que a melhor composição para a injeção a baixa pressão da mistura pó de granito – veículo orgânico, é a que contém as proporções de 82% de pó de granito e 18% de veículo orgânico.

Agradecimentos

Os autores gostariam de agradecer à FINEP, ao CNPq, à CAPES, e ao Banco do Nordeste, cujo apoio financeiro tornou possível a aquisição dos equipamentos e a realização dessa pesquisa.

REFERÊNCIAS

- Castelo Branco, S.M.A., **Estudo Resíduo de Rochas Ornamentais para Fins Tecnológicos**, Projeto de Pesquisa para o CNPq,1998.
- German, R.M., Bose, A., **Injection Moulding of Metals and Ceramics**. Metal powder Powder Metallurgy Federation, Princeton, New Jersey, Vol. 1, pp11-131,1997.
- Mutsuddy, B.C.,Ford,R.G., **Ceramic Injection Moulding**, Chapman and Hall, London, Vol.1 PP1-65,1995.
- Nogueira, R. E. F. Q., Bezerra, A.C., Santos, F. C., Sousa, M. R., Acchar, W., **Produção de um Guia Fios Cerâmico por Injeção a Baixa Pressão**. V Congresso Brasileiro de Engenharia Mecânica Norte e Nordeste, 1998.
- Nogueira, R.E.F.Q., **Potencialidades e Particularidades do Processo de Moldagem de Pós Cerâmicos por Injeção**, Congresso Brasileiro de Engenharia Mecânica, 1994
- Nogueira, R.E.F.Q., **Processing and Properties of Moulded Alumina Bodies**, Tese de Doutorado, Brunel University, Londres, GB,1992.
- Purquerio, B.M., Fortulan, C.A., Wrege, P.A.S., **Injeção de Cerâmica Avançada para Produção de Componentes**. Vol.342, pp 74-83,1994.

ESTIMAÇÃO DA DISTÂNCIA DO TUBO DE CONTATO À PEÇA DE TRABALHO NA SOLDAGEM MIG/MAG (GMAW)

Salvador Alves de Melo Júnior
Guilherme Caribe de Carvalho
Sadek C. Absi Alfaro

Universidade de Brasília, Faculdade de Tecnologia, Departamento de Engenharia Mecânica, GRACO (Grupo de Automação e Controle), 70910-900, Brasília, DF, Brasil. E-mail: sadek@graco.unb.br.

Resumo

Este trabalho teve como objetivo desenvolver uma metodologia para estimação da distância entre o tubo de contato elétrico e o metal base (“stand-off”) no processo de soldagem GMA (“Gas Metal Arc”). A metodologia proposta baseou-se na medição da resistência elétrica entre o tubo de contato e o metal base durante os períodos de extinção do arco de soldagem no modo de transferência de metal por curto-circuito. Tais períodos foram determinados nas curvas de evolução temporal da tensão e da corrente de soldagem através da identificação dos ciclos positivos da derivada temporal do sinal de corrente e dos ciclos de baixa tensão correspondentes ao curto circuito. Utilizando técnicas estatísticas de seleção de variáveis e de regressão múltipla, obteve-se como resultado um modelo linear relacionando a velocidade de alimentação do arame de soldagem, a corrente média obtida do experimento e interações dessas com a resistência média de curto-circuito (variáveis independentes) à estimativa do “stand-off” (variável dependente). Durante os testes de validação, observaram-se erros de estimação da ordem de 4% em relação aos valores esperados.

Palavras-chave: Soldagem, Modelagem, Monitoramento.

1. METODOLOGIAS DE MONITORAMENTO DO PROCESSO DE SOLDAGEM

O processo de soldagem *GMAW* (*Gas Metal Arc Welding*) é um dos processos de fabricação e reparo que tem sido cada vez mais utilizado nas linhas de montagem industriais, devido à sua versatilidade e produtividade. Entretanto, há certa dificuldade em se utilizar os parâmetros adequados na automação deste processo, devido ao conjunto de variáveis envolvidas e controle das mesmas. Além disto há sempre o erro inerente aos equipamentos e métodos utilizados, mesmo no caso de sistemas autônomos.

Para tentar sanar este tipo de problema, diversos trabalhos têm sido propostos para automação e controle dos processos de soldagem, tais como: A investigação do padrão de som emitido durante o processo *GMAW* proposto por Saini e Floyd, (1998) visando o controle on-

line deste processo a partir de informações das características do arco, da poça de metal e do modo de transferência do material; Uma metodologia de controle através da aquisição de dados visuais sincronizados com sensores eletrônicos para determinar o modo de transferência, o qual tem um grande efeito sobre a penetração, fluxo de calor e faixas de parâmetros e posições disponíveis para soldagem Johnson et al., (1991).

Entretanto, para efetivação do controle de qualquer processo, é necessário analisar as variáveis de controle do mesmo. Há na literatura diversas possibilidades. Carvalho, (1997) citou em seu trabalho algumas propostas, dentre elas destacam-se o monitoramento da tensão do arco, corrente de curto-circuito e tempos de arco e curto-circuito, proposto por Norrish (1992); A análise quantitativa do desvio padrão e do coeficiente de variação para quantificar a estabilidade do processo, o qual foi proposto por Ogunbiyi e Norrish, (1996); Tem-se ainda um estudo proposto por Needham, (1985), no caso de transferência de material por curto-circuito, que a taxa entre o tempo de arco e tempo de curto-circuito deva ser mantida, dentro de certa faixa, tão constante quanto possível; Outra possibilidade é a medição da área sob o gráfico (I x V) correspondente a cada ciclo de curto-circuito, calculando-se o desvio padrão destas áreas de um número específico de ciclos, proposta por Ditley et al., (1996). Ou ainda o próprio trabalho de Carvalho que propõe uma análise da estabilidade do processo utilizando os valores de tensão abaixo da média.

Propõem-se então com este trabalho uma metodologia para medir indiretamente o “*stand-off*”, por meio dos sinais de corrente e tensão de soldagem durante o processo *GMAW*, os quais serão utilizados para calcular a derivada temporal da corrente durante o tempo de curto-circuito. O modelo matemático e estatístico será então obtido por meio da regressão múltipla, o qual pode ser utilizado em uma metodologia de controle do processo de soldagem.

2. CONTROLE DO PROCESSO "GMAW"

O sistema de alimentação do arame é projetado para manter a velocidade do arame constante, a um valor pré estabelecido, independente das variações do arco de soldagem. Processos convencionais de soldagem utilizam fontes do tipo tensão constante que proporcionam um auto ajuste e estabilização do comprimento do arco Norrish, (1992) e Carvalho, (1997). Assim, um aumento no comprimento do arco causa um aumento da tensão no mesmo, desse modo a corrente de saída da fonte se reduz de acordo com a maior demanda de tensão. Com isso a taxa de fusão se reduz e assim, menos arame é consumido e o comprimento do arco é reduzido. Algo semelhante acontece quando se diminui o comprimento do arco, o qual produz um aumento da corrente; portanto, há um aumento da taxa de fusão e novamente o arco volta a crescer para o valor original Norrish, (1992).

Entretanto este controle descrito acima não é suficiente para se obter uma solda com boa aparência e propriedades físicas. Portanto, para se obter melhores resultados em termos da qualidade de solda, é necessário controlar as variáveis para estabilizar o processo, de modo a prever a performance deste, ou seja, é necessário adquirir o sinal de entrada, processá-lo e atuar no sinal de saída. Além disto, é preciso monitorar o sistema para garantir que este esteja sempre operando dentro de certos limites definidos Norrish, (1992).

3. PROCEDIMENTO

Para realizar este trabalho foi preciso seguir certos passos para se chegar ao resultado pretendido. Estes são descritos a seguir:

- a) Programa para adquirir e tratar os dados de soldagem;
- b) Definição da área de trabalho;

- c) Equação para estimar o *stand-off*, utilizando-se a resistência de curto-circuito, a velocidade de alimentação do arame (*wire feed speed* – WFS) e a corrente de soldagem;
- d) Experimentos de validação do modelo.

3.1 Determinação da área de trabalho

O primeiro passo foi entender como o sistema funciona durante a soldagem, e definir a faixa de parâmetros iniciais e as variáveis com as quais se trabalharia. Então por meio da revisão bibliográfica *Welding Handbook*, (1942) e da atenção de um técnico experiente em soldagem, determinaram-se estes valores conforme é mostrado na Tabela 1.

Tabela 1. Faixa de valores utilizados durante o experimento.

Tensão de soldagem ¹	WFS	“Stand-off”
Entre 17 e 30V	4, 6, 8 e 10 m/min	8, 10, 12, 14, 16 e 18 mm

3.2 Aquisição dos dados

Para esta aquisição de dados utilizou-se um aplicativo de programação gráfica, o qual era compatível com a placa de aquisição² do laboratório. Neste programa, configurou-se um “gatilho” (*trigger*) para iniciar a aquisição quando a corrente de soldagem ultrapassasse 10A, durante a qual eram mostrados os gráficos de tensão e corrente de cada “janela” contendo 1024 amostras. Terminado o processo de soldagem, encerra-se a aquisição e os seguintes resultados são enviados para um arquivo do tipo texto:

- Tamanho da janela (1024 amostras por janela)
- Frequência de amostragem (2500 Hz)
- *Stand-off* ajustado na fonte de soldagem (SO)
- Velocidade de alimentação do arame ajustada na fonte de soldagem (WFS)
- Tensão ajustada na fonte de soldagem (Vset)
- Média da Tensão obtida da fonte de soldagem (Vmfnt)
- Média da Corrente obtida da fonte de soldagem (Imfnt)
- Sinais do canal 0 (Tensão)
- Sinais do canal 1 (Corrente)

1 A faixa de valores da tensão ajustada na fonte de soldagem é dependente da estabilidade do processo GMAW e do tipo de transferência de material, a qual só é verificada durante o experimento.

2 Características da placa de aquisição: Entradas analógicas de 12-bit: 16 (terra comum); Saídas analógicas: 4; Linhas programáveis digitais: 24; Faixa da tensão de entrada: 0V a 10V / -5V a 5V.

3.3 Análise dos dados de soldagem

Após a coleta dos dados, elaborou-se outro programa para análise dos dados. Este programa lê os arquivos gerados na etapa anterior, analisando cada uma das “janelas” de dados, calculando as médias da tensão e corrente de soldagem e da resistência. A seguir são mostrados os gráficos destes valores em função do tempo. No caso, o tempo de cada janela é de 0.4096 segundos. Se os gráficos supra citados apresentarem uma frequência de curto-circuito regular, inicia-se a próxima etapa deste programa que é o calculo da primeira derivada da corrente de soldagem.

Sabe-se que uma função crescente ou decrescente tem a sua derivada positiva ou negativa respectivamente e que durante o curto-circuito a corrente de soldagem cresce rapidamente conforme pode ser visto na Figura 1. Além disto, durante o tempo de curto-circuito o arco praticamente deixa de existir e com isso a resistência à passagem de corrente tende a diminuir bastante e assim ocorre um aumento da corrente de curto-circuito. Com base nisto, quando a derivada da corrente de soldagem for positiva, calculam-se os valores da resistência de curto-circuito e sua média, caso contrário faz-se a derivada e a resistência de curto-circuito iguais a zero. Os resultados desta análise são enviados para um arquivo texto na forma matricial.

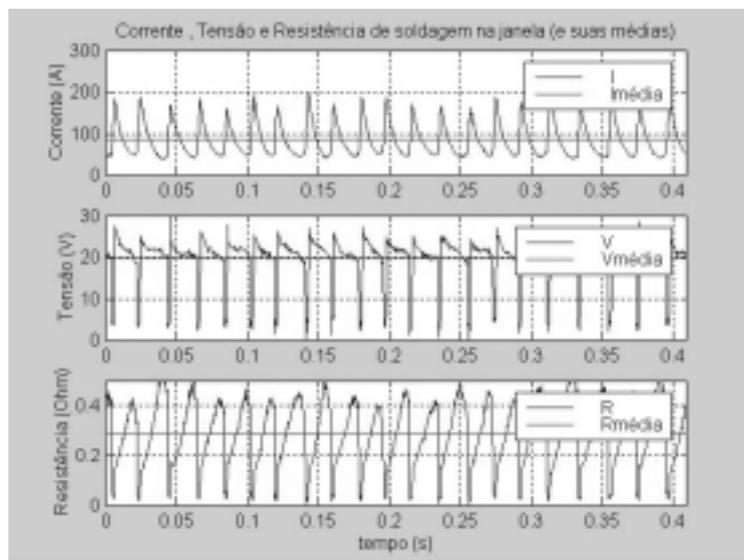


Figura 1. Gráfico de tensão, corrente e resistência durante o curto-circuito.

3.4 Análise Estocástica

Nesta fase foi utilizado um programa específico para análise estatística dos resultados, o qual permite realizar diversas análises até chegar a modelagem matemática do processo em estudo. As etapas seguidas foram as seguintes:

- Determinação das variáveis importantes para a modelagem do processo;
- Verificação da independência das variáveis selecionadas;
- Determinação da equação para estimar o “*stand-off*”.

Para determinar quais variáveis teriam maior influência no processo, utilizou-se um método de análise chamado método de regressão linear por eliminação adiantada (“*Stepwise Regression Forward*”), que consiste de incluir e excluir variáveis até se encontrar o conjunto que tem a maior razão de F (Distribuição de Fisher).

Os resultados encontrados na etapa acima, envolviam variáveis que não apresentavam uma independência muito evidente e para uma análise estatística clássica, as variáveis devem

ser: a) Independentes; b) Aleatórias e c) O erro deve ter uma distribuição normal. Com base nisto utilizou-se o “*Ridge Regression*” para verificar se estas variáveis tendiam a ser independentes. Como resultados desta ferramenta de análise estatística temos o gráfico “*Coefficient x theta*”, o qual deve indicar que o nível de correlação tende a zero.

A etapa seguinte foi encontrar a equação matemática estatística para estimar o “*stand-off*” por meio da regressão múltipla, tendo a análise de variância como parâmetro de escolha, onde o principal critério utilizado foi a maior razão de F possível.

3.5 Validação do modelo

Para validação do modelo encontrado foram necessários novos testes, utilizando-se as mesmas variáveis, equipamentos e procedimentos daqueles utilizados para determinação da equação de regressão, porém com valores diferentes daqueles utilizados para gerar o modelo (dentro da faixa de trabalho). Estes testes seguirão um projeto fatorial (“*factorial design*”) 2³. Os resultados encontrados pelo modelo foram comparados com os valores de “*stand-off*” ajustados antes de iniciar o processo de soldagem.

4. RESULTADOS ENCONTRADOS

Resultados obtidos pela análise dos sinais de tensão e corrente durante o processo de soldagem *GMAW* estão mostrados na tabela 2.

Tabela 2. Sinais do Processo de Soldagem *GMAW*

NRO	SO	WFS	Vset	Vmfnt	Vmexp	Imfnt	Imexp	Rccmedia
	[mm]	[m/min]	[V]	[V]	[V]	[A]	[A]	[Ohm]
1	8	4	21	20,0	20,0	83	83,8	0,308384
2	8	4	23	20,2	20,0	85	85,3	0,290929
3	8	6	22	20,0	20,6	120	122,7	0,218371
4	8	6	23	21,8	21,6	121	124,2	0,222263
5	8	8	25	23,5	23,2	147	155,4	0,187302
6	8	10	26	24,5	23,8	188	190,3	0,145768
7	10	4	20	19,1	19,1	77	79	0,323084
8	10	6	22	20,8	20,6	115	117,2	0,238729
9	10	6	24	22,7	22,7	118	119,7	0,237201
10	10	8	24	22,7	22,3	139	141,9	0,201521
...
29	18	6	22	21,5	20,9	93	95,7	0,276575
30	18	8	24	22,8	22,6	117	119,3	0,239869
31	18	10	24	22,6	22,4	133	135,8	0,209656

Onde:

- SO = Valor do “*Stand-off*” ajustado no programa de movimentação de robô.
- WFS = Velocidade de alimentação do arame (“*wire feed speed*”).
- Vset = Tensão ajustada na fonte de soldagem.
- Vmfnt = Média da tensão de soldagem obtida da fonte de soldagem.
- Vmexp = Média da tensão de soldagem obtida dos sinais de tensão do experimento.
- Imfnt = Média da corrente de soldagem obtida da fonte de soldagem.
- Imexp = Média da corrente de soldagem obtida dos sinais de corrente do experimento.
- Rccmedia = Média da resistência de curto-circuito do experimento.

Na Tabela 3, usando regressão múltipla obtemos as variáveis significantes:

Tabela 3. Resultado obtido com o "*Stepwise Variable Selection Forward*".

Variáveis Independente	Coefficiente	Erro Padrão	Valor - t	Nível de significância
CONSTANTE	23,270702	4,133501	5,6298	0,0000
WFS	-8,071033	0,896089	-9,0070	0,0000
Imexp	0,401666	0,050576	7,9418	0,0000
WFS * Rccmedia	53,008483	4,158347	12,7475	0,0000
Imexp * Rccmedia	-3,174132	0,295681	-10,7350	0,0000

Na Tabela 4 a e b, mostra-se, respectivamente, o resultados da análise de variância para o modelo linear e não linear e a tabela 5, os resultados obtidos com "*Ridge Regression*"

Tabela 4a. Resultados da análise de Variância (ANOVA) do modelo linear.

Tipo	Soma dos quadrados	Graus de Liberdade	Quadrado Médio	Razão F ³	Valor P
Modelo	273,43300	4	68,358300	197,779	0,0000
Erro	6,56697	19	0,345630		

Tabela 4.b. Resultados da análise de Variância (ANOVA) do modelo não linear.

Tipo	Soma dos quadrados	Graus de Liberdade	Média dos quadrados	Razão F	Valor P
Modelo	63,41320	4	15,8533000	200,375	0,0000
Erro	1,50324	19	0,0791180		

Tabela 5. Resultado obtido com o "*Ridge Regression*".

Theta	WFS	Imexp	WFS* Rccmedia	Imexp* Rccmedia
0,00	-5,28E+00	3,872946	3,646088	-1,21E+00
0,05	-1,33E-01	-0,389771	1,053827	-3,48E-01
0,10	-5,44E-02	-0,433889	0,933635	-2,88E-01
0,15	-3,23E-02	-0,42937	0,854666	-2,49E-01
0,20	-2,31E-02	-0,41456	0,792151	-2,21E-01
0,25	-1,84E-02	-0,397148	0,739737	-1,99E-01
0,30	-1,56E-02	-0,379518	0,694578	-1,81E-01
0,35	-1,38E-02	-0,362534	0,655023	-1,66E-01
...
0,80	-7,93E-03	-0,252167	0,435993	-9,64E-02
0,85	-7,60E-03	-0,243668	0,420507	-9,21E-02
0,90	-7,29E-03	-0,235702	0,406096	-8,82E-02
0,95	-7,01E-03	-0,228222	0,39265	-8,46E-02
1,00	-6,74E-03	-0,221188	0,380075	-8,13E-02

³ A razão "F" (Coeficiente de Fisher), indica a variância do modelo em torno da sua média.

Onde:

- Theta = Parâmetro do “ridge regression” ;
- WFS = Velocidade de alimentação do arame;
- Imexp = Média da corrente de soldagem obtida do experimento;
- Rccmedia = Resistência de curto-circuito média.

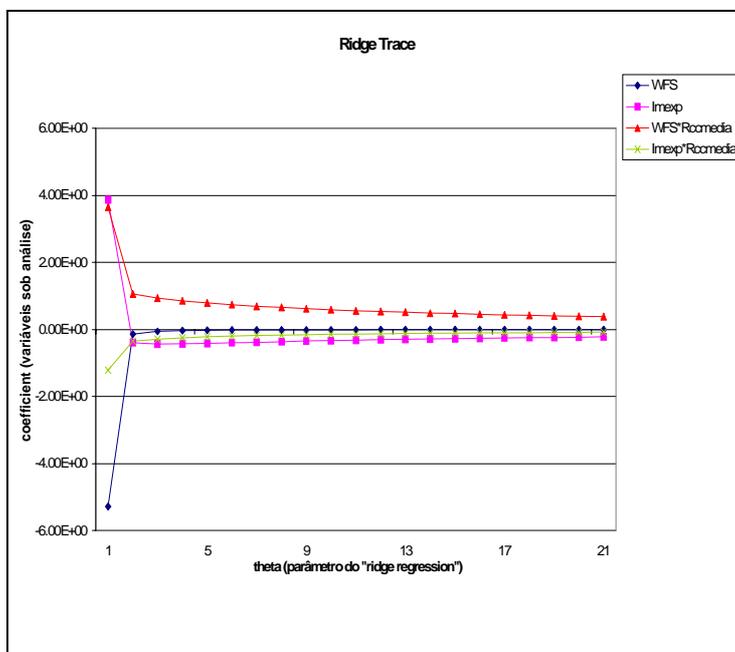


Figura 2. "Ridge Trace"

Assim, o resultado da Regressão Múltipla nos leva ao seguinte equacionamento do “Stanf Off”:

$$SO = 23.270702 - 8.071033*WFS + 0.401666*Imexp + 53.008483 *WFS * Rccmedia - 3.174132*Imexp*Rccmedia$$

Resultados encontrados na validação do modelo estão mostrados na tabela 6,

Tabela 6. Resultado da validação do modelo.

Ensaio	SO (mm)	SO estimado	Erro	SO ^(0.8) estimado	erro
1	9	9,7	7,3%	9,6	6,4%
2	17	17,4	2,0%	17,4	2,2%
3	9	9,3	3,0%	9,2	2,7%
4	13	13,4	3,1%	13,3	2,3%
5	17	16,4	3,6%	16,4	3,7%
6	13	12,9	0,8%	12,8	1,6%
7	9	9,7	7,8%	9,7	7,7%
8	13	12,8	1,8%	12,6	2,7%
9	17	17,9	5,1%	18,0	5,7%
Média			3,8%		3,9%
Desvio Padrão			2,4%		2,2%

Onde:

- SO Estimado = “*stand-off*” obtido do modelo linear.
- SO^(0.8) Estimado = “*stand-off*” obtido do modelo não linear.

5. DISCUSSÃO DOS RESULTADOS

Os resultados da seleção das variáveis indicou uma interação entre a velocidade de alimentação do arame (WFS) e a corrente média do processo de soldagem com a resistência de curto-circuito média, pois como a velocidade de alimentação do arame esta relacionada com a corrente de soldagem⁴ e esta com a resistência, fez-se necessário a utilização do “*ridge regression*” para determinar se estas variáveis tendiam a ser independentes, o que pela tabela 5 e pela Figura 2, nota-se que o erro relacionado à correlação destas variáveis tem uma distribuição normal, ou seja, este erro não afetará significativamente os resultados.

O uso de um modelo não linear não promoveu melhoria dos resultados de validação do modelo linear, apesar daquele apresentar um valor da razão de F superior a este (Tabela 4b).

Pelo resultado da análise de variância, nota-se que o valor da razão F encontrado (197.779), indica que esta relação entre as variáveis é válida para representar o sistema em análise, pois conforme pode ser visto na tabela D do Apêndice do livro do George Box, (1972), para esta situação o valor tabelado de F é 7.26, ou seja, muito menor que o valor encontrado para o modelo. Além disto, pela análise da tabela 6, a distribuição do erro é gaussiana, e indicou uma boa qualidade do modelo.

O modelo é limitado às condições em que foram realizados os ensaios (tipo de processo de soldagem, gás utilizado, fluxo do mesmo, modo de transferência, tipo e diâmetro do eletrodo, etc.), ao cilindro de gás utilizado e à região de trabalho (WFS, SO).

6. CONCLUSÕES

Com base neste trabalho chegou-se às seguintes conclusões:

- Os resultados obtidos com a metodologia proposta, indicaram que esta pode ser válida no contexto do controle do processo de soldagem, como uma etapa anterior ao controle propriamente dito.
- O erros encontrados podem ser devido: (a) Em parte pelo modelo; (b) Ao ruído quando da transmissão dos sinais de soldagem; (c) Ao erro durante o posicionamento do robô para ajustar o “*stand-off*”; (e) Ao erro do mecanismo de alimentação do arame e deslocamento do “*braço*” do robô.
- No caso da implementação do controle, deve-se elaborar um programa específico para este fim, que faça a aquisição e análise dos dados, evitando-se assim a necessidade de uso de diversos programas e a perda de dados por tempo de processamento.
- O modelo matemático por regressão múltipla linear é um modelo mais simples e indica resultados melhores que o modelo não linear.

4 Quanto maior a velocidade de alimentação do arame, maior a corrente de soldagem.

7. AGRADECIMENTOS

Os autores agradecem à PADCT/Finep, CNPq, FAP-DF e RHAE/MCT, pelo apoio a este e outros trabalhos do grupo.

8. REFERÊNCIAS

- CARVALHO, G. C., **An Adaptive Control System for Off-line Programming in Robotic Gas Metal Arc Welding**. Cranfield, 1997. Ph.D. Thesis – School of Industrial and Manufacturing Science, Cranfield University.
- NORRISH, J., **Advanced Welding Process**. Bristol – UK, 1992.
- SAINI D. e FLOYD S., An Investigation of Gas Metal Arc Welding Sound Signature for On-line Quality Control, **Welding Journal**, p. 172s-179s, Apr. 1998.
- **Welding Handbook**, 6^a edição, parte 2, AWS, United States of America, 1942
- BOX, George, et al., **Statistics for Experimenters, An Introduction to Design, Data Analysis, and Model Building**, John Wiley & Sons, NY – USA, 1972.

com uma cola especial e praticamente todo os movimentos necessários (rotação e translação) dos monocromadores para o alinhamento do monocromador assimétrico num arranjo topográfico de raios-X de duplo cristal quando será comandado por um motor de passo controlado por um microcontrolador.

6. AGRADECIMENTOS

O autor CSFM, RFCA agradecem o apoio financeiro através da bolsa de iniciação científica do PIBIC/CNPq e da bolsa de mestrado da CAPES, respectivamente.

7. REFERÊNCIAS

- Bowen, D.K. and Tanner, B.K., 1998, “High Resolution X-Ray Diffractometry and Topography”, Ed. Taylor & Francis, Inc., USA.
- Cullity, B. D., 1978, “Elements of x-ray difraction” second edition. Ed Addison-Wesley Publishing Company, inc 547p.
- Kohra, K, Hashizume, H. and Yoshimura, J., 1970, “X-Ray Topography Utilizing Double-Crystal Arrangement of (+,+) or Non-Parallel (+,-) Setting”, Japanese Journal of Applied Physics, vol.9 (9), pp.1029-1934.
- Lang, A R., 1970, “Modern Diffraction and Imaging Techniques for Materials Science”, S.Amelincks Eds. North Holland Publishing Co., Amsterdam, pp.407.
- Manual Philips, 1961, “Vacuum spectrometer attachment PW 1540”.
- Matsushita, T. and Hiroo Hashizume, 1983 “X-ray Monochromators” Handbook Synchrotron Radiation, Vol.1, cap.4, edited by eE.E Koch, 606p
- Shinohara, A.H., Kamo, M., Suzuki, C.K., 1998, “A uniformly cleaved epitaxially grown diamond crystal for synchrotron radiation” J. Synchrotron Rad., v.5, pp.654-656.
- Tanner, B. K., 1976, “X-ray Diffraction Topography”, Ed. Pergamon Press, Oxford, Inglaterra, 174p.

possível obter precisão satisfatória quanto deslocamento angular do monocromador. O detector, por sua vez, está associado a um PC interligado por uma interface para o monitoramento da intensidade de raios-X, que juntamente com o goniômetro possibilita monitorar e posicionar o monocromador na posição de máxima intensidade. Para realizar o movimento θ - 2θ de rotação do suporte de monocromadores com o goniômetro, será utilizado um sistema automatizado, com um motor de passo associado a um motor *driver* e um microcontrolador, conectado ao eixo de giro do suporte. Por questão de segurança, no sistema mecânico desenvolvido o monocromador assimétrico fica no interior de uma câmara revestida internamente com chumbo.

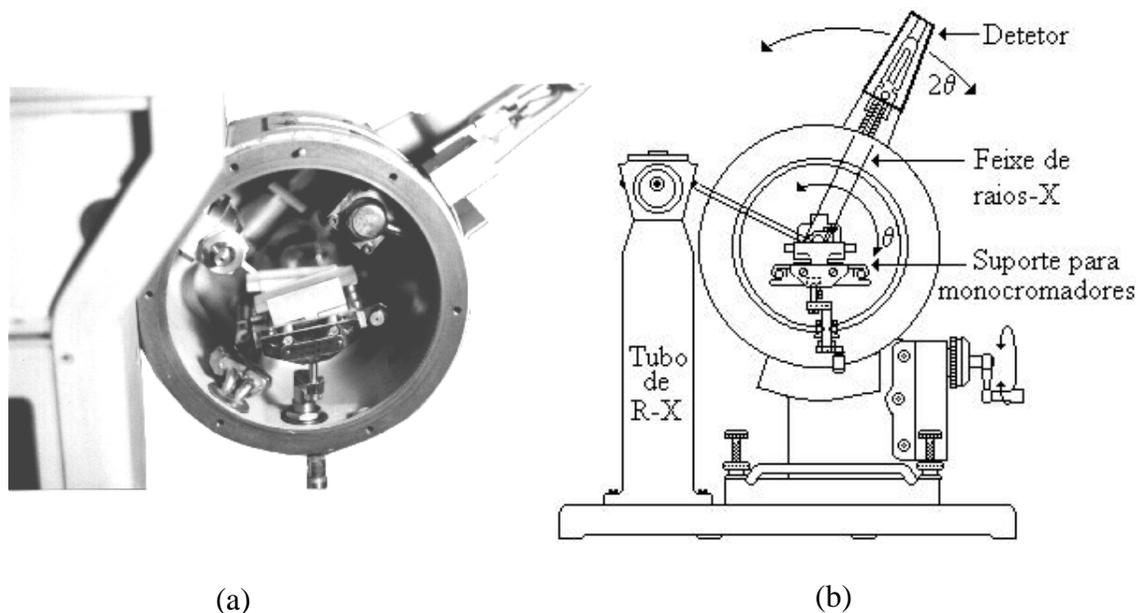


Figura2. (a) Foto da base de monocromadores acoplado ao goniômetro θ - 2θ . (b) Esquema da vista frontal do sistema formado pelo tubo de raios-X, goniômetro, detector e suporte de monocromadores.

No processo de alinhamento do monocromador manualmente, realizado ainda hoje no Brasil, as dificuldades na obtenção das condições de difração de Bragg tornam um processo extremamente exaustivo, além de expor o operador às nocivas radiações ionizantes, já que o alinhamento é feito com o tubo de raios-X em operação. Por outro lado, o sistema mecânico apresentado neste trabalho, desenvolvido a partir de adaptações, o alinhamento pode ser realizado com a mínima exposição ao raios-X, de forma rápida e eficientemente.

5. CONCLUSÃO

Em comparação com sistema de alinhamento do monocromador assimétrico em um arranjo topográfico de raios-X de duplo cristal de forma manual, o presente sistema mecânico permite o alinhamento do monocromador assimétrico praticamente sem exposição aos raios-X proveniente de tubo de raios-X e difratados pelo próprio monocromador que é intenso e extremamente nocivo ao ser humano. Este sistema é robusto, mas versátil porque a base do monocromador permite acomodar até dois monocromadores sem a necessidade de fixá-los

No arranjo topográfico de duplo cristal, o monocromador assimétrico tem uma função vital para a obtenção de uma imagem dos defeitos em cristais.

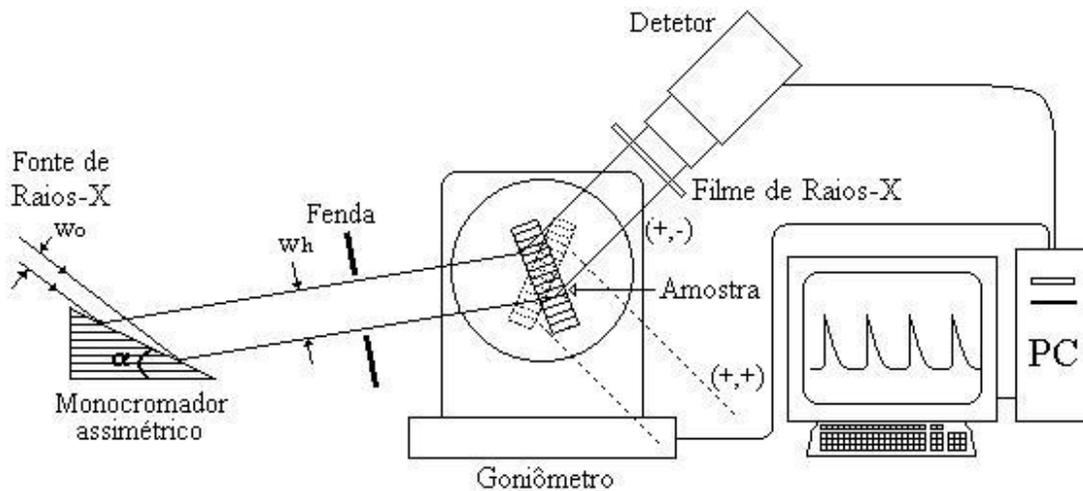


Figura1. Esquema de um o sistema topográfico de raios-X duplo cristal

3. DISPOSITIVOS E INSTRUMENTAÇÃO

Na construção de um sistema mecânico para o suporte e alinhamento de um monocromador no arranjo topográfico de raios-X de duplo cristal, foram utilizadas com adaptações uma base para monocromadores que possibilita acomodar dois monocromadores fixados por meio pressão de molas, sem a necessidade do uso de colas, e possibilita selecionar o monocromador assimétrico desejado. Esta base é acoplada ao um goniômetro vertical da Philips θ - 2θ com precisão angular de $1/100^\circ$ com um motor de passo controlado por um microcontrolador que proporciona movimentos necessários para obter o alinhamento do monocromador ao feixe de raios-X, um detector de raios-X para monitorar a intensidade de raios-X difratado. O monocromador assimétrico a ser utilizado neste sistema mecânico foi construído por nós utilizando os planos de difração (101) do cristal de quartzo sintético de alta perfeição cristalina contendo menos de 10 discordâncias por cm^2 .

A Fig.2 mostra a foto e um esquema do sistema mecânico para o alinhamento do monocromador ao feixe de raios-X de um arranjo topográfico de duplo cristal. A qualidade da imagem obtida em topografia de raios-X varia em função da óptica utilizada. No arranjo topográfico de duplo cristal, o alinhamento do monocromador em relação ao feixe deve ser o mais preciso possível para garantir a máxima intensidade de raios-X. O alinhamento do monocromador consiste em ajustar o seu posicionamento em relação ao feixe incidente de raios-X. Isto pode ser obtido fazendo inicialmente o monocromador interceptar o feixe de raios-X e em seguida rotacioná-lo de modo que o ângulo entre o feixe incidente e os planos de difração do cristal monocromador satisfaça o ângulo de difração de Bragg (θ_B). Inicialmente, o feixe de raios-X proveniente do tubo de raios-X deverá ser interceptado pelo monocromador. Como o foco do raios-X possui um ângulo saída de 6° , é possível ajustar o posicionamento do suporte de monocromadores a fim de que o feixe primário (incidente) de raios-X intercepte o monocromador. Uma vez que o monocromador seja atingido pelo feixe, este deverá ser rotacionado pelo eixo- θ , do goniômetro, até atingir as condições de difração de Bragg, e o feixe de raios-X difratado pelo monocromador será detectado pelo detector acoplado ao eixo- 2θ . Como o goniômetro possui uma precisão de um centésimo de grau é

na amostra em sua rede cristalina. Desta forma o feixe difratado é coletado em um filme, fornecendo a imagem topográfica. Embora o tempo de coleta da imagem seja relativamente longo e exista um certo grau de dificuldade para alinhar a amostra ao feixe de raios-X, a qualidade (resolução) da imagem topográfica está intimamente relacionada com o tipo de óptica utilizada e o sistema de detecção utilizado.

A óptica de um arranjo topográfico de raios-X de duplo cristal apresenta séries de vantagens em relação às outras técnicas topográficas (Bowen and Tanner, 1998). No entanto, uma parte laboriosa na construção de um arranjo topográfico é o alinhamento do monocromador assimétrico ao feixe de raios-X de uma fonte de raios-X em operação, onde o operador estará sujeito aos riscos da radiação ionizante dos raios-X, que pode causar séries de danos aos tecidos humanos e provocar efeitos biológicos como queimaduras, doenças quando há exposição generalizada por todo o corpo e pode provocar mutações genéticas aliadas as queimaduras de difícil cura quando é atingido por uma intensa radioativa (Cullity, 1978). O raios-X usados em medidas de difração são perigosos porque possuem comprimentos de ondas que são facilmente absorvidos pelo corpo. Desta forma, o processo de alinhamento do monocromador ao feixe de raios-X é uma etapa perigosa e que deve ser realizado com segurança por técnicos especializados, de modo que o operador não se exponha a radiação.

No presente trabalho, para contornar aos perigos no alinhamento de um monocromador apresentamos um sistema mecânico de alta precisão para alinhar o monocromador assimétrico ao feixe de raios-X em um arranjo topográfico de duplo cristal de forma rápida e segura.

2. TOPOGRAFIA DE RAIOS-X DE DUPLO CRISTAL

Arranjo topográfico de raios-X de duplo cristal utiliza duas reflexões sucessivas de Bragg. Basicamente, existe o arranjo paralelo onde os ângulos de Bragg dos dois cristais (monocromador e amostra) são paralelos e de mesmo espaçamento interplanar, e o arranjo não-paralelo onde os cristais possuem espaçamento interplanar diferentes (Tanner, 1976). A Fig.1 mostra esquema de um sistema topográfico de duplo cristal, onde o feixe de raios-X incide primeiramente no cristal monocromador assimétrico que monocromatiza após a difração pelo cristal e em seguida pelo segundo cristal, que é a amostra a ser analisada. O feixe de raios-X difratado pela amostra é coletado no filme de raios-X para obter a imagem topográfica.

De acordo com a utilização existem vários tipos de monocromadores (Matsushita, 1983, Shinohara, *et al.*, 1998). No sistema topográfico de duplo cristal é utilizado o monocromador assimétrico, que se caracteriza por sua superfície não ser paralela aos seus planos cristalinos ou (planos de difração) formando assim um ângulo α entre eles [Fig.1]. Em função deste ângulo o monocromador assimétrico proporciona um alargamento da seção do feixe de raios-X incidente. Este alargamento está relacionado ao fator de assimetria, $1/b$, que depende do ângulo α e do ângulo de difração Bragg, θ_B , que está relacionado com o comprimento de onda do feixe de raios-X incidente λ e da distância interplanar d do cristal monocromador. O fator de assimetria é obtido através das seguinte equações (Matsushita, 1983):

$$\lambda = 2.d.\text{sen}\theta_B \quad (1)$$

$$\frac{1}{b} = \frac{\sin(\theta_B + \alpha)}{\sin(\theta_B - \alpha)} \quad (2)$$

Conhecido o ângulo de difração Bragg do cristal monocromador e o fator de assimetria pretendido, obtém-se o valor de α .

DESENVOLVIMENTO DE UM SISTEMA MECÂNICO DE ALTA-PRECISÃO PARA ALINHAMENTO DE MONOCROMADORES NO ARRANJO TOPOGRÁFICO DE RAIOS-X DE DUPLO CRISTAL

Cláudio Sérgio Francisco Mota
Ricardo Ferreira Cavalcanti de Albuquerque
Armando Hideki Shinohara

Universidade Federal de Pernambuco, Centro de Tecnologia e Geociências, Departamento de Engenharia Mecânica, Área de Materiais e Fabricação, Av. Acadêmico Hélio Ramos s/n, 50740-530, Cidade Universitária, Recife-PE, Brasil. E-mail: csfm@zipmail.com.br

Resumo

No arranjo topográfico de raios-X de duplo cristal, monocromador assimétrico tem a importante função de monocromatizar e produzir um feixe de raios-X altamente paralelo, os quais são essenciais para a obtenção de imagens topográficas de alta definição. Na construção de uma óptica para o arranjo topográfico de duplo cristal, é desejável que o alinhamento do monocromador assimétrico seja seguro, rápido e preciso, vez que é realizado num ambiente de radiação ionizante e altamente prejudicial para o ser humano. Neste sentido, foi desenvolvido um sistema mecânico de alta-precisão controlado por um microcontrolador para alinhamento do monocromador assimétrico ao feixe de raios-X. O sistema mecânico consiste de uma base que permite acomodar dois monocromadores assimétricos, um goniômetro θ - 2θ vertical de alta precisão e um detector de raios-X para monitorar o posicionamento do monocromador.

Palavras-chave: sistema mecânico de alta-precisão, alinhamento de monocromadores assimétricos, topografia de raios-X de duplo cristal

1. INTRODUÇÃO

Em topografia de raios-X são obtidas imagens de difração que fornecem informações espaciais dos defeitos na rede cristalina tais como discordâncias e estrias de crescimento, que podem revelar sobre os processos de crescimento dos cristais natural e sintético (Bowen, and Tanner, 1998). Atualmente existem várias técnicas de topografia de raios-X, dentre elas temos como as mais representativas: o método de Lang ou de varredura (Lang, 1970) onde um feixe de raios-X colimado é difratado por uma amostra na geometria de transmissão (caso Laue), e o filme e a amostra sofrem simultaneamente um movimento sincronizado de translação em relação ao feixe incidente. A sensibilidade deste método é limitada e possui a desvantagem da impossibilidade de se realizar topografias na geometria de reflexão (caso Bragg) para analisar amostras espessas e cristais de baixa cristalinidade, e também de obter perfis de difração (*rocking curves*) para avaliar efeito de impurezas ou tensões no espaçamento interplanar. Método de Berg-Barret, que pode utilizar a geometria de reflexão ou de transmissão, (Tanner, 1976). No método topográfico de raios-X de duplo cristal, onde utilizam duas reflexões sucessivas de Bragg, permite obter imagens dos defeitos sem a necessidade de realizar varredura mecânica e oferece uma resolução superior à $(\Delta d/d) > 10^{-5}$ (Kohra *et al*, 1970).

O princípio de formação da imagem topográfica consiste no contraste obtido a partir da difração de um feixe de raios-X incidente sobre uma amostra a ser analisada. Estes contrastes estão relacionados com irregularidades como discordâncias e estrias de crescimento existentes

principais heterogeneidades juntamente com as fraturas. Há uma grande possibilidade de controlar a propagação destes defeitos no cristal de quartzo sintético, mas o assunto em questão é de grande complexidade, que requer um estudo contínuo e sistemático para compreender os efeitos de cada defeitos existentes no cristal de quartzo natural na tecnologia do quartzo sintético.

6. AGRADECIMENTOS

Os autores agradecem ao Prof. A.N. Sial e a Prof. V.P. Ferreira do LABISE/DGEO/CTG/UFPE pela facilidade para corte dos cristais de quartzo natural e a Fine Cristal Co., Ltda., Japão, pelo crescimento do quartzo sintético utilizados no presente trabalho.

7. REFERENCIAS

- Boy, J.J., Guzzo, P.L., 1996 “Quartz crystal twinning under mechanical stress: experimental measurements”, International Frequency Control Symposium, IEEE, , Vol.50, pp.155-160.
- Buerger, M.J., 1945, “The genesis of twin crystal”, The American Mineralogist, vol. 30, number 7 and 8, pp.469 – 482.
- Cordier, P., Morniroli, J.P.,1995, “Characterization of crystal defects in quartz by large-angle convergent-beam electron diffraction ”, Philosophical Magazine , vol.72, number 5, pp.1421-1430.
- Frondel, C., 1962, ”The System of Mineralogy Vol III, Silica Mineral”, Ed. John Wiley & Sons, New York, USA., 333p.
- Grigoriev, D.P., 1965, “Ontogeny of Minerals”Israel Programme for Sci. Transl. Jerusalém.
- Heising, A.R., EE, MS, 1985, Quartz Crystal for Electrical Circuits: Their design and manufacture, 563p.
- Roedder, E., 1984, “Reviews in Mineralogy, Vol 12, Fluid Inclusions”, Ed. Mineralogical Society of America, Chelsea, USA.
- Suzuki, C.K., Farias, C.R.L. and Iwasaki, F.,1986, “Estudo da cristalinidade de um cristal de quartzo por Topografia de raios-X”, Cerâmica, vol. 32, pp.297-306.
- Vigoureux, P., D Sc., R.U.S.S. and C. F. Boota, O.B.E, M.I.E.E, 1950, Quartz Vibrators and their applications, 371p.
- Walker, M.B. and Gooding, R.J., 1985, “Properties of Dauphiné-twin domain walls in quartz and berlinite”, Physical Review B, Vol. 32, Number 11, pp.7408 – 7411.

A figura 4(c) mostra o cristal de quartzo sintético crescido a partir de semente de baixa cristalinidade (alto grau de opacidade) contendo fraturas e *Dauphiné Twin* em alta concentração. Como resultado de análise visual, embora tenha ocorrido uma melhora substancial na transparência do quartzo sintético, observou-se uma alta concentração de fraturas e também de regiões contendo depressões bastante acentuadas como tivessem ocorrido crescimento a partir de vários cristais menores e de forma independente. Esta última caracteriza propagação de maclas existentes na própria semente. A combinação de fraturas e maclas nos setores de crescimento gerou um certo grau de opacidade no material. Embora este cristal não tenha sido ainda analisado com técnica de raios-X, espera-se com a melhora substancial da transparência do cristal do quartzo sintético, uma melhora substancial na cristalinidade, seguindo o modelo de aprimoramento proposto por Grigoriev (1965). Uma análise realizada na secção cortada perpendicularmente ao eixo Y com ataque químico, mostrou que os *Dauphiné twins* propagam-se perpendicularmente a face da placa Z. Por outro lado, as fraturas propagam-se sem exceção, entretanto, não necessariamente perpendicularmente a face de crescimento Z. Com base nestes resultados, há uma possibilidade de realizar estudos sistemáticos para controlar pelo menos a propagação de fraturas no quartzo sintético para obter quartzo sintético de alta transparência, que é de grande interesse científico e tecnológico.

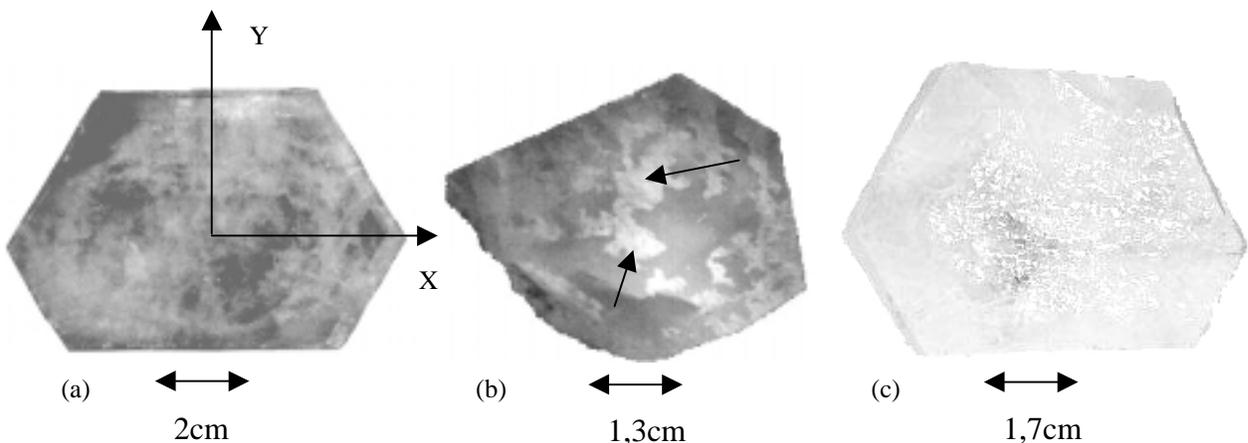


Figura 4. A figura (a) ilustra uma semente de quartzo natural de baixa cristalinidade sem ataque químico; (b) as setas indicam a presença de *Dauphiné twins* (áreas de tonalidade mais clara em relação matriz) no cristal natural após o ataque químico; (c) mostra o cristal de quartzo sintético crescido a partir da semente (b) contendo fraturas e *Dauphiné twins*.

5. CONCLUSÕES

A iniciativa de aproveitamento de cristais de quartzo natural de baixa qualidade para aplicação em tecnologia do quartzo sintético, visou uma análise qualitativo da distribuição e concentração dos *Dauphiné Twins* em quartzo natural facetado através de ataque químico e seu efeito no crescimento do quartzo sintético. Os resultados mostraram que os *Dauphiné twins* são

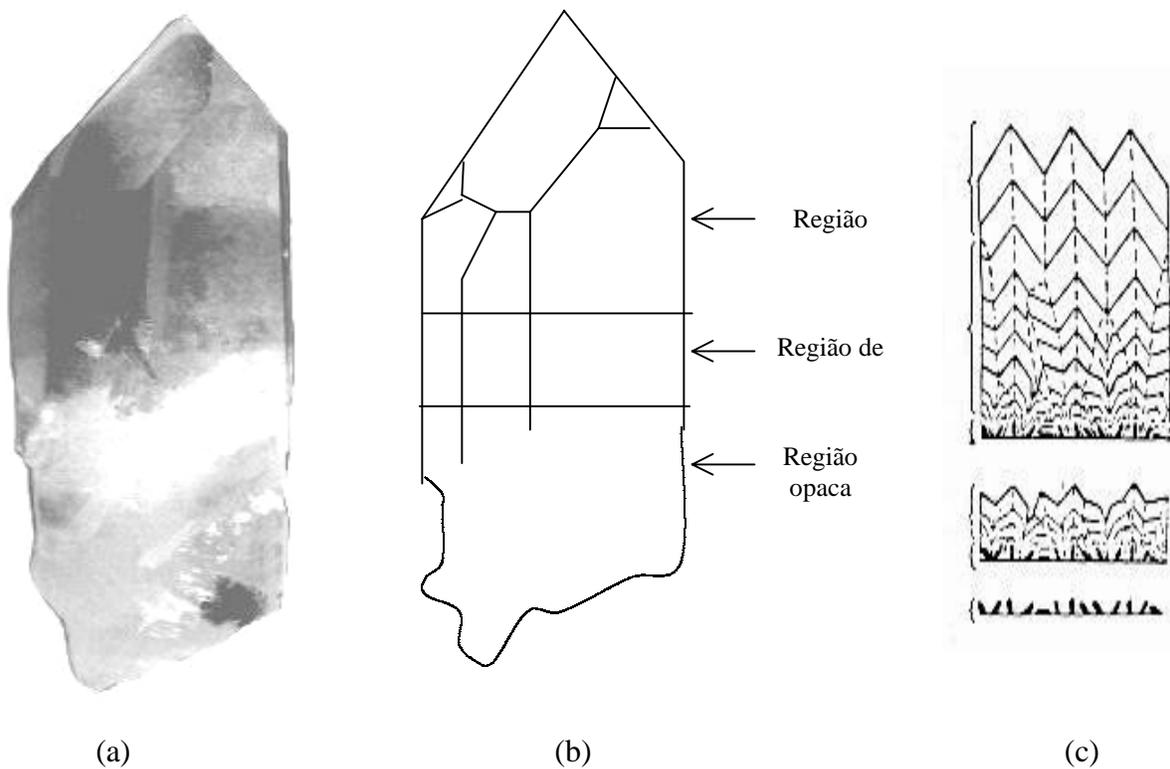


Figura 2. A figura (a) mostra um cristal de quartzo facetado na sua forma mais original e encontrada na natureza; (b) representação esquemática do aperfeiçoamento do cristal; (c) o modelo proposto por Grigoriev (1965) para explicar a melhora de cristalinidade ao longo do crescimento.

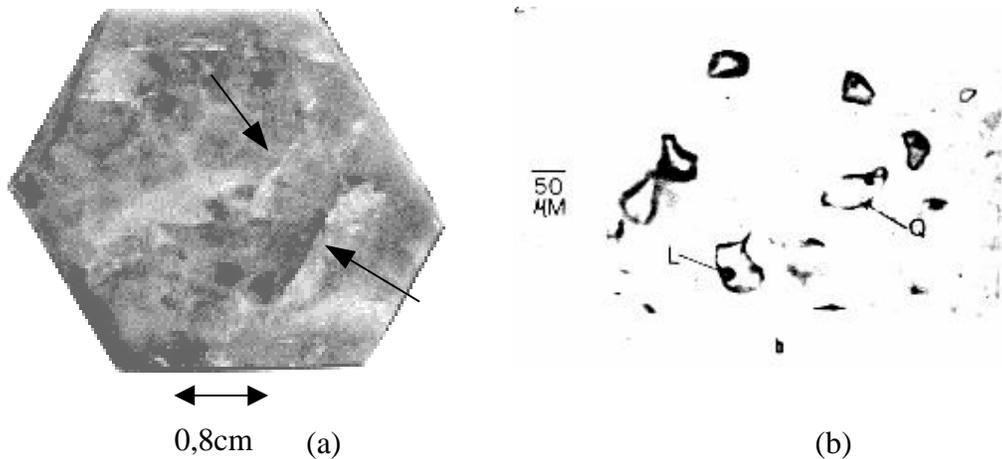


Figura 3. As setas da foto (a) ilustram as fraturas. A micrografia óptica na figura (b) revela a ocorrência das microcavidades, inclusões fluidas contendo líquidos e gases, ambas tiradas em regiões de grande opacidade do cristal.

introduzidas durante os processos de corte e polimento, e principalmente para melhor revelação das *Dauphiné Twin*.

4. RESULTADOS E DISCUSSÕES

No presente trabalho, cristais de quartzo natural de diferentes graus cristalinidade e de transparência foram selecionados e caracterizados. A diferença de cristalinidade entre as regiões do mesmo cristal está diretamente relacionada com a presença de inclusões fluídas e fraturas. Regiões de baixa cristalinidade possuem grande concentração de tais defeitos, quando comparada com as regiões de alta transparências e maior cristalinidade (Suzuki *et al*, 1986). A figura 2(a) mostra uma foto do cristal estudado no presente trabalho. Figura 2(b) mostra esquematicamente o processo de aperfeiçoamento no cristal de quartzo natural mostrada na figura 2(a) em termos de transparência. O aperfeiçoamento da transparência e cristalinidade durante o seu desenvolvimento pode ser explicado pelo modelo apresentado por Grigoriev (1965), esquematicamente mostrada na figura 2(c), onde é proposto que no primeiro estágio de crescimento há aparecimento de minúsculos cristais de diferentes orientações que atuam como sementes, e ao longo do processo de crescimento há um aprimoramento na orientação devido a seleção geométrica. No estágio inicial de crescimento é verificada a presença de inúmeros defeitos tais como, inclusões fluídas, orientações cristalográficas diversas e geração de maclas de vários tipos elétrica, óptica ou combinada. A medida que o crescimento do cristal se processa há uma melhora significativa em sua cristalinidade, tornando-se altamente transparente o a minimização/desaparecimento total de inclusões fluídas. Existem exceções em que o modelo não se aplica, por exemplo, nos cristais que apresentam-se geometricamente bem definidas (facetados) em ambas as suas extremidades chamados de cristais biterminados (Iano *et al*, 1998) onde não se observa a presença de fraturas e inclusões fluídas. Há situações em que o cristais de quartzo natural facetados não apresenta uma melhora na sua cristalinidade ao final de seu crescimento, permanecendo completamente opacos.

A figura 3 mostra a presença uma placa Z contendo fraturas e inclusões fluídas. As fraturas foram geradas naturalmente provavelmente devido as tensões residuais. As inclusões são de dezenas de micra e possuem basicamente líquidos alcalinos incorporados durante o processo de crescimento e gases formadas principalmente devido ao resfriamento (Roedder, 1984).

As figuras 4(a) e (b) mostram placas de quartzo Z retiradas da região opaca antes e após o ataque químico com HF, respectivamente. O ataque químico revelou a presença de *Dauphiné twins* e analisando-se as placas ao longo do eixo Z do mesmo cristal, a região mais opaca para mais transparente, notou-se uma variação na quantidade de *Dauphiné twins* assim como na sua distribuição. As regiões de alto grau de opacidade apresentaram dificuldade na sua visualização, mas relativamente possuem menos *Dauphiné twins*. Mas a medida que o grau de transparência aumenta, facilita a visualização, mas notadamente há um aumento significativo da quantidade de *Dauphiné twins* no cristal de quartzo natural. Em alguns cristais analisados, foi observado uma baixíssima quantidade de *Dauphiné twins* nas regiões de alto grau de opacidade, tendo em vista que a formação geológica influencia de forma significativa. Em geral, observou-se que regiões de alto grau de opacidade de um cristal de quartzo natural aparentemente possuem menos *Dauphiné twins*. Entretanto, a melhora na transparência assim como da cristalinidade no cristal de quartzo natural não minimiza a presença de *Dauphiné twins*.

quartzo natural. Normalmente, tais maclas apresentam formas geométricas irregulares e tendem a se distribuir verticalmente no cristal natural.

Atualmente existem técnicas que possibilitam a produção artificial de maclas elétricas em quartzo. Resfriamento do quartzo β direto do ponto acima de 573°C até o ponto de inversão para quartzo α , por resfriamento rápido do quartzo α entre a faixa de 500°C e 200°C e por aplicação local de uma alta pressão (Boy and Guzzo, 1996). A partir de tais conhecimentos foi desenvolvido uma metodologia para retirada das maclas elétricas, que consiste em aquecer o cristal acima do ponto de inversão do quartzo α à 573°C , onde a parte que apresenta maclação é homogenizada (Fig. 1(b), e então por um resfriamento controlado fazer com o que a macla desapareça. A figura 1 mostra a seqüência de estruturas adquiridas durante o processo de eliminação de maclas elétricas no quartzo.

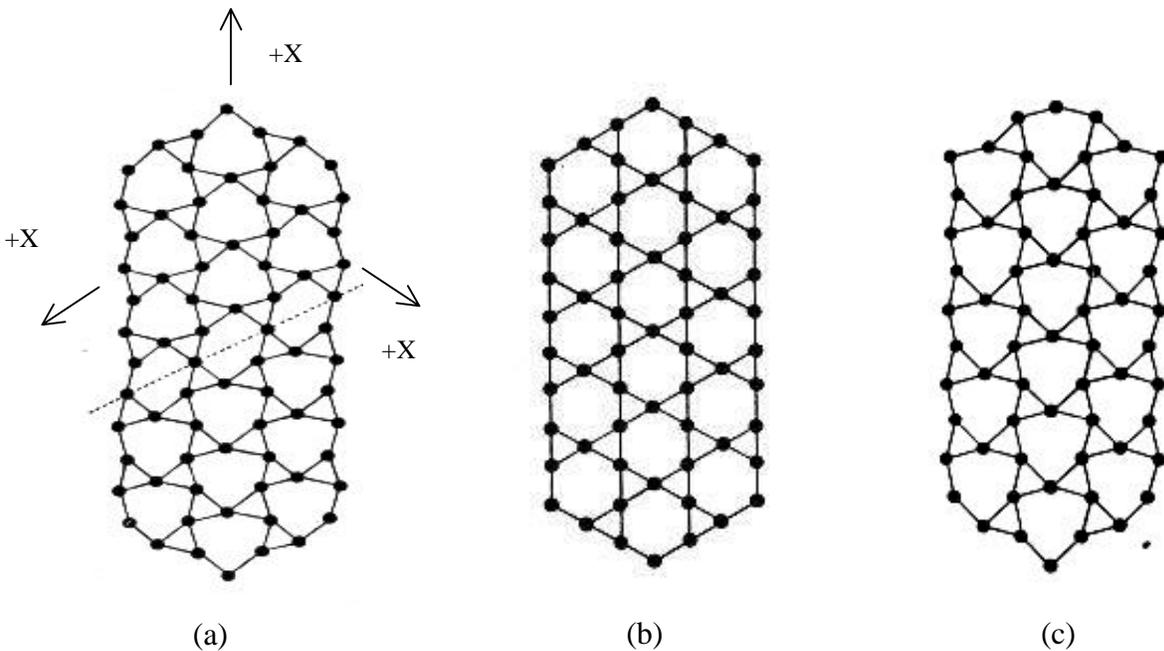


Figura 1. (a) arranjo dos átomos de silício quando em *Dauphiné twin* ; (b) arranjo do mesmo cristal depois de aquecido acima do ponto de inversão para quartzo β ; (c) mesmo cristal resfriado abaixo de 573°C , voltando para o quartzo α sem maclações (Fron del, 1962).

3. MATERIAIS E MÉTODOS

As amostras de cristais naturais de baixa cristalinidade foram seccionadas perpendicularmente ao eixo Z [0001] com espessura de 6 mm utilizando uma serra diamantada. Para a visualização de *Dauphiné Twin* nas “bolochas” de faces Z (0001) dos cristais, as amostras foram polidas com pó de SiC de granulometria #320, #800 e #1000 *mesh* e em seguida submetidas ao ataque químico em solução de HF(40%) por 120 min e para eliminar tensões

twins, defeitos volumétricos que são comumente encontrados no cristais de quartzo naturais (Fron del, 1962). Basicamente, as maclações em quartzo são classificadas em três tipos: *Dauphiné-twin* ou macla elétrica, no qual uma parte do cristal sofreu uma rotação de 180° em relação ao eixo Z; *Brazilian-twin* ou macla óptica, em que uma parte do cristal tem a estrutura associada com o cristal direito e esquerdo; e o *compound optical twin* ou combinado, que é uma junção dos dois tipos anteriormente. Desta forma as técnicas utilizadas para a visualização de maclas são os métodos de ataque químico, topografia de raios-X, microscopia eletrônica, difração de elétrons em grandes ângulos, luz polarizada (Heising, 1985; Fron del, 1962; Walker, 1985; Vigoureux *et al.*, 1950; Cordier and Morniroli, 1995).

No presente trabalho, uma investigação sobre as maclas foi realizada enfatizando a maclação elétrica em cristais de quartzo natural facetado de baixa cristalinidade usando o método de ataque químico. E seus efeitos no crescimento de quartzo sintético pelo processo hidrotérmico foram analisados.

2. FUNDAMENTOS DA GERAÇÃO DE DAUPHINÉ TWIN NO CRISTAL DE QUARTZO NATURAL

O processo de crescimento do cristal nada mais é que o surgimento de novas camadas sobre as superfícies antigas do cristal. Este surgimento é explicado pela coordenação dos átomos na estrutura. Os átomos assumem uma estrutura preferencialmente configurações que apresentem a mínima energia livre, sendo exigido para isso uma maior coordenação entre os mesmos, logo os átomos quando em processo de agrupamento chegam as superfícies assumindo posições que mantenham a coordenação normal da estrutura. O primeiro a chegar localizará em qualquer posição de máximo contato, o segundo necessariamente deverá fazer uma coordenação com este e assim sucessivamente. Desta forma tem-se uma melhor coordenação e uma diminuição na energia livre. A progressão desta estrutura se dá pela chegada simultânea de outros átomos em posições vizinhas, assim, analogamente, se uma parte do cristal apresenta maclas sua persistência se dará também pela chegada de outros átomos a posições vizinhas durante o crescimento do cristal proporcionando ou não a continuidade desta estrutura, pois assumirão posições que poderão ou não manter a coordenação dos átomos na mesma (Fron del, 1962).

Embora as maclas nos cristais de quartzo sejam consideradas como intercrescimento, o seu aparecimento pode ser explicada do ponto de vista energética. Sabe-se que um cristal é estável se apresentar um estado de mínima energia livre em relação aos seu átomos, e qualquer falha neste modelo acarretará em um aumento da energia dos átomos. Assim, o modelo de átomos no contorno das maclas representa uma falha em relação ao resto do cristal. Logo, a região apresenta maior energia, podendo a mesma ser armazenada de forma superficial ou interfacial (Burger, 1945). A macla normalmente é reconhecida pela existência de uma rotação, ou seja, um intercrescimento simétrico de duas partes individuais do mesmo cristal. Tais intercrescimentos são simétricos no sentido de que uma parte é a repetição da outra pela mesma operação geométrica. Dependendo da gênese, as maclas podem ser divididos em três classes; maclas de crescimento, maclas de transformação e maclas de escorregamento. Para o presente trabalho, foi focado em maclas de crescimento (Fron del, 1965). Vários pesquisadores afirmam que a existência de maclas em um cristal é comum. As maclas caracterizadas por uma rotação de 180° em relação ao eixo Z, e por apresentarem uma inversão na polaridade no eixo elétrico X são denominadas de maclas elétricas ou *Dauphiné twins*, e são as mais encontradas nos cristais de

CARACTERIZAÇÃO DE *DAUPHINÉ TWIN* EM CRISTAIS DE QUARTZO NATURAL DE BAIXA-CRISTALINIDADE E SEUS EFEITOS NO QUARTZO SINTÉTICO

Julião Lemos da Silva
Edson Luiz de Araújo
Armando Hideki Shinohara

UFPE- Universidade Federal de Pernambuco, Centro de Tecnologia e Geociências
Departamento de Engenharia Mecânica, Área de Materiais, Av. Acadêmico Hélio Ramos
S/n 50740-530, Cidade Universitária, Recife, PE, Brasil. E-mail: jlesil@zipmail.com.br

Resumo

Neste estudo, placa Z cortadas de cristais de quartzo natural facetados de diferentes graus de cristalinidade foram analisadas e colocadas para o crescimento através de processo hidrotérmico. Basicamente, as placas Z apresentaram três tipos de heterogeneidades: inclusões fluidas, fraturas e maclações. As inclusões fluidas são de algumas dezenas a centenas de micrômetros e a sua concentração está diretamente relacionada com o grau de opacidade dos cristais. Dentre vários tipos de maclas existentes no quartzo natural, as placas Z apresentaram exclusivamente as maclações elétricas também chamada de *Dauphiné Twin*. Quanto as fraturas, provocadas devido as tensões residuais ou ações externas são eventuais e as dimensões variam de alguns milímetros a centímetros. Entretanto, as maclações e as fraturas são as heterogeneidades mais importantes em termos de tecnologia de quartzo sintético. As suas distribuições no cristal são discutidas em função do grau de opacidade, assim como, seu efeito no crescimento do quartzo sintético.

Palavras-chave: *Dauphiné Twin*, opacidade e maclação, quartzo natural, cristalinidade

1. INTRODUÇÃO

Com o advento de novas tecnologias tais como redes de satélites e telefones celulares, a demanda por cristais de quartzo sintético de alta-perfeição cristalina, devido as suas propriedades piezoelétricas, tem crescido sem um precedente igual. Neste contexto, a semente é um dos principais parâmetros que influencia na qualidade final dos cristais de quartzo sintético crescidos pelo processo hidrotérmico, pois sementes contendo defeitos introduzem defeitos no cristal por propagação. Os blocos de quartzo natural de grande dimensão e de alta-qualidade adequados para sementes são encontrados exclusivamente no Brasil. Entretanto, tais blocos são raros, excessivamente caros e de difícil caracterização. Tais dificuldades tem motivado o estudo dos efeitos que afetam a cristalinidade do quartzo sintético crescido a partir de sementes de baixa cristalinidade.

É aceito que um cristal de quartzo natural facetado cresce a partir de uma base constituída de vários microcristais (Grigoriev, 1965). Os tipos de defeitos encontrados no quartzo natural podem ser pontuais, lineares, planares e volumétricos (Frondel, 1962). Dentre esses destacam-se as (i) inclusões fluidas, microcavidades que contem gases, líquidos ou sólidos em seu interior, e são responsáveis pelo grau de cristalinidade e opacidade (Roedder, 1984), (ii) fraturas, linhas de fissuras originadas a partir de tensões residuais ou ação de forças externas e (iii) as maclas ou

INFLUÊNCIA DA LAMINAÇÃO CRUZADA NA EMBUTIBILIDADE E ANISOTROPIA DE PROPRIEDADES DE PLACAS DE ALUMÍNIO

Mário dos Reis Maia Jr

Enio Pontes de Deus

Hamilton Ferreira Gomes de Abreu

Universidade Federal do Ceará, Centro de Tecnologia, Departamento de Engenharia Mecânica, 60.455-790, Fortaleza, CE, Brasil. E-mail: hamilton@dem.ufc.br

Resumo

O processo de deformação a frio introduz anisotropia nas propriedades mecânicas das chapas produzidas devido ao aparecimento de uma textura cristalográfica. A alternância de passes numa direção e em outra defasada de 90° , ou seja, a laminação cruzada, reduz os efeitos da textura cristalográfica. A embutibilidade de uma chapa é avaliada em termos do parâmetro R_m , definido por Langford *et al* (1950) como a relação entre as deformações verdadeiras ao longo da largura e da espessura num corpo de prova de tração. Para compensar a variação das propriedades no plano da chapa usa-se uma média dos coeficientes de anisotropia plástica, chamado de coeficiente de anisotropia normal e definido como $R_m = (R_0 + 2R_{45} + R_{90}) / 4$ onde R_0 , R_{45} e R_{90} são os parâmetros de Langford definidos respectivamente para as direções paralelas a direção de laminação, a 45° dela e a 90° dela. Para medir a diferença das propriedades no plano da chapa para diferentes direções usa-se o coeficiente $\Delta R = (R_0 - 2R_{45} + R_{90}) / 2$. Em chapas finas usadas para embutimento profundo é desejável uma alta resistência ao afinamento simbolizado por um alto valor de R_m e um baixo valor de ΔR para se garantir a inexistência de "orelhas" após a estampagem. Neste trabalho comparar-se-á os valores de R_m e ΔR obtidos com a laminação cruzada e com a tradicional. Serão também comparados os ensaios de embutimento de Erichsen para as duas condições.

Palavras-chave: Estampabilidade de Alumínio, Anisotropia, Índice de Langford.

1. INTRODUÇÃO

Os materiais policristalinos apresentam de um modo geral um determinado grau de textura. Essas texturas podem ser decorrentes tanto de conformação plástica como de tratamentos térmicos posteriores. A principal consequência da textura é a variação das propriedades com direção em que é medida. Na estampagem de um disco metálico pode se destacar o efeito maléfico de formação de orelhas e afinamento das regiões laterais adjacentes ao fundo do corpo, como o efeito benéfico de aumento de resistência na direção perpendicular da chapa, que reduz a possibilidade de ruptura no afinamento da espessura.

A capacidade de uma chapa poder ser estampada profundamente sem o aparecimento de rupturas caracteriza a propriedade de fabricação denominada estampabilidade. A estampabilidade depende, em grande parte, da resistência ao afinamento da chapa durante o processo de

estampagem. Essa resistência pode ser avaliada pelo índice ou coeficiente de anisotropia médio R_m definido pela expressão (Bresciani, 1998):

$$R_m = \frac{R_0 + R_{90} + 2R_{45}}{4} \quad (1)$$

Para compreender essa expressão é necessário indicar a forma de determinação dos parâmetros indicados:

1º- numa chapa são retirados corpos-de-prova de tração segundo a direção de laminação (ângulo 0°), a direção transversal (ângulo 90°) e a direção de 45° com a direção de laminação;

2º- para cada corpo-de-prova é realizado o ensaio de tração, para determinação do coeficiente de anisotropia normal R , definido pela expressão:

$$R = \frac{\ln(w_0 / w)}{\ln((w / w_0)(L / L_0))} \quad (2)$$

onde :

w_0, L_0 – largura e comprimento iniciais do corpo-de-prova

w, L - largura e comprimento do corpo-de-prova após deformação plástica

3º- e, então, em cada direção – longitudinal, transversal e a 45° – obtém-se respectivamente R_0, R_{90} e R_{45} (Hosford *et al*, 1983).

A possibilidade de formação de orelhas na estampagem da chapa, por sua vez, está associada ao coeficiente de anisotropia planar (ΔR) estabelecido pela expressão:

$$\Delta R = \frac{R_0 + R_{90} - 2R_{45}}{2} \quad (3)$$

A figura abaixo apresenta exemplos de estampagem com valores negativos, nulo e positivo para o coeficiente de anisotropia planar. Para valores negativos temos a formação de orelhas à 45° e para valores positivos temos orelhas a 0° e 90° .

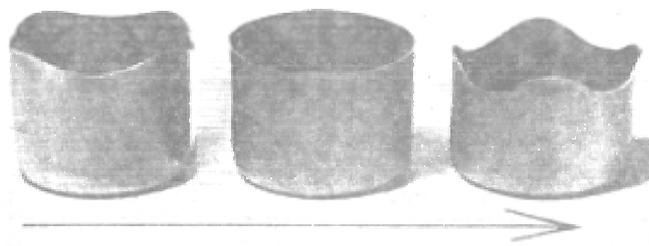


Figura 1. Formação de orelha em estampagem profunda . A seta indica a direção de laminação da chapa. (Hosford *et al*, 1983)

Evidentemente, tanto o coeficiente médio R_m como o coeficiente planar ΔR dependem da textura da chapa laminada:

a) se a chapa apresenta ausência de textura, isto é, se contiver grãos orientados ao acaso, ela é perfeitamente isotrópica e então, tem-se:

$$R_0 = R_{90} = R_{45} = 1 \quad \text{e conseqüentemente,}$$
$$R_m = 1 \quad \Delta R = 0$$

b) se a chapa apresentar um determinado grau de textura, pode-se ter:

$$R_m > 1$$

onde a direção de maior resistência é a perpendicular ao plano da chapa; e no caso contrário:

$$R_m < 1$$

Uma boa condição de estampabilidade implica em obter-se valores elevados de anisotropia normal média (R_m) e valores próximo a zero para a anisotropia planar (ΔR).

Um possível controle da formação da textura num laminado é a laminação cruzada (Kocks *et al*, 1998). Neste trabalho foi utilizada a laminação cruzada a frio de modo a reduzir a anisotropia do material.

2. MATERIAIS E MÉTODOS

Lingotes de alumínio fundidos na forma de placas de 12 mm de espessura e fabricados a partir de sucata e alumínio comercial da Alcoa foram laminados a quente na temperatura de 650° C até a espessura de espessura de 8 mm. A primeira redução a frio se deu na direção na mesma direção da laminação a quente (0°) até a espessura de 5,2 mm. De 5,2 mm até a espessura final foi dado um passe na direção 90° da direção anterior,

Corpos-de-prova para o ensaio de tração foram preparados de acordo com a norma NBR 7549 item 5.2.1.1. Os corpos-de-prova sofreram tratamentos térmicos de alívio de tensões nas temperaturas de 350° C, 370° C e 400° C durante 1h, 2h e 4 horas (Smith, 1993).

O ensaio de tração se deu com uma deformação de 15% para todas as amostras. As medidas comprimento, largura e espessura dos corpos de prova antes e depois dos ensaios foram realizadas com paquímetro de precisão 0,05 mm.

Os corpos-de-prova de embutimento foram dimensionados pela norma NBR 9999 e retirados de posições distantes no mínimo 90 mm um do outro e 45mm das bordas da chapa e com a geometria retangular de 200 x 100 x 2,4 mm. O ensaios de embutimento foram do tipo Erichsen e finalizados com o início da ruptura da chapa.

3. RESULTADOS E DISCUSSÃO

A figura 2 apresenta o valor do coeficiente de anisotropia médio em função do tempo e parametrizados com a temperatura de tratamento térmico. As curvas cujas temperaturas estão seguidas da letra D significam que não sofreram laminação cruzada. As curvas cuja temperatura marcadas sobre elas estão procedidas da letra X sofreram um processo de laminação cruzada

como descrito na seção materiais e métodos. Pode-se observar que os valores de R_m obtidos com a laminação cruzada são sempre superiores aos obtidos com a laminação convencional.. A temperatura de 345 com o tempo de 1 hora apresenta o maior valor do coeficiente de anisotropia médio.

A tabela 1 apresenta os valores do coeficiente de anisotropia planar. O coeficiente de anisotropia planar indica a tendência que tem a chapa de formar orelhas indesejáveis durante o processo de estampagem profunda. O valor ideal para este coeficiente é zero. A temperatura de 345° C apresenta o maior valor de ΔR e sendo este negativo existe a possibilidade da formação de orelhas a 45°.

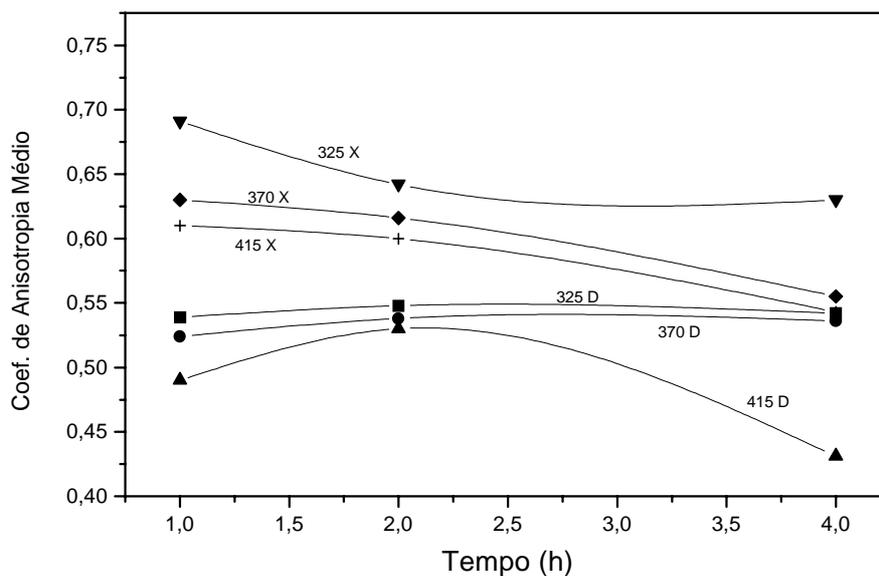


Figura 2. Variação do Coeficiente de anisotropia médio R_m com a temperatura e o tempo de tratamento térmico.

Tabela 1. Valores do coeficiente de anisotropia planar para diferentes tempos e temperaturas de tratamento térmico.

	345 °C	370 °C	415 °C
1 h	-0,122	0,004	-0,025
2 h	-0,075	0,066	0,000
4 h	-0,033	0,002	-0,012

Foram realizados ensaios de embutimento Erichsen para amostras tratadas nas temperaturas de 345° C, 370° C e 400° C por uma hora. Os resultados obtidos estão na tabela 2 e se apresentam coerentes com os resultados de R_m .

Tabela 2. Índices de embutibilidade de Erichsen para amostras submetidas a laminação cruzada.

Temperatura/Tempo	IE ₄₀
345° C / 1 hora	16,50
370° C / 1 hora	16,10
400° C / 1 hora	16,10

Analisando os resultados obtidos para R_m , ΔR e para IE_{40} , observamos que apesar da temperatura de 345° C durante 1 hora aparentemente ser a condição mais sugestiva para o tratamento térmico após a laminação a frio, esta é também a condição mais desfavorável no que se refere ao aparecimento de orelhas na peça estampada. O tratamento térmico mais indicado para estampagem é 370° C por 1 hora pois apresenta o menor tempo de forno, valor de R_m elevado em relação as demais condições e um valor de ΔR quase nulo não apresentando tendência a formação de orelhas.

4. CONCLUSÃO

Estudou-se o efeito da laminação cruzada na estampabilidade de chapas de alumínio comercial misturado a sucata de um fabricante de painéis de pressão. A introdução da laminação cruzada apresentou coeficiente de anisotropia médio R_m superiores aos obtidos pelo processo convencional de laminação. Entre as amostras em que foi feita a laminação cruzada, a condição que apresentou o maior valor de coeficiente de anisotropia médio e maior índice de embutibilidade de Erichsen foi 345° C por 1 hora. Esta condição também apresentou o maior valor de coeficiente de anisotropia planar indicando ser propícia a formação de orelhas. Um tratamento térmico a 370° C por 1 hora apresenta valores elevados de coeficiente de anisotropia médio, índice de embutibilidade de Erichsen elevado e um coeficiente de anisotropia planar quase nulo não propiciando a formação de orelhas. Esta é a condição recomendada para o fabricante.

5. REFERÊNCIAS

- Bresciani, E. F. , 1998, “Conformação Plástica dos Metais”, Unicamp.
- Hosford, W. F., Caddell, R. M., 1983, “Metal Forming Mechanics and Metallurgy”, Prentice Hall.
- Kocks, U.F., Tomé, C.N., Wenck, H.R., 1998, “Texture and Anisotropy”, Cambridge University Press.
- Langford, W.F., Snyder, S.C. & Bausch, J., 1950, “New Criteria for Predicting the Press Performance of Deep Drawing Steels” , Trans, Amer. Soc. Metals 42, pp. 1197-1232
- Smith, W. F., 1993, “Structure and Properties of Engineering alloys”, McGraw Hill.

INFLUÊNCIA DO TRATAMENTO TÉRMICO DE ALÍVIO DE TENSÕES NO COEFICIENTE DE ANISOTROPIA PLÁSTICO EM CHAPAS DE ALUMÍNIO LAMINADAS A FRIO

Afrânio Rebouças Costa Filho

Enio Pontes de Deus

Hamilton Ferreira Gomes de Abreu

Universidade Federal do Ceará, Centro de Tecnologia, Departamento de Engenharia Mecânica, 60.455-790, Fortaleza, Ceará. E-mail: hamilton@dem.ufc.br

Resumo

A embutibilidade de uma chapa está na sua capacidade de obter um alto grau de deformação plástica no plano da chapa, oferecendo uma boa resistência ao afinamento na direção da espessura. Esta propriedade é avaliada em termos do parâmetro R_m , definido por Langford *et al.* (1950) como a relação entre as deformações verdadeiras ao longo da largura e da espessura num corpo de prova de tração. Para compensar a variação das propriedades no plano da chapa usa-se uma média dos coeficientes de anisotropia plástica, chamado de coeficiente de anisotropia normal e definido como $R_m = (R_0 + 2R_{45} + R_{90}) / 4$ onde R_0 , R_{45} e R_{90} são os parâmetros de Langford definidos respectivamente para as direções paralelas a direção de laminação, a 45° dela e a 90° dela. Para medir a diferença das propriedades no plano da chapa para diferentes direções usa-se o coeficiente $\Delta R = (R_0 - 2R_{45} + R_{90}) / 2$. Em chapas finas usadas para embutimento profundo é desejável uma alta resistência ao afinamento simbolizado por um alto valor de R_m e um baixo valor de ΔR para se garantir a inexistência de "orelhas" após a estampagem. Neste trabalho verificar-se-á a variação de R_m e ΔR com a temperatura do tratamento térmico de alívio de tensões efetuado em chapas de alumínio após o processo de laminação a frio. Estas chapas são utilizadas na fabricação de painéis de pressão. Os resultados serão comparados com ensaios de embutibilidade.

Palavras-chave: Estampabilidade de Alumínio, Anisotropia, Índice de Langford.

1. INTRODUÇÃO

Dependendo da direção onde são medidas, as propriedades dos materiais policristalinos apresentam-se diferenciadas. Isso se deve a existência de textura ou seja, uma direção de orientação cristalográfica preferencial no material. Esta textura pode ser tanto decorrente de deformação plástica como de tratamentos térmicos.

A textura em materiais metálicos pode ter conseqüências nas propriedades mecânicas do material tanto benéficas quanto maléficas. Na estampagem de um disco para fabricação de um copo tanto pode se destacar o efeito maléfico da formação de orelhas e afinamento das regiões laterais adjacentes ao fundo do copo, como o efeito benéfico de aumento de resistência na direção perpendicular da chapa que reduz a possibilidade de ruptura no afinamento da espessura.

Os metais do sistema fcc - como o alumínio - apresentam basicamente uma textura, denominada de "textura tipo cobre". Esta textura se caracteriza por apresentar orientações preferenciais ideais com o $\{110\}\langle 112 \rangle$, $\{312\}\langle 214 \rangle$ e $\{112\}\langle 111 \rangle$ (Harren *et al.*, 1989).

A formação de orelhas em peças estampadas profundamente decorre da anisotropia de propriedades mecânicas (particularmente da ductilidade) no plano da chapa. Para um mesmo nível de tensão de conformação em todas as direções do plano da chapa, a deformação é maior em determinadas direções simétricas em relação à direção de laminação. Impede-se, dessa forma, que o metal deformado adquira uma textura de deformação bem definida, que provocaria a formação, na recristalização, de grãos com orientação preferencial nítida (Bresciani, 1998) .

A textura de recristalização, formada a partir de uma textura resultante de uma deformação plástica, pode se caracterizar por três tipos diferentes (Bresciani, 1998):

- textura com distribuição aleatória dos cristais ou “ausência” de textura;
- textura coincidente com a textura original de deformação;
- textura diferente da textura original de deformação.

A ausência de textura, ou melhor dito, presença de uma distribuição aleatória das posições dos cristais constituintes do metal, é mais uma característica ideal para a obtenção de um corpo metálico de propriedades isotrópicas do que uma realidade.

Na prática industrial, sempre permanece um certo grau de anisotropia nos produtos metálicos conformados e recozidos que, contudo, para efeito de algumas aplicações, pode ser considerado inexistente. Dependendo do metal, pode-se obter texturas aleatórias adotando certas combinações de tratamentos mecânicos e térmicos.

A capacidade de uma chapa poder ser estampada profundamente sem romper caracteriza a propriedade de fabricação denominada estampabilidade. A estampabilidade depende, em grande parte, da resistência ao afinamento da chapa durante o processo de estampagem. Essa resistência pode ser avaliada pelo índice ou coeficiente de anisotropia médio R_m definido pela expressão:

$$R_m = \frac{R_0 + R_{90} + 2R_{45}}{4} \quad (1)$$

onde R_0 , R_{45} e R_{90} são os parâmetros de Langford definidos respectivamente para as direções paralelas a direção de laminação, a 45° dela e a 90° dela e determinados pela equação :

$$R = \frac{\ln(w_0 / w)}{\ln((w / w_0)(L / L_0))} \quad (2)$$

onde :

w_0, L_0 – largura e comprimento iniciais do corpo-de-prova

w, L - largura e comprimento do corpo-de-prova após uma certa deformação plástica.

A possibilidade de formação de orelhas na estampagem da chapa, por sua vez, está associada ao coeficiente de anisotropia planar (ΔR) estabelecido pela expressão:

$$\Delta R = \frac{R_0 + R_{90} - 2R_{45}}{2} \quad (3)$$

Vemos na figura abaixo exemplos de estampagem com valores negativos, nulo e positivo para o coeficiente de anisotropia planar. Para valores negativos temos a formação de orelhas à 45° e para valores positivos temos orelhas a 0° e 90°.

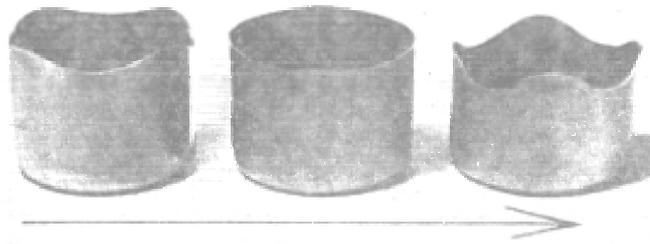


Figura 1. Formação de orelha em estampagem profunda . A seta indica a direção de laminação da chapa. (Hosford *et al*, 1983)

Evidentemente, tanto o coeficiente médio R_m como o coeficiente planar ΔR dependem da textura da chapa laminada:

a) se a chapa apresenta ausência de textura, isto é, se contiver grãos orientados ao acaso, ela é perfeitamente isotrópica e então, tem-se:

$$R_0 = R_{90} = R_{45} = 1 \quad \text{e consequentemente,}$$

$$R_m = 1 \quad \Delta R = 0$$

b) se a chapa apresentar um determinado grau de textura, pode-se ter:

$$R_m > 1$$

onde a direção de maior resistência é a perpendicular ao plano da chapa; e no caso contrário:

$$R_m < 1$$

Para se ter uma melhor condição de estampabilidade, deve-se procurar obter valores elevados de anisotropia normal média e valores baixos para a anisotropia planar.

2. MATERIAIS E MÉTODOS

Lingotes de alumínio foram fabricados a partir de sucata de alumínio e alumínio comercial da Alcoa. Foram colocados em forno a gás por cerca de 40 minutos a 650°C . O material fundido na forma de placas foi laminado a quente sofrendo uma redução de espessura de 12mm para 8mm. As placas laminadas a quente foram levadas para a laminação a frio onde sofreram reduções de espessura de 8mm até a dimensão final de 2,4 mm.

Os corpos-de-prova para o ensaio de tração foram preparados de acordo com a norma NBR 7549 item 5.2.1.1. Foram extraídos corpos-de-prova em três diferentes direções: longitudinal à laminação (0°)-L; transversal à laminação (90°)-T; e, em ângulo de 45° à laminação (45°)-D.

Os corpos-de-prova sofreram tratamentos térmicos de alívio de tensões nas temperaturas de 350°C , 370°C e 400°C durante 1h, 2h e 4 horas (Smith *et al*, 1993).

Os ensaios de tração foram realizados com uma deformação padrão de 15%. As medidas comprimento, largura e espessura foram feitas com paquímetro de precisão 0,05 mm.

Os corpos-de-prova de embutimento foram dimensionados pela norma NBR9999. Foram retirados da chapa em posições distantes no mínimo 90 mm um do outro e 45mm das bordas da chapa. Os corpos-de-prova foram cortados com a geometria retangular de 200 x 100 x 2,4 mm. Os ensaios de embutimento foram do tipo Erichsen e finalizados com o início da ruptura da chapa.

3. RESULTADOS E DISCUSSÃO

A figura 2 apresenta o valor do coeficiente de anisotropia médio em função do tempo e da temperatura de tratamento térmico. Pode-se observar que os maiores valores de R_m são para as temperaturas mais baixas. Existe uma faixa de temperatura entre 340 e 370 graus que o valor do coeficiente de anisotropia médio é praticamente o mesmo independentemente do tempo de tratamento térmico. Estes valores de R_m mais elevados determinariam as melhores condições para estampabilidade do material. Os valores de $R_m < 1$ implicam que a direção de maior resistência à deformação apresentada pela chapa é na direção do plano de laminação.

A tabela 1 apresenta os valores do coeficiente de anisotropia planar. O coeficiente de anisotropia planar indica a tendência que tem a chapa de formar orelhas indesejáveis durante o processo de estampagem profunda. O valor ideal para este coeficiente é zero. Um valor positivo de ΔR sugere o aparecimento de orelhas a 0° e a 90° enquanto valores negativos as orelhas deverão aparecer a 45° da direção de laminação. Os valores apresentados na tabela 1 são bastante próximos de zero indicando ser pequena a tendência a formação de orelhas qualquer que seja o tratamento térmico escolhido.

Foram realizados ensaios de embutimento Erichsen para algumas temperaturas e tempos. Os índices de embutimento Erichsen obtidos foram

- 345 °C durante 3,5 h;
 $IE_{40} = 16,25$
- 400 °C durante 1,5 h;
 $IE_{40} = 16,15$
- 400 °C durante 3,5 h;
 $IE_{40} = 15,95$

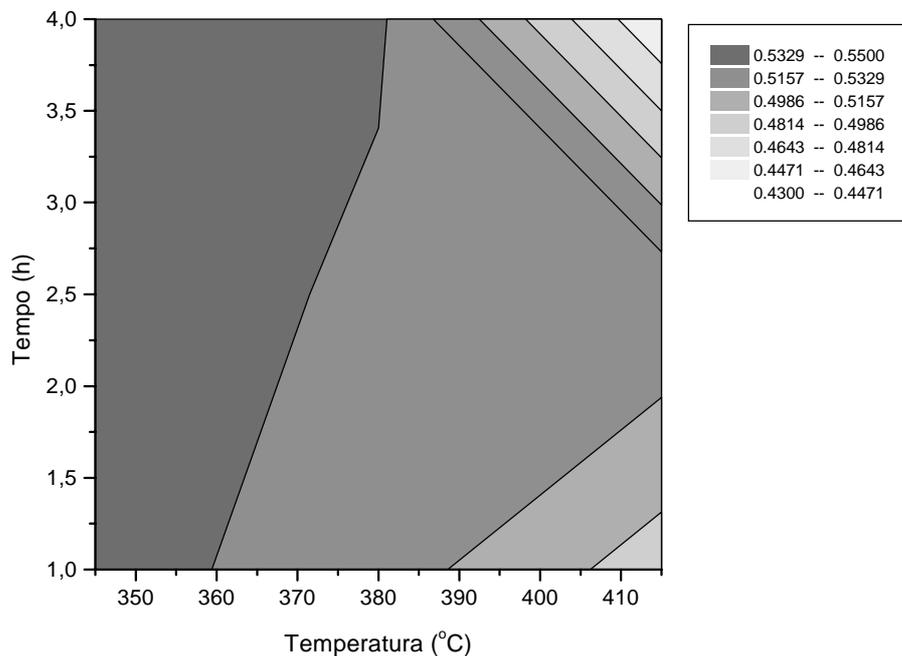


Figura 2. Variação do Coeficiente de anisotropia médio R_m com a temperatura e o tempo de tratamento térmico.

Tabela 1. Valores do coeficiente de anisotropia planar para diferentes tempos e temperaturas de tratamento térmico.

	345 °C	370 °C	415 °C
1 h	-0,08	0,11	-0,03
2 h	-0,03	-0,04	-0,08
4 h	-0,01	-0,08	0,07

Analisando os resultados obtidos para R_m , ΔR e para IE, observamos que a temperatura de 345° C durante 2,0 horas é uma boa condição para o tratamento térmico após a laminação a frio. Esta é também a condição favorável no que se refere ao aparecimento de orelhas na peça estampada já que o valor 0,03 é bem próximo de zero. O valor do índice de embutibilidade é muito próximo para as condições testadas mas mesmo assim, na temperatura inferior, isto é, 345°C, o índice se mostrou ligeiramente superior.

4. CONCLUSÃO

Analisou-se a estampabilidade de chapas fabricadas a partir de lingotes de alumínio comercial misturado a sucata e utilizadas na fabricação de painéis de pressão. Diversas condições de temperatura e tempo de tratamento térmico de alívio de tensões foram analisadas. A condição que apresentou o maior valor de coeficiente de anisotropia médio e maior índice de embutibilidade de Erichsen foi 345° C por 2,0 horas. Esta condição também apresentou um valor de coeficiente de anisotropia planar próximo a zero, indicando não ser propícia a formação de orelhas. Esta foi a condição recomendada ao fabricante.

5. REFERÊNCIAS

- Bresciani, E. F. , 1998, “Conformação Plástica dos Metais”, Unicamp.
- Harren, S.V., Lowe, T.C., Asaro, R.J. & Needleman, 1989, “Analysis of large strain shear in rate dependent face centred cubic polycrystals: correlation of micro and macromechanics”, Phil. Trans. R. Soc. Lond. A328, 443-500.
- Hosford, W. F., Caddell, R. M., 1983, “Metal Forming Mechanics and Metallurgy”, Prentice Hall.
- Langford, W.F., Snyder, S.C. & Bausch, J., 1950, “New Criteria for Predicting the Press Performance of Deep Drawing Steels” , Trans, Amer. Soc. Metals 42, pp. 1197-1232
- Smith, W. F., 1993, “Structure and Properties of Engineering alloys”, McGraw Hill.

- Müller, P. e Soto, M.I., 1999, “Usinagem sem Refrigeração de Furos e Roscas”, 4º Seminário Internacional de alta tecnologia – Inovações Tecnológicas na Manufatura para o Ano 2000, Unimep, ago.
- Narutaki, N., Yamane, Y. and Kayashi, K., 1993, “High-Speed Machining of Inconel 718 with Ceramic Tools”, Annals of the CIRP, Vol.42, n.1, pp. 103-106.
- Novaski, O. e Corrêa, M. 1998, “A HSC como Vantagem Competitiva”, Máquinas e Metais, n.394, pp. 74-89, nov.
- Richards, N. and Aspinwall, D., 1989, “Use of Ceramic Tools for Machining Nickel Basead Alloys”, Internacional Journal Machine Tools Manufacturing, Vol.29, n.4, pp. 575-588.
- Schock, J., 1998, Usos Potenciais da HSC na Usinagem de Matrizes, Máquinas e Metais, n.394, pp. 28-33, nov.
- Schulz, H., 1996, “High Speed Machining”, 1º Seminário Internacional de Alta Tecnologia - Usinagem com altíssima velocidade de corte e alta precisão, Unimep. out.
- Schulz, H., 1997, “Start of Art and Trends of High Speed Machining”, 2º Seminário Internacional de Alta Tecnologia - Usinagem com altíssima velocidade de corte e alta precisão, Unimep. July.
- Schulz, H., 1999, “Trends in Manufacturing Technology at the Threshold of the Millennium”, 4º Seminário Internacional de alta tecnologia – Inovações Tecnológicas na Manufatura para o Ano 2000, Unimep, ago.
- Sharman, A. and Dewes, R. C., Aspinwall, D. K., 1999, “Tool Life when High Speed Ball Nose end Milling”, Internacional Conference in Advances in Materials and Processing technologies – AMPT, Dublin, Irlanda, pp.437-445.
- Sinhoff, V., Altmüller, S. and Eisenblätter, G., 1999, “A Usinagem a Seco em Alta Velocidade: Revolução ou Evolução”?, Máquinas e Metais, n.404, pp.22-37, set.
- Smith, S. and Tlustý, J., 1997, “Current Trends in High-Speed Machining”, Transactions of the ASME, v.119, pp.664-666, Nov.
- Stockinger, F., Beck, W. and Enderl, D., 1998, “Desenvolvimento em Ferramentas de Corte a Alta Velocidade”, Máquinas e Metais, n.388, pp.28-39, maio.
- Vigneau, J., 1997, “Obtendo alta Produtividade na Usinagem de Ligas de Titânio e Superligas”, Máquinas e Metais, n.380, pp .16-31, set.

propósito de fazer o processo de usinagem ser dramaticamente veloz e precisamente produtivo.

5. REFERÊNCIAS

- Abrão, A.M. and Aspinwall, D.K., 1996, "The Surface Integrity of Turned and Ground Hardened Bearing Steel", *Wear*, Vol. 196, pp. 279-284.
- Agba, E., 1999, "High Speed Machining of Unsupported Thin-walled Structures", 3rd Internacional Machining & Grinding Conference, pp. 121-132, Oct.
- Andrae, P., 1999a, "Chip Formation in High Speed Cutting HSC", 3rd Internacional Machining & Grinding Conference, pp. 107-120, Oct.
- Andrae, P., 1999b, "Tool & Process Design for High-Efficient Machining", 3rd Internacional Machining & Grinding Conference, pp. 133-148, Oct.
- Choudhury, I. A. and Baradie, M. A., 1998, "Machinability of Nickel-Base Super Alloys: a General Review", *Journal of Materials Processing Technology*, Vol. 77, pp. 278-287.
- Darwish, S. M., 1997, "The Impact of Tool Material and Cutting Parameters on Surface Roughness of a Nickel-Base Superalloy", *Materials and Manufacturing Processes*, Vol.12, n. 6, pp. 1017-1035.
- Dewes, R. C. and Aspinwall, D. K., 1997, "A Review of Ultra High Speed Milling of Hardened Steels", *Journal of Materials Processing Technology*, n. 69, pp. 1-17.
- Elbestawi, M. A., Elwardany, I. and Tan, M., 1993, "Performance of Whisker-Reinforced Ceramic Tools in Milling Nickel-Based Superalloy", *Annals of the CIRP*, Vol. 42, n.1, pp. 99-102.
- Enderle, K.D. and Knuszynski, J., 1998, "A Tecnologia de Corte a Alta Velocidade Produz Furos de Melhor Qualidade", *Máquinas e Metais*, n.385, pp. 16-20, fev.
- Ezugwu, E.O., Wang, Z.M. and Machado, A.R., 1999, "The Machinability of Nickel-Base Alloys: a Review", *Journal of Materials Processing Technology*, n.86, pp. 1-16.
- Gatto, A. and Iuliano, L., 1994, "Chip Formation Analysis in High Speed Machining of a Nickel Base Superalloy with Silicon Carbide Whisker-Reinforced Alumina", *Internacional Journal Machine Tools Manufacturing*, Vol.34, n.8, pp. 1147-1161.
- Hanasaki, S., Fujiwara, J. and Miyamoto, T., 1996, "Mechanism of Groove Wear Formation in Cutting of hi-Nickel Alloy", *Progress of Cutting and Grinding*, Vol.3, ICPCG, pp.114-119.
- Heisel, U. and Gringel, M., 1996, "Machine Tool Design Requirements for High-Speed Machining", *Annals of the CIRP*, Vol. 45, n.1, pp. 389-392.
- Jun, Z., Jianxin, D., Jianhua, Z. and Xing, A., 1997, "Failure Mechanisms of a Whisker-Reinforced Ceramic Tool when Machining Nickel-based Alloys", *Wear*, N.208, pp. 220-225.
- Kirschnik, M., 1997, "Comando Numérico Computadorizado para Aplicações HSC", 2^o Seminário Internacional de Alta Tecnologia - Usinagem com altíssima velocidade de corte e alta precisão. Unimep, jul.
- Kitagawa, T., Kubo, A. and Maekawa, K., 1996, "Temperature and Wear of Cutting Tools in High-Speed Machining of Inconel 718 and Ti-6Al-6V-2Sn: ", *Wear*, N.202, pp. 142-148.
- König, W. and Gerschwiler, K., 1999, "Machining Nickel-Based Superalloys", *Manufacturing Engineering*, Vol.3, pp.102-108.
- Kramer, B. M., 1987, "On Tool Materials for High-Speed Machining", *Journal of Engineering for Industry*, Vol.109, pp. 87-91.
- Machado, A. R. e Silva, M.B., 1999, "Usinagem dos Metais", 4. Ed. Editora da Universidade Federal de Uberlândia.

de alta pressão do Incoloy 901 com ferramentas de metal duro e cerâmica reforçada com *whiskers* ($\text{Al}_2\text{O}_3 + \text{SiC}$).

Usinagem a alta velocidade nas ligas de Inconel 718 e Incoloy 901 demonstram que o desgaste de entalhe pode ser suprimido pelo emprego da técnica de torneamento cônico. Esta técnica consiste em variar constantemente a profundidade de corte ao longo da aresta cortante, deste modo distribuindo a concentração do esperado desgaste de entalhe. Esta técnica, também resulta na significativa redução ou eliminação completa da fratura da aresta de corte causada primeiramente pelo excesso do entalhamento na ponta da ferramenta e/ou no fim da região da profundidade de corte. A técnica descrita é vantajosa, independente do material da ferramenta de corte (Ezugwu et al., 1999). Segundo Narutaki et al. (1993) com a otimização da geometria da ferramenta pode-se reduzir este tipo de desgaste no torneamento de alta velocidade do Inconel 718. Os autores testaram três tipos de formato de pastilhas: quadrada, redonda e especial tipo “S”.

No torneamento a alta velocidade (250-450 m/min) do Inconel 718 (440 HV) com ferramentas de cerâmica ($\text{Al}_2\text{O}_3 + \text{SiC}$) diferentes tipos de desgaste foram evidentes. No raio de aresta, considerável lascamento e a presença de material soldado, como se APC estivesse sido formada. Desgaste devido ao efeito abrasivo do cavaco e a presença notável de desgaste de entalhe também estavam presentes. O lascamento foi dominante sobre os outros mecanismos de desgaste (Gatto & Iuliano, 1994)

Ezugwu et al. (1999) comprovaram com seus experimentos na usinagem de superligas a base de níquel, que a forma e a geometria das ferramentas de corte representam um importante papel na determinação da vida da ferramenta e na natureza da superfície usinada. Ferramentas de cerâmica de forma losangular geralmente fornece baixo desempenho na usinagem das superligas, entretanto os insertos de forma redonda e quadrada proporcionam alto desempenho como também um melhor acabamento superficial. Isto deve-se ao aumento nos ângulos compreendidos dos insertos quadrado e redondo, os quais tende em aumentar a resistência da aresta dos insertos e a área de contato, resultando em baixas tensões e temperatura na aresta cortante. A variação no ângulo de aproximação nos insertos de forma quadrada, losangular e redondo, tem também efeitos sobre a vida da ferramenta, confirmado por Rahman et al. (1997). Observa-se que a vida aumenta a medida que o ângulo aumenta de -5° para 45° .

Schulz (1996) e Andrae (1999b) afirmaram que na maioria dos casos as ferramentas atualmente disponíveis para HSC são perigosas quando operando em altas velocidades. Com base nas pesquisas atuais pode-se concluir que deve-se: usar materiais dúcteis; minimizar o efeito entalhe dependendo do espaço necessário para o cavaco; manter as massas pequenas para todos os componentes da ferramenta; manter a resistência ao desgaste em alta velocidade de corte, ter baixo erro de balanceamento, obter boa trajetória para deslocamento de cavacos, possuir grande número de aresta de corte.

4. CONSIDERAÇÕES FINAIS

HSC é uma promissora tecnologia na atualidade e para o futuro. Força de usinagem e potência requerida podem ser reduzidas aproximadamente em 30%. HSC requer máquinas-ferramentas com alto desempenho. Os mecanismos de formação de cavaco em diferentes zonas de cisalhamento são modificados pelo aumento da velocidade de corte. Com o aumento da velocidade de corte, cavacos segmentados são gerados. HSC afeta positivamente a integridade superficial da peça como também a qualidade dos componentes usinados. O corte HSC pode ser usado para todo processo de usinagem de ligas leves, não-ferrosos e plásticos, mas para aço, ferro fundido e ligas de difícil usinabilidade ele é adequado apenas para o corte final. Pesquisadores e indústrias de todo o mundo estão firmemente comprometidos com o

responsável pela rejeição da ferramenta de corte à velocidade de corte baixas. A velocidades de corte altas, o desgaste de flanco compete com o desgaste de entalhe, dependendo do tipo de cerâmica utilizada. A essa consideração, acrescenta Jun et al. (1997) que deformação plástica, difusão e desgaste por aderência e *attrition* contribuem muito para com o desgaste de flanco e fratura catastrófica da aresta em altas velocidades devido a altas tensões, removendo agregados dos grãos.

Fresamento em Inconel 718 utilizando cerâmica reforçada com whiskers de geometria redonda e quadrada mostra que os insertos suportam com eficiência três tipos de desgaste: desgaste de flanco, entalhe e abrasão. O desgaste de entalhe foi predominante em todas condições de corte. Insertos de geometria redonda apresentaram melhor desempenho em comparação com a quadrada, devido a maior resistência na aresta auxiliando na resistência ao desgaste de entalhe (Elbestawi et al., 1993).

De acordo com Gatto & Iuliano (1994) para uma otimização dos parâmetros de usinagem e a construção de modelo de vida da ferramenta deve-se levar em consideração a análise de formação de cavaco e o mecanismo de desgaste, sendo necessária uma análise macroscópica e microscópica criteriosa.

Richards & Aspinwall (1989); König & Gerschwiler (1999) e Machado & Silva (1999) afirmaram que algumas superligas a base de níquel podem ser usinada eficazmente com o emprego de ferramenta de CBN, principalmente no torneamento de acabamento, proporcionando um menor nível de desgaste, mas o alto custo destas ferramentas tornam sua aplicação economicamente inviável. Takatsu apud Ezugwu et al. (1999) comprovaram que nos testes de torneamento do Inconel 718 utilizando ferramentas de CBN com concentração de 30-95% CBN, mostraram que o desgaste de entalhe reduz significativamente com o aumento da concentração de CBN, enquanto que a média do desgaste de flanco apresentou pequena variação. Por outro lado Elbestawi et al. (1993) observaram que ferramentas de CBN são também suscetíveis para com alta taxas de desgaste por difusão e subsequente perda de cristal. A essa consideração, acrescenta König & Gerschwiler (1999) a seguinte afirmação: a resultante das propriedades química, física e mecânica tem uma decisiva influência sobre o desgaste e comportamento do desempenho de ferramentas de PCBN. Classe de PCBN com constituição estimada de 30-50% em volume de TiC ou TiN são satisfatórias para operação de acabamento em Inconel 718 e Waspaloy.

Gatto & Iuliano (1994) e Vigneau (1997) encontraram a presença de cavacos segmentados no torneamento a altas velocidades do Inconel 718 (440 HV) devido as condições de corte de cisalhamento adiabático. Observaram que o tamanho dos cavacos segmentados aumentam com o aumento do avanço e da velocidade de corte. Macroscopicamente este fenômeno corresponde a segmentação do cavaco e pode ser explicado pelo aumento da temperatura na área de corte, sendo os mesmos responsáveis pela redução da força de corte.

Jun et al. (1997) demonstraram que o desgaste adesivo e *attrition* foram os principais mecanismos de desgaste no torneamento das superligas a base de níquel com ferramenta de $Al_2O_3 + SiC_w$ em baixas velocidades. Da mesma opinião é Sharman et al. (1999) quando no fresamento a alta velocidade do Inconel 718 com ferramenta de metal duro com cobertura de TiAlN. Kitagawa et al. (1996) encontraram presença severas de desgaste de entalhe no torneamento de alta velocidade do Inconel 718 com ferramentas de alumina mista ($Al_2O_3 + TiC$). Hanasaki et al. (1996) também observaram a presença em grande escala do desgaste de entalhe no torneamento de uma superliga de níquel contendo 50%Ni, 25%Cr e 6%Mo, utilizando pastilhas de metal duro K10, M10 e P20 com diversas velocidades de corte na operação de acabamento. O desgaste de entalhe concentrou-se na altura da profundidade de corte, e era o responsável pela fratura da ferramenta principalmente em altas velocidades. Semelhantes resultados apresentaram Ezugwu et al. (1990) no torneamento com refrigeração

3.1 Materiais de ferramentas para usinagem de superligas a base de níquel e mecanismos de desgaste

Das diversas variáveis que afetam o bom desempenho das operações de usinagem, a ferramenta de corte, embora pequena e de relativo baixo custo, é a mais crítica. De acordo com Lisboa apud Novaski & Corrêa (1998) as ferramentas de corte e seus acessórios constituem outro elemento-chave no desenvolvimento da usinagem HSC, tanto em relação aos materiais quanto ao projeto. Gatto & Iuliano (1994); Jun et al. (1997) e Ezugwu et al. (1999) demonstraram que a vida da ferramenta obtida na usinagem das superligas a base de níquel é inadequada, aumentando o custo de produção. Na maior parte, os principais parâmetros que compreendem o processo para um melhor desempenho são: seleção do material da ferramenta, geometria da ferramenta, método de usinagem, velocidade de corte, avanço, profundidade de corte, e etc. Com esses parâmetros bem controlados pode-se conseguir tempo de vida adequado para as ferramentas durante a usinagem. As ferramentas empregadas na usinagem das superligas devem atender os seguintes aspectos: excelente resistência ao desgaste, alta resistência e tenacidade em alta temperatura, alta dureza à quente, boas propriedades de choque térmico, alta condutividade térmica e suficiente estabilidade química em altas temperaturas.

As superligas a base de níquel são normalmente usinadas com metal duro (WC – Co) com velocidades de corte na faixa de 10-30 m/min. Porém, ferramentas de metal duro não podem ser utilizadas na usinagem a alta velocidade, porque não resistem a altas temperaturas e tensões na zona de corte. Ferramentas de cerâmicas são mais adequadas para o uso em altas velocidades de corte. Com a introdução das cerâmicas de sialon (Si_3N_4) é possível multiplicar a velocidade de corte pelo fator de 5 e mais recentemente, ferramentas de alumina reforçada com *whiskers* ($\text{Al}_2\text{O}_3 + \text{SiC}$ - contendo 25% SiC), possibilitam utilizar velocidade de corte de até 10 vezes comparada com as ferramentas de metal duro (Vigneau 1997; Choudhury & Baradie, 1998 e Ezugwu et al., 1999).

Richards & Aspinwall (1989) apresentam uma revisão sobre a aplicação de cerâmicas na usinagem das ligas de níquel. Foi destacado que com o emprego de alumina reforçada com *whiskers* (SiC), velocidades de corte podem chegar à 750 m/min na usinagem de algumas ligas. O desgaste de entalhe, muitas vezes pode predominar e neste caso, são recomendados pequenos valores do ângulo de posição ($\cong 45^\circ$) e ângulos de saídas negativos. Da mesma opinião são König & Gerschwiler (1999) revelando que o ângulo de posição $\cong 45^\circ$ demonstrou favorável para operações de torneamento com ferramentas cerâmicas e PCBN. A alta condutividade térmica e a baixa expansão térmica dos *whiskers* aumenta a resistência ao choque térmico.

Ezugwu et al. (1999) comprovaram que a utilização de ferramentas de metal duro com múltiplas camadas (TiN + TiCN + TiN) manufaturadas pela técnica de deposição de vapor físico (PVD) têm mostrado notável melhora na usinagem das superligas à base de níquel. Por outro lado, Choudhury & Baradie (1998) revelam que ferramentas sem cobertura tem melhor desempenho que as ferramentas com cobertura para usinagem do Inconel 718.

Os mecanismos de desgaste das ferramentas cerâmicas são complexos e geralmente influenciados por: difusão, lascamento, abrasão na superfície de flanco, adesão na superfície de saída, abrandamento térmico, fratura catastrófica, cratera e desgaste de entalhe no flanco e no raio de ponta da ferramenta. O desgaste do tipo difusão é determinado principalmente pela reação química e dissolução no material da peça. As superligas a base de níquel tem alta afinidade química por muitos materiais de ferramenta e como tal frequentemente formam uma camada de aderência conduzindo aos desgaste de difusão e arrastamento drástico (*attrition*) (Gatto & Iuliano, 1994; Jun et al., 1997; Choudhury & Baradie, 1998 e Sharman et al., 1999). Geralmente, encontram o desgaste de entalhe na altura da profundidade de corte, como o

da ferramenta e/ou na altura da profundidade de corte; a alta resistência dessas ligas é mantida a elevadas temperaturas, e isto se opõe ao processo de deformação plástica necessária para formar o cavaco, mesmo a temperaturas de corte elevadas; tendência de reagirem com as ferramentas, em determinadas condições atmosféricas, conduzindo para alta taxa de desgaste do tipo difusão; tendências de aderirem nas superfícies das ferramentas formando aresta postiça de corte (APC), o que causa pobre acabamento superficial; a presença de carbonetos duros e abrasivos na matriz aumentando a presença de desgaste abrasivo severo nas ferramentas; a condutividade térmica é baixa, o que contribui para o desenvolvimento de altas temperaturas na ponta da ferramenta como também alto gradiente térmico.

Todos estes fatores operando juntos ou em combinação causam altas temperaturas de corte (podem chegar a 1000°C) e alta tensão de compressão na superfície de saída (pode chegar a 3450 MPa), isso leva ao desenvolvimento rápido do desgaste de flanco, cratera ou desgaste de entalhe, dependendo do material da ferramenta e das condições de corte (Ezugwu et al., 1999; Gatto & Iuliano, 1994 e Choudhury & Baradie, 1998).

A questão da qualidade de componentes usinados é muito discutida e cada vez mais se exige componentes mecânicos com alta eficiência, pelo aspecto funcional e de segurança. A textura superficial pode ter uma influência decisiva na aplicação e no desempenho do componente usinado. Segundo Andrae (1999a) o aumento da velocidade de corte afeta positivamente a integridade superficial de peças assim como a qualidade do componente. Os fatores mais críticos que afetam a integridade superficial são o desgaste da ferramenta e a velocidade de corte. O desgaste da ferramenta induz tensões normais e de cisalhamento, conduzindo a deformação superficial e subsuperficial, que podem causar tensões residuais, e velocidades baixas podem resultar no desenvolvimento de danos causados pela presença de APC (Abrão & Aspinwall, 1996).

De acordo com Ezugwu & Wang (1996); Vigneau (1997) e Ezugwu et al. (1999), a usinagem de superligas induz efeitos na integridade da superfície, os quais incluem: rugosidade superficial; modificações na dureza da camada superficial devido ao endurecimento da peça; microtrincas ou macrotrincas particularmente em retificação; deformação plástica; transformações metalúrgica atribuída a alta temperatura; tensões residuais (tração ou compressão); alterações química incluindo alta temperatura de oxigenação e difusão agindo entre a peça e o material da ferramenta. Por essa razão, deve-se tomar cuidados especiais para assegurar vida de ferramenta e integridade superficial adequada a componentes usinados por intermédio de controle dos principais parâmetros, incluindo a escolha do material e geometria da ferramenta, método de usinagem, velocidade de corte, valores de avanço, profundidade de corte, etc.

No torneamento de superligas a base de níquel, o aumento da velocidade de corte, da convencional para a alta, leva a diminuir o pico de tensão de tração na superfície e a aumentar o pico de tensão de compressão, o que é benéfico (Vigneau 1997). Os efeitos do fresamento a alta velocidade ainda não são muito bem conhecidos, mas já se sabe que algumas de suas condições induzem a altas tensões de tração. Ezugwu et al. (1999) revelaram que o torneamento com ferramenta nova com aresta afiada e com ângulo de saída positivo tende a minimizar o valor da tensão residual, da deformação plástica e do endurecimento da peça. A forma da ferramenta de corte pode também afetar a superfície usinada. Melhoria do acabamento superficial e mínima camada danificada pode ser obtida na utilização de insertos redondos. Usinagem prolongada tende a aumentar a dureza da camada da superfície e também deteriorar a superfície usinada.

peças, o que elimina muitas vezes trabalhos posteriores; diminuição das forças de corte proporcional ao aumento das velocidades de corte; usinagem sem vibrações, pois as oscilações induzidas pelo corte da ferramenta são de alta frequência; melhoria na dissipação de calor do processo, pois a maior parte da energia térmica gerada se concentra no cavaco; alta taxa de remoção de cavacos e possibilidade de emprego de usinagem a seco. Por outro lado, Kramer (1987); Dewes & Aspinwall (1997); Kirschnik (1997); Schulz (1999) e Andrae (1999b) comentaram que existem também notáveis desvantagens que precisam ser consideradas, sendo estes os pontos principais: alto nível de desgaste da ferramenta, necessita de ferramentas e máquinas-ferramenta de maior custo (especiais), fusos especiais, fusos caros com baixa durabilidade (tipicamente 5000 – 10000 h na máxima velocidade rotacional), balanceamento do ferramental, sistema de controle especiais e parâmetros tecnológicos para a usinagem otimizada, os quais ainda não são totalmente conhecidos e dominados.

Salienta-se que as desvantagens descritas devem-se principalmente ao fato de que a usinagem a alta velocidade de corte é uma tecnologia recente. Com o passar do tempo novos estudos adicionarão informações que permitirão a utilização cada vez mais otimizada desta tecnologia.

3. USINABILIDADE E INTEGRIDADE SUPERFICIAL DE SUPERLIGAS A BASE DE NÍQUEL

Em termos gerais, usinabilidade pode ser definida como uma grandeza que indica a facilidade ou dificuldade de usinar um material. Pode ser usada também para quantificar a performance de ferramentas de corte, fluidos de corte e geometria das ferramentas. Forças de corte, energia requerida na usinagem, vida da ferramenta, acabamento superficial, taxa de desgaste, temperatura de corte, controle de cavaco e mesmo algumas propriedades físicas, são variáveis que podem ser consideradas como medida da usinabilidade.

As principais propriedades das ligas de níquel são alta resistência mecânica à temperaturas elevadas, alta resistência à fluência, alta resistência à fadiga e boa resistência à corrosão. As principais aplicações são na indústria aeronáutica, nos componentes que trabalham a altas temperaturas (> 500°C), como pás e discos de turbinas, estruturas de aeronaves, câmaras de combustão, válvulas de admissão/escape, aplicações médicas, indústrias química e petroquímica, etc. As superligas representam cerca de 55% dos materiais usados para construção de motores aeroespaciais (Gatto & Iuliano, 1994; Vigneau, 1997; Choudhury & Baradie 1998, e Machado & Silva, 1999).

As superligas de níquel são endurecidas pela precipitação de Ni₃ (Al-Ti) fase (gama) e pela solução sólida de elementos refratários na matriz, e a resistência mais alta à temperatura é obtida pelo aumento da fração de volume desta fase. A família das superligas de níquel apresenta uma composição química numa faixa relativamente ampla de percentuais, destacando-se os seguintes elementos: níquel até 79,6%; cromo até 23% e molibdênio até 9%. Se por um lado a composição química com elevado teor de elementos de liga confere excelentes propriedades mecânicas e térmicas às superligas de níquel, por outro lado, dificultam demasiadamente a realização da usinagem desses materiais. Choudhury & Baradie (1998) e Ezugwu et al. (1999) apresentam as principais superligas a base de níquel contendo classificação, a composição química e a densidade.

De acordo com Darwish (1997); Machado & Silva (1999); König & Gerschwiler (1999); Sharman et al. (1999) e Ezugwu et al. (1999), os principais problemas na usinagem das superligas a base de níquel, devido as características e propriedades citadas, são: possuem matrizes austeníticas e como os aços inoxidáveis, encruam rapidamente durante a usinagem, produzindo um severo endurecimento da peça. Isto pode causar problemas em passes subsequentes, contribuindo principalmente para a progressão do desgaste de entalhe na ponta

Na Europa, normalmente fala-se em velocidade de corte, enquanto nos Estados Unidos emprega-se velocidade do eixo-árvore. Muitos autores usam velocidade absoluta do eixo-árvore, sendo que a faixa mais real a ser considerada como definição inicial de usinagem a alta velocidade está em torno de 8000 rpm, ou maiores. Porém isto é enganoso porque não indica o diâmetro do eixo-árvore. É muito fácil alcançar alta velocidade com fuso de pequeno diâmetro. Uma representação mais exata da alta velocidade do fuso, do ponto de vista de projeto, é o número DN (diâmetro do fuso em “mm” multiplicado pela rotação do fuso em “rpm”). Existem várias máquinas comerciais disponíveis com o número DN na faixa de 1,5 milhões e poucos fusos (principalmente em laboratório) com número DN que excedem a 2 milhões (Smith & Tlustý, 1997).

Segundo Kitagawa et al. (1996); Schulz (1997) e Finzer apud Novaski & Corrêa (1998) a definição do que é altíssima velocidade de corte está intimamente associada ao tipo de material usinado, tipo de operação de corte e tipo de ferramenta entre outros itens. Vigneau (1997) indica na figura 1 a faixa de valores que definem a alta velocidade de corte para cada material específico. De acordo com Heisel & Gringel (1996); Skock (1998) e Schulz (1999) entende-se por usinagem a alta velocidade, a usinagem de materiais com velocidades de corte e taxas de avanço aumentadas por um fator de 5 até 8 em relação às velocidades de corte e avanços tradicionais. Enderle & Knuszynski (1998) e Müller & Soto (1999) afirmam que as definições da faixa de velocidade de HSC variam substancialmente conforme se muda de um tipo de usinagem para outro. Por exemplo, se no caso de fresamento uma aplicação de HSC envolve uma velocidade de corte da ordem de cinco a dez vezes maior que a velocidade convencional (conforme citação), o dobro da velocidade convencional já é suficiente para que os processos de furação e rosqueamento sejam considerados como HSC.

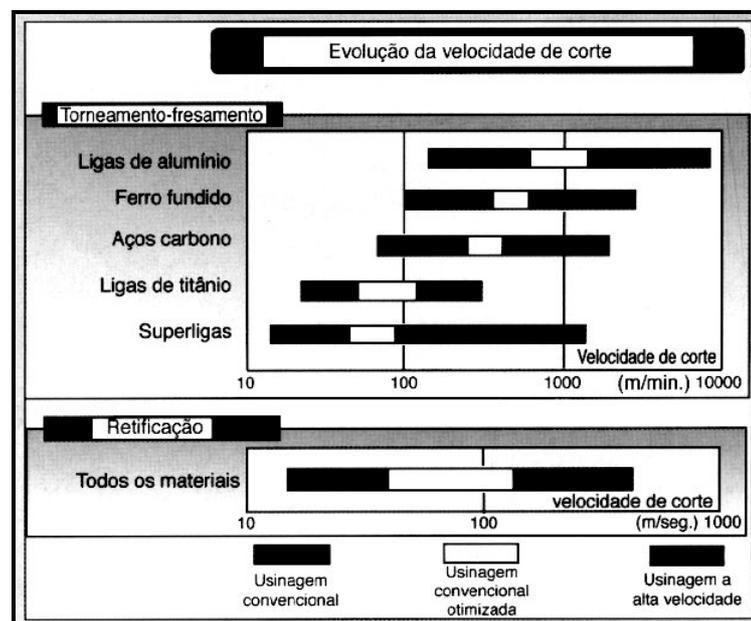


Figura 1. Definição de faixas de valores para HSC

2.1 Vantagens técnicas da HSC

Segundo Schulz (1996); Kirschnik (1997); Novaski & Corrêa (1998) e Andrae (1999a) o conhecimento da tecnologia de usinagem HSC proporciona ganhos de ordem tecnológica, a exemplo de: melhoria da exatidão das peças, especialmente em usinagem de peças delgadas; melhoria nos mecanismos de formação de cavaco; incremento da qualidade superficial das

furação tem-se observado poucos trabalhos publicados em comparação com o fresamento (Andrae, 1999a).

Muitas vantagens de HSC tem sido citadas. De acordo com Dewes & Aspinwall (1997); Schulz (1997) e Andrae (1999a) as mais comumente reivindicadas são: altas taxas de remoção, baixas forças de corte, mínima distorção da peça pela melhor dissipação do calor do processo e a capacidade de usinar peças de paredes finas. Adicionalmente à redução do tempo de produção, o uso da tecnologia HSC também produz peças de melhor qualidade superficial e dimensional. Por outro lado, a tecnologia HSC faz exigências muito particulares sobre a máquina-ferramenta. São necessárias altas velocidades no eixo-árvore para atingir as velocidades de corte desejadas no processo. As enormes faixas de avanço resultantes e os dados necessários para a aceleração só podem ser obtidos com eixos-árvore de acionamento dinâmico e estruturas de máquinas estáveis com boas características de fixação. Comandos rápidos e modernos são absolutamente essenciais para a implementação de processos de altas velocidades.

As principais propriedades das ligas de níquel são alta resistência mecânica a temperaturas elevadas, alta resistência à fluência, alta resistência à fadiga e boa resistência à corrosão, tornando difícil a sua usinabilidade. A composição química com elevado teor de elementos de liga confere excelentes propriedades mecânicas e térmicas as superligas de níquel, mas dificultam demasiadamente a realização da usinagem desses materiais. A usinagem de superligas prejudica a integridade da superfície. Por essa razão, cuidados especiais devem ser tomados para assegurar vida de ferramenta e integridade superficial adequada de componentes usinados por intermédio de controle dos principais parâmetros.

Hoje raros eventos e publicações omitem o corte a alta velocidade e os fabricantes de ferramentas, máquinas-ferramentas e pacotes de programa CAD/CAM parecem estar desenvolvendo e vendendo atualmente apenas produtos com capacitação para alta velocidade (Sinhoff et al., 1999).

2. UMA VISÃO GERAL DA HSC

O conceito de usinagem a alta velocidade foi desenvolvido pelo Dr. Carl J. Salomon durante uma série de experimentos de 1924 a 1931 (Dewes & Aspinwall, 1997 e Agba, 1999). Salomon reconheceu que em princípio as temperaturas e as forças de corte tendiam a decrescer em altíssimas velocidades, mas um longo percurso teve de ser trilhado até a introdução da tecnologia HSC. Baseou-se sobre uma série de curvas de velocidade de corte plotadas comparando-as com a temperatura de corte atingida. Somente com o desenvolvimento dos eixos-árvore de alta rotação no início dos anos 80, com os quais foi possível atingir altas velocidades, abriu-se a possibilidade de serem realizadas pesquisas tecnológicas de base nessa área.

O termo “corte a alta velocidade” não é de fácil definição. O projeto da CEN (Comité Européen de Normalisation) de 05 de outubro de 1995 – “Ferramentas de fresamento para usinagem por remoção de cavacos a velocidades periféricas elevadas em máquinas para corte de metais – Requisitos de segurança” define velocidades acima de 1.000 m/min como usinagem a alta velocidade. Isso faz sentido sob o ponto de vista da segurança, mas certamente não é a melhor classificação. Para ser mais exato, devem ser considerados o material a ser usinado e o material de corte usado. Quando uma carcaça de alumínio é usinada com pastilhas de diamante, uma velocidade de 10.000 m/min ainda pode ser considerado razoável. Por outro lado, se um aço endurecido é usinado com ferramenta de nitreto cúbico de boro (CBN), a velocidade de corte de 200m/min, isto certamente pode ser considerado como usinagem HSC (Stockinger et al., 1998).

USINAGEM A ALTA VELOCIDADE DE SUPERLIGAS A BASE DE NÍQUEL: REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

Leonardo Roberto da Silva
Reginaldo Teixeira Coelho
Alexandre Araújo Bezerra

Escola de Engenharia de São Carlos, Universidade de São Paulo - USP, Departamento de Engenharia Mecânica, 13560-250, São Carlos, SP, Brasil. E-mail: lrsilva@sc.usp.br

Resumo

Apresenta-se temas relevantes à usinagem a alta velocidade de corte - HSC (*high speed cutting*) no que se refere a máquinas-ferramentas, ferramentas e mecanismos de desgastes, usinabilidade de superligas e integridade superficial. Nos meados da década de 80, a globalização da competição mudou a forma de abordagem, pelas empresas, do processo de manufatura, em especial a usinagem de componentes metálicos. Dentre as novas tecnologias que começaram a ser empregadas, e devem tornar-se o caminho certo na busca da competitividade, está a tecnologia HSC. Nos últimos anos HSC tem ganhado grande importância, sendo dada maior atenção ao desenvolvimento e à disponibilização no mercado de máquinas-ferramentas de rotações muito elevadas (25.000-100.000 rpm). O presente trabalho trata-se da usinagem a alta velocidade de superligas a base de níquel, que são conhecidas como materiais de difícil usinabilidade devido a alta dureza, alta resistência em alta temperatura, afinidade para reagir com materiais da ferramenta e baixa condutividade térmica.

Palavras chaves: HSC, Desgaste, Superligas de níquel, Integridade superficial.

1. INTRODUÇÃO

Novas tecnologias, conceitos de automação e estratégias têm sido adotados e implementados, com o objetivo de incrementar o desempenho e eficiência da máquina e do operador. Durante os últimos anos a usinagem a alta velocidade tem ganhado importância e tem sido dada uma maior atenção ao desenvolvimento e à disponibilização no mercado de componentes de rotações muito elevadas, devendo se tornar o caminho certo a ser trilhado na busca da competitividade em curto espaço de tempo. Mas antes que a tecnologia HSC possa ser empregada de uma forma econômica, todos os componentes envolvidos no processo de usinagem, incluindo a máquina, o eixo árvore, a ferramenta e o pessoal, precisam estar afinados com as condições especiais deste processo. As máquinas de corte têm de satisfazer requisitos particulares de segurança. As ferramentas também devem estar à altura das condições térmicas severas que se originam das altas velocidades de corte.

O corte a altas velocidades pode ser usado para todo processo de usinagem de metais leves, não-ferrosos e plásticos. Para aço, ferro fundido e ligas de difícil usinabilidade, é adequado apenas para o corte final (Schulz, 1996).

Os termos HSC e HSM (*high speed machining*) estão sendo utilizados para descrever o fresamento de acabamento em altas rotações, entretanto no torneamento, rosqueamento e

- Lorenz, G., 1980, "On Tapping Torque and Tap Geometry", *Annals of the CIRP*, Vol. 29/1, pp. 1-4.
- Merchant, M.E., 1998, "An Interpretive Look at the 20th Century Research on Modeling of Machining", *Machining Science and Technology*, Vol. 2,n.2, pp. 157-163.
- Micheletti, G.F., Koenig, W., Victor, H.R., 1976, "In Process Tool Wear Sensors for Cutting Operations", *Annals of the CIRP*, Vol. 25/2, pp. 483-496.
- Müller, P., Ice, M.S., 1999, "Usinagem sem Refrigeração de Furos e Roscas", 4º Seminário Internacional de Alta Velocidade, Universidade Metodista de Piracicaba, Santa Bárbara d'Oeste, São Paulo, Brasil, pp. 127-133.
- Nikitin, E.A., Tregubov, G.S., 1989, "Ultrasound Speeds Up Thread-Tapping Jobs", *Soviet Engineering Research*, Vol. 9, n. 4, pp. 118-119.
- Patil, S.S., Pande, S.S., Somasundaram, S., 1987, "Some Investigations on Vibratory Tapping Process", *International Journal of Machine Tools Manufacture Design, Research and Application*, Vol. 27, n. 3, pp. 343-350.
- Santhanam, A.T., Tierney, P., 1989, "Cemented Carbides", *Metals Handbook*, 9th Ed., Vol. 16 - Machining, American Society for Metals, Ohio, USA, pp. 71-89.
- Sha, J., Ni, J., Wu, S.M., 1990a, "Development of a Tap Wear Monitoring Scheme", *Proceedings of Manufacturing International - Part 4: Advances In Materials And Automation*, Atlanta, GA, USA, pp. 137-142.
- Sha, J., Yuan, J.X., Wu, S.M., 1990b, "Tapping Process Improvement through Adaptive Thrust Control", *Winter Annual Meeting of the American Society of Mechanical Engineers*, Vol. 44, Dallas, TX, USA, pp. 407-420.
- Schulz, H., 1997, "State of Art and Trends of High-Speed Machining", 2º Seminário Internacional de Alta Tecnologia - Usinagem com Altíssima Velocidade de Corte e Alta Precisão, Santa Bárbara D'Oeste, SP, Brasil.
- Tanguy, J.-C., 1993, "Monitoração Automática da Usinagem: Como e Por Quê", *Máquinas e Metais*, n. 325, pp. 78-90, fev.
- Wakabayashi, T., Ogura, S., 1990, "Evaluation of Cutting Fluids by Consumption Energy in Tapping Test", *Journal of the Society of Tribologists and Lubrication Engineering*, Vol. 46, n. 11, pp. 715-720, Nov.
- Weingaertner, W.L., da Silva, H.R., Tikal, F., Vollmer, C., 1997, "Dependendo do Cabeçote, Pode-se Rosquear Ferro GGG 40 a mais de 100 m/min", *Máquinas e Metais*, n. 383, pp. 132-138, dez.
- Wilcox, S.J., Reuben, R.L., Souquet, P., 1997, "The Use of Cutting Force and Acoustic Emission Signals for the Monitoring of Tool Insert Geometry During Rough Face Milling", *International Journal of Machine Tools and Manufacturing*, Vol. 37, n. 4, pp. 481-494.
- Zhang, D., Chen, D., 1998, "Relief-Face Friction in Vibration Tapping", *International Journal of Mechanical Sciences*, Vol. 40, n. 12, pp. 1209-1222, Dec.

- Dan, L., Mathew, J., 1990, "Tool Wear and Failure Monitoring Techniques for Turning - A Review", *International Journal of Machine Tools Manufacture Design, Research and Application*, Vol. 30, n. 4, pp. 579-598.
- Dewes, R.C., Aspinwall, D.K., 1997, "A Review of Ultra High Speed Milling of Hardened Steels", *Journal of Materials Processing Technology*, n. 69, pp.1-17.
- Du, R., Elbestawi, M.A., Wu, S.M., 1995, "Automated Monitoring of Manufacturing Processes, Part 2: Applications", *Journal of Engineering for Industry – Transactions of the ASME*, Vol. 117, n. 2, pp. 133-141, May.
- Ezugwu, E.O., Okeke, C.I., Machado, A.R., 1999, "High Speed Threading of Inclusion-Modified Steels with Coated Carbide Tools", *Journal of Materials Processing Technology*, Vol. 86, pp. 216-225.
- Fantin, J.-P., 1992, "Ensaio com Machos: Em Busca de Bons Resultados na Usinagem", *Máquinas e Metais*, n. 320, pp. 58-60, set.
- Ferraresi, D., 1977, "Fundamentos da Usinagem dos Metais", Ed. Edgard Blücher, Vol. 1, S. Paulo, Brasil, 571p.
- Finzer, T., 1997, "High Speed Machining (HSM) in Die and Mold Manufacturing", 2^o Seminário Internacional de Alta Tecnologia - Usinagem com Altíssima Velocidade de Corte e Alta Precisão, Santa Bárbara D'Oeste, SP, Brasil.
- Hernandez, P.M., Nichols, D.R., 1986, "An Internal Standard Method for the Falex n° 8 Tap Torque Tester", *Journal of the American Society of Lubrication Engineering*, Vol. 42, n. 10, pp. 608-613, Oct.
- Hernandez, P.M., Shiraki, H., 1987, "Comparison of Aqueous Extreme-Pressure Cutting Fluids on the n° 8 Tap Torque Tester and Other Cutting Methods", *Journal of the American Society of Lubrication Engineering*, Vol. 43, n. 6, pp. 451-458, June.
- Hewson, W.D., Gerow, G.K., 1996, Development of New Metal Cutting Oils with Quantifiable Performance Characteristics", *Journal of the Society of Tribologists and Lubrication Engineering*, Vol. 52, n. 1, pp. 31-38, Jan.
- Hong, H., Riga, A.T., Cahoon, J.M., 1995, "Evaluation of Overbased Sulfonates as Extreme Pressure Additives in Metalworking Fluids - Part II: Lithium and Potassium Overbased Sulfonates", *Journal of the Society of Tribologists and Lubrication Engineering*, Vol. 51, n. 2, pp. 147-150, Feb.
- Ishikawa, K., Hori, R., Unno, N., 1992, "Development of High Precision Tightening Methods of Plastic Parts for Office Automation Appliances by Means of Tapping Screws", *Proceedings of the Symposium on Flexible Automation*, Vol. 2, San Francisco, CA, USA, pp. 925-932.
- Johnson, M., 1989, "Tapping", *Metals Handbook*, 9th Ed., Vol. 16 - Machining, American Society for Metals, Ohio, USA, pp. 255-267.
- Klocke, F., Krieg, T., 1999, "Coated Tools for Metal Cutting - Features and Applications" *Annals of the CIRP*, Vol. 48/2.
- Kluft, W., 1994, "A Monitoração dos Processos Reduz Custos e Desperdícios", *Máquinas e Metais*, n. 345, pp. 60-80, out.
- Kluft, W., 1997, "Monitorando a Ferramenta e Visualizando o Processo de Corte, Melhora-se a Produção", *Máquinas e Metais*, n. 378, pp. 20-49, jul.
- Komura, A., Yamamoto, M., Okusima, K., 1990a, "Study of a Tapping Method for Large Size Threads (1st Report). Consideration for the Initial Thrust Force at Tapping", *Bulletin of the Japan Society of Precision Engineering*, Vol. 24, n. 2, pp. 100-105, June.
- Komura, A., Yamamoto, M., Ikawa, N., 1990b, "Study of Tapping Method for Large Size Threads (2nd Report). Consideration for the Oversized Effective Diameter by Tapping", *Bulletin of the Japan Society of Precision Engineering*, Vol. 24, n. 3, pp. 178-183, Sept.

material da peça nas zonas de deformação e ajuda na quebra do cavaco. Ao longo dos experimentos realizados no alumínio, nenhuma APC foi observada. A quebra do cavaco foi bastante predominante no roscamento vibratório. O roscamento de dimensões M3 e M6 das roscas em alumínio não foi possível com o acessório desenvolvido. Nikitin & Tregubov (1989) registraram uma redução das forças de atrito e do torque sobre os flancos dos dentes dos machos quando usou-se esta técnica, resultando no aumento da produtividade de roscas em peças fabricadas de materiais de difícil usinagem. Zhang & Chen (1998) trabalharam com roscamento de furos pequenos e profundos (abaixo de M6) em liga de titânio. A tecnologia de vibração no corte tem vários efeitos, isto é, redução da força de corte melhorando a qualidade superficial e contendo o desgaste da ferramenta, entre outros. Com a aplicação desta técnica, registrou-se menores valores de torque e um consequente aumento da vida da ferramenta. Pode-se observar a importância dos sinais de força e torque registrados na aplicação de técnicas que otimizam o processo de corte do roscamento.

Muitos pesquisadores (Hernandez & Nichols, 1986, Hernandez & Shiraki, 1987, Wakabayashi & Ogura, 1990, Hong et al., 1995, e Hewson & Gerow, 1996) utilizaram o torque no processo de roscamento interno com macho para avaliar o desempenho de fluidos de corte. Isto porque o roscamento é uma operação realizada com múltiplas arestas e é considerada como uma das mais difíceis operações na remoção de metal. A vida da ferramenta é um importante parâmetro associado à qualidade dos óleos de corte (Hewson & Gerow, 1996). Na análise teórica do torque no roscamento, fatores que contribuem para este são o coeficiente de atrito e a tensão necessária para romper um material usinado sobre a superfície de saída da aresta de corte de um macho. A redução de tais fatores é apontada como função dos fluidos de corte. Entretanto, a contribuição teórica do coeficiente de atrito para o torque no roscamento é pequena em comparação àquela encontrada no valor medido. Acredita-se que os fluidos de corte influenciam o processo de corte de uma maneira global, e não apenas pela redução do atrito sobre a superfície de saída (Wakabayashi & Ogura, 1990).

3. CONSIDERAÇÕES FINAIS

Os sinais de torque e de força de um processo de roscamento interno com macho estão intimamente relacionados à condição de desgaste do macho. Quando um macho se desgasta, o nível de energia bem como os componentes de alta frequência dos sinais de torque e de força aumentam. Monitorando-os, pode-se otimizar o processo de forma a evitar desgaste excessivo da ferramenta e garantir precisão dimensional e acabamento superficial da rosca fabricada.

Acredita-se que outros tipos de sensores, que são comumente aplicados na monitoração de outras operações de usinagem, tais como no torneamento, fresamento e furação, possam também ser aplicados ao processo de roscamento com sucesso. Com isso, poderia ter-se uma faixa maior de opções de sensoriamento.

4. REFERÊNCIAS

- Agapiou, J.S., 1994, "Evaluation of the Effect of High Speed Machining on Tapping", *Journal of Engineering for Industry – Transactions of the ASME*, Vol. 116, n. 4, pp. 457-462, Nov.
- Byrne, G., Dornfeld, D., Inasaki, I., Ketteler, G., König, W., Teti, R., 1995, "Tool Condition Monitoring (TCM) – The Status of Research and Industrial Application", *Annals of the CIRP*, Vol. 44/2, pp. 541-561.
- Coelho, R.T., 1994, "The Machinability of Aluminium-Based SiC Reinforced Metal Matrix Composite (MMC) Alloy with Emphasis on Hole Production", Ph.D. Thesis, University of Birmingham, Birmingham, England, 328p.

encontradas quando usou-se o inserto B revestido com Al_2O_3 , portanto a vida da ferramenta registrada foi maior. A dureza sub-superficial da superfície roscada é aproximadamente 10 % inferior à dureza original da peça. Isto sugere um efeito de revenido o qual pode também estar associado com um gradiente de temperatura entre a peça e a superfície da ferramenta durante o ciclo de corte da rosca (Ezugwu et al., 1999). Em temperaturas de 500 e 1000°C, o revestimento de TiN tem duas e quatro vezes, respectivamente, a condutividade térmica do revestimento Al_2O_3 (Santhanam & Tierney, 1989). Isto também explica porque o inserto B revestido por Al_2O_3 proporcionou maior vida da ferramenta que o inserto B revestido de TiN (Ezugwu et al., 1999). A menor condutividade térmica do revestimento Al_2O_3 permitiu maior concentração de calor, facilitando o corte e como consequência menores valores de força de corte registrados, os quais são claramente observados na Fig.5.

O fenômeno de sobremedida encontrado no diâmetro interno, na entrada de roscas de grandes dimensões (aproximadamente 50 mm de diâmetro), é função da força axial adicionada para sua abertura (Komura et al., 1990a, e Komura et al., 1990b). Ensaio de roscamento foram realizados em peças de bronze BsBM2 com macho M42x4,5 e ângulo do chanfro θ de 7,5°. As medidas do erro do diâmetro efetivo variaram de 0,08 a 0,22 mm. Komura et al. (1990b) concluíram que quando o sentido de uma força axial é o mesmo da progressão do macho, a sobremedida do diâmetro efetivo é gerado no flanco posterior, enquanto no caso de sentido reverso, ela é gerada no flanco anterior. Além disso, quando a força axial é constante, o trabalho da força axial por unidade de comprimento da aresta de corte diminui gradualmente junto com um aumento no número de arestas de corte do macho. Assim a expansão do filete de rosca torna-se maior quando está próxima da seção de entrada. Sha et al. (1990b) conseguiu resolver o problema de sobremedida no roscamento do aço 1018 com macho de aço rápido 1/4"-20 fios/pol revestido com TiN a 440 rpm e avanço de 22 pol/min. Com um dispositivo que controla a força axial, conseguiram reduzi-la em mais de 70 %. Como resultado, o erro de sobremedida da rosca reduziu em mais de 92 %.

Patil et al. (1987) utilizou a técnica de vibrações torsionais para eliminar o problema de aresta postiça de corte (APC) e entupimento de cavaco no roscamento de furos de pequenas dimensões (abaixo de M6). Usando uma máquina de furação radial, foram rosqueadas peças de ferro fundido (Rc 17-25) e alumínio (Rb 46-50) com machos M3x0,5, M6x1,0 e M10x1,5 mm (especificações DIN 371/B). Os furos cegos foram alargados com as dimensões $\phi 2,5 \times 25$, $\phi 5,0 \times 25$ e $\phi 8,0 \times 25$ mm. A porcentagem da altura da rosca foi de 77 % e o comprimento do furo roscado de 20 mm. A usinagem a seco foi realizada com velocidade de 7 a 23 m/min e avanços de 0,4, 0,8 e 1,1 mm/rev para machos M3, M6 e M10, respectivamente. Amplitude das vibrações torsionais de 16 a 185 μm e frequência das vibrações torsionais de 20 a 98 Hz. Os valores de torque e força, registrados durante o roscamento sem vibrações formam a base para comparação. Os mesmos experimentos foram realizados novamente, pela introdução de vibrações, com o acessório desenvolvido, para investigar os valores de torque e força durante o roscamento vibratório. Os resultados experimentais sobre os machos M3, M6 e M10 no roscamento do ferro fundido indicam que, para machos M3 e M6, a introdução de vibrações torsionais conduzem a uma redução no torque e na força. Visto que os machos usados nestes experimentos foram de geometria idêntica (isto é, número de canais e ângulo do chanfro, etc.), a variação na espessura do cavaco foi diretamente proporcional ao tamanho do macho. Este efeito da espessura do cavaco indica que, numa dada faixa de amplitude e frequência, existe uma espessura do cavaco crítico onde o processo de roscamento vibratório é benéfico. Com o alumínio, entretanto, a utilização desta técnica para machos M10 foi benéfica. A diferença no desempenho pode possivelmente ser atribuído às diferentes propriedades mecânicas dos dois materiais das peças. No caso de materiais mais moles, as flutuações das tensões de cisalhamento nas zonas de deformações são atribuídas mais ao aumento na amplitude de vibrações. O aumento na deformação adicional da amplitude endurece o

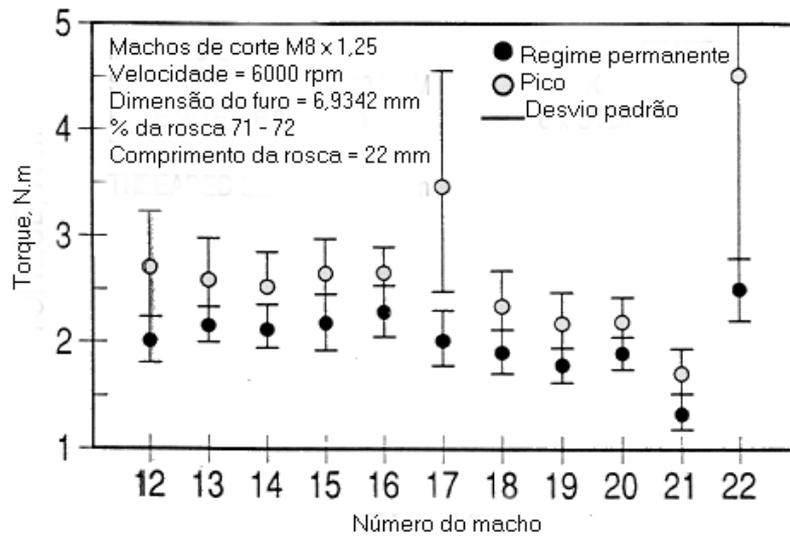


Figura 4. Efeito da geometria dos machos de corte sobre o torque (Agapiou, 1994).

Ezugwu et al. (1999) realizou ensaios de roscamento relacionando o desgaste de flanco com a força de corte. Foram utilizadas barras de aço 708M40T (273 HV), com 470 mm de comprimento por 150 mm de diâmetro num torno. Dois tipos de insertos de metal duro revestido de PVD foram usados a seco. O primeiro (A) consistiu de um substrato P20-P30 com arestas de corte revestidas com uma camada simples de TiN (3-4 μm). O outro (B) consistiu de um substrato K05-K20 com arestas afiadas (< 1 mm de raio) e revestidas com uma camada simples de Al_2O_3 (3-4 μm). A Fig.5 ilustra a relação entre as forças de corte registradas, a vida da ferramenta e os valores de dureza das superfícies roscadas do aço 708M40T a uma taxa de avanço de 0,4 mm/rev e a várias velocidades de corte.

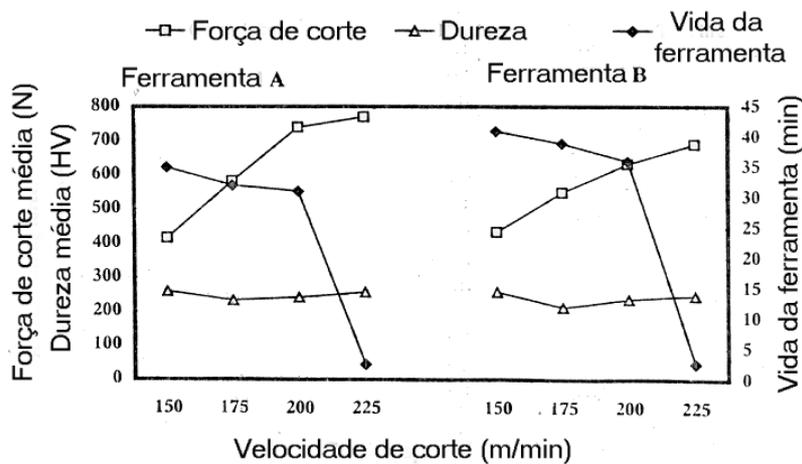


Figura 5. Comparação das forças de corte, dureza e vida da ferramenta obtidas após o roscamento do aço 708M40T com insertos do tipo A e B sob diferentes condições (Ezugwu et al., 1999).

O aumento na força observado com maiores velocidades de corte pode estar associado à redução na vida da ferramenta e a um leve aumento na dureza das superfícies roscadas obtidas a altas velocidades de corte. Observa-se também na Fig.5 que forças menores foram

canal de lubrificação ou externa). Com velocidades de corte, v_c , de 20 e 70 m/min e profundidades de 20 ou 30 mm em furos não-passantes, foram adquiridos valores de força axial e torque para cada combinação (γ , v_c , aplicação do fluido de corte e material) em três medições distintas, para fins estatísticos. A ferramenta que apresentou o melhor comportamento em relação ao torque, à força axial, à qualidade da rosca usinada e ao desgaste, principalmente desgaste de flanco (VB), foi aquela cujo ângulo de hélice era de 40° e com aplicação de fluido de corte pelo seu interior, tanto para o GGG 40 como para o GGG 60. Isto pode ser explicado pela facilidade de transporte do cavaco, possibilitado pelo maior ângulo de hélice, e pelo adequado efeito de lubrificação/refrigeração da região de corte. Observou-se no geral, bons resultados para o GGG 40, com um único fator limitante a faixa operacional da rotação do cabeçote de rosquear, e necessidade de um retrabalho da geometria da ferramenta para se usinar o GGG 60. O efeito da velocidade e da geometria da ferramenta, para o roscamento de roscas M11x1,27 no aço CS 1114, sobre o torque em furos cegos foi estudado por Lorenz (1980). Os resultados mostraram que a velocidade e o ângulo do chanfro afetaram significativamente o torque no roscamento.

Agapiou (1994) avaliou as respostas de torque e força axial em função da variação da geometria dos machos M8x1,25 (ISO-6H) de conformação (machos 1 até 11) e de corte (machos 12 até 22) no roscamento a alta velocidade no alumínio 319. Um total de 20 furos foram testados para cada condição de teste, calculando-se com isso a média e o desvio padrão (Figs.3 e 4).

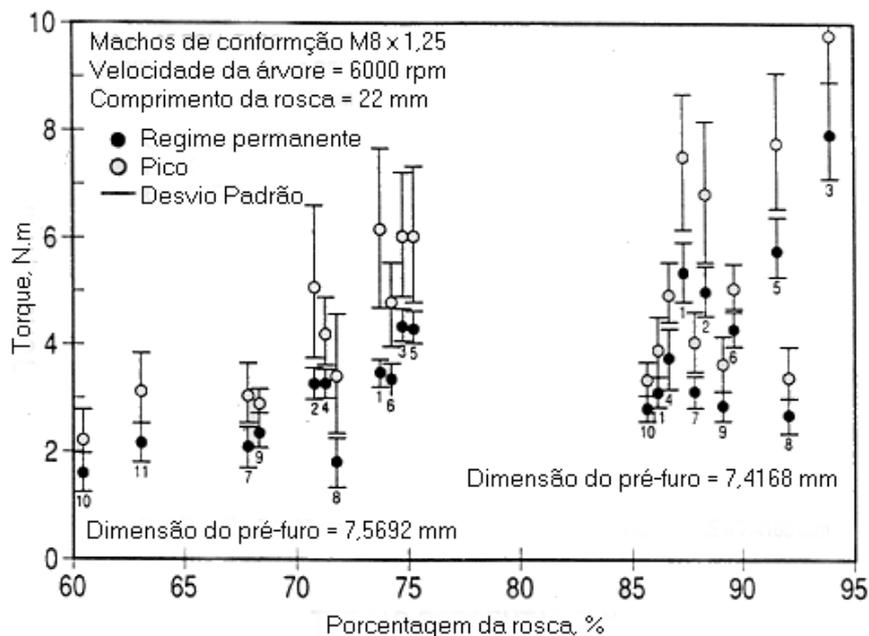


Figura 3. Efeito da geometria dos machos de conformação sobre o torque (Agapiou, 1994).

Em geral, o torque foi influenciado significativamente pela geometria dos machos de conformação, mas não pelos de corte. O torque proveniente dos machos de conformação foram maiores que aqueles dos machos de corte. O torque durante o movimento de retração do macho foi quase zero para todos os de corte, sendo muito menores que aqueles dos machos de conformação. Os altos valores para o torque de pico sobre os machos de corte é atribuído à compactação de cavaco no meio do furo. Similarmente, o torque de conformação aumentou com a velocidade devido a um aumento na área de contato entre os flancos do macho e as roscas conformadas (Agapiou, 1994).

torque no roscamento interno com macho está diretamente relacionada com o desgaste do macho. Monitorado em tempo real, o torque aumenta no corte à medida que mais dentes entram em ação, enquanto no retorno o torque diminui com a liberação das arestas. Os principais fatores que afetam os sinais de torque incluem a condição de desgaste do macho e a variação na dimensão dos furos usinados no processo anterior. Quando um macho começa a se desgastar, especialmente na forma de desgaste de flanco, o nível dos sinais de torque aumenta.

Fantin (1992) destacou que o sinal representativo do torque na operação de roscamento se compõe de diferentes fases (Fig.2). Apenas duas são exploradas no processamento de dados: a fase 1 para os valores médio e máximo do sinal; e a fase 2 para o valor máximo do pico de reversão.

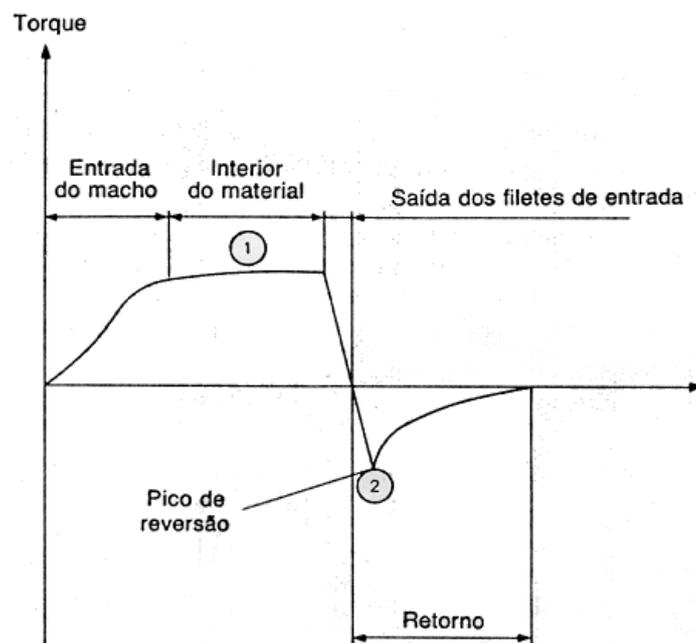


Figura 2. Evolução do sinal representativo do torque no roscamento (Fantin, 1992).

A exploração da fase 1 permite otimizar as condições de corte e controlar o desgaste da ferramenta. Estes dados são utilizáveis para a pesquisa de geometrias ótimas de machos. Na fase 2, o valor máximo do pico de reversão informa sobre a qualidade do furo realizado. Este pico é representativo do torque de atrito quando do retorno do macho (Fantin, 1992).

2.3 Influência do Torque e da Força nos Resultados do Roscamento

A seguir apresentam-se alguns trabalhos de pesquisa que envolvem a aplicação do sensoriamento do torque e da força axial no processo de roscamento. Através destes sensores, a monitoração é realizada de forma a otimizar as condições de corte, reduzir o desgaste das ferramentas, melhorar a produtividade e a qualidade das peças usinadas.

Weingaertner et al. (1997) realizaram ensaios para verificar o comportamento de machos na usinagem dos ferros fundidos GGG40 e GGG60. Utilizando um centro de usinagem, uma plataforma piezoelétrica Kistler 9273, um software de armazenamento de dados REMUS e machos de aço rápido especial M10x1,5 revestidos com TiN, avaliou-se os valores de torque em processo e os desgastes das ferramentas de forma a selecionar a ferramenta mais adequada em função do ângulo de hélice, γ (15° ou 40°), e da aplicação de fluido de corte (através do

2.2 Monitoração do processo de roscamento

O sensoramento do desgaste da ferramenta pode ser direto, onde o desgaste da ferramenta é medido, e indireto, onde mede-se um parâmetro relacionado com o desgaste (Micheletti et al., 1976, e Dan & Mathew, 1990). Tais parâmetros também podem estar relacionados com a dimensão e funcionalidade da peça. As medições indiretas são, via de regra, baseadas na monitoração das forças de usinagem, nas vibrações mecânicas do sistema, na emissão acústica, na potência ativa ou ainda através da medição de algum outro parâmetro do processo (Kluft, 1997).

As funções de um sistema de monitoração automática da usinagem consistem em: detectar falhas de funcionamento da ferramenta utilizada na máquina (ferramenta quebrada ou além do limite de utilização); e executar ações de prevenção ou correção (interrupção do avanço, da rotação do avanço e retração da ferramenta) para proteger ferramenta, máquina e peça, minimizando os danos (Tanguy, 1993, e Kluft, 1994). Ainda que a aresta de corte, com custo comparativamente baixo, seja danificada, o suporte da ferramenta, a máquina, o dispositivo e a peça são protegidos tanto quanto possível. O dano resultante e os tempos ociosos da máquina são eliminados ou minimizados (Kluft, 1997).

Byrne et al. (1995) afirmam que os sensores utilizados em sistemas de monitoração devem possuir certas características tais como: possibilitar a medição o mais próximo possível da região de corte, não reduzir a rigidez da máquina ferramenta, não restringir o espaço de trabalho e os parâmetros de corte, ser resistente ao desgaste, ao ataque químico dos fluidos de corte, aos cavacos e às influências mecânicas, eletromagnéticas e térmicas, ser de fácil reposição, ter baixos custos, funcionar independentemente das formas da ferramenta e da peça, possuir características metrológicas adequadas e possuir uma capacidade de transmitir os sinais de forma confiável. Certos sistemas de monitoração atendem apenas a algumas destas características, sendo inadequados para uso industrial, ou restritos ao uso acadêmico.

As principais características do roscamento interno com macho são (Sha et al., 1990a):

- a) É um processo altamente transiente. O ciclo completo é realizado em poucos segundos e pode ser dividido em: corte e retorno. No início, os dentes executam o corte e o número de arestas em ação aumenta continuamente, praticamente não havendo um período estável, que permita a monitoração;
- b) Operações anteriores, tais como furação e alargamento, têm forte influência sobre o processo de roscamento. Existem muitas incertezas associadas com as operações de roscamento interno com macho, isto é, variação da dimensão do furo, desalinhamento do macho com o furo (Du et al., 1995), erro síncrono entre os movimentos rotacional do macho e o avanço, etc;
- c) Um macho tem normalmente vários canais e sua ponta é cônica ou chanfrada. A ação de corte é realizada primeiramente pelas arestas da região cônica e pelos canais. Assim, o desgaste ocorre principalmente nesta região. Similar a outros tipos de arestas, o desgaste desenvolve-se sobre as superfícies de saída e de folga, dependendo do material da peça e das condições de corte.

Devido às características acima, o desgaste de um macho é relativamente difícil de monitorar comparado com os desgastes das ferramentas de torneamento e fresamento (Sha et al., 1990a). Por esta razão poucos trabalhos de pesquisa tem sido dedicados à monitoração dos processos de roscamento (Sha et al., 1990a, e Du et al., 1995).

O torque necessário para gerar uma rosca interna é um parâmetro fundamental nesse processo porque depende de fatores tais como: material da peça, tipo do macho, porcentagem de rosca, lubrificante, etc. Toda alteração na geometria da ferramenta e na velocidade são manifestadas em mudanças no torque (Agapiou, 1994). Sha et al. (1990a) afirmam que o

2. REVISÃO DA LITERATURA

2.1 Processos de roscamento

O roscamento é um processo empregado para obtenção de filetes com perfil constante desenvolvidos em trajetórias helicoidais com passo uniforme. Roscas são usadas em elementos de fixação, transmissão e transformação de movimento e ainda em elementos de transporte de materiais. Podem ser internas ou externas sobre superfícies cilíndricas ou cônicas.

O processo de roscamento interno pode ser realizado com: ferramenta de perfil único; ferramenta de perfil múltiplo; macho; e fresa. O roscamento externo é realizado com: ferramenta de perfil único; ferramenta de perfil múltiplo; cossinete; jogo de pentes; fresa de perfil múltiplo; e fresa de perfil único (Ferraresi, 1977).

Segundo Weingaerter et al. (1997), a principal exigência do roscamento interno é a aplicação de fluido de corte para transportar melhor os cavacos e quebrá-los adequadamente. Os machos de corte e de conformação são os mais usados para o roscamento interno (Agapiou, 1994). A operação com macho de corte envolve o corte e a remoção de material, conforme ilustra um modelo de uma seção de roscamento interno com macho de corte na Fig.1.

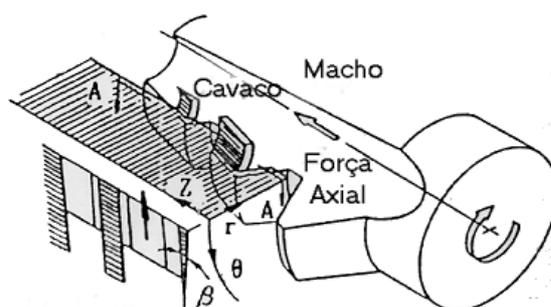


Figura 1. Ilustração de uma seção de roscamento (Komura et al., 1990b).

O macho de conformação lamina uma rosca sobre a superfície lateral do furo inicial (Johnson, 1989, e Coelho, 1994). Uma importante diferença é que com os machos de corte, o diâmetro menor é gerado pelo pré-furo. Com os machos de conformação, o material é deformado radialmente para dentro de modo que o menor diâmetro é menor que o furo original. Com isso, os pré-furos para os machos de conformação devem ser maiores que os furos para os machos de corte. Os machos de conformação são de construção bastante diferente em comparação com machos de corte; pois não tem arestas de corte e normalmente não possuem canais (Agapiou, 1994). São geralmente utilizados em materiais que podem ser facilmente trabalhados a frio, ou seja, aço doce (até 0,5 % de C) e ligas de cobre e alumínio (Coelho, 1994). O macho de conformação requer uma grande precisão no pré-furo e um torque de roscamento mais elevado. Além disso, o calor gerado devido ao atrito com os machos de conformação é mais alto que aquele produzido com machos de corte. Com isso, o emprego de fluido de corte torna-se muito importante para o roscamento por conformação (Agapiou, 1994). Por outro lado, suas vantagens são ausência de cavacos, não há necessidade de afiação, velocidade de corte elevada e melhor resistência mecânica dos filetes (Fantin, 1992). O roscamento externo também pode ser realizado por processo de corte ou conformação, porém com variadas operações e ferramentas.

MONITORAÇÃO DOS PROCESSOS DE ROSCAMENTO: REVISÃO DA LITERATURA

Alexandre Araújo Bezerra
Reginaldo Teixeira Coelho
Leonardo Roberto da Silva

Escola de Engenharia de São Carlos - USP, Departamento de Engenharia Mecânica, 13560-250, São Carlos, SP, Brasil. E-mail: aab@sc.usp.br, rtcoelho@sc.usp.br e lrsilva@sc.usp.br.

Resumo

Este artigo reuni trabalhos que contemplam temas relacionados à aplicação de sistemas de monitoração adequados às condições de corte do processo de roscamento ao longo da vida da ferramenta. As técnicas de monitoração são fundamentadas na medição de parâmetros que direta ou indiretamente estão relacionados com o desenvolvimento dos mecanismos de desgaste da ferramenta de corte e com a qualidade final da peça usinada. Segundo a literatura, os sinais de torque e de força axial são amplamente utilizados no sensoriamento do processo de roscamento.

Palavras-chave: Monitoração, Roscamento, Torque, Força axial.

1. INTRODUÇÃO

A pesquisa em usinagem tem grande importância, pois este processo representa a classe mais largamente empregada na fabricação de produtos, representando mais de 15% do valor total dos produtos industrializados, quer sejam ou não mecânicos. Ganhos de produtividade nessa área certamente causarão significativo impacto econômico, aspecto já apontado por diversos trabalhos nacionais e internacionais (Merchant, 1998, Klocke & Krieg, 1999, Dewes & Aspinwall, 1997, Schulz, 1997, e Finzer, 1997).

Dentro deste contexto, o roscamento é um dos mais importantes processos de usinagem, pois frequentemente é um dos últimos realizados sobre uma peça, a qual possui um alto valor agregado, e por isso deve ser confiável para evitar refugos e retrabalhos (Sha et al., 1990a, e Müller & Ice, 1999). Além disso, as roscas representam o sistema de fixação mais usado em componentes mecânicos dentro da indústria, sobretudo no setor automotivo (Ishikawa et al., 1992, e Coelho, 1994). Uma má escolha de ferramenta, condições de corte críticas ou uma lubrificação inadequada são fatores que levam, na melhor das hipóteses, a um roscamento fora da tolerância, e, na pior, à quebra da ferramenta e ao refugo da peça, além do tempo gasto na remoção de um macho quebrado (Sha et al., 1990a, e Fantin, 1992). Monitorar o desgaste de uma ferramenta é de grande interesse nas operações de usinagem, para a prevenção da quebra ou do próprio desgaste da mesma, da melhoria na produtividade e do aumento da qualidade das peças usinadas (Wilcox et al., 1997).

Especificamente no processo de roscamento, os sinais de torque e força axial são amplamente monitorados para diversos fins: controle do desgaste da ferramenta, otimização das condições de usinagem, obtenção da qualidade superficial da rosca fabricada, otimização da geometria da ferramenta e obtenção de precisão dimensional. Neste artigo serão discutidos apenas a utilização de sensores de torque e de força aplicados ao processo de roscamento.

3. REFERÊNCIAS

- Bailey, A. R. & Samuels, L. E., 1971, “Foundry Metallography, Metallurgical Services Betchworth”, England, pp. 26-29.
- Birch, J., 1990, “New Alloys for Zinc Castings”, Materials & Design, vol.11, pp. 83-87.
- Bouchard, D. & Kirkaldy, J.S., 1997, “Prediction of Dendrite Arm Spacings in Unsteady-and Steady-State Heat Flow of Unidirectionally Solidified Binary Alloys”, Metallurgical and Materials Transactions B, v.28B, pp.651-663.
- Flemings, M.C., 1974, “Solidification Processing”, McGraw-Hill, New York.
- Garcia, A. & Prates, M., 1978, “Mathematical Model for the Unidirectional Solidification of Metals I: Cooled Molds”, Metallurgical Transactions, v.98, pp.449-453.
- Garcia, A. Clyne, T.W. & Prates, M., 1979, “Mathematical Model for the Unidirectional Solidification of Metals II : Massive Molds”, Metallurgical Transactions, v.108, pp.85-92.
- Hawkins, D. T. & Hultheren, A., 1973 “Diagrams of Binary Alloys Systems”, In: Metals Handbook / Metallography, Structure and Phase Diagrams, Vol.8, American Society for Metals (ASM)/ ASM Handbook Committee, pp. 264-265.
- Osório, W.R.R., 2000 “Correlação entre Microestrutura, Parâmetros Térmicos de Solidificação e Propriedades Mecânicas, Tese de Mestrado, Universidade Estadual de Campinas / UNICAMP/FEM/DEMA, Campinas, SP, Brasil, 171p.
- Osório, W.R.R.; et alii.; 1998, “Estrutura Dendrítica e Parâmetros Térmicos na Solidificação de Ligas de Zn-Al”; Anais do 13º Congresso Brasileiro de Engenharia e Ciência dos Materiais, Curitiba.
- Osório, W.R.R.; et alii.; 2000, “Determinação das Propriedades Mecânicas como Função do Espaçamento Dendrítico em Ligas Zn-Al, Solidificadas Unidirecionalmente”; Submetido ao 55º Congresso da Associação Brasileira de Metais/ABM, Rio de Janeiro, RJ, Brasil.
- Prasad, B.K.; Patwardhan, A.K.; Yegneswaran, A.H., 1996, “Microstructure-Property Characterization of Some Zn-Al Alloys: Effects of Heat Treatment Parameters”, Zeitschrift für Metallkunde, V.12, pp. 967-971.
- Quaresma, J.M.V, 1999, “Correlação entre Condições de Solidificação, Microestrutura e Resistência Mecânica”, Tese de Doutorado, Universidade Estadual de Campinas/UNICAMP/FEM/DEMA, Campinas, SP, Brasil, 220p.
- Quaresma, J.M.V.; Santos, C.A.; Spim Jr., J.A. & Garcia, A., 1998, “Medidas dos Coeficientes de Transferência de Calor Metal/Molde na Solidificação de Metais e Ligas”, Anais do VII Congresso Brasileiro de Engenharia e Ciências Térmicas -ENCIT, v. 1, pp. 615-620.
- Quaresma, J.M.V.; Santos, C.A.; Spim Jr., J.A. & Garcia, A., 1998, “Transferência de Calor na Interface Metal/Molde na Fundição de Metais”, Anais do V Congresso Brasileiro de Engenharia Mecânica Norte-Nordeste- V CEM-NNE 98, v. IV, pp.9-16.
- Santos, C. A., 1997, “Influências das Taxas Direcionais de Resfriamento na Evolução da Solidificação em Sistemas Metal/Molde”, Tese de Mestrado, Universidade Estadual de Campinas/UNICAMP-FEM-DEMA, Campinas, SP, Brasil.

AGRADECIMENTOS

Os autores agradecem à CAPES, ao PICD/CNPq-UFGA, à FAEP-UNICAMP e à FAPESP pelos apoios técnicos e financeiro para realização do presente trabalho.

$$\lambda_2 = 2\pi g_2 \left[\frac{4\sigma_{SL}}{C_0(1-k_0)^2 L} \left(\frac{D_{L,S}}{V_{L,S}} \right)^2 \right]^{\frac{1}{3}} \quad (6)$$

onde:

σ_{SL} = energia livre de superfície [J / m²];

C_0 = composição da liga em estudo [%];

k_0 = coeficiente de partição de soluto [-];

L = calor latente de fusão do material [J / kg];

$D_{L,S}$ = difusividade térmica do soluto no líquido ou sólido [m² / s];

$V_{L,S}$ = velocidade da isoterma liquidus ou solidus [mm/s].

Na Figura 5 é mostrada a relação experimental entre os valores de espaçamentos dendríticos secundários (EDS) das liga ZA3 e ZA4, em função da distância relativa à interface metal/molde. Pode-se notar que, para as posições iniciais, os valores de EDS para as duas composições químicas são muito próximos, com valores pouco menores para a liga Zn-4%Al, fruto da maior velocidade da isoterma liquidus e do maior coeficiente h_i que a mesma apresenta nos instantes iniciais (Quaresma, 1999 ,Osório et alii, 2000).

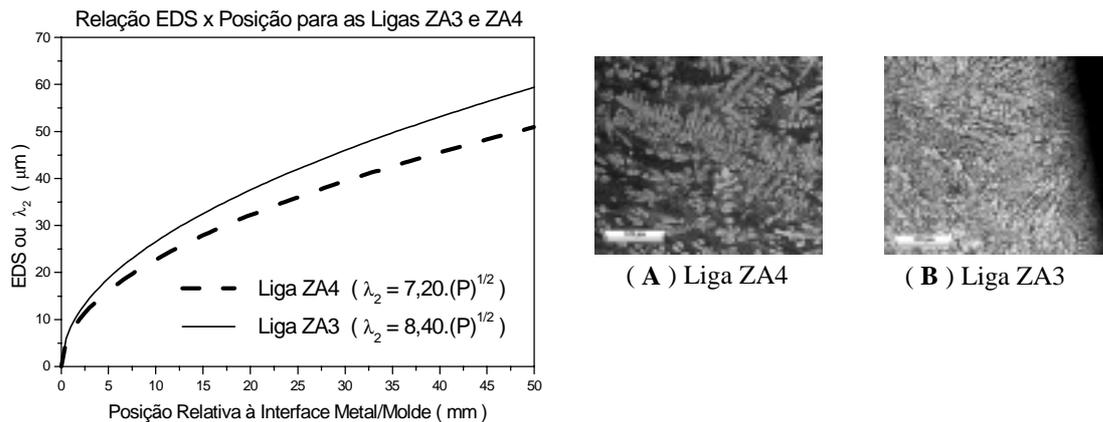


Figura 5 - Comparação entre as equações experimentais de λ_2 em função da Posição para as ligas ZA3 e ZA4 e respectivas micrografias das ligas ZA4 (A) e ZA3 (B) à 1mm da interface metal/molde (Reagente de Palmerston).

5. CONCLUSÕES

5.1 – Das análises das microestruturas das ligas estudadas, possibilitou revelar que os espaçamentos dendríticos secundários diminuem com o aumento do teor de soluto, como pode ser observado com o auxílio das equações experimentais obtidas ($\lambda_2 = f(\text{Posição})$);

5.2 – As velocidades experimentais, as quais são parâmetros dependentes dos coeficientes de transferência de calor metal/molde (h_i), influem na formação e refino das microestruturas resultantes, pois para maiores velocidades associadas a maiores coeficientes de transferência de calor, tem-se microestruturas mais refinadas que refletem em melhorias nas propriedades mecânicas.

Na Figura 3 observa-se tanto o perfil, quanto as equações das velocidades das isothermas solidus e liquidus oriundas da derivação das equações da posição em função do tempo, mencionadas anteriormente.

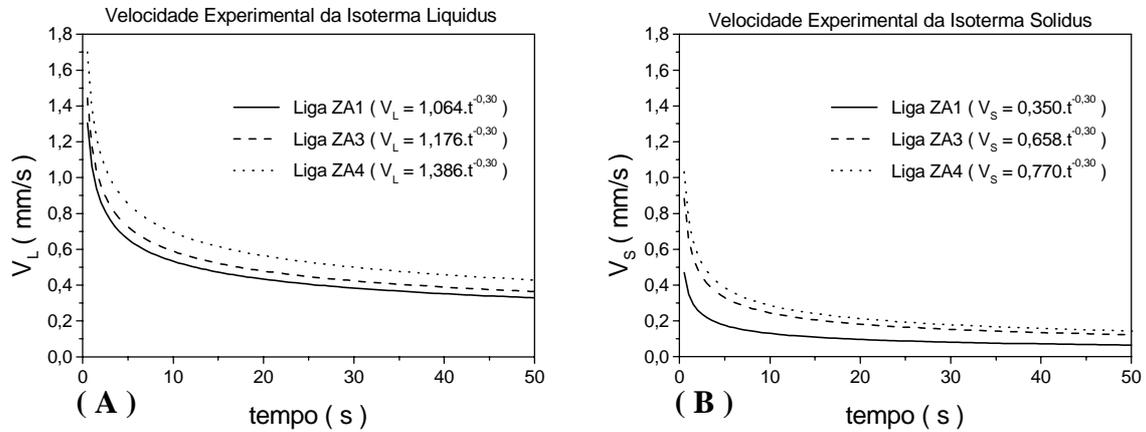


Figura 3 – Velocidade experimental da isoterma liquidus (A) e isoterma solidus (B) em função do tempo para ligas Zn-Al de diferentes teores de Alumínio.

As velocidades das isothermas também foram obtidas em função das posições em estudo, como pode ser visto na Figura 4 abaixo:

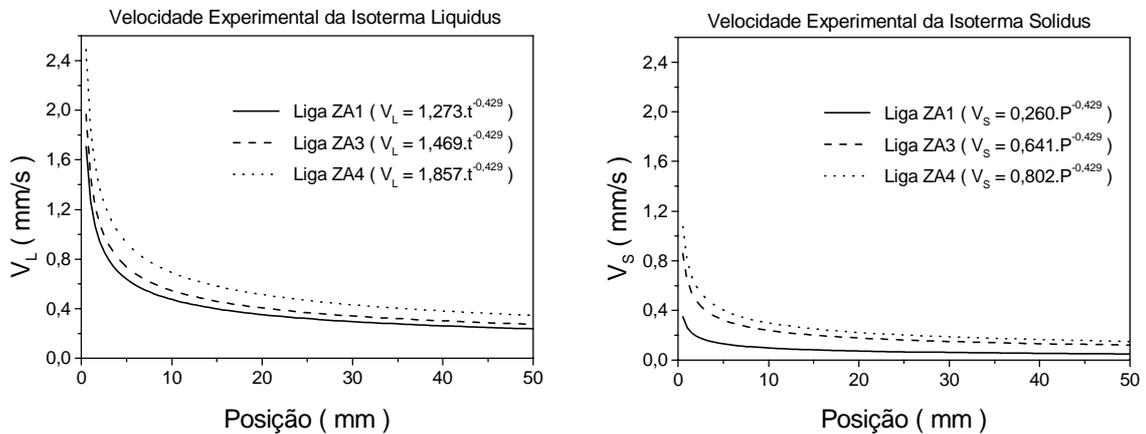


Figura 4 – Velocidade experimental da isoterma liquidus (A) e isoterma solidus (B) em função do tempo para ligas Zn-Al de diferentes teores de Alumínio.

A partir das expressões de $V = f(P)$, apresentadas na Figura 4, podem ser determinados valores teóricos dos espaçamentos dendríticos secundários (λ_2 ou EDS) ao aplicar-se a equação de Bouchard & Kirkaldy (1997). Esses autores sugerem um fator de calibração, g_2 , variando entre 4,0 e 11,0 na Equação (6).

A partir do lingote solidificado, foram extraídas amostras que devidamente preparadas e atacadas quimicamente, serviram para as análises metalográficas (Bailey et al,1971 ; Osório et alii, 1998) e execução das medidas dos espaçamentos dendríticos secundários ao longo da peça.

4. RESULTADOS E DISCUSSÕES

Para as determinações experimentais das velocidades das isothermas solidus e liquidus, primeiramente foi necessário conhecer os tempos de passagem das isothermas solidus e liquidus nas posições monitoradas, conforme Figura 2.

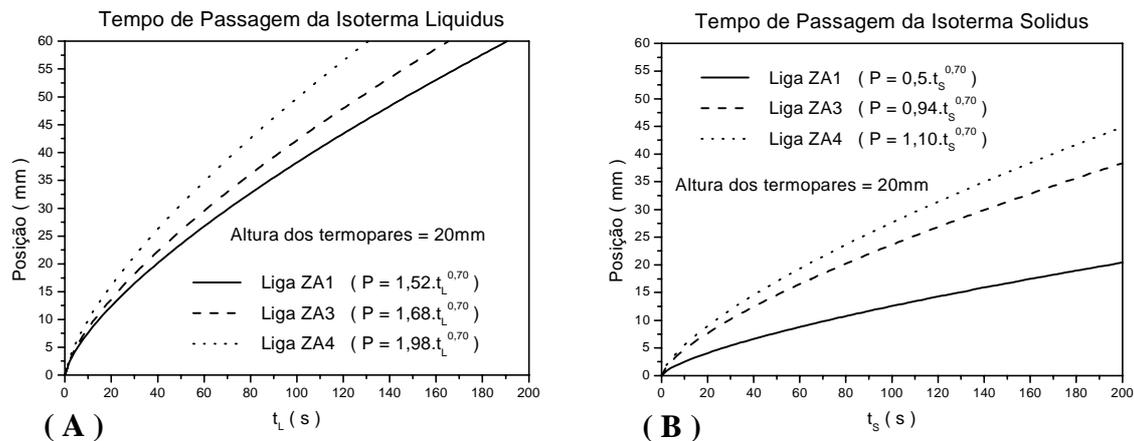


Figura 2 - Tempo de passagem da isoterma liquidus (A) e isoterma solidus (B) em função da posição para ligas Zn-Al de diferentes teores de Alumínio.

Obteve-se leis que permitem a estimativa dos tempos de passagem das isothermas para as ligas estudadas, em função das posições estudadas. Essas leis são representadas por equações no formato exponencial, do tipo :

$$P = C \cdot (t_{S:L})^n \quad (4)$$

onde: P = posição específica em estudo [mm];
 C = valor constante para cada liga, resultante de coeficientes da equação;
 $t_{S:L}$ = tempo de passagem da isoterma liquidus ou solidus numa posição [s];
 n = expoente com valor sempre menor que 1.

As equações experimentais de $P = f (t)$, foram derivadas em função do tempo, obtendo-se as velocidades experimentais das isothermas solidus e liquidus :

$$V_{S:L} = C \cdot (t)^{-n} \quad (5)$$

onde: $V_{S:L}$ = velocidade da isoterma característica [mm/s];
 C = valor constante para cada liga, resultante de coeficientes da equação;
 t = tempo de passagem da isoterma característica numa posição [s];
 n = expoente com valor sempre negativo.

As Equações (2) e (3), possibilitam a análise da dependência dos parâmetros, V e G , em função das propriedades termofísicas do metal e molde, da temperatura de vazamento e do coeficiente de transferência de calor na interface Metal/Molde (h_i), que também é dependente das propriedades termofísicas Metal/Molde e das condições operacionais. Esse coeficiente é variável na maioria das situações práticas, durante o processo de solidificação e determinado experimentalmente (Santos, 1997 ; Quaresma,1999, Osório,2000).

3. MATERIAIS E MÉTODOS

Para a realização dos experimentos, foi necessário o desenvolvimento e a utilização de um aparato esquematizado na Figura 1, constituído em um molde de geometria regular, onde uma das paredes é confeccionada em aço carbono, material condutor que funciona como um absorvedor da carga térmica do sistema. As outras paredes são compostas de um material isolante (cerâmico à base de sílica), proporcionando assim um fluxo de calor unidimensional, ou melhor, uma solidificação unidirecional do metal fundido.

Através de termopares estrategicamente posicionados, monitorou-se toda a evolução do processo, obtendo curvas do tipo temperatura - tempo, as quais serviram para a determinação do tempo de passagem das isoterms características nas posições monitoradas. As ligas foram fundidas em cadinhos de carbetos de silício, revestidos internamente por uma massa refratária, sílica-aluminosa, para evitar qualquer tipo de contaminação que eventualmente pudesse afetar nas composições das ligas e talvez até mesmo nos resultados dos estudos pretendidos. As evoluções térmicas dos experimentos foram monitorizadas por um conjunto de termopares, tipo K e J, conectados a um registrador de dados digital, da ALMEMO/AHLBORN 2290-8, que armazenou todos os dados térmicos dos experimentos realizados e depois importados para um aplicativo gráfico para leitura e interpretação.

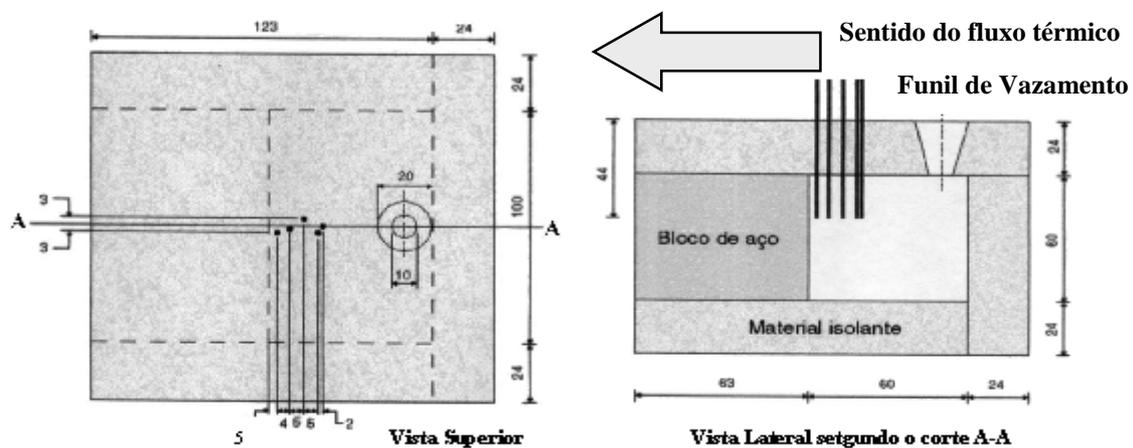


Figura 1 - Representação esquemática do aparato experimental para obtenção do histórico térmico das ligas solidificadas.

No instante iminente ao vazamento das ligas, foi adotado um superaquecimento na ordem de 10% acima da temperatura liquidus de cada liga, foi também verificado se o molde estava a temperatura ambiente e apresentando as paredes em condições de emissividade semelhantes a todos os outros vazamentos. Isso faz parte de uma sistemática que permite repetibilidade dos fenômenos estudados.

diretamente na microsegregação e na ancoragem de inclusões, modificando as propriedades mecânicas do material (Quaresma, 1999; Osório, 2000). Estabelecer uma relação que possibilite uma programação da microestrutura e das propriedades mecânicas que sejam equivalentes àquelas obtidas por outros processos, também acarretará em uma redução parcial ou total de outros processos que geralmente elevam o custo final de um produto, o que é indesejável, principalmente perante a atual conjuntura econômica e competitividade imposta pelo processo evolutivo da globalização.

O interesse no estudo das ligas do sistema bimetálico, Zinco-Alumínio, está na boa resistência à abrasão, resistência à corrosão, boa fundibilidade, apresentando baixo ponto de fusão, que leva a um baixo custo no processo de fundição (Prasad et alii,1996). Nos processos de fundição dessas ligas, permite-se processar geometrias complexas com boa precisão dimensional, reduzindo ou eliminando totalmente as operações de usinagem, como é o caso de fundição sobre pressão, resultando num método economicamente atrativo de produção de uma variedade de componentes (Birch,1990).

2. PARÂMETROS TÉRMICOS E CONDIÇÕES DE SOLIDIFICAÇÃO

Na literatura apresenta-se diversos trabalhos (Tunca et al,1988; Bouchard et al,1997; Quaresma et alii,1998; Osório et alii, 1998) que têm a relação entre, ora microestrutura, ora as propriedades mecânicas com as condições de resfriamento impostas aos sistemas de solidificação de metais e ligas, ou mais especificadamente com as taxas de resfriamento, que dependem de parâmetros térmicos, que por sua vez estão relacionados com parâmetros operacionais. A taxa de resfriamento na interface sólido/líquido ou zona pastosa/líquido pode ser determinada pela Equação (1), dada por:

$$\dot{T} = G.V \quad (1)$$

Nessa equação percebe-se a dependência direta da taxa de resfriamento em relação a taxa de crescimento (V) e o gradiente térmico (G), que influenciam na microestrutura final do produto, no controle da microsegregação e também na melhoria da qualidade interna do material. A velocidade de deslocamento da interface pode após utilização de artifícios e rearranjos matemáticos (Garcia et alii, 1979; Quaresma,1999), ser expressa por:

$$V = (2.\alpha.S + \beta)^{-1} \quad (2)$$

Por sua vez, o gradiente térmico pode ser expresso pela equação:

$$G = \frac{(T_V - T_L).m.\phi_2}{\sqrt{\pi}.[1 - \text{erf}(m.\phi_2)]\exp(m^2.\phi_2^2)}.4.\alpha.V \quad (3)$$

onde : α = constante particular do modelo que depende das propriedades termofísicas do metal/molde e temperatura de vazamento [];

S = caracteriza o deslocamento da isoterma característica [m];

β = constante também particular do modelo, dependente do coeficiente (h_i) [];

T_V = temperatura de vazamento do metal [K];

T_L = temperatura liquidus do metal [K];

m = constante do material [];e

ϕ_2 = constante de solidificação [].

DETERMINAÇÃO ANÁLITICA E EXPERIMENTAL DOS PARÂMETROS TÉRMICOS NA SOLIDIFICAÇÃO DE LIGAS ZN-AL, NO INTUITO DE MELHORIAS DAS PROPRIEDADES MECÂNICAS

Wislei Riuper Ramos Osório
Carlos Alexandre dos Santos
José Maria do Vale Quaresma
Amauri Garcia

Universidade Estadual de Campinas / UNICAMP, Faculdade de Engenharia Mecânica,
Departamento de Materiais, 13970-, Campinas, SP, Brasil. E-mail: wislei@fem.unicamp.br

Resumo

A literatura apresenta um vasto conjunto de trabalhos experimentais abordando a solidificação e a correspondente microestrutura formada para uma série de ligas de importância para a tecnologia de fundição. Entretanto verificou-se que algumas ligas do sistema Zn-Al, também de importância para a indústria de fundição, não têm sido investigadas no que diz respeito à dependência de sua formação microestrutural com as condições de solidificação. O objetivo nesse trabalho foi correlacionar parâmetros térmicos da cinética de solidificação, tais como taxa de resfriamento e coeficiente de transferência de calor, com a microestrutura resultante, obtida na solidificação unidirecional das ligas Zn-1%Al, Zn-3%Al e Zn-4%Al, em molde de aço. Essa correlação permite uma previsão dos parâmetros dendríticos e do nível de resistência mecânica, em função do controle das variáveis de solidificação impostas pelo sistema metal/molde.

Palavras Chave: Parâmetros Térmicos da Solidificação, Microestrutura e Liga Zinco-Alumínio.

1. INTRODUÇÃO

Dependendo do modo ao qual se arranja os átomos, pode-se obter uma diversidade de estruturas. Na solidificação, entende-se esse arranjo atômico, como sendo os parâmetros operacionais e térmicos, influenciando na formação da estrutura resultante. Como parâmetros operacionais, cita-se a temperatura de vazamento, material do molde e os coeficientes de transferência de calor na interface metal/molde e molde/ambiente (Santos, 1997; Quaresma, 1999 ; Osório, 2000). Como tradutores dos parâmetros térmicos, cita-se a velocidade de solidificação, gradiente térmico e taxa local de resfriamento. Esse último pode ser correlacionado com a velocidade de deslocamento de isoterms características e gradientes térmicos que estão diretamente relacionados com os parâmetros operacionais (Garcia et alii,1979; Osório,2000). Uma vez observada essa estreita correlação entre o comportamento térmico do sistema metal/molde e a estrutura resultante, particularmente o tamanho de grão e espaçamentos interdendríticos, poder-se-á programar as propriedades mecânicas do material, em função das condições de solidificação impostas, dependendo do nível de resistência mecânica a que se pretenda alcançar. No que diz respeito às características estruturais, os espaçamentos interdendríticos têm maior nível de suscetibilidade às alterações nas taxa de resfriamento que o tamanho de grão. Este segundo é muito mais dependente do histórico térmico do metal, ou seja, da presença ou não de refinadores de grão no banho líquido, do superaquecimento, dentre outros fatores. Contudo, analisando de maneira mais microscópica, nota-se que os espaçamentos interdendríticos, têm maior influência sobre as propriedades mecânicas que o tamanho de grão. Os espaçamentos interdendríticos formados, afetam

DETERMINAÇÃO DO COEFICIENTE APARENTE DE DIFUSÃO DO HIDROGÊNIO NA LIGA AMORFA $Zr_{25}Ni_{45}V_{30}$

Sydney Ferreira Santos*

Tomaz Toshimi Ishikawa

Universidade Federal de São Carlos, Centro de Ciências Exatas e de Tecnologia, Departamento de Engenharia de Materiais, 13565-905, São Carlos, SP, Brasil. *E-mail: psfs@iris.ufscar.br

Resumo

No presente trabalho, o coeficiente aparente de difusão do hidrogênio na liga amorfa $Zr_{25}Ni_{45}V_{30}$ (% at.) é determinado por extração a quente, através de um determinador comercial de hidrogênio. A liga amorfa utilizada neste trabalho foi processada pela técnica de solidificação rápida, utilizando-se um equipamento de *melt-spinning*. Esta liga possui a forma de uma tira estreita. Após processada, essa tira foi caracterizada por difratometria de raios-X (XDR), para confirmação de seu estado amorfo. Em seguida, as amostras dessa liga foram carregadas galvanostaticamente com hidrogênio, numa célula eletrolítica. Essas amostras foram então analisadas utilizando-se um determinador comercial de hidrogênio. Este equipamento extrai o hidrogênio contido nas amostras através do aquecimento das mesmas. Os gases extraídos das amostras são conduzidos por um fluxo de um gás portador (N_2) até a célula de detecção do equipamento, que registra a saída de hidrogênio das amostras na forma de curvas de sinal relativo versus tempo. A partir dessas curvas e utilizando-se um modelo matemático adequado, calcula-se o coeficiente aparente de difusão do hidrogênio nas amostras.

Palavras-chave: Metais amorfos, difusão do hidrogênio, solidificação rápida, gases em metais.

1. INTRODUÇÃO

A pesquisa sobre as ligas amorfas se desenvolveu quando Duwez e seu grupo, do California Institute of Technology, processaram, pela primeira vez, uma liga amorfa por solidificação rápida, em 1960. A partir de então, um grande número de pesquisas sobre rotas de processamento, estrutura, propriedades (magnéticas, físicas, eletroquímicas, etc) e aplicações das ligas amorfas tem sido realizadas (Cahn & Greer, 1996).

Neste contexto, o estudo sobre o hidrogênio em ligas amorfas tem sido alvo de grande interesse, tanto científico quanto tecnológico. O interesse científico concentra-se em estudar a natureza da interação do hidrogênio com uma matriz metálica amorfa (Kirchheim *et al.*, 1982a) e utilizar-se o hidrogênio como uma sonda para a análise de mudanças estruturais nessas ligas (Santos & Miranda, 1998). As aplicações do sistema liga amorfa - hidrogênio concentram-se nas suas aplicações potenciais em catálise heterogênea, eletrodos de baterias recarregáveis, armazenagem e purificação de hidrogênio, dentre outras (Hashimoto, 1997 e Züttel *et al.* 1998).

A escolha de uma liga amorfa do sistema ZrNiV deve-se às boas propriedades de absorção / dessorção de hidrogênio obtidas em ligas policristalinas deste sistema (Züttel *et al.*, 1994 e Yang *et al.*, 1999).

Sendo assim, tem-se como objetivo deste trabalho determinar o coeficiente aparente de difusão (D) do hidrogênio na liga amorfa $Zr_{25}Ni_{45}V_{30}$ (% at), pois este é um importante parâmetro cinético da reação entre o hidrogênio e o metal (ou liga metálica).

2. MODELO MATEMÁTICO

A difusão do hidrogênio através de uma tira de liga amorfa pode ser descrita a partir de uma solução particular da 2ª lei de Fick unidimensional:

$$\partial C / \partial t = D \partial^2 C / \partial x^2 \quad (1)$$

onde C é a concentração do hidrogênio, D o seu coeficiente de difusão, x uma coordenada cartesiana e t o tempo.

Para o processo de dessorção de hidrogênio utilizando-se um determinador comercial de hidrogênio são aplicáveis as seguintes condições iniciais e de contorno (Jost, 1960):

$$\begin{aligned} C &= C_0, \text{ para } 0 < x < h, t = 0 \\ C &= 0, \text{ para } x = 0 \text{ e } x = h, t > 0 \end{aligned} \quad (2)$$

onde C_0 é a concentração inicial de hidrogênio e h a espessura da tira de liga amorfa.

Aplicando-se as condições iniciais e de contorno (2) na equação diferencial (1) obtemos a seguinte equação, dada pela referência anterior.

$$[C_0 - C(t)] / C_0 = (8/\pi^2) \cdot \exp(-\pi^2 \cdot D \cdot t / h^2) \quad (3)$$

onde C(t) é a quantidade total de hidrogênio que sai da tira metálica até um tempo t.

Linearizando-se a equação (3), pode-se obter o coeficiente de difusão do hidrogênio na tira de liga amorfa desde que se conheça a sua concentração inicial e a espessura da amostra metálica.

3. PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

A liga amorfa $Zr_{25}Ni_{45}V_{30}$ foi processada por solidificação rápida através de um equipamento de *melt-spinnig*, obtendo-se tiras estreitas de $35\mu\text{m}$ de espessura e, aproximadamente, $1,5\text{mm}$ de largura. Essas tiras foram caracterizadas por difratometria de raios – X (XDR) para se confirmar o seu estado amorfo. O resultado desta análise é mostrado na figura 1.

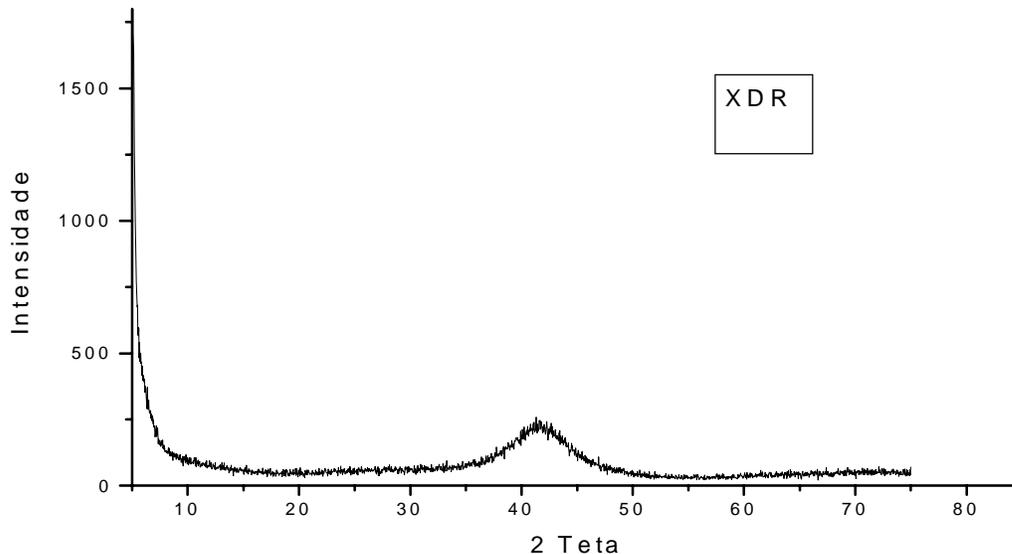


Figura 1. Análise de DRX da liga $Zr_{25}Ni_{45}V_{30}$ processada por melt-spinning. O estado amorfo da amostra é caracterizado pela ausência de picos, característicos da estrutura cristalina.

As tiras da liga estudada foram cortadas em pequenas amostras. Essas amostras tiveram sua superfície limpa com acetona P.A. em um vibrador ultra-sônico e foram carregadas galvanostaticamente com hidrogênio, proveniente do eletrólito (0,1 N de NaOH), numa célula eletroquímica.

As amostras dopadas com hidrogênio foram analisadas num determinador comercial de hidrogênio modelo RH-402, da empresa LECO Corporation. Neste equipamento, o hidrogênio é extraído da amostra por aquecimento. Este sistema consiste de um uma bobina de indução, um cadinho de grafite contendo a amostra, sendo este envolto por um tubo de quartzo. Um fluxo contínuo de gás N_2 assegura que todo o átomo de hidrogênio que chegue a superfície da amostra seja arrastado imediatamente. Após a passagem por vários filtros, para a eliminação de outros gases, tem-se apenas um fluxo de hidrogênio (gás a ser analisado) e nitrogênio (gás de arraste). Esse fluxo é então conduzido a célula de termocondutividade do equipamento, que detecta a quantidade de hidrogênio extraída da amostra devido a diferença de termocondutividade entre o H_2 e o N_2 . O RH-402 fornece a quantidade total de hidrogênio da amostra e uma curva de sinal relativo (em milivolts) *versus* tempo, que é proporcional à taxa de saída do hidrogênio da amostra.

A quantidade total de hidrogênio que sai da amostra até um dado instante foi obtida através de uma relação entre a área sob a curva experimental até um instante t e a área total da curva, multiplicada pela concentração de hidrogênio:

$$C(t) = [A(t)/AT] \cdot C_0 \quad (4)$$

onde $A(t)$ é a área sob a curva experimental até um dado instante e AT a área total da curva.

Através das equações (3) e (4), foi obtido o coeficiente de difusão do hidrogênio na amostra.

O equipamento RH-402 permite que se selecione um percentual de sua potência total para realização dos ensaios. Porém, ele não nos dá a temperatura de operação seu do forno para uma dada potência selecionada. Devido a isso, foi necessário fazer-se a medida de temperatura na qual o coeficiente de difusão foi calculado inserindo-se um termopar tipo K no forno do equipamento. A ponta do termopar foi posicionada dentro do cadinho onde fica a amostra.

Selecionou-se a potência de 22,5% da potência total do equipamento. A figura 2 mostra a curva de temperatura *versus* tempo para esta potência.

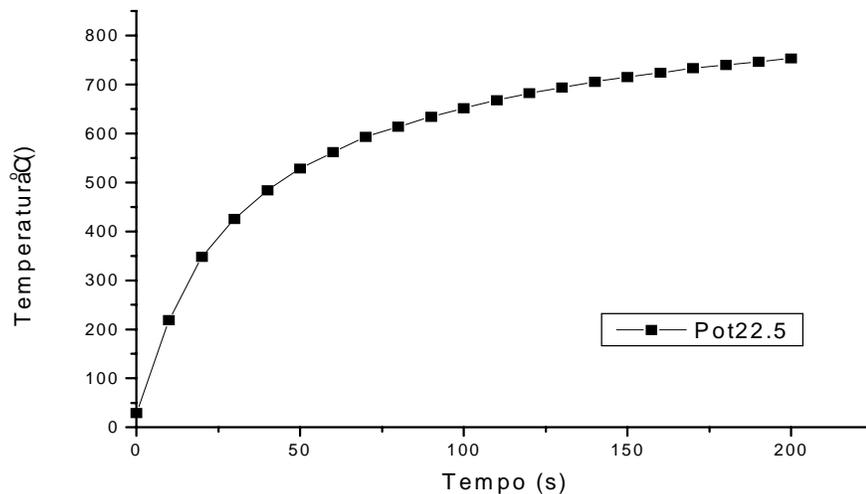


Figura 2: Medidas de temperatura no RH-402 na potência de 22,5% entre 0 e 200s.

Selecionou-se os intervalos de tempo de 80 a 100s em algumas curvas e 100 a 140s para outras, procurando-se sempre escolher um intervalo que fosse representativo do fenômeno de dessorção de hidrogênio da amostra, ou seja, que não esteja localizada nas extremidades da curva experimental. Além disso, selecionou-se intervalos onde haja pouca variação de temperatura. A tabela 1 mostra as temperaturas médias e os erros para esses intervalos de tempo.

Tabela 1. Temperatura, e erro, na potência de 22,5% para os dois intervalos de tempo utilizados no trabalho

Intervalo de tempo (s)	Temperatura média (°C)	Erro	Erro percentual
80 - 100	649,99	+32,33; -36,33	+4,7%; -5,59%
100 - 140	680,33	+25,33; -28,66	+3,59%; -4,21%

4. RESULTADOS E DISCUSSÃO

Pode-se observar uma curva experimental típica do RH-402, na figura 3. Esta curva mostra a variação do sinal relativo (em milivolts) na célula detectora de hidrogênio durante um ensaio da liga amorfa $Zr_{25}Ni_{45}V_{30}$ (%at.), na potência de 22,5%.

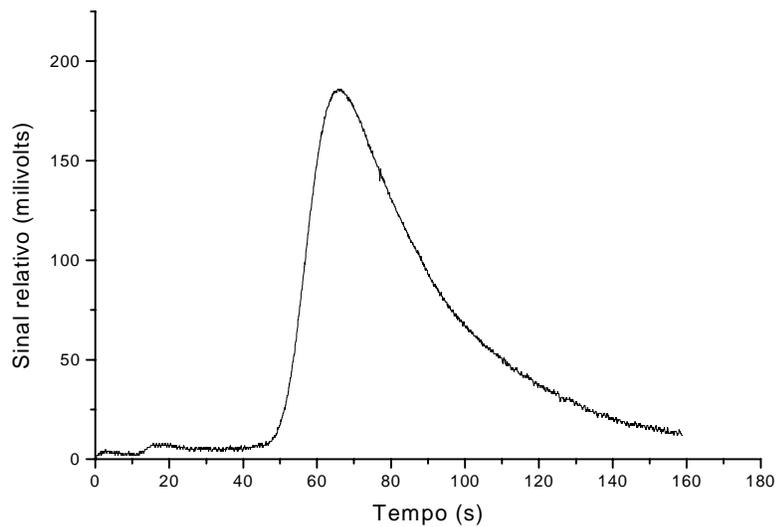


Figura 3. Curva experimental da análise de hidrogênio no RH-402 da liga $Zr_{25}Ni_{45}V_{30}$ na potência de 22,5%.

Pode-se observar, na figura 4, uma curva experimental típica da linearização da concentração relativa $[Co - C(t)] / Co$ em função do tempo (equação 3).

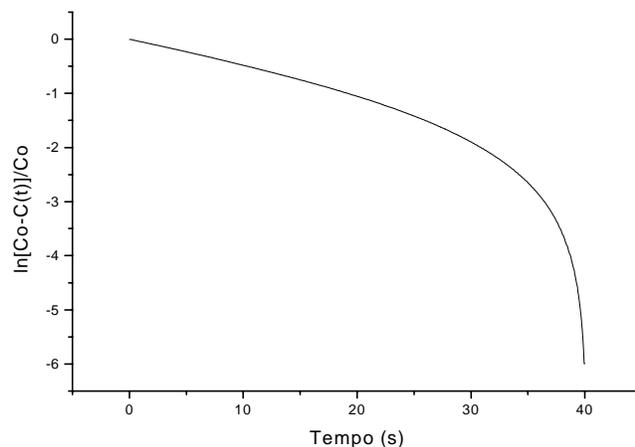


Figura 4. Curva experimental da concentração relativa *versus* tempo.

A figura 5 mostra a dependência do coeficiente de difusão do hidrogênio com a concentração do mesmo.

Já foi observado, por diversos autores, que há uma dependência entre o coeficiente de difusão do hidrogênio com a concentração do mesmo nas ligas amorfas. Isto não ocorre com as ligas policristalinas, onde o coeficiente de difusão do hidrogênio é independente da concentração. Essa dependência se deve ao espalhamento de energia dos sítios disponíveis para a ocupação pelo hidrogênio (Kirchheim, 1982b; Kim & Stevensen, 1988 e Lin & Perng, 1991).

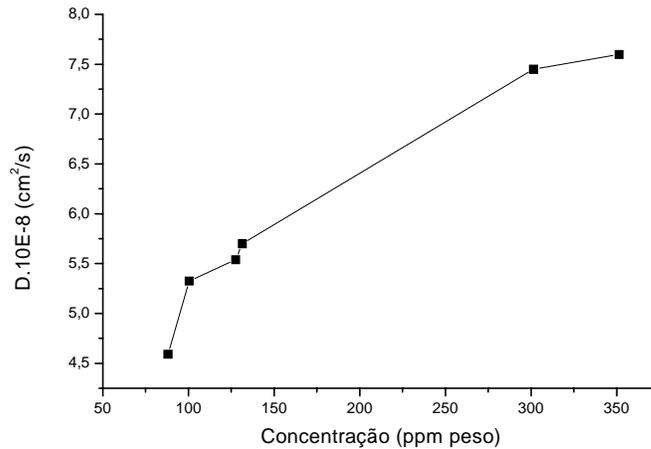


Figura 5. Variação do coeficiente de difusão do hidrogênio com a concentração na liga amorfa $Zr_{25}Ni_{45}V_{30}$ para $T = 680,33^{\circ}C$.

Os valores de concentrações médias, coeficientes de difusão médios, desvios padrão e coeficientes de difusão médios ponderados são mostrados na tabela 2.

Tabela 2. Valores de concentrações e coeficientes de difusão médios e a razão entre esses valores

Temperaturas médias ($^{\circ}C$)	Média das Concent. (Cmd) (ppm peso)	Média dos Coef. de difusão (D) ($10^{-8} \cdot cm^2/s$)	Desvios padrão de D	D ($\cdot 10^{-8} cm^2/s$) / Cmd
649,99	239,535	6,9525	0,494056	0,029025
680,33	183,4	6,034167	1,216585	0,032902

Apesar de, a primeira vista, os valores dos coeficientes de difusão do hidrogênio (D) nas amostras parecerem incoerente, pois a média de D a temperatura de $680,33^{\circ}C$ é menor que a de $649,99^{\circ}C$, deve-se notar que há uma sobreposição de efeitos pois a média das concentrações a $649,99^{\circ}C$ é maior que a $680,33^{\circ}C$. Devido a isso, optou-se por dividir os valores médios de D pelos valores das médias das concentrações. Com essa normalização, pode-se mostrar que a

aparente anomalia de se diminuir o coeficiente de difusão com o aumento da temperatura é causada pela diferença nas concentrações.

5. CONCLUSÕES

O presente trabalho teve êxito em determinar o coeficiente aparente de difusão do hidrogênio na liga amorfa $Zr_{25}Ni_{45}V_{30}$ utilizando um determinador de hidrogênio comercial, para duas temperatura na potência de 22,5%. Deve-se destacar que não existem dados disponíveis na literatura sobre o coeficiente aparente de difusão do hidrogênio nessa liga. Porém, necessita-se ainda de mais estudos sobre o coeficiente aparente de difusão do hidrogênio em outras temperaturas nesta liga para que se possa colocar esses valores na equação de Arrhenius afim de se determinar a energia de ativação para difusão e fator pré-exponencial.

Esta metodologia parece muito interessante e viável para o estudo do coeficiente de difusão do hidrogênio em outros sistemas amorfos, apesar de ainda serem necessários estudos complementares sobre a influência deste processo de determinação do coeficiente de difusão na estrutura dessas ligas.

6. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- Cahn, R.W. and Greer, A.L., 1996, “Metastable States of Alloys”. in: Cahn, R.W. and Haasen, P. Eds. Physical Metallurgy, 4th ed., Elsevier BV.
- Hashimoto, K., 1997, “Recent Advances in the Catalytic Properties of Metastable Materials”, Materials Science and Engineering A226-228, pp. 891-899.
- Jost, W., 1960, “Diffusion in Solids, Liquids and Gases”, New York, Academic Press, 558p.
- Kim, J.J. and Stevensen, D.A., 1988, “Hydrogen Permeation Studies of Amorphous and Crystallized Ni-Ti Alloys”, Journal of Non-Crystalline Solids 101, pp. 187-197.
- Kirchheim, R., Sommer, F. and Schluckebier, G., 1982a, “Hydrogen in Amorphous Metals – I, Acta metall. Vol.30, pp.1059-1068.
- Kirchheim, R., 1982, “Solubility, Diffusivity and Trapping of Hydrogen in Dilute Alloys, Deformed and Amorphous Metals – II, Acta metall. Vol.30, pp.1069-1078.
- Lin, J.J. and Perng, T.P., 1991, “Concentration Dependence of Hydrogen Diffusivity in Amorphous $Fe_{40}Ni_{38}Mo_4B_{18}$ Alloy”, Acta metall. e mater. Vol.39, N^o6, pp.1101-1109.
- Santos, D.S. and Miranda, P.E.V., 1998, “The Use of Electrochemical Hydrogen Permeation Techniques to Detect Hydride Phase Separation in Amorphous Metallic Alloys”, Journal of Non-Crystalline Solids, 232-234, pp. 133-139.
- Yang, X.G., Zhang, W.K., Lei, Y.Q. and Wang, Q.D., 1999, “Electrochemical Properties of Zr-V-Ni System Hydrogen Storage Alloys”, Journal of the Electrochemical Society, 146 (4), pp.1245-1250.
- Zuttel, A *et al.*, 1998, “Bulk and Surface Properties of Crystalline and Amorphous $Zr_{36}(V_{0,33}Ni_{0,66})_{64}$ Alloy as Active Electrode Material”. Journal of Alloys and Compounds 266, pp. 321-326.
- Zuttel, A., Meli, F. and Schlapbach, L., 1994, “Electrochemical and Surface Properties of $Zr(V_xNi_{1-x})$ Alloys as Hydrogen-Absorbing Electrodes in Alkaline Electrolyte”, Journal of Alloys and Compounds, 203, pp. 235-241.

AVALIAÇÃO DAS PROPRIEDADES MECÂNICAS DA LIGA Ti-13Nb-13Zr À TEMPERATURAS CRIOGÊNICAS

Sandra Giacomini Schneider

Carlos Angelo Nunes

Sergio Schneider

Faculdade de Engenharia Química de Lorena, Departamento de Engenharia de Materiais,
Caixa Postal 116, 12600-000, Lorena, SP, Brasil, E-mail: sandra@dta.fauenquil.br

Resumo

A liga Ti-13Nb-13Zr foi produzida via fusão a arco sob atmosfera de argônio a partir de chapas de Ti, Nb e Zr de alta pureza. A liga produzida foi submetida a uma seqüência de tratamentos térmicos (1000°C por 1h + resfriamento em água) e forjamento rotativo a frio impondo redução de área de 60%. Nesse trabalho serão avaliadas as propriedades mecânicas dessa liga nas temperaturas do nitrogênio líquido (77 K) e ambiente através de ensaio de tração uniaxial. O objetivo principal é determinar as seguintes propriedades mecânicas: limite de resistência, limite de escoamento, módulo de elasticidade e alongamento na ruptura. Essas propriedades são, normalmente, fortemente dependentes da temperatura, onde materiais que exibem boa resistência mecânica aliada à tenacidade constituem grande vantagem para aplicação como material estrutural em baixas temperaturas. Os aspectos mecânicos podem definir a viabilidade quanto a possibilidade de sua aplicação em ambientes criogênicos onde podemos citar: componentes e acessórios de criostatos, suportes de magnetos supercondutores, dentre outros.

Palavras-chaves: Propriedades mecânicas, liga de titânio, temperaturas criogênicas.

INTRODUÇÃO

Devido à possibilidade de uma combinação favorável entre propriedades mecânicas e físicas, o titânio e suas ligas vêm sendo muito utilizados nas mais variadas áreas: indústria aeronáutica e aeroespacial, indústria naval, em aplicações criogênicas diversas e até mesmo como material para implante cirúrgico. O uso do titânio e suas ligas para aplicações como material cirúrgico começou a ser difundido no início da década de 70 (Wang, 1996).

Além da alta razão resistência por densidade, as ligas de titânio apresentam características de serem não magnéticas. Possuem maior resistividade elétrica e menor condutividade térmica que o aço inox austenítico. Geralmente, todas essas propriedades são favoráveis em aplicações como material estrutural em ambientes criogênicos. Dentre as ligas de titânio as que mais se destacam para essas condições são Ti-6Al-4V e Ti-5Al-2,5Sn (Donachie Jr, 1988; Nagai et al, 1985; Nagai et al, 1991, Priddey, 1985).

As ligas de Ti podem ser classificadas como α , próximo- α , $\alpha+\beta$, e β (estável e metaestável) dependendo da microestrutura na temperatura ambiente.

As características mecânicas encontram-se relacionadas à microestrutura da liga, a Ti-5Al-2,5Sn é uma liga do tipo α enquanto que a Ti-6Al-4V é do tipo $\alpha+\beta$, sendo que essa apresenta tanto o limite de escoamento quanto o limite de resistência superiores àquela. As

ligas Ti- β além de apresentarem alta resistência, boa plasticidade, alta temperabilidade, podem combinar baixo módulo de elasticidade com alta resistência a corrosão. Dentre elas destaca-se a Ti-13Nb-13Zr liga inicialmente desenvolvida visando a aplicação cirúrgica.

As propriedades supercondutoras de ligas do sistema Ti-Nb-Zr foram estudadas inicialmente por Alekseyevskiy N. Ye., Ivanov O.S., Rayevskiy I. I. and Stepanov M. V. abordando principalmente a influência dos componentes Ti e Zr na densidade de corrente crítica J_c (Alekseyevskiy et al, 1967).

As pesquisas sobre a liga Ti-13Nb-13Zr mostram que suas propriedades podem ser controladas através de deformação a quente, tratamentos térmicos e deformação a frio. O seu módulo de elasticidade a temperatura ambiente, por exemplo, pode variar entre 41 e 83 GPa e valores de resistência tão altos quanto 1330 MPa podem ser obtidos (Schneider et al, 1999). Considerando a potencialidade da liga Ti-13Nb-13Zr, devido às suas características, a temperatura ambiente e possuindo os requisitos necessários e favoráveis a uma maior investigação quanto a sua aplicação em ambientes criogênicos, este trabalho tem por objetivo avaliar as propriedades mecânicas, através de ensaios de tração, tanto a temperatura ambiente quanto a baixa temperatura (77 K). Estes resultados serão usados como parâmetros preliminares na caracterização dessa liga para essas condições específicas.

MATERIAIS E MÉTODOS

A liga Ti-13Nb-13Zr foi produzida em forno a arco com eletrodo não consumível em atmosfera de argônio. Como material de partida foram utilizadas chapas de Ti, Nb e Zr de alta pureza. As chapas, de espessura 2-3 mm, foram cortadas, decapadas (HF e HNO₃) e posteriormente pesadas nas proporções adequadas à obtenção de um lingote de aproximadamente 120,0 g.

A fusão da liga Ti-13Nb-13Zr foi realizada em duas etapas e para cada uma foram necessárias 6-7 fusões para garantir a homogeneidade. Na primeira etapa, com a finalidade de reduzir o ponto de fusão do Nb (2500°C), utilizou-se todo Nb e uma quantidade de Ti suficiente para obtenção de uma liga rica em Ti. Na segunda etapa foram acrescentados à liga Ti-Nb o restante do material (Ti e Zr) para a fusão da liga Ti-13Nb-13Zr. O lingote final de massa 120,0 g e forma aproximadamente cilíndrica ($\phi_{\text{médio}} \approx 15,0$ mm) foi submetido ao forjamento a frio, em forja rotativa, até um diâmetro final de 7,1 mm. Foram realizados tratamentos térmicos intermediários sempre que a redução de área atingia 60%, consistindo em manter o material a 1000°C por 1h e resfriando-o bruscamente em água rompendo a cápsula de quartzo (Schneider et al, 1999). A caracterização mecânica foi realizada em uma máquina de ensaios mecânicos com atuador servo-hidráulico da MTS. Os corpos de prova para o ensaio de tração foram usinados seguindo as dimensões mostradas na figura 1, de acordo com a norma ASTM-E8.

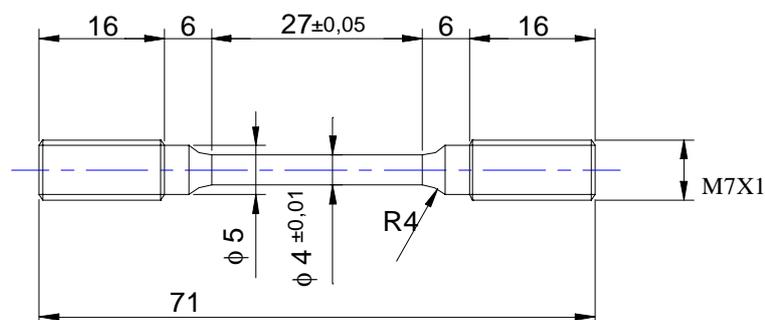


Figura 1 – Corpo de prova para ensaios de tração.

Os ensaios foram realizados nas temperaturas ambiente (293 K) e do nitrogênio líquido (77 K). Sendo que para os ensaios a baixa temperatura foi necessário desenvolvimento de um dispositivo que permitisse realizar os ensaios com corpo de prova imerso em um banho de nitrogênio líquido. É importante observar que tal dispositivo é provido de duas articulações fixas nas extremidades do corpo de prova mantendo o seu alinhamento com a direção de aplicação da carga, conforme mostra a figura 2.

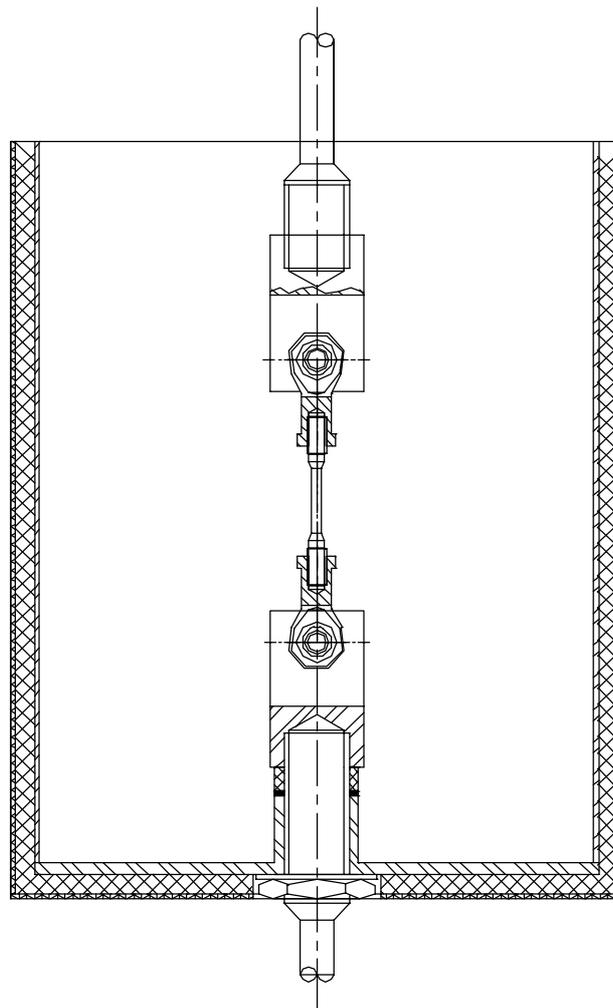


Figura 2 – Dispositivo desenvolvido para realização dos ensaios a baixa temperatura (293K).

Durante os ensaios foram utilizados extensômetros para aquisição dos dados de deformação. O modelo MTS 632.11F21, que admite deformação de até $\pm 15\%$, foi o utilizado para nos ensaios em baixas temperaturas. Para temperatura ambiente foi utilizado o modelo MTS 634.12F21 com limites de deformação de -10 a $+50\%$. Ambos possuem especificação adequada para as condições de temperaturas estudadas.

RESULTADOS

Foram ensaiados três corpos de prova para cada condição, temperaturas ambiente e do nitrogênio líquido, e os resultados obtidos foram reprodutivos. A figura 3 mostra as curvas de tensão x deformação dos ensaios de tração de dois dos corpos de prova que representam cada condição.

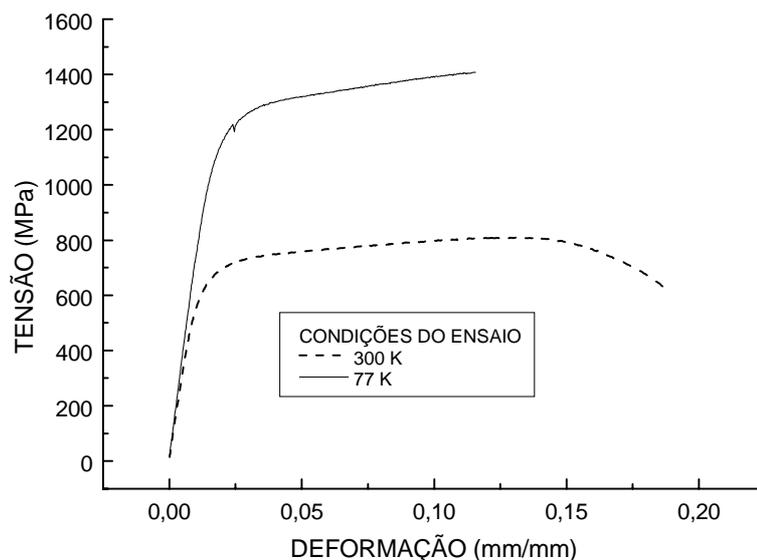


Figura 3 – Gráfico comparativo das curvas de tensão x deformação da liga Ti-13Nb-13Zr nas temperaturas ambiente e 77 K.

Na Tabela 1 encontram-se os principais resultados obtidos nestes ensaios e também aqueles da literatura para auxiliar na interpretação dos mesmos.

Tabela 1 – Propriedades mecânicas de ligas de titânio

Liga	Temperatura (K)	Limite convencional de escoamento (0,2%) (MPa)	Limite de resistência (MPa)	Módulo de elasticidade (GPa)	Alongamento percentual (%)
Ti-6Al-4V *	293	890	986	108,6	12,1
	77	1433	1534	120,4	11,4
Ti-5Al-2,5Sn*	297	795	850	105	16
	77	1300	1370	120	14
Ti-13Nb-13Zr	293	600	810	60,9	14
	77	1046	1406	74,4	11,5

* Dados contidos na literatura, referências 2 e 5

As figuras 4 e 5 exemplificam os principais mecanismos responsáveis pela fratura em condições de tração nas temperaturas 293 e 77 K.

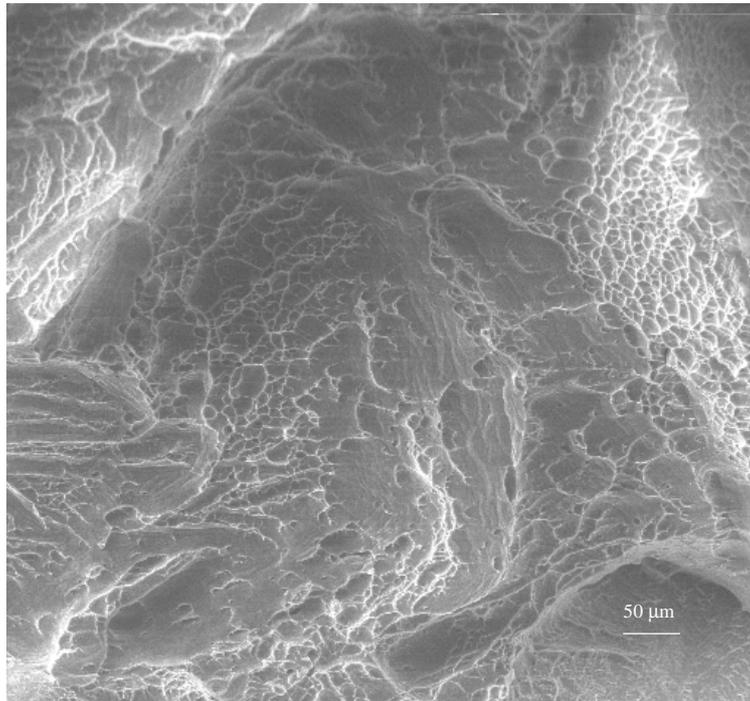


Figura 4 – Superfície de fratura da liga Ti-13Nb-13Zr à 293 K.

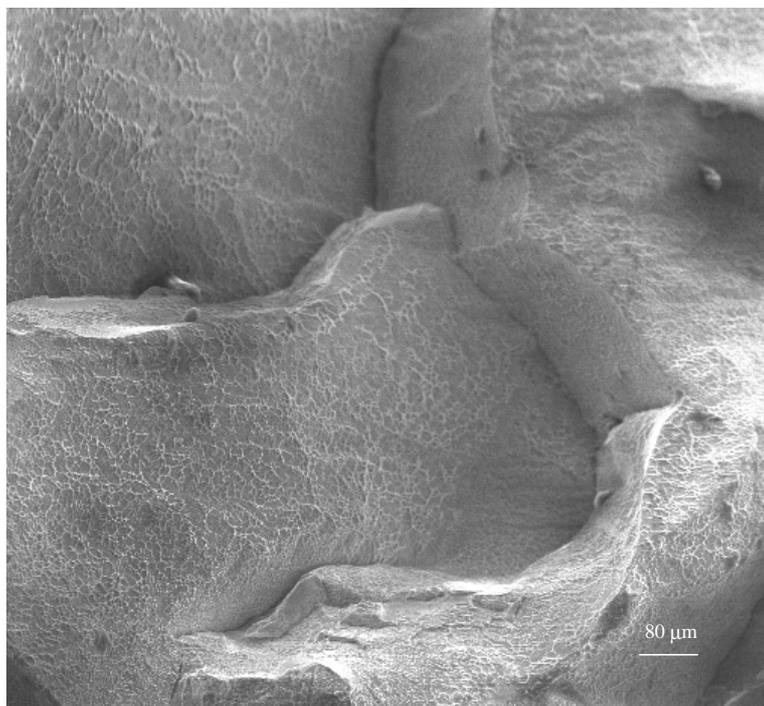


Figura 5 – Superfície de fratura da liga Ti-13Nb-13Zr à 77 K.

CONCLUSÕES

O gráfico da figura 3 mostra uma notável influência da temperatura nas propriedades mecânicas, no entanto a liga Ti13Nb13Zr aumentou consideravelmente sua resistência sem grande variação de sua ductilidade.

Os valores apresentados na tabela 1, referentes à temperatura ambiente, mostram que a liga estudada possui menor resistência mecânica que as ligas Ti-6Al-4V e Ti-5Al-2,5Sn. Apesar disso, os valores de alongação encontram-se próximos.

Os resultados dos testes realizados a 77K indicam que apesar da liga Ti-13Nb-13Zr apresentar valores inferiores de módulo de elasticidade e limite de escoamento, o limite de resistência e a alongação são comparáveis aos das ligas Ti-6Al-4V e Ti-5Al-2,5Sn.

A análise da superfície de fratura mostrada na figura 4 indica fratura por micromecanismo dúctil, apresentando dimples de baixa profundidade e de tamanhos irregulares. Observa-se também a presença de pequenas cavidades ao longo dos contornos granulares. Já a superfície de fratura mostrada na figura 5 apresenta topografia bastante irregular e fratura do tipo mista, sendo que o principal micromecanismo corresponde efetivamente as cavidades intergranulares com a presença de dimples aparentemente equiaxiais no interior dos grãos.

Conclui-se portanto, que os valores obtidos quanto à caracterização mecânica da liga Ti13Nb13Zr em função de diferentes níveis de temperatura, podem ser considerados resultados preliminares e satisfatórios de certas propriedades mecânicas, podendo ser utilizados como parâmetros de projeto nas condições testadas.

Além das propriedades estudadas em condições de baixas temperaturas, sabe-se que, em geral, a tenacidade à fratura de ligas de titânio pode ser um parâmetro crítico. Sendo assim, esse e outros parâmetros, tais como resistência à fadiga e energia absorvida no impacto, deverão ser avaliados posteriormente tornando o estudo dessa liga mais abrangente.

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- Alekseyevskiy N. Ye., Ivanov O.S., Rayevskiy I. I. and Stepanov M. V., 1967, Constitution diagram of the system niobium-titanium-zirconium and superconducting properties of the alloys. *Fiz. Metal. Metalloved.*, vol.23, n1, p.28-36.
- Donachie Jr. J.D. ,1988, Titanium, A Technical Guide, ASM Int., Metals Park, Ohio.
- Nagai K., Yuri T., Umezawa O. Andishikawa ,1985, Fatigue and fracture of Ti alloys at cryogenic temperatures, 11th International Conference on Magnet Technology, p.754-759.
- Nagai K., et all. , 1991, Cryogenic mechanical properties of Ti-6Al-4V alloys with three levels of oxygen content. *International*, vol.31, n 8, p. 882-889.
- Priddey M. D., 1985, Titanium – Na attractive proposition, 9th International Conference on Magnet Technology, p.687.
- Schneider S. G., Nunes C. A. e Bressiani J. C. Processamento e caracterização mecânica da liga Ti-13Nb-13Zr. CIDIM'99, Chile, 1999.
- Wang, K. The use of titanium for medical applications in the USA, *Materials Science and Engineering*, 1996, v.19, p. 134-137.

PRECIPITAÇÃO DE CARBONITRETOS EM AÇO ARBL LAMINADO COMO TIRA A QUENTE

Juno Gallego* e Vicente Afonso Ventrella

UNESP/Ilha Solteira - Departamento de Engenharia Mecânica - Ilha Solteira/SP

*Doutorando – Engenharia Materiais – DEMa/UFSCar – e-mail: pjuno@iris.ufscar.br

Resumo

Os aços de Alta Resistência e Baixa Liga (ARBL) constituem uma importante classe dos materiais de engenharia. A microadição de elementos químicos como nióbio, titânio e/ou vanádio proporcionam significativos efeitos tanto na microestrutura quanto nas propriedades mecânicas desses aços. Investigou-se a precipitação de carbonitretos desses elementos microligantes em um aço comercial com baixo teor de carbono, cujo processamento no regime de laminação para tiras a quente resultou em limite de escoamento de 600 MPa. Verificou-se que uma parcela significativa dos microligantes foi consumida na formação de partículas eutéticas grosseiras, cujo tamanho chegou a 10 μm . Precipitados menores foram analisados por microscopia eletrônica de transmissão (MET). A distribuição dos carbonitretos e sua orientação cristalográfica com a matriz foi estudada, sendo discutida a sua importância no controle sobre o tamanho de grão e o nível de endurecimento por precipitação verificado no aço microligado Nb-Ti-V.

Palavras-chave: aços microligados; precipitação de carbonitretos; propriedades mecânicas; microscopia eletrônica de transmissão;

1. INTRODUÇÃO

Os aços de alta resistência e baixa liga, também conhecidos como aços microligados, constituem uma das classes mais importantes dos materiais de engenharia, assumindo um papel de destaque na indústria automobilística, civil, naval e petrolífera (Woodhead & Keown, 1985). A adição de elementos de liga com forte afinidade pelo carbono e/ou nitrogênio como titânio, nióbio e vanádio, juntamente com um processamento termomecânico controlado, proporciona a esses aços elevados níveis de resistência mecânica e tenacidade sem aumentos significativos nos custos de fabricação.

Os microligantes promovem diferentes efeitos sobre a microestrutura. O titânio forma carbonitretos estáveis a altas temperaturas, que contribuem no controle do crescimento de grão austenítico anterior ao processamento termomecânico. O nióbio possui uma solubilidade intermediária e forte influência sobre a cinética de recristalização, que resulta usualmente no refino de grão ferrítico após a transformação de fase. O vanádio é o elemento cujos carbonitretos apresentam maior solubilidade, sendo normalmente adicionado para promover o endurecimento da matriz ferrítica por precipitação (Gladman, 1997).

O presente trabalho investiga a precipitação de carbonitretos de titânio, nióbio e vanádio em um aço microligado comercial, laminado em regime industrial para tiras a quente. Os mecanismos de endurecimento atuantes neste tipo de material são abordados e discutidos, aplicando-se microscopia eletrônica de transmissão para análise de parâmetros microestruturais não resolvidos por microscopia ótica.

2. MATERIAIS E MÉTODOS

A análise química e alguns dados de resistência mecânica (limites de escoamento e resistência e alongamento) do aço investigado são apresentados na Tabela 1. Trata-se de um aço comercial submetido ao processo de laminação para tiras a quente, no qual a placa foi mantida em um forno a 1523 K. A laminação de desbaste deu-se em passes a alta temperatura, que resultou na completa recristalização da microestrutura austenítica. A seqüência final de passes iniciou-se a 1293 K, caindo para 1168 K ao final da passagem da tira pelo trem de laminação. Uma série de chuveiros permitiu controlar a taxa de resfriamento da tira antes do bobinamento, que ocorreu a 943 K. A espessura final da tira laminada foi 3,2 milímetros.

Tabela 1. Composição química e propriedades mecânicas do aço experimental.

Composição química (% peso)								Propriedades mecânicas		
C	Mn	Si	S	Nb	V	Ti	N	LE (MPa)	LR (MPa)	Along. (%)
0,137	1,35	0,25	0,005	0,041	0,031	0,044	0,0079	600	704	22

Foram preparadas amostras metalográficas das seções longitudinal (L), transversal (T) e normal (N) da tira laminada a quente, segundo o procedimento convencional de desbaste até a lixa #600 e polimento final com alumina de granulometria 0,3 μm . As superfícies polidas foram observadas em um microscópio ótico Olympus BX 60, equipado com câmara digital de alta resolução. As imagens digitalizadas foram tratadas (binarização) e submetidas a um sistema de análise de imagens (Materials-Pro Plus) para o levantamento estatístico de partículas grosseiras de 2ª fase e da estrutura ferrítica. Os detalhes da microestrutura ferrítico-perlítica foram revelados com ataque da superfície polida com nital 2%. Foram analisados mais de 450 campos aleatórios não-repetitivos em amostras do aço laminado, para medidas quantitativas de partículas de 2ª fase e de tamanho de grão ferrítico.

A observação de partículas com tamanho inferior ao poder de resolução do microscópio ótico deu-se em um microscópio eletrônico de transmissão Philips CM 120, operado com 120 kV. Na preparação de amostras para microscopia eletrônica de transmissão foram usados cilindros com diâmetro nominal 3,0 milímetros, cujo eixo era paralelo à direção de laminação. Após o corte dos cilindros com serra diamantada e posterior lixamento vários discos com espessura aproximada de 100 μm foram conseguidos. Áreas suficientemente finas, transparentes ao feixe de elétrons, foram obtidas através de equipamento próprio para polimento eletrolítico com duplo jato (Tenupol). Empregou-se como eletrólito uma solução de trióxido de cromo em ácido acético à temperatura de 10°C e tensão de 50 volts.

3. RESULTADOS E DISCUSSÃO

A microestrutura ferrítica-perlítica do aço microligado obtida após o processamento industrial para tiras a quente pode ser visualizada nas micrografias da Figura 1. Pode-se verificar o efeito da laminação controlada sobre a estrutura ferrítica fina. A seqüência de passes no acabamento foi realizada em temperaturas inferiores à de não-recristalização (T_{nr}), estimada em 1042°C pelo modelo empírico de Boratto et al. (1988). Assim a austenita deformada e não recristalizada favoreceu a nucleação da ferrita durante a transformação de fase, que resultou no refino de grão. A estrutura ferrítica mostrou-se preponderante (87%, aproximadamente) e uniforme, com grãos de morfologia poligonal de $6,5 \pm 1,0 \mu\text{m}$.

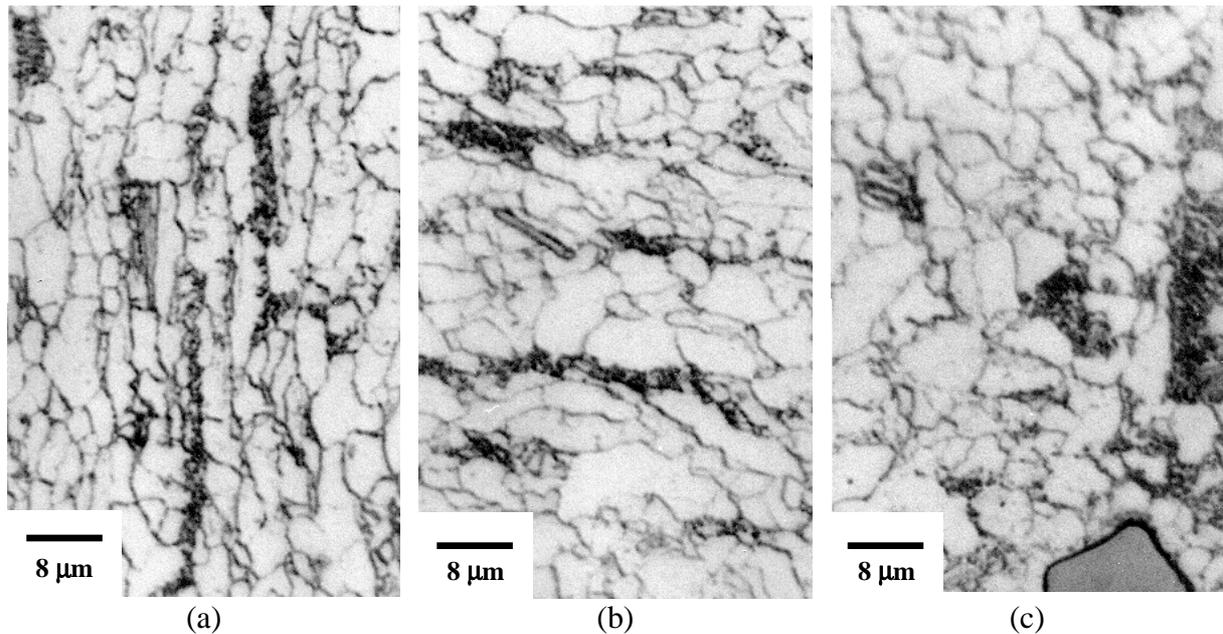


Figura 1. Microestrutura revelada pelo ataque com nital 2%, composta de grãos ferríticos heterogêneos e perlita. Seções (a) longitudinal; (b) transversal e (c) normal da tira laminada.

A Figura 2 apresenta alguns tipos de inclusões observados na superfície de amostras polidas. Inclusões alongadas com aspecto cinzento opaco como a mostrada na Figura 2(a), identificadas como sulfeto de manganês, foram contadas em pequeno número na seção longitudinal da tira laminada. Possivelmente a maior parte do enxofre tenha precipitado como carbosulfetos globulares, como o representado na Figura 2(b). Menos prejudiciais ao comportamento mecânico que as inclusões alongadas, as partículas globulares provavelmente sejam compostos de titânio, elemento que além de atuar como microligante pode ser empregado no controle morfológico das inclusões (*sulphide shape control*) (Gladman, 1997).

Agrupadas ou isoladas, as partículas mostradas nas Figuras 2(c) e 2(d) foram encontradas em número significativo e dispersas heterogeneamente em todas as amostras analisadas com o auxílio do microscópio ótico. Estas partículas apresentavam contraste e geometria peculiares, tipicamente aos carbonitreto eutéticos (Kestenbach, 1980). Zhou e Priestner (1996) mostraram que essas partículas são nucleadas no seio do aço líquido, meio que também favorece o seu crescimento. Após a solidificação e o processamento termomecânico do aço os ramos dendríticos são fragmentados devido a grande fragilidade do composto, podendo se mostrar na forma de grupos de partículas quando observados ao microscópio ótico. Pelo tamanho e dispersão apresentados os carbonitreto eutéticos não devem possuir efeito benéfico sobre o refino de grão ferrítico e/ou endurecimento por precipitação.

Estudos complementares com espectroscopia de dispersão de energia (EDS) mostraram que os carbonitreto eutéticos continham nióbio e titânio em sua composição química, levou a supor que na formação desses compostos uma quantidade considerável dos microligantes foi consumida. Deste modo tornou-se importante a determinação da quantidade destes carbonitreto através técnicas de metalografia quantitativa, visando estimar a quantidade de nióbio e titânio disponíveis para precipitação fina. Os resultados extraídos a partir de 450 campos aleatórios e não repetitivos de diversas amostras polidas são apresentados na Tabela 2. Devido a metodologia empregada assumiu-se a fração em área como sendo igual à fração volumétrica dos carbonitreto eutéticos observados.

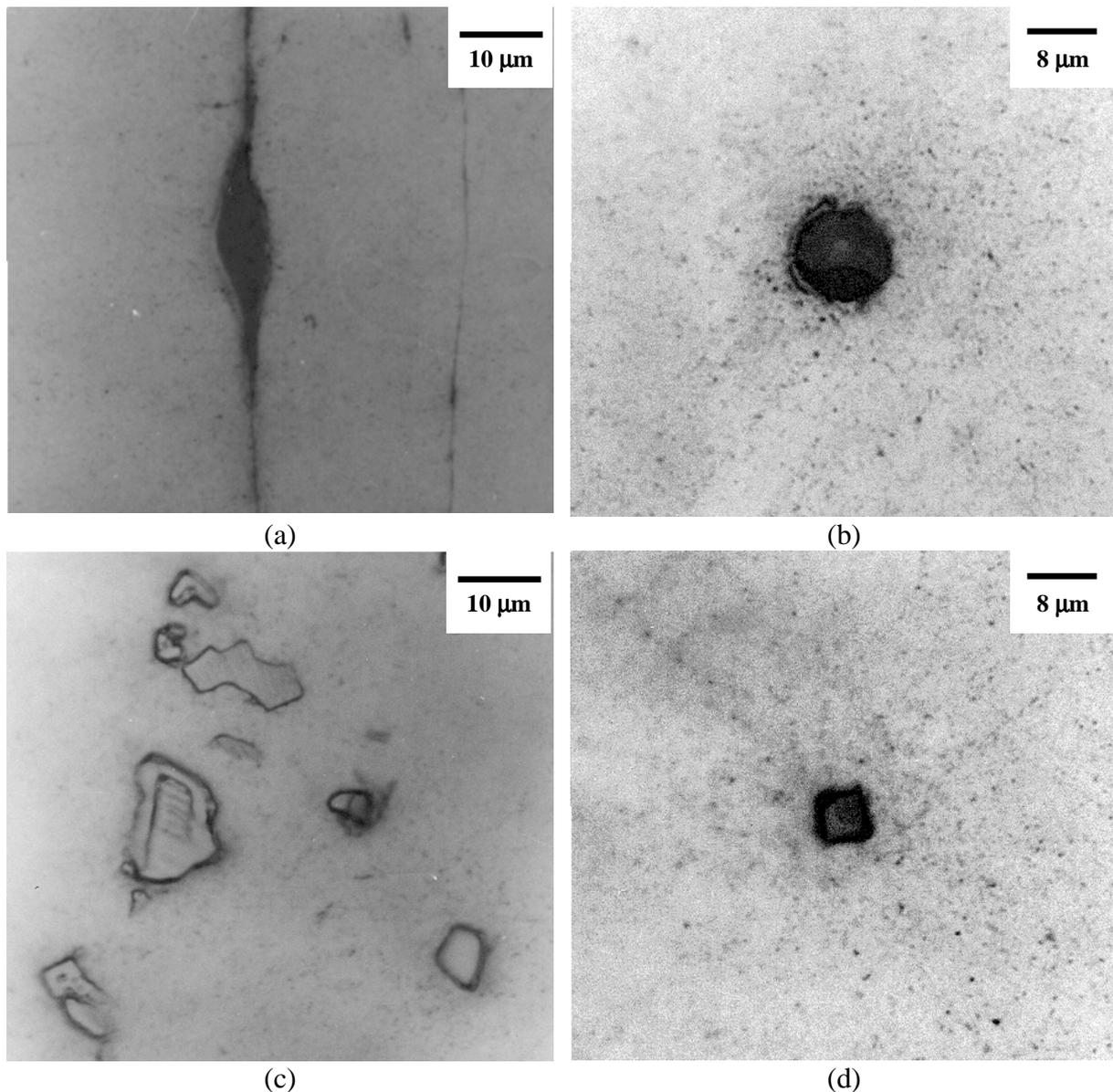


Figura 2. Partículas de 2ª fase encontradas em amostras polidas do aço experimental na condição laminada. (a) Inclusão alongada de sulfeto de manganês; (b) inclusão globular frágil; (c) distribuição de partículas identificadas como carbonitretos eutéticos; (d) detalhe da geometria poliédrica característica dos carbonitretos eutéticos.

Tabela 2. Dados estatísticos da distribuição de carbonitretos eutéticos encontrados no aço experimental na condição laminada.

Parâmetro	Medida
Área média da partícula (μm^2)	14,13
Diâmetro médio da partícula (Feret) (μm)	2,87
Razão de aspecto média	1,82
Número de partículas observadas	670
Fração volumétrica das partículas	$10,7 \cdot 10^{-4}$

A interação entre os elementos microligantes com o carbono e o nitrogênio é complexa, podendo ocorrer a formação de carbonitretos complexos mistos de nióbio, titânio e vanádio

(Adrian, 1992). Supondo que apenas carbonetos e nitretos sejam formados uma provável seqüência de precipitação para o aço investigado seria, na ordem TiN; NbN; VN; TiC; NbC e VC. Cálculos estequiométricos permitem determinar que a fração volumétrica máxima dos carbonitretos de titânio, nióbio e vanádio seriam, respectivamente, $8,8 \cdot 10^{-4}$; $4,6 \cdot 10^{-4}$ e $5,2 \cdot 10^{-4}$, totalizando uma fração volumétrica de precipitados correspondente a $18,6 \cdot 10^{-4}$ (Gladman, 1997). Considerando-se os dados referentes aos carbonitretos eutéticos, estimou-se que cerca de 57,5% dos microligantes não estejam disponíveis para precipitação fina, capaz de atuar tanto no controle do tamanho de grão quanto no endurecimento por precipitação.

As relações entre microestrutura e propriedades mecânicas têm sido investigadas. Uma das mais importantes propriedades usadas na engenharia é o limite de escoamento (σ_y), cuja grandeza pode ser atribuída aos efeitos dos mecanismos usados para promover o aumento de resistência mecânica (Jian et al., 1990)

$$\sigma_y = \sigma_o + \Delta\sigma_{ss} + \Delta\sigma_p + \Delta\sigma_{tg} + \Delta\sigma_d + \Delta\sigma_{ppt} \quad (1)$$

na qual σ_o é o limite de escoamento intrínseco da ferrita; $\Delta\sigma_{ss}$ é o incremento de resistência causado por solução sólida; $\Delta\sigma_p$ é o endurecimento causado pela presença da perlita; $\Delta\sigma_{tg}$ é a participação do refino de grão ferrítico no limite de escoamento; $\Delta\sigma_d$ é o endurecimento causado pela geração de discordâncias e $\Delta\sigma_{ppt}$ pela precipitação de partículas finas na matriz.

Kouwenhoven (1969) destaca uma expressão que calcula as 4 primeiras parcelas de (1), com resultado expresso em MPa:

$$\Delta\sigma_4 = 54f_\alpha + 72(\%Si) + [380 + 94(\%Mn)]f_p + 26f_\alpha d_\alpha^{-1/2} \quad (2)$$

na qual f_α e f_p são as frações volumétricas de ferrita e perlita, respectivamente; (%M) é a porcentagem em peso do elemento de liga e d é o tamanho de grão ferrítico em milímetros. Considerando os parâmetros microestruturais e composição química obtidos, a contribuição dos fatores englobados pela expressão (2) ao limite de escoamento atinge aproximadamente 410 MPa.

O aumento causado pela geração de discordâncias ($\Delta\sigma_d$) em aços microligados laminados no regime industrial para tiras a quente pode ser estimada por (Campos, 1998)

$$\Delta\sigma_d = 9 \cdot 10^{-4} \cdot \sqrt{\rho} \quad (3)$$

onde ρ é a densidade de discordâncias em cm^{-2} . Apesar de observações de amostras preparadas para lâminas finas terem sido efetuadas no microscópio eletrônico de transmissão não foram obtidos valores experimentais desse parâmetro. No ponto de vista qualitativo a densidade de discordâncias encontrada, apresentada ilustrativamente na Figura 3(a), mostrou-se bastante similar a outros aços da mesma categoria já investigados, cujo valor estimado foi $5,4 \cdot 10^9 \text{ cm}^{-2}$ (Campos, 1998). Tal valor também é bastante aproximado ao indicado por Jian e colaboradores (Jian, 1990) em aço microligado submetido a processamentos termomecânicos semelhantes. Deste modo estimou-se em aproximadamente 65 MPa a contribuição das discordâncias no aumento do limite de escoamento.

Deste modo estima-se que seja próxima a 125 MPa a contribuição dos carbonitretos finos ao endurecimento do aço. A observação dos carbonitretos menores que $0,5 \mu\text{m}$ se deu no microscópio eletrônico de transmissão (MET). A Figura 3 apresenta diversas micrografias das partículas observadas. Partículas insolúveis e não resolvidas por microscopia ótica foram

observadas isoladas, como exemplifica a Figura 3(b). Este grupo de partículas era constituído principalmente por nitreto de titânio, com tamanhos compreendidos entre 50 a 200 nm. Carbonitreto com tamanho compreendido entre 4 a 10 nm, identificados por difração de elétrons como compostos de nióbio, foram usualmente encontrados nos contornos da antiga subestrutura como mostram as micrografias (c) e (d) das Figura 3. Os contornos de subgrão constituem um sítio preferencial para a nucleação de precipitados pois há um grande acúmulo de discordâncias e a difusão dos elementos microligantes é facilitada localmente. Deste modo a precipitação induzida pela deformação plástica inibiu a recrystalização da austenita deformada nos passes de acabamento.

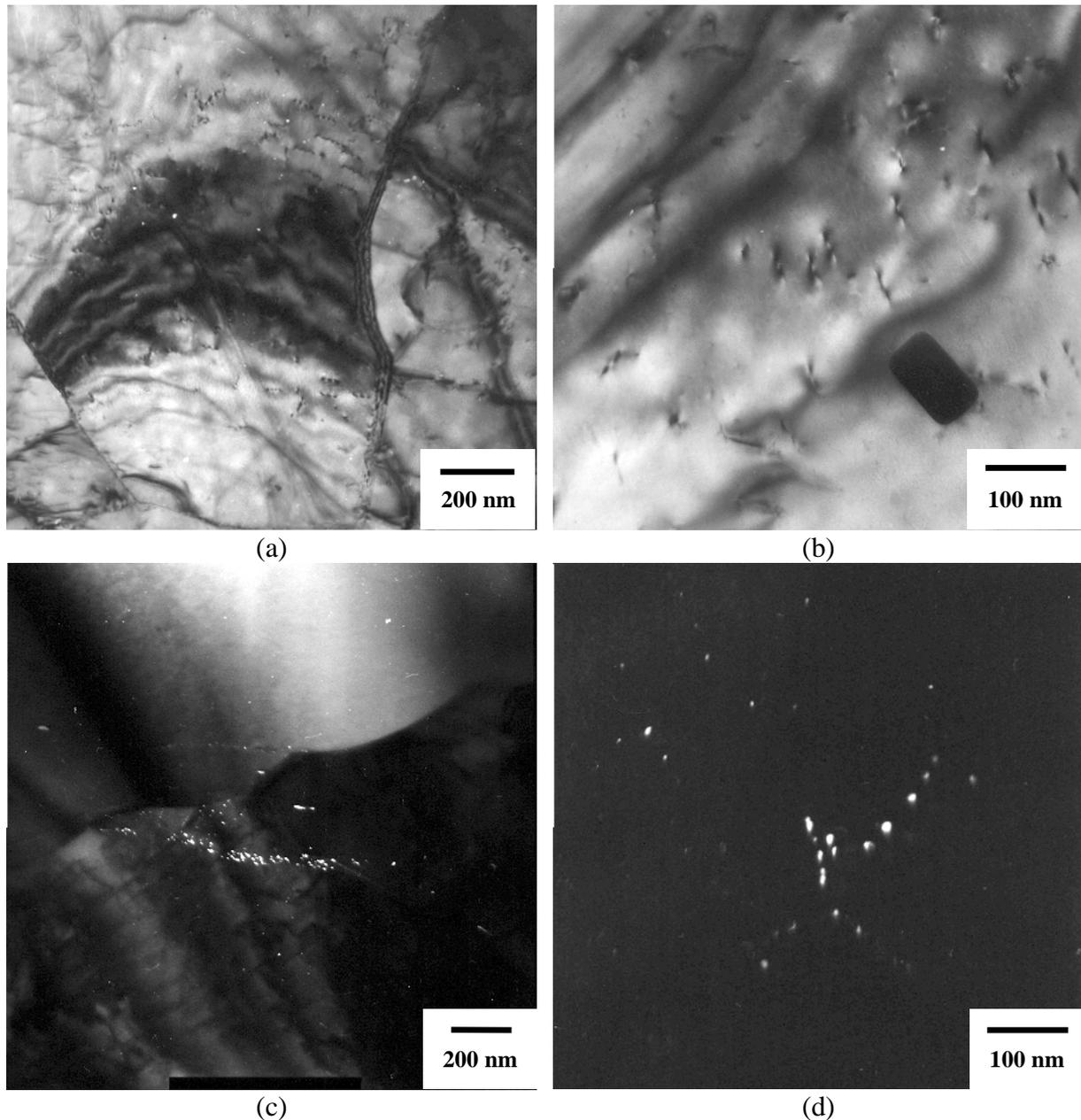


Figura 3. Micrografias MET obtidas em amostras com área fina. (a) imagem em campo claro mostrando a distribuição de discordâncias no interior de um grão de ferrita. (b) imagem em campo claro mostrando detalhe de uma partícula de Ti(C,N) com geometria cuboidal característica. As micrografias (c) e (d) mostram imagens em campo escuro de Nb(C,N) precipitado junto aos antigos contornos de sub-grão austenítico.

A Figura 4 apresenta graficamente o efeito tanto do tamanho das partículas observadas X , determinado em μm , quanto da fração volumétrica f sobre o endurecimento por precipitação previsto por Orowan-Ashby, matematicamente expressa por (GLADMAN, 1997)

$$\Delta\sigma_p = \frac{10,8 \cdot \sqrt{f}}{X} \cdot \ln\left(\frac{X}{6,125 \cdot 10^{-4}}\right) \quad (4)$$

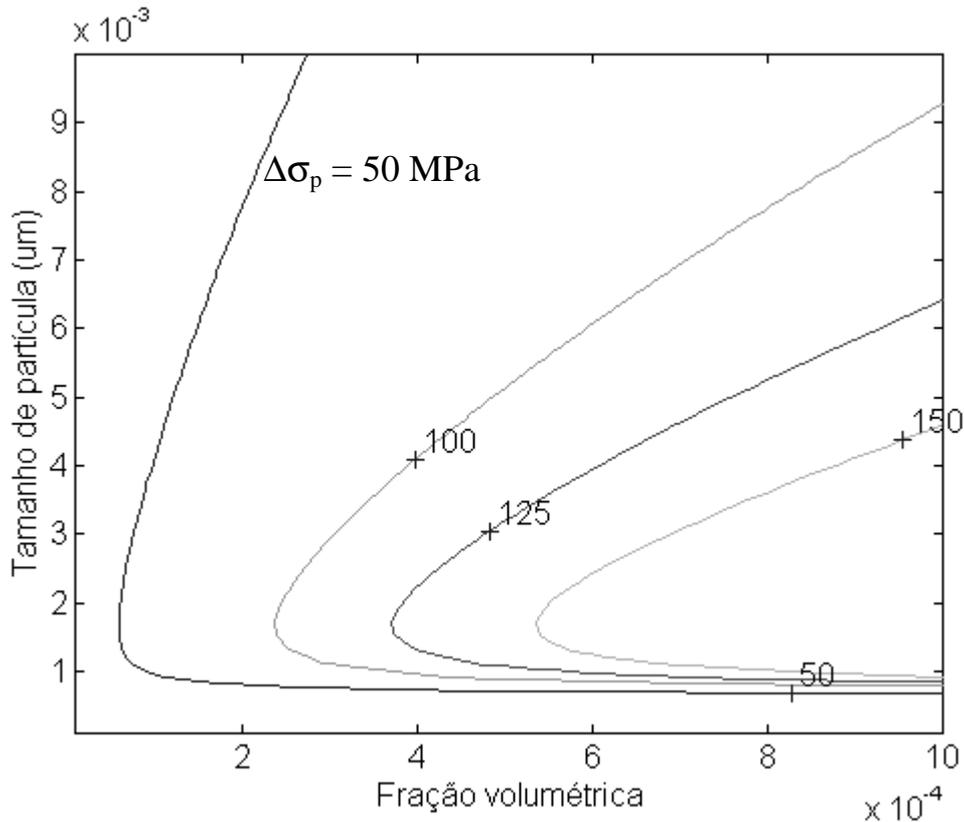


Figura 4. Efeito da fração volumétrica e do tamanho das partículas sobre determinados níveis de endurecimento por precipitação segundo o modelo de Orowan-Ashby.

Pode-se constatar pela Figura 4 que partículas não tão pequenas, como as vistas nos subcontornos, podem ter uma contribuição modesta mas efetiva sobre o limite de escoamento. Apesar de não terem sido possíveis medidas quantitativas de fração volumétrica é possível verificar que o aumento projetado para o limite de escoamento é plenamente possível. Durante a análise das amostras não foram observados carbonitretos de vanádio. Devido a elevada solubilidade relativa desse composto aos demais microligantes é bem provável que tenha havido precipitação interfásica durante a transformação de fase $\gamma \rightarrow \alpha$ ou mesmo após esta ser completada (precipitação na ferrita pro-eutetóide). Estas partículas possuem tamanho extremamente reduzido (2 a 5 nm), o que as torna altamente eficazes no aspecto mecânico mas dificulta sua visualização. De qualquer modo, a expectativa de endurecimento por precipitação fina de carbonitretos de vanádio no aço experimental é grande e requer ainda estudos complementares de microscopia eletrônica de transmissão.

4. CONCLUSÕES

- Estimou-se em 410 MPa a contribuição do tamanho de grão ferrítico e da composição química ao limite de escoamento do aço investigado, adicionando-se mais 65 MPa ao efeito da geração de discordâncias e 125 MPa causado pela precipitação de carbonitretos de nióbio, titânio e vanádio.
- Foi observada uma quantidade significativa de carbonitretos eutéticos grosseiros (0,1 a 10 μm), compostos principalmente por titânio e nióbio e que podem ser considerados insolúveis aos tratamentos térmicos. A metalografia quantitativa dessas partículas mostrou que a sua formação pode ter consumido aproximadamente 57,5% dos microligantes adicionados ao aço investigado.
- Precipitados do tipo Nb(C,N) foram observados em sítios preferenciais (subcontornos), que provocaram a inibição da recristalização da austenita e contribuíram para o refino de grão ferrítico após a transformação de fase.
- Precipitação fina ($< 5 \text{ nm}$) não foi observada regularmente mas há expectativa que este tipo de distribuição tenha ocorrido e que tenha sido responsável pela maior parcela de endurecimento, requerendo para confirmação análises complementares por microscopia eletrônica de transmissão.

5. BIBLIOGRAFIA

- Adrian, H., 1992, "Thermodynamic Model for precipitation of Carbonitrides in High-Strength Low-Alloy Steels Containing up to three Microalloying Elements with or without Additions of Aluminium", *Materials Science and Technology*, V. 8, May, pp. 406-420.
- Boratto, F. et al., 1988, *Proceedings of THERMEC '88*, Tokyo, Japan, p. 383.
- Campos, S. S., 1998, "Precipitação Fina de carbonitretos em Aço Comercial Microligado ao Nióbio e Titânio, com Processamento Industrial de Laminação para Tiras a Quente", dissertação de mestrado, Universidade Federal de São Carlos, São Carlos, Brasil, 58p.
- Gladman, T., 1997, "The Physical Metallurgy of Microalloyed Steels", *The Institute of Materials*, London, England, 363p.
- Jian, L. et al., 1990, "On the Evaluation of Yield Strength for microalloyed Steels", *Scripta Metallurgica et Materialia*, V. 24, pp. 1393-1398.
- Kestenbach, H.-J. et al., 1980, "Estudo metalográfico de Carbonetos Eutéticos em Aços Microligados ao Nióbio", *Anais do IV CBECIMAT*, Florianópolis, Brasil, pp. 615-624.
- Kouwenhoven, H. J., 1969, *Transactions of American Society for Metals*, V. 62, p.437.
- Woodhead, J. H. and Keown, S. R., 1985, "The History of Microalloyed Steels", *Proceedings of HSLA '85 Steels*, Beijing, China, pp. 15-28.
- Zou, C. and Priestner, R., 1996, "The Evolution of Precipitates in Nb-Ti Microalloyed Steels During Solidification and Post-solidification Cooling", *ISIJ International*, V. 36, n. 11, pp. 1397-1405.

AVALIAÇÃO DAS EFICIÊNCIAS DE DEPOSIÇÃO E TÉRMICA NA SOLDAGEM MAG COM ARCO PULSADO

Yukio Kobayashi

Gilberto de Magalhães Bento Gonçalves

Wallace Gusmão Ferreira

Universidade Estadual Paulista, Laboratório de Soldagem, Departamento de Engenharia Mecânica, 17033-360, Bauru, SP, Brasil. E-mail: kio@bauru.unesp.br

Resumo

A partir da variação das velocidades de soldagem e alimentação do eletrodo as eficiências térmica e de deposição foram avaliadas mantendo-se constante o aporte de calor e a área do reforço do cordão de solda. Ainda, em ambas as situações também foram variados individualmente os parâmetros de pulsação do arco (I_p , F , e t_p) e, por conseguinte, verificado seus efeitos sobre as referidas eficiências. Constatou-se que a eficiência térmica apresentou, em média, valores maiores que a eficiência de deposição. Concluiu-se que, para o controle da eficiência de deposição, é indiferente a manutenção da área do reforço ou do aporte térmico constantes. Para o controle da eficiência térmica, é necessária uma análise individualizada da influência dos parâmetros de pulsação de arco. Tecnicamente, a manutenção da área do reforço constante apresentou-se como uma melhor opção devido à sua menor complexidade teórica.

Palavras-chave: Soldagem MAG, Arco pulsado, Eficiências térmica e de deposição

1. INTRODUÇÃO

Entre os processos de soldagem a arco elétrico com proteção gasosa exterior, genericamente designados como MIG - MAG (*metal inert gas – metal active gas*), a utilização do arame tubular como consumível apresenta uma tendência mundial de crescimento, despertado principalmente pela excelente produtividade que pode ser alcançada, aliada a inerente simplicidade na adaptação para operações automatizadas. Se utilizado com arco pulsado essa expectativa deve aumentar ainda mais, pois os níveis de corrente de soldagem média usadas para se obter iguais taxas de deposição em corrente convencional são bem menos elevados. Enfim, todas essas asserções e diversas outras características são facilmente constatadas no trabalho de Norrish et al. (1989) e, mais recentemente, no artigo de Svensson e Elvander (1999).

Entretanto, é importante considerar que a soldagem com arame tubular em arco pulsado introduz uma gama enorme de variáveis operacionais a serem especificadas, o que tem conduzido a realização de inúmeras pesquisas voltadas ao relacionamento sinérgico entre elas, bem como aquelas tradicionais no âmbito da metalurgia da soldagem.

Este trabalho tem como propósito avaliar os efeitos da variação das condições de soldagem nas eficiências de deposição e térmica do processo arame tubular com pulsação de arco, porém mantendo-se constante numa situação a entrada de massa, aqui associada com a área do reforço da solda, e na outra a energia dissipada para o metal de base durante a soldagem ou, simplesmente, o aporte de calor.

A importância dessa avaliação pode ser justificada em dois aspectos: o primeiro deles refere-se a idéia da adequação das condições de soldagem objetivando variar independentemente a entrada de massa e energia de soldagem. Conforme mostraram Smartt e Einerson (1993), isto só é possível sob condições de soldagem específicas e, em termos

metalúrgicos, permite o controle da integridade mecânica da junta, pois a entrada de massa e o aporte de calor estão intimamente relacionados com o ciclo térmico que atua em toda a região soldada. O segundo aspecto mencionado trata-se do fato de que a relação causa - efeito incutido na parte experimental está atrelada à determinação de rendimentos ou eficiências, o que em engenharia sempre constitui-se numa informação básica na tomada de uma decisão técnico - econômica.

2. FUNDAMENTAÇÃO TEÓRICA

A partir da ilustração contida na figura 1, verifica-se que variações nas velocidades de soldagem V_s [mm/s] e de alimentação do eletrodo V_e [mm/s] acarretam alterações nos valores da área do reforço do cordão de solda G [mm²] e aporte de calor H [J/mm]; porém, ajustes independentes nos valores dessas grandezas só são possíveis se for mantida uma razão constante entre os valores das referidas velocidades.

Uma visualização simples do que foi dito pode ser feita da seguinte forma: tomando-se por referência uma das retas que representam (G) constante na figura 1, por exemplo (G_1) , nota-se que indo da condição assinalada como (1) até a condição (2), haverá uma mudança no valor do aporte de calor de (H_1) para (H_2) com, obviamente, (G_1) permanecendo constante. O mesmo raciocínio deve ser levado em conta quando (H) for considerado constante.

O relacionamento matemático entre (G) , (H) , (V_s) e (V_e) , em circunstâncias reais, pode ser feito pelas equações:

$$G = \eta_d \frac{V_e A_e}{V_s} \quad (1)$$

e

$$H = \eta_t \frac{UI}{V_s} \quad (2)$$

onde η_d é a eficiência de deposição e η_t é a eficiência térmica, A_e [mm²] é a área da secção transversal do eletrodo, e tanto I [A] quanto U [V] representando nessa ordem a corrente e a tensão de soldagem.

Faz-se a ressalva de que na soldagem com arco pulsado tem sido aceito a substituição da (I) e (U) na equação (2) pelo valor eficaz dessas variáveis, designado como (I_{ef}) e (U_{ef}) . Além disso, observa-se que a não consideração das eficiências nas equações (1) e (2) resulta na determinação da área teórica do reforço do cordão de solda (G_{teor}) e da energia total disponível para a soldagem (H_{teor}) .

No que concerne ao significado das eficiências avaliadas, a de deposição, (η_d) , de acordo com Widgery (1986) indica a razão entre a massa do eletrodo efetivamente depositada (M_{ed}) e a massa do eletrodo teoricamente consumida (M_{ec}) , ou seja:

$$\eta_d = \frac{M_{ed}}{M_{ec}} \quad (3)$$

A eficiência térmica (η_t) , como é sabido, expressa a razão entre o aporte de calor (H) e a energia total disponível para a soldagem (H_{teor}) , segundo a relação:

$$\eta_t = \frac{H}{H_{teor}} \quad (4)$$

com:

$$H_{teor} = \frac{U_{ef} I_{ef}}{V_s} \quad (5)$$

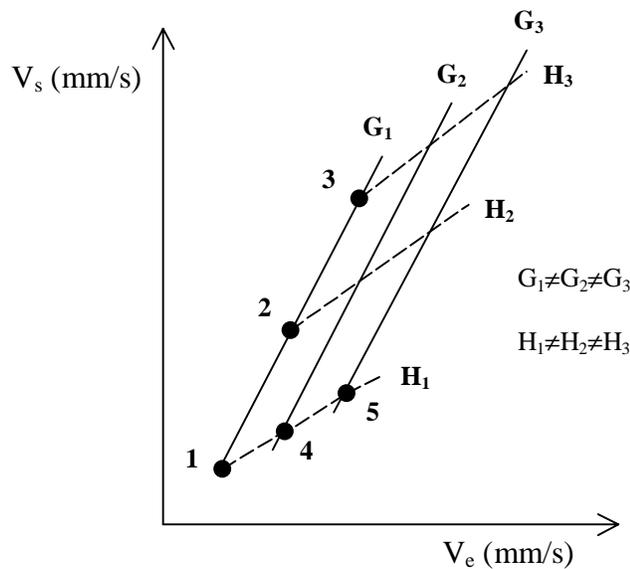


Figura 1. Relação linear e ideal entre (V_s) e (V_e) para as situações em que (G) e (H) permanecem constantes, com base nas equações (1) e (2)

3. PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

3.1 Realização das soldas

As condições de soldagem utilizadas estão mostradas na tabela 1. Os valores I_{ef} , U_{ef} , V_s e V_e , são médios e relativos a três repetições em cada procedimento de soldagem. As variações em (V_s) e (V_e), idealmente representariam na figura 1 as coordenadas dos pontos (2) e (3) para a situação em que (G_1) permanece inalterado e, da mesma maneira, (4) e (5) para (H_1) constante, com o ponto (1) comum as duas situações. A tabela 1 mostra também que as variações em (V_s) e (V_e) foram combinadas com alterações individuais dos parâmetros característicos da onda pulsada (corrente de pico, I_p , frequência, F, e tempo do pulso, t_p).

Tabela 1. Condições de soldagem adotadas

Soldas	$I_{ef(méd)}$ (A)	$U_{ef(méd)}$ (V)	$V_{s(méd)}$ (mm/s)	$V_{e(méd)}$ (mm/s)	I_p (A)	F (Hz)	t_p (ms)
1-(inicial)	242	23,3	3,7	127	350	120	2,5
2-(G/ $I_p/t_p=cte$)	290	25,0	4,0	170	350	180	2,5
3-(G/ $I_p/t_p=cte$)	300	26,7	4,5	190	350	240	2,5
4-(H/ $I_p/t_p=cte$)	294	26,5	4,0	212	350	180	2,5
5-(H/ $I_p/t_p=cte$)	310	29,0	4,5	253	350	240	2,5
2-(G/ $I_p/F=cte$)	247	26,5	4,0	170	350	120	3,0
3-(G/ $I_p/F=cte$)	256	26,3	4,5	190	350	120	3,5
4-(H/ $I_p/F=cte$)	283	26,1	4,0	212	350	120	3,0
5-(H/ $I_p/F=cte$)	299	26,6	4,5	253	350	120	3,5
2-(G/ $F/t_p=cte$)	258	25,9	4,0	170	400	120	2,5
3-(G/ $F/t_p=cte$)	266	25,8	4,5	190	450	120	2,5
4-(H/ $F/t_p=cte$)	294	26,3	4,0	212	400	120	2,5
5-(H/ $F/t_p=cte$)	323	26,3	4,5	253	450	120	2,5

As soldas foram executadas na posição plana em simples deposição sobre tiras de aço estrutural de baixo carbono com as dimensões de 180 x 100 x 6,35 mm. Os consumíveis usados foram o CO₂ como gás de proteção e o eletrodo com especificação AWS (*American Welding Society*) E71T-1, diâmetro nominal de 1,2 mm. O equipamento básico utilizado para a soldagem foi uma fonte de energia do tipo inversora, microprocessada, com o avanço da tocha sendo feito mecanicamente através da adaptação do dispositivo de translação de uma máquina de corte oxi-acetilênico portátil. Em todas as soldas procurou-se manter constante a corrente de base, I_b, da onda pulsada em 60 A, a vazão do CO₂ em 330 cm³/s e 15 mm como a extensão do eletrodo.

O comportamento dos parâmetros (I_b), (I_p), (F) e (t_p) foi monitorado e registrado através da utilização de um sistema de aquisição de dados computadorizado, fornecendo os valores de (I_{ef}) e (U_{ef}). Sobre as velocidades (V_s) e (V_e), os valores relativos a (V_e) foram lidos diretamente do equipamento de solda e os valores de (V_s) foram obtidos a partir da cronometragem das soldas.

3.2 Medidas das eficiências

Para o cálculo da eficiência de deposição (η_d), a quantidade (M_{ed}) foi determinada pela diferença entre a massa da tira antes e depois da realização de cada solda, ao passo que (M_{ec}) pôde ser obtido através da seguinte expressão:

$$M_{ec} = \frac{V_e}{V_s} (L) \rho_{(l)} \quad (6)$$

com as variáveis novas que aparecem sendo L[mm] o comprimento do cordão de solda e (ρ_(l)) a massa específica linear do eletrodo usada é igual a 7,58 x 10⁻³ g/mm.

No caso da eficiência térmica (η_t), verifica-se prontamente que a maior dificuldade reside na determinação do aporte de calor (H). Uma alternativa viável experimentalmente foi aplicar o método desenvolvido por Niles e Jackson (1975) e que consiste em fazer essa determinação resolvendo, para valores particulares de temperaturas, a clássica equação de Rosenthal para o fluxo de calor na soldagem.

Especificamente sobre a equação de Rosenthal apresentada abaixo, é interessante reconhecer que ela trata da dissipação do calor em regime permanente numa placa metálica de dimensões semi-infinita e introduzido por uma fonte de energia pontual que se desloca na superfície da placa.

$$T - T_0 = \left(\frac{P_d}{2\pi kr} \right) e^{-\frac{V_s}{2\alpha}(x-r)} \quad (7)$$

Excluindo (V_s) que já teve seu significado mencionado antes, as outras variáveis da equação (7) são: T[°C] a temperatura de um ponto de coordenadas x, y e z[mm] em relação a fonte de energia, T₀[°C] a temperatura inicial desse ponto e P_d[W] a potência disponível também no referido ponto. As propriedades térmicas do material das tiras, isto é, a condutividade (k) e a difusividade (α), são admitidas como constantes e no caso do aço usado, normalmente assumem os valores de 43 x 10⁻³ W/mm°C e 9 mm²/s, respectivamente. A distância (r) da fonte de energia em relação ao ponto de coordenadas (x;y;z) é calculada por:

$$r = \sqrt{x^2 + y^2 + z^2} \quad (8)$$

Quanto a determinação feita com a equação (7), uma vez que a temperatura máxima experimentada em pontos situados na superfície das tiras, portanto apenas com coordenadas x e y como melhor ilustra a figura 2, pôde ser obtida empiricamente por meio da medida do ciclo térmico imposto durante a soldagem, foi estimada a potência associada a esse valor e,

em seguida, convertida em energia por unidade de comprimento, ou equivalentemente o aporte de calor em (J/mm), através do imediato acerto dimensional:

$$H = \frac{P_d}{V_s} \quad (9)$$

sendo P_d [W] e V_s [mm/s].

Na medida do ciclo térmico foram utilizados um termopar do tipo K (cromel-alumel) interligado a um sistema de aquisição de dados exclusivamente confeccionado para gerar, via computador, o diagrama temperatura em função do tempo e fornecer os valores da temperatura máxima e do tempo decorrido para atingi-la. Acrescenta-se que a fixação do termopar na superfície das tiras foi parafusada; união essa possível devido a ponta do sensor ser no formato de uma arruela. A título de ilustração, a figura 3 mostra um dos registros dos ciclos térmicos medidos.

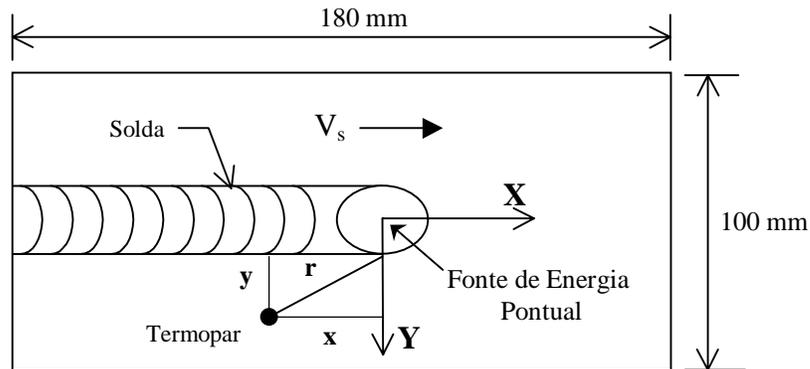


Figura 2. Posicionamento do termopar

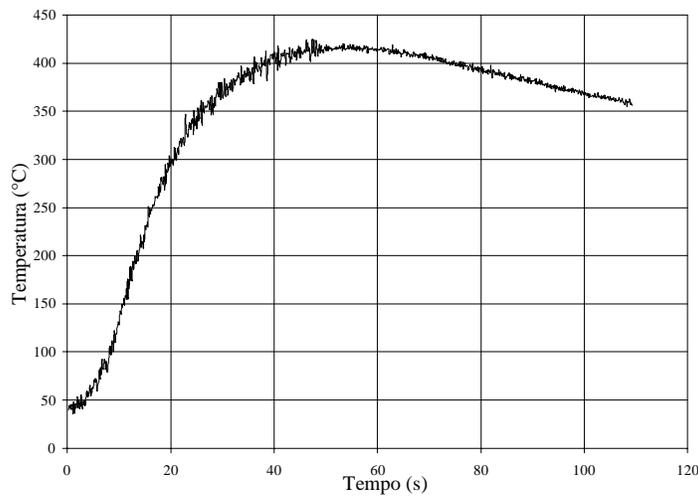


Figura 3. Diagrama da temperatura em função do tempo para uma das três soldas (5)-H/I_p/F realizadas, atingindo a temperatura máxima de 416 °C num ponto de coordenadas (147 mm ; 9 mm) da fonte em relação ao termopar

4. RESULTADOS E DISCUSSÃO

A tabela 2 apresenta uma síntese dos resultados obtidos em termos dos valores médios relativos a três repetições em cada procedimento de soldagem. A figura 4 exibe o comportamento dos valores médios das eficiências (η_d) e (η_t), contidos na tabela 2, em função das alterações em (F), (t_p) e (I_p).

Tabela 2. Valores médios da área do reforço das soldas, aporte de calor e das eficiências de deposição e térmica

Solda	$G_{(méd)}$ (mm^2)	$H_{(méd)}$ (J/mm)	$\eta_{d(méd)}$ (%)	$\eta_{t(méd)}$ (%)
1-(inicial)	27,9	1294,5	84,5	85,0
2-($G/I_p/t_p=cte$)	34,5	1596,3	85,8	85,7
3-($G/I_p/t_p=cte$)	34,9	1662,3	84,5	92,3
4-($H/I_p/t_p=cte$)	41,6	1646,8	80,8	84,0
5-($H/I_p/t_p=cte$)	47,1	1751,5	86,3	87,0
2-($G/I_p/F=cte$)	34,8	1535,1	83,7	92,0
3-($G/I_p/F=cte$)	33,9	1311,9	81,2	86,0
4-($H/I_p/F=cte$)	43,0	1742,7	83,4	94,0
5-($H/I_p/F=cte$)	44,2	1591,9	80,9	89,0
2-($G/F/t_p=cte$)	33,3	1360,6	80,0	80,0
3-($G/F/t_p=cte$)	32,5	1295,6	79,2	84,0
4-($H/F/t_p=cte$)	35,6	1580,4	69,6	82,0
5-($H/F/t_p=cte$)	41,1	1606,0	75,9	85,0

Os valores de (G) em cada solda foram determinados pela aproximação:

$$G = \frac{M_{ed}}{(\rho)(L)} \quad (10)$$

sendo (ρ) a massa específica do aço ($7,8 \text{ g/cm}^3$).

A especulação imediata a ser feita com os dados mostrados na tabela 2 refere-se a simples comparação entre os valores médios de (η_d) e (η_t). Em assim procedendo, constata-se que na quase totalidade a eficiência (η_d) é menor que a eficiência (η_t). Devido a falta de uma correlação direta entre essas eficiências, uma possível explicação para este comportamento restringe-se à parte operacional, ou mais especificamente, no uso do CO_2 como proteção gasosa.

A esse respeito, já é bastante conhecido que, apesar da incidência acentuada de “salpico” ou, tecnicamente, a perda de material na transferência do metal de adição do eletrodo para o metal de base, esse tipo de proteção gasosa gera também um excelente insumo de calor, em razão da exotermia na decomposição da molécula do CO_2 no arco elétrico. Evidentemente que isto significa uma diminuição na eficiência (η_d) e aumento na eficiência (η_t). Ainda assim, nos processos convencionais o grau dessas ocorrências tem sido relacionado de forma diretamente proporcional com o nível da intensidade da corrente de soldagem usada, que no caso do arco pulsado deve ser pensado em termos da corrente eficaz (I_{ef}).

Uma confirmação experimental posterior, de ordem metalúrgica, sobre as considerações feitas acima e que poderia ser realizada, consiste em se determinar a relação entre a área do reforço da solda e área total do cordão de solda, juntamente com a estimativa da diferença de concentração dos elementos químicos medidas por análise química e pelo cálculo da diluição do metal de base.

Enquanto os resultados apresentados nessa última tabela sustentaram uma análise de caráter geral a respeito do comportamento das eficiências, as curvas apresentadas na figura 4, por sua vez, permitem fazer a particularização para as variações nos parâmetros (F), (t_p) e (I_p) realizadas.

Desta forma, por exemplo, se em um procedimento de soldagem semelhante ao estudado a preocupação for apenas com a eficiência (η_d), a questão de manter (G) ou (H) constante torna-se indiferente e a otimização mais provável para essas eficiência ocorreria com os valores 120 Hz, 2,5 ms e 350 A para (F), (t_p) e (I_p), respectivamente. Como pode ser visto na tabela 1 a velocidade (V_e) teria o valor de 127 mm/s e 3,7 mm/s seria o valor para (V_s). Pelo contrário, se o objetivo for a eficiência (η_t) deve ser considerado cada caso, como segue: para (F) a manutenção de (G) constante seria mais interessante (fig. 4a), para (t_p) prevalece (H) constante (fig. 4b) e, por fim, com (I_p), novamente, há uma clara equivalência em manter (G) ou (H) constantes (fig. 4c). Os valores dos parâmetros do pulso nesse caso, evidentemente, correspondem aos valores máximos da eficiência (η_t) para as três avaliações efetuadas.

É importante acrescentar que independente da situação em que se mantém (G) ou (H) e as possíveis implicações nas eficiências (η_d) e (η_t), para o procedimento de soldagem adotado, a manutenção de (G) constante mostrou-se uma alternativa mais viável tecnicamente, devido à instrumentação e o controle serem mais simples, além do número de variáveis interferentes serem menores.

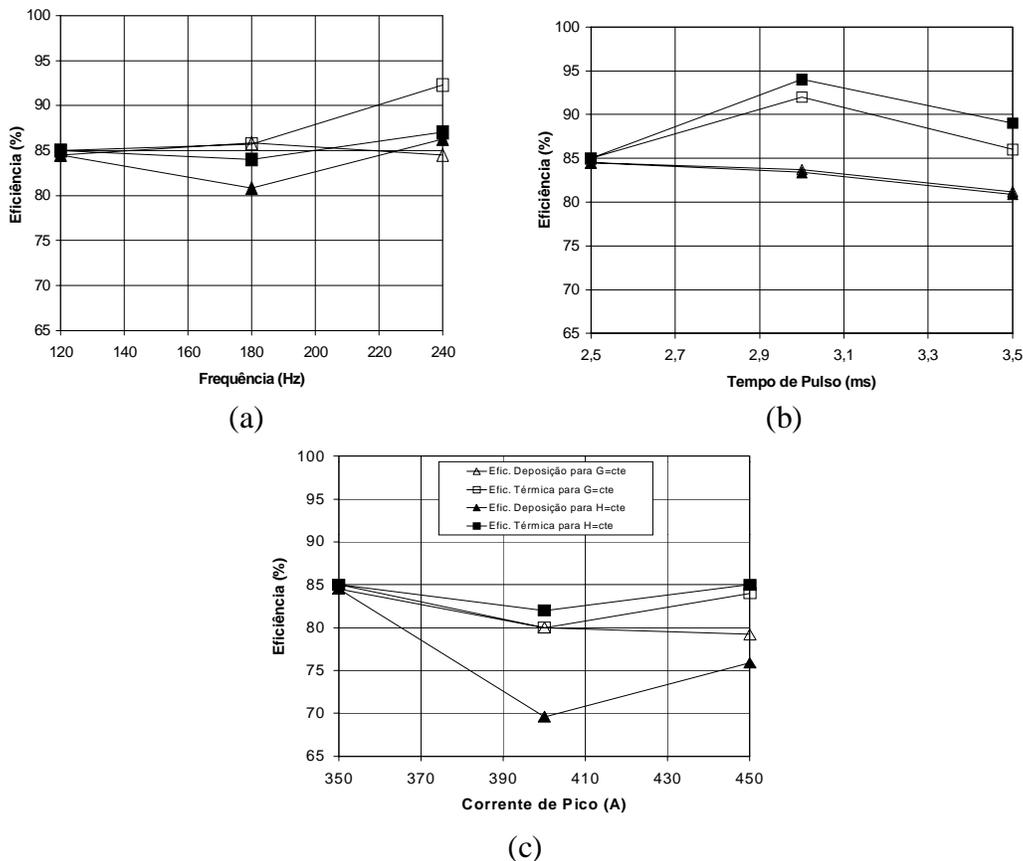


Figura 4. Comportamento das eficiências de deposição e térmica em função das alterações na frequência (a), no tempo de pulso (b) e na corrente de pico (c)

4. CONCLUSÕES

Para as condições analisadas, a eficiência (η_t) apresentou, de maneira geral, valores médios mais elevados do que a eficiência (η_d);

Se o objetivo do processo for o controle da eficiência (η_d), é indiferente a manutenção da área do reforço (G) ou do aporte térmico (H) constantes;

Em contrapartida, se objetivo do processo for o controle da eficiência (η_t), é necessária uma análise individualizada da influência dos parâmetros de pulsação de arco;

Tecnicamente a manutenção da área do reforço (G) constante apresentou-se mais viável devido à sua menor complexidade teórica.

5. AGRADECIMENTOS

Os autores agradecem à FAPESP (Fundação de Amparo à pesquisa do Estado São Paulo) pela concessão do fomento destinado a esse trabalho (Proc. 98/01123-7), a ESAB e White Martins pela doação dos consumíveis, e ao auxílio do Sr. Hamilton José de Mello, servidor técnico lotado no Laboratório de Soldagem da UNESP-FE-DEM – Campus de Bauru.

6. REFERÊNCIAS

- Niles, R. W. and Jackson, C. E. , 1975, “Weld Thermal Efficiency of the GTAW Process”, *Welding Journal*, v.54, n.1, January, pp.25s-32s.
- Norrish, J. and Nixon, J. , 1989, “A History of Pulsed MIG Welding”, *Joining and Materials*, June, pp. 264-268.
- Smartt, H. B. and Einerson, C. J. , 1993, “A Model for Heat and Mass Input Control in GMAW”, *Welding Journal*, May, pp.217s-229s.
- Svensson, L-E. and Elvander, J. , 1999, “Challenges for Welding Consumables for the New Millennium”, *Svetsaren*, v.54, n.1-2, pp.3-11.
- Widgery, D. , 1986, “Welding – The Key to Better productivity”, *Welding and Metal Fabrication*, March, pp.58-59.

INFLUÊNCIA DOS PROCESSOS DA NITRETAÇÃO GASOSA E POR PLASMA NA RUGOSIDADE DE AMOSTRAS DE Fe PURO SINTERIZADO

Elidio Angioletto
Ana Maria Maliska
Adelci Menezes de Oliveira
Henrique Cezar Pavanati
Valderes Drago

Universidade Federal de Santa Catarina, Departamento de Engenharia Mecânica, **LABMAT**/ Laboratório de Materiais, CEP 88015-100, Florianópolis, SC – BRASIL. E.mail: elidio@pg.materiais.ufsc.br
<http://www.materiais.ufsc.br>

Resumo

Neste trabalho são apresentados os resultados das medidas de rugosidade em ferro puro sinterizado, tratados por nitretação gasosa e por plasma. As amostras foram analisadas utilizando um rugosímetro com apalpador mecânico e a topografia foi observada através do microscópio eletrônico de varredura (MEV). A rugosidade foi medida, antes e após a nitretação das peças, e correlacionada com o selamento dos poros superficiais. Os resultados mostram que a rugosidade existente antes do tratamento está diretamente relacionada com a faixa granulométrica do pó utilizado, crescendo com o aumento da granulometria. Como resultado da formação de nitretos na superfície do sinterizado após o tratamento de nitretação, tem-se um aumento na rugosidade média, sendo mais elevada na nitretação gasosa devido ao menor selamento dos poros.

Palavras-chave: Nitretação, Rugosidade, Ferro Sinterizado.

1. INTRODUÇÃO

Na superfície das peças obtidas através da metalurgia do pó ocorre normalmente uma grande quantidade de poros. A quantidade de poros e o tamanho dos mesmos influem diretamente sobre as propriedades do sinterizado, sendo a porosidade normalmente um fenômeno indesejado especialmente para as aplicações estruturais. Para melhorar o desempenho, tratamentos superficiais como a nitretação e a nitrocementação são normalmente utilizados em aços sinterizados para diminuir o efeito negativo dos poros, conforme mostrado em recente trabalho por Maliska *et al.*(1998). A rugosidade da peça é uma propriedade relacionada com a superfície e é dependente do processo de conformação, da granulometria do pó utilizado, das condições de sinterização e do tratamento superficial. A porosidade, (quantidade e morfologia),

existente em peças de ferro fabricadas por metalurgia do pó foram correlacionadas à granulometria por Ledoux *et al.*(1988). A rugosidade depende também do tratamento termoquímico realizado, devido as modificações nas propriedades físicas e químicas da superfície da peça. Com o tratamento superficial de nitretação ocorre uma diminuição efetiva na quantidade de poros conforme recentemente demonstrado por Oliveira, (1998). Os nitretos se formam também nas bordas dos poros e dependerá do tamanho destes para que fiquem totalmente preenchidos e se tenha o selamento total da peça sinterizada.

Neste trabalho é avaliado o efeito dos tratamentos superficiais de nitretação por plasma e gasoso sobre a rugosidade de amostras sinterizadas de Fe puro. Foram correlacionadas granulometria do pó e a rugosidade das peças.

2 . PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

2.1 Obtenção das Amostras

Foram produzidas amostras de ferro puro (pó de ferro 1000B da Hoeganaes + 0,6% de estearato de Zn) por compactação uniaxial de duplo efeito, com 10 mm de diâmetro e 11 mm de altura. Com a finalidade de obter-se amostras com tamanho de poros e rugosidade superficial diferentes o pó foi separado por peneiramento em frações. Obteve-se cinco grupos de pós com distintos tamanhos de partículas, (tabela 1). Todas as amostras foram compactadas com igual pressão (600 MPa). Como consequência do uso de pós com tamanhos de partícula diferentes, obtém-se poros com tamanhos distinto e com rugosidade diferente para as diversas faixas de pó utilizadas.

Tabela 1: Distribuição do tamanho de partículas.

Variável	Distribuição em tamanho (μm)
T1	$\phi < 45$
T2	$45 \leq \phi < 75$
T3	$75 \leq \phi < 150$
T4	$\phi \geq 150$
T5	Pó não peneirado

A sinterização foi realizada em forno de laboratório cujo ciclo incluiu a retirada do lubrificante a 500 °C durante 0,5 h e a sinterização durante 1h a 1150 °C em atmosfera de hidrogênio comercial com razão de aquecimento e de resfriamento de 10°C/min. Após a sinterização foram efetuadas medidas de rugosidade.

2.2 Nitretação das Amostras

Antes de realizar o tratamento de nitretação as amostras foram limpas com acetona em ultra-som, durante 15 min. A nitretação por plasma foi realizada em um reator de laboratório, com câmara de aço inox ABNT 310, controle de temperatura, pressão, tensão e do fluxo da mistura conforme descrito por Maliska *et al.*(1995). Após colocar as amostras no reator removeu-

se o ar da câmara (vácuo $\approx 10^{-2}$ Torr) e aplicou-se uma descarga de hidrogênio puro, durante 20 min, afim de remover eventuais contaminantes residuais da superfície. As amostras foram, então, nitretadas por plasma sob fluxo constante de uma mistura nitretante composta de 75% N_2 e 25% H_2 . O hidrogênio presente na mistura, além de eliminar a formação de arcos durante o tratamento confere características redutoras a atmosfera, conforme mostrado por Maliska *et al.*(1995). As condições de nitretação foram as seguintes: temperatura 540 °C; pressão 3,0 Torr; tempo de 2,0h; voltagem de 440-470V.

A nitretação gasosa foi realizada com equipamento descrito por Angioletto (1998). Após colocar as amostras no reator foi feita a remoção do ar por aplicação de um fluxo de NH_3 por 30 minutos. A seguir as amostras foram nitretadas sob fluxo constante de NH_3 e o controle do fluxo é feito por borbulhador. Os parâmetros de tempo e temperatura foram semelhantes àqueles descritos para o plasma, e a pressão de 1 atm.

2.3 Caracterização das amostras e análise da rugosidade e porosidade:

A análise da rugosidade foi realizada utilizando-se um rugosímetro Perthen com apalpador mecânico. A trajetória de apalpamento (LT) foi de $5,6 \times 10^{-3}$ m; 4×10^{-3} m de trajetória de medida padrão (LM) e amplitude vertical (VB) de 62,50 μ m. Foi utilizado filtro gaussiano (GS) e o limite de comprimento de onda (LC) 8×10^{-4} m. O número de medidas por superfície foi 128.

As análises da microestrutura das amostras após sinterização e após nitretação foram realizadas por microscopia ótica (Carl Zeiss - Neophot 30) e microscopia eletrônica de varredura (Philips XL30), auxiliada por microsonda de raios-X de comprimento de onda dispersivo (EDAX). A quantificação da porosidade superficial da amostra foi realizada a partir de imagens da superfície obtidas com o detector de elétrons retroespalhados (ER), no microscópio eletrônico de varredura (MEV), e com o programa de análise de imagens (AnalySIS). Foram obtidas 10 imagens da superfície em cada amostra e, posteriormente, analisadas e quantificados os poros pela fração em área. Os resultados são médias aritméticas destas imagens.

3. RESULTADOS E DISCUSSÕES

3.1 Análise da Porosidade Superficial

Em ambos os tratamentos de nitretação, por plasma e gasoso, ocorreu uma redução na porosidade superficial para todos os grupos de amostras tratadas produzidas com distinto tamanho de partícula de pó. Esta redução da porosidade superficial é resultado da formação da camada de compostos na superfície da amostra do sinterizado. Os resultados da análise quantitativa da porosidade na superfície das amostras, antes e após os tratamentos de nitretação, mostraram que o processo de nitretação por plasma é mais eficiente no selamento dos poros do que o processo gasoso, conforme pode ser visto na Fig. 1.

A maior eficiência do processo de nitretação por plasma se deve a formação da camada de compostos logo no primeiro estágio do processo e predominantemente por deposição a partir do plasma. É esperado que para longos tempos de nitretação não ocorra uma melhora no desempenho do selamento dos poros. Este fato foi explicado em termos da quantidade de átomos retro-espalhados da superfície do cátodo por Metin *et al.*(1987).

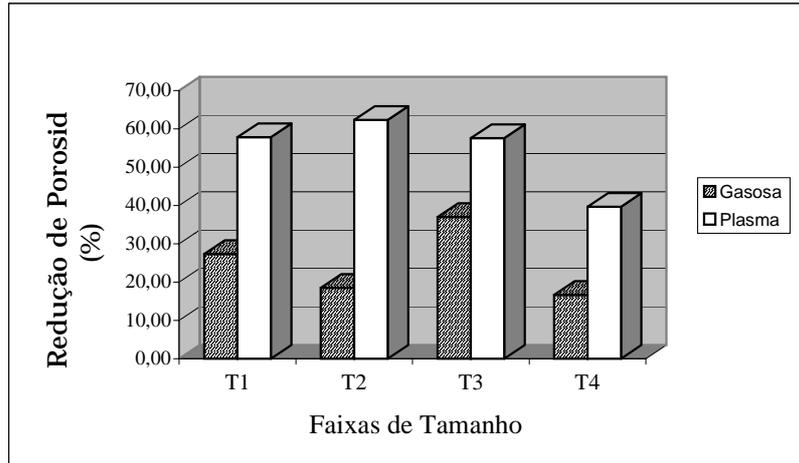


Figura 1. Redução efetiva da porosidade superficial nos processos de nitretação gasosa e por plasma.

Nos primeiros estágios do processo, a concentração de ferro na superfície é bastante elevada facilitando a formação de nitretos. A superfície fica então recoberta por uma camada de nitretos, diminuindo a concentração de ferro e conseqüentemente desacelerando o crescimento da camada de compostos. No caso da nitretação gasosa é esperado que se tenha um melhor desempenho no selamento dos poros para longos tempos de tratamento. Este processo é, desde o início puramente difusivo, e o aumento do tempo de tratamento causará um aumento da espessura da camada de compostos e, em decorrência, um maior selamento dos poros.

3.2 – Rugosidade das Amostras Sinterizadas

Apesar de Ledoux *et al.*(1988), utilizar o parâmetro R_t (profundidade máxima da rugosidade) para correlacionar a rugosidade com a porosidade e granulometria, Mesquita, (1992) salienta que esse parâmetro já foi utilizado com muitos significados e por esse motivo desaconselha sua utilização. Se levarmos em consideração que a porosidade é função da faixa granulométrica pode-se sugerir a seguinte correlação entre granulometria do pó (μ) e o parâmetro rugosidade média utilizando a equação de Boltzman:

$$R_a = \frac{0,33 - 0,55}{1 + e^{(x - 107,37) / 21,72}} + 0,55. \quad (1)$$

Como foram utilizadas faixas granulométricas optou-se por utilizar o valor médio da granulometria de cada faixa e correlacioná-la com o fator rugosidade média. O fator de dispersão encontrado foi $\chi^2 = 1,28 \times 10^{-6}$.

Na figura 2 são apresentados os valores da rugosidade média nas amostras sinterizadas. Conforme pode ser observado os valores aumentam com a faixa granulométrica. Essa tendência foi observada em trabalhos anteriores (Ledoux *et al.*1988). Como o pó foi separado em faixas granulométricas, a medida que aumenta o tamanho da partícula tem-se também um aumento no tamanho dos poros (Maliska *et al.* 1998).

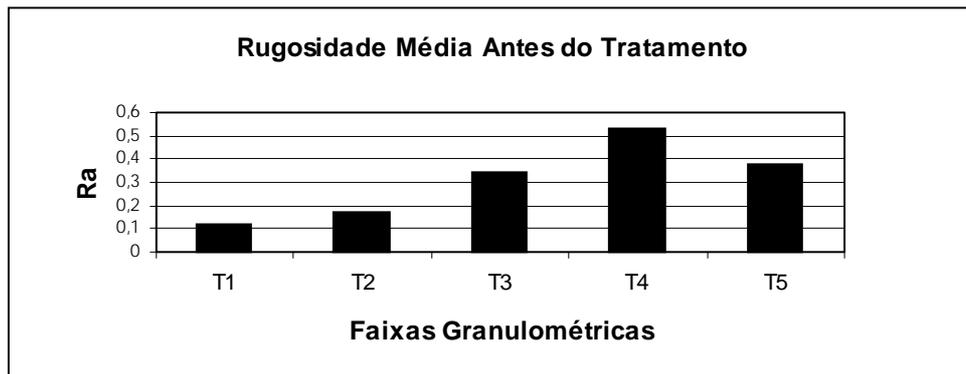


Figura 2. Rugosidade média das amostras antes da nitretação.

Conseqüentemente a rugosidade (P_T), que é um fator dependente da profundidade e tamanho dos poros superficiais, irá aumentar quanto maior for o tamanho da partícula.

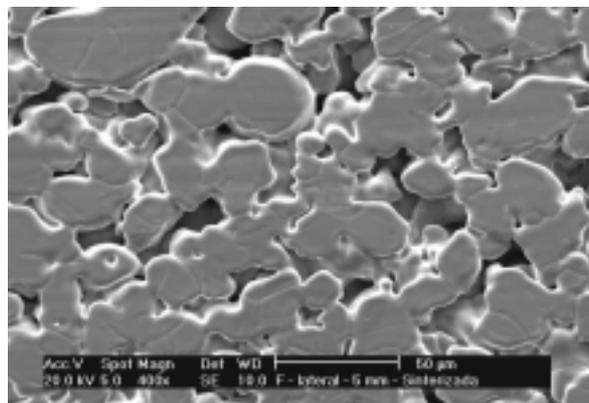
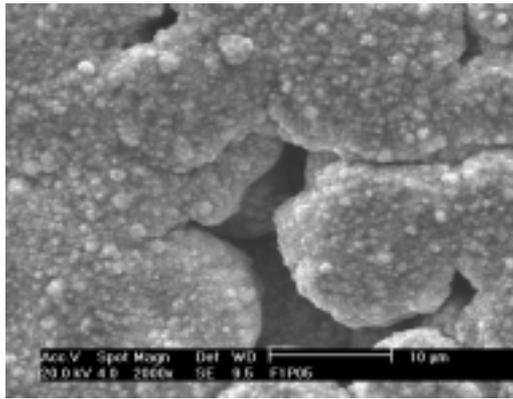


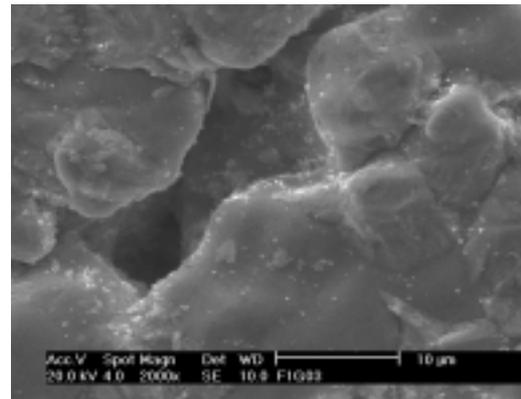
Figura 3. Superfície da amostra antes da nitretação.

Na fig. 3 pode ser observado o aspecto da superfície da amostra sinterizada de pó não peneirado obtida por microscopia eletrônica de varredura usando o detector de elétrons secundários. Observa-se que existe uma grande variação no tamanho dos poros como resultado do empacotamento das partículas, onde as menores se acomodam nos interstícios das partículas maiores.

A formação da camada de compostos é responsável pela topografia da superfície. Analisando a superfície das amostras nitretadas por microscopia eletrônica de varredura observa-se que o aspecto superficial reflete o mecanismo de formação da camada nitretada. Comparando as superfícies tratadas (Fig. 4), observa-se que, no caso da nitretação por plasma (Fig. 4.a), tem-se a deposição de nitretos na superfície, evidenciada pela granulação presente. No caso das amostras submetidas ao tratamento de nitretação gasosa a superfície é bem mais lisa,(fig. 4b) uma vez que o processo de formação da camada de compostos é difusivo e não por deposição, conforme discutido anteriormente por Maliska *et al.*(1998) e Metin *et al.*(1987) .



(a)



(b)

Figura 4. Superfície da amostra após a nitretação: a) plasma; b) gasosa.

Na nitretação por plasma ocorre um “bombardeamento” iônico, nitretos são depositados no interior dos poros podendo ser essa a causa da maior eficiência no selamento dos poros (fig. 1) e menor rugosidade nessas do que nas amostras nitretadas pelo processo gasoso (fig. 4). Na nitretação por plasma, devido a formação de nitretos (FeN) no espaço catódico e deposição na superfície e interior dos poros, tem-se um maior selamento superficial. Como consequência deste selamento, apesar da maior quantidade de precipitados presentes na superfície das amostras nitretadas por plasma (fig. 4a), tem-se uma menor rugosidade média quando comparado com as amostras nitretadas pelo processo gasoso.

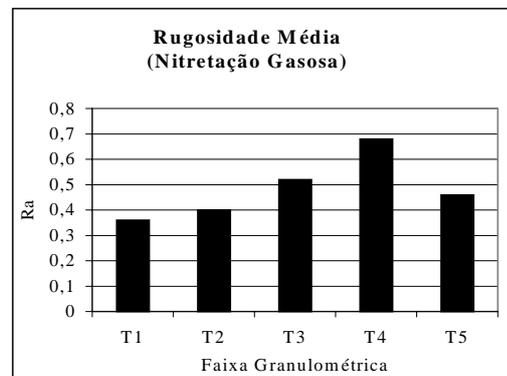
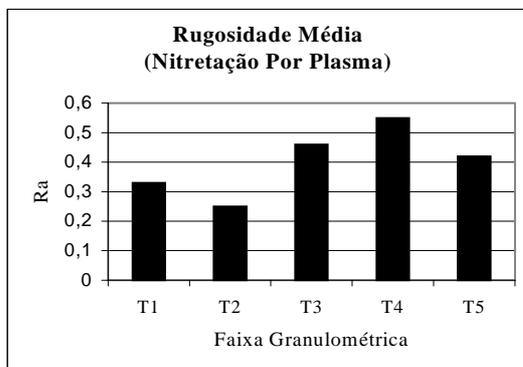


Figura 5. Rugosidade média após a nitretação. a) plasma; b) gasosa.

Se observados os gráficos da figura 5 pode-se verificar que na nitretação gasosa esse aumento da rugosidade ocorre em todas as faixas de distribuição granulométrica com relação ao tratamento realizado por plasma.

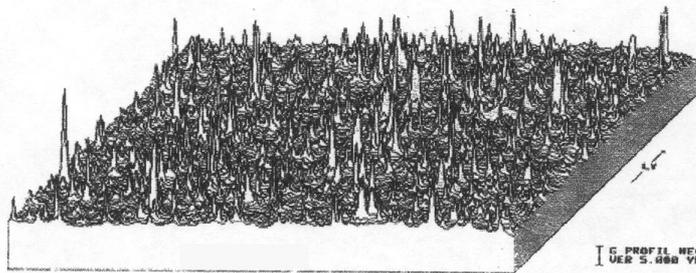


Figura 6. Perfil negativo da rugosidade.

Na figura 6 pode-se observar o aspecto do perfil negativo da rugosidade medida na faixa T5 da amostra nitretada por plasma. Outros parâmetros verticais RZ (profundidade média de rugosidade) e PT(Profundidade da rugosidade) também se comportaram de maneira semelhante com valores mais elevados na nitretação gasosa do que na nitretação por plasma.

4. CONCLUSÕES

A partir dos resultados obtidos na nitretação gasosa e por plasma de amostras sinterizadas de Fe puro, produzidas com distintos tamanhos de partícula, conclui-se que:

- A medida que se aumenta a granulometria das amostras sinterizadas, ocorre um aumento da rugosidade média, em consequência do aumento do tamanho dos poros.
- O tratamento superficial de nitretação causa um aumento na rugosidade média das amostras de Fe puro sinterizado, como resultado da formação de nitretos de Fe na superfície das amostras.
- Apesar do grande depósito de nitretos de Fe presente na superfície das amostras nitretadas por plasma, estas apresentam uma menor rugosidade quando comparadas com as amostras submetidas ao tratamento de nitretação gasosa. Este resultado é decorrente do maior selamento dos poros superficiais obtido na nitretação por plasma.

5. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- Angioletto, E., 1998, Nitretação Gasosa Potenciostaticamente Auxiliada, Dissertação de mestrado, Universidade Federal de Santa Catarina, Florianópolis, S.C., Brasil.
- Ledoux, L., Prioul, C., 1988, The Influence of Pore Morphology on the Monotonic and Cyclic Properties of Sintered Iron, *Modern Developments in Powder Metallurgy*, Princeton, V. 21.
- Maliska, A.M., Klein, A.N., Souza, A. R., 1995, *Surface & Coating Technology*, Editora: Elsevier Science, V.70, p. 175-179.
- Maliska, A.M., Egert, P., Speller, C.V., Klein, A.N., Souza, A R., , 1997, *Journal of Materials Science*, v.32, p.6375-6382.
- Maliska, A.M., Oliveira, A.M., Angioletto, E., Pavanati, H.C., Drago, V., Muzart, J. L., Klein, A. N., 1998, Caracterização da Camada Superficial Obtida por Nitretação Gasosa e

Por Plasma Em Fe Puro Sinterizado, 1998, 13° CBECIMAT – Congresso Brasileiro de Engenharia e Ciência dos Materiais, Curitiba, p. 1646 – 1655.

- Oliveira, A.M., 1998, Estudo da Influência da Nitretação e Nitrocementação por Plasma Sobre a Redução de Porosidade Superficial em Amostras de Ferro Puro Sinterizado, Dissertação de Mestrado, Universidade Federal de Santa Catarina, Florianópolis, S.C., Brasil.
- Mesquita, N. G. M., 1992, .Avaliação e Escolha de Uma Superfície Segundo Sua Função e Fabricação, Tese de Doutorado, Universidade Federal de Santa Catarina, Florianópolis, S.C., Brasil.
- Metin, E., Inal, O.T., 1987, Journal of Materials Science, N.22, p.2783-2788.

INFLUÊNCIA DA DISPERSÃO DOS PÓS DE W E Cu NO PROCESSO DE SINTERIZAÇÃO DO COMPÓSITO W-Cu REALIZADO EM MOINHO PLANETÁRIO

***Franciné Alves da Costa**

****Angelus Giuseppe Pereira da Silva**

****Uílame Umbelino Gomes**

Universidade Federal do Rio Grande do Norte, *Departamento de Engenharia Mecânica,

**Departamento de Física, 59072-970, Natal, RN, Brasil. E-mail: francineac@yahoo.com

Resumo

A densificação do compósito W-Cu via sinterização por fase líquida é dificultada pela mútua insolubilidade entre W e Cu e baixa molhabilidade do W pelo Cu. Neste estudo, investigou-se a influência do tempo de dispersão em moinho planetário na cinética de formação do pó de W-Cu e na cinética de sinterização destes pós. A dilatométrica foi empregada para se estudar o comportamento de contração das amostras durante a sinterização. Uma microestrutura com 98% da densidade teórica e com uma alta homogeneidade estrutural foi obtida a uma temperatura de sinterização de 1165°C por 5min em atmosfera de H₂ para um pó de W-Cu moído por 92h.

Palavras-chave: Compósitos W-Cu, Produção de pós compósitos W-Cu e Ligas de W-Cu.

1. INTRODUÇÃO

O compósito W-Cu é empregado tradicionalmente em contatos elétricos por exibir simultaneamente alta condutividade térmica do cobre e elevada resistência à corrosão por arco elétrico devido ao tungstênio. Mais recentemente, este material tem sido empregado na construção de dissipadores de calor em dispositivos microeletrônicos (German et al, 1994). Este é um mercado bastante atraente para o compósito W-Cu e a Metalurgia do Pó (MP), através da sinterização por fase líquida, se apresenta como uma técnica potencial a ser empregada na fabricação destes produtos, devido a sua capacidade de produzir formas complexas com dimensões próximas as dimensões finais desejadas. Tradicionalmente na fabricação de contatos elétricos a técnica utilizada é a infiltração de um corpo pré-sinterizado de W por Cu líquido (Moon & Lee, 1979 e Lassner & Schubert, 1999). O empecilho para o processamento deste compósito por sinterização em fase líquida é a baixa sinterabilidade do sistema W-Cu, consequência da mútua insolubilidade entre o W e Cu e da baixa molhabilidade do W pelo Cu líquido (Chongliang et al., 1993; Johnson & German, 1994 e 1996 e Upadhyaya & German, 1998).

Apesar da baixa sinterabilidade do compósito W-Cu, uma estrutura com alta homogeneidade estrutural e uma densidade próxima da densidade teórica pode ser obtida através da produção e utilização de um pó de W-Cu formado por partículas compósitas W-Cu (Hong, 1993 e Moon et al, 1997). Isto demonstra que a densificação do compósito W-Cu está diretamente relacionada, principalmente, à dispersão do tungstênio e cobre, através da obtenção de partículas compósitas W-Cu, e da sinterização do mesmo.

O objetivo deste trabalho é investigar a influência de alguns parâmetros do processo de produção do pó de W-Cu na forma das partículas do pó de W-Cu que resulte em elevada sinterabilidade e densificação do compósito W-Cu. Para alcançar este objetivo, o tempo de dispersão em moinho planetário variou de 1 a 92 horas de moagem, com a finalidade de se determinar seu efeito na cinética de sinterização do W-47%volCu. A densidade verde, a densidade do sinterizado e a contração foram medidas e a forma e tamanho das partículas do pó de W-Cu e a estrutura final foram observadas através da microscopia ótica e microscopia eletrônica de varredura.

2. PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

Dois diferentes pós de tungstênio (0,68 μm e 1,92 μm) foram selecionados para este estudo, com a finalidade de se investigar a influência do tamanho de partícula e a dispersão das partículas na cinética de sinterização do compósito W-Cu. As características dos pós de tungstênio estão listadas na tabela 1. Um pó de cobre com tamanho médio de partícula de 10 μm , medido por microscopia eletrônica de varredura, e obtido através de atomização foi usado na preparação do compósito W-Cu. Imagens de microscopia eletrônica de varredura dos pós de tungstênio e de cobre são mostradas nas figuras 1 e 2 respectivamente.

Tabela 1. Características dos pós de tungstênio com 0,68 μm (Wfino) e 1,92 μm (Wgrosso), conforme fornecido pelo fabricante.

FORNECEDOR	W. B. H.	W. B. H.
Designação	4870/95	1316/97
Distribuição do tamanho de partícula sedigrafia		
D ₁₀ (μm)	0,42	1,30
D ₅₀ (μm)	0,54	2,03
D ₉₀ (μm)	0,92	3,88
Tamanho de partícula Fischer	0,68	1,92
Área superficial específica (m^2/g)	0,6849	0,2530
Densidade (g/cm^3)	19,30	19,30

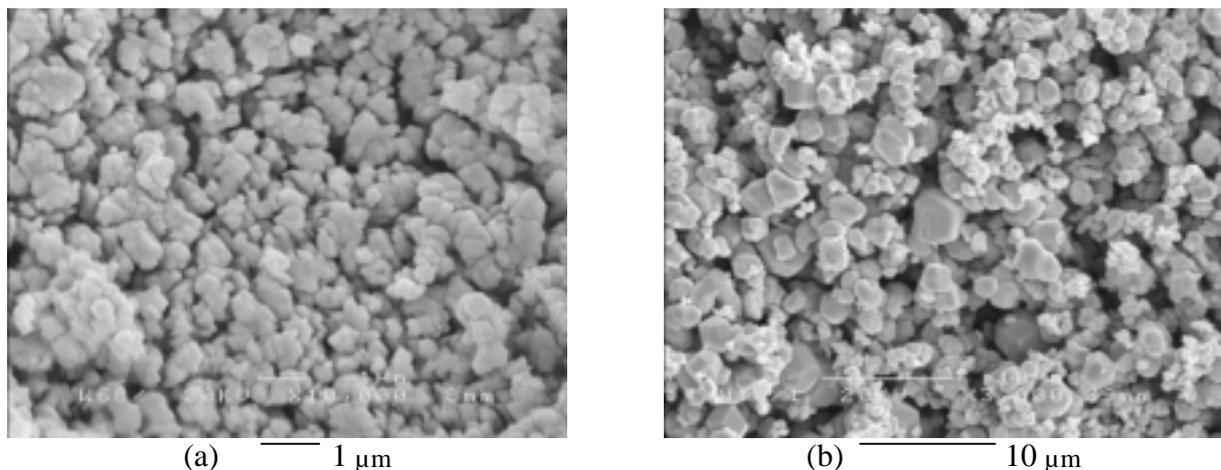


Figura 1. Imagens de microscopia eletrônica de varredura dos pós de tungstênio (a) pó de Wfino com 0,68 μm , (b) pó Wgrosso com 1,92 μm .

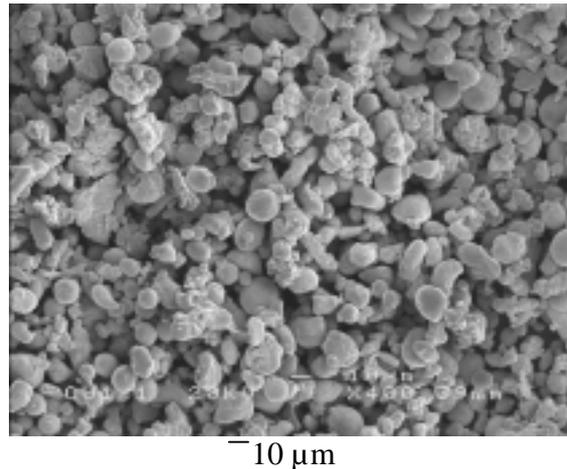


Figura 2. Imagens de microscopia eletrônica de varredura do pó cobre com tamanho médio de partícula igual a $10\mu\text{m}$.

O método de obtenção do pó de W-Cu se deu através da moagem em moinho planetário a uma velocidade no valor de cinco unidades, conforme escala de um a dez apresentada no equipamento. Os pós elementares de W e Cu foram colocados em um recipiente de metal duro juntamente com as quatro bolas ($d=14,3\text{mm}$), também de metal duro, e o restante do volume do recipiente foi preenchido com ciclohexano, que tinha a função de minimizar ou evitar a oxidação dos pós durante a moagem. O recipiente possui uma capacidade de 50ml e o volume ocupado pelos corpos de moagem era de aproximadamente 13,6% do volume do recipiente. Desta forma, várias ligas de W-Cu, com uma composição de 47% volCu, foram produzidas com o tempo de moagem variando de 1 a 92 horas. A tabela 2 mostra as ligas e as condições de dispersão destas em moinho planetário. Esta variação no tempo de moagem tinha o objetivo de se investigar a influência do tempo de moagem em moinho planetário nas características do pó de W-Cu e na cinética de sinterização do composto W-Cu.

Tabela 2. Condições de moagem das ligas de W-Cu para uma composição de 47% volCu.

Designação das ligas de W-47%volCu	Tempo de Moagem (h)
C47-P1	1
C47-P6	6
C47-Pf92	92
C47-Pf25	25

Após a moagem, os pós de W-Cu foram secados através da destilação por rotavapor em aproximadamente 70°C e peneirados em uma peneira de 60 mesh para aglomerar os pós e melhorar sua compressibilidade durante a compactação. Os pós foram compactados a 221MPa em uma matriz cilíndrica de aço inoxidável com 6,06mm de diâmetro e as amostras mediam 6,06mm em diâmetro e aproximadamente 4mm de altura. Nenhum ligante foi adicionado ao pó, porém um óleo lubrificante foi aplicado na superfície dos pistões e na cavidade da matriz para lubrificar as partes móveis da matriz durante a compactação.

As sinterizações foram realizadas em atmosfera de H_2 em temperaturas variando de 1075°C a 1200°C . A taxa de aquecimento usada foi de $10^\circ\text{C}/\text{min}$ e o tempo de isoterma variou de 5 a 60 minutos. As curvas de contração e da taxa de contração foram obtidas através de sinterização dilatométrica.

A massa e as dimensões das amostras verdes foram medidas e as densidades foram calculadas. As densidades das amostras sinterizadas a 1075°C foram calculadas pelo método

massa/volume devido a grande porosidade apresentada nestas amostras. Já para as amostras sinterizadas em temperaturas mais elevadas, as densidades foram calculadas pelo princípio de *Archimedes*. As amostras foram seccionadas e polidas, em seguida, algumas foram atacadas com *Murakami* para análise metalográfica por microscopia ótica e microscopia eletrônica de varredura (MEV).

3. RESULTADOS

Recentes pesquisas (Kim et al., 1997, 1998 e 1999 e Da Costa, 2000) demonstraram que o uso de alta energia e longo tempo de moagem modifica a forma do pó de W-Cu e aumenta a sinterabilidade do composto W-Cu. Para verificar a influência do tempo de moagem em moinho planetário nas características do pó de W-Cu, duas ligas de W-Cu foram produzidas por 1 e 6 horas de moagem usando pó de W grosso. A figura 3 mostra as microscopias eletrônicas de varredura dos pós de W-Cu para as duas ligas.

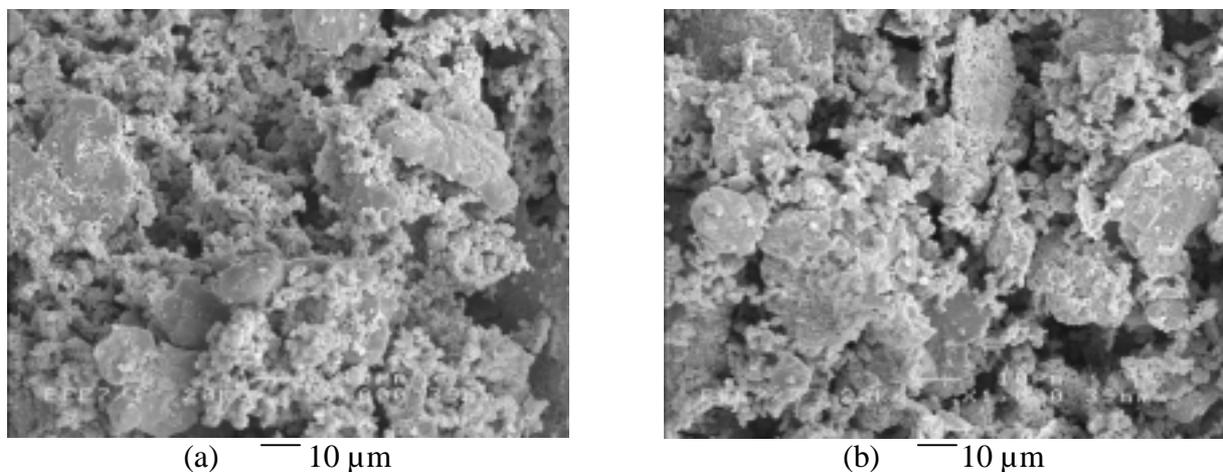


Figura 3. Morfologia e dispersão das partículas dos pós de W e Cu moídos em moinho planetário para as ligas (a) C47-P1 e (b) C47-P6.

A figura 4 mostra as microscopias eletrônicas de varredura dos pós de W-Cu para as ligas C47-Pf25 e C47-Pf92 usando pó de W fino.

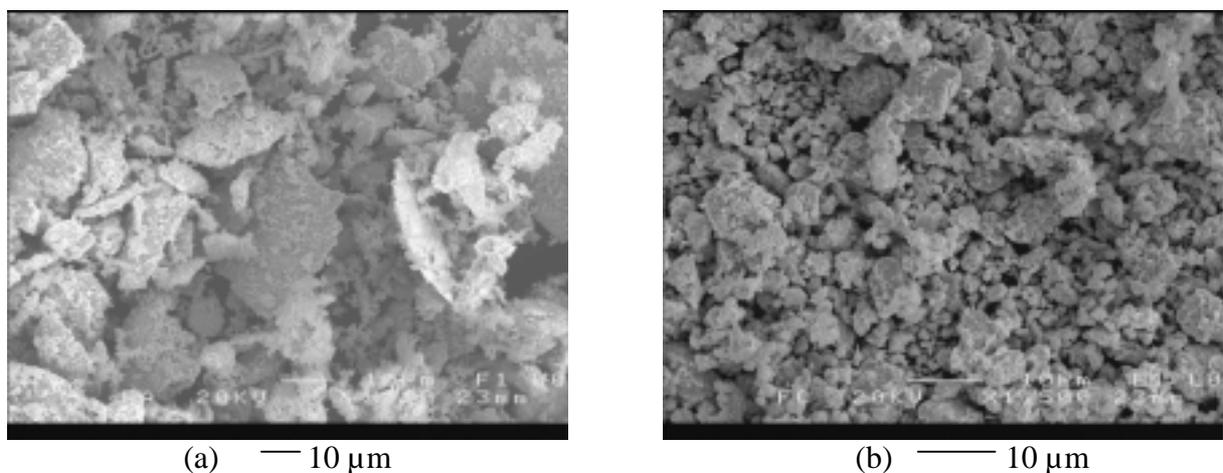


Figura 4. Morfologia do pó de W-Cu moído em moinho planetário por 25h e 92h através de imagens de elétrons secundários para a liga (a) C47-Pf25 e (b) C47-Pf92.

Observa-se nas figuras 3 e 4, que à medida que se aumenta o tempo de moagem as partículas de tungstênio começam a ser encravadas nas partículas de cobre, e estas, por serem dúcteis, começam a se deformarem. Pode-se observar, também, que com 25 h de moagem o pó de W-47%volCu já não possui mais partículas de tungstênio livres e as partículas compósitas W-Cu formadas são grandes e em forma de plaquetas. Quando se aumenta o tempo de moagem para 92 h, ocorre uma fragmentação destas grandes partículas compósitas e das partículas de tungstênio, aumentando a dispersão e interação do tungstênio na matriz de cobre.

Para constatar se houve amorfização dos constituintes (W e Cu) uma difração de raio-x foi realizada no pó de W-Cu, produzido com pó de W grosso e moído por 92h, conforme visto na figura 5.

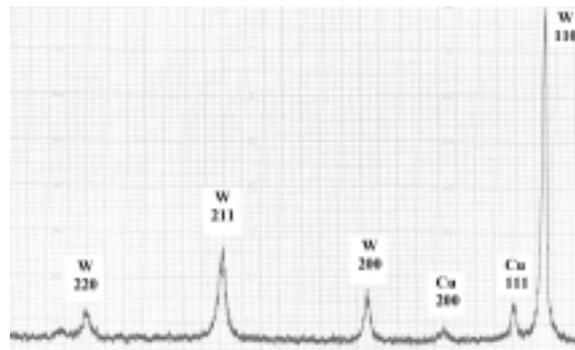


Figura 5. Difração de raio-x do pó de W-Cu da liga C47-P92 moído em moinho planetário por 92 h e produzido com pó de W grosso.

A difração de raio-x apresenta quatro picos característicos do tungstênio, onde o primeiro possui grande intensidade. A presença destes picos, na difração de raio-x, confirma a cristalinidade do pó de tungstênio. Já com relação ao cobre, esta difração apresenta dois picos de baixa intensidade, o que se deve a uma certa desorganização na sua estrutura cristalina, ou seja, houve uma amorfização de parte do cobre produzida pelo processo de moagem.

Para se entender o comportamento de contração das amostras durante a sinterização, as curvas de contração e da taxa de contração foram obtidas para a liga C47-Pf92, as quais são mostradas na figura 6.

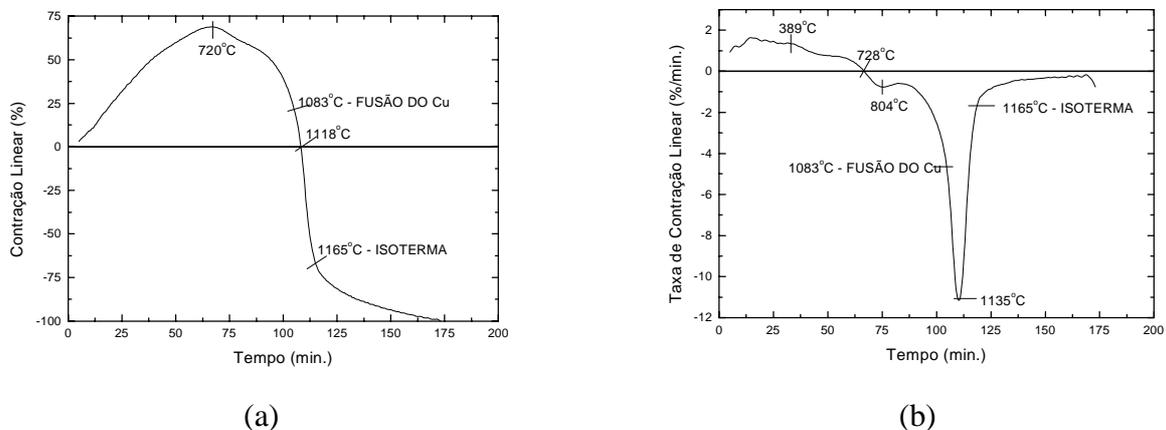


Figura 6. (a) curva de contração e (b) curva da taxa de contração da liga C47-Pf92 sinterizada a 1165°C por 60min de isoterma em atmosfera de H₂.

As curvas dilatométricas mostram que a contração passa a dominar o processo de sinterização ainda em sinterização por fase sólida (730°C) e apresenta velocidade de contração máxima a temperatura pouco acima do ponto de fusão do cobre. Observa-se ainda, que a maior parte da contração ou densificação do composto ocorre durante a fusão do cobre, quando ocorre o rearranjo das partículas de tungstênio.

Com intuito de verificar a influência do tempo de moagem na cinética de sinterização, as ligas C47-P1 e C47-P6 foram sinterizadas em estado sólido a 1075°C por 60min de isoterma e as ligas C47-Pf25 e C47-Pf92 foram sinterizadas em fase líquida a 1165°C por 5min de isoterma, conforme mostrado na figura 7.

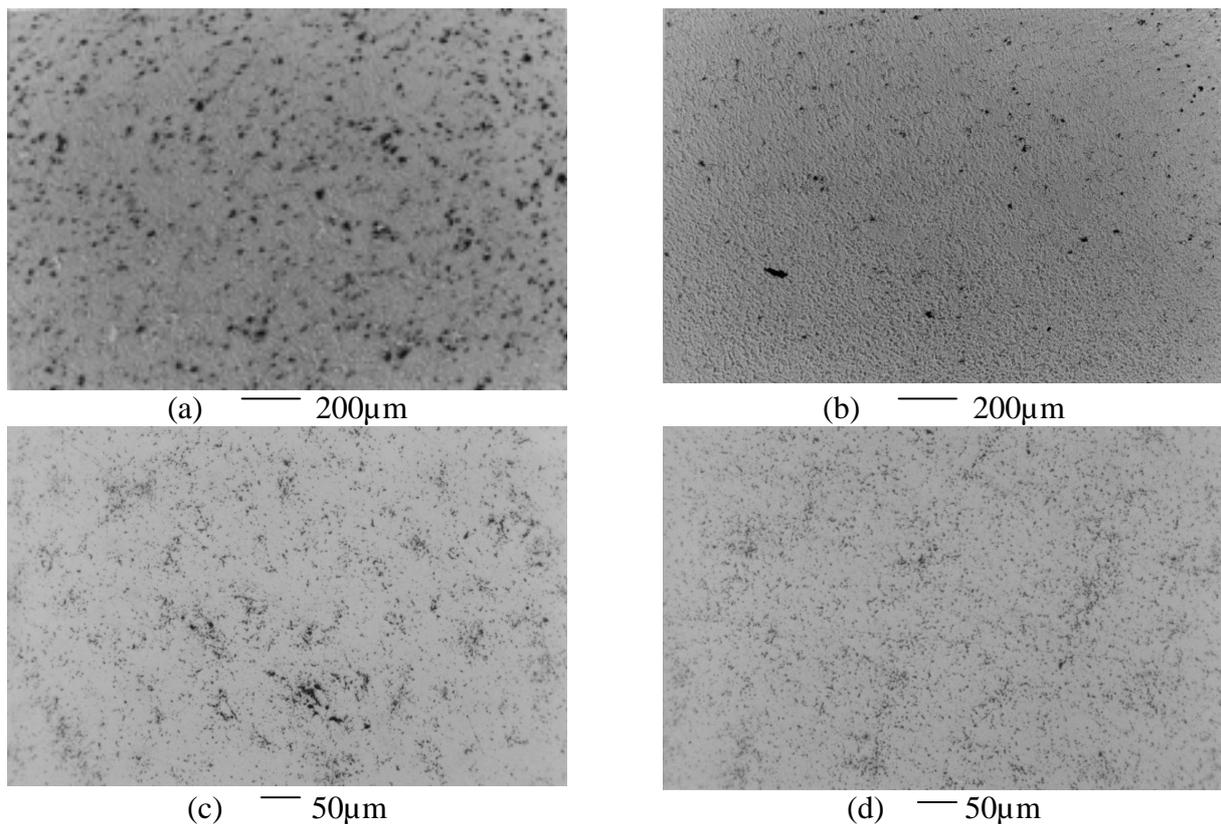


Figura 7. Micrografias óticas das amostras sinterizadas a 1075°C por 60min de isoterma para as ligas (a) C47-P1 e (b) C47-P6 e sinterizadas a 1165°C por 5min de isoterma para as ligas (c) C47-Pf25 e (d) C47-Pf92, respectivamente.

As microestruturas obtidas com pó de W-47%volCu, os quais foram produzidos em moinho planetário por 1 e 6 h, e sinterizadas tanto em estado sólido como em estado líquido, apresentaram grande volume de poros residuais e alta heterogeneidade estrutural. Ao contrário destas, as microestruturas obtidas com pó de W-47%volCu e produzidos em moinho planetário por 25 e 92 h, apresentaram significativa densificação e homogeneidade estrutural em sinterização por fase líquida por apenas 5 minutos de isoterma, conforme observado na figura 7.

4. DISCUSSÃO

4.1 Influência do tempo de dispersão em moinho planetário na forma do pó de W-Cu.

O efeito do tempo de moagem na dispersão do W e Cu e na formação de partículas compósitas W-Cu, onde o W e o Cu estão intimamente interligados, formando uma nova partícula com forma e tamanho diferente das partículas originais, é observado nos pós de W-Cu com 47% volCu moídos de 1h a 6h (figura 3). Este efeito é efetivamente confirmado neste mesmo tipo de pó moído em moinho planetário por 92 (figura 4). A medida que se aumenta o tempo de moagem de 1h até 6h pode ser observado, figura 3, uma significativa redução da quantidade de partículas de W livres e há formação de uma nova partícula composta por Cu deformado com W encravado nesta. Quando se aumenta o tempo de moagem para 25h, observa-se uma total ausência de partículas de W livres e embora todas as partículas existentes sejam compósitas, estas ainda possuem um tamanho muito grande e uma forma de finas plaquetas não homogêneas. Com o aumento do tempo de moagem para 92h, as partículas compósitas W-Cu, juntamente com as partículas de W, se fragmentam produzindo maior dispersão do W e do Cu e maior homogeneização destas partículas. Portanto, o aumento do tempo de moagem produz uma maior dispersão e interação entre os constituintes (W e Cu) do pó de W-Cu, uma diminuição no tamanho de partícula de W e conduz a formação de partículas compósitas W-Cu.

Com a formação e fragmentação das partículas compósitas W-Cu não é mais possível distinguir o W e o Cu, porém a moagem do pó de W-Cu por 92h não é capaz de amorfizar todo o Cu, muito menos o W e não introduziu nenhum tipo de impureza (Co) ao pó de W-Cu durante o processo de moagem. Pois, conforme observado na figura 5, o tungstênio apresenta quatro picos característicos, indicando que a estrutura cristalina do tungstênio foi mantida. Já o cobre apresenta dois pequenos picos, o que demonstra o quanto a rede cristalina foi desestruturada, porém, sua presença indica que ainda há uma organização na estrutura cristalina do cobre.

4.2 Influência do tempo de dispersão na cinética de sinterização do compósito W-Cu.

A forma das partículas do pó de W-Cu é afetada significativamente pelo tempo de dispersão e moagem e esta produz uma marcante influência na cinética de sinterização e na homogeneização da estrutura do compósito W-Cu. Nas estruturas sinterizadas das ligas C47-P1 a C47-P6 já pode ser observado uma marcante evolução na densificação e no fechamento da porosidade, as quais se deve a maior formação de partículas compósitas W-Cu quando se aumenta o tempo de moagem de 1h para 6h. Com o aumento do tempo de moagem para 92h se obtém partículas compósitas W-Cu e estas produzem maior homogeneização do pó de W-Cu e distribui o W intimamente dentro das partículas individuais do pó de W-Cu. Portanto, uma amostra da liga C47-Pf92 (figura 7), moída em moinho planetário por 92h e sinterizada a 1165°C por 5min, obteve uma densidade de 98% da densidade teórica, enquanto a liga C47-Pf25, moída em moinho planetário por apenas 25h e sinterizada nas mesmas condições de temperatura e tempo, já obteve um densidade de 95% da densidade teórica.

4.3 Comportamento de contração dos pós de W-Cu formados por partículas compósitas W-Cu durante a sinterização.

Estas partículas compósitas W-Cu se ligam mais facilmente e o Cu começa a preencher a porosidade existente entre estas partículas e a produzir contração das mesmas já durante a sinterização por fase sólida. Desta forma, ocorre uma marcante contração da estrutura durante a sinterização em estado sólido e quando da fusão do Cu, um grande rearranjo dos grãos de W conduz a uma grande densificação da estrutura, fazendo com que quase toda contração seja alcançada até a temperatura atingir a isoterma da sinterização, conforme visto na figura 5. A

curva de contração mostra que a 720°C o processo de sinterização que se opõe a expansão e conduz à contração já começa a atuar e logo após a fusão do Cu, a 1118°C, o processo de contração passa a dominar a sinterização. A curva da taxa de contração é caracterizada por um grande pico, que está relacionado a fusão do Cu e ao rearranjo dos grãos de W. Observa-se nesta curva que durante a fase de aquecimento, acima de 1135°C, a velocidade de contração cai rapidamente, significando dizer que durante o rearranjo dos grãos de W a estrutura conduz à quase total contração estrutural e quando da chegada da isoterma, esta desativa ou minimiza este processo de rearranjo, fazendo com que a velocidade de contração caia lentamente. Na fase de isoterma, a estrutura se contrai devido ao preenchimento dos poros remanescentes pelo Cu líquido e ao lento processo de rearranjo dos grãos de W.

5. CONCLUSÕES

A presença de choques provoca a deformação dos componentes e o aparecimento de partículas compósitas W-Cu.

O tempo de moagem, sob determinadas condições de energia por choque e choques por segundo, determina o número de partículas compósitas W-Cu, o tamanho destas partículas e o número de partículas de tungstênio livres.

As partículas compósitas W-Cu tendem a se fragmentar com o prosseguimento da moagem devido ao encruamento das partículas e aos choques produzidas pelos corpos de moagem.

A presença de partículas compósitas W-Cu é fator importante para a obtenção de altas densidades finais e sua presença modifica o aspecto estrutural.

Pós com partículas compósitas W-Cu sinterizam mais e mais cedo devido à sinterização do cobre contido em cada partícula, de modo que a densidade relativa final pouco depende da composição ou do conteúdo de cobre.

O pó de tungstênio tem seu tamanho bastante reduzido durante a moagem para a formação de pós compósitos W-Cu, porém não chega a ser amorfizado.

O uso de partículas compósitas W-Cu pode levar a densificação total da estrutura do compósito W-Cu a uma temperatura de 1200°C.

6. AGRADECIMENTOS

Ao Prof. Dr. Wolf-Dieter Schubert pela colaboração e apoio durante a realização das caracterizações das ligas de W-Cu, a Universidade Técnica de Viena por nos haver disponibilizado os seus laboratórios durante a realização das caracterizações e a CAPES, Projeto Nordeste/CNPq, FINEP e RHAE/CNPq pelo apoio financeiro.

7. REFERÊNCIAS

- Chongliang, Q. et al., 1993, “A Study on Fine Grain W-Cu Electrode Material with High Homogeneity”, Proceedings of the 13th Inter. Plansee Seminar, Vol. 1, Reutte, Ed. Metallwerk Plansee, p. 461-70.
- Da Costa, F. A., 2000, “Estudo da Sinterização de Ligas de W-Cu”, Dissertação (Mestrado em Materiais e Estruturas Especiais), Universidade Federal do Rio Grande do Norte, Natal, R.N., Brasil, 178p.
- German, R. M., Hens, K. F. & Johnson, J. L., 1994, “Powder Metallurgy Processing of Thermal Management Materials for Microelectronic Applications”, The International J. of Powder Metallurgy, Vol. 30, nº 2, p. 205-16.

- Hong, M. H. et al., 1993, "Densification Behavior of Ball-Milled W-Cu Composite Powder", Proceedings of the 13th International Plansee Seminar, Vol. 1, Reutte, Ed. Metallwerk Plansee, p. 451-60.
- Johnson, J. L. & German, R. M., 1996, "Solid-State Contributions to Densification During Liquid-Phase Sintering", Metallurgical and Materials Transactions P B, Vol. 27B, p. 901-9.
- Johnson, J. L. & German, R. M., 1994, "Chemically Activated Liquid Phase Sintering of Tungsten-Copper", The Inter. Journal of Powder Metallurgy, Vol. 30, n° 1, p. 91-102.
- Kim, J. C. et al., 1999, "Metal Injection Molding of Nanostructured W-Cu Composite Powder", The International Journal of Powder Metallurgy, Vol. 35, n° 4, p. 47-55.
- Kim, J. C. et al., 1998, "Densification Behavior of Mechanically Alloyed W-Cu Powder by the Double Rearrangement Process", Escripta Materialia, Vol. 39, n° 6, p. 669-76.
- Kim, J. C. & Moon, I. H., 1997, "Sintering of Nanostructured W-Cu Alloys Prepared by Mechanical Alloying", NanoStructured Materials, Vol. 10, n° 2, p. 283-90.
- Lassner, E. & Schubert, W.-D., 1999, "Tungsten: Properties, Chemistry, Technology of the Element, Alloys, and Chemical Compounds", Vol. 1. Ed. Kluwer Academic/Plenum Publishers, New York, p. 270-281.
- Moon, I. H. & Lee, J. S., 1979, "Activated Sintering of Tungsten-Copper Contact Materials", Powder Metallurgy, n° 1 p. 5-7.
- Moon, I. H., Ryu, S. S. & Kim, J. C., 1997, "Sintering Behaviour of Mechanical Alloyed W-Cu Composite Powder", Proceedings of the 14th International Plansee Seminar, Vol. 1, Reutte, Ed. Metallwerk Plansee, p. 16-26.
- Upadhyaya, A. & German, R. M., 1998, "Densification and Dilation of Sintered W-Cu Alloys", The Int. J. of Powder Metallurgy., Vol. 34, n° 2, p. 43-55.

INFLUÊNCIA DA GEOMETRIA DA FERRAMENTA DE CORTE NA USINABILIDADE DO AÇO ABNT 1045

Gustavo Nascimento

Alexandre Mendes Abrão

Universidade Federal de Minas Gerais, Departamento de Engenharia Mecânica, 31.270-901, Belo Horizonte MG, Brasil. E-mail: abrao@vesper.demec.ufmg.br

Resumo

Este trabalho tem por objetivo principal investigar o comportamento de três pastilhas para torneamento de mesma geometria (ângulos de ponta, posição, saída e folga, além do raio de ponta), porém com formatos diferentes. São três ferramentas de metal duro revestido classe P20-P30 M15-M30, com as seguintes geometrias: ISO CNMG 120408-GN, QNMG 090408-GN e WNMG 080408-GN, com mesmo tipo de quebra-cavaco, para o mesmo tipo de operação. Foram escolhidas cinco condições de corte onde a profundidade de corte foi fixada e velocidade de corte e avanço foram variados. Avaliou-se então, a vida das três ferramentas e o acabamento superficial da peça para cada uma das cinco condições de corte. Os resultados mostraram diferenças consideráveis de comportamento entre as três pastilhas sob a mesma condição de corte. Isto sugere que a diferença de comportamento entre as pastilhas esteja ligada à diferença de formato das mesmas. Possíveis razões para os diferentes comportamentos observados são a distribuição de calor e os esforços impostos às ferramentas.

Palavras-chave: Geometria de ferramenta, Torneamento, Usinabilidade

1. INTRODUÇÃO

A geometria de corte das ferramentas utilizadas em usinagem tem influência decisiva no desempenho da ferramenta de corte. Muitos estudos já foram realizados principalmente em torneamento, fresamento e furação acerca da geometria das ferramentas e pastilhas utilizadas nestes processos, com o objetivo de se conseguir um melhor desempenho das mesmas. Estas pesquisas foram realizadas, na sua maioria, de duas formas: a forma experimental, onde basicamente, foi verificado o desempenho das ferramentas sob determinadas condições de corte, tipo de material de ferramenta e de material usinado para diferentes geometrias de pastilha e comparando os resultados obtidos. A outra forma é a analítica, onde foram propostas fórmulas que determinam modelos de geometria de ferramenta mais eficientes de acordo com as condições de trabalho a que seriam submetidas.

Em ambos os casos, experimental e analítico, é praticamente impossível prever qual a geometria é ideal para determinado caso. As variáveis envolvidas são muitas: além da geometria em si, que envolve diversos ângulos, raios, formato, presença ou não de quebra-cavaco, existem ainda as outras características que influem decisivamente no processo tais como o tipo de material de ferramenta e material usinado, a presença de revestimento nas pastilhas, além, é claro, dos parâmetros de corte. Todos estes fatores juntos afetam principalmente as forças de corte e a temperatura gerada durante o processo, sendo que estes irão determinar a vida da ferramenta.

Esta infinidade de situações resulta em uma grande variedade de estudos e pesquisas, os quais têm servido para alimentar uma forma mais recente de prever a melhor geometria de ferramenta. Esta forma é através de redes neurais. As redes neurais são alimentadas com informações originadas de pesquisas experimentais e analíticas e, através do cruzamento destas informações, ela fornece resultados para a situação proposta pelo usuário.

São vários os exemplos que podem ser citados a respeito deste tipo de pesquisa nos últimos anos. Kattan & Currie (1996) desenvolveram um estudo sobre pastilhas para torneamento onde, realizando testes experimentais segundo condições de corte idênticas, variaram o ângulo de posição de uma pastilha de metal duro revestido. As forças de corte envolvidas foram medidas e vários ângulos foram determinados para se montar o círculo de Merchant. A partir do círculo e da fórmula empírica desenvolvida por Jiang *et al.* (1984), foram criadas novas equações empíricas com base em parâmetros geométricos. Kattan *et al.* (1998) desenvolveram modelos matemáticos associados a formulações empíricas onde os dados de entrada dizem respeito a parâmetros de geometria de ferramenta, material da ferramenta, material da peça a ser usinada, condições de corte e especificações de máquina. aperfeiçoando o estudo anterior a fim de melhorar a qualidade da superfície usinada e aumentar a produtividade da ferramenta.

Modelos empíricos envolvendo geometria de corte da ferramenta também podem associar outros fatores além dos mostrados anteriormente. Lo *et al.* (1998) desenvolveram um modelo para furação onde, através do conhecimento de propriedades mecânicas e térmicas do material da broca e do material a ser usinado, a variação da geometria da broca resultou em um aumento de até 400% na vida da ferramenta.

As propriedades mecânicas do material da ferramenta e do material a ser usinado influem sensivelmente no desenvolvimento da operação de corte. As forças envolvidas no processo são relativamente altas e exigem muito principalmente da ferramenta de corte. Quanto mais altas forem as forças envolvidas na operação, maior será a carga sobre a ferramenta e menor será sua vida. A forma de saída do cavaco determina um dos componentes da força de corte, principalmente devido à área de contato cavaco-ferramenta. A modificação da geometria da ferramenta, no que se refere à saída de cavaco, faz variar o contato cavaco-ferramenta, variando assim a força de corte. Seethaler & Yellowley (1997) propuseram um modelo para torneamento oblíquo capaz de prever as forças de corte e a direção de saída do cavaco e, com base nestes dados, determinar a geometria de ferramenta que mais vai se adequar, minimizando os efeitos dessas forças.

Kuang-Hua & Chung-Shin (1995) também fizeram um trabalho de comparação entre valores experimentais e teóricos no torneamento. Desenvolveram um modelo específico para ferramenta com aresta principal de corte chanfrada onde, variando-se a geometria da ferramenta, estimava-se as forças de corte. Os valores encontrados mostraram-se consistentes quando comparados com os experimentais. Foi também observada a variação no consumo de corrente elétrica e no acabamento superficial com a geometria da ferramenta.

Um dos elementos que mais influenciam na geometria de uma ferramenta de corte é a presença e forma do quebra-cavaco. O quebra-cavaco tem grande importância na distribuição de temperatura na ferramenta e na peça e, desenvolvendo sua função de quebrar o cavaco, altera as forças de corte do processo. Mesquita & Barata Marques (1992) fizeram um estudo comparativo entre várias geometrias de quebra-cavaco, determinando aquela que propiciava as menores forças de corte ao processo. Os resultados experimentais foram comparados a um modelo onde as forças de corte eram estimadas de acordo com o tipo de geometria de quebra-cavaco, segundo várias condições de corte.

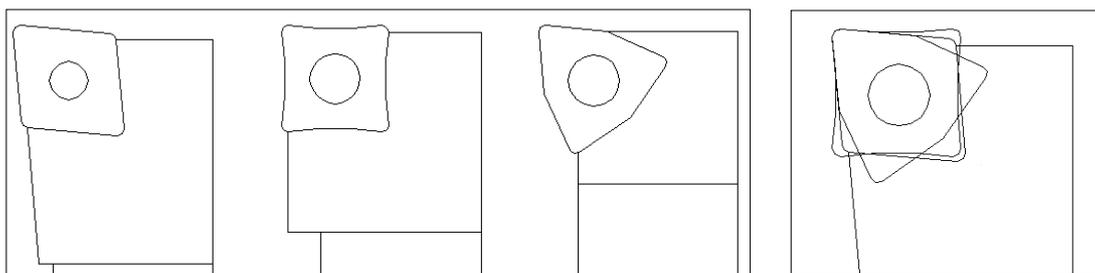
Como pode ser visto, há vários parâmetros que alteram a geometria da ferramenta e, por consequência, as variáveis do processo, principalmente as forças de corte. Neste trabalho, será verificada a influência do formato da pastilha no processo.

2. PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

O procedimento experimental foi realizado em um torno CNC com potência de 5,5kW e rotação máxima de 3500rpm. Foi feito o torneamento contínuo a seco de barras de aço ABNT 1045 (160 HV) com ferramentas de metal duro revestido classe ISO P20-P30 M15-M30 (Iscar IC 9025). A tabela 1 apresenta a geometria das pastilhas e dos respectivos suportes porta-ferramentas. Com exceção do formato das pastilhas, os conjuntos apresentam os mesmos ângulos, a saber: ângulo de ponta $\epsilon_r=80^\circ$, ângulo de posição principal $\chi_r=95^\circ$, ângulo de saída negativo $\gamma_o=-6^\circ$, ângulo de folga $\alpha_o=6^\circ$, além do raio de ponta $r_\epsilon=0,8$ mm. A figura 1 mostra os diferentes formatos das pastilhas. Para efeito de comodidade, a pastilha WNMG 080408 – GN será chamada de W, a pastilha CNMG 120408 – GN será chamada de C e a pastilha QNMG 120408 – GN será chamada de Q.

Tabela 1. Descrição da geometria das pastilhas e do suporte porta-ferramentas

Denominação	Pastilha	Suporte
W	WNMG 080408 – GN	PWLNLR 2020K – 08
C	CNMG 120408 – GN	PCLNR 2020K – 12
Q	QNMG 120408 – GN	PQLNR 2020K – 12



a) Pastilhas C (esquerda), Q (centro) e W (direita).

b) Pastilhas sobrepostas

Figura 1. Geometria das ferramentas de corte

Em função dos diferentes formatos, as três pastilhas possuem número de arestas de corte distintos. A pastilha C possui 4 arestas de corte, a pastilha W possui 6 arestas de corte e a pastilha Q possui 8 arestas de corte. Levando-se em conta que o custo das 3 pastilhas é praticamente o mesmo, caso não houvesse influência do formato da pastilha, obviamente a pastilha Q seria a mais vantajosa economicamente e a C, a menos vantajosa. As condições de corte utilizadas neste trabalho são apresentados na tabela 2:

Tabela 2. Condições de corte utilizadas no trabalho.

Condição	Velocidade de Corte (v_c) [m/min]	Avanço (f) [mm/rev]	Profundidade de Corte (a_p) [mm]
A	340	0,16	1,0
B	380	0,16	
C	420	0,16	
D	340	0,3	
E	340	0,4	

Durante os testes, foram medidos o desgaste de flanco médio VB_B e o acabamento superficial (rugosidade média aritmética, R_a). Foi estabelecido um critério de fim de vida $VB_B=0,3\text{mm}$. Para medição do desgaste foi empregado um microscópio óptico equipado com micrômetro de resolução milesimal e para rugosidade foi utilizado um rugosímetro portátil Mitutoyo modelo Surftest 301.

3. RESULTADOS

Terminados os testes, foram levantadas as curvas de vida das ferramentas e rugosidade superficial em função do tempo de corte. A figura 2 mostra as curvas de vida, para os três formatos testados, em função da velocidade de corte ao passo que a figura 3 mostra a curva de vida em função do avanço.

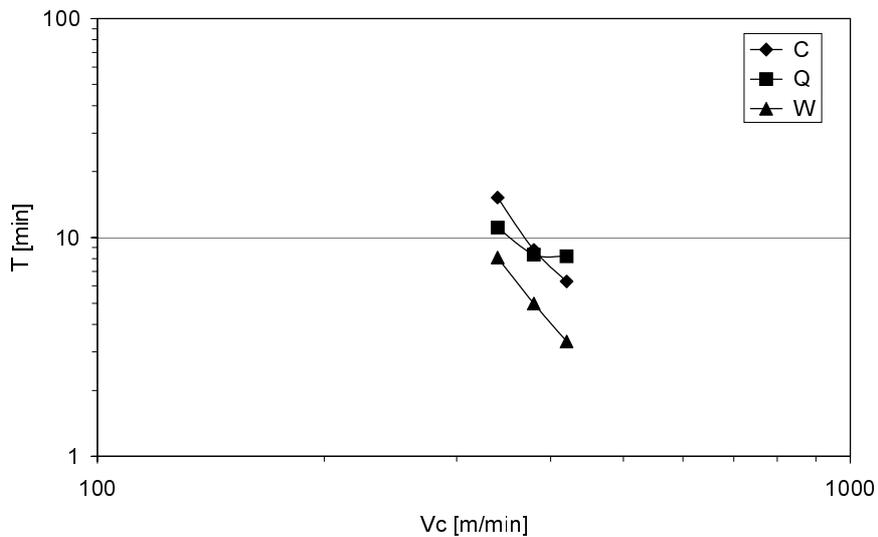


Figura 2. Curvas v-T para $f = 0,16\text{mm/rev}$ e $a_p=1\text{mm}$.

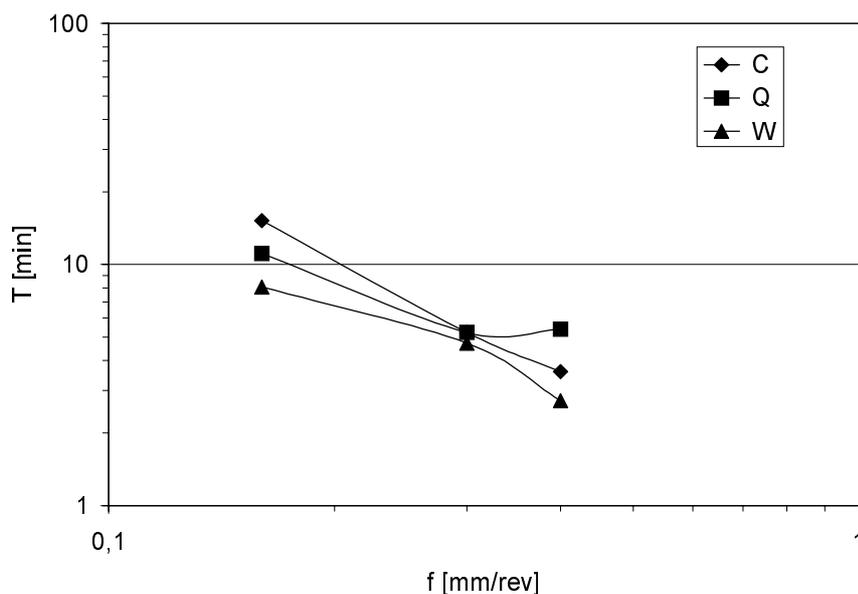


Figura 3. Curvas f-T para $v_c=340\text{ m/min}$ e $a_p=1\text{ mm}$.

Em ambos os casos mostrados nas figuras 2 e 3, nota-se que o resultado foi semelhante. Em todas as condições, a pastilha W foi a que teve pior desempenho, apresentando a menor vida. As pastilhas C e Q tiveram resultados mais próximos, sendo que a pastilha C teve vida mais longa na velocidade de corte e avanço mais baixos e a pastilha Q teve melhor desempenho nas condições de velocidade de corte e avanço mais altos.

As figuras 4 a 8 mostram os resultados obtidos para rugosidade superficial média (R_a) em função do tempo de corte, para as cinco condições de corte utilizadas no trabalho.

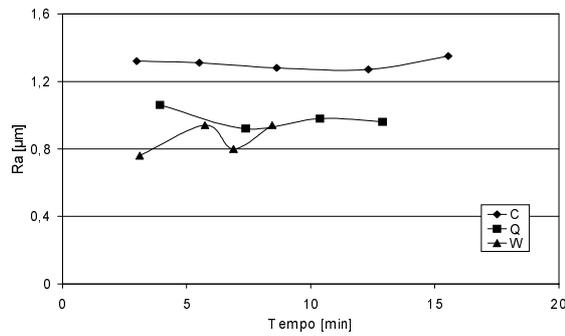


Figura 4. Rugosidade superficial média em função do tempo para $v_c=340\text{m/min}$, $f=0,16\text{mm/rev}$ e $a_p=1,0\text{mm}$.

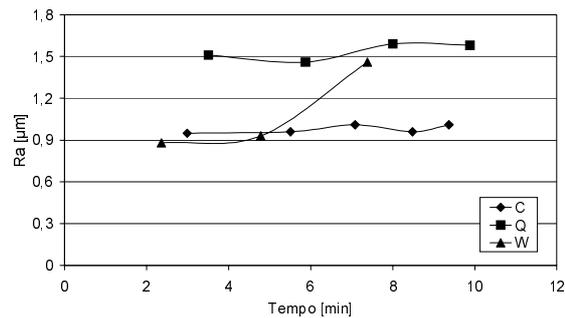


Figura 5: Rugosidade superficial média em função do tempo para $v_c=380\text{m/min}$, $f=0,16\text{mm/rev}$ e $a_p=1,0\text{mm}$.

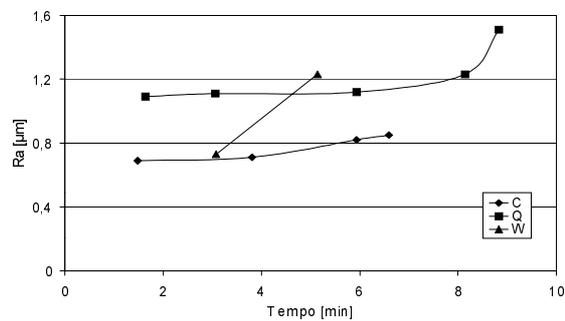


Figura 6: Rugosidade superficial média em função do tempo para $v_c=420\text{ m/min}$, $f=0,16\text{mm/rev}$ e $a_p=1,0\text{mm}$.

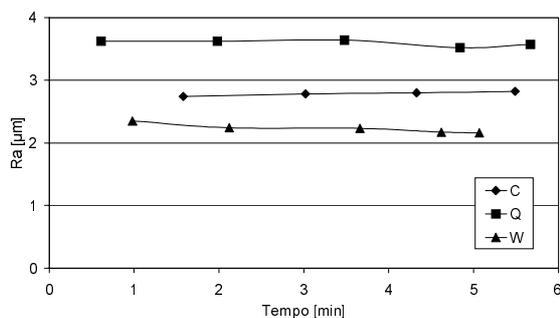


Figura 7: Rugosidade superficial média em função do tempo para $v_c=340\text{m/min}$, $f=0,30\text{mm/rev}$ e $a_p=1,0\text{mm}$.

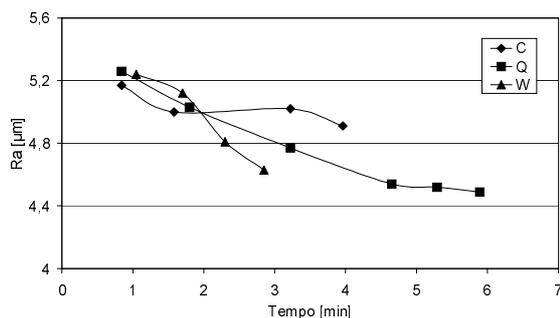


Figura 8: Rugosidade superficial média em função do tempo para $v_c=340\text{m/min}$, $f=0,40\text{ mm/rev}$ e $a_p=1,0\text{mm}$.

A situação visualizada nos gráficos das figuras acima demonstra, de forma geral, um comportamento distinto do que foi visualizado nos gráficos de vida. Comparando as figuras 4, 5 e 6 observa-se que a utilização da pastilha W promove um R_a inicialmente baixo, mas com uma piora acentuada ao longo do tempo de corte. Já a pastilha C apresentou um comportamento mais estável (assim com a pastilha Q), com uma ligeira queda nos valores de R_a à medida em que a velocidade de corte foi elevada. A figura 7 indica valores constantes para as três geometrias, com a pastilha W produzindo um acabamento de melhor qualidade. Já a figura 8 apresenta uma queda acentuada em R_a para as três ferramentas com o decorrer da operação de corte.

4. DISCUSSÃO

Para todas as condições testadas, a pastilha W foi a que mais rapidamente chegou ao fim de vida. Por outro lado, as pastilhas C e Q tiveram comportamentos diferentes dependendo da condição às quais estavam submetidas. Para velocidades de corte ou avanços mais altos, a pastilha Q obteve uma vida mais longa, ao passo que nas condições mais brandas (velocidades mais baixas associadas avanços mais baixos) a pastilha C comportou-se melhor. Em condições mais severas, onde as temperaturas são mais altas e a transferência de calor é mais intensa, a aproximação maior que existe entre a peça e a ferramenta no caso da pastilha Q, pode ter contribuído para abreviar sua vida. Influência esta que pode não ter sido tão significativa no caso de condições mais brandas.

Os resultados referentes ao acabamento superficial não acompanharam a tendência observada nos resultados de desgaste de flanco. De uma forma geral, a pastilha W produziu a menor rugosidade superficial na peça usinada. Este resultado não surpreende pois sabe-se que a aresta de corte de uma ferramenta passa por um período de acomodação, fazendo com que,

num primeiro instante, a superfície produzida tenha uma rugosidade relativamente alta, num segundo momento esta rugosidade diminua (acomodação), e num terceiro momento, onde a aresta já possui um desgaste considerável, a rugosidade cresça acentuadamente. O valor de desgaste de flanco determinado para o fim de vida nestes testes ($VB_B=0,3$ mm) não é necessariamente o momento em que a pastilha entra no terceiro instante acima classificado. Pode-se verificar este comportamento numa breve análise nos gráficos acima. Em todas as condições experimentadas neste trabalho, todas as vezes em que o fim de vida foi determinado por valores pouco acima de $VB_B=0,3$ mm, os valores de rugosidade correspondentes foram iguais ou melhores que os valores iniciais, ao passo que, quando houve um crescimento abrupto do desgaste de flanco, acompanhou-se de um crescimento associado da rugosidade. Isto sugere que a pastilha W entrou no segundo instante mais rapidamente do que as outras duas pastilhas e nele permaneceu até o fim de sua vida na maior parte dos casos. Da mesma forma que a pastilha W foi a que obteve os melhores resultados com relação a acabamento, as pastilhas Q e C também obtiveram resultados opostos aos de desgaste de flanco. A pastilha C provocou um acabamento melhor que o da pastilha Q nas condições de extremo, que por sua vez produziu rugosidade superficial menor nas condições intermediárias (exceção feita à condição mencionada na figura 8 onde o comportamento das três pastilhas variou com o tempo). De um modo geral, as curvas de desgaste contra rugosidade (não apresentadas no presente trabalho) indicam uma tendência de melhoria no acabamento para baixas taxas de desgaste de flanco.

Embora não conclusivos e indicando a necessidade de testes adicionais, os resultados obtidos neste trabalho mostram que apesar de as três pastilhas terem a mesma geometria na aresta de corte, o resultado final é diferente. Várias explicações podem existir para tal fato. A geometria diferente das três pastilhas faz com que, por exemplo, a forma com que a vibração da ferramenta atue durante o processo ocorra diferentemente em cada um dos casos, afinal, a frequência natural do conjunto muda em função da geometria. Outra possibilidade seria a distribuição de esforços e tensões na ferramenta. Apesar da mesma geometria na região de corte levar a crer que as forças de usinagem sejam semelhantes, e que portanto a distribuição de tensões não seja alterada significativamente, essa distribuição pode ocorrer de formas distintas devido aos diferentes formatos.

Uma terceira justificativa seria a distribuição de calor e temperatura ao longo da pastilha, que provavelmente ocorre de maneira diferente nas três ferramentas. Observando-se a figura 1b), pode-se notar claramente que a pastilha que mais se sobressai com relação à forma é a pastilha W, ao passo que as pastilhas Q e C possuem formas semelhantes. Isto poderia explicar os resultados semelhantes entre as pastilhas C e Q, pois esta semelhança faz supor que a distribuição de temperatura ao longo de ambas as pastilhas também seja similar, fazendo com que o desempenho de ambas seja parecido, ao passo que, como a distribuição de temperatura na pastilha W ocorre de forma distinta, a operação de corte também vai gerar resultados diferenciados.

5. CONCLUSÕES

As principais conclusões obtidas a partir deste trabalho são as seguintes:

- durante o torneamento a seco do aço ABNT 1045 com ferramentas de metal duro revestido, observou-se que assim como vários outros elementos da geometria da ferramenta de corte, o formato da pastilha também afeta o seu desempenho;
- numa comparação entre as pastilhas de geometria C, Q e W, as duas primeiras apresentaram resultados semelhantes, enquanto a terceira promoveu resultados distintos (menor vida de ferramenta e rugosidade superficial ligeiramente menor).

AGRADECIMENTOS

Os autores agradecem à ISCAR do Brasil, na pessoa do Eng. Leonel Croce Júnior, pelas ferramentas de corte; à ACESITA - Aços Especiais Itabira, na pessoa da Sra. Yolanda Orozco, pelo aço ABNT 1045 e ao Instituto Euvaldo Lodi (IEL/FIEMG), pela concessão da bolsa de mestrado.

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- Jiang, C. Y., Zhang, Y. Z. and Chi, Z. J., 1984, “Experimental Research of the Chip Flow Direction and Its application to the Chip Control”, *Annals of CIRP*, Vol. 33, pp. 81-84.
- Kattan, I.A. and Currie, K.R., 1996, ”Developing New Trends of Cutting Tool Geometry”, *Journal of Materials Processing Technology*, Vol. 61, pp. 231-237.
- Kattan, I. A. Venkatesh, V. C. and K. R. Currie, 1998, “A Comparative Study Of the Effect of Cutting Tool Geometry on Machining Parameters”, *International Journal of Production Research*, Vol. 36(4), pp. 909-938.
- Kuang-Hua Fuh and Chung-Shin Chang, 1995, “Prediction of the Cutting Forces for Chamfered Main Cutting Edge Tools”, *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, Vol. 35(11), pp. 1559-1586.
- Lo, H.W., Kaldor, S. and Venuvinod, P.K., 1997, “A *Broad-Brush* Approach to the Selection of General Purpose Cutting Tool Geometry for Maximum Tool Life”, *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, Vol. 38(1-2), pp. 1-14.
- Mesquita, R.M.D. and Barata Marques, M.J.M., 1992, “Effect of Chip-breaker Geometries on Cutting Forces”, *Journal of Materials Processing Technology*, Vol. 31, pp.317-325.
- Seethaler, R. J. and Yellowley, I., 1997, “An Upper-Bound Cutting Model for Oblique Cutting Tools with a Nose Radius”, *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, Vol. 37(2), pp. 119-134.

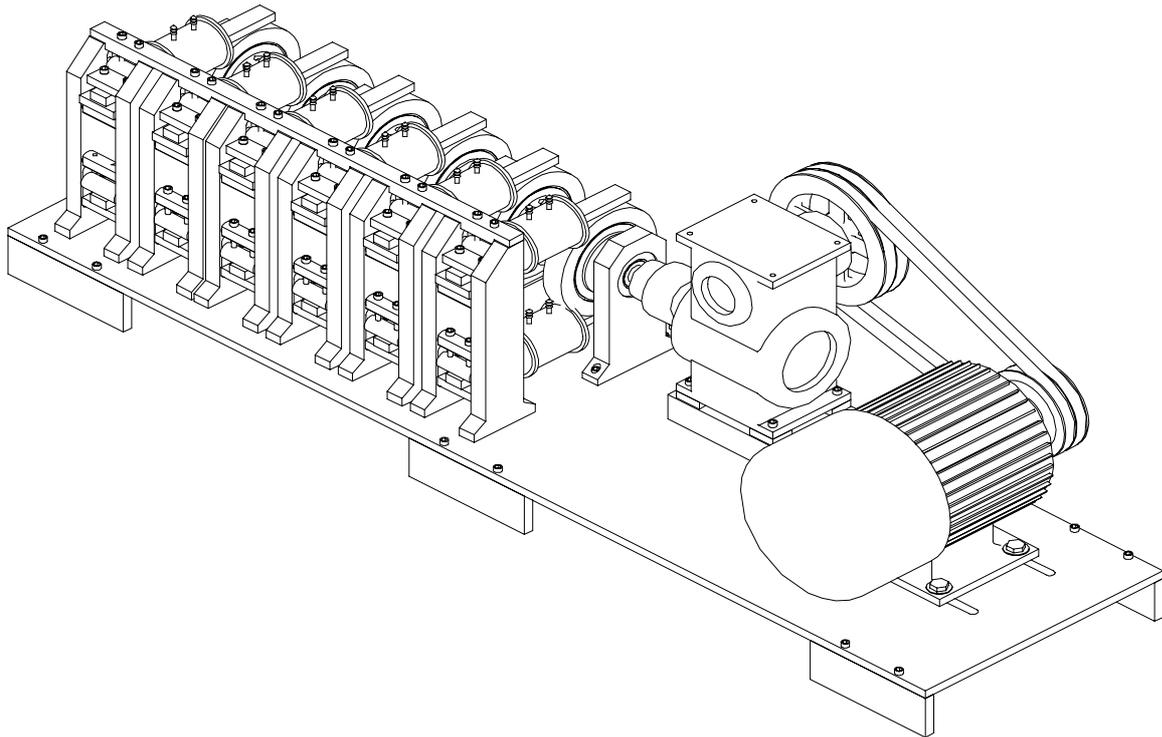


Figura 05 - Vista Posterior - em perspectiva – da Máquina de Ensaio em Corrosão-Fadiga para Múltiplos Corpos de Prova

4- CONCLUSÃO

O Equipamento, projetado, confeccionado e testado, em condições de trabalho, por mais de dois anos ininterrupto (num regime de 24 horas/dia, sem quebras ou contratempos, apenas com duas paradas para limpeza) ensaiou, mais de 30 corpos de prova, nas condições de fadiga assistida pelo ambiente (água do mar). As metas objetivadas de construção de um equipamento simples e de baixo custo, que substituisse, eficientemente, as já consagradas servo-hidráulicas, em aplicações do gênero, foram plenamente alcançadas. Demonstrando, na prática, o êxito do projeto.

5- BIBLIOGRAFIA

- 1 – METAL Handbook, ASM International, vol. 19, first ed., “Fatigue and Fracture”, pp 193-195, 1996.
- 2 – THOMAS, W. H., “Cathodic Protection of Submerged Steel With Thermal-Sprayed Aluminum”, Corrosion’84, 2-6, 1984, New Orleans, Louisiana, paper no 338.
- 3 – CORROSÃO E PROTEÇÃO CONTRA A CORROSÃO EM EQUIPAMENTOS E ESTRUTURAS METÁLICAS, Manual – IPT (Instituto de Pesquisas Tecnológicas do Estado de São Paulo), vol. II, ,pp 569.
- 4 – SURESH, s., “Fatigue of Materials”, Cambridge University press, pp 126 – 131, 1991.

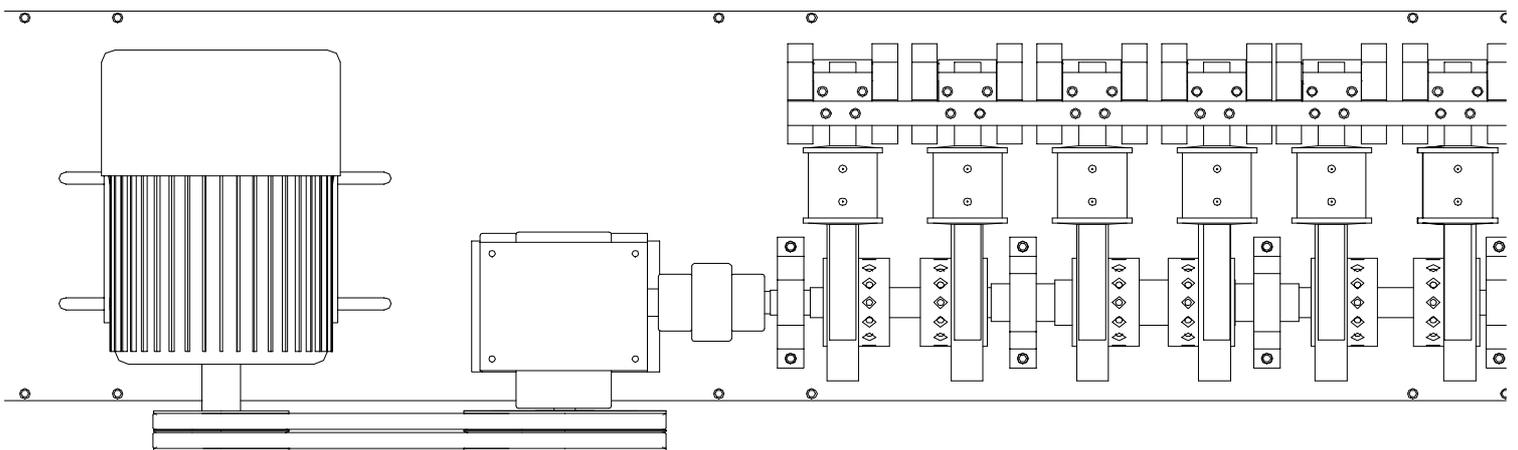
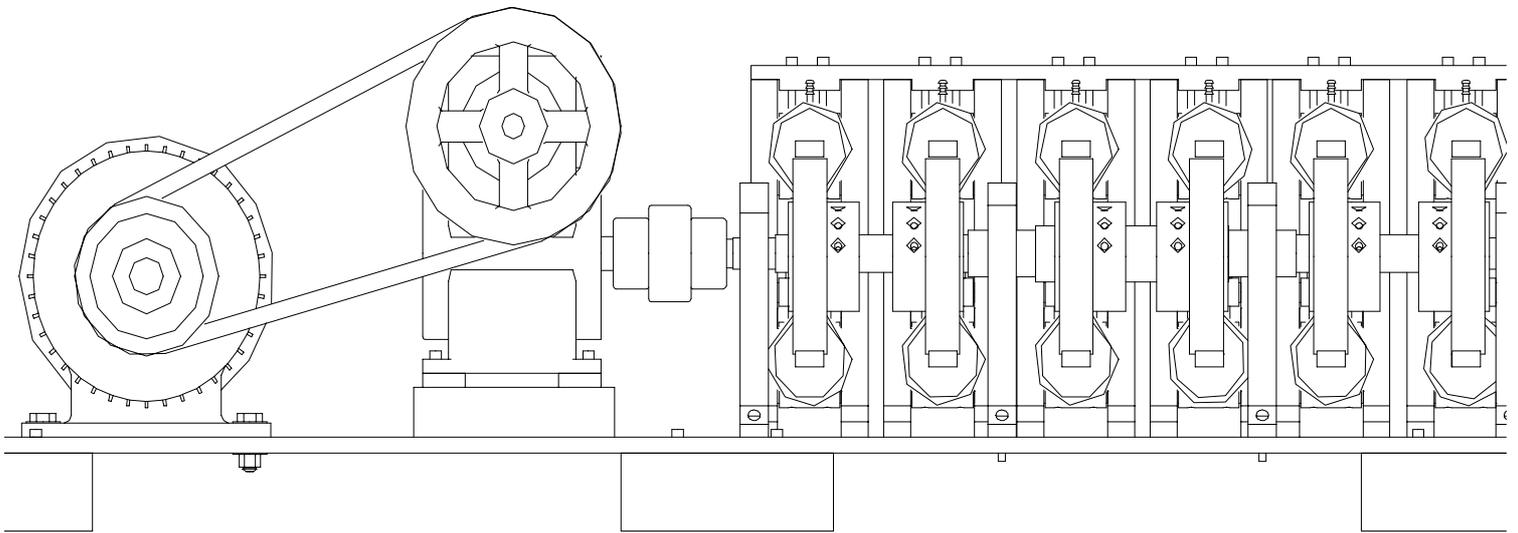


Figura 04 – Vista Superior e Frontal da Máquina com os Corpos de Prova Montados e com as Respectivas Células de Corrosão – Disposição Longitudinal das Torres em Relação ao Eixo.

Descrição dos componentes

- | | | |
|--|-----|--|
| 1 ⇒ Torre de suporte dos corpos de prova | /// | 2 ⇒ Eixo de apoio da placa |
| 3 ⇒ Função semelhante à peça 9 | /// | 5 = 6 ⇒ Chapa de apoio para o corpo de prova |
| 7 = 8 ⇒ Contra apoio | /// | 9 ⇒ Travessa superior |

Cada torre suportará dois corpos de prova, que estarão em contato com o rolamento, um na parte superior e outro na inferior. Isto faz com que os carregamentos sejam opostos - desencontrados - possibilitando menos esforço para o conjunto. Figura 03

As torres, em números de seis, são dispostas longitudinalmente ao eixo. Figura 04

Com combinação da excentricidade de seis segmentos do eixo e seis buchas, teremos excentricidades variáveis em cada torre, isto é, para cada par de corpos de prova. Porém, as torres oferecem fixação e pré-carga individualizada para cada corpo de prova. Isto cria condições diferenciadas em cada um dos doze corpos de prova (se assim for necessário). Figura 05

As células de corrosão são confeccionadas em plástico para não interferir no processo da oxidação corpo de prova meio. Figuras 04 e 05.

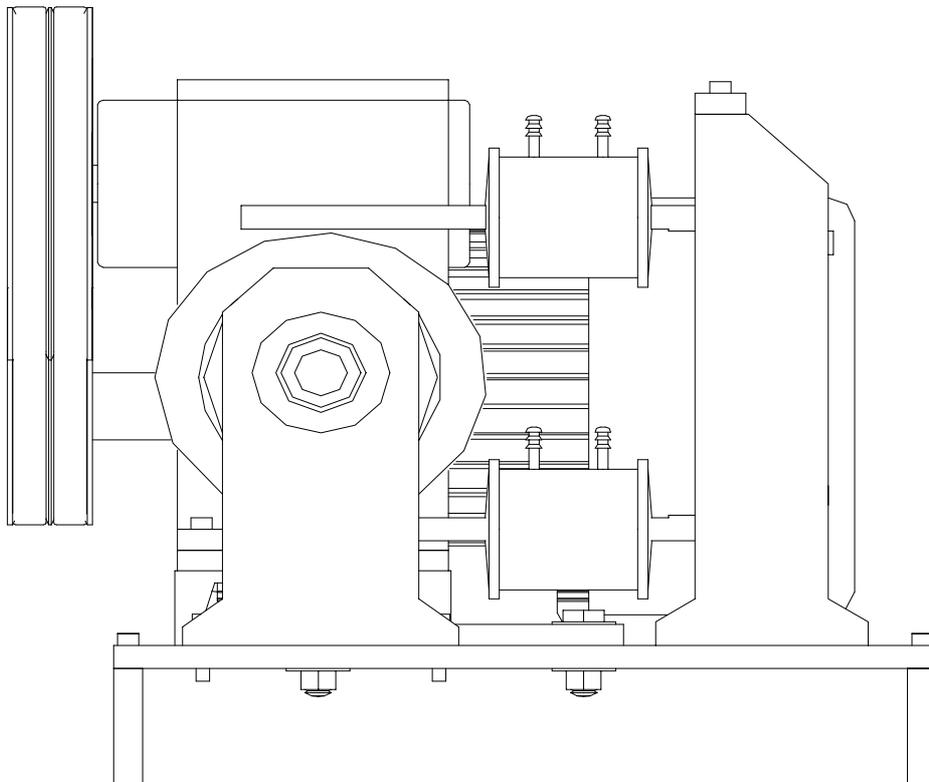


Figura 03 – Vista Lateral da Máquina com os Corpos de Prova Montados – O Rolamento Central Atua Simultaneamente em Dois Corpos de Prova - A Ação da Carga Está Defasada de 180° .

O atuador é um rolamento montado sobre a bucha excêntrica no próprio eixo, que comandará dois corpos de prova. Figuras 01 e 03.

O movimento da bucha excêntrica, montada sobre o segmento excêntrico do eixo, possibilita um controle de deslocamento do “came” que, por sua vez, controlará o carregamento - $\Delta\sigma$ - imposto ao corpo de prova.

O corpo de prova é fixado a uma torre, que também fará o pré-cargamento do corpo de prova. Esta fixação promoverá a situação de “viga em balanço” sobre o qual atuará o came. Figura 02.

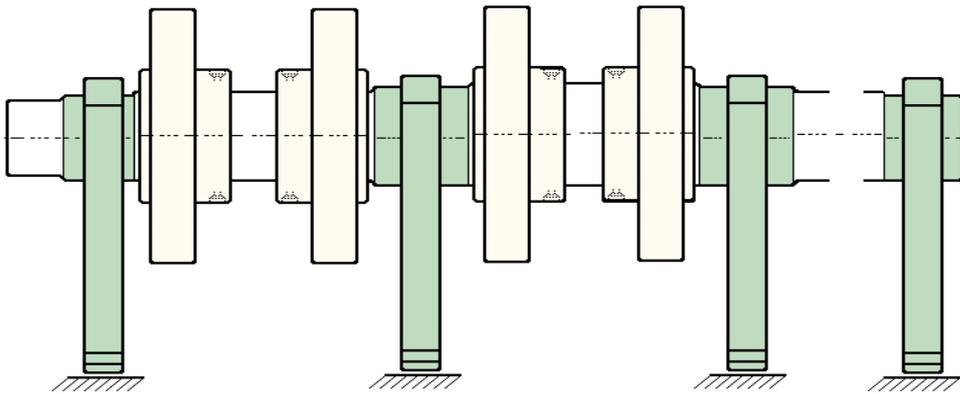


Figura 01 – Representação esquemática do eixo montado nos mancais suportando as buchas excêntricas e os rolamentos atuadores – vista frontal.

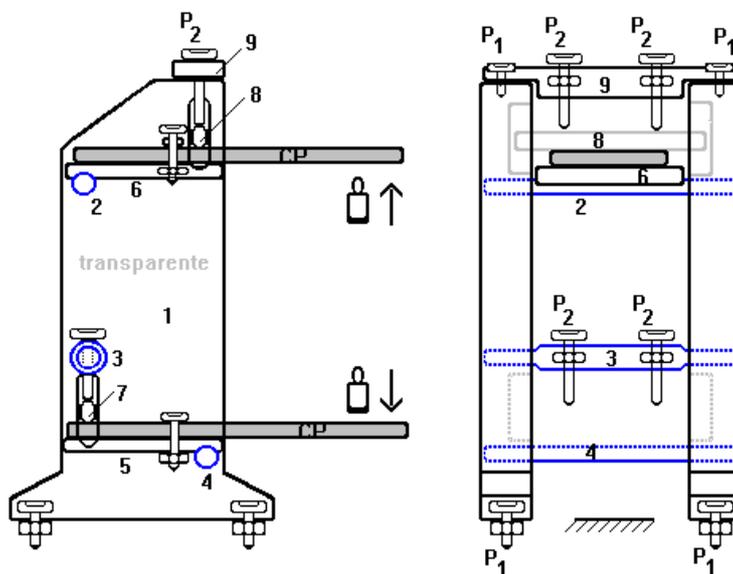


Figura 02 – Representação esquemática da Torre de fixação dos corpos de prova, em transparência para visualização dos dispositivos de fixação e pré-carga. Vistas lateral e frontal.

2- DESENVOLVIMENTO

Em termos de solicitações mecânicas, um componente estrutural, de aplicações offshore, está submetido a relativa complexidade de esforços, mas há a tendência de que alguns deles se sobrepujem. Os parâmetros da corrosão-fadiga (fadiga assistida pelo meio) tem se revelado um dos mais importantes para a manutenção e prolongamento da vida útil das estruturas offshore. (3)

Um componente sob solicitações de fadiga, será considerado insensível ao fenômeno, quando não apresentar danos ou, não propagá-los ,até 10^7 ciclos de carregamentos. (4)

Nos casos de corrosão-fadiga a frequência de carregamento é uma variável importantíssima, onde qualquer aceleração dos ensaios pode inferir grandes erros nos resultados.

As solicitações, mais significativas, nas estruturas “offshore” estão relacionadas com a constância e repetibilidade das corrente marinhas. A frequência de excitação, normalmente, situa-se entre 0,2 a 0,5 Hz (12 a 30 rpm). A 0,2 Hz – situação mais severa, sendo a mais usual nos ensaios - trabalhando 24 horas/dia, levaríamos 592 dias para alcançar a marca dos 10^7 ciclos.

Embora este limite não esteja bem definido para corrosão-fadiga, pode servir de referencial. Espera-se que o número de ciclos que estabeleça esse limite no processo de fadiga, sob o efeito do meio ambiente, seja menor. Entretanto a determinação desse limite em um número de ciclos menor, não é tão simples. Haveria necessidade de alguma comprovação, tipo: formação de danos (mesmo que fosse ainda na fase microestrutural) ou monitoramento de propagação à taxa baixíssimas. Por isto opta-se por alcançar a ordem de 10^7 ciclos.

O Projeto é uma proposta para construção de uma máquina que ensaie doze corpos de prova simultaneamente. Ainda, com possibilidade de serem submetidos à ação do meio ambiente específico – célula de corrosão.

Esta quantidade de corpos de prova, ensaiados em tempo equivalentel ao de apenas um (em uma máquina não especialmente projetada e/ou adaptada) produz uma massa critica de resultados, necessária e suficiente, para uma análise mais consistente e menos sujeita a erros de dispersão. Isto, em um tempo mínimo.

As principais metas contempladas neste projeto, além a quantidade de corpos ensaiados, foram:

- Robustez e confiabilidade.
- Simplicidade de operação.
- Custos de operação.
- Custos de confecção e manutenção.
- Aproveitamento de componentes industrializados.
- Controle individualizado dos corpo de prova (carga, número de ciclos, trocas, etc)

3- PRINCÍPIO DE FUNCIONAMENTO

A aplicação da carga é feita através de um eixo com seis segmentos excêntricos – came – que estão associados a buchas, também excêntricas. Figura 01

Os projetos de estruturas offshore são abrangentes e envolvem as mais diversas áreas do conhecimento. Evidentemente a área da corrosão assume relevante significância, principalmente quando está envolvida com esforços estáticos – corrosão sob tensão – ou esforços cíclicos – corrosão-fadiga.

Com o advento dos Conceitos da MECÂNICA DA FRATURA (linear-elástica e elasto-plástica), os projetos de desenvolvimento de estruturas e/ou componentes mecânicos, avançaram significativamente, notadamente em áreas de segurança e a níveis de desempenho.

As previsões de comportamento do material/componente passaram a se apoiar em bases não só experimentais de caráter particularizador, mas também, em bases matemáticas mais amplas. Com isto, os projetos, de aplicações práticas, ultrapassaram a fase da “pura expectativa”.

Então, a pergunta é: Funciona? Até quando? Em quais condições?

A escolha de materiais, associada, aos minuciosos processos de fabricação, tem se revelado de grande importância no desenvolvimento e melhoria de propriedades mecânicas e físico-químicas dos aços, notadamente em ambientes adversos.

Nestes ambientes, as propriedades mecânicas convencionais, e não convencionais, como: resistência, tenacidade, soldabilidade, corrosão, corrosão sob tensão, corrosão-fadiga, suscetibilidade a ação de hidrogênio, são fortemente influenciadas pelas propriedades físico-químicas do binômio material-meio. Isto representa, na prática, uma multiplicação de variáveis de efeitos interdependentes.

Entretanto, o elevado número de variáveis envolvidas na fenomenologia corrosão-fadiga praticamente proíbe qualquer generalização (1). As estruturas offshore representa um desses casos, onde os ensaios preliminares – simulações laboratoriais - devem representar com fidelidade a situação prática.

A natureza destas aplicações exigem as melhores técnicas, pois são grandes as dificuldades de manutenção. O acesso difícil torna a simples ação da observação limitada. Reparar essa estrutura torna-se uma operação delicada e complexa, muitas vezes, deficiente e onerosa.

Portanto, é importante o desenvolvimento de sistemas que requisitem menos inspeção.

Usar um metal insensível é ponto fora de cogitação, os custos são proibitivos. A solução, atual, é a utilização de técnicas de proteção superficial associada à técnica de proteção catódica.

São muitos os métodos de proteção superficial, contra a corrosão e cada um leva em consideração a natureza do material e da meio ambiente.

A metalização - recobrimento através de metal – promove o isolamento da superfície com o ambiente e, em caso de falha, desta proteção, entra em cena a proteção eletroquímica. Caracterizada como catódica, para o recobrimento em aço, age como ânodo (2), isto é, desgasta-se preferencialmente, o que faz preservar o substrato – o aço - O alumínio tem sido amplamente utilizado neste tipo de proteção superficial (revestimento) substituindo, a técnica do ânodo de sacrifício localizado (corrente impressa).

DESENVOLVIMENTO – CONCEPÇÃO, VIABILIZAÇÃO E CONSTRUÇÃO – DE UMA
MÁQUINA DE ENSAIOS, PARA MÚLTIPLOS CORPOS DE PROVA, EM FADIGA
ASSISTIDA PELO MEIO AMBIENTE – ÁGUA DO MAR

M.Sc. Marconi Andrade Farias

DEM / CCT / UFPB – Campina Grande – PB – Brasil

marconi@dem.ufpb.br

D.Sc. Telmo Roberto Strohaecker

Escola de Engenharia / Metalurgia / UFRGS / Porto Alegre – RS – Brasil

Telmo@jupiter.demet.ufrgs.br

RESUMO

Ensaio em corrosão-fadiga demandam tempos excessivamente longos, podendo ultrapassar dois anos. A utilização de uma máquina servo hidráulica apresenta diversas limitações, como: custo elevado de operacionalização, sub-utilização, contaminação pelo meio corrosivo, além de só ensaiar um corpo de prova por vez.

Este Projeto visa o desenvolvimento e construção de uma máquina de ensaios em múltiplos corpos de prova submetidos ao processo de corrosão-fadiga.

Os principais atributos deste equipamento são: Ensaiar 12 corpos de prova simultaneamente, ter controle de carregamento, manipulação e acompanhamento individualizado, permitir a simulação do ambiente offshore. Quanto aos aspectos de construção destacam-se a simplicidade de confecção e operação, a robustez e confiabilidade, além do baixíssimo custo.

Palavras Chaves: Ensaio de Corrosão-Fadiga, Aspersão Térmica, Metalização, Dispositivos

1- INTRODUÇÃO

Os projetos atuais exigem alto grau de qualificação. Foi longe o tempo em que a vida útil de um equipamento se limitava a estimativas apenas baseadas em experiências anteriores; interferindo ou limitando novos desenvolvimentos. A superação era obtida com superdimensionamento, alguns equivocados.

ESTUDO DOS PERFIS DE MICRODUREZA EM PEÇAS CONFORMADAS POR REPUXAMENTO

Paulo Eustáquio Faria
Alexandre Mendes Abrão
Haroldo Béria Campos

Universidade Federal de Minas Gerais, Departamento de Engenharia Mecânica, 31270-901, Belo Horizonte, MG, Brasil. E-mail: haroldo@vesper.demec.ufmg.br

Resumo

O objetivo deste estudo foi analisar a variação da microestrutura, através do ensaio de microdureza de uma chapa de alumínio ABNT 1035 T0, conformada por repuxo em um torno mecânico utilizando para tanto um mandril de aço cilíndrico (matriz) preso à placa e um bastão de aço com esfera na ponta, como ferramenta. Os ensaios foram realizados variando os seguintes parâmetros: velocidade (v), avanço (f) e redução de espessura (e) da chapa. Em cada teste dois parâmetros foram mantidos fixos enquanto o terceiro foi variado. Pequenas amostras foram retiradas das peças, embutidas e polidas para o levantamento de perfis de microdureza. Os resultados indicaram que, de modo geral, a elevação da velocidade, avanço e redução de espessura resultaram em aumento da microdureza da peça. A direção de laminação da chapa também alterou os valores de microdureza.

Palavras-chave: Repuxamento, Repuxo, Microdureza, Conformação.

1. INTRODUÇÃO

Considera-se conformação mecânica como sendo qualquer operação durante a qual se aplicam esforços mecânicos em metais, que resultam em uma mudança em sua forma e/ou dimensão, que pode ser permanente ou intermediária. De modo geral, isto é obtido através do processo de deformação plástica, onde o volume e a massa do metal são conservadas (Bresciani Filho *et al.*, 1991).

A importância dos metais na tecnologia moderna deve-se, em grande parte, à facilidade com que podem ser conformados em formas úteis. A conformação plástica pode ser classificada de acordo com o tipo de esforço mecânico predominante e temperatura de trabalho, englobando um grande número de processos, dentre eles: laminação, forjamento, trefilação, extrusão, estampagem, repuxo, etc. Esses processos têm em comum o fato de que, para a produção da peça, algum esforço do tipo compressão, tração, dobramento, tem que ser aplicado sobre o material (Hosford & Caddell, 1993).

Repuxamento, ou repuxo, é o processo de conformação de chapas metálicas que utiliza uma combinação de rotação e esforço mecânico. O processo é geralmente feito em um torno mecânico para se conseguir esta combinação. Um mandril, ou matriz, com formato da peça que se quer fabricar é preso à placa do torno e um blanque é preso na outra extremidade do mandril com a contra-ponta. Este conjunto, solidário à placa do torno, é posto em rotação.

A ferramenta (bastão ou rolete), é presa ao castelo e força o blanke a tomar a forma do mandril com o movimento paralelo à matriz, dando à peça o seu formato.

Acredita-se que qualquer metal dúctil que possa ser conformado a frio também possa ser repuxado. O repuxo pode ser manual ou automático. Embora este processo seja largamente empregado na fabricação de peças de revolução que normalmente seriam embutidas em virtude do baixo custo da matriz, poucos trabalhos científicos têm sido realizados visando uma melhor compreensão do processo e fenômenos envolvidos.

O repuxo é usado para produzir formas tais como flanges, abas laminadas, copos, cones e superfícies de revolução com dupla curvatura. Alguns produtos típicos são refletores de luz, tanques, caixas, couraças e instrumentos musicais. Há três tipos de operações de repuxo: rolagem, repuxo por torneamento e repuxo de tubos.

A rolagem é a operação básica de repuxo. Como ilustrado na figura 1, um disco de chapa metálica é preso contra a extremidade de um mandril rotativo com a forma desejável para a peça final, enquanto a ferramenta deforma o metal contra o mandril (Altan *et al.*, 1999). Em alguns casos, a forma inicial do metal não é um disco plano e o processo requer uma série de etapas (passes) para completar a formação da peça. A posição da ferramenta pode ser controlada tanto pelo operador, usando um apoio fixo para atingir o requerido momento fletor, ou por método automático, tal como controle numérico. Essas alternativas são denominadas repuxo manual e repuxo automático. O repuxo automático possui a capacidade de aplicar altas forças para a operação, resultando em ciclos mais rápidos e capacidade para peças maiores. Ele também é capaz de garantir melhor controle do processo.

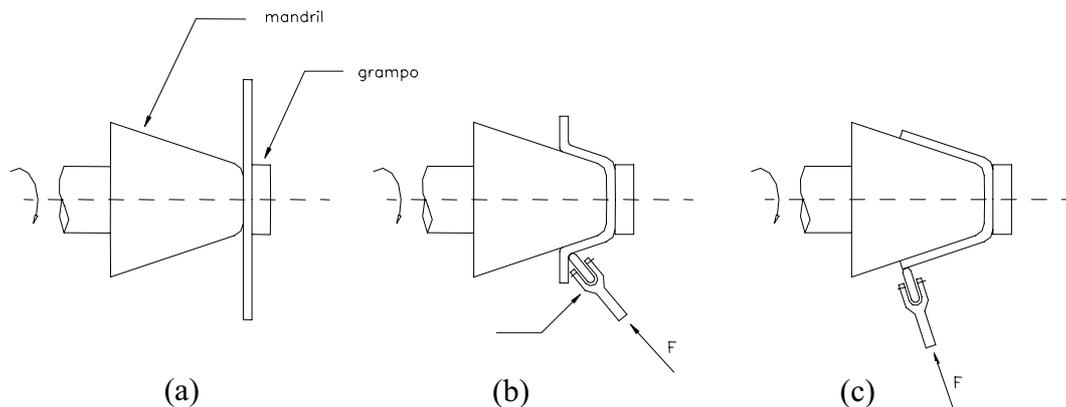


Figura 1. Rolagem: (a) configuração no início do processo, (b) fase intermediária e (c) fim do processo.

Na rolagem, a espessura da parede do metal conformado permanece inalterada em relação à espessura inicial do disco. O diâmetro do disco deve ser, portanto, maior que o diâmetro da peça resultante. O diâmetro inicial requerido pode ser determinado assumindo-se que o volume permanecerá constante após a rolagem.

As aplicações de rolagem incluem a produção de formas cônicas e curvas em baixas quantidades. Peças com diâmetro muito grande (acima de 400 mm) podem ser feitas através do repuxo. Processos alternativos de conformação de chapas exigiriam alto investimento com a fabricação de matrizes. O mandril pode ser feito de madeira ou outros materiais maciços, porém utilizando sempre materiais de fácil usinabilidade. A operação apresenta, portanto, baixo custo de ferramental se comparado com o punção e a matriz requeridos para

estampagem profunda, que poderia ser um processo alternativo para fabricação da mesma peça (Metals Handbook, 1988).

No repuxo por torneamento, a peça é formada sobre um mandril através de um processo de deformação plástica no qual a espessura da parede é reduzida, como mostrado na figura 2. Essa deformação plástica e o conseqüente afinamento da parede da chapa distingue esse processo da simples ação de dobramento na rolagem. Há limites na redução de espessura que o metal resistirá em uma operação de repuxo cisalhante antes da ocorrência de fraturas. Esse processo tem sido usado na indústria aeroespacial para conformar grandes peças, tais como cones para pontas de foguetes.

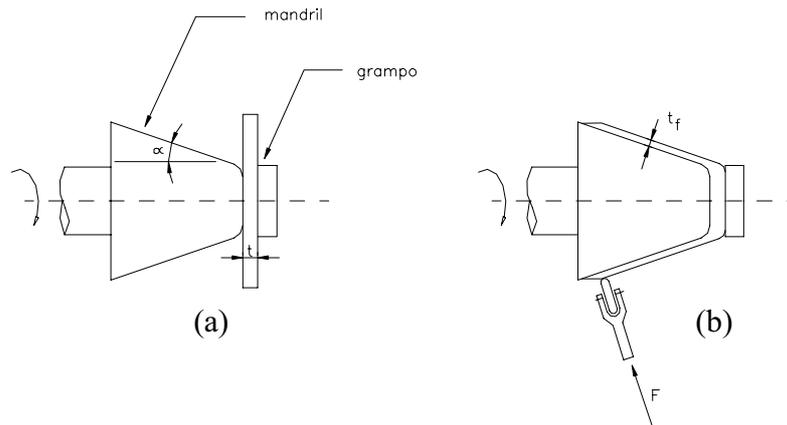


Figura 2. Repuxo por torneamento: (a) configuração inicial e (b) fim do processo.

O repuxo de tubos é usado para reduzir a espessura da parede e aumentar o comprimento de um tubo. Neste processo, o tubo inicial é introduzido em um mandril cilíndrico e um rolete aplica uma carga de compressão em sua superfície, conforme mostrado na figura 3. O repuxo de tubos é similar ao repuxo por torneamento, exceto pelo fato de o metal inicial ser um tubo, ao invés de um disco plano. A operação pode ser realizada aplicando-se um rolete contra o metal externamente (usando um mandril cilíndrico no interior do tubo) ou internamente (usando uma matriz para envolver o tubo). É também possível formar perfis nas paredes do cilindro, como na figura 3(c), controlando-se o curso do rolete enquanto ele se move tangencialmente ao longo do tubo.

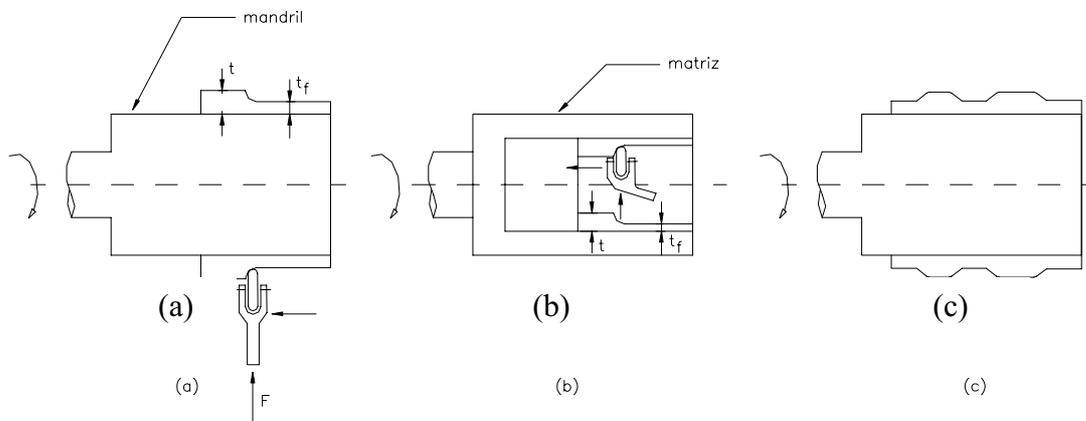


Figura 3. Repuxo de tubos: (a) externo, (b) interno e (c) perfilamento.

Diante do exposto, o objetivo deste trabalho é o levantamento de perfis de microdureza em copos de liga de alumínio ABNT 1035 T0, processado utilizando repuxo por torneamento. Para tanto, estudou-se os efeitos da direção de laminação da chapa, da velocidade de repuxo, do avanço do rolete e da redução de espessura da chapa.

2. PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

O material da peça (alumínio ABNT 1035 T0), foi adquirido na forma de chapas com espessura de 2 mm, a partir das quais foram retiradas tiras com 1000x135mm, utilizando uma guilhotina elétrica. Estas tiras foram cortadas em discos com diâmetro de 129 mm utilizando uma prensa excêntrica Ricetti (40 toneladas) com auxílio de um estampo. Os testes de repuxo foram realizados em um torno Romi, modelo MVN, com potência de 8,5 kW e rotação máxima de 1.000 rpm. Durante os testes foi aplicado óleo lubrificante (óleo mineral com aditivos e viscosidade de 68 cSt a 40°C) entre o disco e a ferramenta.

Após o repuxo, os corpos de prova foram seccionados e amostras foram embutidas em resina fria, com o objetivo de evitar o aquecimento que pudesse modificar a microestrutura das amostras. As medições de microdureza foram realizadas em um microdurômetro Mitutoyo modelo MVK – H1, aplicando-se uma carga de 300 gramas durante 40 segundos, através de um penetrador Vickers.

Durante o procedimento experimental foi verificado o efeito dos seguintes parâmetros: ângulo de laminação da chapa, velocidade (v), avanço (f) e redução de espessura (e). Inicialmente, utilizou-se os seguintes valores de velocidade: 69,13 - 109,37 e 170,13 m/min, para $f = 0,24$ mm/rev e $e = 25\%$ (de 2,0 para 1,5 mm). Em seguida, utilizou-se os seguintes valores de avanço: 0,494 – 0,988 e 1,369 mm/rev, para $v = 109,37$ m/min e $e = 25\%$ (de 2,0 para 1,5 mm). Finalmente, foram testados 3 valores de redução de espessura: 50% (de 2,0 para 1,0 mm), 25% (de 2,0 para 1,5mm) e 0% para $v=109,37$ m/min e $f=0,24$ mm/rev.

3. RESULTADOS E DISCUSSÃO

As figuras 4 a 7 mostram os perfis de microdureza levantados ao longo da espessura do copo. As medições foram feitas no sentido transversal da parede, da parte externa para interna, espaçadas 0,25 mm entre si e a partir das bordas.

A figura 4 mostra o gráfico dos perfis de microdureza de 3 amostras retiradas de um copo conformado por repuxo com $v=109,37$ m/min, $f=0,24$ mm/rev e $e=25\%$, ou seja, redução na espessura da chapa de alumínio de 2mm para 1,5mm, medidas no sentido transversal, considerando-se os ângulos 0°,45° e 90° de laminação da chapa. Pode-se observar no início do gráfico que o sentido de laminação afeta a microdureza do material e que todas as três amostras tiveram a mesma tendência de endurecimento por encruamento após a conformação por repuxo, sendo que para um ângulo de laminação de 45° obteve-se maiores valores de microdureza. Acredita-se que este fato deve-se a uma maior redução de espessura nessa região causada pela formação de um vale durante a operação de repuxo.

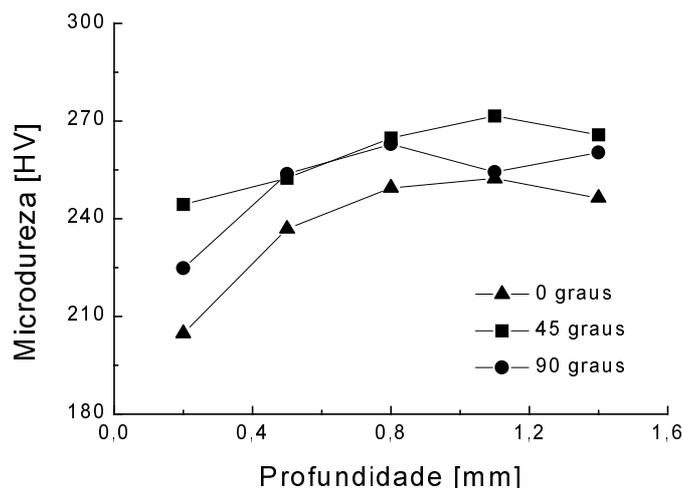


Figura 4. Variação da microdureza contra a profundidade em função do ângulo de laminação da chapa.

A figura 5 mostra o gráfico da variação da microdureza contra a profundidade de três amostras retiradas de um copo conformado por repuxo com $f=0,25$ mm/rev e $e=25\%$, medidas no sentido transversal, considerando-se a variação da velocidade (v). Pode-se observar no gráfico que todas as amostras sofreram um aumento de microdureza. Nota-se também que quanto maior a velocidade, maior a microdureza da peça.

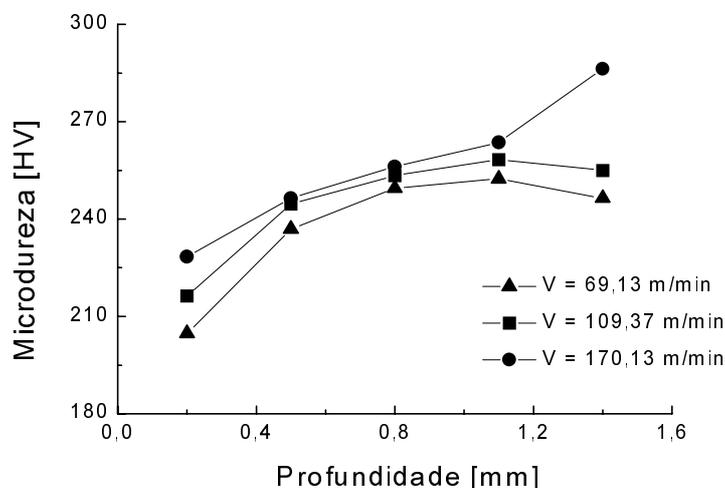


Figura 5. Variação da microdureza contra profundidade em função da velocidade (v).

A figura 6 mostra a variação da microdureza com a profundidade das amostras retiradas de um corpo conformado por repuxo com $v=109,37$ m/min e $e=25\%$ (diminuição da espessura da chapa de alumínio de 2 mm para 1,5 mm), considerando-se a variação do avanço (f). Pode-se observar no gráfico que todas as amostras sofreram um aumento de microdureza (provavelmente devido ao encruamento), convergindo para um mesmo valor, e que o maior avanço foi responsável pelos maiores valores de microdureza. Observa-se que com o aumento da taxa de deformação (aumento da velocidade e do avanço) ocorre uma elevação da microdureza, e conseqüentemente, do encruamento.

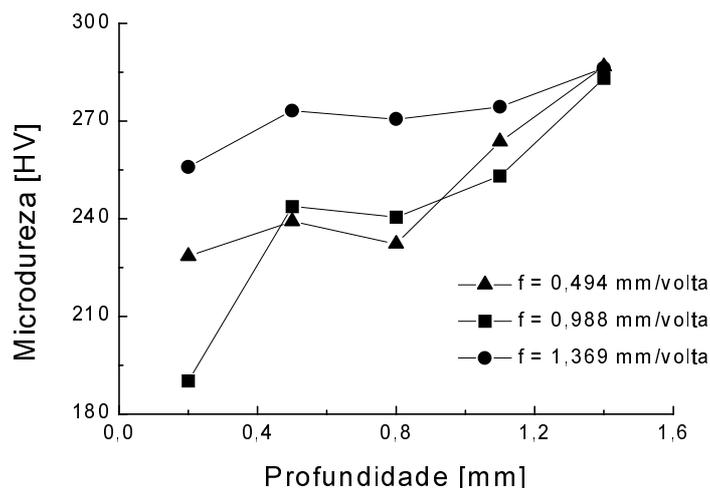


Figura 6. Variação da microdureza contra profundidade em função do avanço (f).

A figura 7 apresenta o gráfico da variação da microdureza contra a profundidade de três amostras retiradas de um copo conformado por repuxo com $v=109,37$ m/min, $f=0,24$ mm/rev e redução de espessura da chapa de 0% para o primeiro corpo, 25% para o segundo e 50% para o terceiro. Os copos que sofreram redução de 25 e 50% apresentaram a mesma tendência, ao passo que o copo com 0% de redução apresentou uma variação inferior de microdureza.

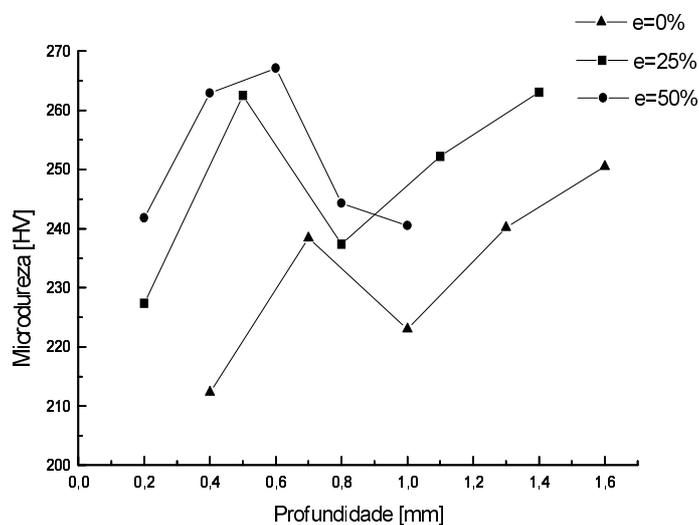


Figura 7. Variação da microdureza contra profundidade em função da espessura da chapa (e).

A figura 8 mostra os perfis de microdureza, medidos no sentido longitudinal (altura do copo repuxado), de uma amostra retirada de um copo conformado por repuxo com redução de 25%, empregando uma velocidade $v=69,13$ m/min e avanço $f=0,494$ mm/rev. Pode-se observar um aumento uniforme de microdureza devido ao processamento por repuxo do material.

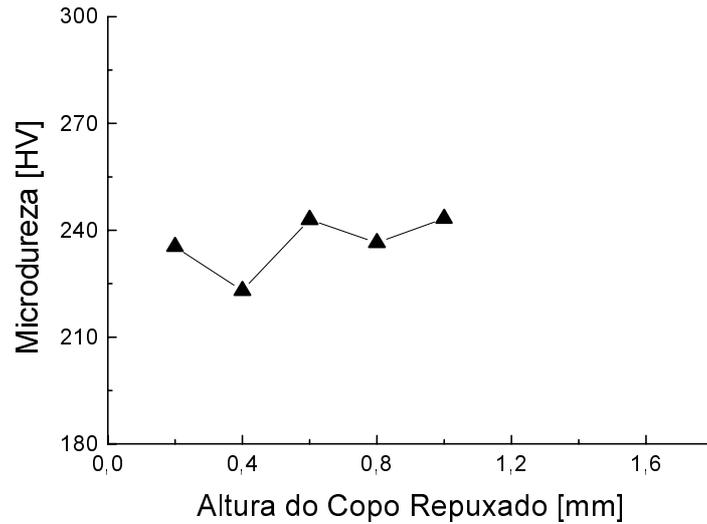


Figura 8. Perfil longitudinal de microdureza do copo repuxado.

Já a figura 9 mostra o gráfico da variação da microdureza com o comprimento de uma amostra retirada sem sofrer o esforço de conformação por repuxo, medida no sentido longitudinal, no centro da amostra. O gráfico apresenta uma variação de microdureza mínima, a qual pode ser interpretada como resultado do processo de laminação da chapa.

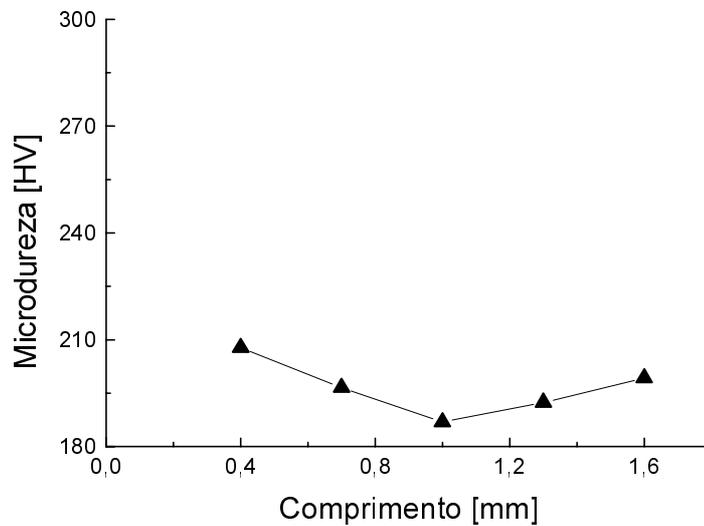


Figura 9. Perfil longitudinal de microdureza da chapa sem repuxo.

A figura 10 mostra o gráfico da variação da microdureza com a profundidade de uma amostra retirada sem sofrer o esforço de repuxo, medida no sentido transversal da amostra. Conforme esperado, o gráfico apresenta uma variação de microdureza desprezível.

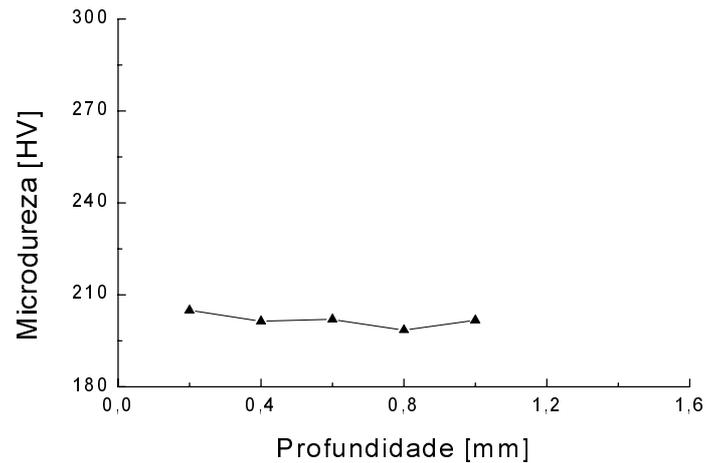


Figura 10. Perfil transversal de microdureza da chapa sem repuxo.

4. CONCLUSÕES

Todas as peças que foram conformadas por repuxo apresentaram uma variação na microdureza, identificada através do ensaio Vickers. A elevação dos parâmetros velocidade, avanço e redução de espessura da chapa resultaram em aumento da microdureza da peça. Embora não tenha sido feita uma avaliação microestrutural das amostras, supõe-se que esta variação de microdureza seja causada pelo encruamento do material devido ao aumento da deformação e da taxa de deformação.

5. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- Altan, T., Oh, S. e Gegel, H.L., 1999, “Conformação de Metais: fundamentos e aplicações”, EESC/USP, 350p.
- American Society for Metais, 1992, “Metals Handbook”, vol. 14, 4 ed.
- Bresciani Filho, E., Zavaglia, C.A.C., Button, S.T., Gomes, E. e Nery, F.A.C., 1991, “Conformação Plástica dos Metais”, Editora da UNICAMP, 385p.
- Hosford, W.F. and Caddell, R.M., 1993, “Metal Forming: mechanics and metallurgy”, PTR Prentice Hall, 364p.

AVALIAÇÃO DO DESGASTE ABRASIVO DE RESINAS INDUSTRIAIS

Eduardo Carlos Bianchi

Eraldo Jannone da Silva

Alexandre Pegoraro Xavier

Universidade Estadual Paulista, Departamento de Engenharia Mecânica, 17033-360, Bauru, SP, Brasil. E-mail: bianchi@bauru.unesp.br.

César Antunes de Freitas

Ana Rita Rodrigues Bianchi

Universidade de São Paulo, Departamento de Dentística, Endodontia e Materiais Dentários, 17043-101, Bauru, SP, Brasil.

Marcos Vilela

CIEL - Comércio e Indústria de equipamentos Leves Fibra de Vidro Ltda., 17028-060, Bauru, SP, Brasil. E-mail: ciel@starnet.com.br.

Resumo

Este trabalho apresenta um estudo sobre a capacidade de resistência ao desgaste de resinas industriais, denominada por agressividade. O banco de ensaios utilizado forneceu resultados confiáveis. Da análise dos resultados pôde-se verificar que a não observância de sensível diferença estatística dos valores de agressividade deve-se ao fato de que as resinas industriais apresentaram-se bastante homogêneas, em todo o perímetro dos discos, e pelo fato do cabeçote de testes possibilitar um elevado grau de repetibilidade.

Palavras-chave: Resina industrial, desgaste abrasivo, tribologia

1. INTRODUÇÃO

A designação “Plásticos” origina-se do grego e exprime a característica dos materiais quanto à moldabilidade (mudança de forma física). Adota-se este termo para identificar materiais que podem ser moldados por intermédio de pressão e calor, ou por reações químicas.

No passado, estes materiais não possuíam grandes aplicações práticas, devido às baixas propriedades mecânicas e químicas e, nas últimas cinco décadas, observa-se um notável avanço na área de química orgânica, permitindo a sintetização de novas estruturas ou, ainda, composições conhecidas como “Blendas”, concorrendo, muitas vezes com vantagens sobre materiais metálicos de alto desempenho, tanto química quanto mecânica e em condições extremamente agressivas.

Faz-se então necessário analisar as propriedades deste materiais de modo a determinar a possibilidade de sua utilização. Uma destas propriedades a ser avaliada é a agressividade

(capacidade de um material desgastar outro), responsável pela resistência ao desgaste abrasivo do material e de fundamental importância para peças de grande responsabilidade.

Este trabalho tem como objetivo avaliar o desgaste abrasivo das resinas industriais mais utilizadas no mercado nacional, de modo a fornecer informações aos interessados neste tipo de análise, como indústrias, grandes consumidores destas resinas e pesquisadores em geral, tendo como variável de saída a agressividade de cada resina estudada.

2. CONCEITOS BÁSICOS SOBRE AS RESINAS INDUSTRIAIS

Segundo Xavier (1999), o emprego das resinas industriais, bem como dos materiais “Plásticos” vem crescendo dia a dia com novos desenvolvimentos, destacando que nos EUA entre 1950 e 1980 o consumo em peso aumentou em 400 vezes. De um modo geral, os materiais plásticos apresentam as seguintes vantagens sobre os materiais convencionais: baixo peso (densidades variam entre 0,9 e 2,5 g/cm³); elevada resistência à corrosão (superior algumas vezes às ligas metálicas como aço Inox, Titânio, Hastelloys etc.); baixa condutividade térmica, tornando estes materiais auto isolantes; baixo coeficiente de atrito, devido a superfícies bastante lisas e de elevada resistência à abrasão e bom isolamento elétrico. Por este motivo, estes materiais possuem vastas aplicações em eletro-eletrônica; ciclos rápidos de produção. Se comparado aos materiais metálicos, normalmente, os tempos de conformações são inferiores, além de envolver menor quantidade de energia em seu processamento; absorção de choques, ruídos e vibrações; grande trabalhabilidade permitindo compor, em uma única peça; características geométricas complexas; insertos metálicos localizados; pigmentação prévia, dentre outras, apenas com um ferramental. Alguns plásticos apresentam características ópticas, como transparência ou translucidez controláveis, substituindo os vidros, com vantagens mecânicas e, ainda, alguns plásticos podem ser reprocessados várias vezes sem perderem suas propriedades (termoplásticos).

Em compensação, estes materiais apresentam as seguintes desvantagens: baixa resistência à temperatura; baixa estabilidade dimensional; alto coeficiente de dilatação térmica; risco de combustão e baixo módulo de elasticidade (para aplicações estruturais deve ser combinado com fibras de alto módulo).

Os materiais plásticos podem conter, além do polímero base, diversos aditivos para facilitar o processamento e propriedades finais. Os aditivos são: plastificantes; antioxidantes; lubrificantes; antiestáticos; absorvedores de ultravioleta; corantes; pigmentos; cargas minerais; reforços de fibras; retardadores de chama; supressores de fumaça; branqueador óptico e aditivos “Low Profile”.

Evidentemente o emprego destes materiais são precedidos de estudos aprofundados, onde são definidos todos os parâmetros, quanto à propriedades mecânicas e químicas.

A busca por novos materiais e formas de avaliar suas características é constante em todos os ramos da pesquisa. Para as resinas industriais isto não é diferente, sendo que uma dificuldade adicional é a de que estas pesquisas são realizadas pelas próprias indústrias que, em alguns casos, não se importam em publicar seus resultados. Deste modo, encontra-se certa dificuldade em se levantar um acervo suficiente de informações de modo a embasar a metodologia e os resultados propostos.

3. METODOLOGIA

No banco de ensaios utilizado para a realização dos ensaios, as principais partes que o compõem são: cabeçote de testes, discos dinâmico e estático, dispositivo de deslocamento vertical e programa para a aquisição de dados, como será apresentado mais adiante.

Na figura 1, é ilustrada a vista geral do banco de ensaios desenvolvido, correspondendo ao seu posicionamento em vista frontal da máquina retificadora utilizada para apoiar o banco de ensaios e retificar os discos.

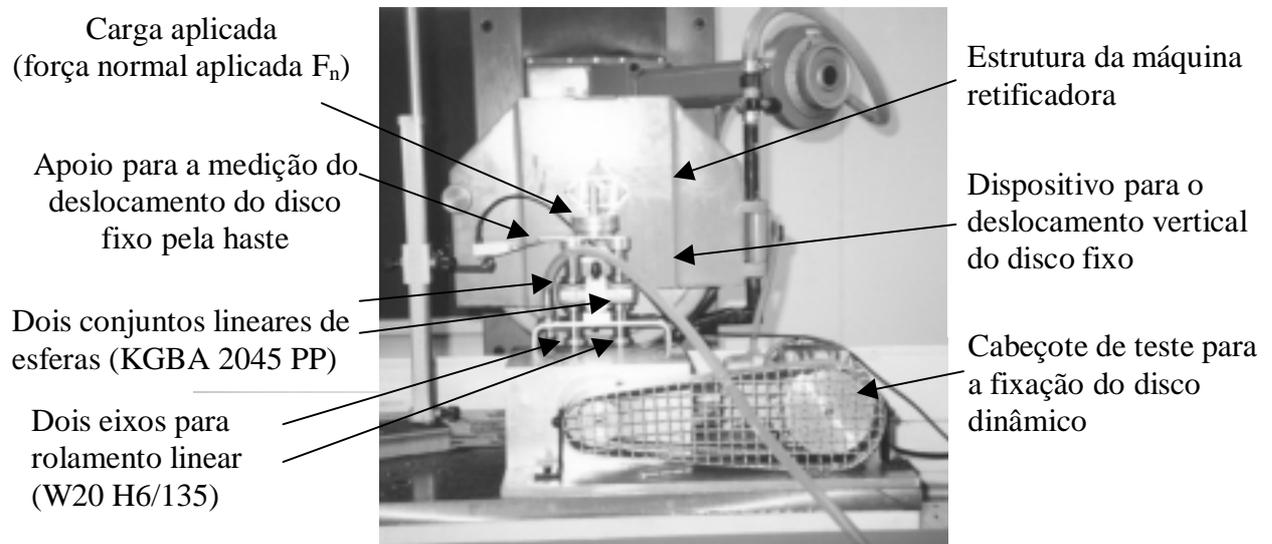


Figura 1. Fotografia da vista frontal do banco de ensaios sobre a máquina retificadora

Na figura 2 é ilustrada a vista geral do banco de ensaios desenvolvido, correspondendo ao seu posicionamento em vista frontal e traseira da máquina retificadora.

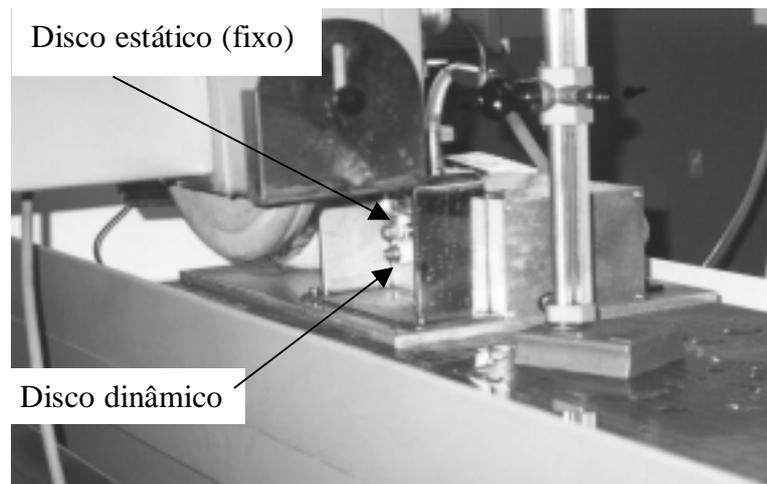


Figura 2. Fotografia da vista traseira da máquina retificadora, com detalhe para o contato entre os discos.

O banco de ensaios apresentado foi fabricado com dois conjuntos lineares de esferas (KGBA 2045 PP), composto por duas guias de esferas recirculantes e dois eixos para rolamento linear (W20 H6/135), denominados por haste, visando um melhor desempenho do mecanismo de deslocamento do disco estático.

Para a montagem das guias no suporte em forma de “U” invertido, já desenvolvido anteriormente, foi necessário fabricar algumas peças de união, de modo que as guias ficassem rigidamente presas ao suporte, evitando vibrações que permitissem um deslocamento vertical uniforme e simultâneo das duas hastes.

O mecanismo de deslocamento vertical foi montado com todas as peças, confeccionadas em alumínio para redução de peso, que promovem a união das hastes, a fixação do disco estático e a carga aplicada.

Posteriormente, deu-se início à procura das melhores condições de ensaio. Primeiramente variou-se a carga aplicada, mantendo-se os outros parâmetros de entrada constantes. O valor da carga que proporcionou o melhor resultado foi de 15 N.

Também foram realizados ensaios preliminares variando-se a rotação do eixo do cabeçote de testes. Quando a rotação era elevada, havia problemas relacionados a queima da resina. Se a rotação fosse diminuída, a taxa de desgaste da resina não era suficiente para proporcionar resultados satisfatórios. Após vários ensaios, chegou-se no valor de rotação do motor de acionamento de 30 Hz e lubrificação por água na região de corte.

O ensaio era realizado colocando-se um disco dinâmico mais largo no cabeçote de teste e um disco estático mais estreito no dispositivo vertical de deslocamento. Com o eixo do disco dinâmico parado, aproximava-se cuidadosamente o disco estático até que estes se tocassem. Para o início do ensaio liga-se o motor de acionamento e, ao mesmo tempo, os valores relativos ao deslocamento vertical eram registrados (via software) para análise. O ensaio terminava quando o deslocamento vertical máximo fosse de 450 μm .

O disco dinâmico é o responsável pelo desgaste da resina depositada na superfície externa do disco estático. O material selecionado para a confecção do revestimento do disco dinâmico foi a porcelana, por apresentar excelente resistência ao desgaste abrasivo. Porém, esta deve ser fixada num material de forma geométrica cilíndrica e compatível. Para tanto utilizou-se uma liga de NiCr, que permite a boa aderência da porcelana.

Um anel de NiCr foi torneado, de modo que este tivesse as seguintes dimensões: espessura de 16 mm, diâmetro interno de 8,0 mm e diâmetro externo de 18 mm. Na sua superfície externa foi realizada uma operação de recartilamento para a facilitar a fixação da porcelana a ser aplicada.

Foi utilizada a porcelana DUCERAM (Degussa - Sociedade Industrial de Metais Preciosos da Amazônia Ltda., Manaus - AM), de matiz B4, com temperaturas de queima inicial de 557°C e final 940°C, aplicada em toda periferia do anel, com dimensões também maiores que o necessário para uma posterior usinagem (retificação).

O anel com a porcelana foi retificado na sua parte externa (somente da porção cerâmica), ficando finalmente com diâmetro externo igual a 25,000 mm, o que era verificado através de um micrômetro Mitutoyo no. 103-129 (Mitutoyo do Brasil Ind. Com. Ltda., Suzano - SP), com acuidade de 1 micrometro (de forma semelhante ao que ocorria na retificação do disco estático).

Para a realização desta operação foi utilizado um rebolo diamantado fabricado com ligante resinóide, tipo ND15 C100 N111 B (fabricado pela empresa Master Diamond Ferramentas Ltda., São Paulo - SP), com 350 mm de diâmetro externo, 127 mm de diâmetro interno e 10 mm de largura, com velocidade de corte igual a 33 m/s, para desgastar da porcelana aplicada ao anel de NiCr que encontrava-se preso no eixo horizontal do cabeçote de testes, girando em sentido discordante ao do rebolo.

Para a confecção dos discos estáticos, foram obtidos, por torneamento, diversos anéis fabricados de aço com baixo teor de carbono (ABNT 1020, fabricado por COSIPA, Cubatão - SP), todos com espessura de cerca de 2,0 mm, diâmetro interno de 8,0 mm e diâmetro externo de 18 mm. A superfície externa destes anéis foram recartiladas para garantir uma melhor fixação da resina industrial aplicada. Pela necessidade destes discos ficarem com suas faces planas, exatamente paralelas entre si e com a melhor qualidade superficial possível, estes foram retificados de ambos os lados, apoiados por suas superfícies planas na mesa de uma retificadora tangencial plana. Para isso, foi utilizado um rebolo de óxido de alumínio (Al_2O_3) branco (fabricado pela empresa Carborundum Abrasivos Ltda., Vinhedo - SP), com diâmetro

externo de 350 mm, diâmetro interno de 127 mm, espessura de 50 mm com granulometria 46 mesh, com velocidade de corte de 33 m/s. Para evitar oxidação, os discos sofreram diferentes processos de eletro-deposição, propositadamente para ficarem com diferentes colorações; isto facilitou a sua identificação, após a aplicação da resina industrial pela empresa CIEL - Comércio e Indústria de equipamentos Leves Fibra de Vidro Ltda., localizada na cidade de Bauru - SP. Os discos revestidos com as resinas industriais ficaram com o diâmetro externo semelhante ao do disco com a porcelana, sem a necessidade de uma retificação para acertar os diâmetros dos discos estáticos. Isto é possível, pois a resina industrial é mais fácil de se depositar sobre os discos de aço, deixando-as já na dimensão final desejada por meio de moldes. Os procedimentos aqui apresentados são idênticos aos utilizados por Salgado et al., (1997).

O método proposto para a determinação do desgaste de resinas industriais, é baseado no estudo do comportamento da agressividade. Este método consiste em pressionar o disco estático contra o disco dinâmico. Com o desgaste da resina industrial há o deslocamento vertical do disco estático (δ) que é registrado em tempo real, com auxílio de um relógio comparador eletrônico.

O deslocamento do disco estático é medido com um apalpador eletrônico, modelo 32.10801 (Tesa S.A., Suíça), conectado a um registrador Tesatronic TT60, da mesma procedência do primeiro. O pequeno braço do apalpador eletrônico termina numa esfera, a qual era posicionada de modo a contatar a face inferior dos pesos. O apalpador eletrônico é conectado a uma haste vertical, cuja base estava posicionada de forma estável, convenientemente próximo do eixo responsável pelo deslocamento vertical do disco estático.

O sistema conector instalado na citada haste possui um parafuso micrométrico que permite a movimentação do apalpador eletrônico no sentido vertical. Este era movido para cima e para baixo, até uma altura que permitisse ter-se certeza que o ponteiro do respectivo registrador estivesse apontando um valor numérico qualquer, indicando haver seu contato com a haste que posiciona o disco estático, com o cuidado para que o braço pequeno do apalpador eletrônico ficasse na posição mais horizontal possível.

Nesta situação, ajustava-se o registrador na marca zero (ou o mais próximo deste valor). Assim, o eixo vertical era deslocado por gravidade, de modo a pressionar o contato entre os discos. O programa do microcomputador era acessado, e numa tela específica eram registradas as condições do ensaio: material do disco dinâmico e seu diâmetro; material do disco estático, com seu diâmetro e espessura e valor da carga utilizada. Com esses dados é construída uma primeira curva de deslocamento, em função do tempo. Posteriormente, uma outra curva de deslocamento é construída, onde no eixo horizontal o tempo gasto para a aquisição dos dados é elevado a $3/2$. Isto é feito para a obtenção de uma reta onde sua tangente representa o coeficiente angular da reta de regressão linear. Na figura 3 é apresentado de forma esquemática um resultado típico obtido em ensaios, sendo δ o deslocamento do disco estático e t o tempo necessário para o desgaste deste.

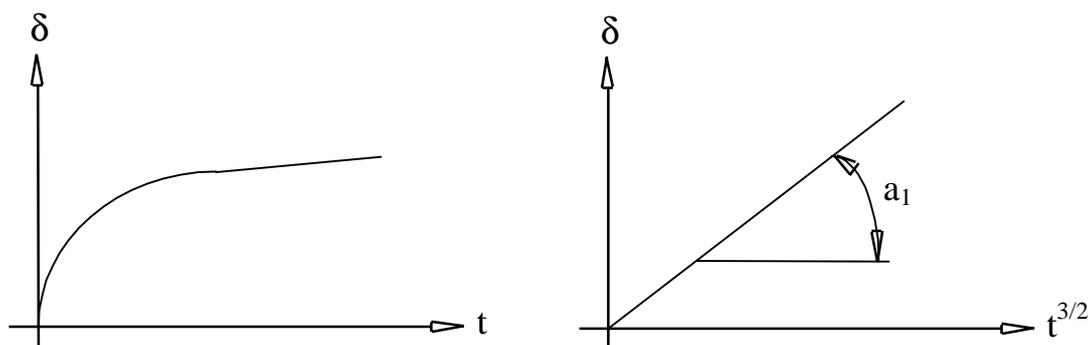


Figura 3 - Apresentação esquemática um resultado típico obtido em ensaios.

Com o disco estático posicionado sobre o disco dinâmico o motor de acionamento do cabeçote é ligado, iniciando o desgaste do disco estático.

A refrigeração do processo era feita com água, proveniente de um frasco colocado num suporte apropriado através de uma mangueira de borracha numa vazão fixa, por cima e de um lado tal que, quando o disco girasse, a água conseguisse refrigerá-los.

Após a liberação do fluxo de água, ligava-se então o conversor de frequência, através de seu botão interruptor, e dava-se início ao ensaio medindo-se constantemente o deslocamento do disco estático detectado pelo apalpador e transferido para o respectivo registrador.

Foram realizados ensaios dos cinco tipos de resinas industriais mais utilizados no mercado nacional. Para tanto foram confeccionados um disco de prova de cada resina industrial, totalizando 5 discos de prova, onde puderam ser realizados um total de 40 ensaios (8 em cada disco de prova).

Os valores referentes a carga aplicada (ou força normal aplicada F_n) e dimensões dos discos foram:

- b = largura dos discos = 2 mm
- r = raio dos discos = 10 mm
- F_n = força normal aplicada = 15 N

Visando uma maior precisão dos resultados, o rebolo permaneceu no mesmo nível ao término de sua utilização para acertar a superfície do disco revestido de cerâmica. Isto foi realizado simples recuando este, de modo a possibilitar a realização dos ensaios. Deste modo, ao terminar-se os ensaios com um tipo de resina industrial, o rebolo era deslocado de modo a ocupar a mesma posição, em relação ao disco de cerâmica que ocupava anteriormente, possibilitando e facilitando a “renovação” da superfície do disco dinâmico com sua retificação para o ensaio com a próxima resina.

Segundo Coelho (1991), através de um modelamento matemático, a regressão dos pontos de deslocamento em função do tempo elevado a $2/3$ resultam numa boa aproximação da curva gerada pelos mesmos. Assim a forma da curva de desempenho será uma reta. Após realizada a regressão linear, obtém-se o valor do coeficiente angular da reta.

Para a determinação da agressividade foi realizada uma adequação, por Bianchi et al. (1997), baseado no modelamento matemático apresentado por Coelho (1991), onde o valor da agressividade é dado por:

$$k = \frac{2b\sqrt{4r}}{3F_n} (a_1)^{2/3} \quad [\text{mm}^3/\text{N.s}] \quad (1)$$

onde: k : agressividade [$\text{mm}^3/\text{N.s}$]

b : largura do disco estático [mm]

r : raio dos discos [mm]

F_n : força normal aplicada [N]

a_1 : coeficiente angular da reta gerada pelo gráfico registrado entre o deslocamento vertical do disco estático (eixo y) com o tempo elevado a $2/3$ (eixo x), conforme descrito no modelamento matemático desenvolvido por Coelho (1991)

4. RESULTADOS E DISCUSSÃO

Os ensaios foram realizados com a observação de se manter um mesmo padrão de ações durante todos os experimentos com todas as cinco resinas industriais que são:

1. Resina Cristal (Ramires 5061)
2. Resina Isoftálica (Ramires 8000)
3. Resina Ortoftálica (Ramires 4004)
4. Resina Epóxi (Araldite MY750)
5. Resina Orto com 30% de fibra de vidro (Ramires 4004)

Após o final dos ensaios com cada tipo de resina industrial a cerâmica era retificada de modo a manter a sua superfície sempre avivada (sem empastamento e com capacidade de desgastar a resina industrial) para os ensaios com um novo tipo de resina.

Os resultados obtidos estão apresentados na tabela 1.

TABELA 1 - Resultados de agressividade obtidos com as resinas Cristal (Ramires 5061), Isoftálica (Ramires 8000), Ortoftálica (Ramires 4004), Epóxi (Araldite MY750) e Orto com 30% de fibra de vidro (Ramires 4004)

Valores obtidos de agressividade [mm ³ /N.s]					
Ensaio	Ramires 5061	Ramires 8000	Ramires 4004	Araldite MY750	Ramires 4004
1	0,53	0,51	0,51	0,00	0,00
2	0,51	0,45	0,50	0,49	0,00
3	0,49	0,00	0,53	0,52	0,00
4	0,50	0,52	0,00	0,00	0,00
5	0,49	0,54	0,55	0,00	0,41
6	0,53	0,50	0,51	0,00	0,00
7	0,54	0,54	0,00	0,00	0,49
8	0,53	0,50	0,00	0,55	0,00
Média	5,15E-01	5,07E-01	5,21E-01	5,16E-01	4,49E-01
Desvio Padrão	2,04E-02	3,23E-02	1,68E-02	3,03E-02	5,78E-02
Variância	4,17E-04	1,04E-03	2,84E-04	9,18E-04	3,34E-03

Pode-se notar que para alguns tipos de resinas industriais o banco de ensaios foi capaz de avaliar o desgaste abrasivo das resinas industriais. Em particular para o caso de resinas industriais mais “duras”; ou seja, as que possuem cargas de outros materiais para alterar as suas propriedades mecânicas, a capacidade de remoção de material da porcelana não apresentou-se suficiente para promover o desgaste da resina e, conseqüentemente, a sua avaliação. Estes casos são representados nas tabelas pelo número zero (0).

Provavelmente, com a escolha de um material diferente para desempenhar a função do disco dinâmico, ou o aumento da carga aplicada, ou o aumento da velocidade periférica do disco dinâmico, ou com a redução da largura do disco estático, seja possível a avaliação de uma gama maior de resinas industriais.

A análise estatística nos possibilita uma forma ainda mais segura e precisa de avaliar os padrões propostos e também de verificar a sua precisão de medidas.

Para a análise dos resultados de agressividade obtidos, utilizou-se o método One-Way ANOVA e o Teste de Student-Newman-Keuls para as comparações entre os grupos de resinas testadas.

O quadro de Análise de Variância é apresentado na tabela 2.

As diferenças nos valores médios de agressividade encontrados entre as diferentes resinas não são suficientemente grandes para excluir-se a possibilidade destas diferenças serem resultado do acaso. Sendo assim para ($p < 0,05$) não existe diferença estatística significativa.

TABELA 2: Análise de Variância – um critério de classificação (One-way ANOVA)

Fonte de variação	Soma dos quadrados	Graus de liberdade	Quadrado médio	“F”	p
Entre grupos	0,00821	4	0,002053	2,72	<0,0587
Resíduo	0,01509	20	0,000754		
Total	0,02330	24			

5. CONCLUSÃO

Com base na análise estatística pode-se afirmar que o banco de ensaios aqui proposto pode avaliar a propriedade de resistência ao desgaste abrasivo de algumas resinas industriais de modo rápido e preciso.

A não observância de sensível diferença estatística deve-se ao fato de que as resinas industriais apresentaram-se bastante homogêneas em todo o perímetro dos discos e também pelo fato do cabeçote de testes possibilitar um elevado grau de repetibilidade.

A curiosidade científica volta-se para a modificação da metodologia para a avaliação dos demais tipos de resinas industriais existente que não foram possíveis de serem ainda avaliadas.

Para tanto deve-se observar as diferenças específicas entre as resinas industriais, pois algumas irão apresentar cargas, como fibra de vidro por exemplo, que modificam suas propriedades mecânicas.

6. AGRADECIMENTOS

Manifestamos os nossos agradecimentos à FAPESP (Fundação de Amparo à Pesquisa do Estado de São Paulo) pelo apoio concedido para a realização deste trabalho e a empresa CIEL - Comércio e Indústria de equipamentos Leves Fibra de Vidro Ltda., pelo revestimento dos discos estáticos com resina industrial.

7. BIBLIOGRAFIA

- BIANCHI, E.C.; DIAS, A.C.P.; BIANCHI, A.R.R.; FREITAS, C.A. Desenvolvimento de uma metodologia para a avaliação do desgaste abrasivo de resinas compostas. In: Congresso Brasileiro de Engenharia Mecânica, 14; Bauru, de 8 a 12 de dezembro de 1997. Anais do COBEM. São Paulo: Associação Brasileira de Ciências Mecânicas, 8 páginas (em CD - ROM).
- COELHO, R. T. Estudo experimental da propriedade de dressagem de rebolos na retificação de precisão usando o método do disco retificado. São Carlos, 1991. 122 p. Dissertação (Mestrado) - Escola de Engenharia de São Carlos, Universidade de São Paulo.
- SALGADO, I. O., FREITAS, C. A., BIANCHI, E. C.; Aperfeiçoamento do Método do Disco Retificado, Já Adaptado para a Odontologia, e Seu Emprego na Avaliação do Desgaste Abrasivo de 3 Resinas Compostas. Revista FOB. Vol 5. P. 21 - 29. 1997.
- XAVIER, A. P. Avaliação do desgaste abrasivo de resinas industriais. Bauru: Faculdade de Engenharia - UNESP, 1999. 35p. 5^o Relatório Científica de Bolsa de Iniciação Científica enviado à FAPESP - Fundação de Amparo à Pesquisa do Estado de São Paulo, Processo N^o 97/04498-9.

SINTERIZAÇÃO COM FASE LÍQUIDA DE LIGAS Fe-Ni-P INJETADAS

Severino Cesarino da Nóbrega Neto (1)(2)

Aloísio Nelmo Klein (2)

Paulo Antonio Pereira Wendhausen (2)

Víctor Bruno Canever (2)

(1) Centro Federal de Educação Tecnológica da Paraíba, Coordenação de Mecânica.

(2) Universidade Federal de Santa Catarina, Pós-Graduação em Ciência e Engenharia de Materiais, Laboratório de Materiais, 88040-900, CP 476, Florianópolis, SC, Brasil. E-mail: cesarino@pg.materiais.ufsc.br

Resumo

Dentro da moldagem de pós por injeção, o sistema de liga Fe-Ni representa um papel de extrema importância industrial. A sua alta resistência mecânica associada a uma boa ductilidade faz com que este sistema de liga seja um dos mais empregados na indústria atual. Tradicionalmente, a temperatura de sinterização para as ligas Fe-Ni está compreendida na faixa de 1200 a 1250°C. Neste trabalho foi avaliado a introdução do fósforo ao sistema Fe-Ni, e a sua influência sobre a sinterabilidade e estabilidade dimensional dos componentes injetados. O fósforo, quando combinado com o ferro propicia o aparecimento de uma fase líquida a baixa temperatura (1049°C), que por sua vez interfere diretamente na difusividade do sistema. Um outro aspecto abordado neste trabalho é a porosidade resultante para as ligas Fe-Ni-P injetadas.

Palavras-chave: Moldagem por injeção, Fase líquida, Sinterabilidade, Porosidade

1. INTRODUÇÃO

O sistema de liga Fe-Ni, juntamente com os aços inoxidáveis representam as classes de materiais mais utilizados atualmente na indústria de moldagem de pós por injeção. De acordo com Zhang e German (1991), as ligas com até 6% de níquel são utilizadas em aplicações industriais variando de automóveis até aviões. Segundo Hwang e Shiau (1996), tanto na metalurgia do pó como na moldagem de pós por injeção, o níquel é um elemento de liga muito comum. Ele promove uma maior densificação na sinterização e aumenta a resistência, tenacidade e resistência a corrosão. O níquel abaixa a temperatura de transformação $\alpha \rightarrow \gamma$ expandindo o campo $\alpha + \gamma$. Como ressalta Bain e Paxton (1966), o níquel é um elemento essencialmente gamagêneo.

Dentro da metalurgia do pó, o fósforo é reconhecido por ser um potente endurecedor do ferro e por apresentar a formação de uma fase líquida a baixa temperatura (1049°C). Além destes fatores, tanto Bain e Paxton como Lindskog et al (1977) deixam claro que o fósforo é um elemento essencialmente alfacênico. Lindskog e Carlsson (1972) ressaltam ainda que o fósforo deve ser adicionado em teores até 0,6% em peso, uma vez que este afeta diretamente as tolerâncias dimensionais dos componentes, podendo, em alguns casos, inviabilizar por completo o componente.

Tratando-se especificamente de componentes injetados, muito pouco tem sido pesquisado com relação a sinterização com fase líquida. O processo de moldagem de pós por injeção tem como uma das suas características a produção de componentes com pequenas dimensões e tolerâncias geométricas apertadas. Conforme German (1990), após a remoção do ligante os componentes injetados estão frequentemente próximos de 60% da densidade, enquanto que a densidade final após a sinterização aproxima-se de 100%. Portanto, a sinterização envolve uma substancial retração. Assim sendo, uma grande quantidade de fase líquida não pode ser utilizada porque o componente não apresenta a rigidez suficiente durante a sinterização para manter a sua forma, além do que, a retração inerente do processo, associado a um maior gradiente de retração proporcionado pela fase líquida, pode comprometer as dimensões finais do componente.

Este estudo foi realizado com o objetivo de se analisar o comportamento dimensional de componentes injetados sinterizados na presença de fase líquida. Para tanto, o fósforo foi introduzido gradativamente na forma de um portador Fe₃P a liga Fe-7Ni e foi feito um estudo da estabilidade dimensional destes componentes. Ainda dentro deste trabalho, foi realizado um estudo dilatométrico relativo ao efeito do fósforo sobre a sinterabilidade das ligas Fe-7Ni e como complemento, um pequeno estudo com relação a porosidade destes componentes.

2. PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

Para a realização do trabalho, foi injetado um corpo de prova do tipo retangular com comprimento igual a 24,5mm. As características dos pós utilizados no processo estão apresentadas na tabela 1. O sistema de ligante empregado foi do tipo multicomponente, sendo constituído por polipropileno, parafina e acetato de vinil etila (EVA). A quantidade de cada um destes no sistema, está indicado na tabela 2.

Tabela 1. Discriminação dos pós metálicos

Pó	Fabricante	Tipo	Tamanho Médio (µm)
Ferro	BASF	CL	6
Níquel	INCO	123	5
Fe ₃ P	SCM	P-120	<74

Tabela 2. Composição do ligante

Componente	(%) em massa da mistura
Polipropileno	3,63
Parafina	3,47
Acetato de Vinil Etila	1,40
Total	8,50

A mistura do pó metálico com o sistema ligante foi realizado em um misturador do tipo sigma, com controle de tempo, temperatura e torque. Para uma maior homogeneização da mistura, a massa de pó metálico foi previamente misturada por 30 minutos em um misturador do tipo Y, e a mistura do pó com os elementos do sistema ligante foi feita em três bateladas separadas. Para todas as bateladas, a temperatura empregada foi de 160°C, enquanto que o torque foi mantido a 60 rpm e o tempo em 30 minutos.

As amostras foram injetadas em uma máquina Arburg 320S, com força de fechamento de 50 toneladas, e a pressão de injeção utilizada para todas as amostras foi de 1200 bar.

A remoção do sistema ligante foi realizada em duas etapas distintas, sendo a primeira feita através de processamento químico e a segunda através de processamento térmico.

Para a remoção química do ligante foi utilizado como solvente hexano aquecido a 50°C. As amostras foram expostas primeiramente ao vapor de hexano por 2 horas e em seguida foram imersas no hexano aquecido por 4 horas. Ao final da etapa de remoção química, toda a parafina contida no sistema ligante tinha evaporado.

Após a etapa de remoção química, as amostras foram submetidas a remoção térmica, para a retirada do polipropileno e do EVA. O forno utilizado foi do tipo tubular e a taxa de aquecimento foi de 5°C/min, até atingir-se a temperatura de 450°C, onde foi executado um patamar por 60 minutos. No mesmo ciclo de remoção térmica, foi realizada a pré-sinterização das amostras, usando-se para tanto uma temperatura de 850°C por 15 minutos. Todo o ciclo de remoção térmica e pré-sinterização foi realizado na presença de um fluxo constante de hidrogênio.

A sinterização foi realizada também em forno do tipo tubular, e para tanto utilizou-se uma taxa de aquecimento média de 20°C/min em fluxo de hidrogênio constante. As amostras foram sinterizadas em duas temperaturas diferentes, sendo a primeira em 1000°C e a segunda em 1100°C. O tempo de permanência a temperatura final de sinterização para todas as amostras foi de 30 minutos.

As ligas utilizadas no trabalho estão indicadas na tabela 3.

Tabela 3. Discriminação das ligas

Liga	Composição (% peso)
01	Fe-7Ni
02	Fe-7Ni-0,2P

3. RESULTADOS E DISCUSSÕES

3.1 Estudo da sinterabilidade

O estudo da sinterabilidade para as amostras foi feito a partir de ensaios dilatométricos. Os ensaios foram realizados em um dilatometro do tipo BP RB 2000 e as condições foram as mesmas para todas as amostras. A temperatura máxima foi de 1100°C e a taxa de aquecimento empregada foi de 10°C/min. Os ensaios foram realizados sob um fluxo constante de hidrogênio. A figura 01 apresenta os resultados dos ensaios dilatométricos.

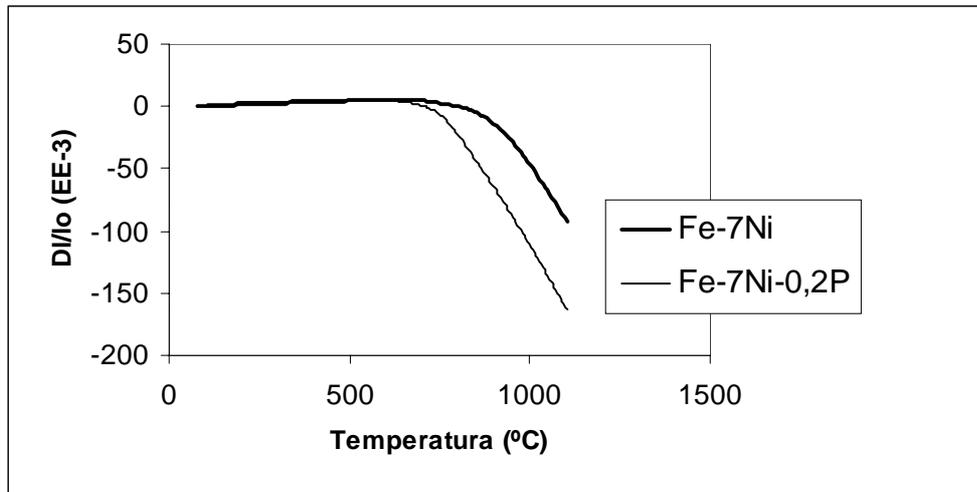


Figura 1. Análise dilatométrica para as ligas 01e 02

Como podemos perceber através da figura 01, a introdução do fósforo a liga Fe-7Ni provoca um deslocamento significativo no ponto de início de retração da amostra. Através da análise dilatométrica é possível também avaliar-se em que nível se dá a retração dimensional das amostras.

3.2 Comportamento dimensional

Para o estudo do comportamento dimensional, foram sinterizadas 5 amostras de cada liga em duas temperaturas diferentes. A tabela 4 apresenta a retração média das amostras para cada condição de sinterização.

Tabela 4. Retração das amostras

Liga	Amostra	Temperatura de Sinterização (°C)	Comprimento Inicial (mm)	Comprimento Final (mm)	Retração (%)
01	Fe-7Ni	1000	24,5	21,9	10,61
02	Fe-7Ni-0,2P	1000	24,5	21,5	12,24
01	Fe-7Ni	1100	24,5	21,1	13,88
02	Fe-7Ni-0,2P	1100	24,5	20,4	16,73

Os resultados apresentados mostram que a temperatura de sinterização é um fator preponderante na retração das amostras. Como pode ser visto na tabela 4, o conjunto de ligas Fe-7Ni-0,2P sinterizadas na temperatura de 1100°C foi a que apresentou a maior retração. Além do encolhimento natural devido a eliminação da porosidade residual do processo, estas amostras ficaram submetidas a fase líquida proveniente da fusão do eutético Fe₃P. Comparando a retração média das ligas 01 com aquelas das ligas 02 sinterizadas na mesma temperatura, fica evidente que a fase líquida influencia diretamente na retração final das amostras.

3.3 Análise da porosidade

A porosidade foi analisada através de microscopia eletrônica de varredura (MEV). Na figura 02 apresenta-se a porosidade residual para a liga Fe-7Ni-0,2P sinterizada na temperatura de 1000°C enquanto que na figura 03 é mostrada a porosidade residual para esta mesma liga sinterizada na temperatura de 1100°C. Como podemos perceber claramente, o aumento de 100°C na temperatura de sinterização é capaz de diminuir consideravelmente a porosidade residual na amostra.

É necessário ressaltar-se que, para a segunda condição de sinterização, ou seja para temperatura de 1100°C existe a contribuição efetiva da fase líquida formada com a decomposição do eutético Fe₃P a 1049°C. No entanto, como as partículas de Fe₃P adicionadas foi de tamanho muito grande, a fusão do mesmo acarretou a presença de vazios relativamente grandes, como pode ser visto na figura 04.

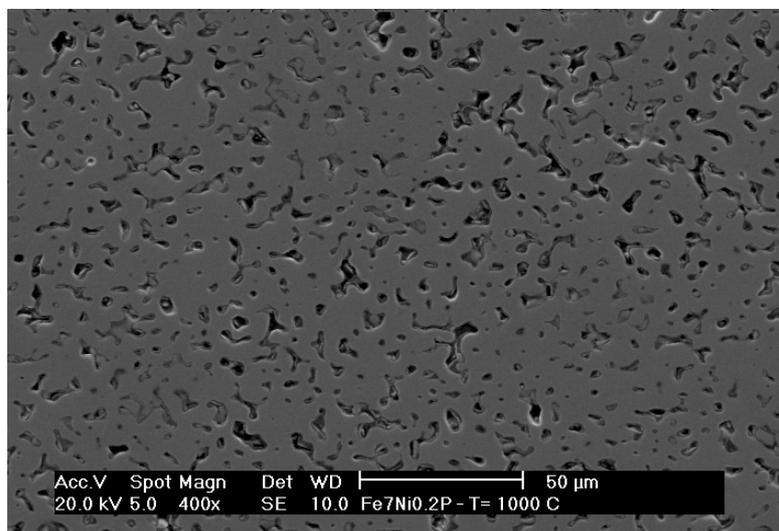


Figura 2. Liga Fe-7Ni_{0,2}P (MEV 400x)

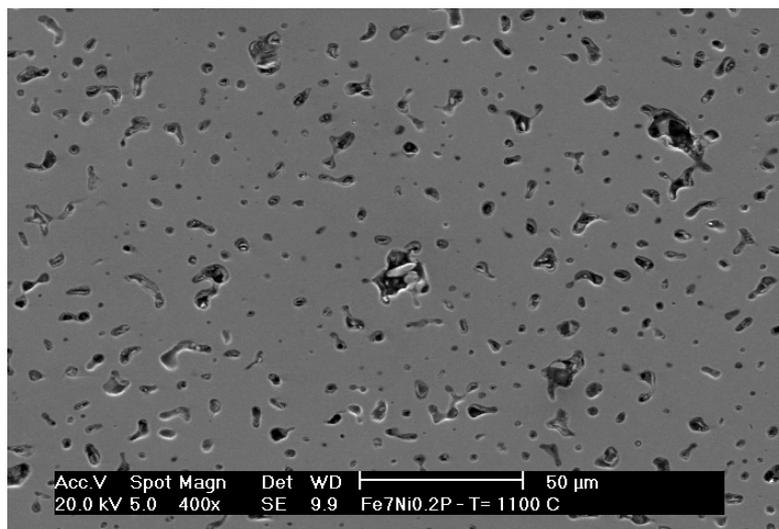


Figura 3. Liga Fe-7Ni_{0,2}P (MEV 400x)

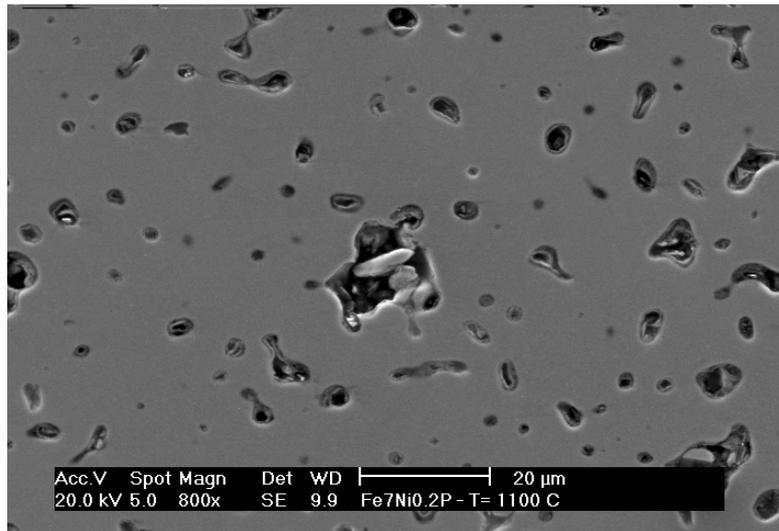


Figura 4. Liga Fe-7Ni-0,2P (MEV 800x)

4. CONCLUSÕES

De acordo com os resultados apresentados, podemos concluir que a introdução de uma pequena quantidade de fósforo ao sistema de liga Fe-7Ni é capaz de modificar consideravelmente a temperatura de início de retração deste sistema.

A sinterização na presença de uma fase líquida dos componentes injetados, interfere diretamente na estabilidade dimensional dos componentes, aumentando consideravelmente a retração nas amostras, sendo necessário portanto, atenção especial com relação as tolerâncias dimensionais finais dos componentes.

Os componentes injetados e sinterizados na presença de fase líquida, apresentaram uma menor porosidade residual do que aqueles sinterizados sem a presença de fase líquida. No entanto, é necessário que se tenha um perfeito controle sobre o tamanho de partícula do portador de liga, de forma a que estes não venham a deixar vazios nos componentes e , conseqüentemente, comprometer a densidade final destes.

5. AGRADECIMENTOS

Os autores agradecem ao programa PRONEX (Programa de Apoio a Núcleos de Excelência) - Finep, que financiou esta pesquisa.

6. REFERÊNCIAS

- Zhang, H., German, R. M., 1991, “The Role of Nickel in Powder Injection Molding”, The International Journal of Powder Metallurgy, Princeton, Vol. 27, No.3, pp.249-254.
- Hwang, K. S. and Shiau, M. Y. Effects of Nickel on the Sintering Behavior of Fe-Ni Compacts Made From Composite and Elemental Powders. Metallurgical and Materials Transactions B, Volume 27B, April 1996, pp. 203-211.
- Bain, E. C., Paxton, W. B., 1966, “Alloying Elements in Steel”, New York, ASM.

- Lindskog, P., Tengzelius, J. and Kvist, S. A. Phosphorus as an Alloying Element in Ferrous P/M. Modern Developments in Powder Metallurgy, Vol.10, H. H. Hausner (ed.), Plenum Press, N. Y. 1977, p. 97-128.
- Lindskog, P., Carlsson, A., 1972, "Sintered Alloys Based on Sponge iron Powder With Additions of Ferrophosphorus", Powder Metallurgy International, Vol. 4, n.1, pp.39-43.
- German, Randal M., 1990, "Powder Injection Molding", Metal Powder Industries Federation, Princeton, New Jersey, USA, 521p.

SINTERIZAÇÃO POR PLASMA DE AÇOS EM DESCARGA DE CATODO/ANODO CONFINADO

¹Oscar R. K. Montedo

²Ana Maria Maliska

²Joel L. R. Muzart

¹Universidade Federal de Santa Catarina, Programa de Pós Graduação em Ciência e Engenharia dos Materiais, LABMAT, Departamento de Engenharia Mecânica, Bloco B, 88040-900, Florianópolis, SC, Brasil. E-mail: oscarrkm@pg.materiais.ufsc.br

²Universidade Federal de Santa Catarina, LABMAT, Departamento de Engenharia Mecânica, Bloco B, 88040-900, Florianópolis, SC, Brasil.

Resumo

Este trabalho apresenta e discute os resultados obtidos na sinterização das ligas metálicas Fe-1,5%Si e Fe-1,5%Mo, processadas em forno convencional e por plasma. Os resultados mostram que a sinterização por plasma da liga Fe-1,5%Mo apresenta características semelhantes às realizadas em forno, com diminuição da porosidade superficial. No caso da liga Fe-1,5%Si, a presença de fase líquida inviabiliza o uso do plasma na configuração catodo. A sinterização da liga Fe-1,5%Si pode ser efetuada na configuração anodo. Neste caso ocorre perda significativa do elemento silício quando comparada com a sinterização convencional.

Palavras-chave: Sinterização por plasma, descarga catodo-anodo, aços sinterizados

1. INTRODUÇÃO

O tratamento de materiais via plasma tem sido bastante usado nos últimos anos para uma série de aplicações industriais. O tratamento superficial de nitretação por plasma mostrou-se o mais adequado para tratamento de aços sinterizados, como encontrado em Bocchini *et al.* (1990) e Metin *et al.* (1987). Além dos tratamentos termoquímicos superficiais, as descargas fracamente ionizadas tem sido usadas também para o processamento de materiais metálicos, em particular a sinterização de ferro puro e aço inoxidável 316L [Batista *et al.* (1998), Batista *et al.* (1999) e Muzart *et al.* (1997)].

Devido às numerosas colisões que ocorrem entre os íons e átomos ou moléculas na bainha catódica, tem-se a produção de íons e espécies neutras rápidas que se chocam com a amostra (catodo), causando o aquecimento desta. No entanto, a presença de descarga sobre a amostra, em muitos casos, causa a formação de arcos com possível danificação da amostra e, neste caso, uma geometria alternativa consiste em colocar a amostra no anodo.

Neste trabalho, com a finalidade de analisar a influência dos diferentes processamentos e dos elementos de liga presentes no material, foram sinterizadas amostras metálicas de Fe-1,5%Mo e de Fe-1,5%Si em forno tubular e por plasma, usando as configurações catodo e anodo. O silício apresenta inúmeras vantagens quando o objetivo é o endurecimento do ferro, como exposto por Arroyo *et al.* (1986). Adicionalmente, a liga Fe-1,5%Si forma fase líquida a 1200 °C e as vantagens da sinterização com fase líquida são discutidas por Danninger (1988). O molibdênio, por não

formar fase líquida na sinterização, na liga Fe-1,5%Mo, foi usado para servir de comparação com os resultados obtidos pela liga Fe-1,5%Si. Ambos, Si e Mo, são importantes na metalurgia ferrosa para posterior tratamento superficial com nitrogênio, com o objetivo, por exemplo, de aumentar-se a dureza, como apresentado por Maliska (1995). As amostras foram sinterizadas a 1200 °C, durante 1 h e 2 h, em uma atmosfera gasosa de argônio/hidrogênio e caracterizadas por microscopia eletrônica de varredura. Análises de composição química por microsonda com energia dispersiva e medidas de perda de massa foram também realizadas.

2. MATERIAIS E MÉTODOS

Para a preparação das amostras foram utilizados os seguintes pós:

- pó de ferro puro (Fe 1000B – Hoeganaes);
- pó portador de ferro-silício, contendo 15% de Si;
- pó de molibdênio puro.

Os pós foram pesados e misturados em um misturador em Y, com adição à mistura de 0,6% de estearato de zinco como lubrificante sólido. As misturas de pós foram compactadas em uma matriz cilíndrica a frio, de dupla ação, de 9,5 mm de diâmetro, com pressão de 600 MPa. Em seguida, cada liga foi submetida a um processo de retirada do ligante em um forno tubular de resistências elétricas, entre 500 e 540 °C, por 30 min, em pressão atmosférica com hidrogênio ultra-puro.

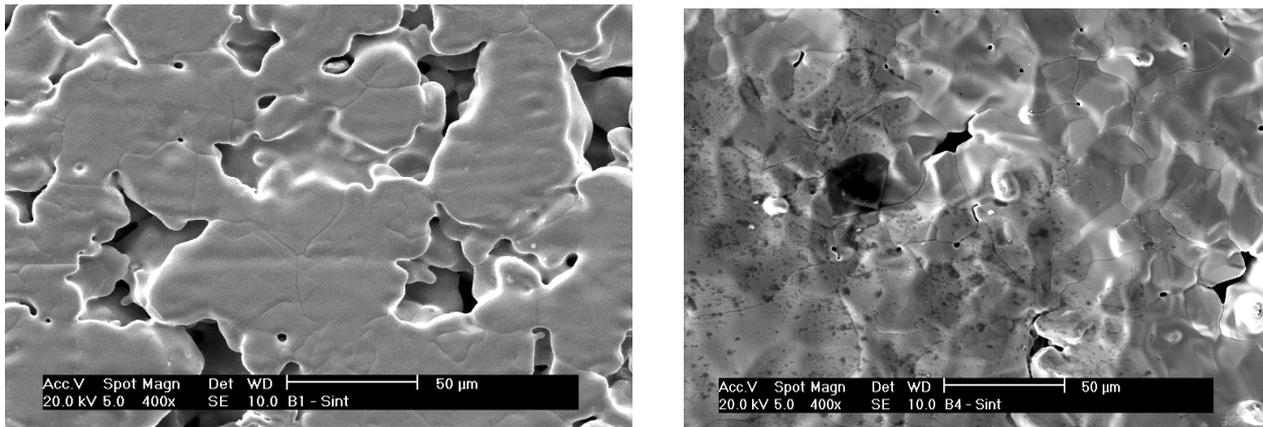
A sinterização foi executada por dois processos distintos: convencional, em forno tubular, e por plasma, nas configurações catodo e anodo. Na sinterização convencional realizada em forno tubular, a temperatura de sinterização foi de 1200 °C por 2 h para ambas as ligas, Fe-Si e Fe-Mo, em atmosfera de hidrogênio ultra-puro. Na sinterização por plasma, usando o mesmo equipamento descrito em Batista *et al.* (1998), as condições foram as mesmas para ambas configurações, catodo e anodo: 1200 °C por 1 h e 2 h, com pressão total do sistema de 1330 Pa (10 Torr) e vazões de hidrogênio e de argônio ultra-puros de $6,72 \times 10^{-5} \text{ m}^3\text{s}^{-1}$ e $1,93 \times 10^{-4} \text{ m}^3\text{s}^{-1}$, respectivamente.

As amostras foram caracterizadas através da perda de massa (balança analítica Shangping modelo FA 1604), de Microscopia Eletrônica de Varredura (Philips XL30) e de Microanálise Química por Energia Dispersiva (EDAX).

3. RESULTADOS E DISCUSSÕES

Com o objetivo de comparar a sinterização convencional e por plasma sem a presença de fase líquida, foram preparadas e sinterizadas amostras de Fe-1,5%Mo. Os resultados das micrografias são apresentados na figura 1. Nelas podemos observar uma grande semelhança no aspecto superficial das amostras sinterizadas nos diferentes processos. Através dos espectros mostrados na figura 2, correspondentes às micrografias da figura 1, observou-se que não houve uma perda de molibdênio no plasma superior a do forno tubular. As medidas da redução de massa da amostra reforçam esta afirmação: 0,27% no forno tubular e 0,26% no plasma. Experimentalmente, no processamento por plasma foi observado que a descarga elétrica manteve-se estável durante todo o ciclo de sinterização.

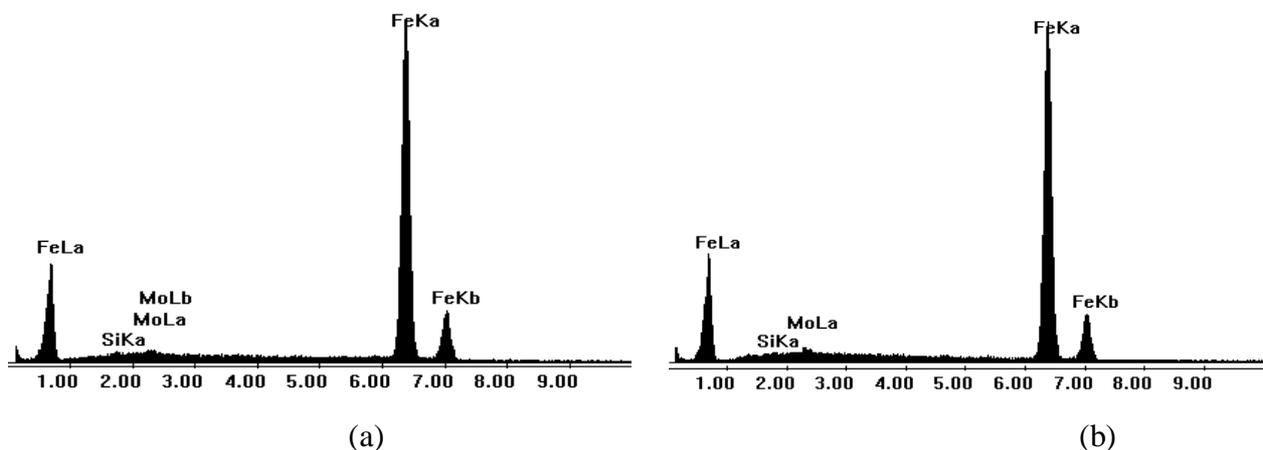
Para investigar a influência da formação de fase líquida no processamento de materiais ferrosos por plasma, foram preparadas e sinterizadas amostras da liga Fe-1,5%Si. A figura 3 apresenta as micrografias destas amostras sinterizadas em forno tubular e por plasma na configuração catodo. Em forno tubular, o tempo de sinterização foi de 2 h, enquanto que por plasma no catodo, o tempo foi de apenas 1 h. Durante todo o ciclo de sinterização foi observado microarcs e, após 1 h, o sistema ficou muito instável e os constantes arcs impediram a continuidade do processo. Novas sinterizações por plasma no catodo nas mesmas condições anteriores apresentaram o mesmo comportamento. Analisando as micrografias podemos



(a)

(b)

Figura 1. Micrografias das amostras de Fe-1,5%Mo sinterizadas (a) em forno tubular e (b) por plasma, por 2h



(a)

(b)

Figura 2. Espectros das amostras de Fe-1,5%Mo sinterizadas (a) em forno tubular e (b) por plasma no anodo, por 2 h

observar que enquanto a microestrutura obtida da sinterização em forno apresenta boa homogeneidade de composição, confirmada por análise química por microsonda, a

microestrutura obtida da sinterização por plasma no catodo apresenta várias regiões microestruturalmente diferentes. Aparentemente o bombardeio das espécies ativas do plasma na amostra provocaram uma significativa redução na porosidade superficial. No entanto, não houve tempo suficiente para ocorrer a completa difusão dos elementos para a obtenção de uma microestrutura homogênea.

Isto pode ser verificado na figura 4, que apresenta espectros de duas regiões distintas da amostra: a região referente à nova fase formada (região homogênea) e a região isolada e heterogênea da amostra. A região homogênea apresentou a composição de 0,8% de silício e 99,2% de ferro, muito próxima da composição de uma região representativa da amostra (0,7%).

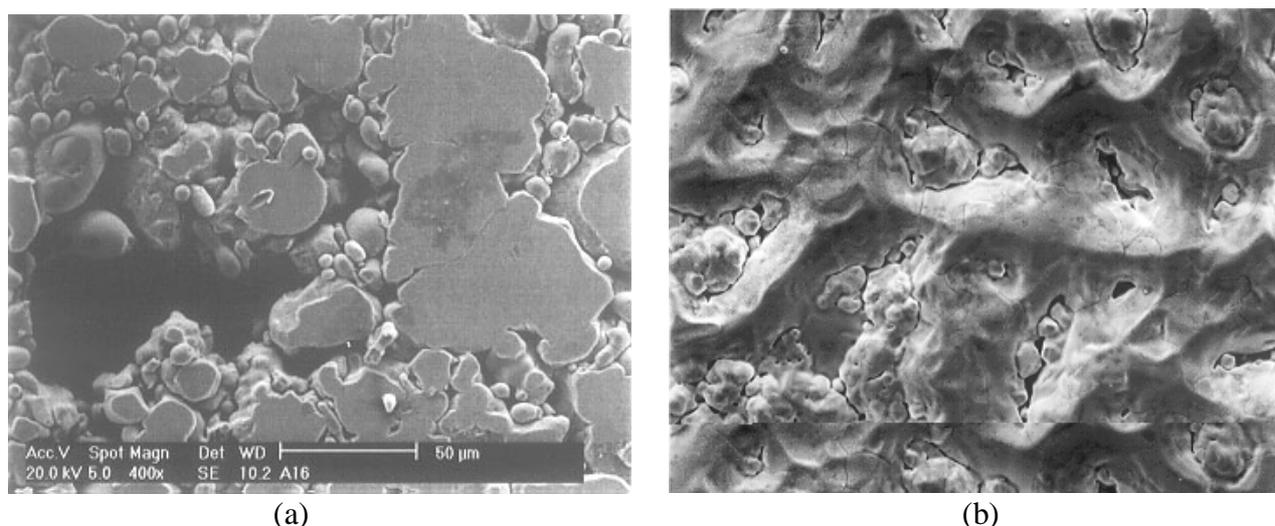


Figura 3. Micrografias das amostras de Fe-1,5%Si sinterizadas (a) em forno tubular e (b) por plasma

A região heterogênea apresentou em torno de 12% de oxigênio e 12% de silício. A presença de uma quantidade importante de oxigênio indica que durante a formação da fase líquida, o bombardeamento iônico provocou a difusão do silício na superfície, favorecendo a oxidação devido ao oxigênio e vapor de água residual na câmara do reator. Como consequência, a difusão do silício foi dificultada, impedindo a homogeneização da superfície da amostra.

As amostras sinterizadas foram cortadas transversalmente e a composição química média na superfície e no centro da peça de uma região representativa foi avaliada. Os resultados são apresentados na tabela 1. Nela podemos observar que a composição no interior da amostra sinterizada é comparável à do compactado (1,5% Si); no entanto, a composição de silício na superfície do sinterizado por plasma no catodo teve uma redução significativamente maior. Isto indica que o bombardeamento iônico é importante na redução do teor de silício superficial. Complementarmente, a redução em massa da amostra sinterizada em forno convencional foi de 0,25%, enquanto que no catodo, a redução foi de 0,32%.

A sinterização da liga Fe-1,5%Si foi também realizada na configuração anodo com a finalidade de avaliar o comportamento sem o bombardeamento iônico na amostra. O resultado do aspecto superficial é apresentado na figura 5. Nela é possível observar que o aspecto da superfície é muito semelhante àquela sinterizada no forno tubular. A análise da composição química por microsonda -indicou uma redução de silício superficial, porém menor do que aquela observada

na amostra sinterizada no catodo. A perda de massa foi de 0,23% e, assim, vemos que no plasma há evaporação superficial de silício, mas mais acentuada na amostra sinterizada no catodo, provavelmente devido ao bombardeio das espécies ativas neste.

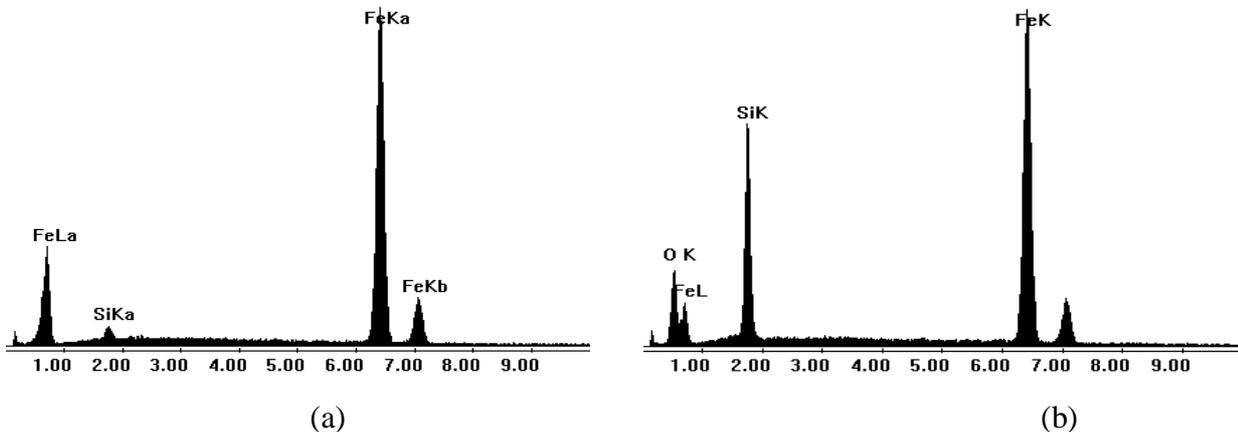


Figura 4. Espectros da amostra de Fe-1,5%Si sinterizada por plasma no catodo: (a) região homogênea e (b) região heterogênea

Tabela 1. Composição química de diferentes regiões das amostras sinterizadas

AMOSTRA	POSIÇÃO	COMPOSIÇÃO QUÍMICA (% EM MASSA DE Si)
FORNO TUBULAR	CENTRO	1,62
	SUPERFÍCIE	1,33
PLASMA NO CATODO	CENTRO	1,46
	SUPERFÍCIE	0,71

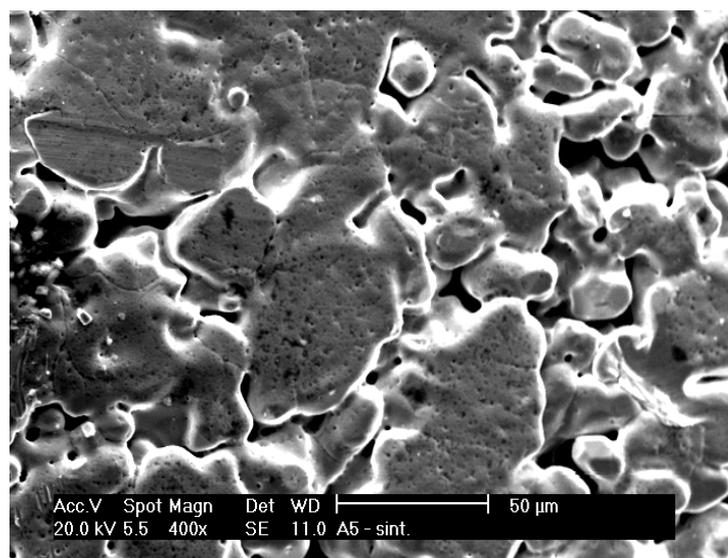


Figura 5. Micrografia da amostra de Fe-1,5%Si sinterizada por plasma no anodo , por 2 h

Em razão dos dados apresentados até aqui, podemos atribuir que a causa para a instabilidade da descarga e a formação dos microarcos durante a sinterização da liga Fe-1,5%Si por plasma é devido a formação de SiH na descarga elétrica. Sua origem deve-se: (a) à utilização de hidrogênio gasoso como gás redutor, com formação de hidrogênio atômico no plasma que retira o silício da amostra, e (b) à formação de fase líquida, onde a pressão de vapor do silício é alta. No catodo, o bombardeamento iônico é muito intenso sobre a amostra com conseqüente facilidade para a evaporação de silício da superfície. No caso do anodo, também há formação de SiH; no entanto, como a amostra é bombardeada por elétrons, menos energéticos, a retirada de silício superficial é menor, como comprovado pelos espectros. Nesta geometria foram observados poucos microarcos e foi possível concluir o ciclo de 2 h de sinterização. Cabe ressaltar que na sinterização convencional há a presença de hidrogênio molecular, que é menos reativo que o hidrogênio atômico presente no plasma, e por isso a redução de silício superficial neste tipo de processamento é consideravelmente menor, apesar de também haver evaporação de silício. Pode-se verificar a importância da presença de fase líquida na sinterização por plasma. Na liga Fe-1,5%Mo, que não forma fase líquida na sinterização e o elemento molibdênio não reage com as espécies ativas do plasma, o processamento por plasma ocorreu sem a formação de arcos, de formas que a microestrutura obtida no plasma foi muito semelhante àquela obtida na sinterização convencional.

4. CONCLUSÃO

A sinterização em fase líquida por plasma torna a descarga muito instável com formação de microarcos. A situação é acentuada quando tenta-se sinterizar a liga de Fe-1,5%Si no catodo em presença de hidrogênio gasoso, devido provavelmente à formação de SiH. No anodo, a situação é menos crítica, devido à perda menor de silício, e uma investigação mais criteriosa sobre as condições de processamento deve ser conduzida. Se fase líquida não estiver presente na sinterização, como na liga Fe-1,5%Mo, então a sinterização por plasma ocorre com a descarga estável sem a presença de arcos, fornecendo um resultado semelhante ao da sinterização convencional. Este trabalho mostra a importância de ter-se o cuidado na escolha do elemento de liga apropriado para a sinterização em fase líquida, como forma de evitar-se a formação de compostos que desestabilizem a descarga pela reação com as espécies ativas do plasma.

5. REFERÊNCIAS

- Arroyo, I. K., Klein, A.N. & Palma, E. S., 1986, “Recentes avanços na técnica de liga na metalurgia do pó ferrosa”, Anais do 7^o CBCIMAT, Florianópolis, SC, Brasil, pp. 357-361.
- Batista, V.J., Binder, R., Klein, A.N. and Muzart, J.R.L.. “Sintering iron using the abnormal glow discharge”. Inter. J. of Powder Metal., Vol. 34, n^o 8, pp. 55-62
- Batista, V.J., Mafra, M., R., Klein, A.N., Muzart, J.R.L. and Back, N.. “Plasma sintering: A novel process for sintering metallic components”. Mater. Sci. Forum, 299-3, pp. 249-253
- Bocchini, G.F., Molinari, A., Tesi, B. and Bacci, T.. Metall. Powder Report, pp. 772.
- Danninger, H., 1988, “Sintering of Mo alloyed P/M structural steels”, Powder Metallurgy International, Vol. 20, n^o 4, pp. 7-11.
- Maliska, A. M., 1995, “Influência de elementos de liga e do oxigênio no processo de nitretação por plasma em aços sinterizados”, Tese de Doutorado, Universidade Federal de Santa Catarina, Florianópolis, SC, Brasil, pp. 146.

- Metin, E. and Inal, O. T. . J. Mater. Sci., 22, pp. 2782.
- Muzart, J. L. R., Batista, V.J., Franco, C.V. and Klein, A. N.. “Plasma sintering of AISI 316L stainless steel: The influence of processing cycle on the sample density“. *Advances in Powder Metallurgy & Particulate Material*, 3, pp. 77-84.

temperatura, maior será a tendência ao crescimento e coalescimento destas partículas e, como consequência, maior será o volume da fração transformada.

É possível, portanto, a partir destes resultados, determinar-se uma seqüência termomecânica em escala industrial, onde a adequação do compromisso *formabilidade x resistência* seja feita em função dos parâmetros como a temperatura, associada à determinação da fração volumétrica das partículas de segunda fase (AlFe).

6. BIBLIOGRAFIA

- Bray Jack W. 1989 "Aluminium Mill and Engineered Wrought Products" Metals Handbook Properties and Selection of Nonferrous Alloys – Vol 2, 10ª Edição, ASM International
- Clemente Aldenir. 1992 "Liga de Alta Formabilidade 8XXX", Relatório DT-093/87, Documento de Circulação Interna da Alcoa - Alumínio AS
- Davies R. K.; Randle V.; and Marshall G. S. 1998 "Continuous Recrystallization-Related Phenomena in a Commercial Al-Fe-Si", Acta Materialia, vol. 46, no 17, pp 6021-6032
- Li Ben Q. 1995 "Producing Thin Strips by Twin-Roll Casting – Part I: Process Aspects and Quality Issues". Journal of Metals, May, pp 29-33.
- Moris L. R. 1977 "Structure of Continuously Cast Eutectics Used in Manufacture of Fine-Grained Aluminium Sheet – Solidifications and Casting of Metals". Proceedings of an International Conference on Solidification, Sheffield, July.
- Rodrigues P. M. B. and Furrer P. 1990 "On the Tensile Behavior of Heterogeneous AlFeMn Fine Grained Alloys" - Proceedings of Aluminium Alloys - Physical and Mechanical Properties.
- Sanguinetti Ferreira, R.A., Alves de Melo, S. S., Silva, F. S., Burger, M.G. e Urtiga S.L. 1998 "Evolução Microestrutural da Liga de Alumínio AA 8023. Aspectos Cinéticos e Morfológicos" - Anais do 13º Cbecimat em CD -ROM - Curitiba PR.
- Sanguinetti Ferreira, R. A., Silva, F. S., Burger, M. G. e Freitas, F. G. R. 1998 "Decomposição Isotérmica da Liga AA 8023 Obtida pelo Processo Roll Caster" - 53º Congresso Anual da ABM em CD ROM – Belo Horizonte MG, Setembro.
- Sanguinetti Ferreira, R.A., Ribeiro Freitas, F.G. and Rocha Lima, E.P. 2000 - Study of Decomposition in AA 8023 Alluminium Alloy: Kinetic and Morphological Aspects - In publication .
- Takuda H., Yamazaki N.; Kicuchi S. 1995 "Influence of Cold-rolling and Annealing Conditions on Formability of Alluminium Alloys Sheet". Journal of Materials Science.
- Westengen H. and Nes K. 1984 "Twin Roll Casting of Aluminium. The Occurrence of Structure Inhomogeneities and Defects in as Cast Strip" Light Metals, ed. by J. P. McGreer, Warrendale, PA : TMS, pp. 1111-1127.

7. AGRADECIMENTOS

Agradecemos a **Capes**, ao **CNPq** e a **Propesq / UFPE (PIBIC)**, pelas bolsas de Iniciação Científica e mestrado. Agradecemos igualmente a **Alcoa Alumínio S.A** pelo suporte dado a este projeto e aos seus técnicos **Hermes Lima** pelos ensaios mecânicos e a **Jonas Silva** pela laminação do material. Agradecemos finalmente a **Facepe** pela concessão de passagens aéreas.

Os mecanismos de decomposição descritos anteriormente podem ser melhor entendidos a partir dos resultados da microanálise química em EDS. De acordo com a tabela 2, num tratamento térmico de 6 horas (H6), quanto maior for o teor de silício na liga maiores serão os teores de ferro e manganês rejeitados da matriz. Entretanto, para uma mesma liga, o teor de manganês rejeitado pode diminuir com a temperatura. Para interpretação dos resultados, tanto o teor de silício da liga quanto a temperatura de decomposição devem ser considerados. É importante considerar ainda que o tempo único de 6 horas (H6) não é suficiente para formação completa da partícula, conforme pode ser visto nas micrografias da figura 7. O amolecimento da matriz depende simultaneamente do rejeito de microconstituintes e da dispersão destes nas regiões interdendríticas. Entretanto, se houver formação e crescimento das partículas de AlFe, a matriz dendrítica tende a se enrijecer pelos contornos.

Os resultados da figura 1 são, portanto, coerentes com o que foi dito acima. A liga 3, que tem o maior teor de silício, é a liga que apresenta maiores valores de escoamento, porém com menor redução deste limite com a temperatura. Convém lembrar que o tempo de 6 horas não produz rejeito suficiente para aumentar a ductilidade da matriz dendrítica. O limite de resistência à tração (fig. 2) apresenta um comportamento semelhante ao escoamento e pode ser justificado da mesma forma. As variações do alongamento em função da temperatura, para as três ligas ensaiadas está mostrado na figura 3. O alongamento tende a ser condicionado pela temperatura e pelo teor de microelementos segregados nesta temperatura de tratamento. Sem a formação completa de partículas, uma maior temperatura produz um maior rejeito de microelementos e, por consequência, uma matriz mais dúctil, com maior alongamento. A liga com maior teor de silício (liga 3) é a que apresenta maior rejeição e, portanto, o crescimento relativo do alongamento com a temperatura nesta liga é maior que nas outras. Na liga 2, a de menor teor de silício, o crescimento no alongamento é menor.

A deformação, conforme era esperado, modifica a cinética de amolecimento de forma diferenciada nas duas ligas. Esta diferença pode ser justificada por um maior volume de soluto segregado/partículas de uma liga em relação a outra e pelas consequências destas no processo de endurecimento. Os defeitos produzidos pela deformação (encruamento) foi mais significativo na liga com maior teor de silício. Portanto, a liga que mais rejeita soluto em seis hora de tratamento (liga 3), após deformação de 80% apresenta um limite elástico que decresce com a temperatura. Entretanto, sua plasticidade é comprometida pelo maior volume de soluto rejeitado/partículas que restringe a capacidade de alongar-se. A liga 2, que rejeita menos soluto, tem o alongamento pouco afetado, pelo fato da deformação por laminação ter sido menos comprometida pelo enrijecimento dos contornos.

5. CONCLUSÕES

Durante uma decomposição isotérmica, o teor de silício contido na liga AA 8023 condiciona o teor de microconstituintes (soluto) segregados da matriz dendrítica para as regiões interdendríticas. Para uma dada temperatura, quanto maior for o teor de silício da liga, maior será o teor de microconstituintes rejeitados e, portanto, mais significativa é sua influência sobre as propriedades mecânicas.

As propriedades mecânicas da liga AA 8023 dependem, portanto, das condições de saturação da matriz dendrítica e de seu enrijecimento (endurecimento) pelos contornos. O enrijecimento pode ser obtido pelo crescimento das partículas de segunda fase (AlFe), produzidas a partir do ordenamento dos microconstituintes segregados da matriz para as regiões interdendríticas; principalmente o ferro e manganês.

A temperatura influencia a segregação destes microconstituintes que se ordenam e formam pequenos núcleos de uma nova fase (AlFe) que crescem, coalescem e se dispersam nas regiões interdendríticas. Para o dado período de tempo de tratamento, quanto maior for a

3.5 Microanálise química

A composição química das partículas de segunda fase em formação nas regiões interdendríticas das microestruturas das figuras 7-a, b e c foi obtida por microanálise química, feita em EDS. Os resultados destas análises em duas das ligas estão apresentados na tabela 2. Nesta tabela vê-se que, qualquer que seja a composição da liga, o teor de ferro microsegregado aumenta com a temperatura. O teor de silício é pouco sensível ao aumento de temperatura e o teor de manganês microsegregado aparentemente diminui. Em ambas as ligas, o teor de microelementos segregados é maior que seu valor nominal, em qualquer temperatura de tratamento. Observar-se ainda que os teores de ferro e manganês microsegregados são maiores na liga de maior teor de silício (liga 3) e, contrariamente, o teor de silício microsegregado é ligeiramente maior na liga de menor teor deste elemento (liga 2).

Tabela 2. Teor de microelementos segregados nas regiões interdendríticas.

Temperatura	Liga 2 (0,099% Si)			Liga 3 (0,186% Si)		
	% Fe	% Mn	% Si	% Fe	% Mn	% Si
480° C	4,24	1,38	0,74	5,91	1,87	0,66
495° C	4,36	1,41	0,79	8,92	1,81	0,69
510° C	5,20	1,13	0,76	14,5	1,10	0,74

4. DISCUSSÕES DOS RESULTADOS

A liga AA 8023 apresenta uma condição de metaestabilidade muito peculiar. Em estudos anteriores Sanguinetti *et al.* (1998) mostrou que as fases de equilíbrio, os intermetálicos FeAl₃ e MnAl₆, não são formadas em tempos inferiores a 66 horas. Em lugar destas fases de equilíbrio, foram observadas partículas de forma globo-lamelar ricas em elementos de soluto, principalmente de ferro e manganês (fig 7). Estas partículas são nucleadas coerentemente com a matriz através do mecanismo difusional de cluster, cujos núcleos são formados a partir dos microconstituintes segregados nas regiões interdendríticas. Estes núcleos tendem a aumentar e coalescer com o tempo e a temperatura de tratamento. Estas partículas foram analisadas previamente e associadas à fase AlFe (Sanguinetti *et al.*,2000).

A cinética de amolecimento da liga AA 8023, caracterizada pelas propriedades mecânicas levantadas, pode ser justificada pela separação de soluto e pela formação da fase AlFe. Portanto, o limite de escoamento diminuir com a temperatura pode ser justificado pela separação de soluto da matriz; uma vez que as partículas de segunda fase, em pequenas frações de volumes, não incrementam significativamente a dureza do material durante a decomposição. Em princípio, uma matriz menos saturada pode torna-se menos rígida e o escoamento pode ser iniciado em tensões de menor valor. Entretanto, os resultados mostraram que a redução no limite de escoamento tende a ser menor na temperatura mais elevada pelo fato da segregação dos microconstituintes ser mais intensa nesta temperatura. Conforme pode ser visto nas figuras 10-a, b e c, para um tratamento de 6 horas (H6), os elementos segregados nas regiões interdendríticas apresentam uma tendência para formação de partículas que cresce com a temperatura de tratamento. Então, a matriz dendrítica, apesar de menos saturada, pode tornar-se mais rígida pela presença destas partículas em seus contornos. Os resultados obtidos com a liga AA 8023 estão coerentes com Moris (1977), Clemente (1987) e Rodrigues *et al.* (1990) que sugerem que quanto maior for o volume e o tamanho das partículas maior será a resistência à deformação.

que o tratamento feito à 480° C seguido de deformação produz um maior alongamento na liga de maior teor de silício. Nas outras temperaturas, a situação se inverte; ou seja, a liga de menor teor apresenta um maior alongamento.

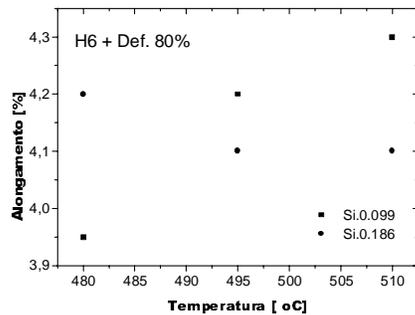


Figura 3. Variação do alongamento em função da temperatura e diferentes teores de silício para condição H6 e $\delta=80\%$

3.4 Evolução microestrutural

Em trabalhos anteriores (Sanguinetti *et al.* 1998) já foi mostrado que estrutura bruta de "Roll Caster" é constituída de células dendríticas, cujos contornos apresentam-se enriquecidos de microconstituintes, principalmente, ferro, manganês e traços de silício. A solidificação rápida no caster, da ordem de 3000° C na superfície da chapa, não é suficiente para evitar a microsegregação, mantendo os microconstituintes em solução.

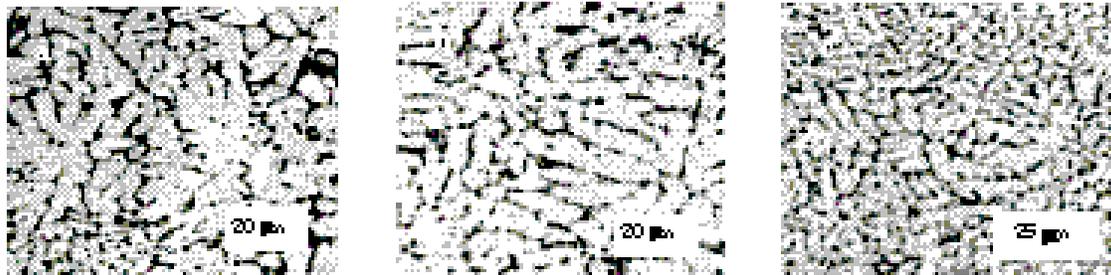


Figura 7. Evolução microestrutural da liga 1 no estado bruto, após tratamentos térmicos H6, em diferentes temperaturas : a-) 480° C ; b-) 495° C e c-) 510° C.

A estrutura bruta da liga AA 8023, qualquer que seja sua composição, quando decomposta isotermicamente apresenta modificações na morfologia, conforme está mostrado na figura 7-a, b e c. Nesta figura, vê-se claramente uma tendência à formação de partículas globulares a partir dos elementos microsegregados nas regiões interdendríticas. A tendência ao crescimento destas partículas de segunda fase é maior na temperatura mais elevada. Para o tratamento H6 - 480° C, a fração volumétrica de partículas ricas em soluto é menor que a fração volumétrica das ligas tratadas em temperaturas mais elevadas (fig. 7). Resultados anteriores (Sanguinetti *et al.* 1998) já mostraram que qualquer que seja o teor de silício da liga AA 8023, em tratamentos prolongados H18 ou H24, a estrutura dendrítica é completamente modificada para uma estruturas de partículas, qualquer que seja a temperatura de decomposição entre 480 e 510° C.

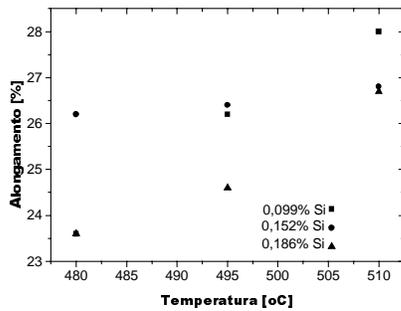


Figura 3. Variação do alongamento em função da temperatura e diferentes teores de silício para condição H6.

3.3 Influência do teor de silício, da temperatura de tratamento e da deformação

Para verificação da influência do teor de silício, da temperatura e da deformação sobre a formabilidade foram utilizadas apenas as ligas 2 (0,099% Si) e 3 (0,186% Si), uma vez que a liga 1 apresenta um comportamento muito próximo da liga 3. Para este estudo, as ligas 2 e 3 foram submetidas a um tratamento de decomposição nas mesmas condições anteriores. Seguindo-se os tratamentos térmicos, as chapas de cada uma das ligas foram reduzidas 80% por laminação a frio, com taxa de deformação média de $1,6 \text{ s}^{-1}$. Nestas condições de tratamento seguido de deformação, a formabilidade de cada liga pôde ser avaliada, a posteriori, através das propriedades mecânicas correlatas. Os limites de escoamento e limites resistência à tração são mostrados nas figuras 4 e 5, respectivamente e o alongamento é mostrado na figura 6. Comparando-se aos resultados anteriores, vê-se que a deformação de 80% duplica os níveis de tensão e reduz, em média, seis vezes o alongamento, devido ao estado encruado do material.

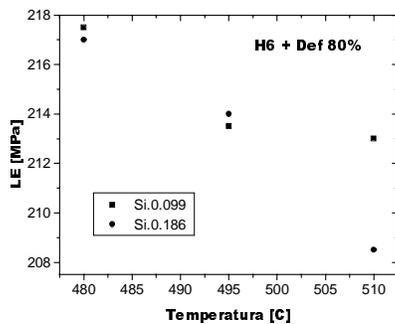


Figura 4. Variação do limite de escoamento em função da temperatura e diferentes teores de silício após $\delta = 80\%$.

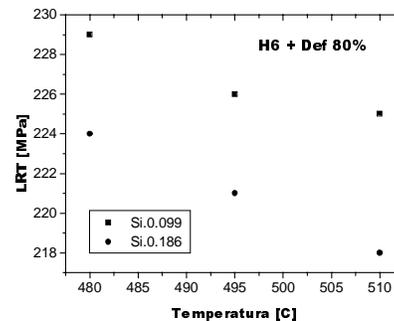


Figura 5. Variação do limite de resistência em função da temperatura e diferentes teores de silício após $\delta = 80\%$.

Na figura 4, vê-se, em ambas as ligas, que o limite de escoamento cai continuamente com o aumento da temperatura do tratamento. Estes resultados mostram que a cinética de amolecimento é mais significativa na liga de mais alto teor de silício (liga 3). Para liga 2, a partir da temperatura de 495°C , o valor da tensão de escoamento tende a se estabilizar. O limite de resistência à tração é mostrado na figura 5, onde pode ser visto que as duas ligas têm um comportamento semelhante. O valor da resistência diminui continuamente com a temperatura e os valores relativos à liga de mais baixo teor de silício são sempre menores. A figura 6 mostra que o alongamento cresce continuamente com a temperatura na liga de baixo teor de silício (liga 2). Para a liga de mais alto teor, o alongamento diminui até a temperatura de 495°C e, a partir desta temperatura, tende a se estabilizar. Observa-se apenas

de 1,6 s⁻¹ e passes sucessivos de 0,5 mm, até a espessura final de 1,0 mm. Finalizados os tratamentos e os ensaios mecânicos, os materiais foram submetidos ao processamento metalográfico tradicional para caracterização microestrutural. Para difração de raios-x, foi usado um difratômetro D5000 Siemens, equipado de um goniômetro de montagem omega e monocromador de cobre, que permite trabalhar com a raia K α_1 de comprimento de onda $\lambda = 1,5405 \text{ \AA}$. Para observação da morfologia em microscopia eletrônica de varredura-MEV, os corpos de prova, após metalografia tradicional, receberam um polimento suplementar com sílica coloidal. Tanto a morfologia quanto a microanálise química foram realizados em um MEV Leica S440Si, equipado com detector de elétrons retroespalhados e com Espectrômetro a Dispersão de Energia - EDS.

3. RESULTADOS

3.1 Influência do teor de silício e da temperatura

A influência do teor de silício sobre as propriedades mecânicas foi verificada em três composições diferentes da liga AA 8023. As figuras 1, 2 e 3 mostram a variação das propriedades mecânicas como função da temperatura e do teor de silício nas três ligas, após um tratamento de seis horas (H6). Os valores para os limites de escoamento, limite de resistência e escoamento representam uma média de três ensaios para cada ponto levantado. Os desvios padrão de cada propriedade foram $s_E = 1,0 \text{ MPa}$, $s_R = 1,0 \text{ Kg/mm}^2$ e $s_A = 0,3\%$, respectivamente. Os resultados mostraram que os limites de escoamento (fig. 1) diminuem com o aumento da temperatura de tratamento, excetuando-se a liga 3 com 0,186% de silício, cujos valores, aparentemente, não se altera. Quanto ao limite de resistência, os resultados mostraram (fig.2) que seus valores diminuem com a temperatura. A liga 2, de menor teor de silício, apresenta valores de escoamento e resistência inferiores aos valores observados nas outras ligas e o amolecimento é mais sensível ao efeito da temperatura de decomposição.

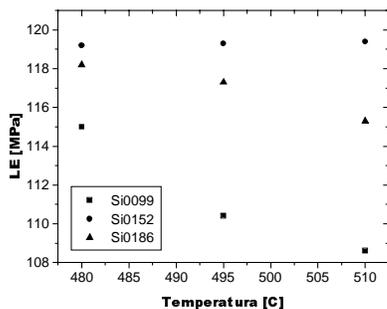


Figura 1. Variação do limite de escoamento em função da temperatura (H6) e dos diferentes teores de silício.

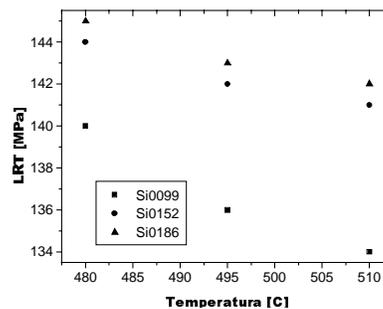


Figura 2. Variação do limite de resistência em função da temperatura (H6) e dos diferentes teores de silício.

As ligas 1 e 3, cujos teores de silício são 0,152% e 0,186%, respectivamente, apresentaram valores das propriedades muito próximos. Nestas ligas, a tensão de escoamento, praticamente, não é alterada com o aumento da temperatura de decomposição. A figura 3 mostra uma tendência do alongamento crescer com a temperatura em todas as ligas. O crescimento relativo observado no alongamento é significativamente menor na liga 2, cujo teor de silício é 0,099%. Na liga 1 (0,152% Si), foi observado um crescimento do alongamento com a temperatura de tratamento bem superior ao da liga 2. A liga 3 (0,186% Si), dentre as ligas estudadas, foi a que apresentou um crescimento relativo no alongamento mais representativo, nas condições (H6) de tratamento.

Clemente (1987) e Rodrigues *et al.* (1990), para diversos sistemas de ligas de alumínio. Os resultados, embora que ainda qualitativos já mostram que a adequação é possível e depende fundamentalmente do entendimento dos mecanismos difusionais que interagem durante a decomposição da liga (Sanguinetti *et al.* 1998).

As ligas eutéticas de alumínio com sistemas ternários obtidas pelo processo "Roll Caster" podem evoluir, segundo Li Ben Q. (1995) e Westengen *et al.* (1984), para uma microestrutura de grãos extremamente finos e com propriedades mecânicas bastante interessantes, do ponto de vista industrial. Durante tratamentos para decomposição isotérmica, uma nova fase pode ser nucleada em condições metaestáveis como consequência da redução do campo interno de deformação produzida no caster. Segundo Clemente (1987) e Moris (1977) estas finas partículas quando uniformemente dispersas tendem a estabelecer uma combinação perfeita entre a formabilidade e a alta resistência. Estudos recentes feitos na liga AA 8023 revelaram que a formabilidade tende a ser condicionada pelo rejeito de soluto da matriz (microsegregação), conduzindo a um ordenamento de curto alcance durante uma decomposição isotérmica. Por outro lado, a resistência tende a ser condicionada pela forma, dispersão e fração volumétrica das partículas de segunda fase, formadas a partir do ordenamento (Sanguinetti *et al.* 1998).

A importância da variação do teor de silício para a formabilidade na liga AA 8023 ainda não foi estudada para esta liga. A principal dificuldade reside no fato desta liga apresentar faixas de composição bastante flexíveis para este elemento. Neste trabalho, será verificada a influência da variação composicional deste elemento nas propriedades mecânicas e o seu papel na fenomenologia do conflito entre a formabilidade e a resistência mecânica.

2. MÉTODOS EXPERIMENTAIS

A composição química da liga AA 8023, com diferentes teores de silício, é dada na tabela 1 mostrada abaixo.

Tabela 1. Composição química da liga AA 8023 com diferentes teores de Si.

Liga	% Si	% Fe	% Mn	% Cu	outros
1	0,152	1,396	0,432	0,109	0,075
2	0,099	1,354	0,492	0,104	0,079
3	0,186	1,355	0,437	0,117	0,073

As ligas foram produzidas pela Alcoa Alumínio SA. Todo o material para o estudo foi fornecido em forma de tiras, obtidas de chapas semi-acabadas, recém saídas do processo "Roll Caster". Para estudo da decomposição, foi feita uma estimativa prévia dos tempos de transformação em análise térmica diferencial. Com base neste estudo preliminar em DSC, cujos resultados já foram apresentados anteriormente (Sanguinetti *et al.* 2000), foram programadas as seqüências térmicas. Os tratamentos de decomposição foram feitos em temperaturas entre 480 e 510° C em tempos que variavam entre 3 e 18 horas. Estes tratamentos térmicos foram realizados ao ar em um forno do tipo mufla, equipado com termopares do tipo K e acuidade de $\pm 3^{\circ}\text{C}$.

Os ensaios mecânicos foram feitos, segundo norma ASTM-E8M-89B, onde foram obtidos valores para o alongamento e para os limites de escoamento e de resistência a tração. Duas diferentes condições de tratamento foram utilizadas: Primeiramente, as propriedades foram levantadas a partir das ligas tratadas nas temperaturas de 480, 495 e 510° C num tempo de 6 horas (H6). Em seguida, as propriedades foram obtidas a partir das ligas tratadas nas mesmas condições anteriores, porém laminadas a frio com deformação da ordem de 80%. A laminação foi feita em um laminador tipo ourives, utilizando uma taxa de deformação média

INFLUÊNCIA DA SEQÜÊNCIA TERMOMECAÂNICA E DO TEOR DE Si NAS PROPRIEDADES MECÂNICAS DA LIGA DE ALUMÍNIO AA 8023

Ricardo Artur Sanguinetti Ferreira

Tiziana Tavares Alves

Emmanuel Pacheco Rocha Lima

Flávio Gustavo Ribeiro Freitas

Renata Dourado Pinho

Departamento de Engenharia mecânica da Universidade Federal de Pernambuco - DEMEC / UFPE - Av. Acadêmico Hélio Ramos s/n Cidade Universitária 50.741-530, Recife-PE. E-mail: ras@npd.ufpe.br

Resumo

O silício é um elemento de liga normalmente utilizado para melhorar a tenacidade à fratura e a trabalhabilidade a quente nas ligas de alumínio. Neste trabalho, foi verificada a influência do teor deste microconstituente nas propriedades mecânicas de uma liga do sistema Al-Fe-Mn; após diferentes tratamentos térmicos. As ligas, com suas diferentes composições, foram tratadas em diferentes tempos e temperaturas e as propriedades mecânicas foram avaliadas por ensaios de tração uniaxial, segundo norma ASTM-E8M-89B. A caracterização microestrutural foi feita por raios-x e microscopia eletrônica de varredura - MEV e espectrometria a dispersão de energia. Os resultados mostraram que a redução nos níveis das tensões de escoamento e resistência é maior na liga de menor teor de silício. As análises em EDS mostraram que os teores de ferro e manganês microsegregados são menores nas ligas de mais baixo teor de silício. Assim, o ferro e o manganês retidos em solução tendem a comprometer o campo elástico da matriz, elevando o nível das tensões de escoamento e resistência à tração. Quando rejeitados, estes elementos de soluto tendem a formar partículas que, dependendo do tamanho e da fração volumétrica, podem enrijecer a matriz dendrítica pelos contornos, comprometendo a plasticidade.

Palavras-Chave: Ligas Al-Fe-Mn, Ligas de alta formabilidade, Roll caster.

1. INTRODUÇÃO

O desenvolvimento de novas ligas de alumínio tem sido uma preocupação constante dos produtores mundiais que visam atender a demanda deste insumo nos mais variados segmentos industriais. A indústria automotiva e de embalagens, por exemplo, com demandas importantes no mercado, tem puxado o desenvolvimento destas ligas que têm mostrado uma grande capacidade de adequar-se aos mais exigentes processos de fabricação a partir de folhas.

Para produção de folhas finas, a matéria prima para produtos derivados, é necessária uma adequação de duas propriedades mecânicas conflitantes como a formabilidade e a resistência. O atendimento deste compromisso tem sido postulado por vários autores como Moris (1987),

PROCESSAMENTO DE METAL DURO WC-10CO VIA MOLDAGEM DE PÓS POR INJEÇÃO

Jairo Arturo Escobar Gutiérrez
Paulo Antônio Pereira Wendhausen
Aloisio Nelmo Klein.

Universidade Federal de Santa Catarina. –UFSC, Departamento de Engenharia Mecânica - EMC
Laboratório de Materiais-LabMat, 88040-900-CP.476, Florianópolis, SC, Brasil. E-mail:
jescobar@pg.materiais.ufsc.br

Resumo

No processamento de metal duro a moldagem de pós por injeção (MPI) tem aparecido nos últimos anos como uma alternativa interessante. Neste trabalho é estudada a produção de metal duro a base de carbetos de tungstênio (WC) e cobalto (Co). Para isto, foram caracterizados os pós elementares, misturados os pós, adicionado o ligante, injetada a mistura, retirado o ligante e finalmente sinterizado. Com o sistema ligante (parafina 55%; polipropileno 35%; ácido esteárico 10%) e a quantidade de pó (55% vol. de pó) escolhidos foram obtidas características reológicas suficientes para injeção, além de um comportamento ótimo na extração dos ligantes. Densidades maiores que 99% da densidade teórica, e um valor médio de durezas de 1310 HV foram resultantes do processo.

Palavras chave: Metal Duro, Moldagem de Pós por Injeção, Sinterização.

1. INTRODUÇÃO

Os metais duros são materiais compósitos sinterizados que associam fases duras com uma fase ligante. Como fase dura são utilizados carbetos de metais de transição dos grupos IV e VI da tabela periódica, sendo o mais relevante o carbetos de tungstênio (WC); como fase ligante são utilizados os metais de transição intermediários, sendo o cobalto (Co) o mais importante. Estes materiais são amplamente utilizados em aplicações onde são requeridas elevada dureza e resistência ao desgaste aliadas a boa tenacidade, estabilidade térmica e dimensional, bem como, boa resistência à corrosão. Isto possibilita a aplicação do metal duro em: ferramentas de corte para usinagem de metais; brocas de mineração; matrizes para conformação de metais e componentes de elevada resistência ao desgaste, entre outras. Tradicionalmente, o metal duro é produzido pelas técnicas de compactação da metalurgia do pó, porém nos últimos anos a Moldagem de Pós por Injeção (MPI) tem sido considerada como uma alternativa interessante para o processamento deste tipo de material, devido à sua grande vantagem sobre a metalurgia do pó convencional de produzir componentes de formas complexas.

A MPI inclui variáveis de processamento tais como características do pó e do ligante, parâmetros da mistura, comportamento reológico, projeto do molde, parâmetros da moldagem, retirada de ligante e sinterização. Todas estas variáveis estão interrelacionadas, e uma alteração em uma delas causa modificação nas propriedades finais do material.

As propriedades finais dos metais duros são diretamente influenciadas pelas características dos pós utilizados, tais como forma e tamanho de partícula, distribuição de tamanho de partícula, densidade batida, características superficiais e estrutura cristalina característica das fases. Particularmente no caso dos metais duros, os pós são muito finos com um risco inerente de aglomeração (Nyborg et al, 1998)

Com respeito ao ligante, o principal requerimento é fornecer ao sistema uma baixa viscosidade, permitindo o fluxo e o empacotamento das partículas dentro da cavidade do molde, junto a um bom controle das dimensões finais do componente. Além disso, é muito importante evitar a separação do pó-ligante que causaria problemas como deterioro nas propriedades reológicas do sistema, aglomeração e heterogeneidade na densidade do componente (Yang et al, 1995; Ebenhöch et al, 1994). Desta maneira, a seleção do ligante depende do ponto de fusão e de ebulição, solubilidade, reologia, moldabilidade e características da extração do seus componentes.

A mistura ótima é conseguida quando todas as partículas do pó são uniformemente cobertas com uma camada do ligante. Com respeito ao comportamento reológico, este é muito importante para prever o comportamento na moldagem. A propriedade mais relevante é a viscosidade e sua variação com a taxa de cisalhamento e a temperatura. O processo de moldagem por injeção é caracterizado pelas viscosidades moderadas a medias e altas taxas de cisalhamento.

Todas estas variáveis e processos foram estudados e avaliados visando obter um metal duro (WC-Co) com boas características e propriedades.

2. PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

2.1 Pós e sistema ligante

Realizou-se uma caracterização dos pós, identificando o tamanho médio e distribuição de tamanho, área superficial e densidade de batida da partícula. Estes pós foram misturados e moídos em um moinho de bolas por 72 horas. A moagem foi realizada via úmida utilizando-se álcool etílico, junto a esferas de aço inoxidável. Foi utilizada uma velocidade rotacional de 83rpm que assegura o movimento em cascata.

O ligante escolhido foi uma mistura de parafina, polipropileno e ácido esteárico em uma composição de 55%, 35% e 10% em volume respectivamente. A parafina (PF) é utilizada como maior componente devido ao fato que baixa a viscosidade da massa a injetar, fato muito importante para o metal duro WC-Co, pois sua abrasividade é alta. O polipropileno (PP) é usado para auxiliar a retenção de forma do injetado quando a parafina é retirada, e o ácido esteárico (AE) foi adicionado para atuar como surfactante, sendo este escolhido devido a suas boas características e compatibilidade com os pós utilizados, como foi demonstrado por Escobar et al (1999).

2.2 Mistura pó e ligante; Reologia e Moldagem

O pó WC-10Co foi misturado com o sistema ligante PF-PP-AE em uma proporção de 55% em volume de pó e o restante de ligante. A mistura foi realizada em um misturador tipo Sigma (Haake) a 160°C por 20 minutos e a uma velocidade rotacional de 35rpm. Este processo foi repetido duas vezes para garantir uma mistura homogênea. Medidas de densidade serviram como mecanismo de controle da homogeneidade da mistura.

Esta massa foi granulada manualmente e caracterizada reologicamente. Para isto foi utilizado um reômetro capilar tipo Haake PolyLab controlado por um microprocessador. Foram utilizados capilares com diâmetros de 1 e 1.2 mm e uma relação L/D de 40mm.

As amostras foram moldadas em uma injetora Arburg 320-S, sob uma pressão de 220MPa e um fluxo de 35cm³/min a 190°C. A cavidade de injeção utilizada é mostrada na figura 4 que serviu para avaliar a moldabilidade da massa. Para cada amostra foi medida a massa e a densidade. A integridade estrutural das amostras foi avaliada qualitativamente por secionamento.

2.3 Extração de ligantes e sinterização

A retirada do ligante foi realizada combinando métodos químicos e térmicos. A extração química foi realizada em um banho de hexano durante 5 horas a 52°C. Posteriormente, foi realizada a extração térmica usando um forno tubular sob fluxo de H₂, por 30 minutos a 500°C.

As amostras foram sinterizadas sob atmosfera controlada de H₂ a uma temperatura aproximada de 1420°C. As medições de densidade foram realizadas pelos métodos geométrico e de Arquimedes (MPIF 42). Para a caracterização microestrutural foi utilizado um microscópio eletrônico de varredura (MEV) Philips XL-30 ao qual está acoplada uma microsonda eletrônica EDS-EDX (espectroscopia de raios-X por energia dispersiva). Foram realizadas medidas de dureza Vickers com uma carga de 50g por 10s como avaliação das propriedades do metal duro obtido.

3. RESULTADOS E DISCUSSÕES

3.1 Características dos pós.

O pó utilizado está baseado em uma composição de 90% em peso de WC e 10% de Co. Algumas características dos pós elementares e da mistura WC-Co são apresentados na tabela 1, assim como alguns valores ideais segundo German e Hens [1992].

Tabela 1. Características dos pós utilizados e as ideais para uma ótima moldabilidade

Característica	Co	WC	WC-Co	Ideal
D ₅₀ , μm	1.51	2.70	1.2	2 a 8
Sw, μm	2.74	2.43	2.5	2 ou 7
σ, m ² /g	0.484	0.175	0.292	---
ρ _b , %	22.6	21.65	44.4	50 a 55
Morfologia	Irregular	Irregular	Irregular	Esférico

Onde

D₅₀ = Tamanho meio de partícula.

Sw = Largura da distribuição do tamanho de partícula. $Sw = 2.56 / \log_{10}(D_{90}/D_{10})$

σ = Área de superfície específica.

ρ_b = Densidade de batida como percentagem da densidade teórica.

Na mistura dos pós, o tamanho médio de partícula foi reduzido a 1.2 μm , implicando um risco de aglomeração das partículas. Este problema foi solucionado com a adição do surfactante no ligante. A figura 1 mostra uma micrografia dos pós de WC e Co após a mistura. Utilizando o analisador EDS observa-se que as partículas de Co estão “molhando” as partículas de WC. Este fato é particularmente importante porque assim aparecerão novas características superficiais das partículas, pois o Co tem camadas de óxidos, que ao contato com uma atmosfera úmida forma oxihidróxidos de forma complexa (Warren et al, 1996). Conseqüentemente, as novas pontes de hidrogênio formadas proporcionam novas condições de aderência, que vão atuar diretamente com o surfactante para formar as ligações entre o pó e o ligante, melhorando seu comportamento na moldagem.

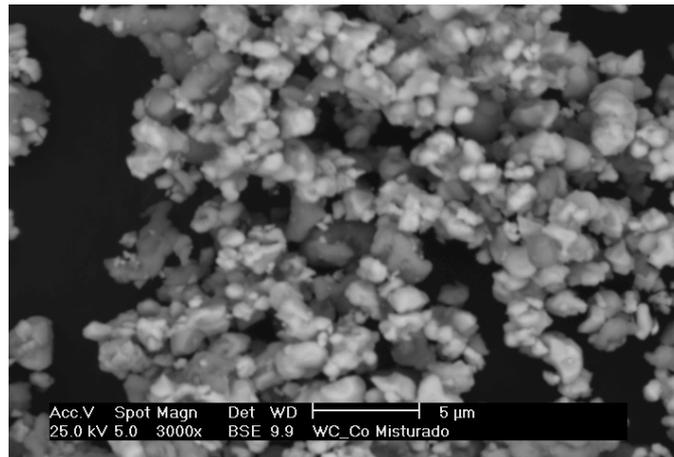


Figura 1. Micrografia dos pós WC-Co misturados

3.2 Mistura do ligante

Como é mostrado na figura 2, no início da mistura o torque aumenta rapidamente e não é estável. O torque aumenta porque ainda a viscosidade da mistura é alta, e não é estável porque o ligante não está distribuído uniformemente. Quando melhora a distribuição do ligante, a viscosidade baixa e conseqüentemente o torque tem uma tendência a baixar e depois a estabilizar. Por esta razão a homogeneidade na mistura pó-ligante foi avaliada através da estabilização do torque no misturador sigma. Nota-se que após 7 minutos de mistura o torque permanece invariável.

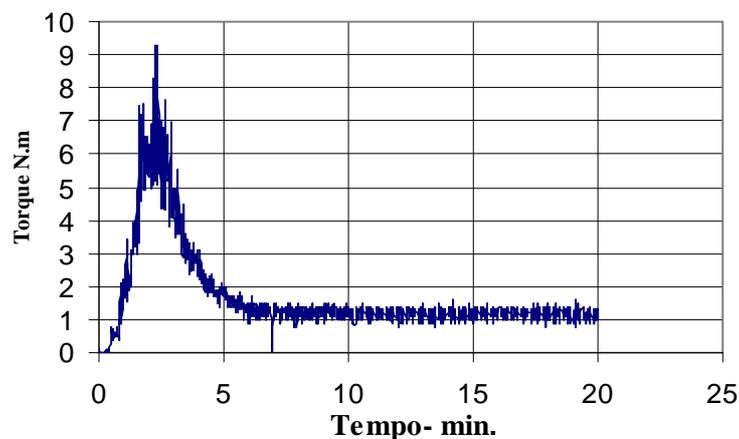


Figura 2. Evolução da mistura do pó com o ligante.

3.3 Propriedades Reológicas

A figura 3 mostra a evolução da viscosidade e do esforço de cisalhamento com a taxa de cisalhamento.

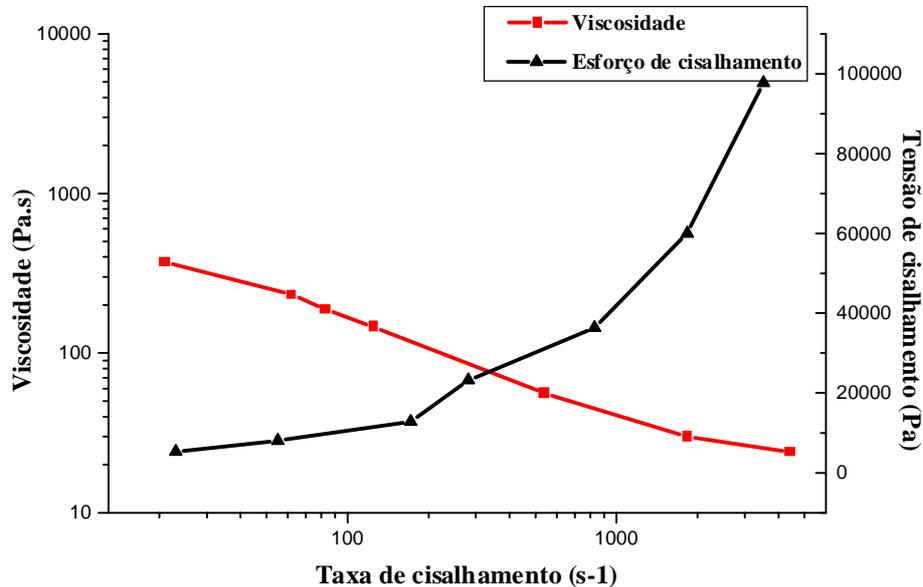


Figura 3. Características reológicas da massa injetável, com ligante PF-PP-AE

Segundo estas curvas, o fluxo mostra essencialmente um comportamento pseudoplástico, no qual a viscosidade decresce quando a taxa de cisalhamento é incrementada. Este comportamento é descrito pela relação $v=a\dot{\gamma}^b$ (sendo a e b constantes do material). Os resultados experimentais mostram um ajuste à função de potência com um coeficiente de correlação (R^2) de 0.99, confirmando que este modelo matemático é adequado para descrever o comportamento reológico da mistura estudada.

3.4 Injeção das amostras

As amostras injetadas não apresentaram problemas de rigidez, nem na extração do molde e tampouco no manuseio da mesma. A figura 4 mostra uma fotografia das peças injetadas.

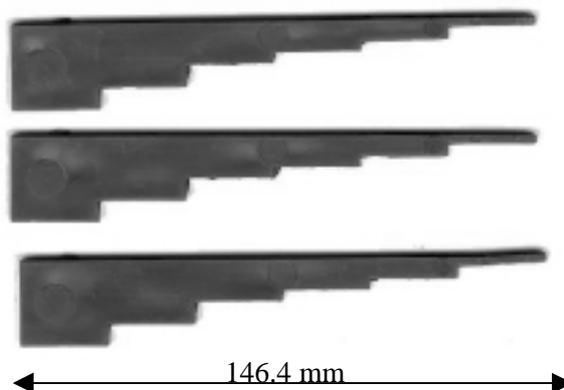


Figura 4. Amostras injetadas

3.5 Extração de ligantes

Como foi especificado antes, a extração dos ligantes foi realizada em duas etapas uma química e outra térmica. Na extração química, para o caso de amostras menores foi retirada a parafina e o ácido esteárico em sua totalidade (100%); mas no caso de amostras maiores foi encontrado que não perdia toda a massa adicionada, que no pior dos casos faltou 2.5% por extrair. Assim, na extração térmica foi retirado o polipropileno e o ácido esteárico remanescente.

3.6 Sinterização e caracterização

Na sinterização as densidades medidas pelo método de Arquimedes (MPIF 42) foram superiores a 99% da densidade teórica. A contração linear foi de 21% e a contração volumétrica de 48%. A dureza Vickers medida foi de 1310 HV com um desvio padrão de 18,3 HV. A figura 5 mostra uma micrografia da microestrutura resultante do processo. Esta microestrutura se encontra livre de defeitos como macroporos ou trincas. Além disso, não se evidenciou a presença da fase eta (η), resultante da descarbonetação.

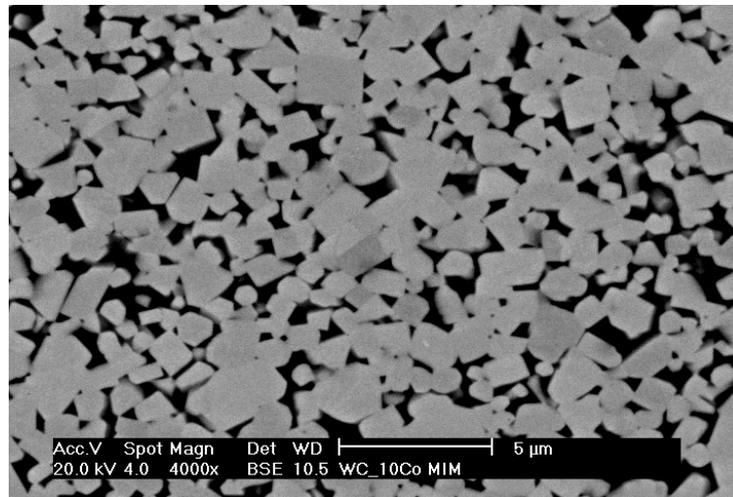


Figura 5. Microestrutura de WC-10Co produzido por MPI

4. CONCLUSÕES

O processo de moagem e mistura dos pós proporciona novas características superficiais, pois o Co “molha” o WC. Este fato é crítico na escolha do sistema ligante, pois estas características superficiais determinam a interação com o surfactante para formar a “ponte” entre o pó e os polímeros. Com a utilização do ácido esteárico como surfactante foi melhorada a dispersão do polímero fundido, pois ele reduz o ângulo de contato entre o pó e o polímero devido a três razões: redução da tensão superficial, diminuição da viscosidade do ligante e incremento da molhabilidade.

A mistura pó-ligante foi eficiente e homogênea. O comportamento reológico da massa injetada mostra uma tendência pseudoplástica, sendo descrito adequadamente pela relação $v = a\gamma^b$.

A composição do ligante (55% vol PF; 35% PP; 10% AE) junto à carga sólida (55% vol pó) tem características reológicas que permitem a moldagem por injeção e um ótimo comportamento na extração do ligante e na sinterização.

As densidades das amostras sinterizadas foram superiores a 99% da densidade teórica e um valor médio de dureza Vickers de 1310HV. A análise microestrutural evidenciou uma estrutura livre de defeitos e de fases não desejáveis.

5. AGRADECIMENTOS

Os autores agradecem à CAPES (Comissão de Aperfeiçoamento de Pessoal de Nível Superior) e a FINEP (Financiadora de Estudos e Projetos - Projeto No: 4196085300) pelo suporte financeiro e ao Eng. Luis M. M. de Resende pelas medidas das propriedades reológicas.

6. REFERÊNCIAS

- Ebenhöch J. Werner N., 1994. "Injection Molding of Hard Metals Using a Polyacetal Based Binder System". *Advances in Powder Metallurgy & Particulate Materials*, vol 4, p. 261-271.
- Escobar, J. A., Klein A.N., Wendhausen P.A., Fredel M.C, 1999. "Preparation of Hard Metals WC-10Co Components By Powder Injection Moulding", 2nd International Latin-American Conference on Powder Technology, Foz de Iguaçu, Brazil.
- German R.M. e Hens K.F., 1992. "Injection Molding of Various Metals and Ceramics Using an Acetal Binder", *Advances in Powder Metallurgy & Particulate Materials*, vol 2, No 6, p. 1-16.
- Nyborg L., Carlström E., Warren A., Bertilsson H., 1998. "Guide to Injection Moulding of Ceramics and HardMetal Fine Powder". *Powder Metallurgy*, vol 41, No 1, p. 41-45.
- Yang M., German R., 1995. "The interaction Between the Cemented Carbide Powder and the Binder of PIM Feedstock", *Advances in Powder Metallurgy & Particulate Materials* 2 (6), (1995), p.179-190.
- Warren A., Nylund A., Olefjord I., 1996. "The Processing of Hardmetals Components by Powder Injection Moulding", *International Journal of Refractory and Hard Materials*, vol 14, No 5-6, p. 345-353.

DETERMINAÇÃO DO COEFICIENTE APARENTE DE DIFUSÃO DO HIDROGÊNIO NO AÇO FERRÍTICO DE BAIXA LIGA 2,25Cr1Mo E Pd UTILIZANDO UM DETERMINADOR COMERCIAL DE HIDROGÊNIO

José Fernando Ribeiro de Castro

Tomaz Toshimi Ishikawa

Universidade Federal de São Carlos, Centro de ciência exatas e de tecnologia, Departamento de Engenharia de Materiais, 13565-905, São Carlos, SP, Brasil. E-mail: pjfrc@iris.ufscar.br.

Resumo

Dentre os vários aspectos relevantes no estudo do sistema metal-hidrogênio, destaca-se a determinação do coeficiente de difusão (D_{app}) pois este é um importante parâmetro cinético da reação, com grande interesse científico e tecnológico. No presente trabalho, uma nova metodologia é proposta para a determinação do coeficiente de difusão do hidrogênio em materiais metálicos. Esta metodologia baseia-se na utilização de um determinador de hidrogênio comercial (RH-402), acoplado a um sistema de medida de temperatura, e de um modelo matemático apropriado. As amostras utilizadas foram o Pd de alta pureza e um aço comercial ferrítico BL2,25Cr1Mo (%p). A partir do conhecimento da concentração em função do tempo, obtida através do determinador, e com o uso de uma solução particular da segunda lei de Fick, foi determinado o valor do coeficiente de difusão do hidrogênio nas amostras. Os resultados obtidos mostraram que a metodologia é viável, apresentando bons resultados do coeficiente de difusão do hidrogênio.

Palavras Chave: Coeficiente aparente de difusão, hidrogênio, paládio, aço 2,25Cr1Mo.

1. INTRODUÇÃO

Já é conhecido, a bastante tempo, o efeito deletério do hidrogênio nos aços. Isto ocorre devido a interação do hidrogênio com defeitos microestruturais do aço, tais como discordâncias e contornos de grãos. O hidrogênio, tanto em solução sólida quanto na forma de precipitados (hidretos), causa sérios prejuízos às propriedades mecânicas dos aços, o que pode acarretar em falhas catastróficas (Oriani, 1987). Devido a isso, o estudo dos sistemas aço-hidrogênio é de grande interesse científico e tecnológico.

Dentre os vários aspectos relevantes no estudo dos sistemas metal-hidrogênio destaca-se a determinação do coeficiente aparente de difusão (D_{app}) pois este é um importante parâmetro cinético desta reação.

Sendo assim, vários métodos de determinação do coeficiente de difusão do hidrogênio em metais tem sido estudados e utilizados. Porém, esses métodos apresentam metodologia complexa, com baixa reprodutibilidade de dados.

No presente trabalho propõe-se uma metodologia relativamente simples e rápida para a determinação do coeficiente aparente de difusão do hidrogênio nos aços. Por isso, utiliza-se um determinador comercial de hidrogênio (RH-402), amostras preparadas adequadamente e um modelo matemático apropriado. Por esta metodologia utilizar um aparelho comercial, ela não se restringe às universidades e centros de pesquisa, sendo acessível ao setor produtivo, que necessitam desses dados (siderúrgicas e metalúrgicas) para seus novos produtos. Outra vantagem deste método é poder determinar o coeficiente aparente de difusão em uma ampla faixa de temperaturas (150 a 1600 °C, aproximadamente).

Os materiais utilizados neste trabalho para a determinação do coeficiente aparente de difusão do hidrogênio foram o paládio (Pd) e o aço ferrítico de baixa liga 2,25Cr1Mo, de uso comercial, na forma de chapas finas.

Utilizando os dados da concentração relativa da saída de hidrogênio em função do tempo e o teor de hidrogênio, ambos fornecidos pelo aparelho, e um modelo adequado às condições do método proposto, foi possível obter o coeficiente aparente de difusão do hidrogênio no aço e no Pd.

2. Modelo Matemático

Para o processo de desgaseificação de chapas finas utilizando o analisador comercial de hidrogênio são aplicáveis as seguintes condições iniciais e de contorno (Crank, (1975) e Jost, (1960):

$$C = C_0 \text{ para } 0 < x < h \quad \text{em } t=0 \quad (1)$$

$$C = 0 \quad \text{para } x = 0 \text{ e } x = h \quad \text{em } t > 0 \quad (2)$$

onde C_0 é a concentração inicial do hidrogênio na amostra, h a espessura da chapa metálica, C é a concentração do hidrogênio, D_{app} coeficiente aparente de difusão, x uma coordenada cartesiana e t o tempo..

A solução para a 2ª Lei de Fick com as condições iniciais (1 e 2), é dada na literatura por vários autores (Crank, 1975) e Jost, 1960), sendo representada para tempos longos, simplificada por:

$$\frac{\bar{C}}{C_0} = \frac{C_0 - C(t)}{C_0} = \frac{8}{\pi^2} \exp\left(\frac{-\pi^2 D_{app} t}{h^2}\right) \quad (3)$$

onde: $C(t)$ é a quantidade total de hidrogênio que sai da chapa metálica até um instante t e \bar{C} é a concentração média de hidrogênio que permanece na amostra

A equação (3) representa a variação entre a concentração média de hidrogênio que permanece na chapa metálica em relação à sua concentração inicial, sendo denominada concentração relativa (Cr).

Através da linearização da equação (3), pode-se determinar o coeficiente de difusão do hidrogênio na chapa metálica, desde que se conheça a espessura da amostra utilizada, sendo que a concentração inicial pode ser obtido diretamente do determinador e a espessura pode ser medida com micrômetro de precisão.

3. Materiais e Métodos

3.1 Materiais

No presente trabalho foi utilizado um material de uso tecnológico, aço ferrítico de baixa liga 2,25Cr1Mo (%peso), que já se encontrava em uso em uma industria petroquímica. O tempo de exposição em atmosfera contendo hidrogênio e a altas temperaturas foi de aproximadamente 20 anos. A quantidade de hidrogênio medida nas amostras era satisfatória para o desenvolvimento do trabalho e a mesma foi utilizada para o cálculo do coeficiente de difusão do hidrogênio na amostra. Outro material foi o paládio da *Johnson Matthey Chemicals Limited* com 99,99% de pureza, na forma de chapa fina. A composição química nominal e espessura inicial do aço está descrita na tabela 1.

Tabela 1. - Composição química nominal (% em peso) do aço ferrítico de baixa liga 2,25Cr1Mo e sua espessura.

	C	Mn	Si	P	S	Cr	Mo	A l	N
ASTM A200GrT22 h = 25,4 mm	0,15	0,30-0,60	0,50	0,025	0,025	2,0-2,5	0,8-1,1	-	-

Inicialmente, as chapas de aço foram seccionadas utilizando-se um “*cut-off*” onde as amostras retiradas das chapas ficaram com uma geometria aproximadamente retangular para que, durante os experimentos, as mesmas pudessem ser inseridas dentro do cadinho, com dimensões de 10mm de largura por 30mm de altura, do equipamento RH- 402.

A etapa final de preparação da amostra de aço ferrítico 2,25Cr1Mo envolveu o lixamento das chapas utilizando lixas. Para a limpeza das amostras foi utilizado o vibrador ultra-sônico com as amostras imersas em acetona de alta pureza (P.A.) para assegurar a remoção total da umidade. Após esta etapa, a manipulação das amostras foi cuidadosa, evitando-se qualquer contato manual e, para isso, foi utilizado pinça manual. Esse lixamento teve intuito de obter superfície destas amostras, plana e totalmente isenta de oxidação.

Para as amostras de paládio, foi feito um polimento utilizando pasta de diamante seguido de uma limpeza ultra-sônica com acetona (P.A.). Após a preparação das amostras, as espessuras são de 1,20mm e 1,31 para o paládio e o aço respectivamente.

As amostras de Pd, previamente preparadas, foram submetidos a uma dopagem eletrolítica. Os ensaios de dopagem eletrolítica foram realizados utilizando uma solução

eletrolítica de 1N de NaOH, com uma aplicação de densidade de corrente de 13,5mA/cm². Para maiores detalhes ver literatura (de Castro, 1999).

O equipamento, Determinador Comercial de Hidrogênio RH-402, baseia-se na extração de hidrogênio dos metais analisados por meio de aquecimento em um forno de indução, com a atmosfera formada por um fluxo de nitrogênio, que serve como gás de arraste. Os gases extraídos da amostra pelo gás de arraste passam por vários filtros e catalisadores, reduzindo-os somente a uma mistura de nitrogênio e hidrogênio. Essa mistura é então levada a uma célula de condutividade térmica onde a quantidade de hidrogênio é medida.

O controle da temperatura no forno de indução é de fundamental importância para a obtenção do coeficiente de difusão do hidrogênio na amostra metálica, apesar de que para este equipamento não existir um controle rigoroso do mesmo. A única variável era um ajuste percentual da potência do forno de indução através da potência nominal, que se programava no “*software*” do determinador de hidrogênio RH-402.

No presente trabalho foi realizado o levantamento das curvas experimentais do sinal relativo de hidrogênio em função do tempo, o ajuste da potência relativa do forno de indução, sendo que para o paládio foram utilizadas as porcentagens de 10% e 30% e para o aço 30% e 40% da potência nominal do forno (5KW).

O aparelho RH-402 não dispõe de uma curva de calibração de potência versus temperatura adequada para as condições experimentais deste trabalho. Assim sendo, foi feita uma curva de calibração (potência x temperatura) utilizando-se um termopar tipo K.

4. Resultados e discussões

Uma curva típica do sinal relativo de hidrogênio em função do tempo é mostrada na Figura 1. Inicialmente, há uma pequena região onde não há indicação de nenhum sinal. Isto é atribuído ao tempo de retardo devido a remoção do hidrogênio da amostra levar alguns segundos até alcançar a célula de termocondutividade, onde são feitas as medidas. Após isso, pode ser notada uma rápida ascensão da curva até atingir um máximo, o qual pode ser relacionado com o hidrogênio absorvido na superfície e ao fato de que a temperatura do forno de indução não atinge o valor estacionário instantaneamente. A segunda parte da curva é totalmente descendente até alcançar a linha base, quando indica que não há mais saída de hidrogênio da amostra. Esta segunda parte da curva foi utilizada para obter os dados experimentais visando uma temperatura estacionária.

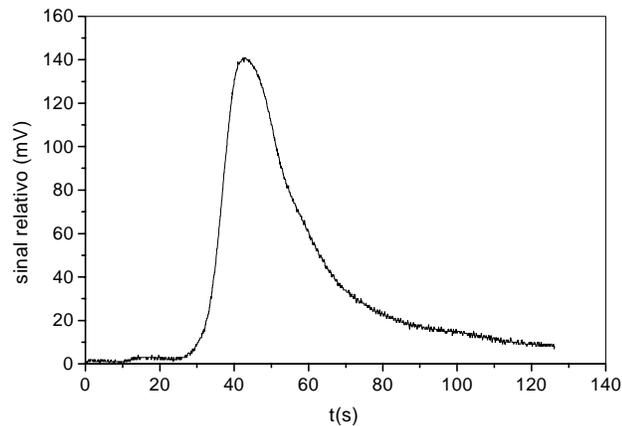


Figura 1. Curva experimental típica do sinal relativo relacionado com o hidrogênio detectado pela célula de termocodutividade em função do tempo, obtida em um ensaio para uma amostra do aço 2,25Cr1Mo, a uma temperatura de 926°C.

Os dados obtidos estão diretamente relacionados com a taxa de saída de hidrogênio. A conversão utilizada foi feita a partir da razão entre o sinal na célula de detecção a cada instante dividida pela somatória dos sinais, multiplicados pela quantidade total de hidrogênio que deixou a chapa de aço até um instante t , é dada por:

$$C(t) = \sum_0^t \left(\frac{M_i}{\sum_0^i M_i} \cdot C_0 \right) \quad (4)$$

onde M_i é o valor registrado na célula de detecção num instante t e C_0 a quantidade total de hidrogênio que deixou a chapa de aço durante a análise.

Com os valores das concentrações de hidrogênio ($C(t)$) a cada instante, do intervalo a partir do pico até a linha base, a concentração inicial (C_0) obtida após a análise no denominador de hidrogênio.

A partir da linearização dos pontos de Cr, Figura 2, é obtido um intervalo linear, cujo o coeficiente angular está relacionado com coeficiente aparente de difusão do hidrogênio na amostra (D_{app}). A reta apresenta um fator de correlação de 0,999 o que é excelente para os dados obtidos.

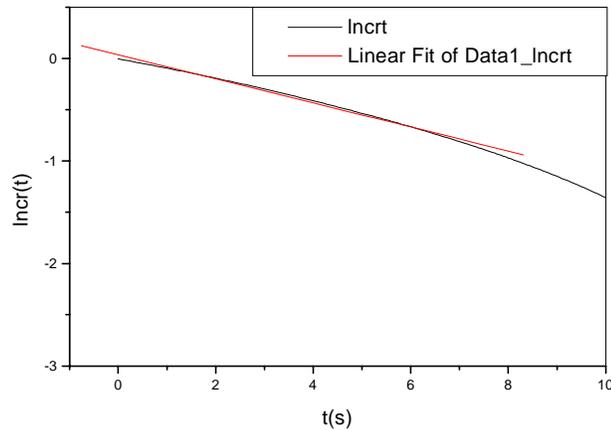


Figura 2. Curva linearizada para a variação da concentração relativa de hidrogênio em uma amostra do aço ferrítico em função do tempo, a partir da qual se obtém o coeficiente de difusão de hidrogênio, na temperatura de 926°C.

Para o cálculo do coeficiente aparente de difusão do hidrogênio no aço e Pd, foi utilizado um intervalo do sinal relativo em função do tempo, Figura 1, onde a temperatura é praticamente estacionária. A variação da temperatura do intervalo que foi utilizado para o cálculo, foi de no máximo 4% para o Pd e 4,5% para o aço, que em temperatura são respectivamente 32 e 42°C, no que diz respeito aos coeficiente aparente de difusão não há alterações significantes.

A figura 3 mostra as curvas de calibração do forno de indução nas potências 10, 30 e 40%.

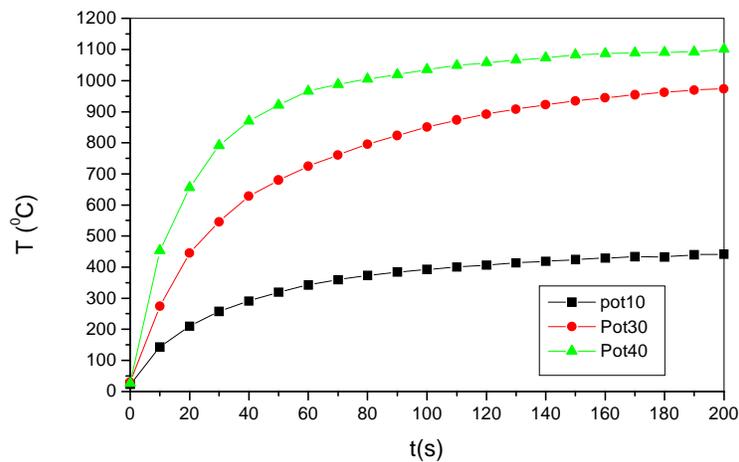


Figura 3. Curva de calibração da temperatura do forno de indução do equipamento RH-402 versus tempo para diversas potências.

Em todos os resultados de D obtidos neste trabalho foi adotado o mesmo procedimento de cálculo a partir das curvas experimentais.

A Figura 4 e 5 mostram os dados de coeficiente de difusão do hidrogênio para o paládio e para o aço 2,25Cr1Mo em função do inverso da temperatura. Os dados experimentais obtidos do presente trabalho apresentam uma consistência com os dados da literatura. Os pontos

relacionados com a referência (Alefeld & Volkl 1978) são uma compilação de dezenas de diferentes autores e os valores médios é apresentado e os dados da referência (Hasegawa, 1977 e Ishikawa 1985) foram extrapolados a partir de dados a baixa temperatura.

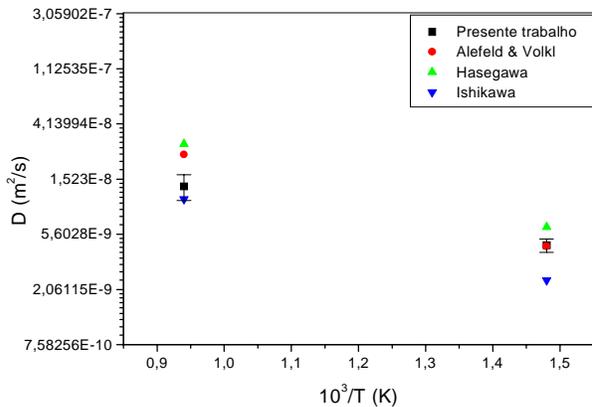


Figura 4. Comparação entre os valores obtidos para o coeficiente aparente de difusão do hidrogênio no paládio com valores experimentais encontrados na literatura, nas temperaturas 401°C e 793°C.

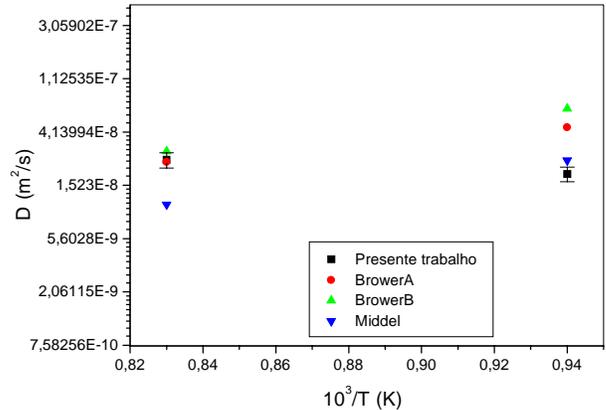


Figura 5. Dados de coeficientes aparente de difusão do hidrogênio em aços ferríticos de baixa liga com adições de Cr e Mo existentes na literatura comparados com os dados do presente trabalho, nas temperaturas 786°C, e 926°C .

A figura 4 e 5 mostram uma comparação entre os valores obtidos do D_{app} e os dados encontrados na literatura. Os dados deste trabalho são apresentados em termos de valores médios com um respectivo desvio padrão.

5. CONCLUSÕES.

- O método proposto no presente trabalho mostrou-se viável para a obtenção do coeficiente de difusão aparente (D_{app}) do hidrogênio nos materiais metálicos.
- O método utilizado, foi simples, reprodutível e apresentou a vantagem do acompanhamento preciso da saída de hidrogênio em intervalos pequenos (1/18s).
- A obtenção do dados do sinal relativo do hidrogênio foi muito trabalhoso, acarretando na digitação, de aproximadamente 1800 pontos em média na planilha eletrônica, mas o uso de programas computacionais contribuiu para otimizar o tempo e prevenir erros na digitação dos pontos.
- A quantidade de hidrogênio na amostra é importante para obter, através da curva do sinal relativo em função do tempo, o cálculo do coeficiente aparente de difusão ser confiável.
- No controle da temperatura durante a obtenção das curvas experimentais observou-se uma variação da temperatura de 4,5%, o qual não representou um desvio significativo nos valores de D.

6. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- ALEFELD, G., VÖLKL, J. “Hydrogen in Metals I: Basic Properties”. Berlin; Springer-Verlag, 426p, 1978.
- BROUWER, R.,C.; “Hydrogen Diffusion and Solubility in Vanadium Modified Pressure Vessel Steels”. Scripta Metallurgica et Materialia. V.27, p. 353-358, 1992.
- BOELLINGHAUS, T.; HOFFMEISTER, H.; MIDDEL, C. “Scatterband for Hydrogen Diffusion Coefficients in Steels Having a Ferritic or Martensitic Microstructure and Steels Having an Austenitic Microstructure at Room Temperature”. Welding in the World. V.37 n° 1, p16-23, 1996.
- CRANK, J., “The Mathematics of Diffusion”, 2^a ed., Oxford University Press, 414p, 1975
- de CASTRO, J.F.R., 1999. “Determinação do Coeficiente Aparente de Difusão do Hidrogênio no Aço Ferrítico de Baixa Liga 2,25Cr1Mo e Pd Utilizando um Determinador Comercial de Hidrogênio”. Dissertação de Mestrado em engenharia de materiais. UFSCar, São Carlos-SP, PPG-CEM, DEMa, 77p.
- HASEGAWA, H., NAKAJIMA, K., “Journal of Japan Institute of Metals”, 41,3, p. 813 ,1977.
- ISHIKAWA, T. T., 1985. “Hydrogen Diffusivity in noble metals at Low Temperatures”. Tese de Doutorado, Houston: Rice University, Texas. 147p.
- JOST, J., “Diffusion in Solids, Liquids and Gases” New York , Academic Press, 1960.
- ORIANI, R.A.; “Hydrogen. The Versatile Embrittler”. Corrosion - NACE, v.43, n° 7, July, p.390 - 397. 1987.

ANÁLISE COMPARATIVA ENTRE OS PROCESSOS DE COMPACTAÇÃO DE PÓ EM MATRIZ E MOLDAGEM DE PÓS POR INJEÇÃO

Severino Cesarino da Nóbrega Neto (1)(2)

Aloísio Nelmo Klein (2)

Paulo Antonio Pereira Wendhausen (2)

Víctor Bruno Canever (2)

Cristiano Binder (2)

(1) Centro Federal de Educação Tecnológica da Paraíba, Coordenação de Mecânica.

(2) Universidade Federal de Santa Catarina, Pós-Graduação em Ciência e Engenharia de Materiais, Laboratório de Materiais, 88040-900, CP 476, Florianópolis, SC, Brasil. E-mail: cesarino@pg.materiais.ufsc.br

Resumo

O processo de metalurgia do pó através de compactação em matriz é, dentre as mais diversas técnicas de consolidação de pós metálicos, a mais utilizada industrialmente. Nos últimos anos, uma técnica alternativa para a obtenção de componentes fabricados a partir do pó, tem despertado bastante interesse. Trata-se da moldagem de pós por injeção, que é na verdade, uma combinação do processo de injeção de polímeros com a metalurgia do pó. Neste trabalho, foi feita uma avaliação dos processos de compactação em matriz e moldagem de pós por injeção, levando-se em consideração aspectos como matéria prima, etapas do processo e densidade final dos componentes fabricados. Para tanto, foi realizado um estudo da sinterabilidade dos componentes compactados e injetados, bem como uma análise da porosidade residual em cada componente. A liga escolhida foi Fe-P e as temperaturas de sinterização utilizadas foram 1000°C e 1100°C.

Palavras-chave: Compactação em matriz, Moldagem por injeção, Sinterabilidade, Densidade

1. INTRODUÇÃO

A compactação de pó em matriz é um processo de fabricação industrialmente consolidado e reconhecido como de extrema importância no contexto industrial atual, como resalta White (1999). Em muitos casos, o termo metalurgia do pó é utilizado como sinônimo para compactação de pó em matriz. De acordo com Thümmeler e Oberacker (1993), as etapas envolvidas na compactação em matriz são: obtenção dos pós, mistura dos pós com lubrificante, compactação da peça e sinterização. Tradicionalmente, os pós empregados na compactação em matriz encontram-

se na faixa de 20 a 250 μ m e, quando submetidos ao esforço de compactação, sofrem uma deformação plástica que é diretamente responsável pela densificação dos componentes.

O processo de moldagem de pós por injeção segundo Miska (1990) caracteriza-se entre outros fatores, pela maneira como é dada a forma ao componente (*shaping*). As etapas básicas do processo são: obtenção dos pós, mistura dos pós com ligante, preparação da massa para injeção (*feedstock*), moldagem do componente, remoção do ligante (*debinding*) e sinterização. Ao contrário da compactação em matriz, praticamente toda densificação do componente se dá na etapa de sinterização. Desta forma, o pó para utilização nesta técnica deve apresentar um formato quase esférico e um tamanho de partícula abaixo de 20 μ m, como ressalta German (1990).

2. PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

Para a realização do trabalho, foram preparadas amostras da liga Fe-0,4P para compactação e injeção. O sistema Fe-P é bastante conhecido e tem como particularidades um ponto eutético a temperatura de 1049°C, e a formação de uma fase estável na composição de 15,6% de P (% em peso), a qual foi identificada como sendo Fe₃P.

O fósforo é reconhecido como sendo um potente endurecedor do ferro, aumentando vertiginosamente a sua resistência e a sua dureza. Por outro lado, em teores acima de 0,6% (em peso), a introdução do fósforo no ferro se mostra indesejável pois, apesar de contribuir diretamente para um aumento nos valores das propriedades mencionadas anteriormente, causa um decréscimo acentuado na ductilidade do material, como também uma forte influência sobre as tolerâncias dimensionais dos componentes.

Na metalurgia do pó tradicional, ou seja, na compactação em matriz, o fósforo é bastante empregado na forma de Fe₃P para auxiliar no processo de sinterização. Quando se empregam temperaturas de sinterização acima de 1049°C, uma fase líquida aparece resultante da fusão do Fe₃P. Esta fase líquida influencia diretamente nos mecanismos de difusão, aumentando consideravelmente a capacidade de densificação.

Já para os componentes produzidos através da moldagem por injeção, a introdução do fósforo ao ferro desponta como um novo campo. A questão de se utilizar um agente ativador para o processo de sinterização requer estudos mais detalhados, uma vez que, normalmente, as peças produzidas por esta via tem tolerâncias bastante estreitas, o que faz com que se torne difícil o controle dimensional dos componentes.

2.1 Compactação em matriz

O pó de ferro utilizado para a preparação das amostras a serem compactadas foi o HD 177 e o fósforo foi introduzido na liga, à partir de um portador do tipo Fe₃P. Os dois pós foram produzidos pela BELGO BRASILEIRA. O pó de ferro apresentava tamanho médio de partícula de 100 μ m, enquanto que o pó de Fe₃P encontrava-se na faixa de 15 μ m.

Para a realização da mistura, foi adicionado um lubrificante a base de estearato de zinco a massa de pó metálico, com o objetivo de reduzir o desgaste da matriz e auxiliar na retirada do componente após a compactação. A massa de pó foi misturada em um misturador Y por um período de 60 minutos.

A matriz utilizada na compactação foi do tipo cilíndrica e a tensão empregada foi de 550 MPa.

A remoção do lubrificante foi efetuada durante o início do ciclo de sinterização, com um patamar sendo executado a 450°C por um período de 30 minutos. Para a sinterização, utilizou-se uma taxa de aquecimento de 20°C/min em fluxo de hidrogênio constante. As amostras foram sinterizadas em duas temperaturas diferentes, sendo a primeira em 1000°C e a segunda em 1100°C. O tempo de permanência a temperatura final de sinterização para todas as amostras foi de 30 minutos.

2.2 Moldagem por injeção

Para a preparação das amostras a serem injetadas, o pó de ferro utilizado foi o BASF CL carbonila, com tamanho médio de partícula de 6µm. O portador de liga Fe₃P foi idêntico aquele utilizado na compactação. O sistema de ligante empregado foi do tipo multicomponente, sendo constituído por polipropileno, parafina e acetato de vinil etila (EVA).

A mistura do pó metálico com o sistema ligante foi realizado em um misturador do tipo sigma, com controle de tempo, temperatura e torque. Para uma maior homogeneização da mistura, a massa de pó metálico foi previamente misturada por 30 minutos em um misturador do tipo Y, e a mistura do pó com os elementos do sistema ligante foi feita em três bateladas separadas. Para todas as bateladas, a temperatura empregada foi de 160°C, enquanto que o torque foi mantido a 60 rpm e o tempo em 25 minutos.

As amostras foram injetadas em uma máquina Arburg 320S, com força de fechamento de 50 toneladas. A pressão de injeção utilizada para todas as amostras foi de 900 bar.

A remoção do sistema ligante foi realizada em duas etapas distintas, sendo a primeira feita através de processamento químico e a segunda através de processamento térmico.

Para a remoção química do ligante foi utilizado como solvente hexano aquecido a 50°C. As amostras foram expostas primeiramente ao vapor de hexano por 2 horas e em seguida foram imersas no hexano aquecido por 4 horas. Ao final da etapa de remoção química, toda a parafina contida no sistema ligante tinha evaporado.

Após a etapa de remoção química, as amostras foram submetidas a remoção térmica, para a retirada do polipropileno e do EVA. O forno utilizado foi do tipo tubular e a taxa de aquecimento foi de 5°C/min, até atingir-se a temperatura de 450°C, onde foi executado um patamar por 60 minutos. No mesmo ciclo de remoção térmica, foi realizada a pré-sinterização das amostras, usando-se para tanto uma temperatura de 850°C por 15 minutos. Todo o ciclo de remoção térmica e pré-sinterização foi realizado na presença de um fluxo constante de hidrogênio.

A sinterização dos componentes injetados foi realizada exatamente nas mesmas condições empregadas para a sinterização dos componentes compactados.

3. RESULTADOS E DISCUSSÕES

3.1 Dilatometria

Os ensaios dilatométricos foram realizados em um dilatometro do tipo BP RB 2000. As condições para a realização dos ensaios foram as mesmas tanto para os componentes compactados como para aqueles injetados. A temperatura máxima foi de 1100°C e a taxa de aquecimento empregada foi de 10°C/min. Os ensaios foram realizados sob um fluxo constante de hidrogênio. As figuras 1 e 2 apresentam os resultados dos ensaios dilatométricos.

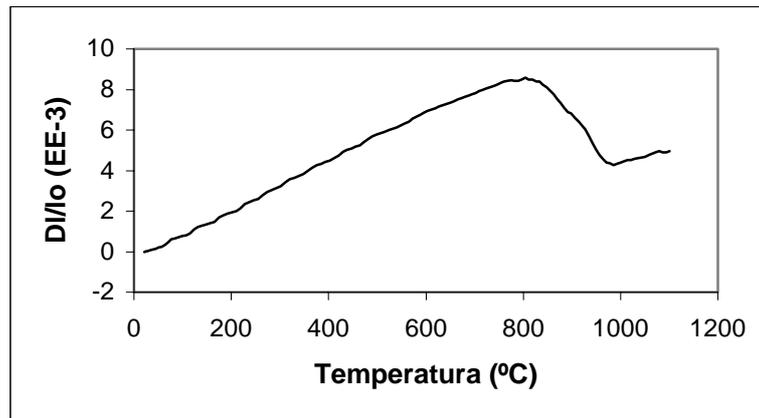


Figura 1. Análise dilatométrica para a liga Fe-0,4P compactada

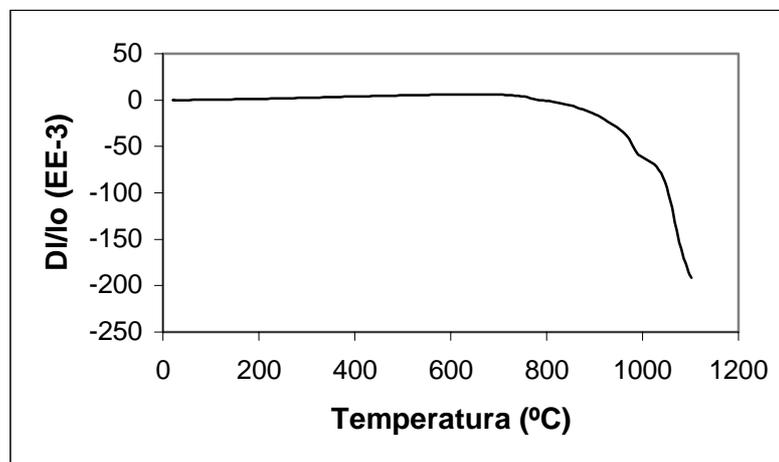


Figura 2. Análise dilatométrica para a liga Fe-0,4P injetada

Como podemos perceber através das figuras 1 e 2, o comportamento dilatométrico para a amostra compactada é completamente diferente daquele apresentado pela amostra injetada. Nestas figuras, D/l_0 representa a retração linear para cada amostra.

Para os componentes compactados, a amostra começa a retrair por volta de 800°C e prossegue até atingir a temperatura de transformação $\alpha \rightarrow \gamma$ (910°C). Após a transformação, ou seja, no campo de γ , a amostra não apresenta mais nenhum tipo de retração até 1100°C. Um outro aspecto que se pode perceber é que a retração total é muito pequena quando comparada com aquela apresentada pela amostra injetada.

Para as amostras injetadas a retração começa por volta de 670°C e, mesmo ao se atingir a temperatura de transformação $\alpha \rightarrow \gamma$, o comportamento dilatométrico da amostra não é alterado, como podemos ver na figura 2.

Durante a sinterização dos componentes injetados, toda a porosidade residual deixada pelo processo de remoção de ligante tende a ser eliminada. Desta forma, as dimensões finais dos componentes retraem consideravelmente, sendo uma função diretamente proporcional da quantidade de ligante utilizado no processo.

O controle dimensional dos componentes, é um dos pontos críticos do processo de moldagem de pós por injeção.

3.2 Densidade

A densidade das amostras foi calculada geometricamente e, para efeito de comparação foi também medida através do método de arquimedes. A tabela 1 apresenta os resultados.

Tabela 1. Densidade das amostras

Amostra	Condição	Temperatura de Sinterização (°C)	Densidade Geométrica (g/cm ³)	Densidade por Arquimedes (g/cm ³)
1C - Fe-0,4P	Compactada	1000	7,02	6,73
2C - Fe-0,4P	Compactada	1100	7,03	6,89
1I - Fe-0,4P	Injetada	1000	5,70	5,77
2I - Fe-0,4P	Injetada	1100	6,60	6,79

Para as amostras compactadas, os valores de densidade, independentemente da temperatura de sinterização foram muito próximos, seja pelo método geométrico ou por arquimedes. Apesar da amostra 2C ter sido sinterizada na presença de fase líquida, a densidade final da amostra foi praticamente idêntica aquela da amostra 1C, onde a sinterização se processou em uma temperatura abaixo daquela que propiciasse o aparecimento da fase líquida.

Fica evidente para as amostras compactadas, que o principal fator responsável na densificação foi a tensão de compactação, e não a temperatura de sinterização.

Já para as amostras injetadas, houve um ganho significativo em relação a densidade final quando a temperatura de sinterização empregada foi de 1100°C, ou seja, quando a sinterização se processou na presença de fase líquida.

Desta forma fica claro que, para o processo de moldagem de pós por injeção, a condição de sinterização é um fator diretamente proporcional para a densidade final dos componentes.

4. CONCLUSÕES

Com base nos resultados alcançados podemos concluir que, no processo de compactação de pó em matriz a densidade final dos componentes é determinada primordialmente pela tensão de compactação empregada na massa de pó, enquanto que no processo de moldagem de pós por injeção, a densidade final dos componentes está diretamente associada com a temperatura de sinterização empregada no processo.

Fica bastante claro quando se compara os resultados das análises dilatométricas realizadas com as amostras compactadas com aquelas injetadas, que o processo de moldagem de pós por injeção é muito mais dependente da temperatura de sinterização do que o processo de compactação de pó em matriz.

5. AGRADECIMENTOS

Os autores agradecem ao programa PRONEX (Programa de Apoio a Núcleos de Excelência) - Finep, que financiou esta pesquisa.

6. REFERÊNCIAS

- White, Donald G., 1999, “State-of-the-P/M Industry in North America-1999”, The International Journal of Powder Metallurgy, Vol. 35, No.5, pp.25-29.
- Thümmel, F., Oberacker, R., 1993, “Introduction to Powder Metallurgy”, Published in 1993 by the Institute of Materials 1 Carlton House Terrace London SW1Y5DB, 332p.
- Miska, Kurt H., 1990, “Merits of Metal Injection Molding”, Manufacturing Engineering, pp.87-89.
- German, Randal M., 1990, “Powder Injection Molding”, Metal Powder Industries Federation, Princeton, New Jersey, USA, 521p.

and Defect Production Mechanisms”, IEEE Transactions on Ultrasonics Ferroelectrics and Frequency Control, 33, pp.130-131.

- Hitt, K.B. and Martin, J.J., 1983, “Radiation-Induced mobility of Lithium and Sodium in Alpha Quartz”, J. Appl. Phys. 54, pp.5030-5031.
- Iwasaki, F., Shinohara, A.H., Iwasaki, H. and Suzuki, C.K., 1990, “Effect of Impurity Segregation on Morphology of Y-Bar Synthetic Quartz”, Jpn. J. Appl. Phys., 29, pp.1139-1142.
- Jani, M.G., Bossoli, R.B. and Halliburton, L.E., 1983, “Further Characterization of the E_1' Center in Crystalline SiO_2 ”, Physical Review B, Vol. 4, pp.2285-2293.
- Kawasaki, M., 1995, “Effect of Al Upon the Morphology of Synthetic Quartz Crystals”, Journal of Crystal Growth 155, pp. 75-80.
- Koehler, D.R. and Martin, J.J., 1985, “Radiation-Induced Transient Acoustic Loss in Quartz Crystals”, J. Appl. Phys. 57, pp.5205-5210.
- Kurashige, M., Okabe, Y., Hattanda, M., 1996, “Correlation Between Cobble Density and Linear Deffects Density of Synthetic Quartz Crystals”, Proceedings of the 50th IEEE International Frequency Control Symposium, Hawaii, U.S.A., pp. 94-101.
- McLaren, A.C., 1971, “x-Ray Topographic Study of Dislocations in Synthetic Quartz”, Physica Status Solidi A – Applied Research, Vol.4, pp. 235.
- Mikawa, Y., Hatanaka, M. and Yasutaro, B., 1999, “New Technique to Decrease Dislocations in Synthetic Quartz Crystal”, Proceedings of the 1999 Joint Meeting EFTF-IEEE IFCS, pp.773-776.
- Mikawa, Y., 2000, informações particular.
- Markes, M.E. and Halliburton, L.E., 1979, “Defects in Synthetic Quartz: Radiation-Induced Mobility of Interstitial Ions”, J. Appl. Phys. 50, pp.8172-8180.
- Shinohara, A.H., Iano, M.C. and Suzuki, C.K., “New Seed Geometry for Growth X-Region in Synthetic Quartz”, Proceedings of the 1999 Joint Meeting of The European Frequency and Time Forum and the IEEE International Frequency Control Symposium, 1999, pp. 766-768.
- Shinohara, A.H. and Suzuki, C.K., 1996, “Study of S- and ξ -Bar Synthetic Quartz by X-Ray Topography”, Proceedings of the 50th IEEE International Frequency Control Symposium, Hawaii, U.S.A., pp. 72-77.
- Taki, S., 1991, “Improvement of Growth Process and Characterization of Quartz Crystals”, Prog. Crystal Growth and Charact. 23, pp. 313-339.
- Wood, D.L., 1960, “Infrared Absorption of Defects in Quartz”, J. Phys. Chem. Solids 13, pp. 326-336.

crescimento de quartzo sintético de grande dimensão e homogênea pelo processo hidrotérmico é de extrema complexidade.

Além da variação da quantidade de alumínio substitucional ao longo do setor de crescimento Z, foi revelada também a geração de novas regiões localizadas que apresentaram-se escurecidas após a irradiação, que iniciaram a partir de alguns pontos localizados justamente na interface entre as duas regiões I e II e propagando-se até a superfície como mostra a figura 2(a). Os detalhes o que levou à formação destes defeitos, por conveniência denominados de defeito planar, ainda são desconhecidos. Entretanto, analisando estas regiões heterogêneas no setor de crescimento Z após a irradiação e as descontinuidades abruptas observadas na superfície, observou-se que estão intimamente correlacionados. Embora a técnica de irradiação- γ não tenha revelado os mecanismos sobre a geração de defeito planar no presente quartzo sintético, é uma técnica não-destrutiva e de extrema importância para analisar cristais de quartzo de grande dimensão.

5. CONCLUSÕES

No presente trabalho, defeitos superficiais surgidos na face-Z de um cristal sintético de grande dimensão foram analisados qualitativamente com a técnica de irradiação- γ . Regiões de descontinuidade (defeitos) observadas na superfície do cristal estão intimamente relacionadas com regiões heterogêneas que foram reveladas no setor de crescimento Z após a irradiação- γ . Estas regiões heterogêneas propagaram-se a partir de pontos e de forma planar. Devido ao relativo intenso escurecimento destas regiões, há possibilidade de surgimento de novos setores de crescimento no setor Z quando cristais de quartzo sintético de grande dimensão são produzidas nas condições hidrotermais utilizando o mineralizante NaOH.

A técnica de irradiação- γ é uma técnica de alta potencialidade para analisar qualitativamente defeitos nos cristais de quartzo de grande dimensão que não é possível de ser realizada com a fonte de raios-X convencional.

Para realizar um estudo detalhado e complementar sobre a origem dos defeitos e o seu tipo nesta amostra de quartzo sintético com 11 mm de espessura será utilizada raios-X de alta energia, em torno de 30 keV, da radiação sincrotron acoplado a técnica de topografia de raios-X para obter imagens topográficas dos defeitos sem a necessidade de uma preparação adicional da amostra.

6. AGRADECIMENTOS

Os autores agradecem ao Sr. Y. Mikawa da Fine Crystal Co. Ltd., Japão, pelo fornecimento da amostra de cristal de quartzo sintético irradiado. O autor R.F.C. Albuquerque agradece a CAPES pelo apoio financeiro através de bolsa de mestrado.

7. REFERÊNCIAS

- Brice, J.C., 1985, "Crystals for Quartz Resonators", Rev. Modern Phys. 57, pp. 105-146.
- Doherty, S.P. and Martin, J.J., 1980, "The Effects of Irradiation and Electrodiffusion on the Sodium Acoustic Loss Peak in Synthetic Quartz", J. Appl. Phys. 51, pp.4164-4168.
- Frondel, C., 1962, "The System of Mineralogy, Volume III Silica Minerals", Ed. John Wiley & Sons, New York, USA, 329p.
- Halliburton, L.E., Chen, C.Y., Tapp, S.D., 1986 "Radiation Effects in Quartz: Low Doses

figura 2(a) mostra uma placa-Y contendo 6 setores de crescimento após a irradiação- γ . Devido a alta concentração de alumínio substitucional os setores +X e S apresentaram um alto grau de escurecimento, que aparecem como fossem uma única região.

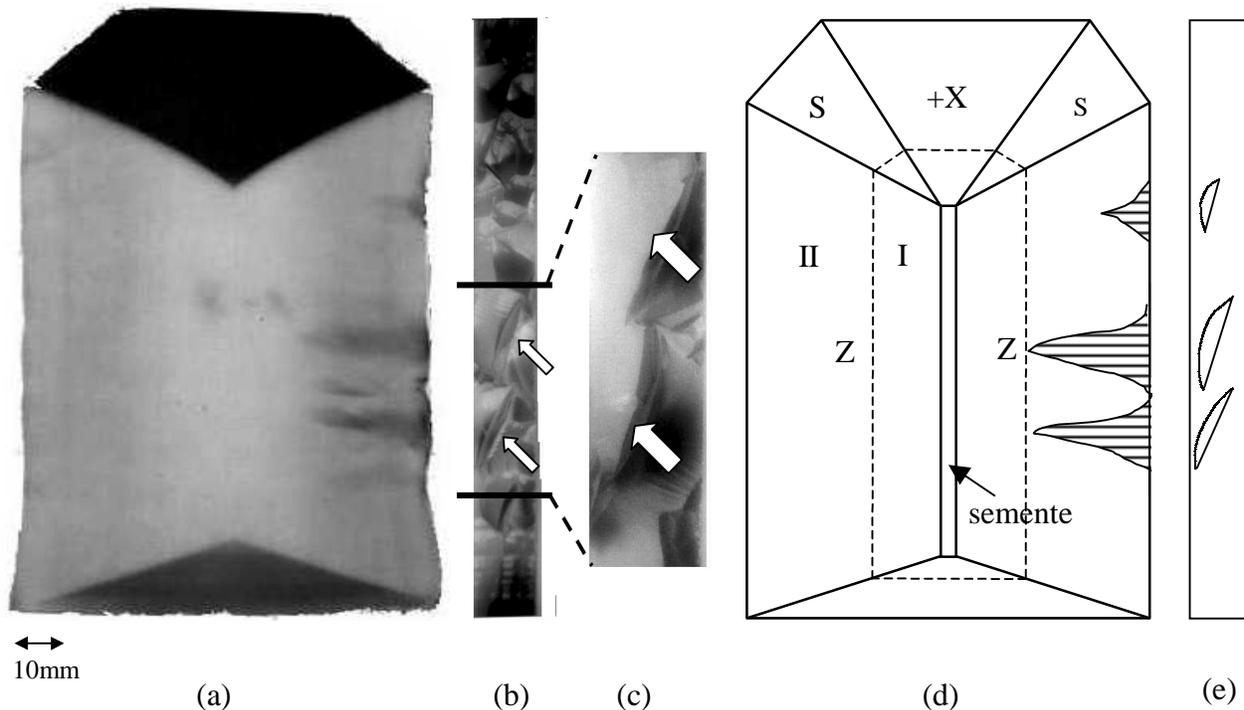


Figura 2. Fotografia de uma amostra de placa Y de 11 mm de espessura irradiada com raios- γ com imagens detalhadas e esquemas. a) Aspecto do cristal após a irradiação- γ , mostrando os diferentes setores de crescimento e defeitos no setor-Z propagando-se para a superfície externa; b) e c) vista lateral do cristal da face-Z com *cobbles* característicos e depressões e destacando as regiões de discontinuidades; d) representação esquemática da placa Z com seus setores de crescimento e localização dos defeitos no setor Z revelado pela irradiação e) Esquema lateral dos defeitos.

Qualitativamente, como mostra a figura 2(a), a concentração de alumínio variou da seguinte forma: $+X \geq S > -X \gg Z$. Com respeito ao setor de crescimento Z, a presente amostra irradiada apresentou 2 regiões distintas em termos de escurecimento, como mostra a figura 2(a) e a figura esquemática da figura 2(d). Em princípio, esta variação de forma abrupta evidencia que o processo de crescimento ocorreu em duas etapas realizadas proposadamente, que ocasionou uma variação na concentração de alumínio substitucional, e conseqüentemente, uma coloração mais acentuada na região-II. Na região-I, praticamente não foi observado um escurecimento visível apesar de uma dose significativa de radiação- γ . Entretanto, além de escurecimento devido a geração de centro de cor, observou-se na região II estrias de crescimento e presença de regiões localizadas com escurecimento mais acentuado. Regiões de escurecimento não são geralmente observadas em cristais de quartzo sintético convencional, preparadas para a produção de ressonadores devido a alta pureza do setor de crescimento Z em termos de alumínio substitucional (Shinohara and Suzuki, 1996). Embora as condições de crescimento ao longo do seu crescimento tenham sido similares (Mikawa, 2000), houve alterações consideráveis nos parâmetros de crescimento. Conclui-se que

função do aumento da taxa de difusão de intersticiais pelo aumento da temperatura.

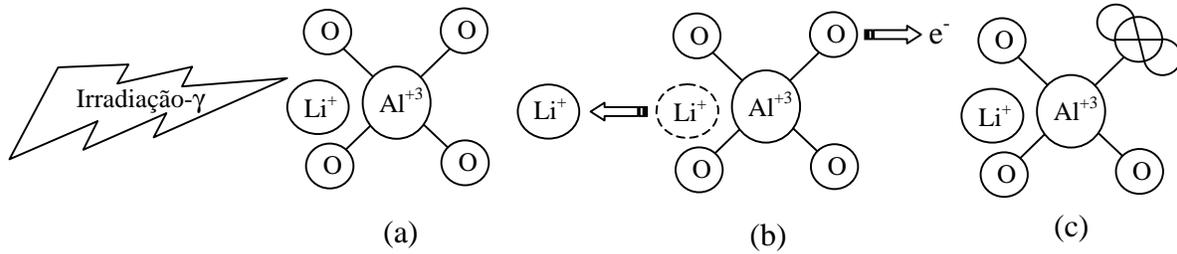


Figura 1. Mecanismo de formação do centro de cor $[Al_{e+}]^0$. a) irradiação- γ do centro $[AlO_4/Li^{+}]$. b) dissociação do íon Li^{+} e de um elétron do oxigênio. c) Formação do centro $[Al_{e+}]^0$ com vacância de elétron (Halliburton *et al.*, 1986).

3. MATERIAIS E MÉTODOS

O quartzo sintético investigado neste trabalho foi crescido a partir de uma semente denominado de placa-Z (0001) pelo método hidrotérmico utilizando as condições de crescimento para produção comercial (Mikawa *et al.*, 1999), tendo como solução mineralizante o NaOH dopado com lítio. O quartzo sintético dopado com lítio melhora a performance da propriedade eletro-mecânico do ressonador de quartzo (Brice, 1985). A semente utilizada possui as dimensões de 75 mm, 1mm e 450 mm nas direções cristalográficas X, Z e Y, respectivamente. As dimensões finais do cristal de quartzo sintético *as-grown* foram 90 mm na direção Z, 44 mm do setor S medindo-se a partir da quina da semente, 11 mm para $-X$ e 9 mm para a direção de crescimento $+X$. Preparação do cristal de quartzo sintético de grande dimensão é um processo que requer um período de crescimento superior a 9 meses e alto consumo de energia elétrica. para agilizar, altera-se os parâmetros de crescimento que pode introduzir séries de novos defeitos que não são encontrados em processos convencionais. No presente trabalho, um cristal de grande dimensão apresentando falhas na superfície da face Z foi submetido a radiação- γ utilizando uma fonte de ^{60}Co e aplicando uma dose de 5 Mrad.

4. RESULTADOS E DISCUSSÕES

A textura de uma superfície pode revelar presença de defeitos na estrutura interna de um cristal. No caso de cristais de quartzo sintético crescido a partir de semente de barra-Y ou placa-Z, além de apresentarem vários setores de crescimento, a superfície de cada setor apresenta uma textura característica, que está intimamente relacionada com parâmetros de crescimento tais como a velocidade de crescimento, concentração de impurezas, concentração de defeitos do tipo discordâncias e etc. Em particular, a superfície do setor de crescimento Z apresenta *cobbles*, que são pequenas protuberâncias e que estão intimamente relacionados com as discordâncias e a concentração destes *cobbles* reflete a concentração de discordâncias do tipo cunha no setor de crescimento Z (Kurashige *et al.*, 1996). O quartzo sintético estudado no presente trabalho apresentou além dos *cobbles* característicos, regiões de falhas (descontinuidade) na face-Z. Estas descontinuidades aparece na forma de depressões medindo até 3 mm de profundidade. A figura 2(c) mostra a superfície da face-Z do cristal com os *cobbles* característicos e as depressões revelando possíveis defeitos no interior do cristal. A

incorporadas durante o processo de crescimento. Estudos recentes mostram que é possível minimizar consideravelmente a propagação destas discordâncias, mesmo utilizando sementes contendo alta concentração de discordâncias a partir de sementes de geometrias especiais (Shinohara *et al.*, 1999). Quanto aos defeitos volumétricos, o principal observado em cristais de quartzo é a macla elétrica (Fron del, 1962), que é resultado de um intercrescimento de cristais com a mesma orientação cristalográfica mas com a presença de regiões a 180° em relação ao eixo Z.

No presente trabalho, baseado na existência de uma correlação entre o defeito superficial e o defeito estrutural interno no cristal, um cristal de quartzo sintético de grande dimensão foi analisado com irradiação- γ . Esta técnica é bastante eficaz para análise da distribuição de impurezas de alumínio substitucional, pois após a irradiação eles formam centros de cores revelando a sua presença qualitativamente pela diferença na intensidade de coloração (Halliburton *et al.*, 1986). A caracterização pela técnica de irradiação- γ é bastante eficiente na identificação dos setores de crescimento, assim como novas regiões de crescimento que podem surgir em função da geometria da semente, em função das condições de crescimento ou pela própria qualidade da semente (Shinohara & Suzuki, 1996).

2. FUNDAMENTOS DA GERAÇÃO DO CENTRO-DE-COR NO CRISTAL DE QUARTZO POR IRRADIAÇÃO- γ

Cristal de quartzo, seja natural ou sintético, contém impurezas que ocupam posições intersticial e/ou substitucional na estrutura do quartzo (Doherty & Martin, 1980). Um dos principais defeitos pontuais nos cristais de quartzo sintético crescidos pelo processo hidrotérmico é o átomo de alumínio ocupando a posição do átomo silício da estrutura tetraédrica (caso substitucional). Quando o átomo de Al^{+3} substitui o átomo de Si^{+4} , devido a diferença na configuração eletrônica há presença de compensadores de carga de modo a tornar o balanço de carga nulo. Os mais comuns destes compensadores é átomo de Li^{+1} (Markes & Halliburton, 1979) devido ao diminuto raio atômico que ocupa uma posição intersticial na rede cristalina próximo ao átomo de Al^{+3} , neutralizando assim a carga eletrostática deste defeito puntual formando o centro $[AlO_4/M^{+}]$ (Halliburton *et al.*, 1985), onde M^{+} representa o Li^{+1} . Quando o cristal de quartzo é submetido a uma irradiação ionizante, como a radiação- γ , a uma temperatura acima de 200K, o centro $[AlO_4/M^{+}]$ torna-se instável (Koehler & Martin, 1985) e dissocia-se do alumínio e difunde-se pelo cristal ao longo dos canais relativamente largos ao longo do eixo-Z (Hitt & Martin, 1983). Paralelamente, um elétron é dissociado do orbital p de um dos átomos de oxigênio do centro, formando um novo centro $[Al_e +]^{0}$ (Halliburton *et al.*, 1986). A Fig. 1 mostra o mecanismo de formação deste novo centro pela irradiação- γ .

Este novo centro criado por irradiação ionizante passa a absorver o espectro de luz visível na faixa de 4600Å (Wood, 1960), gerando um escurecimento no cristal, conhecido por *smoky* ou enfumaçado. Desta forma, pode-se fazer uma análise qualitativa da distribuição de alumínio substitucional no cristal de quartzo, pois somente será escurecida a região onde houver a presença do centro de cor $[Al_e +]^{0}$. O grau de escurecimento é função da concentração de alumínio substitucional e a dose recebida. As regiões que não ficarem escuras após a irradiação- γ indicarão a ausência do alumínio substitucional ou mínima concentração. Este efeito de enfumaçamento pode ser desfeito através de um tratamento térmico. O átomo intersticial Li^{+} pode retornar às vizinhanças do alumínio através de um simples aquecimento entre 575 e 675K. Nestas temperaturas, os centros $[Al_e +]^{0}$ são termicamente destruídos, deixando íons Al^{3+} isolados na rede cristalina, onde átomos Li^{+} retornam dos seus sítios através de uma atração eletrostática entre os íons Al^{3+} e Li^{+} dentro da rede cristalina, em

CARACTERIZAÇÃO DE DEFEITO PLANAR NO QUARTZO SINTÉTICO DE GRANDE DIMENSÃO POR IRRADIAÇÃO- γ

Ricardo Ferreira Cavalcanti de Albuquerque

Armando Hideki Shinohara

Universidade Federal de Pernambuco, Centro de Tecnologia e Geociências, Departamento de Engenharia Mecânica, Área de Materiais, Av. Acadêmico Hélio Ramos s/n, 50740-530, Cidade Universitária, Recife, PE, Brasil. E-mail: ricardo@demec.ufpe.br

Resumo

No presente trabalho, um cristal de quartzo sintético com 90 mm de comprimento na direção Z crescido a partir de semente de denominado de placa-Z e contendo defeitos na face Z (0001) foi analisado com a técnica de irradiação- γ . Após a irradiação- γ com uma fonte de Co^{60} , além da criação de centro-de-cor no setores de crescimento +X, -X e S devido altas concentrações de alumínio substitucional, os setores de crescimento Z, que são considerados de alta pureza e perfeição cristalina revelou algumas regiões escurecidas. Estas regiões escurecidas foram geradas a partir de algumas micro defeitos que se propagaram em forma de “leque” até a superfície da face Z externa e estão intimamente relacionadas com as regiões descontínuas observadas na face Z do quartzo sintético *as-grown*.

Palavras-chave: Irradiação- γ , defeito tipo “planar”, quartzo sintético de grande dimensão

1. INTRODUÇÃO

Cristais de quartzo sintético para fabricação de ressonadores são usualmente crescidos a partir de sementes de barras-Y ou placas-Z e longo na direção Y. Uma placa-Y (1010), cortada perpendicularmente ao eixo-Y, apresenta usualmente seis setores de crescimento e de quatro tipos, chamados de +X, -X, Z(2) e S(2), os quais apresentam uma diferença significativa nas concentrações de impurezas de alumínio, sódio, lítio e radical OH^- e de defeitos lineares do tipo discordâncias (Taki, 1991; Shinohara e Suzuki, 1996). Basicamente, a distribuição total das principais impurezas de alumínio e hidrogênio nos cristais de quartzo sintético crescidos a partir de semente de barra-Y ou placa-Z apresenta-se da seguinte forma: $[S] \gg [+X] > [-X] \gg [Z]$ para a impureza do alumínio; $[-X] \gg [S] > [+X] \gg [Z]$ para o hidrogênio. Neste sentido, o setor de crescimento Z é considerado o mais puro e do ponto de vista cristalográfico, o mais perfeito (Iwasaki *et al.*, 1990; Kawasaki, 1995).

Os cristais de quartzo naturais ou sintéticos apresentam defeitos pontuais, lineares, planares e volumétricos. Dentre os defeitos pontuais, destacam-se o E_1' (Jani *et al.*, 1983) e os íons de impurezas ocupando posições substitucionais ou intersticiais na estrutura cristalina do quartzo, que são provenientes de lascas de quartzo utilizadas como nutrientes para o crescimento de quartzo sintético e solução alcalina (solução mineralizante) para dissolução de quartzo e transporte e crescimento. Este tipo de defeito é responsável pelas perdas elétricas e mecânicas em altas frequências de trabalho (Brice, 1985). Com respeito aos defeitos lineares, de acordo com o estudo do McLaren (1971), os três defeitos lineares mais comuns no quartzo são discordâncias do tipo parafuso, cunha e mista. Sabe-se que do ponto de vista tecnológico, o setor de crescimento Z é o mais importante devido a sua alta pureza e baixa concentração de defeitos lineares predominadas pelas discordâncias tipo cunha. Estas discordâncias propagam-se das discordâncias pré-existentes na semente e a partir de pequenas inclusões sólidas

DESENVOLVIMENTO DE UMA RETIFICADORA ELETROQUÍMICA A PARTIR DE UMA RETIFICADORA CILÍNDRICA UNIVERSAL

João Cirilo da Silva Neto
Claudionor Cruz

Universidade Federal de Uberlândia, Faculdade de Engenharia Mecânica, Campus Santa Mônica, Bloco M, 38400-902, Uberlândia, MG, Brasil. E-mail: jcirilos@mecanica.ufu.br e ccruz@mecanica.ufu.br.

Resumo

Este trabalho apresenta o desenvolvimento de uma retificadora eletroquímica, a partir de uma retificadora cilíndrica universal. Alguns componentes foram criados, como por exemplo, a cuba eletrolítica, os sistemas de conexão e isolamento elétrico da máquina. Outros componentes foram simplesmente incorporados à retificadora, como por exemplo, uma fonte de potência e um circuito eletrolítico, disponíveis no laboratório. Ensaios preliminares com a retificadora eletroquímica usinando aço rápido ABNT M6 com rebolo CBN na operação plana tangencial de mergulho com a mesa parada, permitiram a obtenção de vários resultados característicos do processo de retificação eletroquímica. Esses resultados podem ser considerados indicadores de que o trabalho atingiu os seus objetivos. Os principais resultados foram: queima nula de todas as peças usinadas, pequena formação de rebarbas e ausência de cantos vivos. Pelos resultados obtidos, também, pode-se concluir que no novo processo predominou a ação eletroquímica sobre a ação de abrasão.

Palavras-chave: Retificação eletroquímica, Nitreto de Boro Cúbico(CBN) e Aço Rápido.

1. INTRODUÇÃO

Como é do conhecimento geral, a retificação convencional está associada a grandes taxas de energia para remoção do material, principalmente quando materiais muito resistentes são usinados. Apesar do desenvolvimento dos superabrasivos em determinadas condições de usinagem e em alguns materiais ainda podem ser observadas altas temperaturas na interface peça-rebolo, que podem causar danos térmicos à peça [Shaw(1997)].

Conforme Ferraresi (1977), os aços rápidos podem ser caracterizados como esses materiais que apresentam dificuldades de retificação devido suas principais propriedades como: resistência

ao desgaste, dureza a quente e tenacidade. Paradoxalmente, estas propriedades são entraves para a retificação, visto que as mesmas dificultam a operação no que se refere às forças de corte, desgaste do rebolo, acabamento superficial, tensões residuais, entre outros.

Para tentar encontrar uma solução prática para estes problemas é que surgiu a possibilidade de se desenvolver uma retificadora eletroquímica a partir de uma retificadora cilíndrica universal, com a criação de componentes como: uma cuba eletrolítica, um sistema de acoplamento e isolamento elétrico da peça (anodo) e do rebolo (catodo), além da incorporação à retificadora de um circuito eletrolítico, uma fonte de potência e um rebolo condutor de nitreto de boro cúbico (CBN).

Segundo Kozak and Oczos (1998), a retificação eletroquímica é caracterizada como um dos processos híbridos de usinagem e a integração destes processos, tal como a retificação eletroquímica, facilita a remoção do material e propicia maior produtividade, além de causar efeitos positivos a respeito do acabamento superficial e desgaste do rebolo. Neste trabalho é apresentado o desenvolvimento de uma retificadora eletroquímica, partindo de uma retificadora convencional. Além das vantagens do processo de retificação eletroquímica, ou *Electrochemical Grinding* (ECG), em inglês, o trabalho se justifica pelo alto custo dos equipamentos que podem custar até um milhão de dólares, [Cruz et al (1999)]. No entanto, com esta pesquisa foi possível desenvolver um equipamento com custo baixo e aproveitando uma máquina convencional disponível no laboratório.

Após o desenvolvimento da retificadora, foram realizados ensaios preliminares de retificação eletroquímica em barras redondas de aço rápido ABNT M6, na operação plana tangencial de mergulho com a mesa parada. Analisando os resultados desta operação, em comparação com outros resultados realizados por retificação convencional (superabrasiva com próprio rebolo de CBN e usando fluido de corte), permitiram a obtenção de vários resultados característicos do processo de retificação eletroquímica.

2. CONSIDERAÇÕES SOBRE O PROCESSO DE RETIFICAÇÃO ELETROQUÍMICA

O processo de retificação eletroquímica, que surgiu na Rússia no início da década de 50, é a combinação da usinagem eletroquímica com a retificação convencional para remoção de materiais duros ou resistentes e condutores de eletricidade. De acordo com Benedict (1987), as retificadoras eletroquímicas são semelhantes às retificadoras convencionais. Contudo, há diferenças fundamentais entre elas, como por exemplo, os rebolos da retificação eletroquímica se parecem com os convencionais, contudo, usam aglomerantes condutores de eletricidade, porém o abrasivo deve possuir baixa condutibilidade elétrica.

A figura 1 mostra um esquema simplificado do processo de retificação eletroquímica. No referido esquema, (3) representa o rebolo condutor ligado ao polo negativo da fonte, (4) representa a peça ligada ao polo positivo da mesma. A fonte (1) de baixa tensão e alta corrente (contínua ou pulsada) provoca na interface rebolo-peça reações de dissociação anódica e catódica nas regiões da peça e do rebolo respectivamente. O fluido eletrolítico é conduzido do reservatório (6) pela bomba (9), passando através do filtro (8) e medidor de vazão (10) até ser introduzido na área de trabalho, provocando e preenchendo um pequeno volume entre a ferramenta e a peça, permitindo a ação eletrolítica e a remoção do material.

A remoção eletroquímica obedece a lei de Faraday da eletrólise, que é a dissolução anódica de um metal condutor numa solução salina, ou seja, quando o ferro (anodo) é mergulhado em uma solução aquosa de NaCl, por exemplo, e uma diferença de potencial é

aplicada entre ele e o cobre (catodo), pode ocorrer a desintegração do ferro pela sua dissociação, que se transforma em precipitados de hidróxidos de ferro [(McGeough, 1988)]. Esta dissociação é função da intensidade da corrente, ou seja, quanto maior a intensidade de corrente elétrica, maior será a remoção do material.

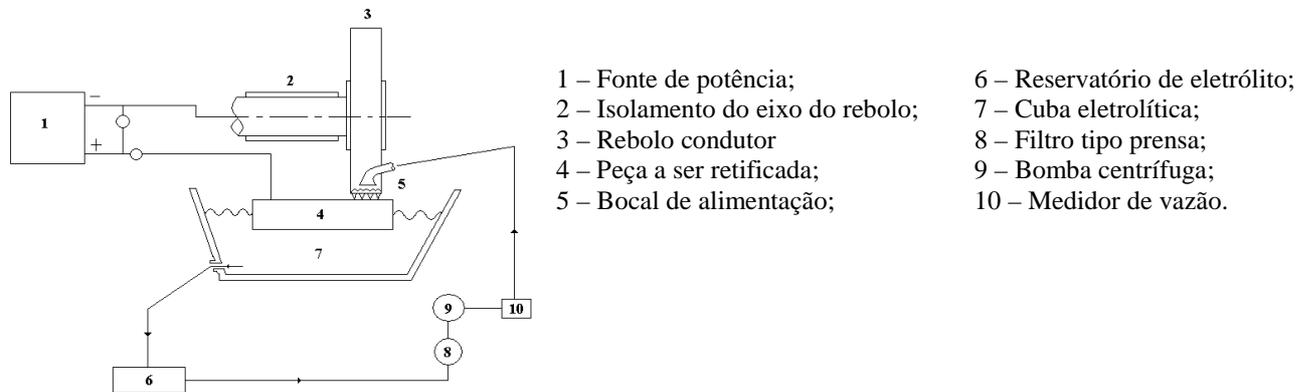


Figura 1: Esquema simplificado do processo de retificação eletroquímica.

No caso da retificação eletroquímica o anodo é a peça e o catodo é o rebole. Desta forma, o rebole não sofre desgaste considerável por ação eletrolítica. Apesar de existir ação mecânica, esta é bastante reduzida devido a redução do arco do contato entre a peça e o rebole. Com isso propicia uma longa vida do rebole, pois a formação de gases de hidrogênio nas proximidades do mesmo não contribui substancialmente para o seu desgaste. Entretanto, se não for feita uma limpeza química ou mecânica da peça após a retificação a mesma poderá ser atacada pela ação corrosiva do eletrólito.

3. PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

Em função das características deste trabalho, antes do procedimento experimental, que se refere ao desenvolvimento da retificadora eletroquímica e na seqüência aos ensaios preliminares com a retificadora desenvolvida, foi necessário conhecer a capacidade e a qualidade dos trabalhos da retificadora convencional. Para tanto, foram realizados ensaios de retificação superabrasiva em barras de aço rápido ABNT M6, usando um rebole condutor de CBN, na operação plana tangencial de mergulho com a mesa parada. As peças usinadas por este processo foram usadas para se fazer comparações com aquelas usinadas por retificação eletroquímica.

Inicialmente, o experimento consistiu na criação de uma cuba eletrolítica, que é o local onde ocorre a usinagem. Sendo o ambiente dentro desta cuba muito corrosivo, pois o eletrólito é uma solução aquosa de água e sal, a mesma foi feita de chapas de acrílico transparente de espessura 6 mm e com volume de 25 litros. Esta cuba foi projetada para conter o rebole e a peça e foi montada no cabeçote porta-rebole, de modo que a mesma acompanhava o movimento de avanço do rebole. Desta forma, por questões de funcionalidade do projeto, optou-se por uma cuba solidária ao cabeçote porta-rebole.

A retificadora eletroquímica trabalha com um rebolo condutor de eletricidade, cujo material abrasivo neste caso é nitreto de boro cúbico (CBN) de aglomerante metálico. Neste trabalho, a energização do eixo do rebolo, que funciona como catodo, foi feita através de escovas coletoras de cobre, que possuíam uma capacidade de 200 A.

A opção por escovas de cobre levou em consideração as características da fonte de potência disponível no Laboratório de Usinagem Não Tradicional, que também foi projetada para alta corrente e baixa tensão. A tensão foi conectada diretamente nestas escovas de cobre para energizar o rebolo condutor.

Para ligar as escovas ao eixo do rebolo condutor de eletricidade foi usado um porta-escovas do motor de partida de motores de combustão interna a diesel, com capacidade de 150 A em regime contínuo ou até 1600 A para corrente de pico. Tal intensidade de corrente seria superior àquela a ser usada nos testes com retificadora eletroquímica que não ultrapassou 50 A. Para o contato das escovas foi construído um flange de cobre roscado com diâmetros escalonados (80, 50 e 42 mm e comprimento igual a 75 mm).

A figura 2 mostra o porta-escovas usado na conexão elétrica do eixo do rebolo. Tomou-se o cuidado de se fazer o diâmetro do flange de contato com as escovas com medidas semelhantes àquelas contidas no eixo do motor de partida de motores a diesel, com o objetivo de se evitar pressão exagerada nas molas que empurravam as escovas.

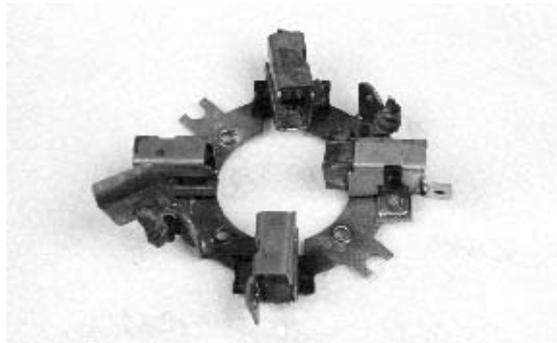


Figura 2 - Porta-escovas do motor de partida de motores de combustão interna a diesel usado na transmissão de energia para o eixo do rebolo.

Um dos problemas existentes na retificação eletroquímica se refere ao isolamento elétrico. O isolamento da peça (polo positivo) e do rebolo (polo negativo) foi feito de material plástico (*nylon*). Para a peça foi projetado um suporte com diâmetro e comprimento suficientes para encaixe da amostra, tomando-se o cuidado de se deixar um comprimento suficiente para a retificação. No isolamento do eixo do rebolo foi utilizada uma bucha cônica montada com ajuste por interferência no eixo do rebolo. A análise do isolamento elétrico foi feita com um multímetro, onde se verificou que não houve passagem de corrente entre os componentes isolados eletricamente.

Conforme exposto anteriormente, para o desenvolvimento da retificadora eletroquímica foi necessária a incorporação de alguns componentes mais importantes como: uma fonte de potência, um circuito eletrolítico e um rebolo condutor de CBN.

A fonte de potência utilizada neste trabalho tem a seguinte especificação:

- Entrada: 220 volts, 167 A, 3 fases e frequência de 60 Hz;
- Saída: 0 a 25 volts, 0 a 2000 A com corrente pulsada.

A tensão de saída da fonte deve ser regulada de acordo com o tipo de material da peça a ser usinada. Conforme Benedict (1987), o limite máximo da tensão não deve ser tão alto de modo que possa afetar a qualidade da peça a ser retificada e que venha danificar o rebolo. Tipicamente, a tensão é ajustada pela presença do faiscamento entre a peça e o rebolo.

Outro componente importante incorporado à retificadora foi o circuito do eletrólito. Este eletrólito tem três funções básicas: agir como condutor para facilitar a passagem de corrente elétrica entre a peça e ferramenta (neste caso é o rebolo), remover os detritos formados devidos as reações químicas que ocorrem durante o processo na região de trabalho e resfriar a região de usinagem. Assim sendo, o circuito do eletrólito deverá conter: um reservatório onde este será armazenado, uma bomba que fornecerá a pressão e velocidade necessárias para que o eletrólito possa varrer os detritos formados na usinagem, um sistema de limpeza e filtragem, controle de temperatura, concentração e pH [Malaquias (1996)].

Finalmente, ainda visando a criação da retificadora eletroquímica, foi solicitado um rebolo à Winter do Brasil Ltda., de acordo com as características exigidas na montagem da máquina existente. O rebolo cedido pela referida empresa foi de nitreto de boro cúbico (CBN), com ligante metálico, cuja especificação é CBN 150 N 7 M. De acordo com a NBR 6166 da ABNT (1995), CBN (abrasivo de nitreto de boro cúbico), 150 (granulação fina), N (dureza média), 7 (estrutura fechada) e M (aglomerante ou ligante metálico).

Após a criação e incorporação de componentes, foi possível concluir o desenvolvimento da retificadora eletroquímica a partir de uma retificadora cilíndrica universal, cujos componentes principais podem ser observados na figura 3.

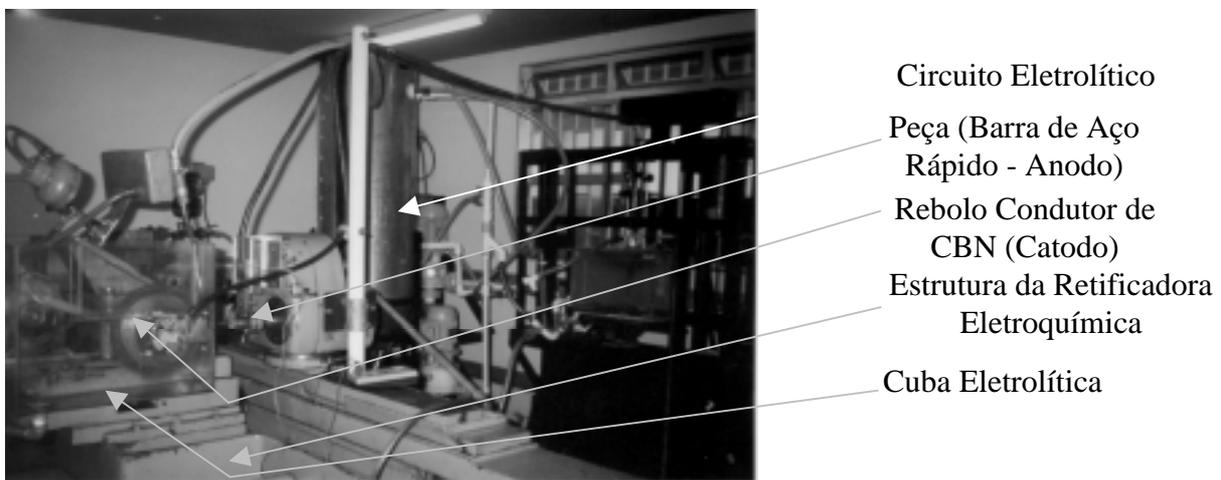


Figura 3 - Vista principal e final da retificadora eletroquímica desenvolvida a partir de uma retificadora cilíndrica universal.

Após os testes preliminares e ajustes do equipamento, preparou-se para a execução dos ensaios definitivos. A figura 4 mostra o esquema final e simplificado da retificadora eletroquímica desenvolvida a partir de uma retificadora cilíndrica universal, em condições de executar operações de retificação eletroquímica de mergulho com a mesa parada.

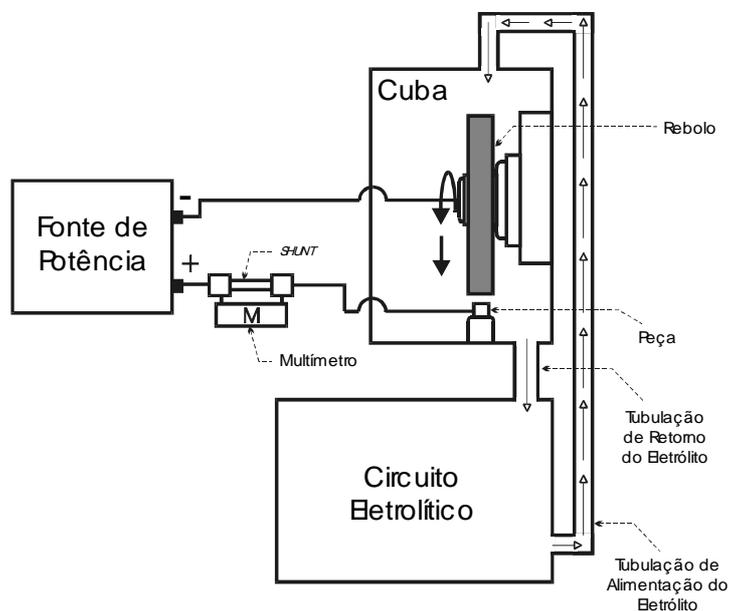


Figura 4 – Esquema final e simplificado da retificadora eletroquímica para execução da operação de retificação plana tangencial de mergulho com a mesa parada.

Conforme a figura 4, a referida operação foi executada com a peça já montada no cabeçote porta-peça. Aproximava-se dela o rebolo através do movimento de avanço rápido do cabeçote porta-rebolo. Neste ponto, desligava-se o avanço automático do rebolo, deixando uma distância de aproximadamente 1 mm para ajustar a operação. A seguir, ligavam-se o eletrólito do circuito eletrólito e a fonte de potência. Acionava-se o avanço automático do rebolo. No momento em que o multímetro **M** começava a registrar corrente fornecida pela fonte de potência através do *shunt*, começava-se a cronometrar o tempo. Após 5 voltas completas do anel graduado do avanço automático do cabeçote porta-rebolo (que correspondia a 5 mm de comprimento de retificação), desligavam-se a fonte de potência, a alimentação do eletrólito, recuava-se e finalmente desligava-se o rebolo. Retirava-se, então a peça para limpeza e proteção em banho de óleo para minimizar os possíveis efeitos da corrosão causada pelo eletrólito.

Como se tratava de uma retificadora eletroquímica desenvolvida a partir de uma máquina convencional, os parâmetros de usinagem foram ajustados para atender às particularidades da nova retificadora, mas sem descaracterizar o processo de retificação eletroquímica. Desta forma, os parâmetros de usinagem foram baseados em vários autores, entre eles, Benedict (1987), Vidosic (1989), Mello (1969), Phillips (1989) e Malaquias (1996).

Os principais parâmetros de usinagem podem ser observados resumidamente na tabela 1.

Tabela 1 - Parâmetros de corte da retificação eletroquímica

Parâmetros	Valores
Tipo de operação	Retificação plana tangencial de mergulho com a mesa parada
Velocidade de avanço do rebolo V_f (mm/min)	0,5 e 1,00
Rotação do rebolo (rpm)	1850
Diâmetro externo do rebolo (mm)	250
Velocidade periférica do rebolo (m/s)	25
Material do rebolo: nitreto de boro cúbico (CBN)	Especificação: CBN 150 N 7 M
Peça a ser usinada	Barra ϕ 8x75 mm (63 a 64 HRc)
Material da peça	Aço rápido ABNT M6 –superkobalt 12%
Composição (elemento de liga-%)	Co-12;Cr-4,25;Mo-5;W-6,2;V-1,9;C-0,9 e Fe-69,75
Área da superfície em contato (cm ²)	0,5
Eletrólito	Solução aquosa de NaNO ₃
Concentração do eletrólito	300 g por litro de água
Vazão do eletrólito (litros por hora)	400 e 600
Tensão da fonte	8 e 12 V

5. RESULTADOS E DISCUSSÕES

Com a utilização dos parâmetros de usinagem apresentados na tabela 1, foram executados 16 ensaios experimentais de retificação eletroquímica, com o objetivo de avaliar o desempenho preliminar da retificadora desenvolvida. Para avaliação das superfícies geradas durante a retificação convencional e eletroquímica foram escolhidas aleatoriamente duas amostras, uma de cada processo, com o objetivo de se comparar o aspecto geral da superfície gerada em cada amostra retificada.

Nas figuras 5 e 6 são apresentados os perfis das superfícies geradas das duas amostras, escolhidas aleatoriamente, nos processos eletroquímico e convencional, respectivamente, onde pode-se notar que, na retificação eletroquímica a superfície não apresenta riscos deixados em função da ação abrasiva do rebolo. No entanto, na retificação convencional, estes riscos são evidentes e podem ser facilmente notados quando observados no microscópio óptico.

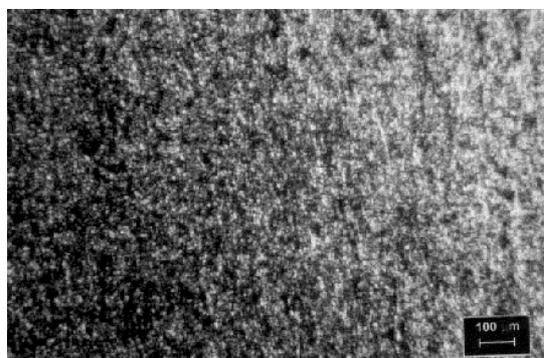


Figura 5 – Superfície gerada por retificação eletroquímica no aço rápido ABNT M6.

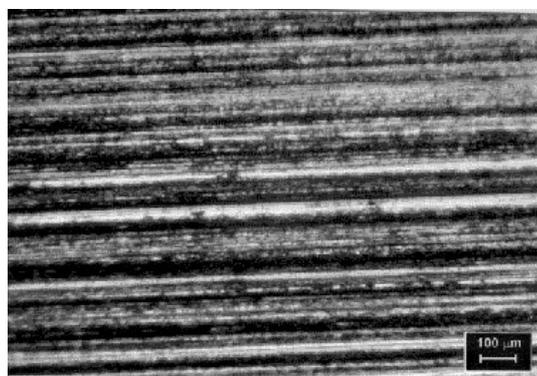


Figura 6 – Superfície gerada por retificação Superabrasiva no aço rápido ABNT M6.

Na figura 5, como a remoção do material da peça ocorre simultaneamente em 3 fases, sendo a primeira eletroquímica, a segunda mecânica e a terceira também eletroquímica, diminui-se a possibilidade de formação de riscos e rebarbas, pois a terceira fase teria função de eliminar qualquer risco ou rebarba formados na saída da peça durante o contato com o rebolo, através da ação eletroquímica e pela remoção dos últimos átomos localizados na última camada do material pelo princípio da eletrólise.

Em função da redução da área de contato peça-rebolo, devido à diminuição da profundidade de penetração dos grãos abrasivos em relação à retificação convencional, a melhoria do acabamento superficial pode ser atribuída à remoção do material da peça átomo por átomo, ou seja, por ação eletroquímica..

A retificação eletroquímica apresentou rugosidade média (R_a) igual a 0,6 μm embora maior que o valor estabelecido nas referências bibliográficas pesquisadas (de 0,2 a 0,3 μm). Apesar disso, o resultado encontrado foi menor que o encontrado na retificação convencional com CBN cujo valor foi de 1,28 μm .

6. CONCLUSÕES

A meta principal do trabalho, que era o desenvolvimento de uma retificadora eletroquímica a partir de uma retificadora cilíndrica universal foi atingida, pois com o equipamento desenvolvido foi possível retificar peças de aço rápido com melhor acabamento superficial quando comparado com aquelas retificadas por retificação convencional (superabrasiva) na operação plana tangencial de mergulho com a mesa parada.

Além disso, não houve a descaracterização da máquina original porque a mesma pode funcionar como retificadora eletroquímica ou convencional. Para que isto aconteça basta uma simples operação de abertura e fechamento de válvulas para selecionar o fluido eletrolítico ou fluido refrigerante, visto que o rebolo metálico de CBN pode ser usado em ambos processos.

As peças usinadas por retificação eletroquímica tiveram que ser lavadas em banho de água e secas imediatamente, em seguida foram retirados os óxidos formados usando uma escova de aço. Com isso foi possível remover o excesso de resíduos eletrolíticos que poderiam continuar a corroer a peça.

Em função dos resultados encontrados, pode-se concluir que as peças usinadas por retificação eletroquímica não apresentaram rebarbas acentuadas, queimas visíveis e nem cantos vivos, além de apresentarem menor rugosidade média.

7. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- Associação Brasileira de Normas Técnicas (ABNT),1995, “Ferramentas abrasivas”, NBR 6166, Rio de Janeiro.
- Benedict, G. F., 1987, “Nontraditional Manufacturing Processes, Electrochemical Grinding”, New York, Marcel Dekker, PP-153-164.
- Cruz, C., Malaquias, E.S., Fernandes, L.A., 1999, “Introdução aos Processos Não Tradicionais de Usinagem”, EDUFU, Uberlândia.

- Ferraresi, D., 1977, “Fundamentos da Usinagem dos Metais”, Editora Edgard Blucher, pp- 305-309, São Paulo.
- Kozak, J., Oczos, E. K., 1998, “Selected Problems of Abrasive Hybrid Machining”, International Conference on Advances in Production Engineering, Polishi, pp- 290-299.
- Malaquias, E. S., 1996, “Contribuição Para o Desenvolvimento de um Protótipo de Equipamento de Usinagem Eletroquímica”, Dissertação de Mestrado, UFU, Uberlândia, 79p.
- McGeough, J . A., 1988, “Advanced Machining Processes”, London, Chapman and Hall.
- Mello, 1969, “Instruções de Operação da Retificadora Hidráulica Universal RHU 600-3 Mello”, São Paulo.
- Phillips, R . E., 1989, “Electrochemical Grinding”, Metal’s Handbook, Volume 16, Everite Machine Products Company, pp. 542-547.
- Shaw, M.C., 1997, “Energy Conversion in Cutting and Grinding”, Annals of the CIRP, USA, vol. 46.
- Vidosic, J., 1989, “Electrolytic Grinding”, U.M.I. Books DN Demand, pp. 118-123.

DESENVOLVIMENTO DE COMPÓSITO ISOLANTE A PARTIR DE REJEITOS INDUSTRIAIS: CARACTERIZAÇÃO DA MATÉRIA-PRIMA

Viviana Possamai Della

Ingeborg Kühn

Dachamir Hotza

Universidade Federal de Santa Catarina, Departamento de Engenharia Mecânica, Programa de Pós Graduação em Ciência e Engenharia de Materiais, 88040-950, Florianópolis, SC, Brasil,
E-mail: viviana@pg.materiais.ufsc.br

Resumo

A caracterização da cinza de casca de arroz, resíduo oriundo da queima da casca durante o processo de beneficiamento do arroz é o objeto deste estudo. Este subproduto, por ser rico em sílica (SiO_2), é uma importante matéria-prima para a produção de materiais cerâmicos silicosos, tais como isolantes térmicos e materiais refratários. Para a caracterização foram feitas análises de composição química, umidade, teor de materiais voláteis, densidade picnométrica, distribuição granulométrica, fusibilidade (cone de fusão), difração de raios-X e microscopia eletrônica de varredura. O subproduto caracterizado apresentou como principal componente a sílica, sob a forma de cristobalita, característica que o tornam potencialmente interessante para a produção de materiais cerâmicos.

Palavras-chave: Cinza de casca de arroz, Sílica, Refratário, Isolante térmico

1. INTRODUÇÃO

Com objetivo de reduzir a geração de resíduos nos processos industriais e agrícolas, principalmente os poluentes, bem como melhor reaproveitá-los, seja no próprio processo produtivo ou como matéria-prima na elaboração de outros materiais, tem-se cada vez mais investido em pesquisas tecno-científicas para a transformação destes, até então considerados apenas resíduos industriais, em subprodutos de interesse comercial.

Com a constante evolução da indústria cerâmica, torna-se cada vez mais necessária a busca de meios tecnológicos que tragam melhorias à relação custo/benefício dos materiais produzidos. O uso de matérias-primas alternativas, mudanças nos processos industriais, bem como a adequação das propriedades às condições de serviço, são pontos de extrema importância na indústria de refratários e produtos cerâmicos em geral.

Do processo de beneficiamento do arroz tem-se como resíduo a casca de arroz (CA), que devido seu alto poder calorífico (aproximadamente 4000 kcal/kg) e custo praticamente nulo, vem cada vez mais substituindo a lenha empregada na geração de calor e de vapor, necessários para os processos de secagem e parboilização dos grãos. Esta forma de utilização,

ainda que pequena, torna-se uma alternativa adequada para o aproveitamento da casca de arroz.

Mediante a queima da casca de arroz em fornalhas a céu aberto ou em fornos especiais com temperatura controlada, surge a cinza de casca de arroz (CCA), denominada residual quando é obtida sem controle de temperatura e tempo de exposição.

A fabricação de materiais cerâmicos do tipo refratário ou isolante que utilizem a cinza de casca de arroz Figura 1, seja como componente principal ou como secundário, é uma alternativa para solucionar o problema da disposição das cinzas no meio ambiente, além de gerar um produto de maior valor agregado sem que haja a produção de um novo resíduo.

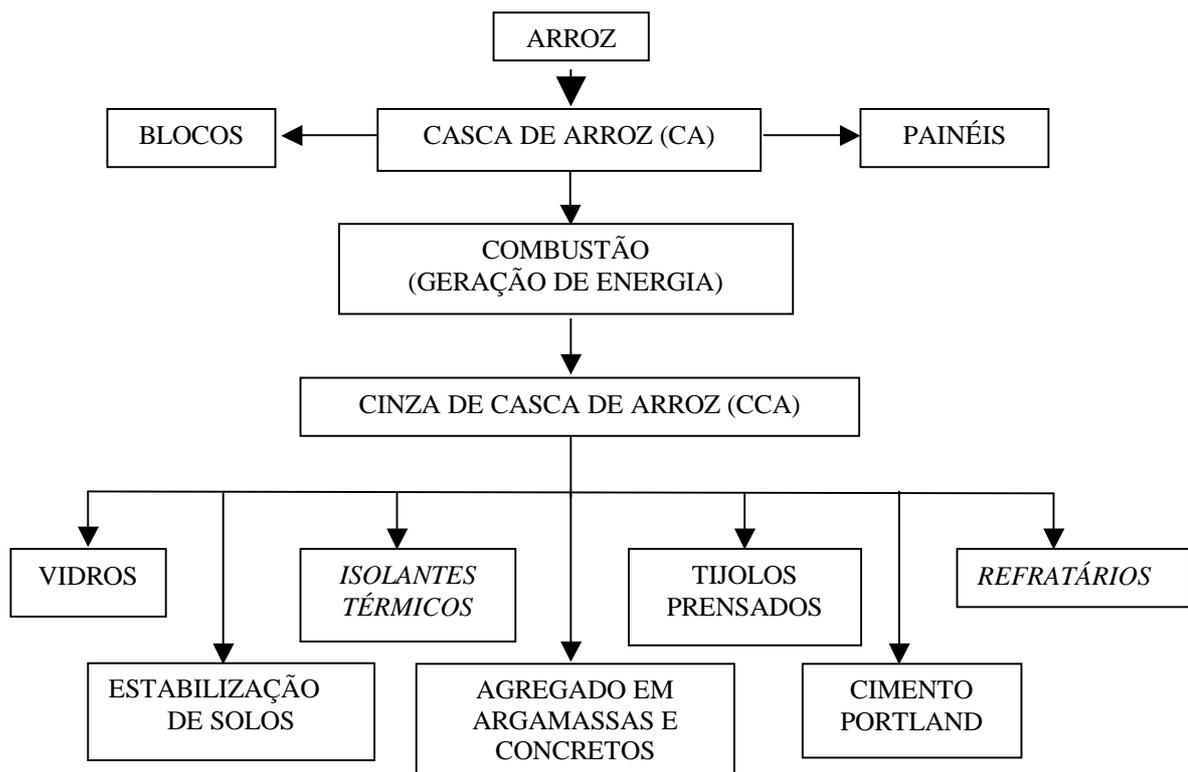


Figura 1. Organograma de aplicação da cinza de casca de arroz a partir do beneficiamento do arroz

Este resíduo rico em sílica, acima de 90%, pode ser usado como componente principal das massas cerâmicas para a produção de refratários silicosos ácidos, com ótimas propriedades tal como a resistência mecânica, a qual torna-se maior que a dos tijolos feitos a base de argila (Shreve, 1980, p.132).

Além da vantagem ecológica existente na utilização deste tipo de resíduo industrial, os tijolos feitos a base de CCA são mais resistentes que os tijolos comuns devido à sílica existente na CA, e, conseqüentemente, na cinza. A durabilidade dos painéis feitos a base de cinza é considerada o dobro da de um painel de madeira; o isolamento termoacústico é duplicado em relação ao tijolo furado, possuindo ainda facilidade de adequar-se a qualquer projeto arquitetônico, maior rapidez na execução, além de menor custo que o tijolo comum.

2. MATERIAIS E MÉTODOS

As análises de difração de raios-X foram realizadas no difratômetro XPERT da Phillips, com tubo de Cu(K α), sendo que a cinza da casca de arroz, na forma de pó, encontrava-se orientada aleatoriamente.

Para a caracterização microestrutural, a CCA foi depositada sobre fita de carbono e então recoberta com fino filme de ouro. Foi então observada em microscópio eletrônico de varredura Phillips XL 30.

A determinação da composição química qualitativa foi realizada em microsonda com espectrômetro de energia dispersiva (EDX) acoplada ao microscópio eletrônico enquanto que a análise quantitativa foi realizada através da técnica de fluorescência de raios-X (FRX).

A umidade residual da cinza foi determinada através da diferença percentual de peso da cinza *in natura* e após secagem em estufa a 60°C durante 48 horas, segundo a norma brasileira NBR-8293/1983.

A determinação do teor de materiais voláteis foi feita conforme especificações da norma brasileira NBR-8290/Dez 1983, em mufla Quimis.

A densidade picnométrica foi determinada no picnômetro Nova 1000 da Quantachrome, estando o material sob a forma de pó.

Para determinação do tamanho de partícula foram considerados grãos moídos e grãos não moídos. Para os grãos não moídos foi adotado o método de peneiramento, segundo especificações da norma brasileira NBR-7181, e para os grãos moídos, foi adotada a técnica de difratometria à laser, utilizando-se o equipamento Cilas 1064L.

Para determinação da fusibilidade (cone de fusão), referente ao método de ensaio da AICE 1.24, a CCA, foi seca e moída até granulação igual ou inferior a 2% em malha 200 mesh (75 μ m), a partir desta cinza foram feitos dois cones com dimensões de 35mm de altura e 35mm de diâmetro. O processo de queima destes cones iniciou com aquecimento a partir da temperatura ambiente até 1280°C, seguindo uma taxa de aquecimento da ordem de 5°C/min, com um patamar de queima de 6min nesta temperatura, sem resfriamento controlado. Após resfriamento são obtidas as medidas dos cones queimados, baseado nas variações dimensionais sofridas pela altura e diâmetro. Quanto menores forem as variações ocorridas no cone, mais refratário é o material, isto indica que frente a altas temperaturas (1280°C), este material não irá fundir ou deformar com facilidade.

3. RESULTADOS E DISCUSSÃO

A análise química por fluorescência de raios-X revelou um percentual de óxido de silício de (97,87%), tendo como principais impurezas os álcalis K₂O (0,88%) e Na₂O (0,12%). O teor de K₂O pode ser variável, uma vez que depende da quantidade de fertilizante usado na plantação de arroz (Santos, 1997).

Pequenas quantidades de outras impurezas como CaO, MgO e P₂O₅ foram detectadas em teores bastante baixos. Dentre os óxidos detectados, os principais, considerados fundentes e formadores de fase vítrea, foram K₂O, P₂O₅ e CaO. Estes óxidos tendem a baixar a refratariedade e por isso são indesejáveis em materiais refratários.

Segundo Gava (1999), a composição química da cinza varia em função do solo em que o arroz é plantado, dos tipos e teores de fertilizantes utilizados, bem como do tipo de arroz propriamente dito.

Na Tabela 1 encontra-se o resultado da análise química. Ressalte-se que, embora os elementos encontrados estejam apresentados na forma de óxidos, eles podem estar combinados de maneira diferente.

A análise mineralógica mostrou que a cinza é formada basicamente por sílica amorfa e/ou cristalina. Neste caso, a fase em início de cristalização detectada foi a cristobalita (Figura 2), estrutura polimórfica da sílica.

Analisando-se a largura dos picos de cristobalita, pode-se inferir que sua estrutura é significativamente amorfa, com presença de fase vítrea.

Considerando que a fase formada seja basicamente óxido de silício, os outros elementos detectados pela análise química devem estar presentes na cinza sob a forma de solução sólida, uma vez que os mesmos não mostraram picos caracterizantes de fases, provavelmente devido ao seu teor bastante baixo.

A presença de sílica amorfa (reativa), ou cristalina (praticamente inerte), está diretamente ligada a temperatura e ao método de obtenção da cinza, sendo que a cristalinidade aumenta à medida que a temperatura de queima aumenta. Estes resultados estão de acordo com o exposto por Santos (1997, p.26), que afirmou que, quando a temperatura de queima da CCA é baixa ou quando o tempo de exposição da mesma à altas temperaturas é pequeno, a sílica contida na cinza é predominantemente amorfa. A presença de cristobalita nesta temperatura de queima ocorre pelo fato do quartzo ser impuro.

Tabela 1. Composição química, em óxidos, da cinza de casca de arroz.

Óxidos	%*
SiO ₂	97,87
Al ₂ O ₃	0,13
Fe ₂ O ₃	0,06
CaO	0,50
Na ₂ O	0,12
K ₂ O	0,88
MnO	0,25
TiO ₂	0,01
MgO	0,74
P ₂ O ₅	0,71
P.F.	23,84

* percentual em massa

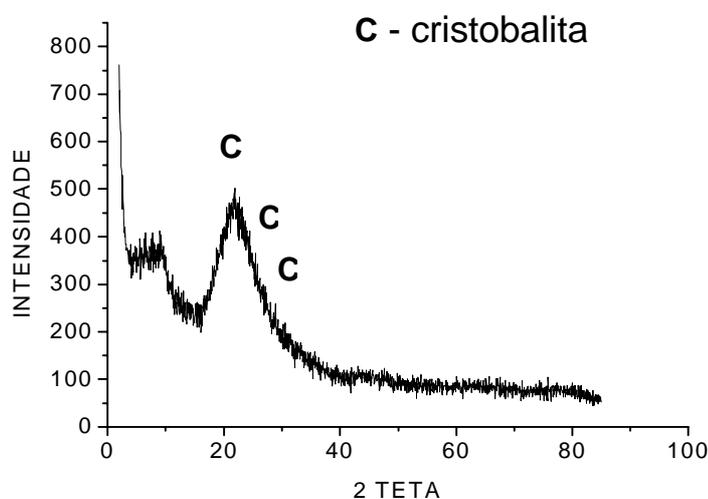


Figura 2. Difratograma de raios-X da CCA

Com o resultado da distribuição granulométrica (Figura 3), verifica-se que todas partículas tem tamanho inferior a 140 μm (0,14mm). A cinza apresenta tamanho médio de partícula de 50,63 μm (0,050mm), evidenciando, portanto, predominância de grãos pequenos. Devido a esta predominância, não foi possível realizar o teste de distribuição granulométrica usando o método de peneiramento.

Segundo Calleja (*apud* Santos, 1997), as características físicas mais importantes da cinza estão relacionadas com a sua finura, uma vez que frações granulométricas diferentes comportam-se de maneira diferente, sendo que partículas de maiores dimensões não contribuem para o desenvolvimento de resistência (Gava, 1999).

Quanto a materiais voláteis, a cinza apresentou baixo teor (em torno de 0,32%), sendo que os mesmos são eliminados durante a queima.

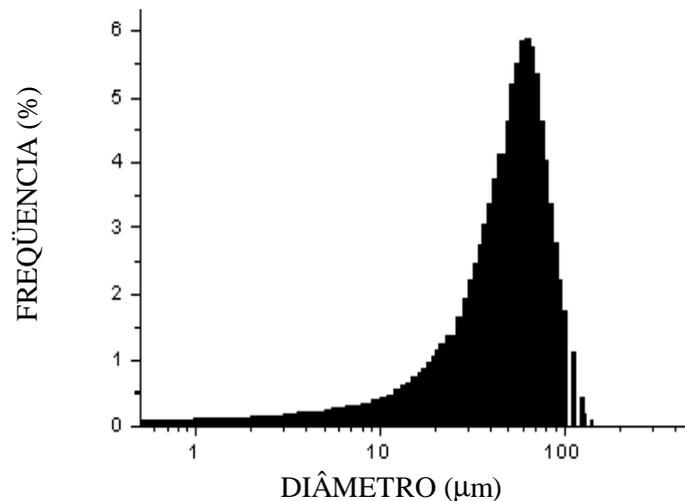


Figura 3. Distribuição granulométrica das cinzas de casca de arroz moídas

O teor de umidade residual estabeleceu-se em torno de 3,04%, considerado dentro da faixa de umidade natural da cinza. A temperatura usada para determinação ficou em 60°C para evitar que, além da eliminação da umidade existente houvesse queima de matéria orgânica.

A densidade picnométrica apresentou valor médio em torno de 1,3 g/cm³, sendo porém variável em função da maior ou menor temperatura de queima (Santos, 1997).

A caracterização microestrutural da cinza (Figura 4), mostrou a presença de grãos grandes e pequenos, predominando os menores (Figura 4a). O formato alongado e contorcido, com aparência de espiga de milho (Amick, 1982, p.866), é provocado pelo processo de queima (Figura 4b). A cor variou entre cinza claro, cinza escuro e preto.

Segundo Santos (1997), a análise visual da casca de arroz queimada parcialmente gera uma cinza com teor de carbono mais elevado e, em conseqüência, de coloração preta; quando inteiramente queimada, resulta em uma cinza de cor acinzentada, branca ou púrpura, cuja cor é fortemente dependente das impurezas presentes e das condições de queima.

A Figura 4d mostra, com maior detalhamento, uma das partículas de casca de arroz presente na cinza e vista em (c). Nota-se que a mesma apresenta uma estrutura celular e porosa resultante da remoção de lignina e celulose presentes na casca durante a queima.

De acordo com a análise química qualitativa (Figura 5), constatou-se que os elementos em maior concentração foram o oxigênio (teores entre 26,44% a 40,65%) e o silício, (teores entre 52,48% a 73,53%), que posteriormente estarão combinados predominantemente sob a

forma de óxido de silício. Como a análise pode ser realizada em pequenas regiões, constatou-se em alguns pontos a presença de elementos como o cálcio (teores entre 3,99% a 6,87%) e o potássio (2,18% em média).

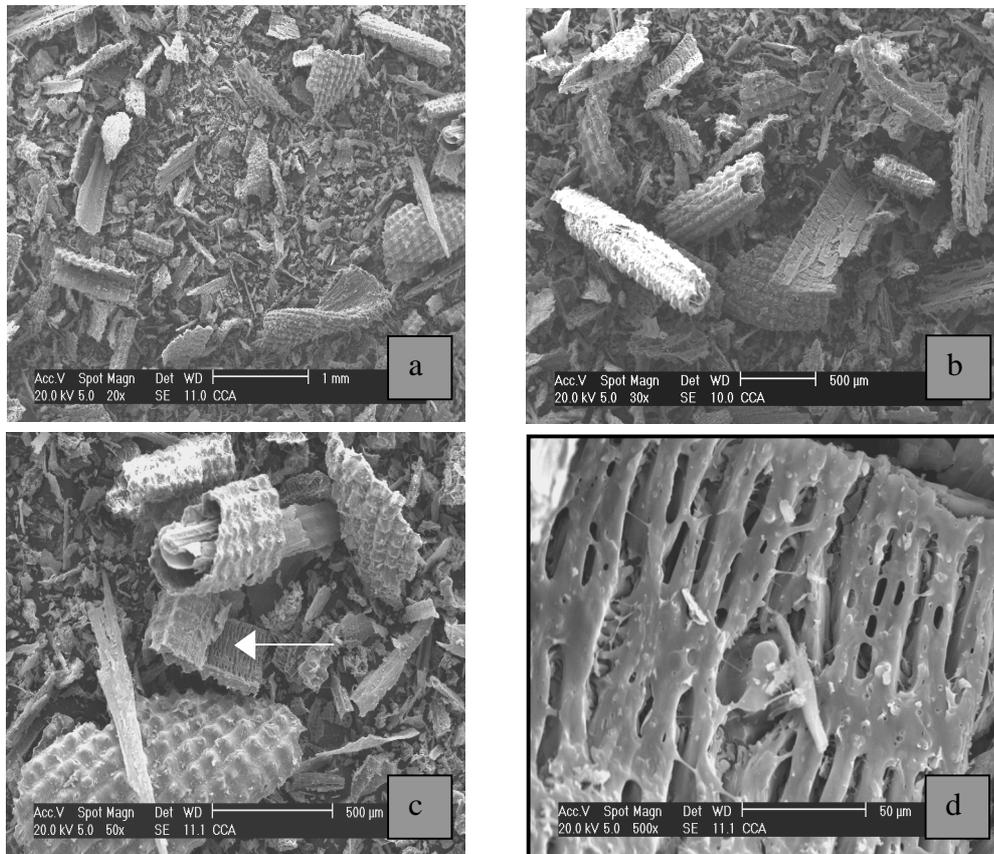


Figura 4. Morfologia típica da cinza de casca de arroz

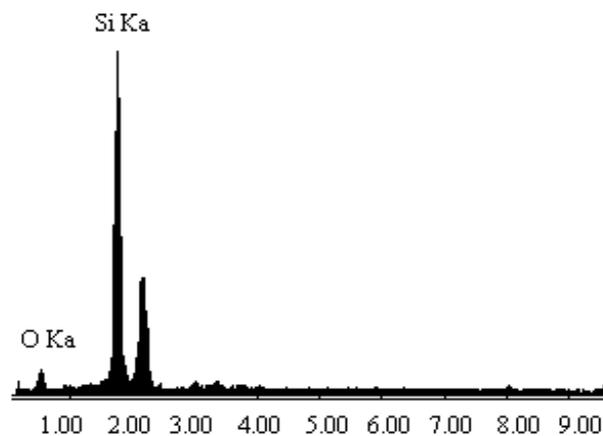


Figura 5. Análises químicas por EDS apresentando os principais constituintes da mistura

De acordo com o teste de fusibilidade (cone de fusão), considera-se esta CCA, um material com características refratárias, pois o cone de fusão apresentou pequenas variações nas suas dimensões quando queimado a 1280°C.

Tabela 2. Modificações sofridas pelo cone de fusão

	Inicial	Final	Varição Dimensional
Diâmetro	35,0 mm	32,5 mm	2,5 mm (7,1%)
Altura	35,0 mm	31,7 mm	3,3 mm (9,4%)

4. CONCLUSÕES

Os experimentos mostraram que é possível obter um material com características de refratariedade e isolamento a partir de cinza de casca de arroz, subproduto do beneficiamento do arroz. Alguns aspectos interessantes foram observados na caracterização do material:

- o elevado teor de óxido de silício, presente sob a forma de cristobalita, torna a CCA um material de potencial interesse na fabricação de refratários silicosos;
- os óxidos fundentes que baixam o índice de refratariedade do material foram detectados em teores bastante baixos;
- a CCA é constituída basicamente de sílica amorfa, com predominância de partículas pequenas, com formato alongado e contorcido, de coloração essencialmente preta;
- a baixa massa específica e o alto ponto de amolecimento (índice de refratariedade) aliados a grande disponibilidade e baixo custo da CCA, são indicativos de obtenção de um material de importância estratégica, particularmente aplicável na construção de fornos metalúrgicos;

Cabe ressaltar ainda que segundo Rey (1999), a exposição prolongada dos trabalhadores por um período de 5 a 10 anos (dependendo da concentração das poeiras na atmosfera) à partículas de sílica com tamanho inferior a 5 µm ocasiona uma doença denominada silicose, vulgarmente conhecida por doença dos pedreiros, que compromete as vias respiratórias podendo inclusive causar câncer. Como verificado na análise de resultados, a CCA analisada apresenta tamanho de partícula da ordem média de 50,63µm, o que se caracteriza como mais uma vantagem para o seu uso.

5. AGRACIMENTOS

Os autores agradecem à Indústria e Comércio de Arroz Fumacense Ltda pelo fornecimento do material para estudo, e a CAPES pelo auxílio financeiro na forma de bolsa de mestrado.

6. REFERÊNCIAS

- Amick, J.A., 1982, "Purification of rice hulls as a source of solar grade for solar cells", Solid-State Science and Technology, p.864-6.
- Gava, G.P.,1999, "Estudo Comparativo de Diferentes Metodologias para Avaliação da Atividade pozolânica", Dissertação de Mestrado, Universidade Federal de Santa Catarina, Florianópolis, 118p.

- Rey, L., 1999, Dicionário de Termos Técnicos de Medicina e Saúde, Ed. Guanabara Koogan S.A., Rio de Janeiro, 825p.
- Santos, S., 1997, "Estudo da viabilidade de utilização de cinza de cascas de arroz residual em argamassas e concretos", Dissertação de Mestrado, Universidade Federal de Santa Catarina, Florianópolis, 105p.
- Shreve, R. N., 1980, "Indústria de Processos Químicos", 4. ed., Ed. Guanabara Dois S.A., Rio de Janeiro, 715p.

INFLUÊNCIA DAS VARIAÇÕES MICROESTRUTURAIS NA TENACIDADE À FRATURA DINÂMICA APARENTE DE AÇOS ESTRUTURAIS

Alessandro Roger Rodrigues

Ruís Camargo Tokimatsu

Adyles Arato Jr

Daniel Yvan Martin Delforge

Universidade Estadual Paulista, Faculdade de Engenharia de Ilha Solteira, Departamento de Engenharia Mecânica, 15.385-000, Ilha Solteira, SP, Brasil, E-mail: roger@dem.feis.unesp.br

Resumo

Neste trabalho discute-se a influência das variações microestruturais na tenacidade à fratura dinâmica aparente de aços estruturais utilizados como recebidos. Baseado em princípios de extensometria, instrumentou-se o martelo de uma máquina *Charpy* convencional e efetuou-se o ensaio considerando três tipos de materiais: aços ferríticos ABNT 1020, 1040 e 300M de qualidade aeronáutica. Foi possível verificar que a variação da microestrutura, através da escolha dos diferentes materiais, influenciou nos resultados do ensaio. O aço 1020 por apresentar plasticidade bem maior que os aços 300M e 1040, respectivamente, propiciou maior tempo de interação com o martelo pendular instrumentado. Esse fato pode ser evidenciado pelas diferentes amplitudes dos sinais obtidos ou através dos fatores de intensidade de tensões calculados, mesmo estando subestimados devido à possível limitação da arquitetura de medidas, quando comparados ao ensaio monotônico considerado como referência.

Palavras-chave: Tenacidade à fratura dinâmica, Microestrutura, Sinais dinâmicos.

1. INTRODUÇÃO

Os ensaios de impacto, são assim denominados por serem ensaios dinâmicos, onde altas taxas de deformação estão envolvidas. A resposta a esse tipo de solicitação é expressa através de uma função transiente no tempo. Os ensaios *Charpy* e *Izod* são refinamentos de ensaios que foram desenvolvidos no início do século XX (*ASM - Metals Handbook*, 1975). Nesses ensaios, corpos de prova entalhados são ensaiados a uma temperatura conhecida em uma máquina pendular. Os resultados são apresentados em termos da energia absorvida pelo corpo de prova durante o impacto em função da temperatura.

Apesar de muitos ensaios diferentes terem sido desenvolvidos para o estudo de fraturas, avaliações posteriores comprovam a eficácia do ensaio *Charpy*. Constata-se que o ensaio é confiável, reproduzível e os resultados são poucos dispersivos. Porém, quando a preparação dos corpos de prova é apenas regular, mesmo que o ensaio seja rigorosamente controlado, ocorre uma grande dispersão dos resultados. Essa dispersão, que é intrínseca ao modo de início da fratura para os aços ferríticos, se deve também a variações locais nas propriedades dos aços - material mal elaborado - enquanto que outras ocorrem devido a dificuldades em se preparar entalhes perfeitamente reproduzíveis. Tanto a forma, a profundidade do entalhe, quanto o posicionamento adequado do corpo de prova na máquina de impacto são variáveis críticas.

Como ocorre em vários ensaios, o ensaio em pauta apresenta algumas limitações. A principal medida é a energia absorvida para fraturar o corpo de prova numa dada temperatura. Entretanto, é importante compreender que a energia absorvida no ensaio *Charpy* é apenas um parâmetro qualitativo, sem utilização direta nos cálculos de projetos em engenharia. Neste ensaio não há medidas em termos do nível de tensão, o que dificulta correlacionar a energia absorvida com o desempenho em serviço.

Segundo (*Dieter*, 1981), pode-se distinguir três categorias distintas de materiais metálicos quando focados através da tenacidade, tal como a medida no ensaio *Charpy* convencional. Os materiais da Categoria I apresentam uma faixa de temperatura de transição dúctil-frágil definida e pronunciada, em que se distingue perfeitamente os patamares de energia absorvida e se confere sua dependência com a variável temperatura. Os aços ferríticos ou de estrutura ccc de baixa e média resistência mecânica, assim como Berílio, Zinco e os utilizados neste trabalho pertencem à essa categoria. Os materiais da Categoria II de alta tenacidade independem da temperatura e, portanto, não apresentam a faixa de temperatura de transição. Os aços austeníticos ou de estrutura cfc de baixa e média resistência mecânica e a maioria dos que possuem estrutura hexagonal compacta se enquadram nessa classificação. Os materiais de elevada resistência mecânica, como ligas a base de titânio e alumínio pertencem à Categoria III. Eles não apresentam a faixa de temperatura de transição e possuem tenacidade tão baixa que a fratura frágil pode ocorrer para tensões nominais ainda no regime elástico a todas as temperaturas e taxas de deformação, quando existem trincas presentes em sua estrutura.

A filosofia do projeto, baseada no ensaio *Charpy*, se restringe em selecionar um material que possua suficiente tenacidade quando sujeito a condições severas de serviço, de modo que a capacidade do componente estrutural em suportar o carregamento possa ser calculada pelos critérios convencionais da resistência dos materiais, sem considerar, de forma quantitativa, as propriedades de fratura do material ou os efeitos de concentração de tensões provocadas pelas trincas. Assim, a estratégia de projeto para controle da fratura, segundo essa filosofia, visa simplesmente que o componente operará no patamar superior, isto é, acima da temperatura de transição. O objetivo é evitar a fratura de caráter frágil. No entanto, esse procedimento não impede a ocorrência da fratura, pois mesmo no patamar superior da curva de transição a tenacidade dos materiais é finita.

1.1 Tenacidade à Fratura

O projeto quantitativo, baseado na tenacidade, só tornou-se possível com o advento da mecânica da fratura. A mecânica da fratura linear elástica (MFLE), que é uma das ramificações da mecânica da fratura, exprime uma nova metodologia de projeto que contorna o dilema da tensão infinita da ponta da trinca, quando se aplica a teoria clássica da resistência dos materiais, através do cálculo do fator de concentração de tensões K_c quando o raio da ponta da trinca tende à zero. Na essência, trata-se de uma ferramenta de análise quantitativa que permite predizer o comportamento de uma estrutura trincada sob o efeito de tensões.

A propriedade intrínseca dos materiais, que expressa a resistência à propagação de trinca, é denominada tenacidade à fratura. Este é o parâmetro fundamental para definir a condição de fratura, em senso macroscópico. Cabe ressaltar, entretanto, que existem diferentes metodologias para se determinar a tenacidade à fratura, sendo mecânica da fratura linear elástica (MFLE), mecânica da fratura elastoplástica (MFEP) e mecânica da fratura dinâmica, entre outros (*Meyers & Chawla*, 1982).

Ainda que a utilização da mecânica da fratura não esteja tão difundida, a tendência é que ela seja cada vez mais empregada no futuro. Nenhum componente estrutural está isento de uma condição trincada, que pode surgir pela ação de um meio agressivo, potencializado pela temperatura ou composição química. Assim, a maioria dos componentes estruturais são

passíveis de serem tratados por essa metodologia, sobretudo devido aos novos ditames sociais, em que apontam para a necessidade do uso racional de energia e materiais, associado à uma alta confiabilidade estrutural.

1.2. O Ensaio de Impacto *Charpy* Instrumentado

Desde a década de 60, muitos pesquisadores vêm estudando métodos para determinar um parâmetro denominado tenacidade à fratura dinâmica a partir de ensaios de impacto (Ireland, 1974). Nestes casos, normalmente, obtém-se curvas do tipo força *versus* tempo a partir de ensaios dinâmicos instrumentados, tal como *Charpy*, queda de peso e tração dinâmica, entre outros (Sanz, 1970). Entre estes, uma modificação do Ensaio *Charpy* clássico vem recebendo grandes atenções e surgiu como uma alternativa promissora, mesmo apresentando inúmeras complicações relacionadas à instrumentação.

Uma das várias formas de instrumentação consiste em transformar o martelo do pêndulo *Charpy* em uma célula de carga por intermédio de extensômetros. Isso possibilita obter mais informações acerca do ensaio. Essencialmente, o ensaio consiste em registrar o sinal do martelo pendular em um osciloscópio digital com memória na forma de força *versus* tempo. A Figura 1 mostra uma curva teórica típica de força *versus* tempo obtida a partir do ensaio de impacto *Charpy* Instrumentado. Esse tipo de curva, que se relaciona à curva carga-deflexão, obtida do ensaio de flexão em três pontos com aplicação monotônica da carga, pode fornecer informações sobre a carga de escoamento generalizado e carga máxima entre outras. A partir do registro carga-deflexão é possível determinar a porção elástica da curva tensão-deformação, o início da propagação da trinca e a energia para ocorrer essa propagação. A energia total gasta no impacto também pode ser obtida pela integração da curva, que se corresponde com os valores da energia no ensaio *Charpy* convencional.

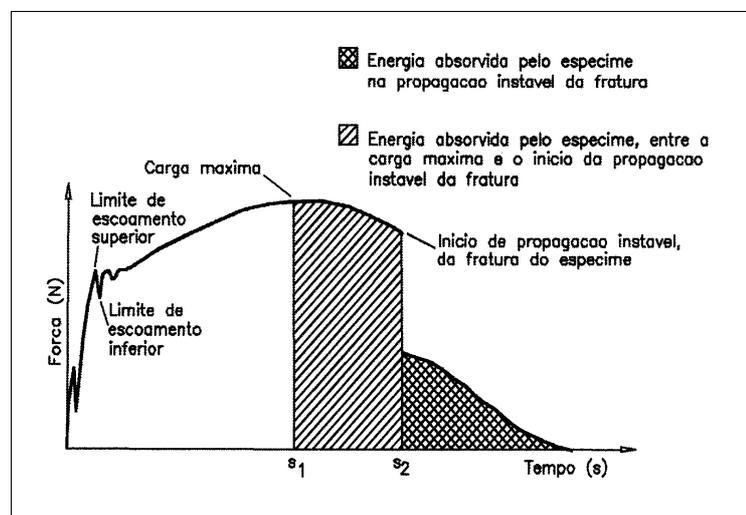


Figura 1. Curva teórica típica obtida a partir do ensaio *Charpy* Instrumentado.

Assumindo que a velocidade do pêndulo permanece constante no decorrer do ensaio, é possível calcular a energia absorvida pelo corpo de prova até a fratura completa através da seguinte equação (Hertzberg, 1989):

$$E_t = V_0 \int_0^t P dt \quad (1)$$

onde E_t é energia total [J], V_0 é a velocidade inicial do pêndulo [m/s], P é a força [N] e t é o tempo [s].

Na realidade, a velocidade do pêndulo decai durante o ensaio. A Equação 1 para ser utilizada precisa ser corrigida para compensar a redução de velocidade do pêndulo. Segundo (Augland, 1962), a energia absorvida real, para causar a fratura completa do corpo de prova, pode ser calculada a partir da seguinte equação:

$$E_{tc} = E_t (1 - \alpha) \quad (2)$$

onde $\alpha = E_t/4 E_0$ e E_0 é a energia potencial inicial do pêndulo [J].

O ensaio *Charpy* convencional mede a energia total absorvida pelo corpo de prova, que corresponde à soma da energia gasta para iniciar a fratura acrescida da energia gasta na propagação da trinca de fratura. No entanto, no caso do ensaio de impacto *Charpy* clássico, a energia total é lida diretamente na máquina de ensaio, como sendo um valor global, sem que se consiga obter separadamente os valores de energia para iniciar e propagar a trinca. Em decorrência da instrumentação do pêndulo de impacto *Charpy*, é possível conseguir dissociar esses valores de energia de fratura em duas componentes distintas (Hertzberg, 1989).

Assim, utilizando corpos de prova entalhados, e considerando o valor da carga necessária para que ocorra o início da propagação da trinca, é possível determinar o valor de um parâmetro de tenacidade à fratura sob carregamento dinâmico. Corpos de prova providos apenas de entalhe, sem a presença de pré trinca de fadiga, fornecem o parâmetro denominado tenacidade à fratura dinâmica aparente. Por intermédio dos procedimentos estabelecidos pela mecânica da fratura linear elástica, norma ASTM E-399/90, pode-se obter o valor intermediário do parâmetro de tenacidade à fratura K_Q , que corresponde a um valor condicional para o fator de intensidade de tensões crítico K_{IC} se algumas condições geométricas dos corpos de prova e critérios de ductilidade do material forem satisfeitas.

1.3. Sinais Dinâmicos e Sistemas de Medida

Dentre diversas classificações possíveis, os sinais podem ser caracterizados como estáticos e dinâmicos. Os sinais estáticos não variam com o tempo. Os sinais dinâmicos dependem do tempo e podem ainda ser classificados em sinais determinísticos, isto é, aqueles que variam periodicamente com o tempo, e sinais não determinísticos, aqueles que não possuem um padrão de repetição com o tempo (Figliola & Beasley, 1991).

No caso do ensaio *Charpy* Instrumentado, o sinal procurado é do tipo impulsivo, caracterizado por conter espectro de frequências de banda larga. Apenas condicionadores de sinais de alta frequência são capazes de fornecer respostas suficientemente rápidas sem degenerar o sinal. Segundo (Ireland, 1977), o sinal obtido pela célula de carga no ensaio é uma combinação bastante complexa das seguintes componentes: a) verdadeira resposta do corpo de prova frente à solicitação submetida no impacto; b) forças inerciais provenientes da aceleração do corpo de prova; c) flutuações de baixa frequência provenientes das ondas de tensões refletidas e d) ruídos de alta frequência causados pelo sistema eletrônico de amplificação.

Um fator chave no comportamento do sistema global de medidas relaciona-se ao sistema de aquisição do sinal a ser captado. Cada sistema de medidas responde distintamente para vários tipos de sinais de entrada. Para adquirir a informação precisa e correta acerca do sinal de entrada, é necessário conhecer o tempo de resposta do sistema utilizado. Isso é possível, modelando-se matematicamente o sistema de aquisição, que pode ser representado por uma equação diferencial ordinária linear de ordem n . O modelo geral de um sistema de medidas é apresentado na Figura 2.

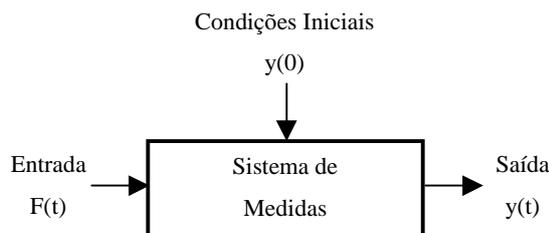


Figura 2. Modelo matemático geral de um sistema de medidas.

A maioria dos sistemas de medidas pode ser modelada por uma equação diferencial ordinária linear de ordem 1, como a apresentada na Equação 3.

$$\frac{a_1}{a_0} \frac{dy}{dt} + y = \frac{1}{a_0} F(t) \quad (3)$$

onde $\tau = a_1/a_0$ fornece uma medida da velocidade de resposta do sistema e $K = 1/a_0$ é o ganho permanente do sistema. A constante de tempo τ é definida como o tempo requerido para o sistema de 1ª ordem atingir 63,2% da função degrau e representa uma especificação de suma importância na aquisição dinâmica de sinais.

2. MATERIAIS E MÉTODOS

2.1 Materiais

Para avaliar a influência da microestrutura na tenacidade à fratura dinâmica aparente, foram escolhidos previamente três tipos de materiais metálicos distintos: aços ferríticos ABNT 1020, 1040 e 300M. Essa adoção foi fundamentada no fato de os materiais apresentarem propriedades mecânicas distintas, dentre as quais cita-se a ductilidade, o limite de resistência e a própria tenacidade. Com o propósito de se obter informações suficientes para contribuir junto à interpretação dos resultados finais, efetuou-se os ensaios apresentados abaixo seguindo-se as normas apropriadas para as medidas de dureza e ensaios de tração, *Charpy* e flexão monotônico em três pontos. Assim, a Tabela 1 apresenta essa caracterização considerando uma amostragem de 4 corpos de prova para cada tipo de material.

Tabela 1. Caracterização mecânica dos materiais utilizados.

Material	Dureza Vickers [HV]	Limite de Resistência [MPa]	Ductilidade [%]	Energia Absorvida [J]	Força Máxima [kN]*
Aço 1020	132 (1,6)	382 (11,2)	76 (0,8)	228 (6,5)	10,2
Aço 1040	275 (5,2)	589 (3,4)	52 (1,4)	18 (3,9)	16,7
Aço 300M	227 (2,9)	694 (41,2)	60 (2,2)	25 (6,0)	14,6

() Desvio Padrão

* Ensaio de flexão em três pontos com aplicação monotônica da carga em corpos de prova *Charpy-V*

A força máxima, obtida a partir do ensaio de flexão em três pontos, realizado na prensa mecânica Pavitest, modelo C1006, munida de um anel dinamométrico para aplicação do carregamento conhecido, representa a força de ruptura total para os aços de maior resistência mecânica 1040 e 300M e a força para causar o escoamento generalizado para o aço 1020.

2.2 Métodos

Para a leitura do sinal emitido pelo condicionador, utilizou-se um osciloscópio digital de memória com interface serial e frequência de leitura de 60MHz, bem como um microcomputador para aquisição e tratamento dos resultados. A metodologia empregada na captação do sinal fundamentou-se na instrumentação do martelo pendular utilizando extensômetros metálicos elétricos. A definição do local de colagem dos extensômetros foi feita observando-se as recomendações e os procedimentos adotados em trabalhos similares e atuais (Delforge, 1994) e (Quinan, 1996). Dois aspectos foram decisivos para a escolha do local de colagem: segurança contra qualquer dano durante os impactos e alta sensibilidade na leitura do sinal.

Para tanto, houve a necessidade de se confeccionar um outro martelo pendular e alterar sua configuração geométrica. Um furo foi usinado próximo à região do impacto, onde quatro extensômetros foram devidamente colados na superfície interna, formando uma ponte de *weatstone* completa e simulando o princípio físico de um anel dinamométrico. A Figura 3 apresenta de forma esquemática o sistema de aquisição elaborado.

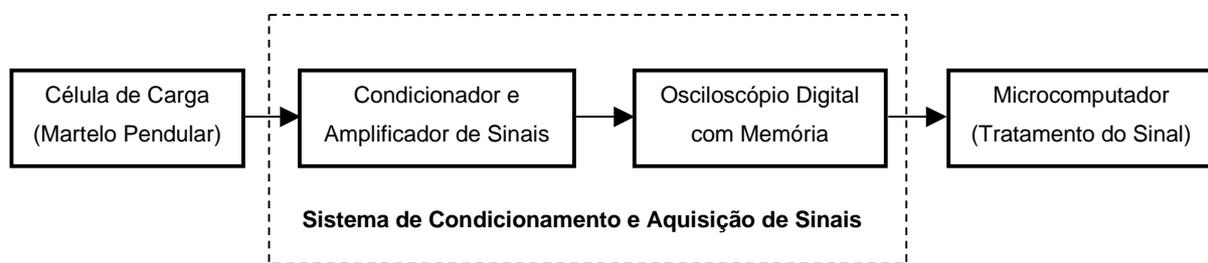


Figura 3. Sistema de medição esquemático empregado no ensaio *Charpy* Instrumentado.

3. RESULTADOS

Utilizando os procedimentos metodológicos estipulados para a realização do ensaio, obteve-se o conjunto de curvas mostrado na Figura 4 abaixo.

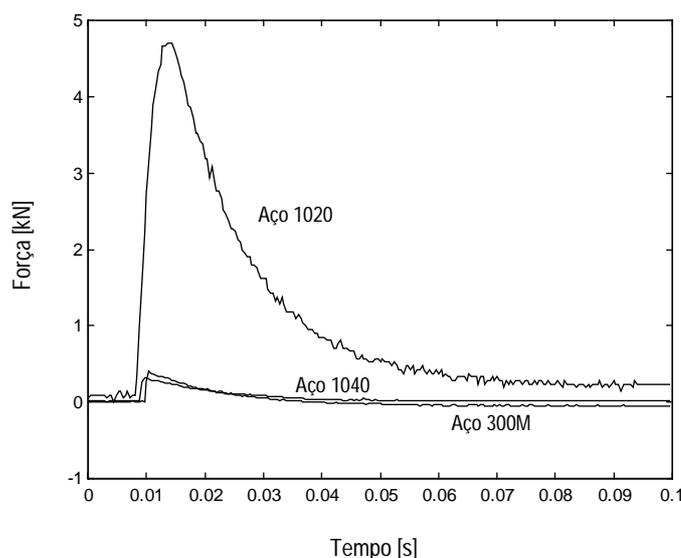


Figura 4. Gráfico força x tempo. Curvas obtidas através do ensaio de impacto *Charpy* Instrumentado considerando a velocidade de impacto padrão de 5,50 m/s.

Os resultados do fator de intensidade de tensões, apresentados abaixo na Tabela 2 juntamente com os valores medidos na condição monotônica para todos os materiais ensaiados, foram determinados a partir das forças máximas medidas durante ensaio *Charpy* Instrumentado e o ensaio de flexão monotônica, respectivamente.

De modo análogo ao ensaio de flexão em três pontos, os corpos de prova de aço 1040 e 300M apresentaram fratura completa e plana. Por outro lado, os corpos de prova constituídos de aço 1020 mostraram comportamento mais dúctil, fato esse evidenciado pelo tipo de fratura não plana e escoamento generalizado, sem a ocorrência de fratura completa em todas os corpos de prova ensaiados.

Tabela 2. Valores da tenacidade à fratura obtidos do ensaio *Charpy* Instrumentado e do ensaio de flexão em três pontos com aplicação monotônica do carregamento.

Material Ensaiado	Ensaio Charpy Instrumentado		Ensaio de Flexão	
	Força Máxima [kN]	K_{IDa} *[MPa.m ^{1/2}]	Força Máxima [kN]	K_{Ia} **[MPa.m ^{1/2}]
Aço 1020	4,71	21,9	10,2	47,7
Aço 1040	0,38	1,8	16,7	78,1
Aço 300M	0,46	2,2	14,6	68,2

* Fator de intensidade de tensões aparente obtido sob carregamento dinâmico (modo I - abertura)

** Fator de intensidade de tensões aparente obtido sob carregamento monotônico (modo I - abertura)

4. CONSIDERAÇÕES FINAIS

A variação microestrutural, conforme esperado, influenciou nos resultados da tenacidade à fratura dinâmica aparente obtidos através do ensaio *Charpy* Instrumentado, fato esse evidenciado pelas diferentes amplitudes dos sinais apresentados na Figura 4. A curva obtida pelo aço 1020 apresentou maior amplitude, em virtude da maior plasticidade perante os demais materiais ensaiados. Os aços 1040 e 300M, caracteristicamente mais frágeis que o aço 1020 para as mesmas condições de ensaio, apresentaram amplitudes do sinal transiente da força de impacto significativamente menores.

Assim, uma relação entre o mecanismo de aquisição dos sinais e o comportamento mecânico dos materiais pode ser melhor avaliada. Quanto maior a tenacidade ou, equivalentemente, quanto maior a plasticidade dos materiais ensaiados, maior é o tempo de interação entre o corpo de prova e o martelo pendular instrumentado, aproximando o tempo de ocorrência do fenômeno de fratura, mesmo de forma insuficiente, ao tempo de resposta do condicionador de sinais. Essa pequena compatibilização ou aproximação dos tempos favorece a aquisição do sinal, mesmo ainda incorporando atenuações na magnitude das curvas obtidas.

Com respeito ao comportamento mecânico dos materiais, é sabido que quando um dado carregamento é aplicado no corpo de prova, a plasticidade começa a agir, na região à frente da trinca, no sentido de tentar dificultar sua propagação. Quanto maior a ductilidade do material, maior é sua capacidade de absorver energia e tanto maior é o efeito do escoamento plástico sobre o mecanismo de propagação da trinca. Dessa forma, a maior ductilidade do aço 1020 proporcionou um maior tempo de interação entre o elemento sensor e o próprio corpo de prova, causando menor degeneração do sinal medido.

Comparando-se as forças máximas obtidas no ensaio *Charpy* Instrumentado com aquelas medidas na condição monotônica, determinada através do ensaio de flexão em três pontos, observa-se que as primeiras são menores que as obtidas monotonicamente, o que comprova a tendência dos valores em posicionar-se abaixo daqueles extraídos do ensaio de flexão, pois no ensaio *Charpy* o impacto ocorre à velocidade de 5,48 m/s, imprimindo uma taxa de deformação maior e promovendo a diminuição da resistência oferecida pelo corpo de prova ao

impacto, ou seja, quanto maior a taxa de carregamento, menor a plasticidade e menor é a tenacidade do material.

Mesmo sabendo que as forças máximas medidas no ensaio *Charpy* Instrumentado são muito menores que aquelas obtidas monotonicamente, principalmente para os aços 1040 e 300M, através de uma comparação dos resultados, verifica-se que uma certa proporção é resguardada entre as energias absorvidas pelos corpos de prova obtidas do ensaio *Charpy* clássico e os próprios valores de K_{IDa} , apresentados respectivamente nas Tabelas 1 e 2. Sob a ótica do comportamento mecânico dos metais, sabe-se que ambos os valores numéricos representam a propriedade da tenacidade desses materiais, seja ela fundamentada na energia absorvida até a fratura, representada pelo ensaio *Charpy* convencional, ou a resistência ao carregamento de impacto representada pelo ensaio *Charpy* Instrumentado utilizado neste trabalho.

Assim, é possível sugerir que a deficiência do condicionador de sinais em não fornecer uma resposta suficientemente rápida à solicitação do impacto do martelo pendular implica que os picos máximos dos sinais, representados pelas forças máximas, em tese, tenham maiores amplitudes, quando comparados aos obtidos nas curvas força *versus* tempo apresentadas na Figura 4, e estejam posicionados à direita, obviamente considerando um tempo de amostragem menor que o proporcionado pelo atual condicionador de sinais, devido a um menor tempo de resposta.

Isto posto, nesta etapa preliminar do trabalho ainda não foi possível isolar os efeitos da resposta mecânica dos materiais ensaiados de prováveis limitações da arquitetura de medição. Sabe-se que o aumento da taxa de carregamento implica na diminuição da resistência a fratura do corpo de prova. No entanto, os resultados da tenacidade à fratura dinâmica aparente obtidos do ensaio *Charpy* Instrumentado estão subestimados possivelmente devido a própria limitação do sistema de medida adotado. Esses efeitos, portanto, somente serão isolados e melhor compreendidos avaliando e utilizando-se condicionadores de sinais com tempos de resposta suficientemente pequenos para aquisição de sinais transientes impulsivos.

Dessa forma, para a próxima etapa de trabalho, pretende-se modificar a arquitetura do sistema de aquisição de sinais no sentido de substituir o condicionador por outro capaz de fornecer uma resposta suficientemente rápida quando se considera o tempo de ocorrência do processo de ruptura do corpo de prova. Além disso, a influência da velocidade de impacto na tenacidade à fratura dinâmica aparente e outras configurações de célula de carga aplicadas em posições distintas ao do martelo pendular serão estudadas e implementadas.

Agradecimentos

Os autores agradecem à FAPESP pelo financiamento da pesquisa, à Faculdade de Engenharia de Ilha Solteira pela pronta disposição dos laboratórios, equipamentos e funcionários e à CESP - Companhia Energética do Estado de São Paulo - pelos serviços prestados na instrumentação do martelo pendular.

5. REFERÊNCIAS

- ASM - Metals Handbook, 1975, "Toughness and fracture mechanics", *in*: Failure Analysis and Prevention, vol. 10, 8^a ed., pp. 30-44.
- Augland, B., 1962, "The impact Charpy test", British Welding Journal, vol. 9, p. 343.

- Delforge, D. Y. M., 1994, “Instrumentação de um pêndulo para ensaio de impacto Charpy”, Dissertação de Mestrado, Faculdade de Engenharia - UNESP, Ilha Solteira-SP, Brasil, 96p.
- Dieter, G. E., 1981, “Fratuira frágil e ensaio de impacto”, *in*: Metalurgia Mecânica, 2^a ed., Rio de Janeiro, Guanabara Dois, pp. 419-450.
- Figliola, S. R. & Beasley, D. E., 1991, “Theory and design for mechanical measurements”, JohnWiley & Sons, EUA, pp. 31-103.
- Hertzberg, R. W., 1989, “Transition temperature approach to fracture control, in: deformation and fracture mechanics of engineering materials”, pp. 325-352.
- Ireland, D. R., 1974, “Procedure and problems associated with reliable control of instrumented impact test: instrumented impact testing”, ASTM Special Technical Publication, n. 563, pp. 3-29.
- Ireland, D. R., 1977, “Critical review of instrumented impact Charpy test”, Cambridge: The Welding Institute, Conference Technical Publication, pp. 47-61.
- Meyers, M. A., & Chawla, K. K., 1982, “Princípios de metalurgia mecânica”, Editora Edgard Blücher Ltda, São Paulo, pp 127-170.
- Quinan, M. A. D., 1996, “Análise de ensaio instrumentado de impacto tipo Charpy”, Dissertação de Mestrado, Universidade Federal de Minas Gerais, Minas Gerais-MG, Brasil, 98p.
- Sanz, G., 1970, “La rupture des aciers. Dans la mécanique de la rupture”, vol. 1, pp. 5-63.

PROCESSAMENTO DE PÓS METÁLICOS EM REATORES DE PLASMA

Carlos A. Queiroz¹

Abio V. A. Pinto²

Ted R. Taylor³

Gisele Hammes⁴

- 1) PGMAT – UFSC / CEFET/PR – Medianeira / queiroz@pg.materiais.ufsc.br
- 2) Depto. Física – UFSC, 88040-900 / Florianópolis – SC / abio@materiais.ufsc.br
- 3) Depto. Física – UFSC, 88040-900 / Florianópolis – SC / taylor@newcite.com.br
- 4) Engenharia de Materiais – UFSC / Florianópolis – SC / gisa@engenharia.materiais.ufsc.br

Resumo

A partir do pó da liga $\text{Sm}_2\text{Fe}_{17}$, produzimos em um reator de plasma, excitado por microondas e alimentado com N_2 , o intersticial $\text{Sm}_2\text{Fe}_{17}\text{N}_x$ ($x \leq 3$) cujas propriedades magnéticas são em muito superiores às da liga mãe. O endurecimento magnético do material, aumento de sua coercividade, pode ser alcançado pela remoagem mecânica do intersticial $\text{Sm}_2\text{Fe}_{17}\text{N}_3$. Todavia a remoagem mecânica tende a produzir inevitáveis resultados adversos pela degradação de outras figuras de mérito de propriedades magnéticas. Tentando ultrapassar essa dificuldade adaptamos o reator para trabalhar com misturas gasosas ($\text{N}_2, \text{CH}_4, \text{H}_2$). Com estas misturas durante o processamento, o endurecimento do pó passa a ser concomitante ao processos de nitretação sem a necessidade da remoagem complementar. Nosso resultados preliminares mostram a efetividade do processo e abrem perspectivas para utilização de uma nova técnica de redução de tamanho de partículas sem a utilização de meios mecânicos.

Palavras Chave: nitretação, liga $\text{Sm}_2\text{Fe}_{17}$, material magnético duro.

1. Introdução

No início da década de 90 Coey *et al.* (1990/96) demonstraram que compostos intersticiais da liga $\text{Sm}_2\text{Fe}_{17}$, com nitrogênio e/ou carbono, melhoravam consideravelmente as propriedades magnéticas da liga mãe. Segundo Kobayashi (1994) a introdução do intersticial nitrogênio/carbono modifica as propriedades magnéticas devido a perturbação de interações entre as sub-redes Fe e Sm. Dentre os efeitos notáveis de melhorias em algumas figuras de mérito de propriedades magnéticas da liga mãe ($\text{Sm}_2\text{Fe}_{17}$) para o intersticial ($\text{Sm}_2\text{Fe}_{17}\text{N}_x$) citamos: temperatura de Curie de 389 K para 749 K; polarização magnética de 1,1 T para 1,5 T; anisotropia magnetocristalina de planar para uniaxial e coercividade aumentada, após moagem mecânica (sob vácuo ou atmosfera controlada) por uma ordem de grandeza Wendhausen (1995).

O fracionamento mecânico da liga é feito após a nitretação, pois o intersticial gerado é menos susceptível a oxidação do que a liga mãe. Realizada sob condições controlada a moagem

tende, nas primeiras horas do processo, a promover uma melhoria do endurecimento do material magnético (caracterizado pelo aumento da coercividade magnética). Todavia, com o aumento do tempo de moagem, observa-se uma degradação generalizada das figuras de mérito associadas às propriedades magnéticas da liga nitretada, Leite (1999). De um modo geral admite-se que a redução do tamanho das partículas favorece o isolamento de monodomínios magnéticos, fator decisivo para o endurecimento magnético do material. Todavia não há como evitar que a redução mecânica do tamanho das partículas seja seguida de amorfização com conseqüente redução do grau de cristalinidade e perda do N₂ intersticial. O fracionamento do material, para além de um tempo crítico de moagem (tamanho do grão) promove, dentre outros efeitos indesejáveis, o desbalanceamento na composição do intersticial favorecendo a ação de agentes oxidantes que comprometem a composição da liga devido a reatividade dos elementos básicos, Sm/Fe.

Um efeito desejável para melhoria geral das propriedades magnéticas segue sendo a redução do tamanho das partículas pois permite que nos aproximemos do monodomínio, unidade fundamental do imã ideal. Todavia no processamento convencional não há alternativa visível para a redução do tamanho do grão além da moagem mecânica, que invariavelmente é seguida da amorfização cujas conseqüências indesejáveis acabam de ser mencionadas. Tentando ultrapassar essas dificuldades, além de outras cuja relevância não cabe aqui discutir, demos início a busca de um meio alternativo de processamento da liga mãe, Sm₂Fe₁₇. Nesta busca alcançamos o desenvolvimento de um sistema de processamento original, um reator de plasma excitado por microondas, Pinto e Taylor (1998). Desde então novas perspectivas nos tem animado na exploração das potencialidades do novo sistema de processamento. Originalmente o sistema operava apenas gerando plasma de N₂ então decidimos implementar plasmas excitados por microondas e alimentados com fluxos de misturas gasosas, em particular: N₂+H₂, N₂+CH₄, N₂+CH₄+H₂. As espécies ativas geradas pelas misturas gasosas que alimentam o plasma, segundo nossa interpretação atual, promovem: a remoção de impurezas superficiais (C); a remoagem do pó da liga (H); a nitretação (N); e possivelmente também alguma carbonetação (C) do material.

2. Experimental

A partir do lingote a liga Sm₂Fe₁₇ é pulverizada pelo uso do processo HD (*hydrogen decripitation*) seguida de leve moagem mecânica manual. O pó obtido é peneirado e apenas partículas com tamanho < 38 µm são selecionadas, sendo a seguir mergulhadas em tolueno para proteção, evitando-se assim o contato prolongado com o ar. Uma distribuição característica do tamanho de partículas do pó, que é levado ao reator para processamento, está apresentada no gráfico da Figura 1.

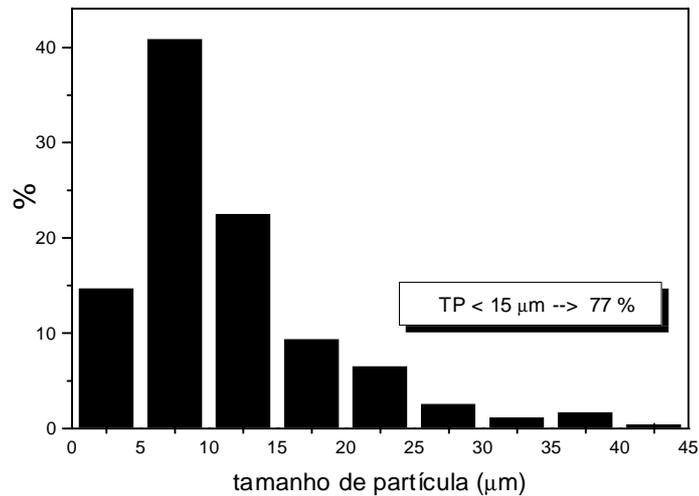


Figura 1 Distribuição do tamanho de partículas na liga $\text{Sm}_2\text{Fe}_{17}$ peneirada após o processo HD (*hydrogen decipitation*).

Para processamento uma fração do pó (ao redor de 50 mg por amostra) é retirada do tolueno e levada ao reator, onde se faz vácuo para remoção do tolueno protetor antes do início do processamento. Um esquema geral do sistema de processamento desenvolvido para o presente propósito é mostrado na Figura 2.

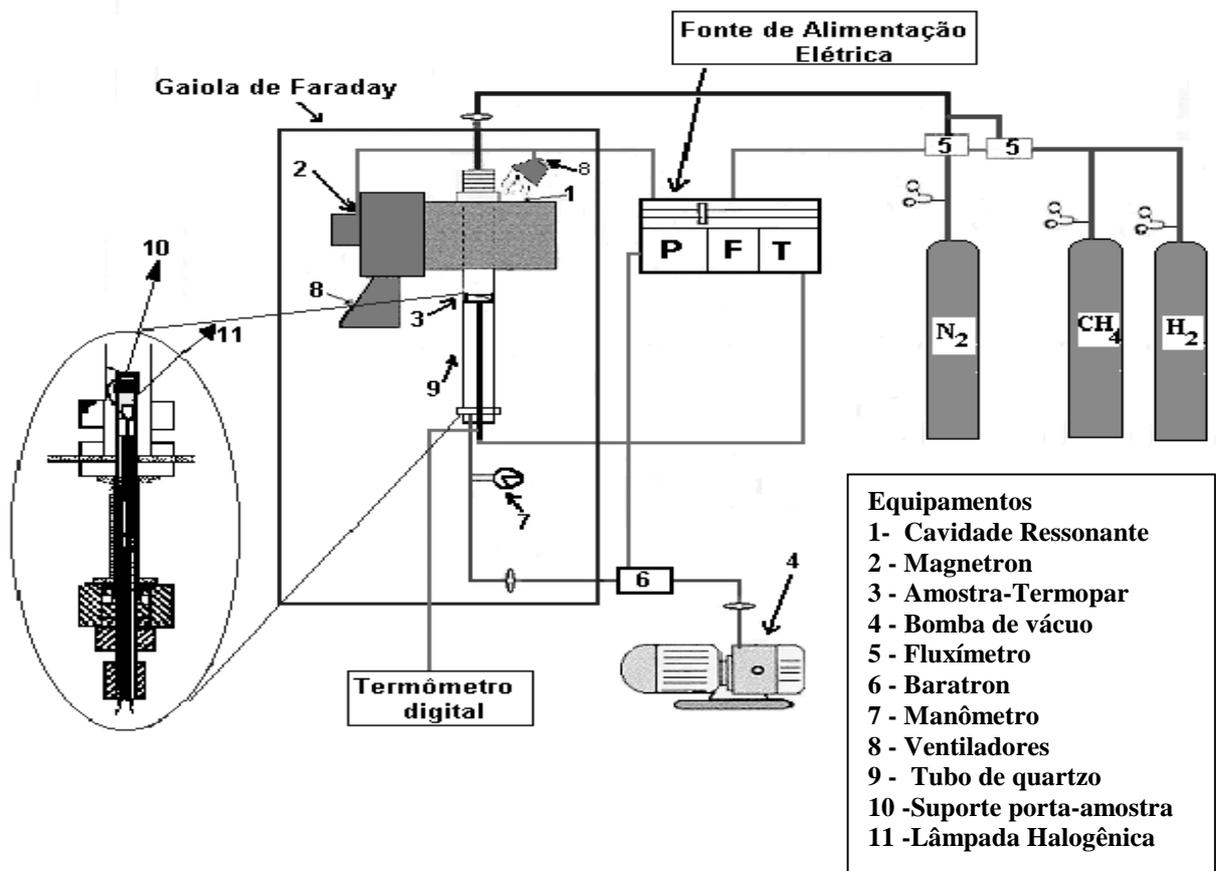


Figura 2 Diagrama geral do sistema de processamento da liga $\text{Sm}_2\text{Fe}_{17}$.

Essencialmente o processador está constituído por:

- a) um sistema de alimentação elétrico, que fornece energia aos controladores de fluxo, monitores e controlador de temperatura; ao gerador de microondas; bomba de vácuo; *baratron*; e ventiladores de arrefecimento.
- b) um conjunto de tubos de gases cujas válvulas e fluxímetros permitem o controle, monitoramento e seleção de fluxos das misturas gasosas a serem usadas no processamento.
- c) um reator (protegido por uma gaiola de Faraday por motivo de segurança) constituído do *magnetron* e cavidade ressonante, e do tubo de quartzo, que dá acesso visual ao processamento, e abriga o forno alimentado por lâmpada halogênica, sobre a qual repousa o suporte do porta amostra.

No processamento as variáveis de controle são: o tempo e a temperatura de processamento; o fluxo e misturas dos gases; a pressão no reator e a massa da amostra. Para nossos propósitos atuais a investigação experimental permitiu que alguns dos parâmetros de controle fossem fixados ao redor do melhor desempenho do sistema. Assim, tendo em conta a capacidade do porta amostra, a massa das amostras foi fixada em $50 \cdot 10^{-6}$ kg por ensaio. Para uma tal massa, após diversas tentativas, estabelecemos que se poderia fixar o fluxo de N_2 em $2,0 \cdot 10^{-6}$ kg/s [100 sccm] com tempo de nitretação e hidrogenação entre $1,2 \cdot 10^3$ e $2,4 \cdot 10^3$ s. Posto isso, nossas variáveis de investigação aqui apresentadas limitam-se a explorar a dependência de algumas propriedades magnéticas como função: a) dos componentes da mistura no fluxo gasoso; b) tempo de utilização do metano no processo (para um fluxo fixo de $8 \cdot 10^{-8}$ kg/s [4 sccm]).

Para as medidas de momento magnético foram confeccionadas amostra esféricas para uso no magnetômetro de amostra vibrante (VSM) (diâmetro da amostra $[4,2 \pm 0,1] \cdot 10^{-3}$ m). Para a produção de amostras com alinhamento magnético o pó processado é misturado a um polímero, acondicionado em uma forma esférica, e posto para curar em um campo de 1,5 T. O erro estimado para as medidas de momento no magnetômetro é inferior a 2 % do valor nominal. Para as medidas granulométricas o pó é embutido em baquelite e/ou examinado diretamente no microscópio eletrônico de varredura (MEV).

3. Resultados e Discussão

No gráfico da figura 3 apresentamos um resumo das medidas efetuadas no decorrer da experimentação com as misturas de fluxos gasosos. Para as medidas aqui apresentadas escolhemos duas figuras de mérito representativas para nossos atuais propósitos. A grandeza $D_j = J_f - J_d$, sendo J_f e J_d medidas associadas aos momentos magnéticos na direção de fácil e difícil magnetização, respectivamente. Deste modo a grandeza D_j está associada à anisotropia magnética e pode ser usada qualitativamente como um indicativo do grau de nitrogênio e/ou carbono intersticial agregado à liga mãe durante o processamento.

A grandeza representada pelo símbolo $\mu_0 j H_c$ refere-se coercividade magnética do material. Ela representa uma medida da intensidade do campo magnético que deve ser aplicado à amostra de modo a tornar nulo seu momento magnético. (Observe que para melhor aproveitamento da escala do eixo vertical o valor efetivo de coercividade aparece multiplicado por 10). Este parâmetro está associado à uma propriedade magnética extrínseca ou seja está associada à microestrutura do material. Sob o ponto de vista granulométrico o crescimento deste parâmetro reflete um fracionamento mais fino da partícula na liga processada. Este indicativo magnético, de que o processamento reduz consideravelmente o tamanho das partículas que compõem a amostra será documentado em fotomicrografias apresentadas a seguir. Para o processamento cujos resultados estão na figura 3 foram fixadas as seguintes condições de operação do reator: $T = 798$ K; $t = 1,210^3$ s; $Flx(N_2) = 100$ sccm; $Flx(CH_4;H_2) = 4$ sccm; $P = 253$ Pa (1,9 Torr).

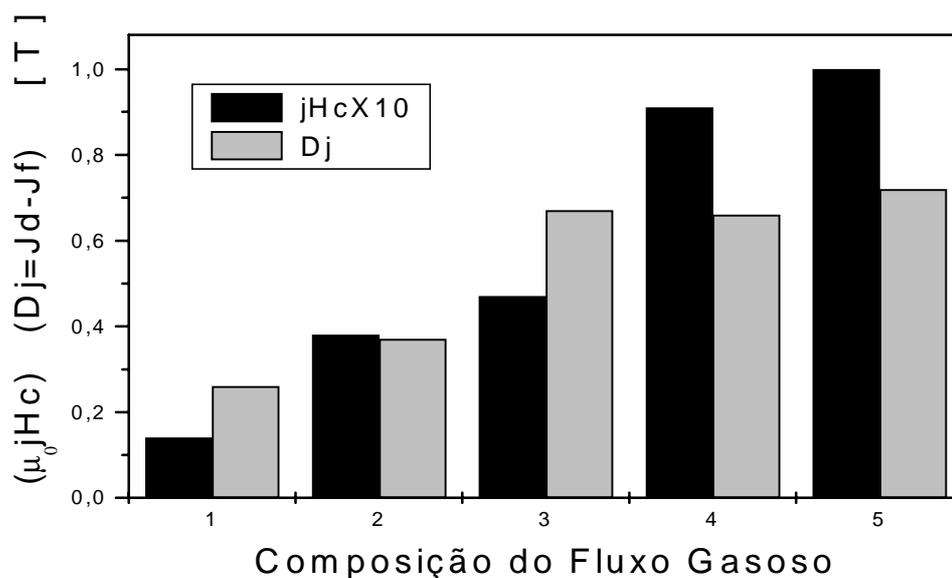


Figura 3 Composição dos fluxos gasosos:

- 1 Liga virgem (Sm_2Fe_{17}) sem qualquer tratamento
- 2 Processamento : N_2 (100 sccm)
- 3 Processamento : N_2 (100 sccm) + H_2 (4 sccm)
- 4 Processamento : N_2 (100 sccm) + CH_4 (4 sccm)
- 5 Processamento : N_2 (100 sccm) + [$CH_4 + H_2$] (4 sccm)

Do gráfico podemos inferir que, para efeito da coercividade (e portanto redução do tamanho de partícula), a contribuição do metano é decisiva. Observa-se que nas misturas gasosas 4 e 5, onde há participação do metano na mistura de alimentação do plasma, o valor associado a coercividade cresce por um fator ao redor de 4 ou mais.

Nota-se também que, com a inclusão do hidrogênio e/ou metano na mistura gasosa, o valor associado a anisotropia magnética, D_j , parece ter alcançado um valor de saturação. Estes gases foram deliberadamente incluídos na mistura, com a função de remover o oxigênio superficialmente adsorvido na superfície da liga, facilitando o processos de nitretação. Embora os dados presentes não parecem distinguir a ação do hidrogênio da do metano, dados complementares mostram que pequenas mudanças no processamento (essencialmente na temperatura, na pressão, no fluxo ou percentuais dos componentes da mistura no reator), distinguem o efeito superior da ação do metano sobre o hidrogênio na mistura.

Na figura 4 duas fotomicrografias onde a textura de grão é apresentada. Para foto da esquerda temos o pó da liga mãe, Sm_2Fe_{17} , sem qualquer processamento. Na foto à direita a liga sofreu um processamento com uma mistura gasosa equivalente às condições do processamento 5 da figura anterior, i.e. $T = 798 \text{ K}$; $t = 1,2 \cdot 10^3 \text{ s}$; $Flx(N_2) = 100 \text{ sccm}$; $Flx(CH_4+H_2) = 4 \text{ sccm}$; ($1 \text{ sccm} = 2 \cdot 10^{-8} \text{ kg/s}$); $P = 253 \text{ Pa}$ (1,9 Torr). Claramente vemos na foto da direita o aumento dos finos, que devido as fortes interações magnéticas, aparecem presos às partículas maiores.

Assim, uma correlação entre o aumento da propriedade magnética, coercividade, (medida no VSM e associada ao processamento com mistura gasosa contendo metano, conforme apresentado e discutido em relação a figura 3) e o tamanho de partícula (conforme fotomicrografias apresentadas na figura 4) pode ser estabelecida de maneira inequívoca.

Os aglomerados formados, devido as fortes interações magnéticas, impedem a separação dos finos por peneiramento e inviabilizam a utilização dos recursos correntes em granulometria para que um perfil de distribuição de tamanho de partículas possa ser realizado.

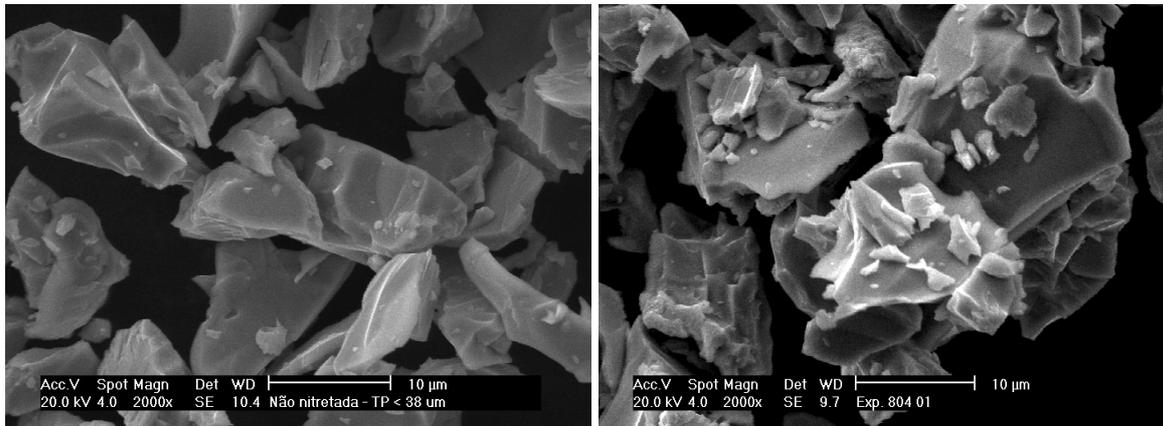


Figura 4 Fotomicrografias ilustrando detalhes da textura do pó da liga em estudo e evidenciando a formação de finos no processamento. Na foto da esquerda temos a liga mãe antes do processamento. Na foto da direita a liga processada por plasma com a mistura e condições descritas no texto.

Na figura 5 apresentamos os resultados experimentais para a determinação do tempo necessário de manutenção do metano na mistura gasosa. Esta questão é de sobremaneira relevante pois, após certos tempos/concentrações do metano na mistura do plasma, é possível observar depósito de carbono nas paredes do tubo de quartzo. Por extensão, o depósito se faz nas demais partes internas do reator, inclusive sobre a superfície da amostra o que determina deterioração de algumas das propriedades magnéticas do produto da nitretação.

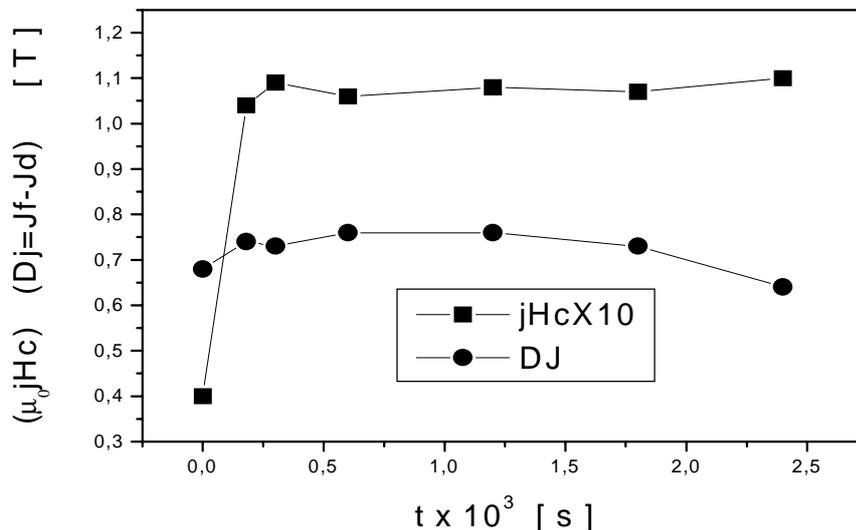


Figura 5 Desempenho de algumas propriedades magnéticas como função do tempo de manutenção do metano na mistura. Para demais detalhes do processamento veja texto.

Na obtenção dos dados referentes a figura 5 os seguintes parâmetros de processamentos foram fixados no reator: $T = 798 \text{ K}$; $t = 2,4 \cdot 10^3 \text{ s}$; $\text{Flx}(\text{N}_2) = 100 \text{ sccm}$; $\text{Flx}(\text{CH}_4+\text{H}_2) = 4 \text{ sccm}$ ($1 \text{ sccm} = 2 \cdot 10^{-8} \text{ kg/s}$); $P = 253 \text{ Pa}$. A variável de controle, neste caso, era o tempo de manutenção do metano na mistura do processamento.

Um fato notável e de relevante interesse é que o efeito removedor do oxigênio adsorvido na superfície, motivo pelo qual o metano foi incluído na mistura, acontece em intervalos de tempo muito reduzidos. Devido a dificuldade de se estabelecer equilíbrio térmico no reator para intervalos de tempo inferiores a 200 s no início do processamento, a otimização do tempo de manutenção do metano na mistura é uma medida difícil de ser realizada. Nossa estimativa é que, contornada a questão do equilíbrio térmico, o fenômeno promovido pelo metano não necessita mais que umas poucas dezenas de segundos para se efetivar. Muito provavelmente se deve creditar essa especial efetividade do metano, às espécies ativas geradas pela ação dissociativa do plasma sobre o elementos da mistura gasosa no reator. Observe que embora um efeito de saturação tenha sido alcançado para a coercividade, o gráfico mostra também que o parâmetro D_j , associado a anisotropia magnética, passa por um máximo ao redor de 10^3 s após o que inicia seu declínio. Uma interpretação possível para este fato é que o excesso de metano na mistura deu início ao depósito de carbono sobre a superfície da amostra com conseqüente deterioração da propriedade.

4. Conclusões

Os resultados alcançados no processamento da liga $\text{Sm}_2\text{Fe}_{17}$ em plasma excitado por microondas com alimentação por fluxo de misturas gasosas, para a produção de $\text{Sm}_2\text{Fe}_{17}\text{N}_x$, parece ser uma técnica bastante promissora para produção de intersticiais. Além da eficiência diferenciada no que diz respeito a consumo de energia e tempo de processamento, já anteriormente constatadas, a atual eliminação da etapa de remoagem mecânica para endurecimento do intersticial, constitui-se em um diferencial significativo do atual processo em relação aos processamentos convencionais. Todavia, um quadro claro da fenomenologia envolvida, na técnica ora apresentada, ainda não foi alcançado. Continuamos explorando as variáveis experimentais na busca de uma modelagem mais satisfatória aos fenômenos envolvidos.

5. Referências

- Coey, J. M. D, and Sun, L. H. , 1990, J Magn. Magn. Mat. **87**, L251
- Coey, J. M. D., 1996, Ed. "Rare-Earth Iron Permanent Magnets" Oxford Sci. Publ. New York. 512p
- Leite J. P., 1999 "Estudo da Viabilidade do Uso de Luxo e Plasma de N_2 na Nitretação da Liga $\text{Sm}_2\text{Fe}_{17}$." Tese de doutorado, Universidade Federal de Santa Catarina, Florianópolis, SC Brasil.
- Pinto, Abio V. A. and Taylor, Ted R., 1998, Brazilian J. Vacuum App. **17**(2), 58p
- Kobayashi, K. (1944) 'Some aspects of the Present Status of $\text{Sm}_2\text{Fe}_{17}$ Nitrides' 13th Int. Workshop on RE Magnets & Their Applications, Birmingham, 717 p
- Wendhausen, P. A. P., 1995, "Magnetische Härtung Interstitieller Samarium-Eisen-Verbindungen" Tese de doutorado, Von der Fakultät Maschinenwesen der Technischen Universität Dresden, Alemanha , 98p

O EFEITO DA ADIÇÃO DE CÁLCIO NA USINABILIDADE DE AÇOS PARA MOLDES PARA PLÁSTICOS

Júlio César Giubilei Milan

Álison Rocha Machado

Celso Antonio Barbosa *

Universidade Federal de Uberlândia, Faculdade de Engenharia Mecânica, Av. João Naves de Ávila, 38408-100, Uberlândia, MG, Brasil

*Villares Metals S.A., Avenida Eletrometal, 1100, Cep 13177-900, Sumaré, SP

Resumo

Atualmente o tratamento com o cálcio, que consiste em uma desoxidação especial utilizando o cálcio, é uma importante alternativa para melhora da usinabilidade dos aços. Este tratamento possibilita a melhora da usinabilidade sem, contudo, prejudicar suas propriedades mecânicas. Ele age através da modificação das inclusões de óxidos e da formação de uma camada protetora sobre a superfície da ferramenta durante a usinagem. Neste trabalho a usinabilidade de três variações de um mesmo aço (ABNT P20), duas delas tratadas com cálcio, foi avaliada em termos de vida da ferramenta e potência consumida. O processo utilizado foi o fresamento de topo (canais), no qual foram levantadas as equações de Taylor. Foram utilizadas fresas com pastilhas de metal duro intercambiáveis com revestimento múltiplo de TiN, TiC e Al₂O₃. O aço tratado com cálcio foi superior ao aço não tratado, chegando a apresentar cerca de 76% mais volume de material removido na condição mais favorável.

Palavras chave: Usinabilidade, Fresamento de canais, Aços para moldes, Usinabilidade melhorada pelo cálcio, Inclusões óxidas.

1. INTRODUÇÃO

Atualmente com a grande produção de peças plásticas e com a freqüente mudança na forma destas peças, há uma grande demanda de aços utilizados para produção de moldes para injeção de plástico. Os moldes são utilizados para produzir um grande número de componentes com a forma mais próxima possível da forma final deste componente (Altan et al, 1993). Como em todos moldes e matrizes utilizados industrialmente, os aços destinados para moldes para injeção de plástico também devem possuir propriedades mecânicas adequadas e um grau de dureza elevado além de um excelente acabamento superficial e serem resistentes a corrosão (Altan et al, 1993). Geralmente a forma complicada, com superfícies esculpidas, e material com dureza relativamente alta fazem a confecção das matrizes e moldes uma tarefa de difícil execução, por isto é necessário que estes aços possuam uma boa usinabilidade.

Os aços modernos utilizados em moldes tem a usinabilidade melhorada através da modificação das inclusões, duras e abrasivas, presentes em todos aços fundidos. Nestes materiais, a utilização de elementos de livre corte, como o enxofre por exemplo, se tornou inviável devido a problemas de deterioração das propriedades mecânicas além de sua

segregação durante a fundição, principalmente devido ao grande porte dos blocos fundidos, que podem ultrapassar dimensões de 1000 mm X 1000 mm.

O tratamento com o cálcio tem sido utilizado com sucesso na melhora da usinabilidade sem, contudo, alterar significativamente as propriedades mecânicas. Segundo Engineer (1988) este tratamento melhora a usinabilidade dos aços a quaisquer níveis de enxofre.

O efeito deste tratamento age basicamente de duas maneiras:

1) Alterando a morfologia das inclusões de óxidos, tornando-as mais brandas, ou seja, menos abrasivas, e arredondadas. Quando o nível de enxofre é mais elevado há a formação de uma camada de sulfeto de manganês-cálcio (Mn, Ca)S envolvendo as inclusões óxidas remanescentes, tornando, assim, estas partículas efetivamente menos abrasivas.

2) Formando uma camada protetora sobre a superfície da ferramenta durante o processo de usinagem. Esta camada é formada devido a altas temperaturas desenvolvidas durante a usinagem, quando os óxidos de cálcio se amolecem sobre a superfície da ferramenta (Mori et al, 1988) aderem sobre esta, formando uma barreira física, dificultando o desgaste. A Figura 1 ilustra a camada formada impedindo o contato direto entre a peça e a ferramenta.

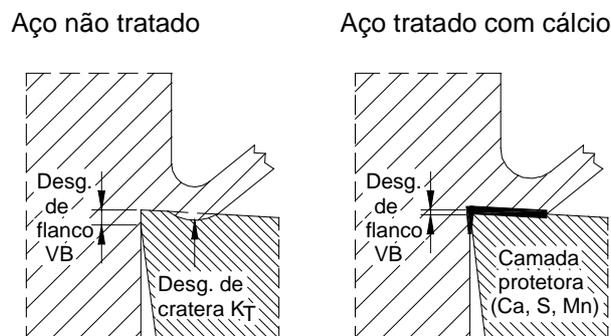


Figura 1. Comparação dos tipos de desaste (Tönshoff & Cassel, 1993)

O tratamento com cálcio vem se tornando rotineiro na fabricação de vários aços industriais, incluindo os inoxidáveis, e vários trabalhos são apresentados mostrando a eficiência do procedimento em melhorar a usinabilidade.

Tönshoff e Cassel, (1993), por exemplo, obtiveram um aumento na vida da ferramenta de até seis vezes quando usinando aços tratados com cálcio com ferramentas de Cermet constituídas principalmente de TiN e TiC, quando comparado com aços não tratados.

Este trabalho compara, através da equação de Taylor (Ferraresi, 1977), a usinabilidade de um aço para moldes para plástico convencional com o mesmo material, porém, tratado com cálcio. Trata-se de fresamento de topo (canais), utilizando ferramentas de metal duro revestidas. Consideraram-se a vida da ferramenta e a potência consumida durante os ensaios.

2. PROCEDIMENTOS EXPERIMENTAIS

O trabalho experimental foi realizado no Laboratório de Ensino e Pesquisa em Usinagem – LEPUS – da Faculdade de Engenharia Mecânica - DEEME - da Universidade Federal de Uberlândia. Foram realizados os ensaios de vida (medição de VB_B) para determinação da equação de Taylor.

Os materiais utilizados foram três variações do mesmo aço. São aços Cr-Ni-Mo elaborados através de degaseificação a vácuo e fornecidos no estado temperado e revenido, todas três com a mesma designação ABNT P20 (mesma designação ASTM, SAE e AISI, similar ao W.NR. 1.2738 da norma DIN). O material foi fornecido pela Villares Metals S.A. A primeira das variações, o aço convencional, foi designado VP20, as outras duas variações

foram submetidas ao tratamento com cálcio e foram designadas como VP20 UF1 e VP20 UF2. A Diferença entre estes dois últimos esta no rendimento do cálcio, ou seja, a eficiência de absorção deste elemento que é dada pela quantidade de cálcio incorporada pelo aço em relação a que foi injetada no aço fundido. Segundo o fabricante, o aço VP20 UF1 apresentou uma eficiência de incorporação do cálcio maior que o VP20 UF2. No primeiro, o rendimento do cálcio foi de 4,8 %, enquanto que no segundo foi de 2,9 %. Este rendimento é baixo devido as altas pressões de vapor do cálcio nas temperaturas do aço líquido (aproximadamente 1600 °C). O segundo tinha um grau de desoxidação maior, o que também levou a um rendimento de adição menor. A diferença de rendimento foi causada pela variação na velocidade de alimentação do arame contendo cálcio na panela fundida. A Tabela 1 mostra a composição química das três variações do aço. As três variações do aço possuem a mesma dureza média de 34 HRC.

Tabela 1. Composição química do aço fornecida pelo fabricante (% em massa).

Material	C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	Al	P	S	Ca (ppm)
VP20	0,36	0,27	1,38	1,87	0,97	0,21	0,016	0,013	0,015	-
VP20 UF1	0,37	0,32	1,42	1,84	0,97	0,17	0,006	0,015	0,0018	19
VP20 UF2	0,35	0,30	1,48	1,83	0,92	0,18	0,009	0,017	0,0012	11

Em todos os ensaios foi utilizada uma fresa de topo R215 44 20BD 09C com três arestas cortantes e diâmetro de 20 mm. As pastilhas de metal duro triplamente revestidas com TiN TiC e Al₂O₃, classe P25 foram R215.44-09 02 08M-WH 4030 (P25).

Os blocos de aço foram utilizados inicialmente com as dimensões mostradas na Figura 2, e os canais foram feitos no sentido da maior dimensão do mesmo. A cada dez canais a superfície do bloco foi usinada com uma fresa frontal para que não houvesse qualquer tipo de interferência (rebarbas) dos canais anteriormente usinados sobre a superfície da ferramenta.

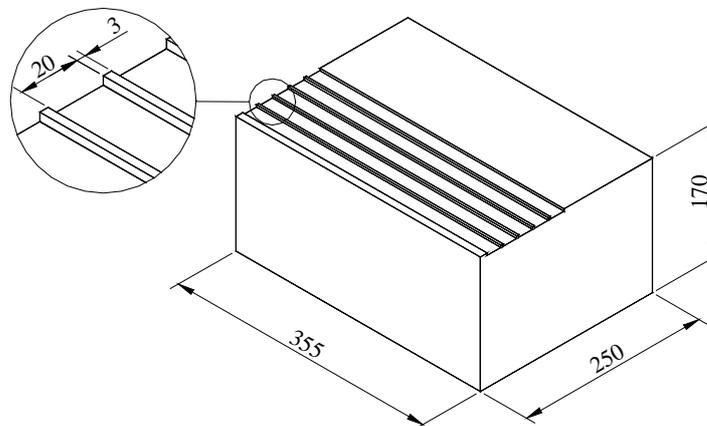


Figura 2. Dimensões dos blocos utilizados nos ensaios

Foi utilizada uma fresadora CNC Interact 4, da Romi, com 16 KW de potência, com variação contínua de velocidade de corte (40 a 4000 rpm) e avanço (0 a 4800 mm/min.). O desgaste de flanco médio foi medido em um microscópio ferramenteiro desenvolvido no LEPU, especificamente para medição de desgaste em ferramentas multicortantes, com aumento de 40 X, precisão de 0,01 mm e resolução de 5 µm, sendo que a frequência de medição variou de acordo com a severidade dos ensaios.

A vida da ferramenta foi analisada em termos do desgaste produzido em função do tempo de usinagem. Ela chega ao final de vida quando o desgaste, VB_B, atinge um valor pré

determinado. O desgaste de flanco médio, VB_B , é definido segundo a norma ISO 3685 como mostra a Figura 3.

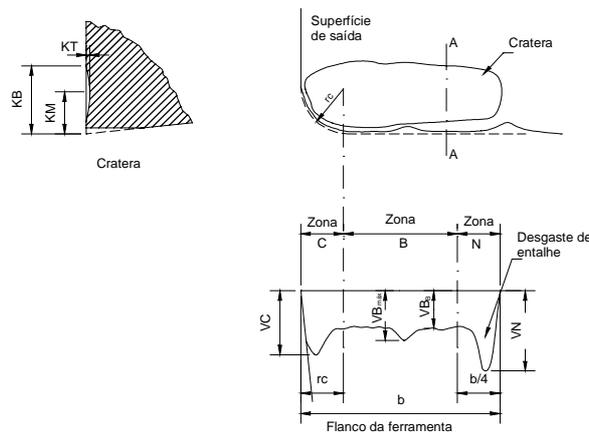


Figura 3 – Parâmetros utilizados para medir os desgastes das ferramentas de corte (norma ISO 3685).

A determinação dos coeficientes da equação de Taylor foi feita através de uma metodologia desenvolvida no LEPU (Santos 1996) para otimizar o número de testes. Trata-se de um programa computacional que calcula (estatisticamente) os melhores valores para as condições de corte a partir da faixa de velocidade de corte, profundidade de corte e avanço indicados pelo fabricante das ferramentas. Com isto obtém-se a equação de Taylor com o menor número possível de ensaios. Os valores de entrada e saída do programa são mostrados nas Tabelas 2, 3 e 4. A seguir é mostrada a equação de Taylor na sua forma expandida, onde T é a vida da ferramenta, K é a constante de Taylor, VB_B é o desgaste de flanco médio, v_c é a velocidade de corte, f_z é o avanço por dente, a_p é a profundidade de corte e A, B, C e D são constantes.

$$T = K \cdot VB_B^A \cdot v_c^B \cdot f_z^C \cdot a_p^D \quad (1)$$

Tabela 2. Condições de corte para alimentação do programa (faixa indicada pelo fabricante das ferramentas).

	Mín.	Máx.
v_c (m/min)	120	220
a_p (mm)	1,0	3,0
f_z (mm/dente)	0,075	0,15

Tabela 3. Condições de corte utilizadas para obtenção da equação expandida de Taylor para o aço VP20.

	v_c	a_p	f_z
Condição 01	123	1.70	0.141
Condição 02	196	2.62	0.098
Condição 03	208	2.05	0.09
Condição 04	128	2.66	0.084
Condição 05	219	2,48	0,088
Condição 06	159	3,0	0,148
Condição 07	220	2,84	0,117
Condição 08	220	1,81	0,079

Para os três materiais as quatro primeiras condições de corte são idênticas. Isto ocorreu porque os valores máximos e mínimos dos parâmetros de corte utilizados na entrada de dados do programa de otimização são os mesmos. Devido ao rendimento do material VP20 UF2 ter sido inferior ao do VP20 UF1 e semelhante ao do VP20, observado nos resultados das quatro primeiras condições de corte, resolveu-se não utilizar mais este aço em ensaios subsequentes, e levantar a Equação de Taylor apenas para os materiais VP20 e VP20 UF1.

Tabela 4. Condições de corte utilizadas para obtenção da equação expandida de Taylor para o aço VP20 UF1.

	v_c	a_p	f_z
Condição 01	123	1,70	0,141
Condição 02	196	2,62	0,098
Condição 03	208	2,05	0,09
Condição 04	128	2,66	0,084
Condição 05	220	2,15	0,0817
Condição 06	220	2,19	0,091
Condição 07	220	2,18	0,093
Condição 08	120	2,21	0,113

Com o decorrer dos ensaios verificou-se, com auxílio do programa de otimização, que a profundidade de corte não apresentava influência significativa na vida da ferramenta, contribuindo para que a equação obtida não a representasse satisfatoriamente. Então optou-se por eliminar este parâmetro no cálculo dos coeficientes da equação de Taylor, ou seja, utilizar a equação na sua forma um pouco mais simplificada, sem a profundidade de corte, como mostrado na equação 2.

$$T = K \cdot VB_B^A \cdot v_C^B \cdot f_z^C \quad (2)$$

3. RESULTADOS E DISCUSSÕES

Em todas as condições de corte realizadas, o material tratado com cálcio, VP20 UF1, apresentou superioridade em relação a vida da ferramenta quando comparado com as outras variedades. Entre as duas variedades tratadas, o VP20 UF1 foi superior ao VP20 UF2, o que pode ser facilmente explicado através da maior absorção do cálcio pelo primeiro, como pode ser observado na Tabela 1. O desempenho do VP20 UF2 foi intermediário e semelhante ao do material não tratado. Porém, ainda assim pode-se ressaltar a eficiência do tratamento com o cálcio pois este material possui uma quantidade de enxofre cerca de dez vezes menor que o VP20.

A Figura 4 mostra o desgaste de flanco médio para os três materiais nas condições 1 e 3, condições nas quais houve a maior e a menor diferença de desempenho entre os materiais.

De acordo com os resultados obtidos e mostrados nas Figuras 4 e 5, pode-se observar que o aço tratado com cálcio apresentou melhor usinabilidade que o aço não tratado. A vida da ferramenta foi superior em todas condições de corte utilizadas para o VP20 UF1, e o VP20 UF2 apresentou resultados superiores em alguns ensaios e semelhantes ao VP20 em outros. Pode-se observar estes resultados na forma de volume de material removido, como mostrado na Figura 5. O aço VP20 UF1 possibilitou uma maior quantidade de material removido em todas condições de corte analisadas, sendo que esta superioridade variou de cerca de 41% até cerca de 77% nas condições de diferença mínima e máxima respectivamente. O VP20 UF2

apresentou resultados muito semelhantes ao VP20 com exceção da primeira condição, onde foi um pouco superior

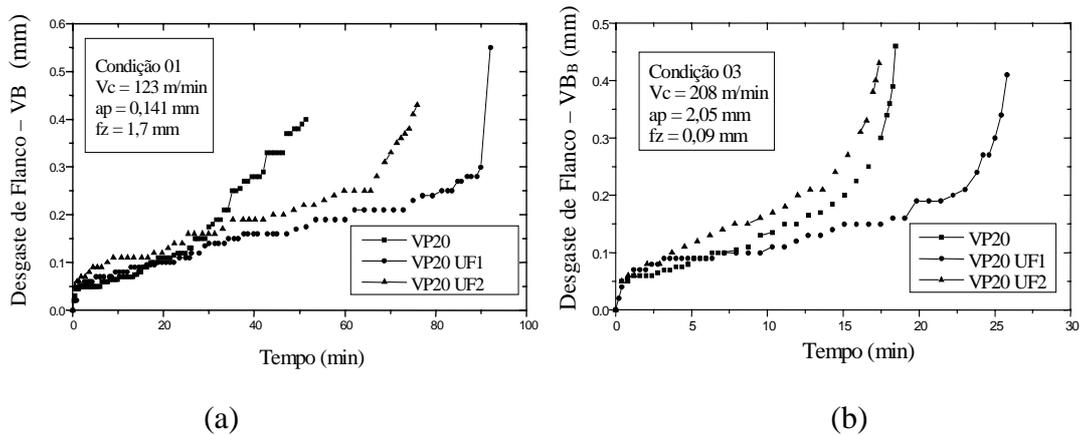


Figura 4. Desgaste de flanco médio (VB_B) em função do tempo de usinagem. (a) Condição 01 (b) Condição 03.

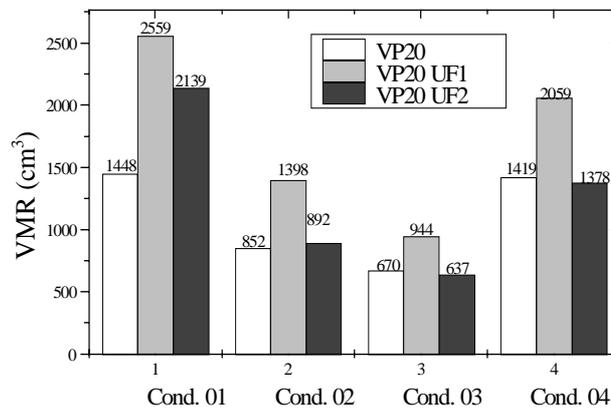


Figura 5. Volume de material removido no fresamento dos materiais VP20 e VP20 UF.

As equações expandidas de Taylor foram calculadas pelo programa computacional utilizado e são mostradas a seguir:

Para o VP20:

$$T = 7,998 \cdot 10^6 \cdot v_c^{-2,4613} \cdot f_z^{-0,429} \cdot VB_B^{0,9144} \quad (3)$$

Para o VP20 UF1:

$$T = 6,23 \cdot 10^6 \cdot v_c^{-1,6016} \cdot f_z^{0,7449} \cdot VB_B^{1,5394} \quad (4)$$

A Figura 6 mostra simulações das equações acima, para os dois materiais, em função da velocidade de corte e do avanço por dente. Em todas as curvas, a vida da ferramenta foi estudada dentro da faixa de condições de corte anteriormente estabelecida (indicada pelo fabricante). No caso da Figura 6 a) variou-se a velocidade de corte dentro desta faixa e o avanço foi mantido constante em seu valor médio ($f_z=0,1135$ mm/dente). Na Figura 6 b) utilizou-se o mesmo procedimento, porém, foi variado o avanço por dente e a velocidade de corte foi mantida constante em seu valor médio ($v_c=170$ m/min).

Qualquer que seja o parâmetro considerado (v_c ou f_z), a ferramenta apresentou uma superioridade considerável em relação ao tempo de vida para o aço VP20 UF1. Qualquer

simulação feita dentro da faixa de variação desses parâmetros, como mostrado nas figuras acima confirma esta superioridade.

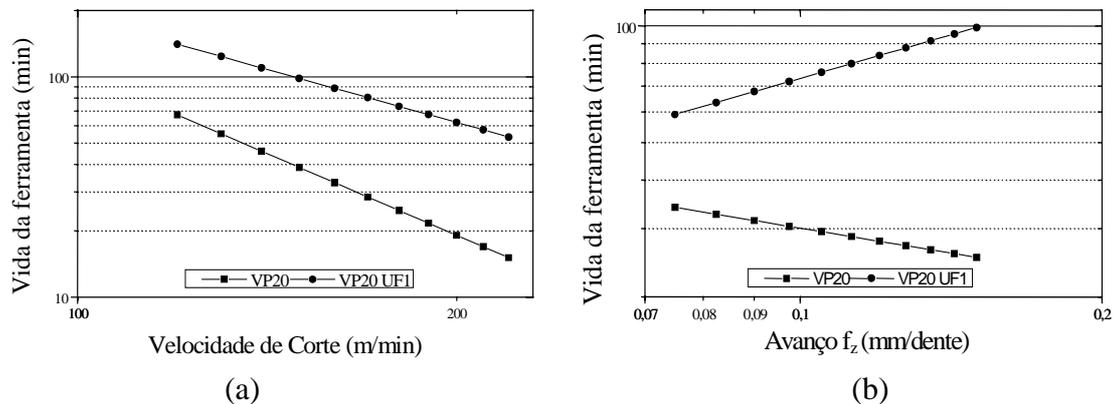


Figura 6. Simulação das equações de Taylor para o VP20 e o VP20 UF1 em função da (a) velocidade de corte para $f_z = 0,1135$ mm/dente e $VB_B = 0,4$ mm (b) em função do avanço por dente, para $v_c = 170$ m/min e $VB_B = 0,4$ mm.

Na Figura 6 a, pode-se verificar que a diferença na vida da ferramenta entre os dois materiais aumenta, em porcentagem, com o aumento da velocidade de corte. Isto pode ser explicado devido a maior geração de calor causada pelo aumento da velocidade. A geração de calor é uma condição necessária para formação da camada protetora. Apesar da vida da ferramenta diminuir com o aumento da velocidade, ela diminui numa taxa menor para o aço tratado do que para o aço não tratado com cálcio. Segundo Mori et al (1988), os óxidos de cálcio se amolecem sobre a superfície da ferramenta a altas temperaturas, cobrindo esta superfície prevenindo, assim, o desgaste.

Na Figura 6 b pode-se perceber que para o aço tratado, de acordo com a simulação feita, a vida da ferramenta aumenta com o aumento do avanço. Isto não ocorreu com o aço convencional. Novamente, a maior geração de calor com maiores avanços deve ser o fator que proporciona este aumento da vida da ferramenta através da formação mais adequada da camada protetora.

Segundo Fang e Zhang (1996), à altas temperaturas, as inclusões estão mais macias (menos abrasivas) ou perto da fusão e podem ser facilmente expelidas e cobrir a superfície da ferramenta para formar a camada aderente. O filme lubrificante formado sobre a aresta de corte ocorre devido as altas temperaturas ali desenvolvidas (1000 a 1250°C) (Tessler e Barbosa, 1994). Portanto, é necessário a geração de altas temperaturas para que o mecanismo pelo qual os aços tratados ao cálcio se torne mais eficiente.

4. CONCLUSÕES

Com base nos resultados obtidos e apresentados, pode-se tirar as seguintes conclusões:

- O aço tratado ao cálcio, VP20 UF1, apresentou uma vida superior ao aço não tratado em toda faixa de condições de corte analisada para o processo de fresamento de topo. A superioridade variou de 41 % a 77 % em termos de volume de material removido.
- O aço VP20 UF2 proporcionou uma vida da ferramenta inferior ao VP20 UF1 e, na maioria das condições, os resultados são semelhante aos encontrados para o aço não tratado. Isto ocorreu devido à menor eficiência de incorporação do cálcio no VP20 UF2, e conseqüentemente uma menor quantidade de inclusões modificadas pelo cálcio.

- O tratamento com cálcio se mostrou muito eficiente, mesmo no aço VP20 UF2, que teve um baixo rendimento de incorporação de cálcio, e apresentou resultados muito semelhantes ao aço não tratado, VP20, que possui uma quantidade de enxofre cerca de 10 vezes maior.
- O aumento da velocidade de corte reduziu a vida da ferramenta, enquanto o aumento do avanço proporcionou um aumento na vida da ferramenta, para o aço tratado, dentro da faixa de condições de corte estudada, para o processo de fresamento de topo.
- O tratamento ao cálcio desses materiais se mostrou eficiente, aumentando a vida da ferramenta, devendo ser fortemente recomendados.

5. AGRADECIMENTOS

Os autores agradecem colaboração da Villares Metals S.A. pelo fornecimento dos materiais, ao técnico Reginaldo Ferreira de Souza pela contribuição nos ensaios experimentais, à CAPES pela bolsa de estudo fornecida a um dos autores, e à FEMEC/UFU pelas facilidades disponibilizadas.

6. REFERÊNCIAS

- Altan, T.; Lily, B. W.; Kruth, P. J.; König, W.; Tönshoff, H. K.; van Luttervelt, C. A.; Khairy, A. B., - “Advanced Techniques for Die and Mold Manufacturing”, Annals of CIRP, Vol 42/4, pp 707, 1993.
- Bhattacharya, D. - “Developments in the Machinability of Steel”, First International Conference on the Behaviour of Materials in Machining, November 1988.
- Capuccio, G.; Ferrante, A.; Bas, J. - “Aços Inoxidáveis Austeníticos com Óxidos Controlados, uma Tecnologia Cofac”, V Seminário Brasileiro do Aço Inoxidável – Inox 96, São Paulo, Nov. 1996.
- Engineer, S.; Huchtermann, B.; Schuler, V., - “An Investigation of the Effect of Sulphur, Tellurium and Calcium on the Machinability and Technological Properties of Engineering Steels”, First International Conference on the Behaviour of Materials in Machining, November 1988.
- Fang, X. D., Zhang, D. - “ An Investigation of Adhering Layer Formation During Tool Wear Progression in Turning of Free Cutting Stainless Steel”, Wear 197 (1996)
- Ferraresi, D., - “Fundamentos da Usinagem dos Metais”, Editora Edgard Blucher Ltda. São Paulo, 1977, 751 pgs
- Mori, T.; Yanase, M.; Ebihara, T.; Yoshida, M.; Niwa, S., - “Qualities of Free Cutting Steels for Machine Structural Use, Containing Calcium, Sulfur and Lead, Produced by continuous Casting Process”, First International Conference on the Behaviour of Materials in Machining, November 1988.
- Santos, A. L. B., “Otimização de Ensaios Utilizados na Determinação da Equação de Taylor Expandida”, Dissertação de Mestrados, UFU, Uberlândia MG, 1996.
- Tessler, M. B.; Barbosa, C. A., - “USIFAC: Aços inoxidáveis Austeníticos com Usinabilidade Melhorada”, Anais do 49º Congresso Anual ABM, São Paulo, Outubro – 1994.
- Tönshoff, H. K.; Cassel, C., - “Effects of Non-Metallic Inclusions in Quenched and Tempered Steel on the Wear Behavior of Cermet Cutting Tools”, Journal of the Society of Tribologists and Lubrication Engineers, Vol. 49, January, 1993.

UTILIZAÇÃO DO MÉTODO DE ELEMENTOS FINITOS NA SIMULAÇÃO DE PROCESSOS DE SOLIDIFICAÇÃO DE LIGAS METÁLICAS

**Suzimara Rossilho de Andrade
Rezende Gomes dos Santos**

Universidade Estadual de Campinas, Faculdade de Engenharia Mecânica, Departamento de Engenharia de Materiais, CP: 6122, CEP.: 13083-970, Campinas, SP, Brasil. E-mail : suzi@fem.unicamp.br, rezende@fem.unicamp.br

Resumo

O trabalho analisa a aplicação do Método de Elementos Finitos na simulação do processo de solidificação de peças metálicas. O *software*, de aplicação genérica, Ansys é utilizado como ferramenta para resolução dos problemas. O Ansys é um programa que utiliza o Método de Elementos Finitos para a resolução de problemas mecânicos, e esse trabalho explora a sua aplicação na área térmica, mais especificamente, nos processos de transformação de fase. Simulações do processo de solidificação, das ligas Zn-2%Al e Al-4,5%Cu, são desenvolvidas, variando-se as formas e materiais dos moldes. As curvas de resfriamento obtidas numericamente, para o metal e o molde, são comparadas com resultados experimentais. Após a análise dos resultados são também apresentadas outras simulações com algumas variações em relação às já citadas com o objetivo de melhor demonstrar as possibilidades de aplicação do programa Ansys salientando sua capacidade de pré e pós - processamento.

Palavras-chave : Simulação, Solidificação, Ligas Metálicas.

1. INTRODUÇÃO

A análise matemática do processo de solidificação é bastante complexa, envolvendo equações diferenciais com condições de contorno não lineares, para as quais soluções analíticas exatas são raras e limitadas. Os métodos numéricos têm adquirido uma importância crescente nos últimos anos associada ao intenso desenvolvimento da área computacional. Os principais métodos numéricos utilizados para análises matemáticas de processos de solidificação são o Método das Diferenças Finitas (MDF), o Método de Elementos Finitos (MEF) e o Método dos Volumes Finitos (MVF). Basicamente, um modelo matemático deve tratar de três aspectos relativos ao fenômeno da solidificação : a transferência de calor no metal (líquido e sólido) e no molde, a liberação de calor latente durante a mudança de fase e a transferência de calor nas interfaces do metal com o molde, do metal com o meio ambiente e do molde com o meio ambiente. Quanto maior o rigor matemático aplicado no equacionamento e solução do problema, em cada um de seus aspectos, maior precisão terão os resultados.

O objetivo desse trabalho é desenvolver simulações numéricas do processo de solidificação de metais e ligas utilizando o software de aplicação genérica Ansys que resolve, numericamente, variados problemas mecânicos pelo Método de Elementos Finitos.

São desenvolvidas simulações da evolução térmica ocorrida no metal e no molde, durante a solidificação da liga Zn-2%Al em molde cilíndrico de aço, e da liga Al-4,5%Cu em molde

triangular de areia. Os resultados teóricos são, então, comparados com resultados obtidos experimentalmente.

2. SIMULAÇÃO TÉRMICA UTILIZANDO O ANSYS

A análise térmica desenvolvida pelo Ansys calcula a distribuição de temperatura e parâmetros térmicos relacionadas em um sistema ou componente. Os parâmetros térmicos de interesse são :

- distribuição de temperatura ;
- quantidade de calor ganha ou perdida ;
- gradientes térmicos;
- fluxos de calor .

A base para a análise térmica no Ansys é a equação de balanço de calor obtida a partir do princípio da conservação de energia.

$$\rho \cdot c_p \left(\frac{\partial T}{\partial t} + \{v\}^T \{L\} T \right) + \{L\}^T \{q\} = \ddot{q} \quad (1)$$

onde : ρ = densidade

c_p = calor específico

T = temperatura

t = tempo

$\{L\} = \left(\frac{\partial}{\partial X}, \frac{\partial}{\partial Y}, \frac{\partial}{\partial Z} \right)$ = vetor operador

$\{v\} = (V_x, V_y, V_z)$ = vetor velocidade para transporte de calor

$\{q\}$ = vetor fluxo de calor

...

\ddot{q} = quantidade de calor gerado por unidade de volume. (*Ansys Theory Reference*, 1996)

A simulação pelo método de elementos finitos calcula as temperaturas nodais e a partir dessas obtém outros parâmetros térmicos.

O programa trabalha com os três principais modos de transferência de calor : condução, convecção e radiação. Além dos modos de transferência de calor pode-se simular efeitos como transformações de fase (que é o caso desse trabalho) e geração interna de energia (devido ao efeito Joule, por exemplo). A liberação do calor latente durante a solidificação é tratada através do método da entalpia.

O Ansys pode realizar a análise térmica tanto em regime transiente como em regime estacionário. Esse trabalho trata o processo de solidificação como um processo de regime transiente.

2.1 Construção do modelo

A construção do modelo de elementos finitos é a primeira e mais demorada parte do processo. O pré processamento de dados engloba a escolha do tipo de análise, tipo de elemento a ser utilizado, as constantes reais do problema, as propriedades físicas dos materiais e a geometria do sistema metal/molde.

O Ansys possui mais de 100 tipos diferentes de elementos para serem escolhidos. O tipo de elemento determina o grau de liberdade do problema, a disciplina a que se refere

(estrutural, térmica, magnética, mecânica de fluidos etc.), define se o modelo será bi ou tridimensional, qual tipo de simetria será considerado, etc. O elemento utilizado nas simulações desse trabalho é o **Plane 77**, esse elemento possui apenas um grau de liberdade, a temperatura. É um elemento bidimensional que pode gerar dois tipos de simetria : uma "tipo espelho" a partir de um eixo escolhido e outra rotacional em torno de um eixo.

A maioria dos elementos requer propriedades físicas dos materiais que eles estão representando dependendo de sua aplicação. Essas propriedades podem ser lineares ou não-lineares, isotrópicas ou anisotrópicas, constantes ou dependentes da temperatura. Dentro de uma mesma análise pode-se ter vários conjuntos de propriedades que definem os múltiplos materiais que podem compor o modelo. As propriedades relevantes na análise térmica são: condutibilidade térmica, densidade, calor específico e entalpia.

Definidas as propriedades, o próximo passo é gerar um modelo de elementos finitos que se adequa à geometria do sistema a simular. Descreve-se a forma geométrica do sistema e instrui-se o Ansys para, automaticamente, dividi-lo em elementos e nós, controlando-se o tamanho desejado.

As malhas utilizadas nas simulações são fixas e a forma é definida pelo programa, para cada sistema metal/molde simulado, a partir do tipo e tamanho de elemento utilizado.

Especificar as condições de contorno e os intervalos de tempo são as próximas tarefas. Inicialmente, no caso da análise térmica, o tipo de análise é escolhido entre transiente e estacionário. Aplica-se , então, as condições iniciais e de contorno do problema , que nesse caso, englobam temperatura inicial do material metálico e do molde, valor do coeficiente de transferência de calor por convecção e indicação das regiões onde ocorre esse tipo de fluxo (interface molde/meio envolvente) e temperatura do meio que envolve o sistema. Finalmente, se escolhe o intervalo de tempo utilizado nos cálculos e o tempo total de simulação e o programa está pronto para iniciar a solução do problema.

2.2 Condições de contorno e simplificações adotadas.

Os dois casos analisados nesse trabalho foram tratados, basicamente, da mesma maneira. Como já citado, o mesmo tipo de elemento foi utilizado, **Plane 77**, sendo diferente, entretanto, o tipo de simetria proposto. Outra semelhança entre os modelos, é que foram tratados bidimensionalmente e utilizaram a mesma adaptação descrita a seguir para que os resultados apresentados fossem os mais próximos possíveis aos experimentais.

No processo real de solidificação, o contato térmico, na interface metal/molde, não é perfeito devido a contração do metal líquido após a transformação de fase, o processo de transferência de calor pode ser encarado como sendo unicamente realizado através de um filme fino gasoso que preenche o espaço, denominado *gap*, entre as superfícies (Prates, 1978). A formulação proposta é :

$$q_N = h_i \cdot (T_{is} - T_{im}), \quad (2)$$

onde : h_i = coeficiente Newtoniano de transferência de calor (determinado, na maioria das vezes, experimentalmente) [W/K.m²],

T_{is} = temperatura do material metálico solidificado [K],

T_{im} = temperatura da parede interior do molde [K].

Essa contração do metal, e conseqüentemente, esse processo de transferência de calor não são considerados pelo Ansys, que considera contato perfeito entre os metais e transferência de calor apenas por condução, sendo a convecção tratada apenas na interface entre o molde e o meio que o envolve.

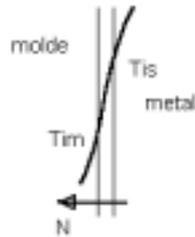


Figura 1 : Transferência Newtoniana de calor.

Para contornar esse problema, foi introduzido entre o metal e o molde um terceiro material (Andrade, 1999), ou pode-se dizer um segmento do molde, de espessura muito pequena, cujo coeficiente de transferência de calor Newtoniano é transformado em condutibilidade térmica relacionando-se as equações de condução e convecção :

- Equação da condução :

$$q = \frac{k}{\Delta x} (T_1 - T_2) \quad (3)$$

- Equação da convecção :

$$q = h_i (T_1 - T_2) \quad (4)$$

Obtendo-se:

$$\frac{k}{\Delta x} = h_i \quad e, \quad k = h_i \cdot \Delta x, \quad (5)$$

onde : k = condutibilidade térmica [W/K.m]

Δx = tamanho do *gap* simulado [m].

Para cada caso, o coeficiente de transferência h_i é transformado em condutibilidade térmica, pela equação 5, que é atribuída como uma das propriedades do material que compõem o pequeno espaço, entre o material e o molde, criado em cada modelo.

3. MATERIAIS E MÉTODOS

A liga Zn-2%Al foi solidificada utilizando-se um molde cilíndrico de aço-carbono, material condutor que funciona como absorvedor de calor do sistema. Para garantir a predominância do fluxo de calor radial, as bases inferior e superior do molde foram isoladas por material refratário a base de sílica.

O molde apresenta uma pequena conicidade para facilitar o procedimento de desmoldagem. O diâmetro médio interno do molde é de 60mm, externo de 160mm e 180mm de altura .

No ensaio foram obtidos perfis de temperatura em três pontos do material metálico, sendo que os termopares foram posicionados em um mesmo plano perpendicular ao eixo do molde e em posições diferentes em relação ao centro. A liga foi fundida em um cadinho de carbetto de silício, revestido internamente por uma pintura de material refratário para evitar algum tipo de contaminação, e vazada a uma temperatura, aproximadamente, 10% maior que a temperatura

líquidus. As curvas foram registradas por termopares tipo K conectados a um registrador de dados digital que armazenou os dados que depois foram descarregados em um micro.

Na segunda experiência, a liga Al-4,5%Cu foi solidificada em um molde triangular de areia com resina de cura a frio.

O registrador com os termopares tipo K também foram utilizados nesse experimento. O molde consistia em um triângulo equilátero com paredes de espessura de 50mm e com paredes internas de 80mm de comprimento.

A liga foi fundida, também, em um cadinho de carvão de silício recoberto por massa refratária. Antes do vazamento o molde foi aquecido a uma temperatura de aproximadamente 150°C para evaporação de água que poderia causar acidentes decorrentes do contato com o alumínio líquido. Durante o vazamento, a temperatura do molde era de aproximadamente 50°C, e a liga foi vazada a uma temperatura cerca de 10% superior a temperatura *líquidus*.

Tabela 1 : Propriedades termofísicas das ligas utilizadas

Propriedade	Al-4,5%Cu	Zn-2%Al	Referência
Densidade no estado sólido [kg/m ³]	2600	6820	Poirier et al, 1987; Pehlke et al, 1982
Densidade no estado líquido [kg/m ³]	2450	6400	Poirier et al, 1987; Pehlke et al, 1982
Calor específico no estado sólido [J/kg K]	1100	489	Sahn e Hansen, 1984; Pehlke et al, 1982
Calor específico no estado líquido [J/kg K]	900	525	Sahn e Hansen, 1984; Pehlke et al, 1982
Temperatura <i>Líquidus</i> [°C]	646	402	Swaminathan, 1994
Temperatura <i>Sólidas</i> [°C]	548	382	Swaminathan, 1994
Condutibilidade Térmica [W/mK]	200 - 548 °C 100 - 646 °C	114 - 382 °C 84 - 402 °C	Voller e Sundarraj, 1995; Birch, 1990
Calor Latente [J/kg]	390000	112200	Voller e Sundarraj, 1995; Birch, 1990

4. RESULTADOS E DISCUSSÕES

As curvas teóricas de resfriamento da liga Zn-2%Al obtidas através da simulação no Ansys estão comparadas a seguir com as curvas obtidas experimentalmente (figura 2). Durante a experiência, monitorou-se a evolução térmica da liga em solidificação através de termopares posicionados a uma mesma altura do cilindro em três posições diferentes em relação ao centro: a 1mm da interface metal/molde, a 15mm da interface e no centro do cilindro.

O superaquecimento adotado foi da ordem de 10% acima da temperatura *líquidus* da liga, sendo que a temperatura de vazamento (T_v) foi de 443°C, e adotou-se a temperatura inicial do molde como sendo a temperatura ambiente (26°C). Foram utilizados valores variáveis com a temperatura para o coeficiente de transferência de calor Newtoniano (h_i), (tabela 2). O coeficiente convectivo de transferência de calor na interface molde/meio foi considerado constante e igual a 90W/m²K.

No caso da liga Al-4,5%Cu o calor era extraído pelas paredes do molde de areia, sendo que as faces superior e inferior foram, também, isoladas com material refratário.

A simulação foi realizada a partir de um corte da seção triangular transversal do sistema metal/molde e as curvas térmicas experimentais registradas por termopares localizados em um mesmo plano, em diferentes posições do metal. No modelo numérico utilizou-se um valor

constante de coeficiente de calor Newtoniano obtendo-se resultados teóricos satisfatórios quando comparados aos resultados experimentais (figura 3).

O valor adotado para o coeficiente de transferência de calor Newtoniano foi de $500\text{W/m}^2\text{K}$, e o valor do coeficiente convectivo, na interface molde/meio foi de $80\text{W/m}^2\text{K}$.

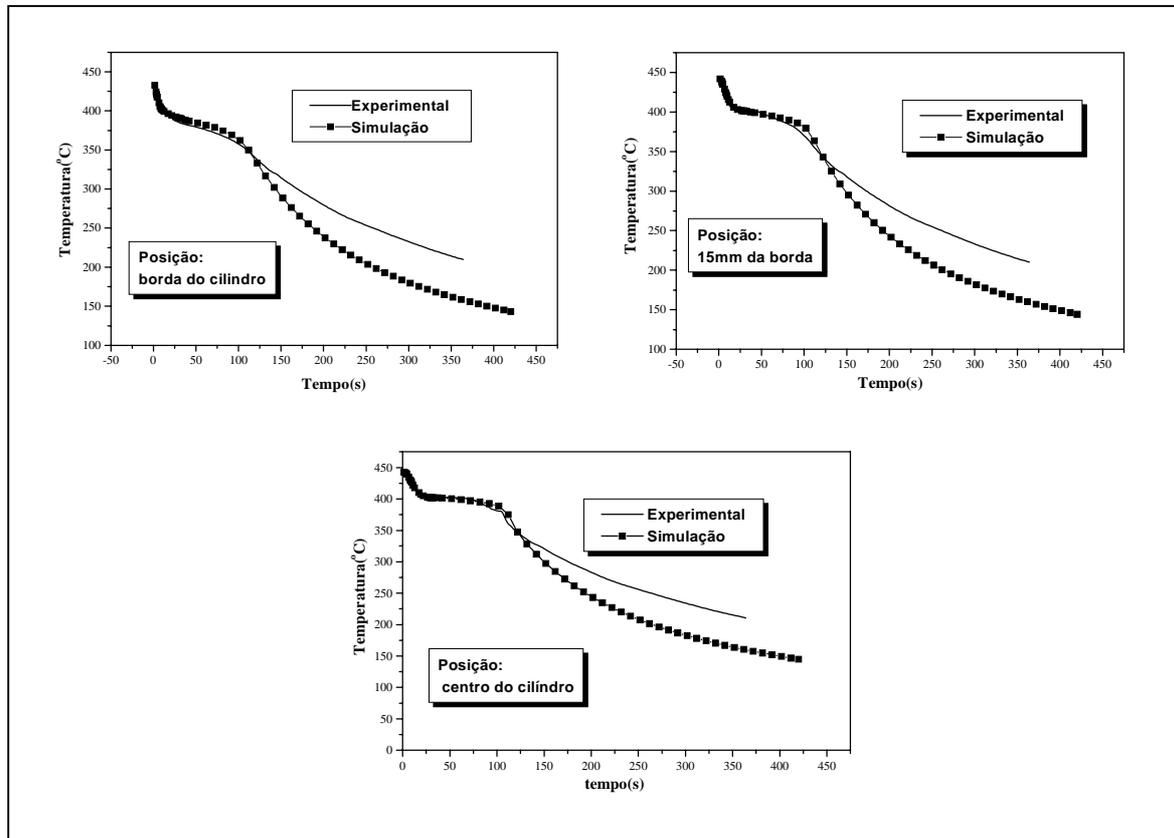


Figura 2: Curvas experimentais e simuladas da solidificação radial de um lingote cilíndrico de 60mm de diâmetro da liga Zn-2%Al, considerando-se h_i variável no tempo

Tabela 2 : Variação do coeficiente de transferência de calor na interface metal/molde durante a solidificação da liga Zn-2%Al em molde cilíndrico de aço com extração de calor radial.

Temperatura. ($^{\circ}\text{C}$)	h_i ($\text{W/m}^2\text{K}$)
120	500
250	500
382	900
402	1000
443	2000

Os valores dos coeficientes foram estimados a partir de trabalhos anteriores referentes a sistemas metal/molde semelhantes (Amstalden, 1995; Melo,1996; Osório, Quaresma, Neto, Garcia; 1998).

As curvas teóricas referentes à simulação da solidificação da liga Zn-2%Al apresentam valores muito próximos aos experimentais durante o período de solidificação, e vai se distanciando da curva experimental durante o resfriamento do material já solidificado (figura 2).

Vários fatores têm influência sobre o resultado teórico, como por exemplo as propriedades do material metálico utilizado, as condições de contorno adotadas pelo modelo numérico, as propriedades do molde e os coeficiente de transferência de calor nas interfaces metal/molde e molde/meio envolvente.

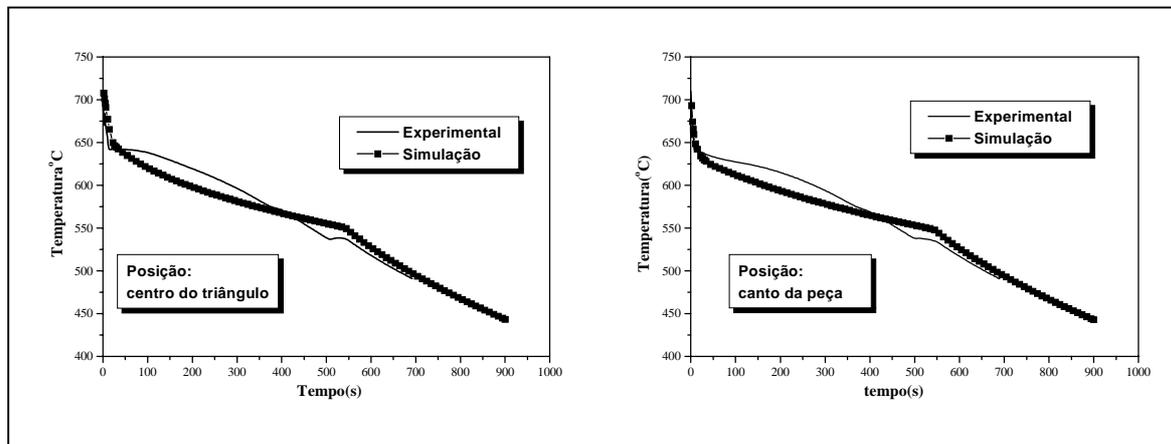


Figura 3 : Curvas experimentais e simuladas da solidificação da liga Al-4,5%Cu em molde triangular de areia.

As propriedades dos materiais metálicos, tanto no estado líquido como no sólido, são dependentes da temperatura e os valores nem sempre são totalmente conhecidos. Nesses dois estados encontram-se valores diferentes das propriedades termofísicas em diferentes fontes de informação, isso pode causar erros nos resultados teóricos, pois o grau de precisão dos dados físicos utilizados em qualquer modelagem matemática é de grande importância, influenciando os resultados muito significativamente.

As condições de contorno adotadas podem, também, ser uma fonte de erro. No caso da solidificação da liga Zn-2%Al, o molde era cilíndrico e as bases superior e inferior foram isoladas com material refratário para garantir a predominância de fluxo de calor através da parede do molde. Na simulação consideramos o molde de tamanho infinito para garantirmos fluxo radial de calor e não o isolamento por material cerâmico. Outra condição de contorno adotada que pode não estar representando totalmente a realidade é o coeficiente de transferência de calor por convecção entre o molde e o meio. Esse coeficiente é adotado como sendo constante, entretanto pode sofrer variações devido a um possível aumento da temperatura ambiente ao redor do molde que, no caso da simulação, não se altera.

No caso da solidificação em molde de areia os valores obtidos com a simulação diferem, no máximo, em 5% dos valores experimentais. Nesse caso a solidificação ocorre bem mais lentamente que no caso do molde de aço, ocorrendo, praticamente, uma homogeneização da temperatura da peça antes da mudança de estado (Andrade, 1999). Devido a essa solidificação ocorrer de forma lenta e mais perto do equilíbrio, um valor constante do coeficiente h_i foi suficiente para obtermos resultados teóricos satisfatórios.

Os modelos obtidos com a aplicação do Ansys apresentam vantagens relacionadas com suas ferramentas de pós - processamento, que permitem analisar, através de imagens que representam a peça em sua forma real, a evolução da solidificação em função do tempo. Como exemplos, na figura 4 são apresentadas as peças simuladas em determinados instantes mostrando a evolução do processo de solidificação. Nesse caso, os intervalos de temperatura que compreendem as regiões sólida, pastosa e líquida estão representadas por tons diferentes de cinza, mas pode-se obter qualquer coloração desejada para cada intervalo de temperatura.

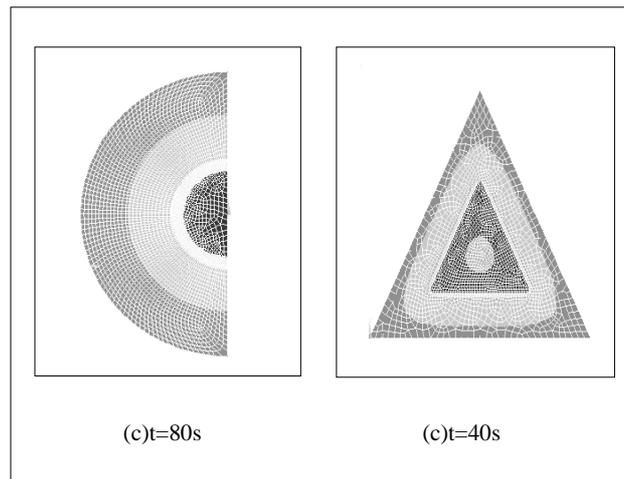


Figura 4 : Visualização da evolução da solidificação : (a) - solidificação da liga Zn-2%Al (após 80s), (b) - solidificação em molde de areia da liga Al-4,5%Cu (após 40s).

5. CONCLUSÕES

Comparando-se os resultados experimentais com os resultados das simulações realizadas com o Ansys conclui-se que o programa pode efetuar, com uma boa margem de segurança, a modelagem de processos de solidificação de ligas metálicas. Apesar de alguns resultados apresentarem algumas diferenças entre as curvas teóricas e experimentais, nota-se que não houve comprometimento dos resultados até o final da solidificação, sendo que os maiores erros ocorrem somente durante o resfriamento da peça já solidificada.

Além dos confiáveis resultados teóricos obtidos na simulação de processos de solidificação das ligas metálicas, o programa apresenta vantagens relacionadas com pré e pós - processamento que tornam conveniente sua utilização. Como exemplos dessas vantagens pode-se citar as facilidades de programação quanto a definição da geometria desejada e a capacidade de tratamento bidimensional e tridimensional dos problemas a serem analisados.

A adaptação utilizada para reproduzir o efeito do *gap* de ar formado na interface metal/molde, se mostrou eficiente e, portanto, pode-se considerar que o programa Ansys pode ser utilizado também na estimativa de valores do coeficiente de transferência de calor Newtoniano. A partir de propriedades físicas bem definidas de ligas metálicas e resultados experimentais de processos de solidificação, o programa pode avaliar, se necessário, esse coeficiente a partir do ajuste de curvas teóricas a curvas de solidificação obtidas experimentalmente.

Finalmente, conclui-se que, o programa apresentou bons resultados nos casos analisados e os resultados das simulações podem ser, portanto, utilizados nos cálculos de vários parâmetros importantes que determinam as propriedades de uma peça que passou por um processo de fundição, como por exemplo, localização e dimensão de poros, os tempos de solidificação local e conseqüentemente as distâncias entre os espaçamentos interdendríticos. E, ainda, considerando-se a possibilidade de tratamento tridimensional e as facilidades de construção dos modelos, pode-se utilizar o programa na otimização de processos de fundição quanto a forma de vazamento, grau ideal de superaquecimento, material do molde utilizado, projeto de alimentadores etc.

5. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- Amstalden, J. F., 1995, "Análise da formação de coquilhamento inverso e do número de nódulos de grafita durante a solidificação de ferros fundidos nodulares hipoeutéticos", Dissertação (Mestrado), Faculdade de Engenharia Mecânica, UNICAMP, Campinas, S.P., Brasil, 112p.
- Andrade, S. R., 1999, " Utilização do método de elementos finitos para simulação de processos de solidificação de ligas metálicas", Dissertação (Mestrado), Faculdade de Engenharia Mecânica, UNICAMP, Campinas, S.P., Brasil, 68p.
- *Ansys Manual Guide*, 8.ed., New York : SAS IP, Inc., 1998. Cap. 1: Ansys Thermal Analysis Guide, Cap. 4 : Ansys Elements Reference, Cap. 6: Ansys Theory Reference.
- Birch, J., 1990, Castings Manager, Zinc Development Association, New Alloys for Zinc Casting, *Materials & Design*, vol. 11.
- Melo, Mírian L. N. Motta, 1996,"Análise numérico/experimental da formação de microporosidades durante a solidificação de ligas de alumínio", Tese (Doutorado),: Faculdade de Engenharia Mecânica, UNICAMP, Campinas, S.P., Brasil, 253p.
- Osório, W. R. R., Quaresma, J. M. V., Neto, M. F., Garcia, A., 1999," Estrutura dendrítica e parâmetros térmicos na solidificação de ligas Zn-Al" , em : CBECIMAT - Congresso Brasileiro de Engenharia e Ciência dos Materiais, Curitiba, Brasil.
- Prates, M., Davies, G.J. , 1978 "Solidificação e fundição de metais e suas ligas", São Paulo, LTC/EDUSP.
- Pehlke, R. D., et al, 1982, "Summary of Thermal Properties for Casting Alloys and Mold Materials" , Michigan : University of Michigan.
- Poirier, D. R., Ueum, K., Maples, A. L., 1987, "A thermodynamic prediction for microporosity formation in aluminium-rich Al-Cu alloys" *Metall. Trans.*, vol.18A, p. 1979-1987.
- Sahn, P. R., Hansen, P. N., 1984, "Numerical Simulation and Modeling of Casting and Solidification Processes for Foundry and Casthouse", Aachen, Ed. CIATF.
- Swaminathan, C. R., Voller, V. R., 1992, "A general enthalpy method for modeling solidification processes", *Metall. Trans. B*, vol. 23B, p. 651-664.

EFEITOS DO CONDICIONAMENTO HIGROTÉRMICO E DA SEQÜÊNCIA DE EMPILHAMENTO DAS CAMADAS EM COMPÓSITOS DE CARBONO/EPÓXI COM BORDAS MOLDADAS

Geraldo Maurício Cândido

Sérgio Frascino Müller de Almeida

Instituto Tecnológico de Aeronáutica

Divisão de Engenharia Mecânica Aeronáutica

12228-900 São José dos Campos – SP e-mail: frascino@mec.ita.cta.br

Mirabel Cerqueira Rezende

Instituto de Aeronáutica e Espaço

CTA/IAE/AMR

12228-904 São José dos Campos – SP e-mail: mirabel@iae.cta.br

Resumo

Ambientes úmidos e temperaturas elevadas podem causar uma variedade de mudanças nas propriedades mecânicas e termofísicas dos compósitos poliméricos. O processo de difusão da umidade ocorre com o tempo por ação da capilaridade até o laminado atingir o nível de equilíbrio, afetando principalmente a matriz e a interface fibra/matriz. A seqüência de empilhamento das camadas e o tipo de acabamento da borda livre podem afetar a resistência do laminado, causando a delaminação de borda como também influenciar no processo de absorção de umidade. Os laminados fabricados com bordas moldadas eliminam o acabamento da borda por processo de usinagem convencional com grande ganho de produtividade mas, o seu comportamento mecânico saturado de umidade não foi caracterizado. Este trabalho apresenta os resultados do estudo comparativo de laminados cruzados de carbono/epóxi com bordas moldadas e retificadas nas condições seco e úmido, fabricados com pré-impregnados de fita unidirecional contínua e tecido bidirecional.

Palavras-chave: condicionamento higrotérmico, seqüência de empilhamento das camadas, laminados, bordas moldadas e umidade.

1. INTRODUÇÃO

É bem conhecido que ambientes úmidos podem influenciar o desempenho dos compósitos, especialmente quando associados a mudanças de temperatura e/ou tensões, afetando as propriedades mecânicas e termofísicas dos laminados (Wolff, 1993). A umidade pode penetrar na matriz pelo processo de difusão e trabalhar como um plasticizador, interrompendo as ligações polares e danificando a interface fibra/matriz que por conseqüência

contribui para reduzir a rigidez, resistência e temperatura de transição vítrea (Springer, 1981,1984,1988).

Para certificar a utilização de componentes estruturais em condições de serviço é importante investigar o comportamento mecânico dos laminados sob a ação do condicionamento ambiental. Em trabalho recente Cândido *et al.*(1998) demonstraram experimentalmente que o elevado teor de umidade combinado com temperatura alta, podem aumentar ou diminuir a resistência à tração de laminados cruzados de carbono/epóxi fabricados com fita unidirecional contínua em diferentes tipos de acabamento de borda livre.

O acabamento da borda livre por métodos de usinagem convencional é uma etapa que completa o processo de fabricação do compósito por laminação a vácuo e cura em autoclave. Visando eliminar as operações de recorte e acabamento da borda livre, sem penalizar o peso e o custo do compósito, (Almeida & Cândido, 1993) estudaram uma técnica para fabricar laminados com bordas moldadas sem penalizar o peso e o custo da estrutura com grande ganho de produtividade. Porém, verificou-se que, para certas seqüências de empilhamento das camadas, pode haver uma redução na resistência do laminado devido à delaminação causada pela presença de bolsas de resina pura e/ou vazios na vizinhança da borda afetando a magnitude das tensões interlaminares e a tenacidade à fratura do laminado. As tensões interlaminares são causadas pela diferença da razão de *Poisson* e do coeficiente de dilatação térmica entre as camadas (Herakovich, 1981). Essa diferença nas propriedades de engenharia entre as camadas causa o desenvolvimento de um estado triaxial de tensões na vizinhança da borda livre (Pagano & Pipes, 1971). Na prática, os componentes fabricados a partir de laminados sólidos consistem de várias camadas, principalmente de tecido, o que torna inviável o cálculo das tensões interlaminares. Desse modo, os estudos experimentais são imprescindíveis para a análise do problema e principalmente quando são incorporados parâmetros de condicionamento higrotérmico.

Neste trabalho, são apresentados os resultados do estudo comparativo de resistência à tração em laminados de carbono/epóxi com bordas moldadas e usinadas em retifica nas condições seco a temperatura ambiente e úmido simulado em câmara de climatização. Quatro diferentes famílias de laminados cruzados simétricos, foram fabricados com fita unidirecional contínua combinada com tecido bidirecional de carbono de alta resistência.

2. MATERIAIS E MÉTODOS

O pré-impregnado de carbono/epóxi utilizado foi fornecido pela empresa *Hexcel Composites* na forma de rolos de fita unidirecional contínua e tecido bidirecional estilo *eight-harness satin weave (8-HS)*, atendendo os requisitos de projeto e fabricação de conjuntos estruturais para aplicações aeronáuticas. A fibra de carbono é de alta resistência tratada para maior compatibilidade química com a resina epóxi modificada F-584. Este sistema de resina já contém o endurecedor, apresentando-se parcialmente curado, ou seja, no estágio B, oferecendo ao usuário maiores valores de tenacidade e resistência ao impacto do que as resinas termorrígidas convencionais.

Fabricação dos laminados

As camadas foram cortadas manualmente com uma faca de lâmina fina guiada por um molde metálico e laminadas na forma de placas planas em diferentes seqüências de empilhamento. Essas placas combinam camadas de tecido bidirecional (0,90) com fita unidirecional posicionadas nas direções 0 e 90 distribuídas em quatro famílias de laminados cruzados simétricos: [(0,90)/0]_s, [0/(0,90)]_s, [(0,90)/90]_s e [90/(0,90)]_s.

De cada placa foram recortadas cinco amostras de (350 x 50) mm e acomodadas em moldes metálicos com contornos fechados para obter compósitos com bordas moldadas. Esses

moldes foram preparados com desmoldante adequado ao sistema de resina para a cura dos laminados em autoclave.

No ciclo de cura utilizado para o sistema de resina F-584, a temperatura atingiu o valor máximo de 181 °C com 0,69 MPa (6,9 bar) de pressão e o vácuo agindo a 0,083 MPa (0,83 bar) com taxa de aquecimento e resfriamento de 2,5 °C/min. Após a cura os laminados foram desmoldados e inspecionados visualmente. O mesmo procedimento foi empregado na fabricação de placas laminadas, uma de cada família, sobre um molde plano para obter corpos-de-prova com bordas usinadas em retífica para a comparação dos resultados. Para verificar a fração de volume de fibras, conteúdo de vazios e a massa específica do compósito foi utilizado a técnica de digestão química da resina epóxi em ácido nítrico a quente conforme a norma ASTM D 3171.

Preparação dos corpos-de-prova

A geometria do corpo-de-prova utilizado no ensaio de tração apresenta dimensões nominais de (350 x 50) mm e *tabs* de fixação na máquina de ensaio de (75 x 50) mm colado nas extremidades (Lagace, 1986). Os *tabs* foram fabricados com material pré-impregnado de tecido bidirecional de fibra de vidro estilo 7781 e resina epóxi F-155 de cura a 180 °C da *Hexcel Composites*, colados com filme adesivo EA 9628.045 PSF de cura a 120 °C da *Hysol*. O total de quarenta corpos-de-prova foi preparado com bordas moldadas e usinadas em retífica.

Os corpos-de-prova com bordas moldadas passaram por uma operação de rebarbação ao longo da superfície das bordas para remover o excesso de resina que fluiu durante a cura, sem descaracterizar o contorno geométrico. Os corpos-de-prova com bordas usinadas foram recortados das placas, por um disco diamantado para evitar que ocorra a delaminação de borda livre já nas operações de usinagem. As dimensões finais foram obtidas por usinagem em retífica produzindo um ótimo acabamento da borda livre.

Também foram preparadas quatro amostras de acompanhamento de (50 x 50) mm de cada família de laminados com bordas moldadas e retificadas, para o ensaio de condicionamento higrotérmico.

Inspeção da Qualidade

A verificação do padrão da qualidade das placas curadas, quanto ao nível de defeitos do tipo porosidades, bolsas de resina pura, trincas e delaminações foi realizada por teste ultrassônico de inspeção não destrutiva pela técnica de pulso eco. O teste de digestão química da resina epóxi foi utilizado para fornecer as informações relacionadas com o processo de cura.

Por fim, todos corpos-de-prova com bordas livres retificadas e moldadas foram novamente submetidos a inspeção ultrassônica. Nesta etapa foi utilizada a técnica de transmissão total por coluna d'água para detectar a possível existência de delaminações que poderiam ter sido geradas durante os procedimentos de usinagem e acabamento da borda livre. Não foi registrado nenhum tipo de discrepância, portanto os corpos-de-prova foram preparados e enviados para os ensaios propostos.

3. RESULTADOS

Digestão Química

Os dados obtidos na digestão química permitiram calcular os valores médios do conteúdo de resina em peso do laminado que é de 27,7%, a fração volumétrica de fibras de 64,7% (v/v), conteúdo de vazios de 0,51% (v/v) e a massa específica de 1,58 g/cm³, certificando a boa qualidade do compósito.

Condicionamento Higrotérmico

Quarenta corpos-de-prova de tração e trinta e duas amostras de acompanhamento das famílias de laminados fabricadas com bordas moldadas e usinadas em retífica foram selecionadas para o ensaio de condicionamento higrotérmico simulado em uma câmara de climatização. Este é um teste gravimétrico que controla a alteração do ganho de umidade no laminado em função do tempo pela medida da mudança de massa nas amostras de acompanhamento completamente expostas a condição ambiental de teste, até que estas alcancem o estado efetivo de equilíbrio de umidade na estrutura do compósito.

Baseado no Procedimento B da norma ASTM D 5229/D5229 M-92 para os corpos-de-prova de compósitos a serem submetidos aos ensaios mecânicos na condição úmida, todos laminados foram expostos à temperatura de 80 °C, que é o máximo valor recomendado pela norma para matriz epóxi curada a 177 °C, e o teor de umidade relativa escolhido foi de 95%. Estes parâmetros foram programados em uma câmara de condicionamento *Heraus Vötsch* modelo VUK 08/1000, calibrada para manter por monitoração automática o valor da temperatura na faixa de ± 1 °C e o teor de umidade relativa na faixa de $\pm 3\%$.

Antes de iniciar a climatização todos corpos-de-prova e amostras de acompanhamento foram previamente secados em estufa a 110 ± 2 °C por duas horas. Após este período somente as amostras de acompanhamento foram imediatamente removidas para um dessecador até que se atingisse a temperatura ambiente e pesadas em balança analítica enquanto que os corpos-de-prova permaneceram na estufa. Este procedimento foi realizado baseado na norma ASTM C 562-85 e repetido várias vezes até que ocorresse a estabilização da massa seca, com precisão de $\pm 0,002$ g nos laminados. Em seguida, esses corpos-de-prova e amostras de acompanhamento foram armazenados na câmara de climatização e iniciado o condicionamento. Semanalmente todas amostras de acompanhamento foram removidas e pesadas em uma balança analítica *Sartorius Jundilab* – modelo BP 2105 com precisão de 0,1mg, enquanto que os corpos-de-prova permaneceram na câmara.

A operação de remoção das amostras foi sempre realizada com rapidez e as amostras imediatamente armazenadas em uma embalagem plástica para evitar que o contato com a temperatura ambiente do laboratório interferisse no conteúdo da umidade absorvida. Essa operação se repetiu por cinco semanas até que os laminados atingissem o limite efetivo de saturação de umidade. As médias do ganho de massa acumulado verificada nas amostras de acompanhamento das quatro famílias de laminados com bordas retificadas e moldadas estão mostradas na Tabela 1. A redução da umidade verificada na quarta semana ocorreu devido a problema na câmara de climatização nesse período.

Tabela 1. - Média do ganho de massa dos laminados condicionados.

Família de Laminados	Acabamento da Borda	Média do Ganho de Massa (%)				
		1ª Semana	2ª Semana	3ª Semana	4ª Semana	5ª Semana
[(0,90)/0] _s	Retificada	0,57	0,58	0,61	0,58	0,63
	Moldada	0,57	0,56	0,61	0,56	0,63
[0/(0,90)] _s	Retificada	0,70	0,69	0,71	0,66	0,74
	Moldada	0,69	0,67	0,71	0,65	0,73
[(0,90)/90] _s	Retificada	0,66	0,64	0,67	0,63	0,69
	Moldada	0,61	0,59	0,61	0,55	0,64
[(90)/(0,90)] _s	Retificada	0,66	0,64	0,68	0,62	0,70
	Moldada	0,64	0,61	0,63	0,57	0,65

Resistência à tração

Após o condicionamento todos corpos-de-prova foram removidos da câmara, embalados e imediatamente ensaiados em tração. O ensaio foi realizado em uma máquina *Instron* modelo

1332 à temperatura ambiente com velocidade de 1,0 mm/min. A importância do efeito de borda livre na resistência dos laminados pesquisados, para ambos os tipos de acabamento de borda, foi caracterizada pela avaliação do efeito da seqüência de empilhamento das camadas. A medida da tensão de fratura de cada família de laminados com bordas retificadas e moldadas, seco e úmido está apresentada na figura 1. Nesta figura incluem-se também os resultados obtidos por (Cândido, 1993) em corpos-de-prova secos com bordas retificadas e moldadas. O maior e menor valor medido também foi incluído para caracterizar a dispersão de dados. Fotomicrografias típicas da seção transversal dos laminados analisados, próximas à região de borda livre e interior do laminado são mostradas nas figuras 2 a 5.

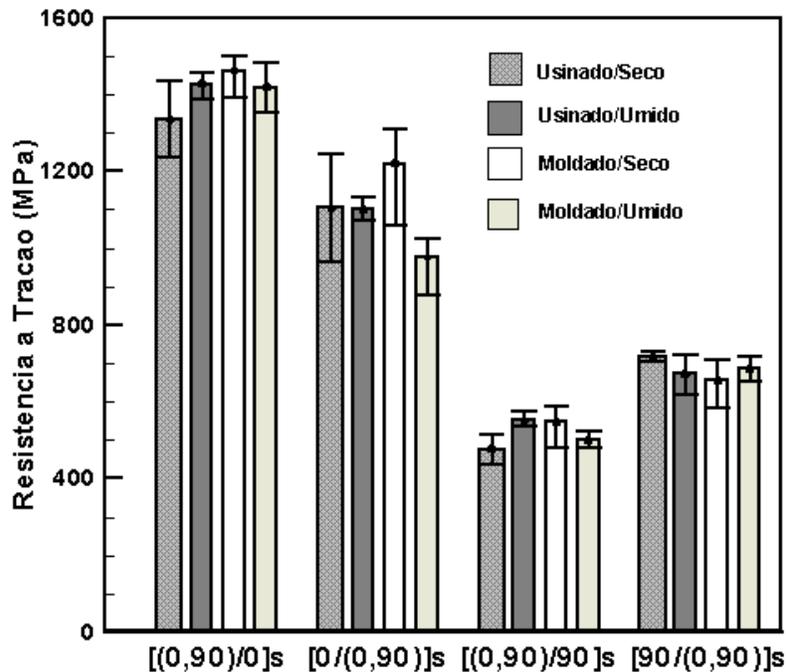


Figura1. - Resultados dos ensaios de resistência à tração dos laminados.

4. DISCUSSÃO

A análise dos resultados de absorção de umidade apresentados na Tabela 1, indica que a concentração aumenta rapidamente com o tempo na primeira semana de condicionamento e se aproxima lentamente do nível de equilíbrio após vários dias de exposição ao ambiente úmido, levando todos laminados a atingir um ganho de massa médio de mesma ordem. Isso é esperado uma vez que esses laminados foram produzidos com espessura uniforme e isentos de defeitos de fabricação, tais como, trincas, bolhas, vazios e delaminações, como observado nas inspeções ultra-sônicas e na determinação de vazios via digestão química da resina. Além disso, a seqüência de empilhamento das camadas, orientação das fibras e os tipos de acabamento da borda livre pesquisados, devem ter influenciado muito pouco no processo de difusão da umidade.

Os resultados mostram, também, que os laminados com bordas retificadas das famílias [(0,90)/90]_s e [90/(0,90)]_s, apresentam, em geral, um ganho de massa ligeiramente superior em comparação aos laminados com bordas moldadas. Isso pode ter ocorrido porque neste tipo de laminado que contém camadas de tecido bidirecional, há a formação natural de pequenas bolsas de resina nos espaços entre a trama e o urdume, como é mostrado na figura 2. Quando

esses laminados foram submetidos às operações de corte e retifica, microtrincas podem ter se desenvolvido nessas regiões do material, que coincidem com a borda livre, e danificado a interface fibra/resina das fibras a 90°, que se apresentam em maior densidade nessas famílias. Como as características químicas da resina influenciam fortemente no processo de absorção, a difusão da umidade pode ter sido acelerada por ação da capilaridade nas microtrincas, assim como, pelas interfaces expostas na superfície das bordas retificadas ilustrada na figura 3.



Fig. 2. - Seção transversal do interior do laminado $[90/(0,90)]_s$.

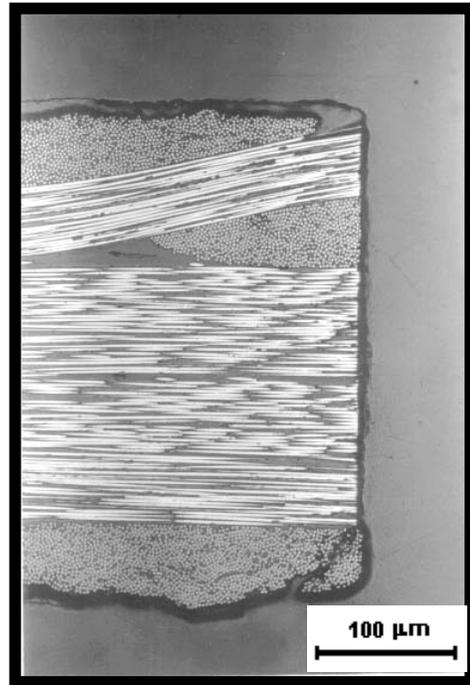


Fig. 3. - Seção transversal da borda moldada do laminado $[(0,90)/90]_s$.

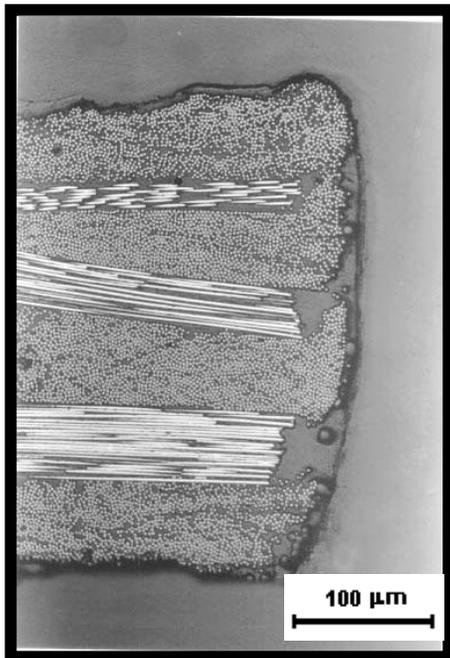


Fig. 4. - Seção transversal da borda moldada do laminado $[0/(0,90)]_s$.

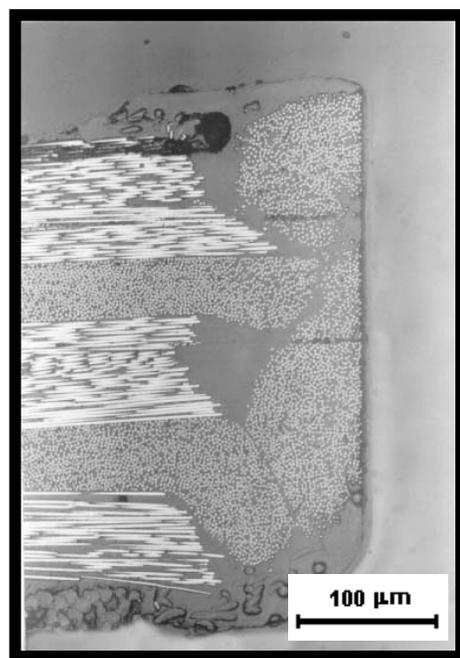


Fig. 5. - Seção transversal da borda moldada do laminado $[90/(0,90)]_s$.

A análise dos resultados de resistência à tração dos compósitos na condição seca mostrados na figura 1, indica que os laminados com bordas retificadas das famílias $[(0,90)/0]_s$, são em média, 17% mais resistentes do que os laminados $[0/(0,90)]_s$. O mesmo resultado também foi registrado para os laminados com bordas moldadas. Isto mostra que o efeito da seqüência de empilhamento das camadas para este tipo de laminado, com maior conteúdo de fibras a 0° , se manifesta igualmente. A quantidade de fibras longitudinais é determinante para que ocorra um maior fluxo delas em direção a região de borda durante a cura do compósito na autoclave, formando um arranjo de resina rico em fibras na borda moldada, como mostra a figura 4. Mas os resultados de resistência são favoráveis aos laminados com bordas moldadas, o que sugere que quanto maior for a densidade de fibras longitudinais no interior da borda livre, melhor será o desempenho do laminado sob carregamento em tração.

Ainda na condição seca, os resultados apresentados pelos laminados $[90/(0,90)]_s$, são em média 33% mais resistentes do que os laminados $[(0,90)/90]_s$, quando as bordas retificadas foram utilizadas. Porém quando as bordas moldadas foram consideradas, ocorreu a redução de 17%. Neste caso, o efeito da seqüência de empilhamento de camadas para este tipo de laminado é mais severo com bordas retificadas do que com bordas moldadas. A figura 5 mostra que para o laminado $[90/(0,90)]_s$ as bordas moldadas são tipicamente formadas por resina reforçadas por fibras a 0° e pequenas áreas de resina pura. Já para o laminado $[(0,90)/90]_s$ a borda moldada apresenta uma grande bolsa de resina. A presença dessa bolsa reduz a resistência do laminado como foi experimentalmente demonstrado.

Os resultados obtidos para todos laminados na condição úmida, resumidos na figura 1 fica evidente que a absorção de umidade tem uma influência nas propriedades da resina. É observado uma grande influência na resistência à tração dos laminados com bordas retificadas e moldadas, indicando que as propriedades do compósito, principalmente as da resina e a interface fibra/resina foram afetadas.

A análise dos dados de resistência dos laminados com bordas retificadas das famílias $[(0,90)/0]_s$, $[0/(0,90)]_s$ e $[(0,90)/90]_s$ indica que a concentração de umidade foi favorável a resistência desses laminados em relação aos secos o que sugere que a umidade atuou como tenacificante da matriz sem danificar a interface fibra/resina, como também reduziu a dispersão de dados. Entretanto, nos laminados com bordas moldadas verificou-se o efeito deletério da umidade com o decréscimo da propriedade de resistência à tração dessas famílias. A umidade trabalhou como um plasticizador podendo ter causado a destruição da interface devido a quebra das ligações da resina.

No arranjo de resina e fibras que se forma na borda moldada ocorre o surgimento de pequenas bolsas de resina que podem favorecer a absorção de umidade. Porém nos laminados da família $[90/(0,90)]_s$ o comportamento dos esforços atuantes nos laminados determinaram o desempenho mecânico contrário. Os laminados com bordas retificadas úmidos tiveram resultados inferiores aos secos mas com a dispersão de dados maior. Por outro lado, os laminados com bordas moldadas úmidos são mais resistentes que os moldados secos, mas com menor dispersão de dados. Outro aspecto a ser considerado é que esses laminados contêm duas camadas de tecido e devido ao arranjo formado pela trama e urdume também facilitam o aparecimento de pequenas bolsas de resina no interior do compósito. Essas bolsas são regiões de comportamento mais frágil e durante a aplicação de esforços pode atuar como pontos de fragilização do laminado. Se essas regiões de resina absorvem umidade e melhora a tenacidade à fratura, reduzindo as tensões residuais, por conseqüência pode melhorar o desempenho mecânico do laminado.

5. CONCLUSÕES

Os resultados dos ensaios de tração mostram que ambos, processo de fabricação e condições ambientais, podem afetar de forma significativa a resistência dos laminados. Compósitos fabricados com fita unidirecional combinada com tecido bidirecional são muito sensíveis ao efeito da seqüência de empilhamento das camadas, tanto seco como úmido, ainda que com as bordas cuidadosamente retificadas. Devido a natureza tridimensional dos tecidos, era de se esperar que a defasagem entre as propriedades elásticas por meio da interface não fosse tão severa, assim, baixas tensões interlaminares seriam desenvolvidas e como conseqüência uma alta resistência à delaminação de borda deveria resultar. Do mesmo modo, a resistência dos laminados com bordas moldadas é muito sensível à seqüência de empilhamento de camadas, mas menos do que os laminados com bordas retificadas. Quanto maior o conteúdo de fibras longitudinais no interior da borda moldada melhor será o desempenho do laminado em carregamento de tração.

O efeito do conteúdo de umidade na resistência à tração é muito complexo, pois afeta tanto a distribuição das tensões interlaminares como o comportamento mecânico da resina. Os resultados experimentais indicam que os efeitos combinados da umidade com a temperatura podem tanto aumentar como reduzir as propriedades dominadas pela matriz e afetar a resistência do laminado.

O uso de bordas moldadas reduz os custos de fabricação de peças de compósitos. A pequena perda na resistência pode ser compensada pela alta produtividade e baixa sensibilidade à seqüência de empilhamento das camadas e tipo de acabamento de borda. Portanto, esses aspectos devem ser levados em consideração na caracterização experimental de laminados para levantamento de valores admissíveis de operação para estruturas de compósitos. Uma análise teórica do problema de borda livre envolvendo tecido é muito difícil de ser feita porque modelos de elementos finitos tridimensionais tem que ser usados. Neste caso, a análise experimental se apresenta como a única fonte de dados para projeto.

6. AGRADECIMENTOS

Os autores agradecem à FAPESP pelo apoio financeiro (Processo 96/04116-6), à EMBRAER, INPE e a Divisão de Materiais/IAE/CTA pelo suporte na parte experimental e à empresa HEXCEL Composites pelo fornecimento do material pré-impregnado.

7. REFERÊNCIAS

- Almeida, S.F.M. and Cândido, G.M.,1993 “Effect of the Free Edge Finishing on the Strength of Composite Carbon/Epoxy Laminates”, Composite Structures, Vol.25, pp.287-293.
- Cândido, G.M.,1993 “Efeito do Tipo de Acabamento da Borda Livre na Resistência à Tração de Laminados de Carbono/Epóxi”, Tese de Mestrado, Instituto Tecnológico de Aeronáutica, São José dos Campos, S.P. Brasil, 145 p.
- Cândido, G.M., Rezende, M.C. & Almeida, S.F.M.,1998, “Influência do Efeito Higrotérmico na Resistência de Laminados Cruzados de Carbono/Epoxi com Bordas Moldadas,” Anais do 13º Congresso Brasileiro de Engenharia e Ciência dos Materiais, CD-ROM, Curitiba, Brasil, pp.2157-2167.
- Herakovich, C.T.,1981, “On the Relationship Between Engineering Properties and Delamination of Composite Materials”, J. of Composite Materials, Vol.15, pp.336-348.
- Lagace, P. A., 1986, “Delamination in Composites: is Toughness the Key?”, SAMPE J., Vol.22, No.6, pp.53-60.

- Pagano, N.J. and Pipes, R.B.,1971, “The Influence of Stacking Sequence on Laminate Strength”, J. of Composite Materials, Vol.5, pp.50-57.
- Springer, G.S.,1981, 1984, 1988, “Environmental Effects on Composite Materials”, Ed. Technomic Publishing, Lancaster, PA, USA, Vol.1, 203p., Vol.2, 438 p., Vol.3, 498 p.
- Wolff, E.G.,1993, “Moisture Effects on Polymer Matrix Composites”, SAMPE J., Vol.29, No.3, pp.11-19.

INFLUÊNCIA DAS CONDIÇÕES SUPERFICIAIS NA ESTABILIDADE DO ARCO EM SOLDAGEM TIG DE ALUMÍNIO

Alberto Borges Vieira Júnior

Américo Scotti

Universidade Federal de Uberlândia, Faculdade de Engenharia Mecânica, FEMEC, 38400-902, Uberlândia, MG, Brasil, E-mail: abvieira@mecanica.ufu.br

RESUMO

O objetivo desse trabalho foi pesquisar a influência das condições superficiais da chapa de alumínio sobre a estabilidade do arco no processo TIG – Onda Retangular. Foram provocadas diferentes condições de rugosidade e graus de oxidação superficial em corpos-de-prova, que foram soldados com simples deposição de calor, mantidos constantes os parâmetros de ajuste iniciais da soldagem. Avaliou-se a estabilidade do arco a partir da medida da largura e da uniformidade do ataque catódico e da análise dos oscilogramas de tensão. Encontrou-se que as chapas na condição “natural” provocam maior estabilidade do arco que as chapas limpas quimicamente ou oxidadas artificialmente. Já a rugosidade leva à instabilidade. Chapas com maior rugosidade demandam um tempo no negativo (t-) muito longo, enquanto as menos rugosas apresentam maior flexibilidade no ajuste.

Palavras-chave: TIG; alumínio; estabilidade do arco; condições superficiais

ABSTRACT

The objective of this work was to find the influence of the aluminum plate surface conditions on arc stability of AC rectangular wave GTAW. Roughness and oxidation conditions at different grades were provoked on testing specimen, which were “bead on plate – no metal feeding” welded under fixed parameter setting. Arc stability was assessed by measurement of width and uniformity of the cathodic etching sputtering zone and by analyses of voltage oscillograms. It was found that plates with “natural” condition lead to more arc stability than chemically cleaned or artificially oxidized ones. Roughness leads to arc instability. Plates presenting higher roughness demand a longer time in electrode negative, while smooth plates accept a wider range of settings.

Key-Words: GTAW; aluminum; arc stability; surface conditions

(1) Eng. Civil - doutorando - UFU
abvieira@mecanica.ufu.br

(2) Phd, Prof. - Depto. Eng. Mecânica - UFU
ascotti@mecanica.ufu.br

1. INTRODUÇÃO

A mecanização e a automatização permitiriam conciliar uma boa produtividade com o excelente controle de calor e a soldagem mais suave e de melhor aspecto conseguidos com o processo TIG. Um dos principais campos de pesquisa, no sentido de se melhorar as condições para a automatização, usando-se corrente alternada (CA), é o controle em tempo real do tempo de permanência do eletrodo nas polaridades positiva (t+) e negativa (t-).

Sabe-se que durante t+ acontece o ataque ou limpeza catódica, por ocasião da emissão de campo que ocorre da chapa para o eletrodo de tungstênio. A remoção de óxido é muito importante porque a camada de óxido, sendo isolante e refratária, dificulta a soldagem com o eletrodo na polaridade negativa. Por outro lado, durante t+ a maior parte do calor gerado no arco fica no eletrodo, o que não é desejável nem do ponto de vista da eficiência do processo, nem da vida útil do eletrodo. Desse modo, buscaram-se condições que permitam a maior relação (t-/t+) possível, isto é, prolongar ao máximo possível t-, desde que sejam satisfeitos os requisitos de estabilidade do arco e de qualidade final dos cordões. Com isto preserva-se o eletrodo e se obtém maior rendimento térmico do processo.

Alguns dados sobre a influência das condições superficiais sobre os resultados da soldagem TIG em alumínio já são conhecidos. BARHORST ⁽¹⁾, por exemplo, relata um grande aumento no índice de aceitação de soldagens com a melhoria das condições de limpeza, obtendo o melhor resultado com a conjugação de limpeza química e catódica antes da soldagem. Considerando que já foi estudada a influência do ajuste de parâmetros e do eletrodo de tungstênio sobre a estabilidade do arco, no LAPROSOLDA-UFU (Scotti et al ⁽²⁾), propôs-se neste trabalho estudar a influência do item restante, ou seja, das condições superficiais mencionadas (rugosidade e limpeza de óxido) sobre a estabilidade do arco e sobre a faixa de ataque catódico (FAC) que se forma ao lado do cordão durante t+.

2. METODOLOGIA EXPERIMENTAL

Como corpos-de-prova, usaram-se chapas com as dimensões 2,7 x 66 x 280 mm da liga Al-Mg 5052-H32.

Inicialmente, buscou-se conseguir condições de rugosidade e limpeza de óxido que pudessem ser classificadas em faixas bem distintas entre si. Para a rugosidade, verificou-se que seria possível tal diferenciação a partir de chapas com as seguintes condições e respectivos valores médios de rugosidade "rms": "Polido - P" ($0,37 \pm 0,07 \mu\text{m}$); "Natural - N" ($0,52 \pm 0,24 \mu\text{m}$); "Escovado e lixado manualmente - L" ($1,97 \pm 0,33 \mu\text{m}$) e "Escovação mecânica e manual -M" ($3,54 \pm 0,99 \mu\text{m}$).

Quanto à limpeza de óxido, as condições consideradas foram: "Limpeza química - LQ"; "Natural - N" e "Oxidado artificialmente - OA".

A condição de rugosidade P foi obtida com lixamento, usando lixas de granulometria fina (números 600 e 1000) e "buffing", com disco rotativo revestido de pano embebido em suspensão contendo alumina como abrasivo ⁽³⁾. Na condição N as chapas foram usadas como adquiridas de fábrica, apresentando uma nítida textura de laminação no sentido longitudinal. Para se obter a condição L, empregou-se escovação manual com escova de aço inoxidável e, em seguida, lixamento com lixa nº 80. Em ambos os casos (escovação e lixamento), buscou-se obter uma textura o mais isotrópica possível, a partir da variação direcional dos movimentos. A condição M foi obtida submetendo-se as chapas à ação de uma escova rotativa de cerdas de aço, acoplada ao motor de um moto-esmeril. Como se notou a formação

de um certo polimento ou camada refundida superficial (apesar de se conseguirem veios profundos, mas com orientação preferencial), decidiu-se fazer também uma escovação manual com escova de aço.

A condição LQ foi obtida com a aplicação, imediatamente antes da soldagem, de um desoxidante ácido ("Ox Out 536" da Chemclean Corp.). A aplicação se fez com uma esponja embebida com o desoxidante, enxaguando-se a chapa em seguida. Para obtenção da condição OA, algumas chapas foram mantidas sob temperatura 400°C por uma hora em um forno. Após retiradas do forno, enquanto se resfriavam, foram jateadas com oxigênio. As chapas adquiriram um aspecto superficial amarelado.

Condições de sujeira orgânica e outras não foram consideradas no estudo, apesar de sua influência sobre porosidade e outros defeitos do cordão. Como critérios para avaliação da estabilidade do arco usaram-se a largura e a uniformidade da faixa de ataque catódico e os oscilogramas de tensão e corrente adquiridos durante soldagens de corpos-de-prova onde foram provocadas diferentes condições de rugosidade e limpeza de óxido. A Figura 1 mostra a convenção adotada para a medida das larguras ao longo do cordão de solda e de suas regiões adjacentes.

3 - RESULTADOS

3.1 - Influência da Rugosidade

Pode-se notar (Figura 2) que tanto para as soldagens em CC+, quanto para aquelas em CA em que a relação $t-/t+$ é menor (aproximando-se assim de CC+), existe uma tendência das larguras externas "le" e das faixas de ataque catódico restritas "FACr" aumentarem com a rugosidade. Ocorre uma reversão dessa tendência quando se passa da condição L para a condição M (Figura 2). Uma hipótese para essa reversão de tendência é a de que as microrugosidades influam tanto ou mais no fenômeno que as macrorugosidades. Não se pode garantir maior quantidade de microrugosidades na condição M em relação à condição L, embora as macrorugosidades sejam significativamente maiores. Os oscilogramas de tensão referentes às soldagens realizadas sobre chapas nas condições N e L (Figura 5 (a,b)), bem como os maiores valores de tensão necessários no caso da condição L, são coerentes com essa tendência de aumento da FACr e da instabilidade do arco com o aumento da rugosidade.

Para as soldagens em CC-, e para aquelas em CA com maiores relações $t-/t+$, a rugosidade influi pouco sobre a largura externa "le" e sobre a "FACr". No entanto, a rugosidade influi sobre o aspecto final do cordão. À medida em que se aumenta a rugosidade, a superfície do cordão vai-se tornando cada vez mais enrugada, denunciando maior presença de óxido (Figura 4 (i)). A camada natural de óxido (Al_2O_3) sobre a superfície do alumínio é de pequena espessura (variando de 2 a 5 nm) e, quando removida, regenera-se rapidamente. Estima-se que em 15s esta camada recupere cerca de 1/3 de sua espessura original. Dessa forma, para uma camada de óxido aproximadamente constante com o tempo, a multiplicação da área exposta (com o aumento da rugosidade), provocada por meios mecânicos é o que realmente aumenta a quantidade de óxido por área de projeção. FUERSCHBACH⁽⁴⁾ e PANG et al⁽⁵⁾ afirmam que o aspecto enrugado e fosco dos cordões resultantes das soldagens em CC- se deve à presença de óxido não removido da região fundida. O óxido presente na superfície, juntamente com aquele que se forma à frente da tocha, por elevação de temperatura, faz com que a poça, sem a necessária fluidez, se solidifique em uma condição viscosa.

3.2 - Influência da Limpeza de Óxido

Comparando-se o aspecto dos cordões e suas regiões adjacentes resultantes das soldagens sobre chapas com diferentes condições de limpeza de óxido, pode-se ver que a largura externa "le" e a "FACr" é sempre menor para a condição N (Figura 3). A condição LQ provoca os maiores valores dessas larguras, bem como a maior instabilidade do arco. Essa maior instabilidade pode ser vista nos oscilogramas de tensão (Figura 5.d) e nos valores de tensão (Tabela 6). No caso em que se empregou $t_- = 5$ ms, para a condição LQ, ocorreu inclusive o fenômeno da retificação de corrente quando, em vários trechos, não ocorreu o ciclo positivo da corrente (Figura 5.d).

No caso das soldagens em CC-, ou CA com maiores relações t_-/t_+ , existe a tendência de se produzir muita porosidade superficial nos casos das condições N e OA. Justifica-se assim a limpeza química como expediente para prevenção da porosidade, principalmente para maiores relações t_-/t_+ . Observando-se os oscilogramas de tensão (Figura 5.h), pode-se notar também a maior estabilidade do arco na condição LQ, para as soldagens em CA com maior valor de t_- . No entanto, nesse caso necessitam-se de menores valores de tensão quando a condição é N.

4 - CONCLUSÃO

Métodos mecânicos de limpeza produzem maior rugosidade e mais óxido por área de projeção. Se for considerado apenas o critério da estabilidade do arco, deve-se, nesse caso, optar-se por uma maior relação t_-/t_+ . O cordão, no entanto, apresentaria um aspecto mais enrugado. Torna-se então necessário buscar uma solução de compromisso entre o nível de rugosidade provocado e a relação t_-/t_+ .

A limpeza química só é viável quando se trabalha com CC-, ou com CA com grandes relações t_-/t_+ . Nessas condições, evita-se a porosidade e o enrugamento superficial, bem como se melhora a estabilidade do arco, se o critério para avaliação dessa estabilidade for a uniformidade dos oscilogramas ou o desvio-padrão dos valores de tensão (ou dos valores de tensão dos patamares positivos dos ciclos). Se o critério for a largura da "FACr" ou o valor de tensão (ou valor de tensão dos patamares positivos dos ciclos), a condição N é quase sempre a melhor. A vantagem da condição N sobre as outras é mais acentuada para CC+ ou para CA com pequenas relações t_-/t_+ .

Dessa forma, considerando-se apenas a estabilidade do arco e o aspecto superficial dos cordões, é possível trabalhar-se com chapas com rugosidade e grau de limpeza de óxido na condição N (natural), desde que a relação t_-/t_+ seja menor. A opção pela limpeza química pode permitir que se trabalhe com maiores relações t_-/t_+ mas, nesse caso, uma não uniformidade na condição de limpeza pode provocar enrugamento e porosidade superficial e, se houver alguma falha momentânea, com diminuição de t_- , pode-se gerar muita instabilidade do arco.

5 - AGRADECIMENTOS

Agradece-se ao Conselho Nacional de Pesquisa, CNPq, pelo suporte financeiro, e ao Laboratório de Processos de Soldagem da Universidade Federal de Uberlândia, LAPROSOLDA-UFU, pelo uso de instalações e equipamentos que tornaram possível este trabalho.

6 - REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- 1- BARHORST,S., The Cathodic Etching Technique for Automated Aluminum Tube Welding, Welding Journal, USA, vol. 64 (n^o 5): p. 28-31, may 1985.
- 2- SCOTTI, A., DUTRA, J.C. & SANCHES, H.A., The Effect of the Set Parameters on Arc Stability and Bead Geometry of Aluminum GTA Welding using Rectangular Wave AC Output, In: 9th Int. Conf. On the Joining of Materials (JOM-9), Helsingor, Denmark, May 1999, JOM Institute, p. 124-129.
- 3- KING,R.G., Surface Treatment and Finishing of Aluminium, 1st ed., England, Pergamon, 1988, p. 07.
- 4- FUERSCHBACH, P.W., Cathodic Cleaning and Heat Input in Variable Polarity Plasma Arc Welding of Aluminum, Welding Journal, USA, vol. 77 (n^o 2): p. 76-85, feb. 1998.
- 5- PANG,Q. et al, Workpiece Cleaning During Variable Polarity Plasma Arc Welding of Aluminum, Journal of Engineering for Industry, USA, vol. 116: p. 463-466, nov. 1994.

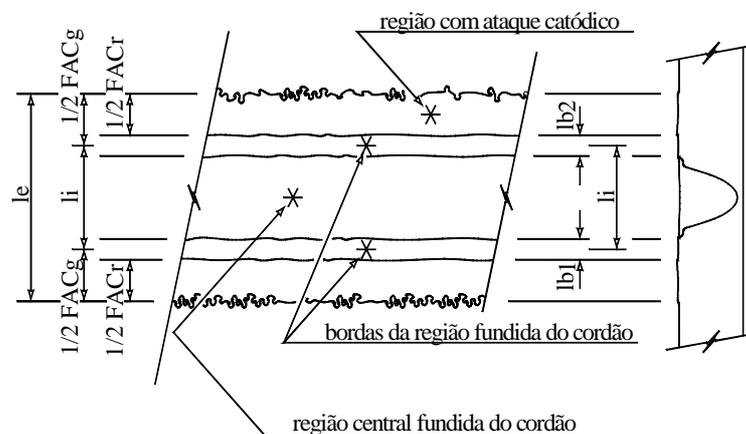


Figura 1 - Larguras Consideradas na Análise dos Cordões e Regiões Adjacentes, onde:

le = Largura externa do Cordão ou da Região com Ataque Catódico;

li = largura entre os centros das bordas;

$lb1$ e $lb2$ = Bordas que Separam a Região Fundida das Áreas com Ataque Catódico;

$FACg$ = Faixa de Ataque Catódico "Geral" (pode incluir partes das bordas);

$FACr$ = Faixa de Ataque Catódico "Restrita" (exclui as bordas);

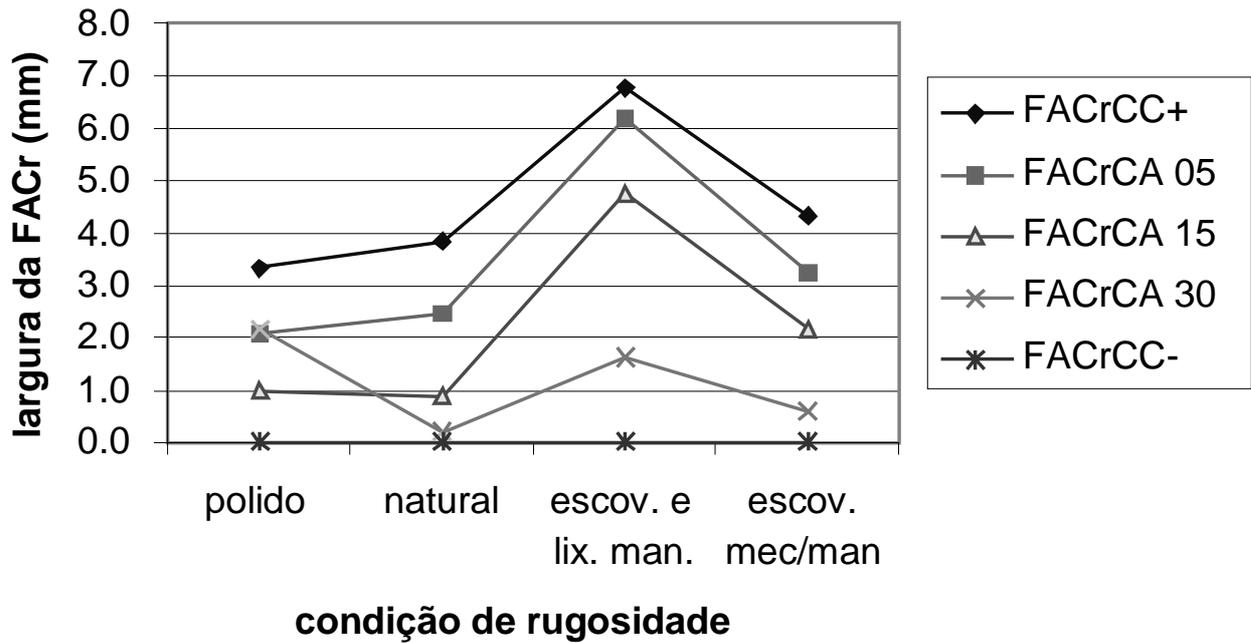


Figura 2 – Largura da Faixa de Ataque Catódico Restrita (FACr) em Função da Condição de Rugosidade

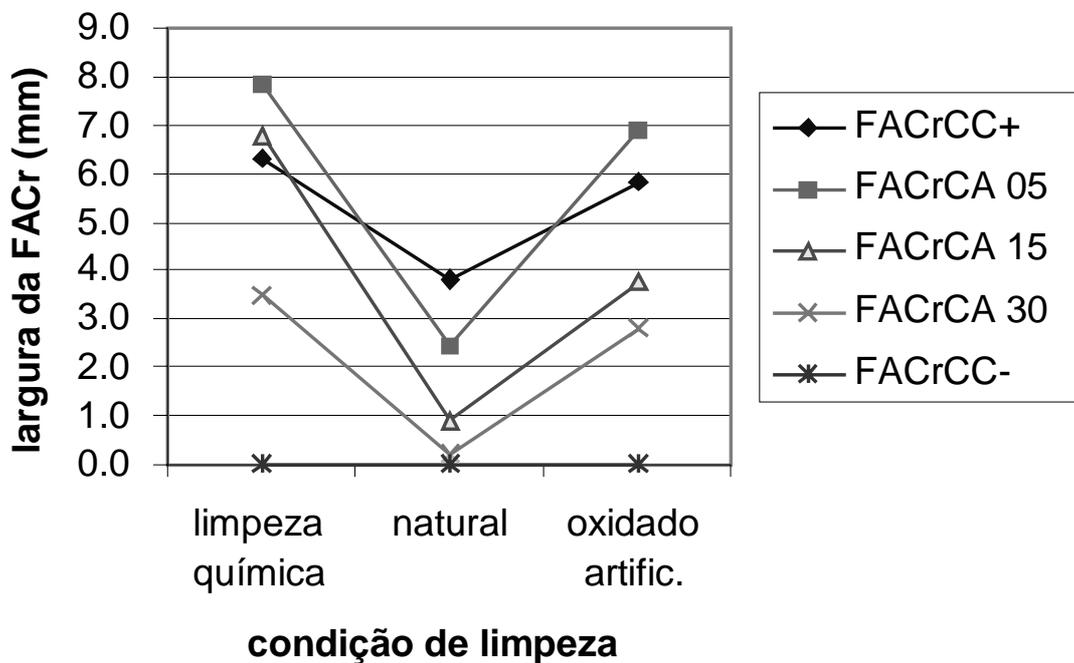


Figura 3 – Largura da Faixa de Ataque Catódico Restrita (FACr) em Função da Condição de Limpeza de Óxido

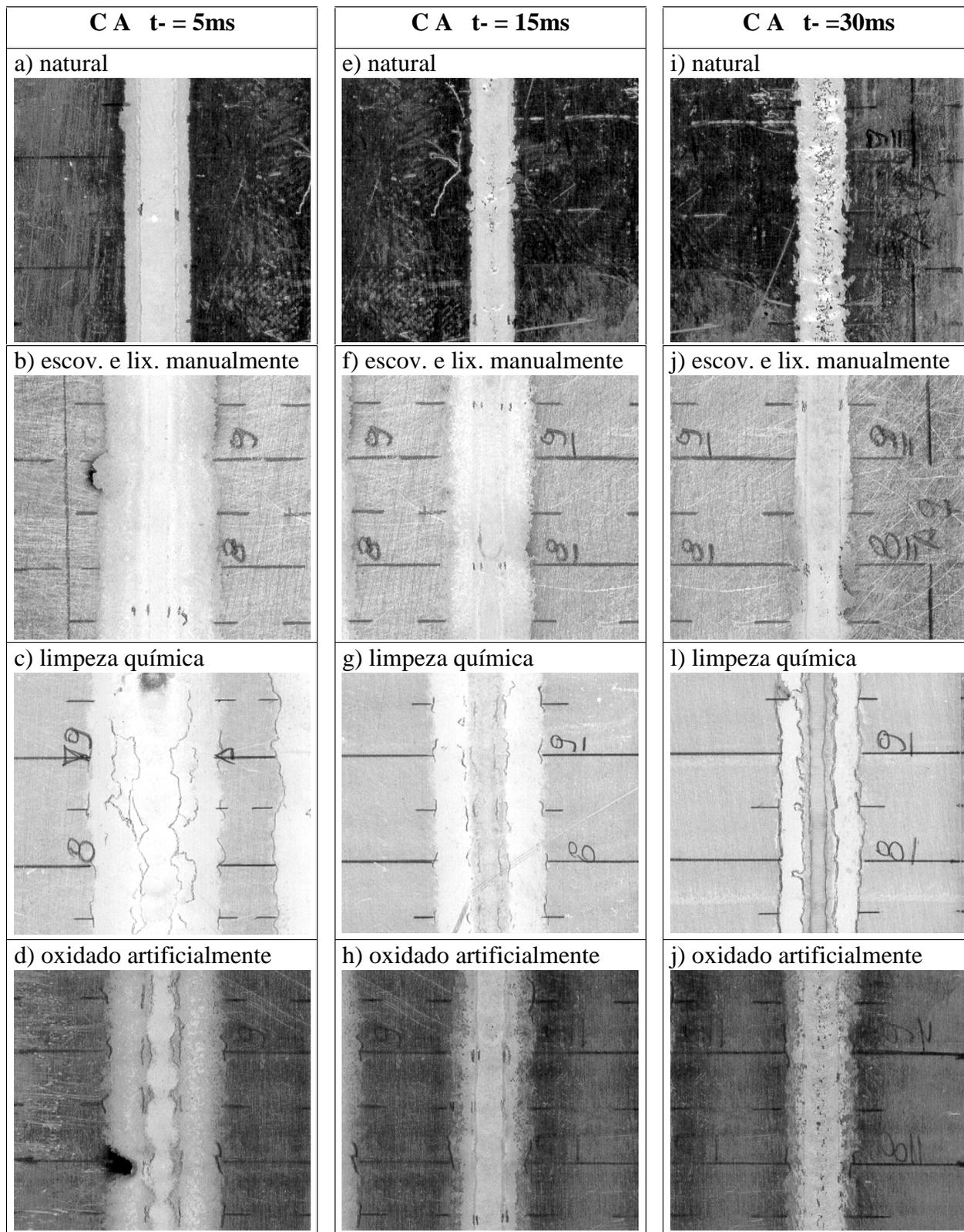


Figura 4 - Aspecto Superficial - Soldagens em CA - Influência da Rugosidade

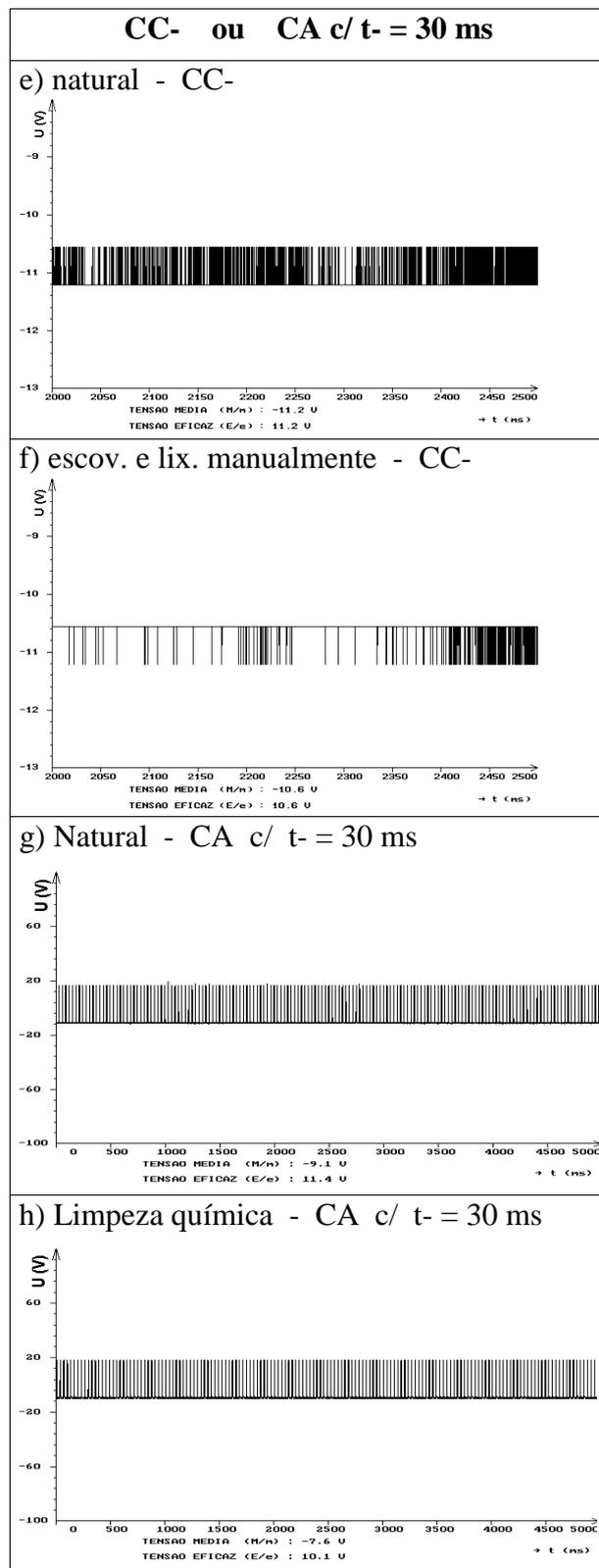
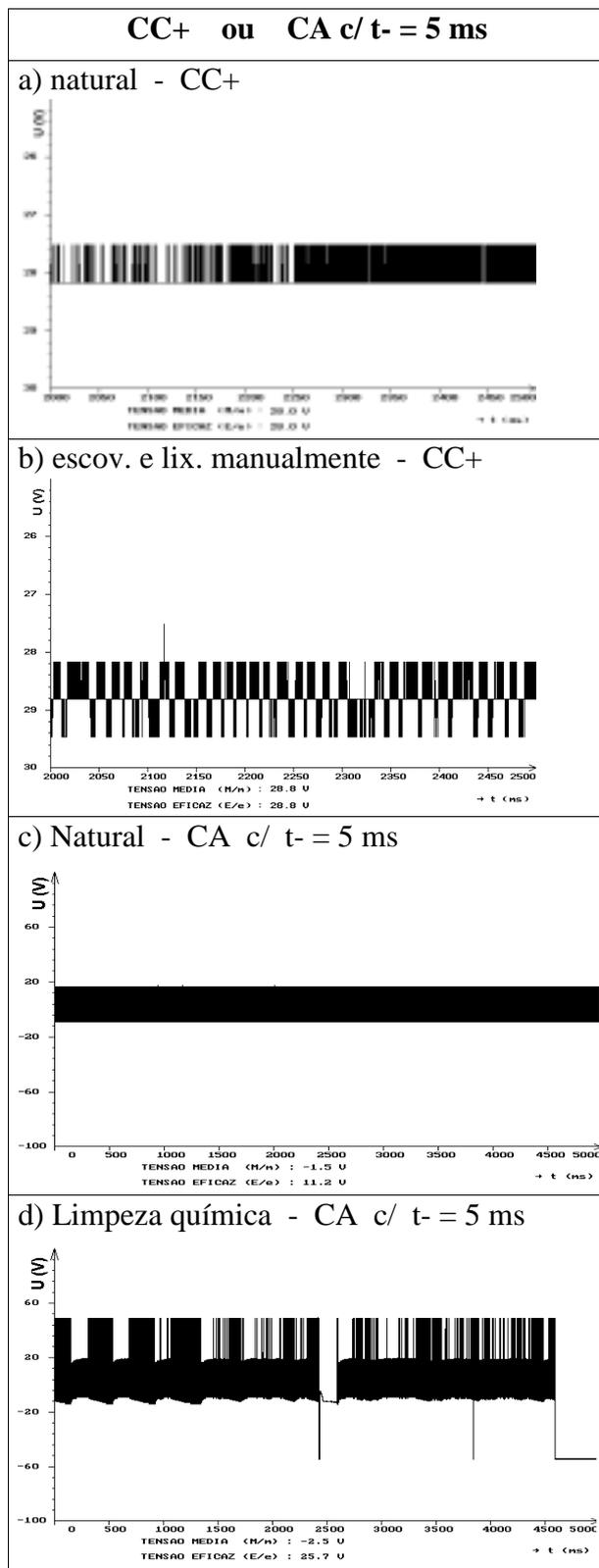


Figura 5 - Oscilogramas de Tensão.

OBTENÇÃO DE PLACAS CERÂMICAS ATRAVÉS DO PROCESSO DE LAMINAÇÃO

¹Lisiane Navarro de Lima Santana,

²Michel Jean Ferreira,

²Márcio Celso Fredel,

²Orestes Estevan Alarcon.

¹Depto de Engenharia de Materiais, Universidade Federal da Paraíba, Campina Grande – PB.

Aluna de doutorado do CPGEng.Mec. da UFSC. E-mail – lisiane@pg.materiais.ufsc.br

²Depto de Engenharia Mecânica, LABMAT, Universidade Federal de Santa Catarina, Florianópolis – SC.

Resumo

Este trabalho tem como objetivo a produção de placas cerâmicas utilizando o processo de laminação. O uso desta tecnologia foi estudado como uma possibilidade para fabricação de placas com espessura reduzida, tendo como objetivo a economia de energia e de matérias-primas, sem comprometer o desempenho dos produtos. Foram preparadas três formulações diferentes de massa, utilizando-se o caulim como matéria-prima principal, álcool polivinílico e carboxil metil celulose como ligantes e a água como solvente. As massas cerâmicas foram conformadas através do processo de laminação, os corpos de prova foram secos e sinterizados utilizando tecnologia cerâmica convencional. As seguintes propriedades foram determinadas: retração linear, absorção de água, porosidade aparente e densidade aparente. Os resultados preliminares indicam que é possível laminar placas cerâmicas, com uma quantidade de água e ligante variando entre 22 – 24% em peso, para as formulações estudadas.

Palavras-chaves: Placas Cerâmicas, Processo de laminação, Caulim.

1. INTRODUÇÃO

Em décadas recentes, desenvolvimentos extraordinários foram alcançados na indústria cerâmica. Alguns exemplos são a queima de revestimento em menos de quarenta minutos e a utilização de processos como a moldagem por injeção, para a produção de peças com formato complexo. Esta evolução nas técnicas de processamento foi acompanhada por um significativo aumento da resistência dos materiais, permitindo a redução das dimensões das peças, sem prejuízo para a vida em serviço e a confiabilidade. Em outras palavras, os produtos puderam tornar-se menores e mais leves, permanecendo eficazes (Lipinski, 1994). A importância deste fato tem sido verificada na produção de placas refratárias empregadas como suporte de peças em fornos a rolos. O uso de produtos de menor espessura permite a redução da quantidade de energia requerida para o aquecimento dos fornos (Lipinski, 1994).

As técnicas de moldagem convencionais oferecem possibilidades limitadas para a produção de componentes com paredes finas em larga escala e com custo reduzido. Atualmente, a técnica de colagem de folhas tem sido utilizada para a produção de placas cerâmicas finas, mas esta técnica apresenta limitações quanto a espessura das peças, que é da ordem de 0,2 a 1,5mm.

Os métodos de compressão por prensagem usados na conformação de placas não podem ser empregados na preparação de substratos finos de materiais cerâmicos. Extrusão, prensagem a seco e colagem são processos competitivos na fabricação de peças cerâmicas planas. Entretanto, estes apresentam limitações quanto a espessura para peças grandes.

No processo de compactação por rolos (laminação) a massa cerâmica é introduzida através de uma abertura de laminação, formada por dois cilindros posicionados um contra o outro e com isso densificada, de modo que se produz um corpo a verde, o qual pode ser subdividido ou continuar a ser processado de outra maneira. Através do ajuste da umidade a uma faixa, que evite tanto os teores de umidade do processo de extrusão de um lado como também da prensagem a seco de outro, resulta uma possibilidade de fabricação especialmente econômica em termos energéticos, porque o processo de secagem pode ser realizado de maneira menos dispendiosa e também o processo de queima (Goerenz e Rymon-Lipinski, 1996). Este processo é adequado para a fabricação de peças com uma única espessura, desde que, a espessura das peças é controlada pela abertura entre os rolos (Hyatt, 1986). A técnica de conformação por rolos é um processo econômico e de alta qualidade para a manufatura de componentes cerâmicos (Lipinski et al, 1994). Este permite a conformação de peças com várias geometrias, como colunas contínuas, materiais multi-camadas e estruturas ocas e possui como principais características : produção de placas cerâmicas finas, tendo espessura na faixa de 0,5.....10mm; produção de componentes com várias geometrias; definição específica das propriedades dos materiais através da seleção adequada da composição e parâmetros dos rolos; manuseio simples e aplicação em larga escala e por ser um processo econômico em comparação com outros processos de conformação (Balzereit, 1998). Embora este método possa ser empregado para qualquer corpo cerâmico, é desejável que a massa não possua aglomerados grandes e que os pós apresentem boa escoabilidade. Além disso, o conteúdo de umidade do material deverá ser mantido dentro de uma faixa relativamente baixa.

Neste processo as matérias-primas são umidificadas, os aditivos orgânicos (ligantes) são dissolvidos e posteriormente misturados para se obter uma massa que apresente características apropriadas para o processo de conformação, permitindo a fabricação contínua de placas, fitas e tubos. Os ligantes orgânicos são essenciais para o processamento de muitas cerâmicas comerciais, estes aditivos facilitam a conformação e a subsequente manipulação dos corpos a verde.

Quando se aplica a técnica de conformação por rolos para corpos de baixa plasticidade, dois processos ocorrem simultaneamente: um é a compactação do corpo na abertura entre os rolos sob uma pressão alta, e o outro, é a moldagem do corpo. Esta é a diferença básica entre a conformação com rolos e a calandragem de corpos plásticos. No último caso, o conteúdo de água é usualmente tão alto que o corpo resiste à compressão, e a unidade de rolos é usada simplesmente para moldar.

O objetivo deste trabalho foi verificar a possibilidade da aplicação do processo de laminação para a produção de placas cerâmicas, sendo este um método alternativo para a produção de placas com espessura reduzida.

2. METODOLOGIA

Para a obtenção das placas, o caulim foi utilizado como matéria-prima, o álcool polivinílico

(PVA) e o carboxil metil celulose(CMC) foram utilizados como ligantes e a água como solvente/plastificante. A composição química do caulim é apresentada na Tabela 1.0.

Foram estudadas três formulações de massa. As formulações I e II apresentam consistência adequada para o processo de laminação, enquanto a formulação III foi utilizada na produção das placas através do processo de prensagem.

- 75,65 % em peso de caulim, 2,43 % CMC e 21,92 % água (I)
- 75,60 % em peso de caulim, 2,50 % PVA e 21,90 % água (II)
- 88,24 % em peso de caulim, 1,76 % CMC e 10,00 % água (III)

Tabela 1.0 – Composição química via fluorescência de raios-X.

Componentes	Porcentagem em peso (%)
SiO ₂	46,31
Al ₂ O ₃	38,90
Fe ₂ O ₃	0,73
CaO	0,41
Na ₂ O	0,37
K ₂ O	1,42
MnO	N.D.
TiO ₂	0,16
MgO	0,22
P ₂ O ₅	N.D.
Perda ao fogo	11,49
Total	100,00

Conformação dos corpos de prova

Inicialmente o pó cerâmico foi misturado com a solução de polímero viscoso. A mistura foi realizada em uma bateadeira planetária, por um período de 2h, sob condições de baixa velocidade.

Após a etapa de mistura, as massas foram compactadas em um cilindro laminador, variando-se de 3,5 a 5mm a abertura entre os rolos. Após a compactação as peças foram secas (110 °C/24h) e sinterizadas em um forno elétrico – Termolab, utilizando-se taxa de aquecimento de 5 °C/min. Os corpos de prova permaneceram na temperatura máxima (1200, 1250 e 1300 °C) por 30 minutos, sendo o resfriamento feito dentro do forno. As placas apresentaram espessura na faixa de 3 a 5mm.

Para a caracterização dos corpos de prova após a queima mediu-se a retração linear, a absorção de água (AA), a densidade aparente (ρ_{ap}) e a porosidade aparente. As características físicas das placas, como absorção de água e densidade aparente, foram determinadas através da Norma ISO 10545/NBR 13818 e pelo método de imersão em mercúrio. A retração linear foi avaliada mediante a variação da contração linear com a temperatura. A porosidade aparente, ϵ_{ap} , foi calculada a partir da seguinte fórmula:

$$\epsilon_{ap} = AA \cdot \rho_{ap} \cdot 100 \quad (1)$$

Foram compactados, também, alguns corpos de prova através do processo de prensagem.

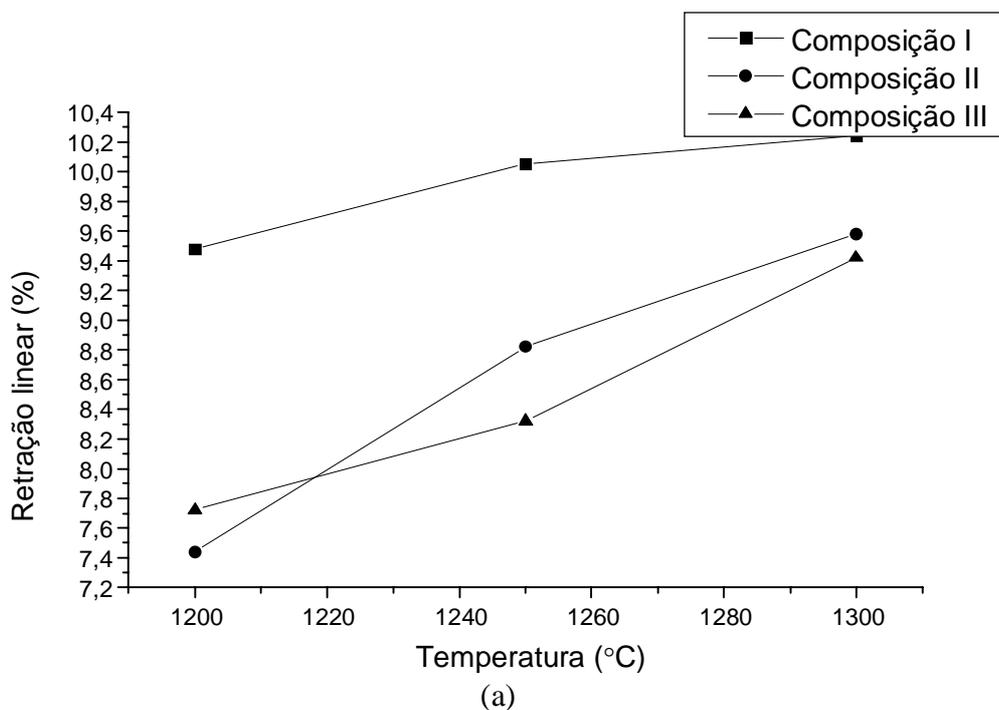
Estes foram queimados (1200, 1250 e 1300 °C) e caracterizados após a queima (retração linear, absorção de água, porosidade aparente e densidade aparente).

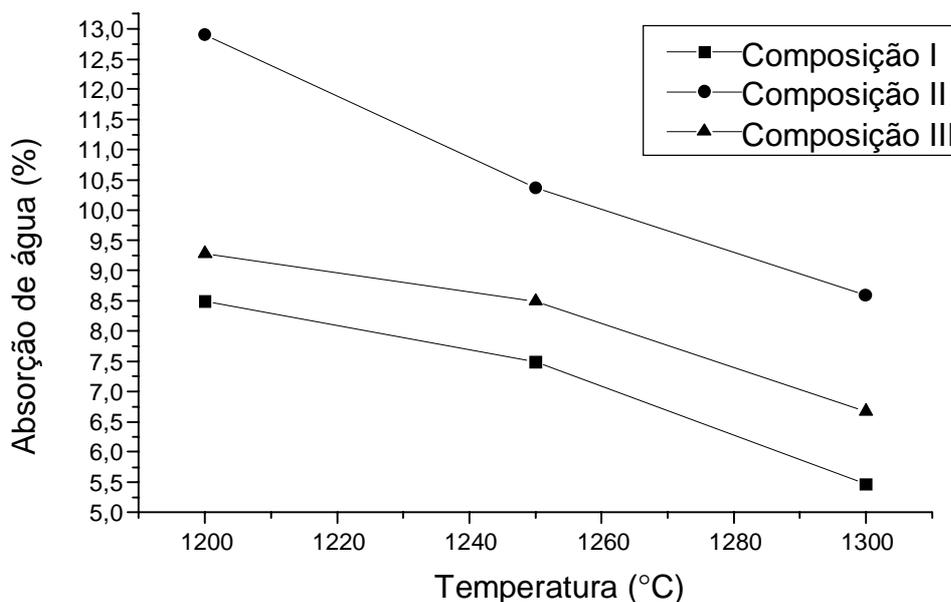
3. RESULTADOS E DISCUSSÃO

Os experimentos foram realizados com o objetivo de avaliar a possibilidade da aplicação do processo de laminação para a produção de placas cerâmicas e comparar as propriedades apresentadas pelas placas produzidas pelos processos de laminação e prensagem. Os gráficos da Figura 1 e a Tabela 2, mostram valores referentes à absorção de água e retração linear como função da temperatura de queima, para as placas obtidas pelos processos de laminação e prensagem.

Tabela 2 – Valores de retração linear e absorção de água para as formulações estudadas.

Temperatura (° C)	Formulação	Retração linear (%)	Absorção de água após queima (%)
1200	I	9,48	8,49
1250	I	10,05	7,49
1300	I	10,24	5,47
1200	II	7,44	12,90
1250	II	8,82	10,37
1300	II	9,58	8,60
1200	III	7,72	9,28
1250	III	8,32	8,49
1300	III	9,42	6,67





(b)

Figura 1 - Efeito da temperatura de queima na retração linear (a) e absorção de água (b) dos corpos de prova obtidos pelo processos de laminação e prensagem.

Como pode ser observado, todos os sistemas sinterizados a 1200 °C apresentaram maiores valores de absorção de água e menores valores para a retração linear. Com o aumento da temperatura de sinterização ocorreu um aumento da retração acompanhada por uma diminuição da absorção de água. Esses resultados indicam uma redução da porosidade dos corpos de prova para a queima a temperaturas mais elevadas.

A absorção de água de um material cerâmico depende do tipo e proporção dos minerais existentes, do processo de compactação e da queima. A importância deste parâmetro, tem uma influência direta sobre as propriedades mecânicas e a resistência a mudanças bruscas de temperatura. O caulim utilizado neste experimento possui percentual significativo de óxidos fundentes, conforme mostrado na Tabela 1. Segundo Santos et. al (1998), o elevado teor de fundentes (Ca, Mg, Na e K) presentes em alguns caulins favorecem a formação de uma fase líquida a 1250 °C, facilitando a sinterização via reprecipitação. A fase líquida viscosa, que diminui a tensão superficial, tende a aproximar as partículas, aumentando a retração e diminuindo a porosidade aberta.

No processo de laminação é possível ajustar ou variar a pressão dos rolos e com isso, o grau de compactação de acordo com a abertura entre os rolos. Como pode ser observado na Tabela 2, as placas laminadas (composição I) apresentaram os menores valores de absorção de água. Neste caso, os corpos de prova foram submetidas a uma menor abertura na laminação (3,5 a 4,0 mm de abertura entre os rolos), o que provavelmente ocasionou um maior grau de compactação.

As placas obtidas pelo processo de prensagem apresentaram menor retração linear, o que estar relacionado com o maior grau de compactação alcançado e com o baixo teor de umidade presente na massa.

A Tabela 3 mostra valores referentes a densidade após queima e porosidade aparente para as placas obtidas pelos processos de laminação e prensagem. As placas apresentaram valores de

densidade após queima próximos, conforme mostrado na Tabela 3, entretanto, as placas laminadas (composição I) apresentaram menor porosidade aparente. Este fato pode estar relacionado com a natureza química do aditivo orgânico, provavelmente o carboxil metil celulose foi melhor distribuído na massa cerâmica, gerando distribuição de poros mais homogênea, além disso as placas foram submetidas a menor abertura de laminação.

Tabela 3 – Valores de densidade após queima e porosidade aparente para os corpos de prova sinterizados.

Temperatura (° C)	Formulação	Densidade após queima (g/cm ³)	Porosidade aparente (%)
1200	I	1,90 ± 0,007	16,13
1250	I	1,97 ± 0,014	14,75
1300	I	2,08 ± 0,005	11,38
1200	II	1,89 ± 0,0067	23,81
1250	II	1,99 ± 0,0410	20,63
1300	II	2,07 ± 0,0162	17,80
1200	III	1,94 ± 0,0380	18,00
1250	III	1,98 ± 0,0030	16,81
1300	III	2,09 ± 0,0220	13,94

4. CONCLUSÃO

Os resultados preliminares indicaram que através do processo de laminação é possível obter placas cerâmicas utilizando caulim como matéria-prima. As placas obtidas pelo processo de laminação apresentaram características físicas (retração linear, absorção de água, densidade aparente e porosidade aparente) comparáveis com as obtidas para as placas prensadas. O grau de compactação das placas laminadas depende da abertura entre os rolos de laminação.

Melhorias nas etapas de processamento da massa e do processo de conformação por rolos (laminação) devem ser investigadas para que sejam produzidas placas com propriedades superiores às obtidas.

5. REFERÊNCIAS

- Balzereit, J., Rymon-Lipinski, T., Rass, I., 1998, “Roll-Pressing : A New Variation for Shaping Tiles”, Journal Info Ceramic Forum International, v.75, n.3, pp.111-114.
- Hyatt, E. P., 1986, “Making Thin, Flat Ceramics – A Review ”, Ceramic Bulletin, v.65, n.4.
- Rymon-Lipinski, T., Gebhardt, F., 1994, “Roll-Pressing of Ceramic Bodies”, Journal Info Ceramic Forum International, v.71, n.8, pp.467-469.
- Santos, P.S., Coelho, A.C.V., Cardoso, S.R.F., Santos, H.S., 1998, “Caracterização e Propriedades Cerâmicas de alguns Caulins e Argilas usados em Cerâmica Branca no Estado de São Paulo”, Cerâmica Industrial, v.3, n.3, pp.47-57.
- Goerenz E., T. Rymon-Lipinski, 1996, Patente Européia, número de registro: 92199549.0.

UTILIZAÇÃO DE ESCÓRIAS DA PRODUÇÃO DE AÇOS INOXIDÁVEIS NA OBTENÇÃO DE MATERIAIS VÍTREOS E VITROCERÂMICOS

Marley Anúciação Magella

Humberto Gracher Riella

Universidade Federal de Santa Catarina, Departamento de Engenharia Mecânica, Programa de Pós-Graduação em Ciência e Engenharia de Materiais, Cx. Postal 476, CEP: 88040-900, Florianópolis, SC, Brasil. E-mail: marley@pg.materiais.ufsc.br e riella@enq.ufsc.br

Resumo

Este trabalho tem como objetivo descrever a obtenção de materiais vítreos e vitrocerâmicos a partir do subproduto da recuperação metálica em escórias de aços inoxidáveis. O subproduto, rico em CaO, teve sua composição ajustada em relação aos óxidos de Si e Al. Desta forma, o diagrama pseudo-ternário CaO-Al₂O₃-SiO₂ no plano 5% MgO pôde ser utilizado na determinação das fases cristalinas. A caracterização microestrutural foi obtida por difratometria de raios-X e microscopia eletrônica de varredura. As transformações térmicas do vidro e a determinação da sua temperatura de cristalização foram verificadas por análise térmica diferencial. A presença de Cr₂O₃ na mistura, composto inerente as escórias de aços inoxidáveis contribuiu para a tendência de cristalização volumétrica e superficial apresentada pelo vitrocerâmico. Os cristais desenvolvidos apresentaram tamanho médio de 3 µm.

Palavras-chave: Escória, Materiais vítreos, Vitrocerâmicos, Anortita, Diopsita

1. INTRODUÇÃO

Pesquisas recentes mostraram que na siderurgia brasileira são gerados 650 kg de resíduos no fluxo produtivo para cada tonelada de aço produzida (Silva, 1999). Desse total, 75% correspondem às escórias de alto-forno (redução) e de aciaria (refino) (Ribeiro, 1998).

As primeiras (de alto-forno), há mais de um século vem sendo utilizadas na produção de cimento, constituindo sua aplicação predominante. As escórias de aciaria apresentam o inconveniente da expansão por umidade devido a presença da cal que é utilizada nas etapas de refino e permanece na mesma sem reagir ao final do processo. Desta forma, de acordo com a aplicação a que se destinam, como por exemplo pavimentação de rodovias ou como lastro ferroviário, são necessários de 3 a 12 meses para que ocorra a estabilização, o que torna sua utilização inviável.

Com o objetivo de aproveitar ao máximo os metais contidos nas escórias, reutilizando-os nos processos produtivos, reduzindo o custo das matérias-primas e evitando a exploração de recursos naturais, algumas siderúrgicas contam com o processo de recuperação metálica em escórias.

Nesse processo, até 99% dos metais contidos nas escórias podem ser recuperados, dentre eles estão o níquel e o cromo. Como subproduto desse processo, obtém-se uma massa de óxidos “isenta” de metais.

Até recentemente, as aplicações para o subproduto eram como corretivo de solo, agente neutralizador de águas ácidas, cobertura diária de depósitos de lixo municipal e fertilizante, além das aplicações na construção civil, como aterro, bases de estrada e matéria-prima de blocos de concreto. A caracterização do subproduto (Magella, 1999) mostrou sua potencialidade para utilização como matéria-prima na obtenção de materiais vítreos e vitrocerâmicos.

Para aplicação do vidro na obtenção de vidrados para a indústria cerâmica, o seu coeficiente de dilatação de $85.10^{-7}^{\circ}\text{C}^{-1}$ mostrou-se inadequado, uma vez que segundo Maynard (1980), o coeficiente de dilatação de um vidrado cerâmico varia de 30 a $70.10^{-7}^{\circ}\text{C}^{-1}$. No entanto, de acordo com Agosti (19--) esse valor de coeficiente de dilatação permite sua utilização como esmaltes para substratos metálicos, como chapas de ferro e ferro fundido.

O vitrocerâmico obtido do subproduto apresentou tendência a cristalização volumétrica e superficial, possibilitando sua aplicação onde é exigido resistência mecânica superficial e volumétrica, caso de esmaltes e suportes cerâmicos, respectivamente.

2. MATERIAIS E MÉTODOS EXPERIMENTAIS

O material estudado, subproduto da recuperação metálica em escórias de aços inoxidáveis apresentava considerável teor de CaO, conforme pode ser observado na Tabela 1.

Tabela 1. Composição nominal, em óxidos do subproduto

Óxidos	%*
SiO ₂	27,75
Al ₂ O ₃	6,96
Fe ₂ O ₃	1,34
CaO	45,23
Na ₂ O	< 0,01
K ₂ O	0,11
MnO	1,41
TiO ₂	0,59
MgO	10,02
P ₂ O ₅	0,03
Cr ₂ O ₃	2,58
ZrO ₂	0,14
Perda ao Fogo	3,85

* percentual em massa

Com o objetivo de obter a fase anortita na cristalização, e considerando a composição do subproduto foi utilizado o diagrama CaO-Al₂O₃-SiO₂ com 5% MgO para a determinação da formulação vítrea. Além disso, duas matérias-primas de baixo custo (areia e feldspato) foram adicionadas ao subproduto para acertar os percentuais de SiO₂ e Al₂O₃ e aumentar o teor de óxidos fundentes, como K₂O e Na₂O. Na Tabela 2 é apresentada a composição química das

matérias-primas adicionadas ao subproduto. A composição química quantitativa das matérias-primas foi determinada por Fluorescência de Raios-X.

Na determinação da formulação vítrea, primeiramente os compostos do sistema ternário CaO-Al₂O₃-SiO₂ foram tomados como únicos presentes nas matérias-primas, conforme Tabela 3.

Com os dados da Tabela 3 estimou-se as porcentagens necessárias das matérias-primas de forma que a composição a ser estudada ficasse localizada no campo da anortita. A composição estudada foi de 62,51% SiO₂, 15,76% Al₂O₃ e 21,63% CaO, e as porcentagens das matérias-primas que levaram a essa posição foram: 38% do subproduto, 53% de feldspato e 9% de areia.

Tabela 2. Composição em óxidos do feldspato e da areia utilizados neste trabalho

Óxidos	Feldspato m (%)	Areia m (%)
SiO ₂	66,49	81,74
Al ₂ O ₃	18,90	7,51
Fe ₂ O ₃	0,04	1,73
CaO	0,08	1,35
Na ₂ O	3,07	0,30
K ₂ O	11,20	3,60
P.F.	-	2,44

Tabela 3. Porcentagens de SiO₂, Al₂O₃ e CaO como únicos componentes do sistema

Óxidos	% nas Matérias-primas		
	Subproduto	Feldspato	Areia
SiO ₂	34,71	77,80	90,22
Al ₂ O ₃	8,71	22,10	8,29
CaO	56,58	0,10	1,49
% Total	100	100	100

A Tabela 4 mostra a composição da mistura considerando a participação dos compostos que se apresentavam em porcentagem maior ou igual a 1. Os valores entre parênteses correspondem ao resultado da análise química quantitativa realizada na mistura.

Tabela 4. Composição das matérias-primas, considerando os óxidos com porcentagem maior ou igual a 1.

Óxidos	Matérias-Primas			Σ na mistura (%)
	38% subprod.	53% feldspato	9% areia	
SiO ₂	10,54	35,24	7,36	53,14 (53,89)
Al ₂ O ₃	2,64	10,02	0,68	13,34 (13,16)
CaO	17,19	0,04	0,12	17,35 (16,40)
MgO	3,81	-	-	3,81 (4,14)
Fe ₂ O ₃	0,51	-	0,16	0,67 (0,76)
MnO	0,54	-	-	0,54 (0,40)
Cr ₂ O ₃	0,98	-	-	0,98 (0,73)
Na ₂ O	-	1,63	-	1,63 (1,65)
K ₂ O	-	5,94	0,32	6,26 (6,61)
TiO ₂	-	-	-	(0,30)
P ₂ O ₅	-	-	-	(0,10)

O diagrama da Figura 1 mostra o ponto correspondente a formulação estudada e a área (triângulo hachurado) correspondente à influência dos componentes das matérias-primas que se apresentavam em porcentagem igual ou superior a 1%.

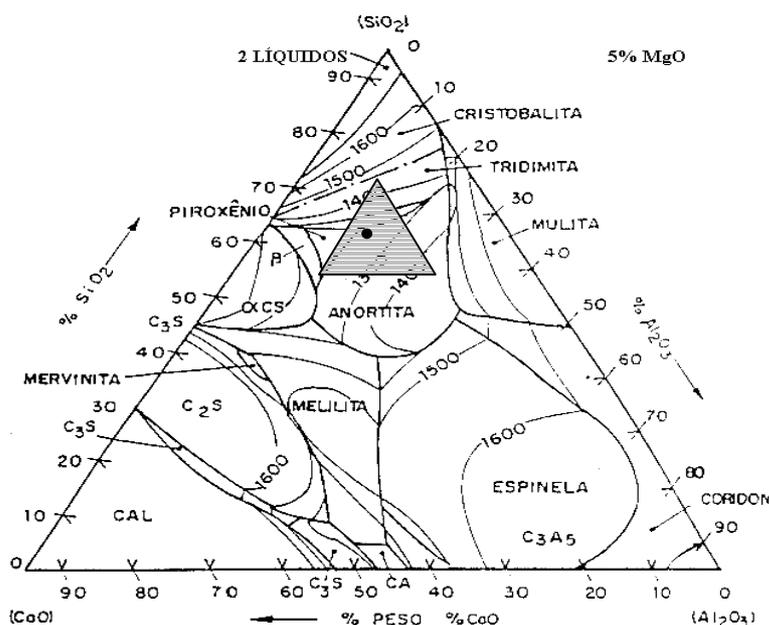


Figura 1. Diagrama ternário identificando o ponto e a região de trabalho (Folgueras)

As frações 38% do subproduto, 53% de feldspato e 9% de areia foram homogeneizadas em misturador tipo Y.

A temperatura de início de fusão da mistura foi determinada pelo ensaio de Análise Térmica Diferencial (ATD) NETZSCH com uma taxa de aquecimento de 20°C/min.

Os corpos de prova para os ensaios de ATD e dilatométrica foram cortados no ISOMET com disco diamantado de baixa concentração. As dimensões dos corpos de prova para ATD foram 3 x 3 x 3 mm e massa de 28 a 32 mg. Os corpos de prova para dilatométrica foram cortados nas dimensões de 3 x 3 x 15 mm.

A fusão da mistura foi feita em forno elétrico a 1450 e 1500°C/2h em cadinho de alumina, sendo a massa vítrea vertida numa placa de aço inoxidável e prensada com um acessório do mesmo material da placa.

Para análise microscópica, os corpos de prova foram embutidos em resina acrílica, lixados, polidos, atacados com solução de ácido fluorídrico concentração 1% e então recobertos com uma fina camada de ouro.

Para determinação da temperatura de cristalização do vidro, um corpo de prova foi submetido ao ensaio de ATD à taxa de 20°C/min e em seguida, realizou-se um tratamento térmico na temperatura de cristalização determinada.

3. RESULTADOS E DISCUSSÕES

A formulação utilizada na obtenção da massa vítrea era composta de 38% do subproduto, 53% de feldspato e 9% de areia. A mistura assim composta foi submetida a ensaio de ATD, onde se obteve temperatura de início de fusão da ordem de 1226°C.

Tendo como base o resultado da ATD da mistura, realizou-se uma fusão a 1450°C. Dois fatores influenciaram na realização da fusão a essa temperatura: a natureza da matéria-prima principal (subproduto) e a composição da mistura. Pela natureza do subproduto, foi considerado o fato de que seu comportamento em temperaturas elevadas era desconhecido. Em outros trabalhos realizados utilizando escórias siderúrgicas, a massa vítrea apresentava-se efervescente durante a permanência na temperatura de patamar. Pelo lado da composição da mistura, levou-se em consideração o fato de que a mistura era composta de 8,26% dos óxidos fundentes Na₂O e K₂O, além de 16,40% de CaO, óxido que segundo Maynard (1980), em temperaturas superiores a 1100°C atua como fundente.

A massa vítrea obtida a 1450°C num patamar de 2 horas não apresentou viscosidade suficiente para vazamento. Pela composição da mistura mostrada na Tabela 4, observa-se que as porcentagens de SiO₂ e Al₂O₃ somam 67,05%, o que segundo Oliveira (1998) contribui para a elevação da temperatura de fusão do sistema.

A viscosidade apresentada pela massa vítrea a 1450°C indicava que um pequeno acréscimo na temperatura proporcionaria viscosidade adequada para vazamento. Foi realizada então uma fusão a 1500°C, onde se obteve massa vítrea homogênea e com viscosidade suficiente para vazamento.

A natureza vítrea do corpo de prova pode ser observada no difratograma mostrado na Figura 2, em que se verifica ausência de picos definidos.

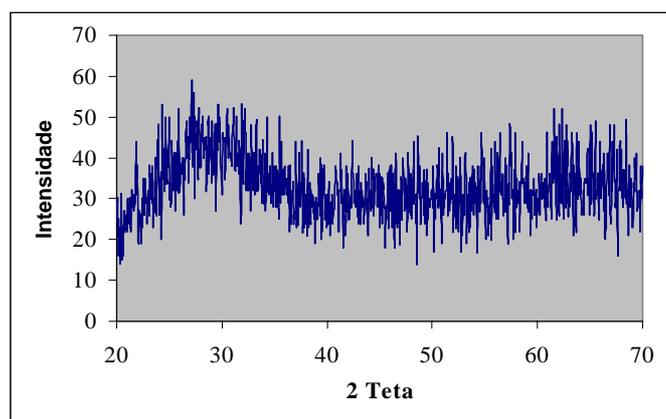


Figura 2. Difratometria de raios-X do vidro

O resultado do ensaio de dilatação realizado no vidro mostrou que o mesmo apresenta coeficiente de dilatação térmica de $85 \cdot 10^{-7} \text{°C}^{-1}$. Para aplicações cerâmicas em que os coeficientes de dilatação variam de 30 a $70 \cdot 10^{-7} \text{°C}^{-1}$ (fritas para a produção de vidrados) o valor do coeficiente de dilatação do vidro é considerado inadequado, uma vez que os vidrados cerâmicos devem apresentar coeficiente inferior ao do substrato cerâmico para que o mesmo se mantenha sob compressão, evitando defeitos do tipo gretamento.

O resultado do ensaio de ATD realizado apresentou uma temperatura de cristalização para o vidro de 1051°C.

Com o objetivo de analisar as fases e o tipo de cristalização (volumétrica e superficial) que poderiam desenvolver nesse vidro, o mesmo foi submetido a um tratamento térmico na temperatura de cristalização determinada por ATD durante 1 hora.

Observando a micrografia apresentada na Figura 3 (a), verifica-se a presença de uma frente de cristalização (superficial) com espessura de aproximadamente 20 μm . A estrutura desenvolvida pelos cristais é do tipo dendrítica, e os cristais da superfície apresentam-se na forma colunar. Segundo Colpaert (1959), junto à superfície, o eixo do cristal orientado normalmente a ela desenvolve-se mais do que os outros em consequência dos eixos laterais esbarrarem com aqueles provindos dos cristais vizinhos. Desta forma, os eixos com orientação normal a superfície desenvolvem-se livremente. Mais ao centro, longe da superfície e sem obstáculos para seu desenvolvimento, a forma dos cristais é mais ou menos equiaxial. A medida do tamanho dos cristais foi feita tomando como base o eixo de maior comprimento, apresentando variação de 3 a 20 μm .

Na micrografia apresentada na Figura 3 (b) observa-se maior volume de cristais, distribuídos uniformemente, apresentando estrutura dendrítica do tipo equiaxial, e tamanho médio de 3 μm . Segundo Davies (1970), a morfologia dendrítica apresentada pelos cristais é característica de vitrocerâmicos obtidos a partir de escórias siderúrgicas do sistema $\text{CaO-Al}_2\text{O}_3\text{-MgO-SiO}_2$, para temperatura de cristalização de 950°C.

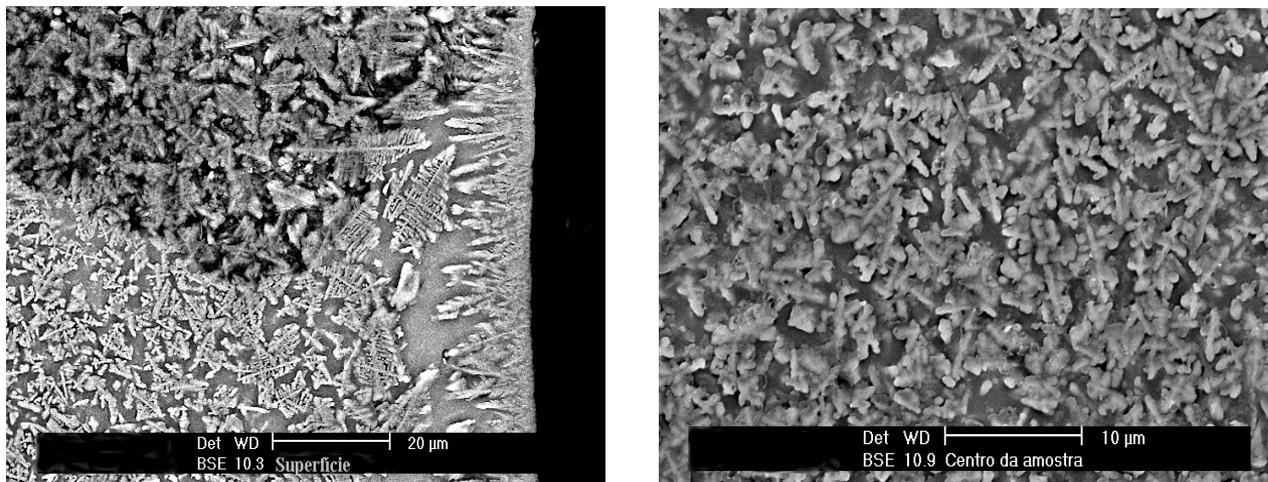


Figura 3. Micrografias do vidro após cristalização - tendência a cristalização volumétrica e superficial, (a) superfície da amostra e (b) centro da amostra

Pela análise das micrografias apresentadas na Figura 3, pode-se observar uma tendência à cristalização volumétrica e superficial. De acordo com os estudos de Shelestak (1978), a porcentagem mínima de Cr_2O_3 proporciona cristalização volumétrica em vidros do sistema $\text{CaO-Al}_2\text{O}_3\text{-MgO-SiO}_2$. Ainda sobre a influência do Cr_2O_3 na cristalização volumétrica verificada, Trunaev, citado por Marghussian (1998) considerou esse óxido como o agente nucleante mais adequado para a cristalização de vidros baseados em escórias. Marghussian (1998), assim como Vogel citado por Neves (1997) verificou que a combinação do Cr_2O_3 com os compostos Fe_2O_3 e TiO_2 (mesmo em pequenas porcentagens) age como nucleante em vidros do sistema $\text{CaO-Al}_2\text{O}_3\text{-MgO-SiO}_2$ favorecendo a cristalização volumétrica.

Pela análise do difratograma, Figura 4, as principais fases identificadas foram anortita ordenada – $\text{CaAl}_2\text{SiO}_8$ (JCPDS - 41-1486), diopsita – $\text{Ca}(\text{Mg,Al})(\text{Si,Al})_2\text{O}_6$ (JCPDS - 41-1370) e diopsita - $\text{CaMg}(\text{SiO}_3)_2$ (JCPDS – 19-0239). As propriedades de resistência mecânica e química e excelente resistência à abrasão mostram a importância dessas fases na obtenção de materiais vitrocerâmicos (Davies, 1970), (Neves, 1997) e (Oliveira, 1998). Também, foram identificadas as fases minoritárias: silicato de alumínio e cálcio – $\text{Ca}_3\text{Al}_6\text{Si}_2\text{O}_{16}$ (JCPDS – 23-0105), silicato de alumínio e cálcio – $\text{CaAl}_2\text{SiO}_6$ (JCPDS – 25-1456), silicato de alumínio e cálcio – $\text{CaAl}_2\text{Si}_2\text{O}_8$ (JCPDS – 05-0528), silicato de sódio e alumínio – NaAlSiO_4 (JCPDS – 33-1203), forsterita – MgSiO_4 (JCPDS – 34-0189), safirina – $\text{Mg}_{3,5}\text{Al}_9\text{Si}_{1,5}\text{O}_{20}$ (JCPDS – 11-0598) e silimanita – Al_2SiO_5 (JCPDS – 10-0369).

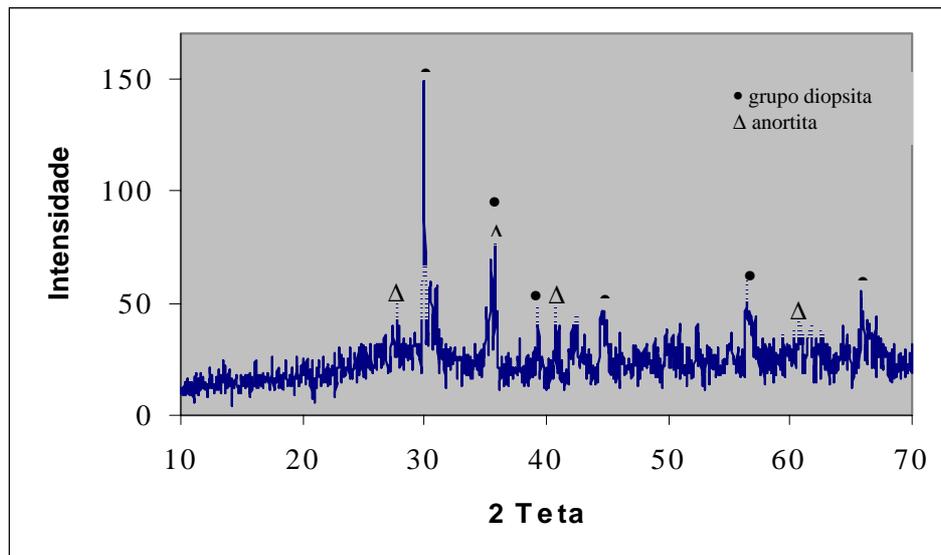


Figura 4. Difractometria de raios-X do vitrocerâmico

Esses resultados mostram a possibilidade de obtenção de materiais vítreos e vitrocerâmicos a partir do subproduto da recuperação metálica em escórias de aços inoxidáveis. A presença do Cr_2O_3 na mistura, inerente das escórias de aços inoxidáveis pode ter sido o responsável pela tendência a cristalização volumétrica apresentada pelo vitrocerâmico. Essa característica mostra a versatilidade do vitrocerâmico quanto a aplicações em que são exigidas resistência mecânica superficial (esmalte cerâmico) ou volumétrica (suporte cerâmico).

4. CONCLUSÕES

Alguns aspectos importantes foram observados com a realização dos experimentos:

- ⇒ o devido ajuste de composição tornou possível a obtenção de materiais vítreos e vitrocerâmicos a partir do subproduto da recuperação metálica em escórias de aços inoxidáveis;
- ⇒ o coeficiente de dilatação térmica do vidro obtido a partir do subproduto, a princípio, mostrou inadequado para sua utilização na obtenção de fritas cerâmicas em um substrato cerâmico. Porém, pode ser utilizado como esmalte para materiais cujo coeficiente de dilatação seja superior a $95 \cdot 10^{-7} \text{ } ^\circ\text{C}^{-1}$, como por exemplo chapas de ferro ou de ferro fundido;
- ⇒ o vitrocerâmico apresentou tendência à cristalização do tipo volumétrica e superficial, com predominância da cristalização volumétrica, que pode ter sido favorecida pela combinação dos compostos Cr_2O_3 , Fe_2O_3 e TiO_2 que são utilizados como agentes nucleantes;
- ⇒ foi observado maior volume de cristais no centro do corpo de prova do vitrocerâmico, distribuídos uniformemente e com tamanho médio de $3 \mu\text{m}$;
- ⇒ as principais fases identificadas foram anortita e diopsita.

5. AGRADECIMENTOS

Os autores agradecem às empresas Companhia Aços Especiais Itabira – ACESITA e Bermix do Brasil pelo fornecimento do material para estudo. À CAPES, FAPEU e FEESC pelo auxílio financeiro.

6. REFERÊNCIAS

- Agosti, G., 19--, “Vidrados e Esmaltes”, Ferro Enamel do Brasil S.A., São Paulo, Brasil, pp. 24-34.
- Colpaert, H. C., 1959, “Metalografia dos Produtos Siderúrgicos Comuns”, Ed. Edgar Blücher, São Paulo, Brasil, 412p.
- Davies, M. M., Kerrison, B. Gross, W. E., *et al.*, 1970, “Slagceram: a Glass Ceramic from Blast-Furnace Slag”, Journal of the Iron and Steel Institute, pp. 348-370.
- Folgueras, M. V., 1999, Autor e título desconhecidos.
- Magella, M. A., 1999, “Desenvolvimento de Materiais Vítreos e Vitrocerâmicos a partir de Escórias da Produção de Aços Inoxidáveis”, Dissertação de Mestrado, Universidade Federal de Santa Catarina, Florianópolis, S.C., Brasil, 81p.
- Marghussian, V. K., Arjomandnia, S., 1998, “Effect of Cr₂O₃ on Nucleation of SiO₂-Al₂O₃-CaO-MgO-(R₂O, Fe₂O₃, TiO₂) Glass Cermic”, Physics and Chemistry of Glasses, Vol. 39, n° 4, pp. 246-251.
- Maynard, D. C., 1980, “Ceramic Glasses”, Union Brothers Limited, London, 97p.
- Neves, E., 1997, “Obtenção de Materiais Vitrocerâmicos a partir de Cinzas Volantes de Carvão Mineral”, Dissertação de Mestrado, Universidade Federal de Santa Catarina, Florianópolis, S.C., Brasil, 73p.
- Oliveira, A. P. N., Alarcon, O. E., 1998, Vitro-cerâmicos: Características, Propriedades e Aplicações Industriais”, Cerâmica Informação, n° 1, Nov./Dez.. Brasil.
- Ribeiro, L. D., Neto, F. A. O., 1998, “Técnicas de Processamento Mineral e Práticas Metalúrgicas Aplicadas ao Tratamento de Resíduos Sólidos Industriais”, Tecbahia, Revista Baiana de Tecnologia, Vol. 13, n° 3, pp. 146-152.
- Silva, M. J., 1999, “O Lixo que Vira Aço”, Metalurgia e Materiais, Vol 55, n° 486, pp. 144-150.
- Trunaev, V. E., 1984, (9), pp. 4.
- Vogel, W., 1985, “Crystallization of Glasses”, Chemistry of Glass.

DETERMINAÇÃO DOS MODOS DE TRANSFERÊNCIA METÁLICA NA SOLDAGEM MIG DE ALUMÍNIO

Kleber Mendes Figueiredo

Valtair Antonio Ferraresi

Universidade Federal de Uberlândia; Faculdade de Engenharia Mecânica; Campus Santa Mônica; Caixa Postal 593; 30400-902 – Uberlândia, MG

e-mail: valtairf@mecanica.ufu.br

Resumo

Este trabalho propõe um mapeamento dos modos de transferência metálica, no processo de soldagem MIG, utilizando chapa de liga de alumínio ABNT 5052, eletrodo ABNT 4043 de diâmetro 1,0 mm e gás argônio. A finalidade é obter conhecimentos sobre os modos de transferência visando melhorias de qualidade e produtividade nessa soldagem. Para o desenvolvimento deste trabalho utilizou-se a metodologia de Shadowgrafia por laser e câmara de vídeo de alta velocidade, além de softwares de tratamento de imagem e aquisição de dados (tensão e corrente). Foram obtidos mapas de tensão de referência com a velocidade de alimentação do arame eletrodo e frequência de transferência com a corrente. Com isso determinou-se 4 modos de transferência (curto-circuito, globular, goticular e globular /curto-circuito) e a faixa de transição de corrente entre o modo globular e o goticular.

Palavras-chave: Soldagem MIG, Alumínio, Transferência Metálica, Corrente de transição.

1. INTRODUÇÃO

Com a utilização do alumínio crescendo em todos os setores de produção, tem-se demandado um aumento de estudos na área de fabricação, principalmente na soldagem, visto ser este um dos mais importantes processos de fabricação utilizado na união de peças. Historicamente, os pioneiros na soldagem do alumínio empregaram técnicas semelhantes às empregadas nos materiais ferrosos, gerando com isso soldas de baixa qualidade, portanto, sendo considerado um material de difícil soldabilidade.

Com a evolução tecnológica ocorrida nas últimas décadas, o alumínio e suas ligas passaram a ser soldados por vários processos. Os processos mais usuais são o MIG (*Metal Inert Gas*) e o TIG (*Tungsten Inert Gas*), sendo que cada um apresenta vantagens e limitações e são escolhidos de acordo com a qualidade e produtividade exigida para a junta a ser soldada.

Na maioria das aplicações estruturais o processo MIG é preferido em relação ao TIG, pois pode ser mecanizado com facilidade, podendo ser utilizado tanto num sistema semi-automático como automático. Ele destaca-se também por ser um processo de alta produtividade, pois possui uma elevada taxa de deposição e alto fator de trabalho do soldador, possui grande versatilidade quanto ao tipo e espessura dos materiais a serem aplicados e solda em todas as posições. Entretanto, o processo MIG apresenta algumas dificuldades, tal como maior sensibilidade à variação dos parâmetros elétricos de soldagem e exige um ajuste

rigoroso dos parâmetros para se obter um determinado conjunto de características a fim de se ter uma solda de qualidade (AWS, 1991).

A forma com que a gota é transferida do eletrodo para a poça de fusão (modos de transferência metálica) é importante, pois determina a estabilidade do processo de soldagem MIG. Como exemplos tem-se: a quantidade de gases (principalmente hidrogênio, nitrogênio e oxigênio) absorvidos pelo metal fundido, a estabilidade do arco, a aplicabilidade do processo em determinadas posições de soldagem e o nível de respingos gerados (Norrish & Richardson, 1988).

Na literatura corrente, os modos de transferência metálica na soldagem de alumínio são pouco estudados em função do desenvolvimento dos processos de soldagem aplicado para este material serem recentes. A maioria dos trabalhos existentes são para os aços, e seus campos de trabalhos são diferentes, tendo em vista que o ponto de fusão do alumínio é menor que o do aço e a suas condutividades térmica e elétrica são maiores.

Dessa forma, este trabalho propõe determinar os modos de transferência metálica que ocorrem na soldagem do alumínio, fazendo o seu mapeamento em função dos parâmetros de soldagem (regulagem da máquina de soldagem). Com isso objetiva-se obter conhecimentos na área deste elemento metálico de forma a obter melhorias de qualidade e produtividade de produtos soldados.

2. Transferência Metálica

De uma forma simplificada, a literatura corrente considera a existência de quatro formas básicas de transferência metálica: curto-circuito, globular, goticular (também conhecida por *spray* ou aerossol) e controlada (AWS, 1991).

De acordo com a literatura (Norrish & Richardson, 1988, Biloni et al., 1981, entre outros) a transferência por curto-circuito é possível de ser usada em todas as posições de soldagem e sendo adequada para soldagem de chapas finas. Esse modo de transferência ocorre para baixos valores de tensão e moderada corrente de soldagem e é caracterizada pelo contato periódico da gota na poça de fusão, causando flutuações relevantes na tensão e na corrente de soldagem, podendo apresentar a formação intensa de respingos. Entretanto, a quantidade de respingos pode ser limitada pela seleção adequada de parâmetros de soldagem e ajuste da fonte de energia, de forma que os curtos ocorram de forma suave. Biloni et al. (1981) citam que em soldagem de alumínio a transferência por curto-circuito produz distorções e má aparência e, também, é difícil o ajuste dos parâmetros de soldagem para se ter uma boa fusão.

A literatura (Póvoa, 1988, Norrish & Richardson, 1988, Biloni et al., 1981, entre outros) cita que a transferência globular ocorre para valores intermediários de corrente e elevada tensão de soldagem. Durante a soldagem o glóbulo de metal fundido na ponta do eletrodo aumenta de tamanho com o tempo, até se separar sob efeito da ação da gravidade. Isso causa, como efeito, a deposição de gotas grandes, bem maiores que o diâmetro do eletrodo. A transferência globular é caracterizada por um nível de respingos relativamente elevado e sua utilização é limitada à posição plana.

O modo de transferência goticular ocorre para tensões e correntes elevadas, acima de uma corrente limite denominada de transição. As gotas são pequenas, com tamanho próximo ao diâmetro do eletrodo, que são lançadas em alta frequência em direção à poça de fusão. Esse modo acarreta em boa estabilidade do processo, bom aspecto do cordão de solda e gera pouco respingo. Não é adequado para soldagem fora da posição plana e de peças de pequenas espessuras (Norrish & Richardson, 1988).

Sob a denominação de transferência controlada estão agrupados outros modos de transferência que podem ser obtidos pela introdução de perturbações controladas na corrente

de soldagem (pulsação da corrente) e/ou na alimentação de arame. Essas perturbações têm como objetivo obter uma transferência de metal de adição com as características desejáveis da transferência goticular, mas com níveis de corrente média abaixo da corrente de transição, de forma a permitir sua utilização na soldagem de chapas finas ou fora da posição plana (Stenbacka & Persson, 1989, Norrish e Richardson, 1988).

3. Procedimento Experimental

As soldagens foram realizadas na posição plana, utilizando uma fonte no modo de tensão constante. Foram realizados testes variando a tensão de referência da máquina e a velocidade de alimentação do arame eletrodo (conseqüentemente a corrente), mantendo-se constante a relação entre velocidade de soldagem e a velocidade de alimentação do arame eletrodo em aproximadamente 4,57 (determinado empiricamente). Essa relação foi utilizada com o intuito de se ter a quantidade de metal depositado por comprimento de solda constante, obtendo assim um referencial em comum entre os testes durante as análises. Foram mantidos constantes para todos os testes a vazão de gás (argônio comercialmente puro) em 15 l/min, distância bico de contato peça igual a 15 mm e inclinação da tocha em 10^0 na posição empurrando o cordão de solda.

Um sistema de Shadowgrafia por laser e uma câmara de vídeo de alta velocidade (2000 quadros/s) foram utilizados com o intuito de se determinar o comprimento do arco e o diâmetro e frequência de transferência das gotas através da análise dos filmes em software de tratamento de dados. Durante a soldagem foi também feita aquisição de tensão e corrente.

4. Resultados e Discussões

Os resultados dos testes realizados estão apresentados na Tabela 1. Com as análises realizadas nas imagens e nos valores de tensão e corrente adquiridos durante a soldagem, foi possível detectar 4 (quatro) modos de transferência metálica, indicados também na Tabela 1: Curto-circuito (CC), Globular (GL), Goticular (GT) e Globular/Curto-circuito (GL-CC).

Conforme Norrish & Richardson (1988), no modo de transferência por curto-circuito as forças de tensão superficial atuam no sentido de sugar a gota para a poça de solda no momento de contato da gota com a poça. Isso não ocorreu de uma forma clara para os testes realizados neste trabalho, sendo verificado, na maioria das vezes, uma repulsão da gota antes da transferência definitiva, ocasionando grandes oscilações na corrente e tensão de soldagem. A Figura 1 mostra oscilogramas de corrente e tensão com o tempo onde se observam estas oscilações e a Figura 2 apresenta uma seqüência de fotos de uma transferência por curto-circuito, mostrando a repulsão da gota no momento da transferência. Os testes que apresentaram essa característica foram os testes 3, 6, 8, 9, 21, 22, 23, 24, 29, 31 e 32.

No modo de transferência globular o diâmetro das gotas são maiores que o diâmetro do eletrodo. Como na literatura não especifica um tamanho mínimo de gota para determinar a transição entre o modo globular e goticular, as observações dos filmes e dos oscilogramas dos testes realizados nesse experimento mostraram que é possível adotar, para os testes realizados neste trabalho, que o modo globular ocorre para gotas com diâmetro médio acima de 15% do diâmetro do eletrodo.

Nesse modo de transferência foi também possível observar a formação de uma estrição (pescoço) entre a gota e o eletrodo antes do destacamento da mesma. A Figura 3 mostra oscilogramas de tensão e corrente com o tempo, onde é possível verificar que as oscilações são menores que no caso de transferência por curto-circuito. Os testes 10, 15 e 25 da Tabela 1

foram considerados neste modo de transferência. A Figura 4 mostra uma seqüência de fotos de uma transferência no modo globular.

De acordo com a literatura (Scotti et. al., 1999, Alcan, 1993, AWS, 1991 e Norrish & Richardson, 1988), na transferência goticular as gotas são destacadas antes que o seu diâmetro alcance o diâmetro do eletrodo. Neste trabalho isso não ocorreu, sendo então considerado neste modo de transferência os testes que apresentaram gotas com diâmetro médio aproximadamente até 15% acima do diâmetro do eletrodo e possuíam um desvio padrão baixo (abaixo de 0,08). Os testes 12, 13, 14, 16, 17, 18, 19, 20 e 26 da Tabela 1 apresentaram esse modo de transferência. A Figura 5 mostra oscilogramas de tensão e corrente, onde são verificadas oscilações mínima de tensão e corrente. A Figura 6 mostra uma seqüência de fotos de uma transferência goticular.

Tabela 1 – Resultado geral dos testes realizados

N ^o	Ur [V]	Valim (m/s)	Im [A]	Um [V]	Diam [mm]	Desvio Padrão	Freq. [Hz]	Modo Transf.
1	16	7,0	69	15,96	2,16	0,38	16	GL-CC
2	16	9,0	114	15,84	1,59	0,19	56	GL-CC
3	16	11,0	141	15,98	1,39	0,16	129	CC
4	18	7,0	93	17,70	2,12	0,18	21	GL-CC
5	18	9,0	125	17,51	1,60	0,13	43	GL-CC
6	18	11,0	126	17,97	1,70	0,18	50	CC
7	20	8,0	117	19,32	1,59	0,18	62	GL e GL-CC
8	20	12,0	169	19,01	1,07	0,20	196	CC
9	20	14,0	182	18,97	1,21	0,12	154	CC
10	22	8,0	128	21,20	1,43	0,16	68	GL
11	22	10,0	146	21,27	1,15	0,04	189	GL e GT
12	24	13,0	200	22,15	1,08	0,05	257	GT
13	24	11,0	174	22,69	1,07	0,04	234	GT
14	24	10,0	153	22,87	1,12	0,04	182	GT
15	24	8,0	128	23,04	1,28	0,16	76	GL
16	26	14,0	209	24,41	1,09	0,08	327	GT
17	26	12,0	179	24,59	1,07	0,04	257	GT
18	26	16,0	231	24,31	1,00	0,04	429	GT
19	28	16,0	235	26,04	1,07	0,05	450	GT
20	28	18,0	254	26,00	1,03	0,06	563	GT
21	20	10,0	143	19,65	1,51	0,27	119	CC
22	22	12,0	168	21,19	1,37	0,16	161	CC
23	22	13,0	178	21,10	1,37	0,20	191	CC
24	24	14,0	193	22,50	1,22	0,07	290	CC
25	24	9,0	144	22,81	1,28	0,14	148	GL
26	25	14,0	216	23,23	1,12	0,07	360	GT
27	18	8,0	112	17,74	1,74	0,46	45	GL-CC
28	20	9,0	132	19,29	1,44	0,29	105	GL e GL-CC
29	20	11,0	154	19,68	1,23	0,17	231	CC
30	21	9,0	134	20,34	1,53	0,28	86	GL e GL-CC
31	22	11,0	161	21,32	1,34	0,11	188	CC
32	23	13,0	182	21,86	1,19	0,10	281	CC

Onde: N° = número do teste; U_r = tensão de referência; V_{alim} = velocidade de alimentação do arame; I_m = corrente média; U_m = tensão média; $Diam$ = diâmetro médio da gota; $Freq$ = frequência de transferência da gota; Modo Transf = modo de transferência metálica; CC = curto-circuito, GL = globular, GT = goticular e GL-CC = globular/curto-circuito.

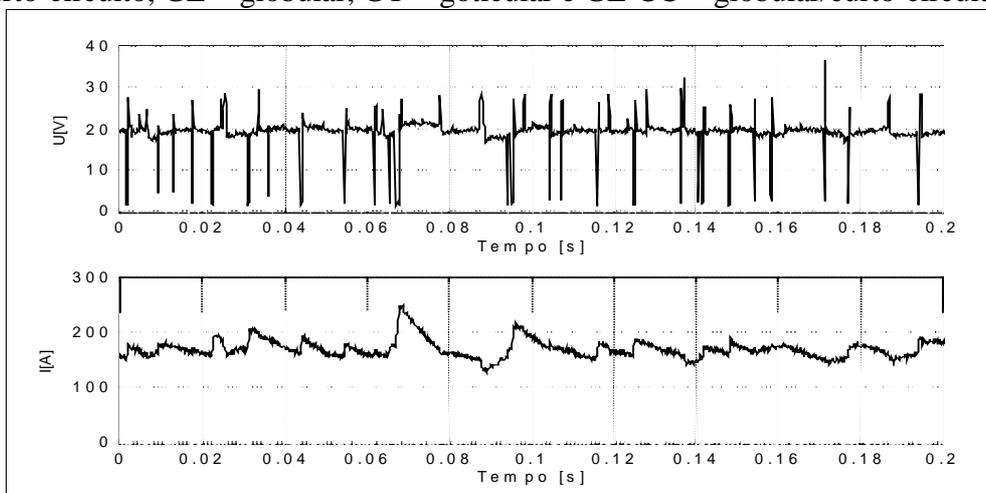


Figura 1 - Oscilograma de tensão e corrente de uma transferência por curto-circuito.

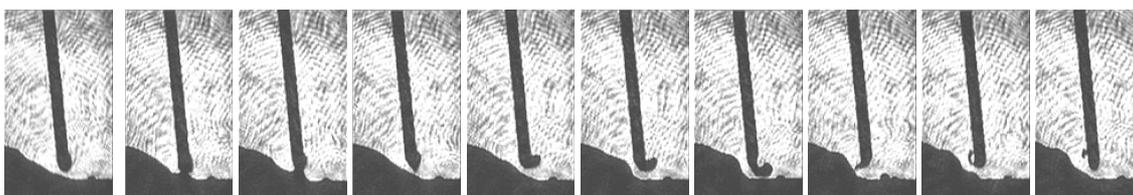


Figura 2 - Seqüência de fotos de uma transferência por curto-circuito.

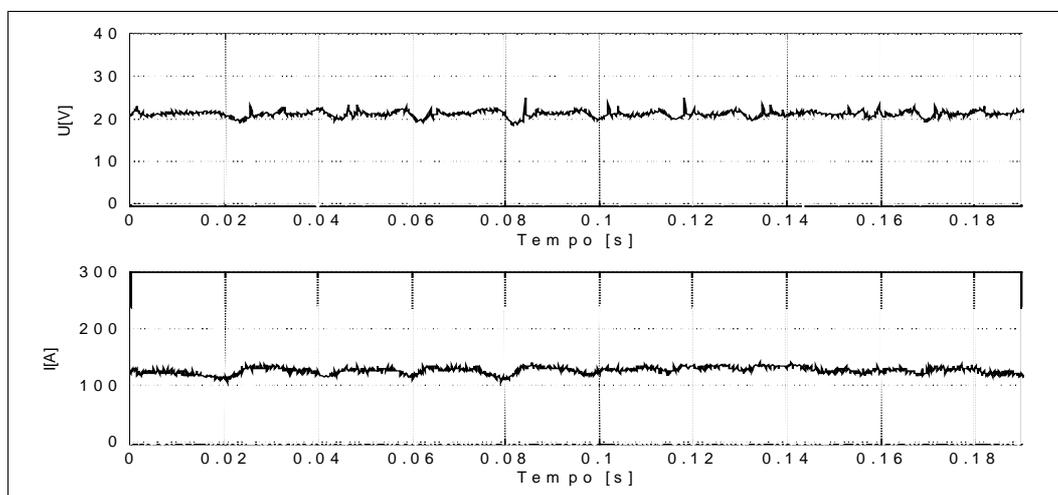


Figura 3 - Oscilograma de tensão e corrente de uma transferência globular.

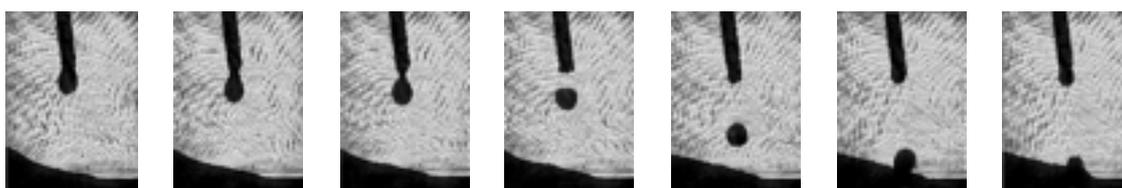


Figura 4 - Seqüência de fotos de uma transferência globular.

No modo de transferência globular/curto-circuito, a gota tem formação globular

concluindo a sua transferência com curto-circuito. Observa-se o crescimento da gota, culminando com o toque da mesma na poça da solda e a sua transferência do eletrodo para a poça através da atuação da tensão superficial. A Tabela 1 apresenta os testes 1, 2, 4, 5 e 27, que têm as características de uma transferência globular/curto-circuito. A Figura 7 apresenta oscilogramas e a Figura 8 uma seqüência de fotos com este modo de transferência.

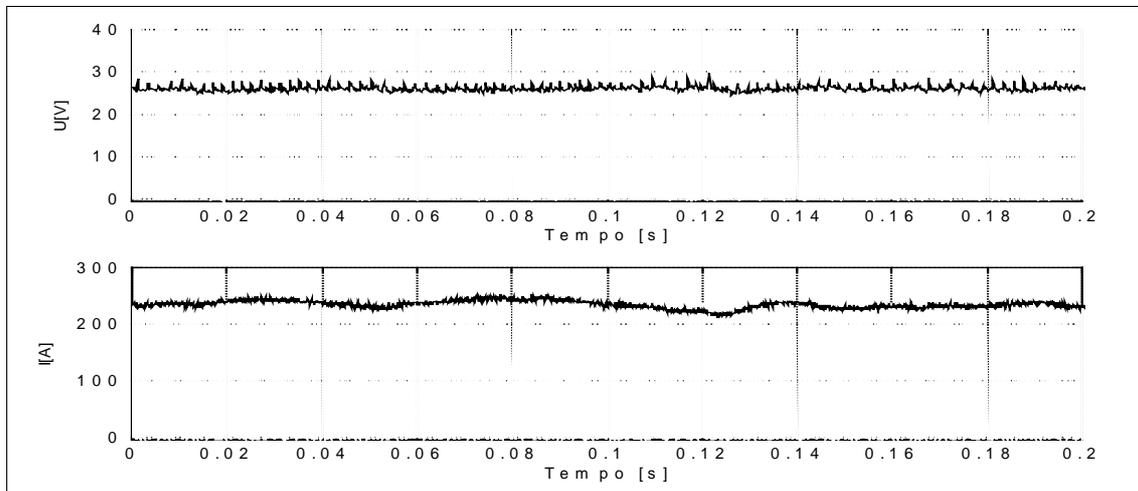


Figura 5 - Oscilograma de tensão e corrente de uma transferência goticular.



Figura 6 - Seqüência de fotos de uma transferência goticular.

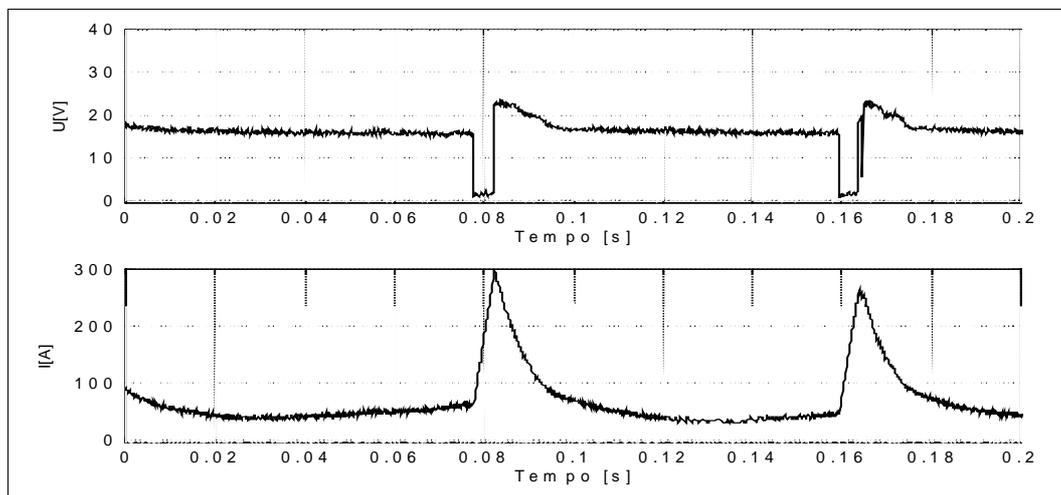


Figura 7 - Oscilograma de tensão e corrente de uma transferência globular/curto-circuito.o

Além dos modos de transferência já citados, foram encontradas soldagens onde ocorreram transferências com esses modos combinando entre si de forma aleatória, ou seja, havia uma combinação entre os modos de transferência tendo uma alternância aleatória entre os mesmos, não sendo estáveis. Essas transferências são apresentadas na Tabela 1 com os testes 7, 11, 28 e 30.

A Figura 9 mostra o gráfico com os pares de tensão de referência e velocidade de alimentação do arame utilizados nos testes. As regiões I e II são regiões onde não foi possível realizar testes. Na região I o comprimento do arco crescia muito chegando inclusive a queimar o bico e, na região II, ocorreram condições instáveis de soldagem, chegando inclusive a apagar o arco e enrolando o arame eletrodo na ponta do bico de contato.

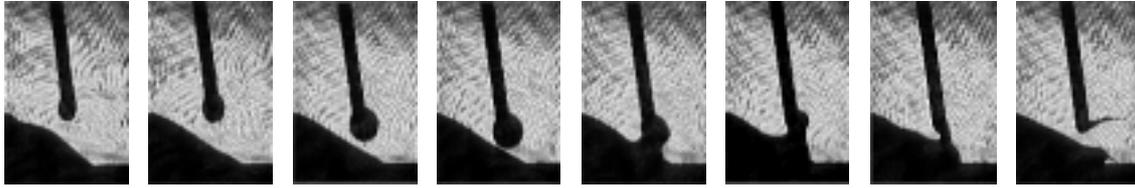


Figura 8 - Sequência de fotos de uma transferência globular/curto-circuito.

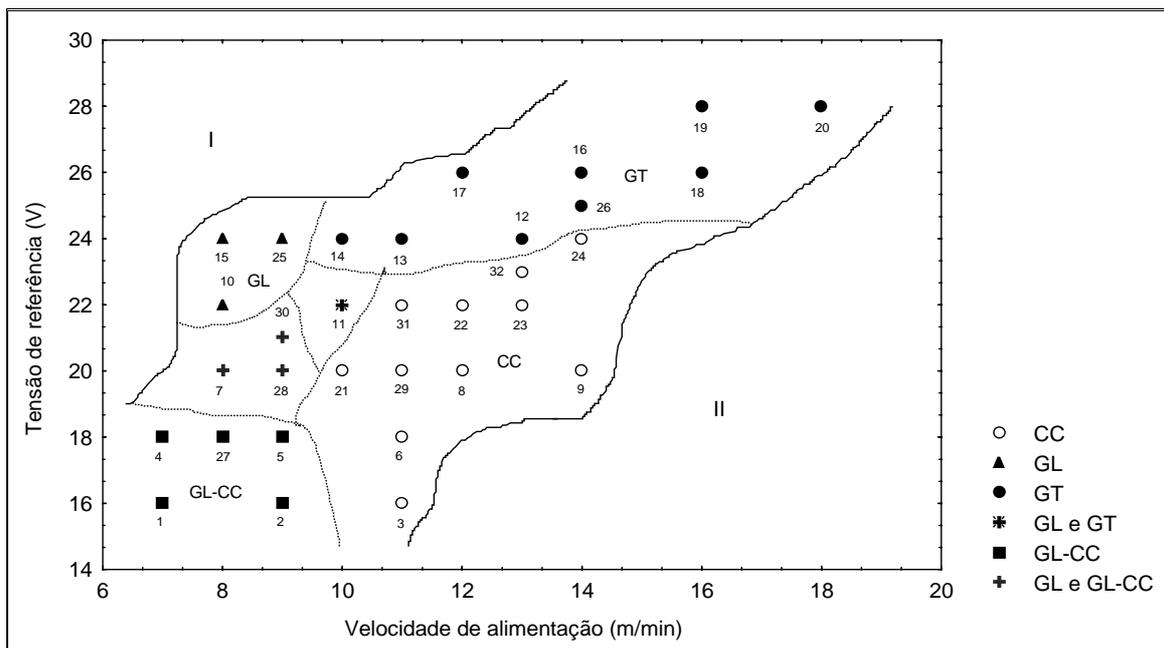


Figura 9 – Gráfico mostrando os pares tensão de referência com a velocidade de alimentação do arame.

A Figura 10 mostra o gráfico de frequência de transferência metálica dos modos globular e goticular com a corrente média de soldagem. Com esse mapa é possível verificar que a frequência de transição globular/goticular está entre 155 e 177 Hz a corrente de transição está entre 146 e 152 A. A importância da obtenção da corrente de transição entre globular e goticular está no fato de sua utilização na aplicação da transferência pulsada onde se tem uma transferência goticular com uma energia média mais baixa, conseguida pela pulsação da corrente de soldagem em dois patamares, ou seja, a corrente de pico está acima, e a corrente de base abaixo da corrente de transição.

5. Conclusões

Para as condições de teste realizadas neste trabalho foram encontrados 4 modos de transferência metálica na soldagem MIG de alumínio, que são: curto-circuito, globular, goticular e globular/curto-circuito.

Foram encontradas regiões onde não foi possível realizar soldagens, ou porque o arco crescia muito, chegando a queimar o bico, ou a soldagem era altamente instável, chegando inclusive a apagar o arco.

Foram encontradas, também, regiões e pontos de soldagem onde ocorreram modos de transição de transferência metálica, isto é, uma mistura de transferência ocorrendo de forma aleatória para a mesma condição de soldagem.

No modo de transferência goticular não se conseguiu gotas com diâmetro médio menor do que o diâmetro do eletrodo, para as condições de teste analisada neste trabalho.

O modo de transferência por curto-circuito foi altamente instável, ocorrendo repulsão da gota e sendo verificado uma grande quantidade de respingos.

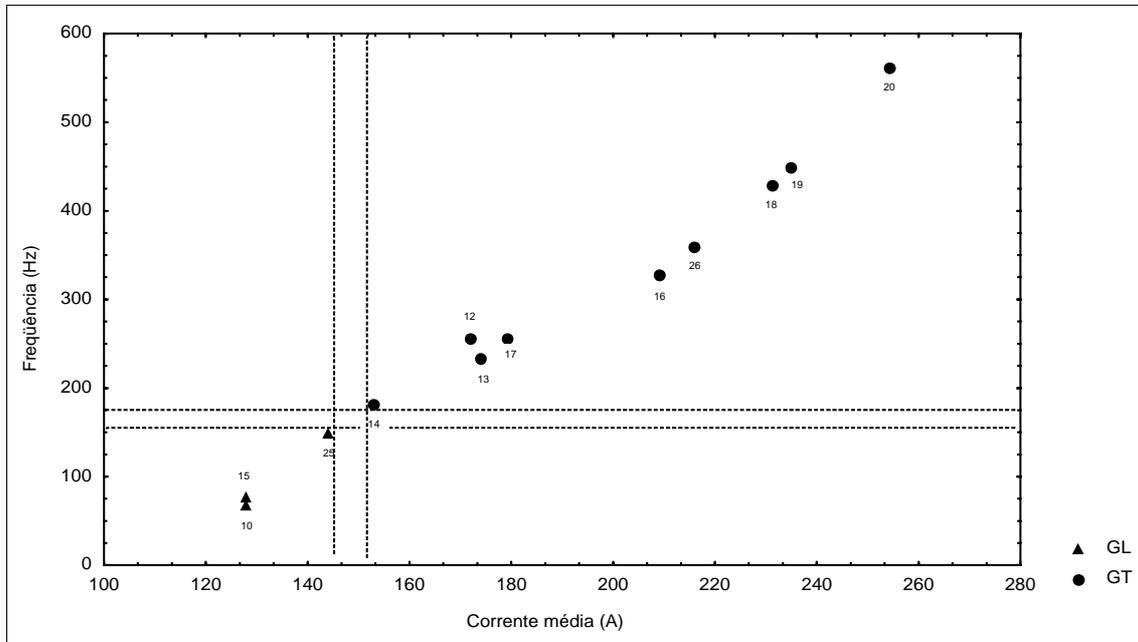


Figura 10 - Diagrama de frequências de deposição das gotas com as correntes médias.

6. Agradecimentos

Agradecemos à FAPEMIG e ao programa PADCT III - CEMAT pelo suporte financeiro e ao LAPROSOLDA-UFU pelo fornecimento da estrutura física.

7. Referências Bibliográficas

- Alcan, 1993, “Manual de Soldagem”, Alcan Alumínio do Brasil S/A, 1ª Edição.
- AWS, 1991, Welding Handbook, Welding Processes, American Welding Society, vol. 2, 8th Ed., USA.
- Biloni, H; Pérez, T.E.; Saggese, M.E. & Solari, M.J.A., 1981, “Manual de Soldadura de Alumínio, Proyecto Especial de Alumínio”, OEA – CNEA, Gerencia de Investigacion y Desarrollo, Aluar Alumínio Argentino, Buenos Aires, Argentina.
- Norrish, J. & Richarson, I. F., 1988, “Back to Basics: Metal Transfer Mechanisms”, Welding & Metal Fabrication, jan.-fev., pp. 17-22.
- Póvoa, A.A., 1988, “Seminário Técnico de Soldagem do Alumínio e suas Ligas”, Associação Brasileira do Alumínio, 26/10 a 17/11.
- Scotti, A.; Clark, D.E. & Kenney, K., 1999, “Mapeamento da Transferência Metálica em MIG com Aço Inoxidável”, Anais do VI Seminário Brasileiro do Aço Inoxidável, 04 e 05 de maio, São Paulo, Brasil.
- Stenbacka, N. & Persson, K.A., 1989, “Shielding Gases for Gas Metal Arc Welding”, Welding Journal, AWS, pp 41-47, November.

NITRETAÇÃO POR PLASMA DE AÇO ABNT 1020: INFLUÊNCIA DA RELAÇÃO $N_2/(N_2+H_2)$ SOBRE AS PROPRIEDADES DA CAMADA NITRETADA

Marley Anúciação Magella

Ingeborg Kühn-Arroyo

Universidade Federal de Santa Catarina, Departamento de Engenharia Mecânica, Programa de Pós-Graduação em Ciência e Engenharia de Materiais, Cx. Postal 476, CEP: 88040-900, Florianópolis, SC, Brasil. E-mail: marley@pg.materiais.ufsc.br e ingeborg@emc.ufsc.br

Resumo

Este trabalho tem como objetivo mostrar a influência da relação $N_2/(N_2+H_2)$ da atmosfera de nitretação por plasma do aço ABNT 1020 nas propriedades mecânicas da camada nitretada. As atmosferas utilizadas para nitretação foram 25% N_2 + 75% H_2 e 80% N_2 + 20% H_2 , num tempo de 2h à 540°C. A caracterização da camada nitretada foi feita por Microscopia Eletrônica de Varredura, Difractometria de Raios-X e Microdureza Vickers. Diferença significativa nas propriedades do aço foi observada para a amostra com maior porcentagem de nitrogênio, que apresentou maior valor de dureza.

Palavras-chave: Nitretação por plasma, Atmosfera de nitretação, Aço comum ao carbono

1. INTRODUÇÃO

Grande parte dos componentes usados na indústria mecânica são peças móveis sujeitas quase sempre a condições de elevado desgaste, como é o caso de bielas, eixos, engrenagens de transmissão, etc. As solicitações a que estão submetidas essas peças exigem uma combinação de dureza superficial e núcleo tenaz. Para aumentar a dureza e conseqüentemente a resistência ao desgaste do material, são empregadas técnicas de endurecimento superficial. Comumente esse endurecimento é obtido pelo tratamento térmico da superfície ou pela modificação da composição da camada superficial.

A nitretação é um dos métodos mais utilizados para melhoria das propriedades das camadas superficiais através da modificação da composição dessas camadas. A nitretação por plasma é um processo relativamente novo que sofreu grande evolução nas duas últimas décadas. Tal crescimento deve-se basicamente ao fato de ser uma técnica que exhibe elevada repetibilidade e que é ambientalmente correta uma vez que não é poluente.

Estudos têm sido desenvolvidos tanto no que se refere à física do plasma, à otimização do processo, bem como à caracterização metalúrgica e mecânica do material submetido a esta técnica. Este trabalho está inserido neste último contexto.

Considerando o papel de destaque que os aços comuns baixo carbono têm na construção mecânica, uma vez que estes materiais apresentam propriedades compatíveis a cerca de 80% das

aplicações do mercado, baixo custo, grande disponibilidade e tecnologia de processamento dominada, foi desenvolvida a presente pesquisa. Esta objetiva quantificar a influência da quantidade de nitrogênio presente na atmosfera de nitretação por plasma sobre as características da camada nitretada.

2. NITRETAÇÃO POR PLASMA EM AÇOS - CONSIDERAÇÕES

O plasma é obtido quando uma corrente elétrica é produzida entre dois eletrodos contidos em uma câmara (reator) com gás a baixa pressão. Na nitretação o cátodo consiste normalmente nas peças a serem nitretadas enquanto o ânodo é a carcaça do reator, sendo que o meio nitretante deve necessariamente conter nitrogênio. A corrente elétrica acelera os elétrons do cátodo para o ânodo, atravessando o gás. Ao atravessar o gás, os elétrons colidem com as moléculas de nitrogênio, ionizando as mesmas, ou dissociando-as em nitrogênio atômico. Esse gás formado por moléculas íntegras, moléculas ionizadas, átomos livres e elétrons é denominado plasma. Os íons positivos são acelerados com grande energia em direção ao cátodo (aço a ser nitretado), provocando sua incorporação à superfície do mesmo na forma de nitretos.

Dependendo do tipo de aço, a nitretação por plasma pode ocorrer entre 350°C até 580°C. Assim sendo, não ocorre a transformação da fase Fe- α (ferrita) em Fe- γ (austenita) o que reduz a possibilidade de empenamento nas peças. Essa é uma das vantagens da nitretação em relação a outros métodos concorrentes.

A camada nitretada é composta basicamente por duas regiões distintas. A região mais externa é denominada camada branca, sendo formada essencialmente por nitreto de ferro em consequência da elevada concentração de nitrogênio na superfície do material. Possui elevada dureza e pode ser constituída pelas fases Fe₄N- γ e/ou Fe₂₋₃N- ϵ , podendo ainda ser monofásica ou polifásica. Quando a camada branca é polifásica, apresenta elevada fragilidade, não sendo portanto recomendável para solicitações mecânicas (BRUNATO, 1993).

A região subjacente é denominada camada de difusão. Situa-se logo abaixo da camada branca e também é conhecida por zona de difusão. Corresponde à profundidade na qual o nitrogênio penetra para o interior do material. Caracteriza-se por duas zonas distintas, sendo a primeira rica em nitretos precipitados na forma de agulhas e a segunda, subsequente à primeira, onde o nitrogênio causa endurecimento via solução sólida intersticial.

Controlando-se o teor de nitrogênio da atmosfera de nitretação pode-se controlar as fases formadas e a espessura das camadas. Com base nas pesquisas de BOCCHINI (1990) e EDENHOFEN (1974) sobre a influência do teor de nitrogênio da atmosfera de nitretação, pode-se concluir que:

- em atmosferas com baixo teor de nitrogênio ocorre a total supressão da camada branca, havendo somente a formação da camada de difusão;
- em plasmas contendo de 15 a 30% de nitrogênio em volume, ocorre a formação da camada branca, que é predominantemente constituída pela fase Fe₄N (fase γ). Neste caso, a espessura desta camada dificilmente supera 10 μ m, mesmo para longos tempos de nitretação;
- em atmosferas contendo teores médios ou elevados de nitrogênio, predomina a formação de camadas brancas constituídas pela fase Fe₂₋₃N (fase ϵ), cujas espessuras podem atingir até 50 μ m.

A fase Fe₄N- γ (cfc) possui uma faixa estequiométrica que varia entre 5,30 e 5,75% de nitrogênio em peso. É a fase mais estável do sistema Fe-N, apresentando estabilidade térmica até 650°C (BRUNATO, 1993). Segundo EDENHOFER (1993), esta fase se caracteriza por menor dureza e maior ductilidade na interface camada branca-matriz, comparativamente com a fase Fe₂₋₃N- ϵ , apresentando, portanto, melhores características mecânicas.

A fase Fe₂₋₃N- ϵ (hc) apresenta uma faixa estequiométrica muito larga, variando de 5,75 a 11% de nitrogênio em peso à temperatura ambiente. É estável termicamente até 580°C, evoluindo para a fase Fe₄N- γ em temperaturas superiores (FIGUEIREDO, 1991). Por ser mais dura, apresenta também maior fragilidade em relação à fase Fe₄N- γ (EDENHOFER, 1974).

Quando a temperatura de tratamento é superior à temperatura de transformação α - γ do aço tratado, a nitretação ocorre no campo austenítico. Neste caso, surge uma camada intermediária entre as camadas branca e de difusão, de aspecto escuro quando revelada metalograficamente por Nital. A camada escura (braunita) é resultante da decomposição eutetóide da austenita nas fases Fe- α e Fe₄N- γ durante o resfriamento desta logo após o térmico do tratamento (BRUNATO, 1993).

A microdureza da camada branca é aproximadamente constante, variando entre 800 e 900 Vickers. A microdureza da camada escura é proporcional à quantidade de fases γ presentes na mistura Fe- γ + nitroferrita, podendo variar entre 300 e 700 Vickers.

Baixas temperaturas de nitretação iônica do aço 1020 (T < 490°C) favorecem a formação da camada branca. Altas temperaturas (T > 570°C) favorecem a formação de camada escura. Temperaturas intermediárias (490°C \leq T \leq 570°C) formam uma camada branca na superfície e uma camada escura logo abaixo.

3. PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

Para realização do experimento foi usada uma amostra de chapa de aço ABNT 1020 cuja superfície foi retificada e logo após cortada em pequenas peças para nitretação das superfícies retificadas. A nitretação foi realizada em um reator de plasma nas condições apresentadas na Tabela 1. Uma amostra sem tratamento foi reservada para comparação da microestrutura com as amostras nitretadas.

Tabela 1. Condições de Nitretação

Parâmetros de processamento	Amostra 1	Amostra 2
Pressão (Torr)	3	3
Temperatura (°C)	540	540
Tempo (h)	2	2
Relação N ₂ /(N ₂ /H ₂)	0,25	0,80
Voltagem (V)	600	600
Corrente (A)	1	1,2

Após a nitretação as amostras foram cortadas transversalmente às superfícies tratadas para verificar a profundidade do tratamento. Em seguida foram embutidas em baquelite, lixadas (lixas de SiC 220, 320, 400 e 600 mesh), polidas (alumina 1 μ m) e atacadas com Nital 2%.

A microestrutura das amostras foi observada no microscópio eletrônico Philips XL 30. A microdureza realizada no microdurômetro Shimadzu HVM 2000, com uma carga de 25g por um tempo de 15s, nas amostras tratadas e na amostra sem tratamento. As medidas foram feitas à partir da superfície para o centro da amostra, tirando três medidas para cada distância. A determinação das fases presentes foi realizada num difratômetro de raios-X Philips X'Pert PW 3719 com tubo de Cu cujo ângulo de incidência do feixe foi variado de 30 a 100°.

4. RESULTADOS E DISCUSSÕES

A figura 1 mostra uma micrografia obtida por microscopia eletrônica de varredura da amostra não nitretada.

A Figura 2 mostra a micrografia da amostra que foi submetida ao tratamento de nitretação na atmosfera pobre em nitrogênio ($N_2/(N_2+H_2) = 0,25$). Verifica-se facilmente na Figura 2 a existência da camada branca nitretada e da camada de difusão com cristais de nitretos precipitados na forma de agulhas.

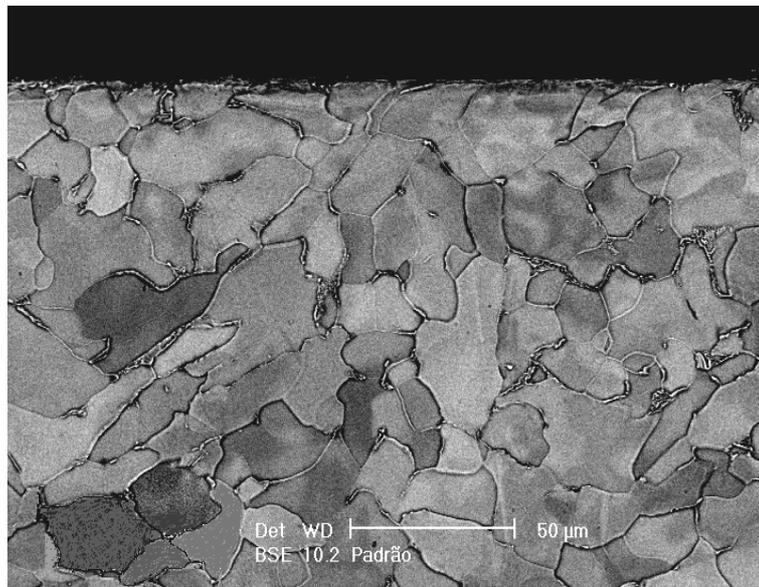


Figura 1. Micrografia obtida por MEV da amostra sem tratamento, (ataque com Nital 2%)

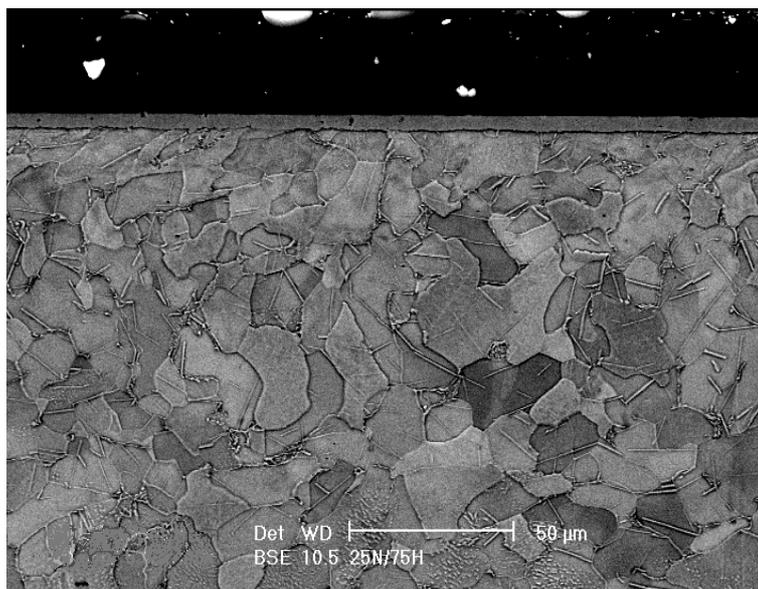


Figura 2. Micrografia obtida por MEV da amostra tratada em atmosfera pobre em nitrogênio ($N_2/(N_2+H_2) = 0,25$), (ataque com Nital 2%)

Na Figura 3, referente a uma amostra nitretada em atmosfera rica em nitrogênio, também pode ser observada a camada branca e a zona de difusão. A Figura 4 apresenta uma micrografia em maior ampliação da amostra nitretada em atmosfera pobre em nitrogênio, onde se observa com maior detalhe a camada branca e a zona de difusão. Na Figura 5 é apresentada a micrografia em maior ampliação da amostra nitretada em atmosfera rica em nitrogênio.

Observando as micrografias das amostras tratadas em condições atmosféricas distintas, ambas apresentam a mesma microestrutura, com camadas de aproximadamente mesma espessura. A espessura da camada branca medida através de imagens no MEV foi de aproximadamente 4,7 μm para a amostra tratada em atmosfera pobre em nitrogênio e de 5,2 μm para a amostra tratada em atmosfera rica, sendo uma diferença muito pequena.

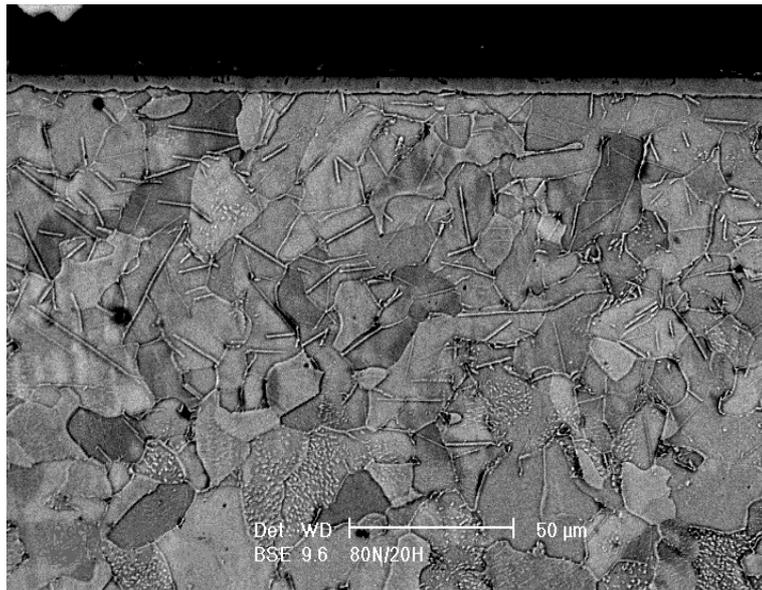


Figura 3. Micrografia obtida por MEV da amostra tratada em atmosfera rica em nitrogênio ($N_2/(N_2+H_2) = 0,80$), (ataque com Nital 2%)

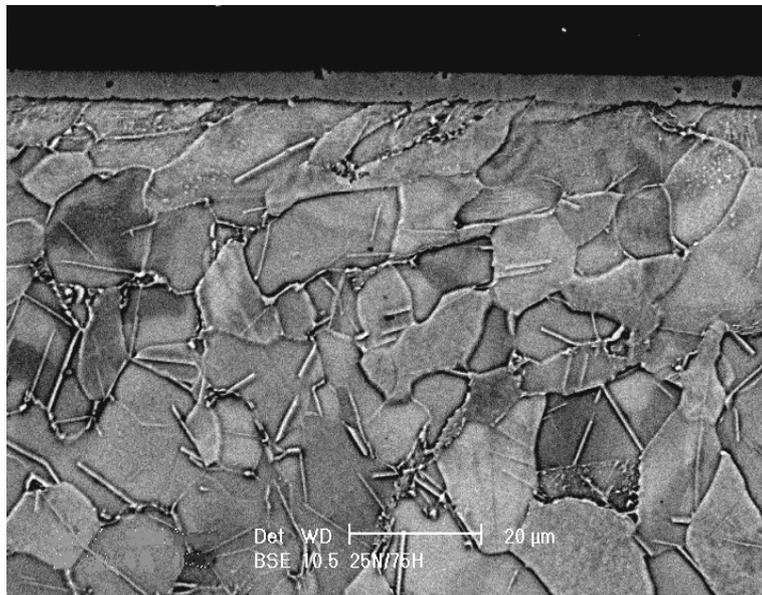


Figura 4. Micrografia obtida por MEV da amostra tratada em atmosfera pobre em nitrogênio ($N_2/(N_2+H_2) = 0,25$) – maior ampliação, (ataque com Nital 2%)

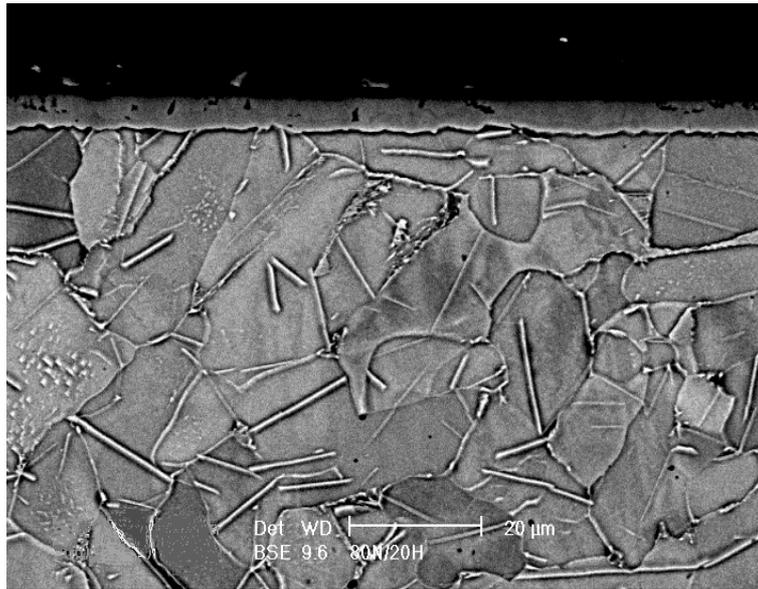


Figura 5. Micrografia obtida por MEV da amostra tratada em atmosfera rica em nitrogênio ($N_2/(N_2+H_2) = 0,80$) – maior ampliação, (ataque com Nital 2%)

A Figura 6 mostra o perfil de microdureza Vickers em função da profundidade de tratamento para as amostras nitretadas em atmosfera pobre ($N_2/(N_2+H_2)=0,25$) e rica ($N_2/(N_2+H_2)=0,80$). A superfície da amostra tratada em atmosfera rica em nitrogênio apresentou dureza levemente superior, devido a presença da fase $Fe_{2-3}N$ ou fase ϵ . Porém, comparando os dois tratamentos, os valores de dureza das camadas de difusão não apresentaram diferença significativa. A amostra não nitretada apresentou dureza de 114 HV.

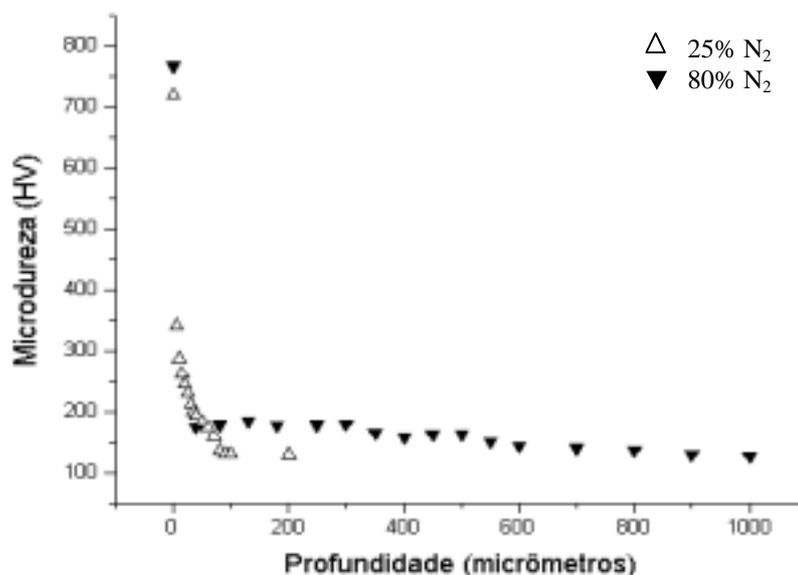


Figura 6. Representação gráfica do perfil de dureza das amostras nitretadas em atmosferas rica e pobre em nitrogênio.

Os resultados obtidos por difratometria de raios-X das amostra nitretadas indicaram a presença das fases $\text{Fe}_4\text{N-}\gamma$ e $\text{Fe-}\alpha$ na amostra tratada em atmosfera pobre em nitrogênio. As fases $\text{Fe}_4\text{N-}\gamma$ e $\text{Fe}_{2-3}\text{N-}\epsilon$ foram detectadas na amostra tratada em atmosfera rica em nitrogênio. Nos dois casos, a camada branca parece ser polifásica, o que implica em camada mais frágil que o esperado, o que inviabiliza sua utilização em aplicações em que seja exigida resistência a esforços cíclicos.

É possível que no caso da camada branca da amostra nitretada em atmosfera pobre, a presença de $\text{Fe-}\alpha$ detectada seja devido ao alcance da radiação produzida pelo tubo de cobre, que alcança 20 μm de profundidade, sendo superior à espessura da camada branca observada nas amostras, que é de aproximadamente 5 μm . A presença efetiva da fase $\text{Fe-}\alpha$ na camada branca se deve provavelmente a um tempo insuficiente de nitretação para as condições do experimento.

No caso da amostra nitretada em atmosfera rica em nitrogênio, a presença inesperada da fase $\text{Fe}_4\text{N-}\gamma$ pode ter sido consequência de uma pequena diminuição no teor de nitrogênio da atmosfera de nitretação observada no fim do ciclo de nitretação. Provavelmente, maior tempo de tratamento proporcione a transformação de toda fase $\text{Fe}_4\text{N-}\gamma$ em fase $\text{Fe}_{2-3}\text{N-}\epsilon$, evitando assim, a obtenção de um produto com camada branca polifásica que é frágil.

5. CONCLUSÕES

Para o tempo de nitretação do experimento (2h), não foi observada diferença significativa na dureza e espessura da camada de difusão e na espessura da camada branca. A maior diferença observada entre os dois tratamentos foi verificada na dureza e nas fases identificadas na camada branca. No caso da atmosfera pobre há a tendência de formação da fase $\text{Fe}_4\text{N-}\gamma$ que estequiometricamente também é mais pobre em nitrogênio que a fase $\text{Fe}_{2-3}\text{N-}\epsilon$, formada preferencialmente no tratamento feito com atmosfera rica em nitrogênio. A presença de camadas polifásicas foi detectada nos dois casos, o que pode ser evitado com maior tempo de nitretação.

6. REFERÊNCIAS

- Brunato, S. F., 1993, “Nitretação por Plasma de Ferro Sinterizado”, Dissertação de Mestrado, Universidade Federal de Santa Catarina, Florianópolis, S.C., Brasil, 90p.
- Bocchini, G. F., *et al.*, 1990, “Ion Nitriding of Sintered Steel – Present Situation and Perspectives”, MPR, Vol. 45, Nº 11, Brasil, pp. 772-778.
- Edenhofer, B., 1974, “Physical and Metallurgical Aspects of Ionitriding”, Part 2, HTM, Vol. 2, pp. 59-67.
- Figueiredo, R. S., 1991, “Análise de Superfície em Aços Nitretados por Espectroscopia Mossbauer”, Dissertação de Mestrado, Universidade Federal de Santa Catarina, Florianópolis, S.C., Brasil, 160p.

7. CONCLUSÕES

Apesar deste trabalho ter características específicas inerentes ao processo, material e ferramenta, é possível estabelecer algumas considerações importantes que contribuem de um modo mais genérico ao tema estudado. Desta maneira, algumas conclusões podem ser listadas:

1. O processo de usinagem a seco é a condição ideal de trabalho do ponto de vista ecológico, contudo neste experimento o comportamento da ferramenta de aço-rápido no fresamento a seco mostra que a marca de desgaste na face e no flanco da ferramenta cresce rapidamente em função do volume de material usinado, ocasionando a elevação dos esforços de usinagem e atingindo assim mais rapidamente o fim de vida da fresa;
2. A utilização de emulsão como fluido de corte é bastante difundida no meio produtivo, porém pode-se observar neste experimento que a vida da ferramenta é bastante curta devido à alta taxa de refrigeração, que ocasiona severos choques térmicos nos gumes de corte;
3. O emprego da quantidade mínima de fluido de corte apresentou bons resultados. Nos dois ensaios com minimização de fluido a ferramenta usinou o volume planejado e o comportamento da ferramenta em relação à força e ao desgaste foi bastante próximo, contudo a usinagem utilizando óleo vegetal como fluido de corte apresentou uma tendência a melhores resultados.

Sendo assim, a proposta da utilização de mínima quantidade de fluido de corte no processo de fresamento com fresas de topo de aço-rápido mostra-se eficiente. Assim sendo, estudos nesta área devem ser continuamente realizados para proporcionar novas informações que possam beneficiar as indústrias de usinagem.

8. AGRADECIMENTOS

Os autores agradecem às empresas TITEX PLUS, I. Terstegen da Alemanha, Rubens Moreira/BARDAHL e GERDAU S/A.

9. REFERÊNCIAS

- Stemmer, C.E., 1995, “Ferramentas de Corte I”, Ed. da UFSC, Florianópolis, Brasil, 249p.
- König, W., Klocke, F., 1997, “Fertigungsverfahren 1, Drehen, Fräsen, Bohren”, Ed. Springer-Verlag, Berlin, Germany, 471p.
- Teixeira, 1997, “Minimização de Fluido de Corte no Processo de Usinagem com Ferramenta de Geometria Definida”, Exame de Qualificação para Doutorado, UFSC, Florianópolis, Brasil, 42p.
- Klocke, F., Gerschwiler, K., 1996, “Usinagem a Seco - Fundamentos, Limites e Perspectivas”, Aachen, 21p.
- Schroeter, R. B., Teixeira, C. R., 2000, “Proposta de Metodologia para Medição do Desgaste em Ferramentas de Corte de Geometria Definida”, Submetido ao CONEM 2000, Rio Grande do Norte, Brasil, 8p.
- Ferraresi, D., 1995, “Fundamentos da Usinagem dos Metais”, Ed. Edgard Blücher, São Paulo, Brasil, 751p.

Na tabela 4 mostram-se as rugosidades R_a referente a cada superfície usinada nas diferentes condições. Pode ser observado que na usinagem a seco os valores são menores que os obtidos na usinagem com emulsão ou com MQFC.

Tabela 3. Especificações para medição da rugosidade em cada superfície.

<i>Cut off</i>	0,8 mm
Raio do apalpador	10 μm
Comprimento total de medição	5,6 mm
Comprimento efetivo de medição	4,0 mm
Largura de medição	2,0 mm
Número de medições	4

Tabela 4. Rugosidade nas superfícies concordante e discordante para cada ensaio.

Superfície \ Fluido	Seco	MQFC 1	MQFC 2	Emulsão (A4)	Emulsão (A5)
Concordante (μm)	0,8	1,4	1,8	1,4	1,5
Discordante (μm)	1,5	1,3	1,2	1,4	1,4

A medição da rugosidade foi realizada longitudinalmente ao corte, ou seja, na direção de avanço da fresa. Todas as superfícies analisadas foram geradas com a ferramenta nova, ainda sem apresentar desgaste (no ponto da 1^o aquisição das forças).

6. ANÁLISE DOS RESULTADOS

Através de uma análise do comportamento das forças apresentada na figura 5, observa-se nos ensaios com emulsão (ferramentas A4 e A5) que a força resultante máxima cresce rapidamente no início da vida, dobrando seu valor no primeiro ponto de medição. Isto ocorre devido à diminuição da temperatura na região de corte, causando assim um incremento na força necessário para remover o material. Outro aspecto importante é o fato que as duas ferramentas quebraram por colapso catastrófico antes de completar o segundo intervalo de medição provavelmente devido ao grande aumento nas forças na usinagem. No caso dos ensaios com minimização (ferramentas A2 e A3) as forças apresentam um comportamento bastante semelhante.

Uma análise da figura 6 mostra que os níveis de desgaste na face da ferramenta se comportam de maneira semelhante, mas com uma nítida tendência para um desgaste mais acentuado no ensaio a seco (ferramenta A1). Nos ensaios com minimização de fluido a evolução do desgaste nos dois casos é bastante parecida, sendo que os resultado do óleo vegetal mostram a tendência a serem menores ao longo da vida da ferramenta. Todavia o ensaio com emulsão apresentou o menor nível de desgaste para as duas ferramentas ensaiadas, porém atingiu o colapso prematuramente.

Na figura 7 é possível observar que o desgaste no flanco da ferramenta que trabalhou a seco é maior já no início dos testes. Este desgaste é o principal responsável pela quebra prematura da ferramenta no terceiro intervalo de trabalho. Os ensaios com minimização apresentaram o menor nível de desgaste no flanco ao longo da vida, e novamente o ensaio com óleo de origem vegetal mostrou a tendência de uma menor evolução.

Pode-se observar, através das imagens registradas, que o desgaste no flanco secundário em todas as ferramentas é desprezível, enquanto que o flanco principal e a face das ferramentas apresentaram defeitos bastante significativos. A figura 6 mostra o comportamento da marca de desgaste máxima na face das ferramentas ($KB_{m\acute{a}x}$) para todas as condições ensaiadas, e a figura 7 a marca de desgaste máxima no flanco principal ($VB_{m\acute{a}x}$). Como critério na avaliação dos desgastes, adotou-se o gume que apresenta a maior marca de desgaste em cada ponto de medição como o valor representativo para o desgaste da fresa.

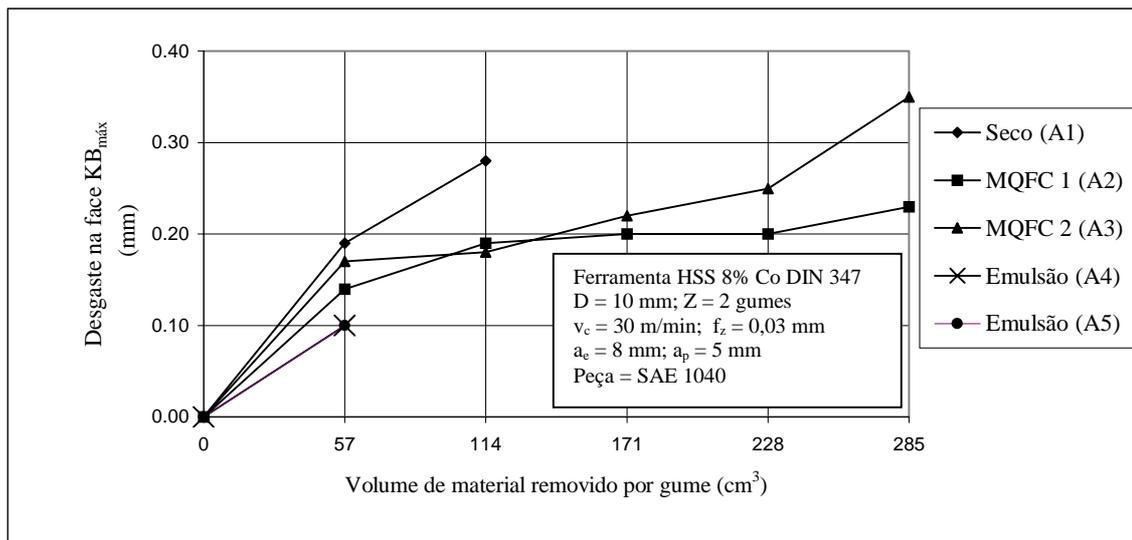


Figura 6. Comportamento da marca de desgaste na face ($KB_{m\acute{a}x}$).

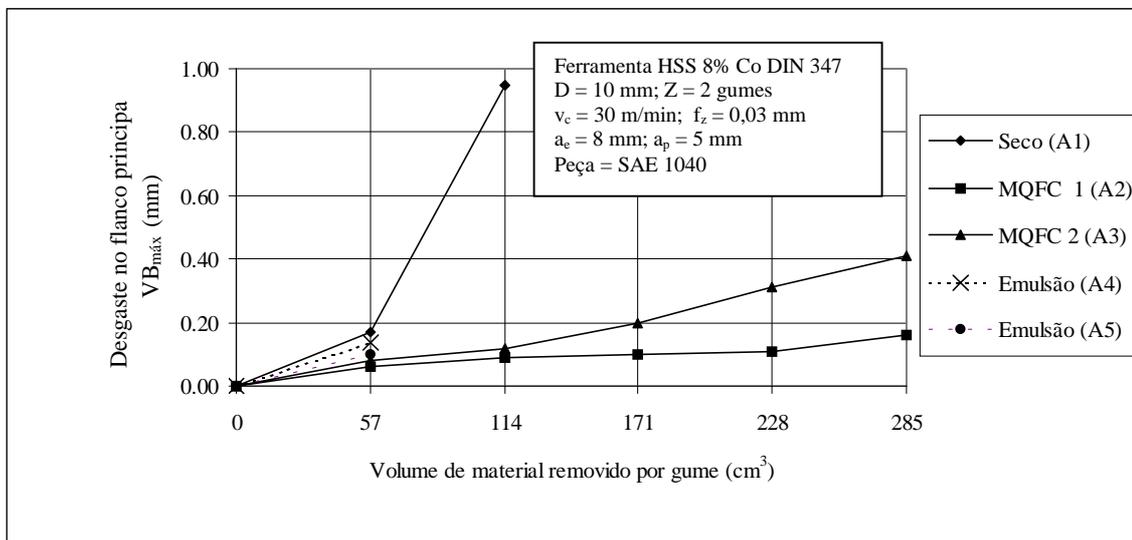


Figura 7. Comportamento da marca de desgaste no flanco principal ($VB_{m\acute{a}x}$).

5. MEDIÇÃO DA RUGOSIDADE

A rugosidade das superfícies concordantes e discordantes geradas foram medidas através do rugosímetro PERTHOMETER-SP8 com as especificações apresentadas na tabela 3.

planejado, sendo que o motivo da interrupção do experimento foi o colapso catastrófico (quebra) da fresa.

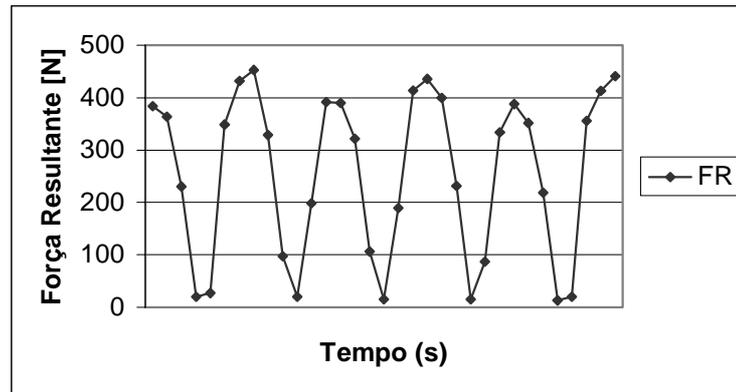


Figura 4. Comportamento da força resultante.

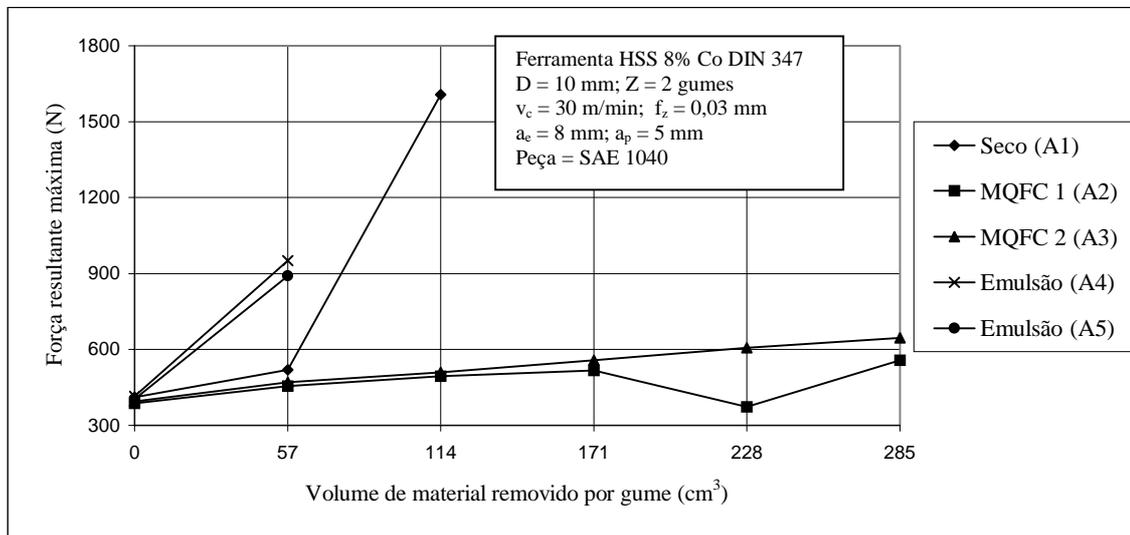


Figura 5. Comportamento da força resultante máxima nos diversos tipos de fluido.

Conforme comentado no item 2, a ferramenta A5 foi utilizada para repetir o ensaio com emulsão, devido ao pequeno volume de material removido pela ferramenta A4. No ensaio com MQFC 1 o ponto com 228 cm³ de material removido por gume foi adquirido com a velocidade de corte 45 m/min, devido uma falha operacional. Assim deve-se considerar que a força resultante máxima referente a este ponto sofre uma redução, pois com o aumento da velocidade de corte a espessura de material removido por rotação da fresa diminui. Logo, a força necessária para remover um volume menor de material tende a diminuir também, comprovando a teoria de corte de Kienzle (Ferraresi, 1995).

4. MEDIÇÃO DO DESGASTE

Para a quantificação do desgaste ocorrido em cada região da ferramenta, foi empregada a metodologia de medição proposta por Schroeter e Teixeira, 2000, na qual registram-se os defeitos ocorridos na face, no flanco principal e no flanco secundário da ferramenta através de uma câmera CCD em intervalos pré-determinados, conforme o planejamento do experimento. Estas imagens são arquivadas e posteriormente analisadas através de um *software* adequado para a medição dos respectivos desgastes.

AG 5006 KISTLER, placa de aquisição de sinais, microscópio de ferramentaria Nikon Measurescope, sistema de aquisição de imagem digital, rugosímetro PERTHOMETER S8P com unidade de avanço PERTHOMETER PRK e outros acessórios para facilitar a execução dos ensaios.

2.4 Planejamento experimental

Com o objetivo de sistematizar os intervalos de aquisição dos dados e garantir a repetibilidade das medições, elaborou-se um plano de trabalho para os experimentos (tabela 2). A primeira etapa desta planilha visa comprovar a qualidade geométrica das ferramentas, sendo feita para isto uma avaliação de algumas dimensões principais, como o ângulo de hélice e o afastamento (radial e axial) do gume em relação ao seu eixo de rotação. As dimensões verificadas não apresentaram valores fora da margem de erro.

Tabela 2. Planilha esquemática para execução do ensaio.

Etapa	Descrição
1	Verificação da qualidade geométrica da fresa
2	1° Aquisição dos dados de desgaste e força (fresa nova)
3	Abrir canal para avaliação da rugosidade (fresa nova)
4	Usinagem para desgaste da ferramenta (57 cm ³ /gume)
5	2° Aquisição dos dados de desgaste e força
...	...
n	Repetem-se as etapas 4 e 5 até atingir-se 285 cm ³ /gume de material removido

Sendo assim, tem-se 6 pontos de aquisição dos dados em intervalos constantes de 57 cm³ de material removido por gume, totalizando 285 cm³.

3. MEDIÇÃO DA FORÇA

Para adquirir o sinal de força utilizou-se a plataforma piezelétrica 9443 KISTLER, onde o sistema de aquisição foi ajustado para gravar 200 medições por segundo (0,2 kHz) durante todo o período de execução do rasgo de 10 mm. Como critério para comparação dos esforços de usinagem em cada ponto de medição, adotou-se a média dos valores de pico da força resultante determinada pela equação 1 dentro do intervalo de usinagem estabilizada. Para a comparação entre os fluidos foi utilizado o módulo desta resultante.

$$FR = \sqrt{Fx^2 + Fy^2} \quad (1)$$

Na figura 4 pode ser visto o comportamento da força resultante FR no plano XY, onde a frequência de variação é definida pelo trabalho dos gumes durante o corte.

A figura 5 mostra a evolução da força resultante máxima para os 5 ensaios, sendo que o eixo da abscissa corresponde ao volume de material retirado por gume da ferramenta. Este parâmetro foi empregado com o propósito de facilitar outras comparações entre ferramentas com número de gumes diferente da utilizada neste experimento. Nos ensaios a seco e com emulsão usinou-se um volume inferior ao

para o desgaste da ferramenta de modo a favorecer a análise das forças. Os eixos de movimentação da ferramenta coincidem com os eixos da plataforma piezelétrica.

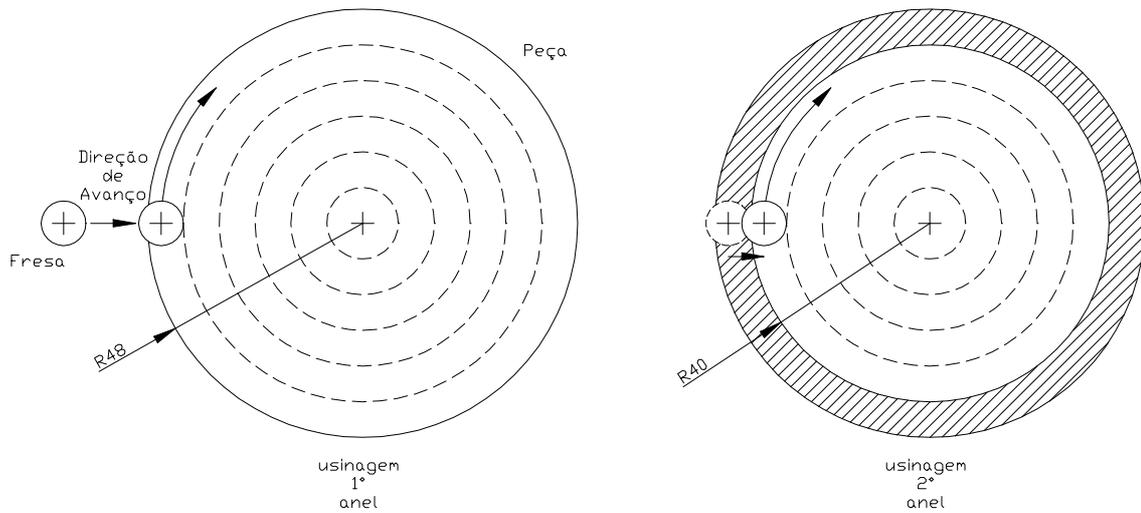


Figura 2. Estratégia de usinagem utilizada para desgaste da ferramenta (vista superior).

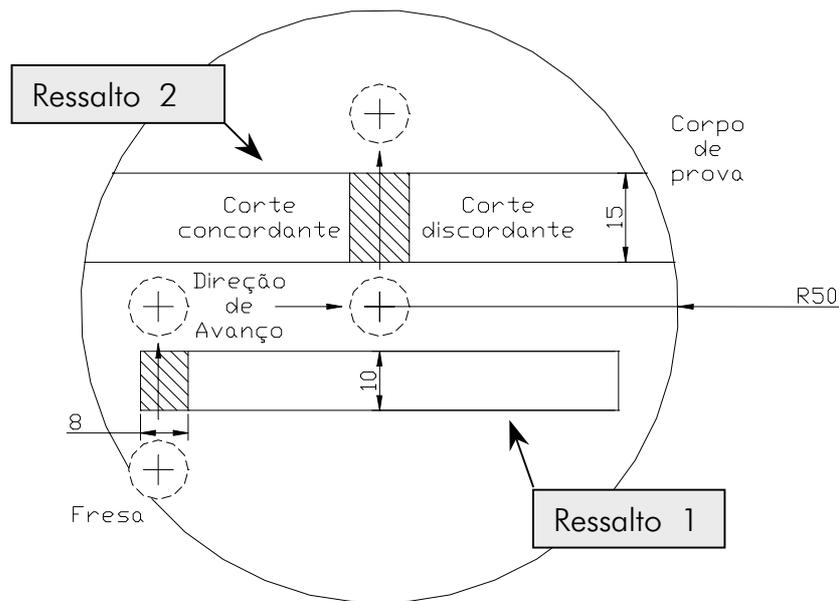


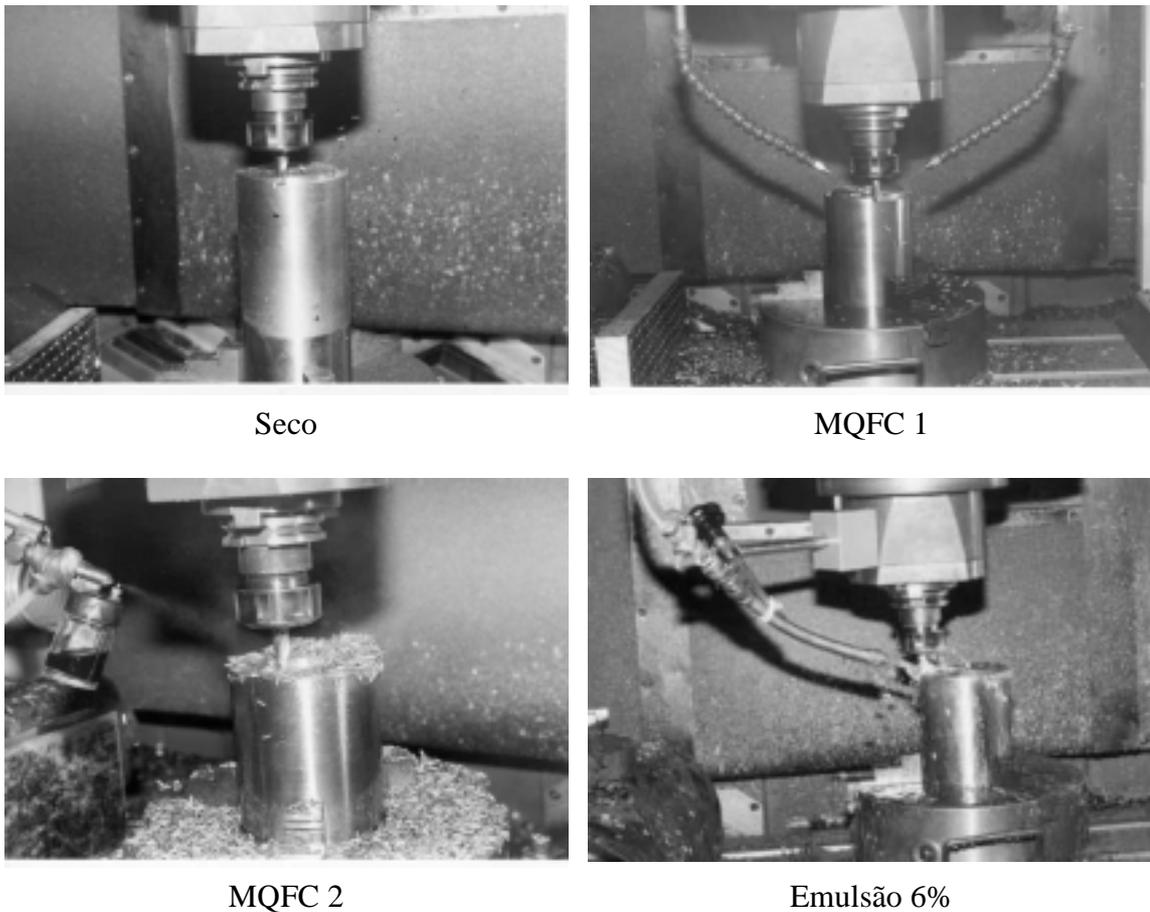
Figura 3. Croqui do corpo de prova para medição das forças e rugosidade (vista superior)

Os canais abertos no ressaltos 1 (de 10 mm de largura) são para efetuar as medições e aquisições das forças de usinagem em cada estágio do desgaste. Os canais abertos no ressaltos 2 (de 15 mm de largura) são para gerar as superfícies onde são avaliadas as rugosidades produzidas pelas ferramentas nos respectivos estágios de desgastes. A movimentação da ferramenta entre os corpos de prova foi feita através de um programa CNC previamente testado.

2.3 Equipamentos utilizados

Para realizar os experimentos utilizou-se uma fresadora CNC ROMI Polaris F400, uma plataforma piezelétrica para fresamento 9443 KISTLER com amplificador de sinais

superiores a este valor (50 ml/h) são consideradas aplicações reduzidas de fluido de corte.



Seco

MQFC 1

MQFC 2

Emulsão 6%

Figura 1. Formas de aplicação do fluido de corte.

2.2 Material ensaiado e estratégia de usinagem

O material usinado foi o aço SAE 1040 em forma barra redonda laminada, sem tratamento e sem acabamento com diâmetro bruto de 4 polegadas (101,6 mm), fornecido pela empresa GERDAU S.A. De modo a otimizar o volume de material usinado e favorecer os experimentos definiu-se a estratégia de usinagem em círculos (figura 2), com profundidade de corte radial (a_e) de 8 mm. Logo, optou-se por um raio de 48 mm para o corpo de prova de desgaste, proporcionando assim 6 anéis para usinagem, percorrendo um comprimento total de 942 mm por superfície usinada. A altura do corpo de prova para desgaste foi determinada em função do comprimento total planejado para o ensaio, que é de aproximadamente 15 m.

O corpo de prova para medição das forças e da rugosidade tem uma geometria mais complexa para facilitar a aquisição dos dados. A ferramenta usina dois canais no primeiro ponto de medição, o primeiro com 10 mm de comprimento para aquisição das forças e o segundo com 15 mm de comprimento para geração dos dados de rugosidade. Apartir do segundo ponto de medição somente monitoraram-se as forças. Na figura 3 pode-se observar o rasgo para medição da rugosidade gerado, sendo a superfície esquerda discordante e a superfície direita concordante. O corpo de prova para medição das forças e da rugosidade foi planejado de maneira a otimizar os tempos secundários de usinagem. Na medição das forças no plano XY foi adotada uma estratégia diferente da utilizada

produtos, podendo vir a desenvolver várias doenças de pele, pulmão e alguns tipos de câncer (Teixeira, 1997).

Sendo assim, com as crescentes pressões dos órgãos ambientais para reduzir o impacto da produção industrial no meio ambiente e o surgimento de leis cada vez mais severas contra os infratores, fica evidente a importância do desenvolvimento de novas tecnologias para minimizar o impacto ambiental dos processos de usinagem. Face a esta realidade, as informações geradas por este trabalho têm como principal função fomentar esta nova tendência dos processos de usinagem.

2. METODOLOGIA DOS ENSAIOS

Neste experimento utilizaram-se cinco ferramentas de aço-rápido com 8% de cobalto (A1, A2, A3, A4 E A5), com mesmas características técnicas e com especificação D3141, conforme a norma DIN 327. As condições de usinagem para cada ferramenta são apresentadas na tabela 1.

Tabela 1. Condições de usinagem para cada ferramenta.

Ferramenta	Fluido de Corte	v_c (m/min)	f_z (mm)	a_e (mm)	a_p (mm)	Z	D (mm)
A1	Seco	30	0,03	8	5	2	10
A2	MQFC 1	30	0,03	8	5	2	10
A3	MQFC 2	30	0,03	8	5	2	10
A4	Emulsão	30	0,03	8	5	2	10

Os parâmetros de corte foram determinados pelo fabricante, contudo a profundidade de corte axial (a_p) e a profundidade de corte radial (a_e) foram selecionadas de acordo com a faixa de operação da ferramenta. A ferramenta A5 permaneceu como reserva para eventual repetição de ensaios que apresentassem problemas.

2.1 Fluidos de corte

Os fluidos de corte empregados nos ensaios possuem as seguintes características:

- Seco - Sem introdução de fluido de corte;
- MQFC 1 - Óleo de origem vegetal com especificação IT-MICRO 4300, fornecido pela empresa I. Terstegen da Alemanha, aplicado por dois bicos injetores com uma pressão de 3 bar, a uma inclinação de 45° entre a superfície da peça e a ferramenta e vazão de 25 ml/h cada bico, totalizando 50 ml/h;
- MQFC 2 - Óleo de origem mineral com especificação MAXLU B5G725, fornecido pela empresa BARDAHL, aplicado a uma pressão de 3 bar com inclinação de 45° entre a superfície da peça e a ferramenta, através de um bico com vazão de 50 ml/h;
- Emulsão - Solução com 6% de MAXLUB RECUT 2, fornecido pela empresa BARDAHL, aplicado a uma inclinação de 45° entre a peça e a ferramenta e com uma vazão de aproximadamente 230 l/h.

A figura 1 mostra as formas de aplicação do fluido de corte nos ensaios realizados.

Segundo Klocke e Gerschwiler, 1996, quantidade mínima de fluido de corte refere-se a vazões de até 50 ml/h e onde o fluido é aplicado em forma de névoa. Vazões

ASPECTOS TECNOLÓGICOS DO PROCESSO DE FRESAMENTO DE TOPO COM UTILIZAÇÃO DE MÍNIMA QUANTIDADE DE FLUIDO DE CORTE

Rolf Bertrand Schroeter

Universidade Federal de Santa Catarina, Departamento de Eng. Mecânica, Laboratório de Mecânica de Precisão, 88010-970, Florianópolis, SC, Brasil. E-mail: rolf@emc.ufsc.br

Cleiton Rodrigues Teixeira

Fundação Universidade Federal do Rio Grande, Departamento de Materiais e Construção, 96200-900, Rio Grande, RS, Brasil. E-mail: dmcrt@super.furg.br

Pablo Deivid Valle

Universidade Federal de Santa Catarina, Departamento de Eng. Mecânica, Laboratório de Mecânica de Precisão, 88010-970, Florianópolis, SC, Brasil. E-mail: pablo@imp.ufsc.br

Resumo:

Este trabalho tem como principal objetivo analisar o comportamento das forças de usinagem e da vida da ferramenta no processo de fresamento com fresas de topo reto DIN 327. Neste estudo foi empregada a usinagem a seco, a usinagem com emulsão e a usinagem com mínima quantidade de fluido de corte (MQFC), obtendo-se assim informações tecnológicas que possibilitem uma comparação entre as situações atuais de produção e a usinagem com minimização de fluido de corte. Nos experimentos foi monitorada a evolução do desgaste na face e nos flancos de cada gume da ferramenta. A rugosidade gerada na superfície concordante e discordante também foi avaliada.

Palavras-chave: Minimização de fluido de corte, Fresamento, Fresas de topo.

1. INTRODUÇÃO

Apenas a otimização de ferramentas e de máquinas-ferramentas não é suficiente para que um processo de usinagem torne-se mais rentável. Para que isso ocorra há a necessidade de se determinar parâmetros de corte e controlar o processo de maneira a resolver os problemas específicos, devido às particularidades geométricas de cada ferramenta de corte (Stemmer, 1995, König, 1997).

Além da otimização de ferramentas, máquinas e parâmetros de corte, outra crescente tendência mundial é a preocupação das empresas quanto aos aspectos ecológicos da produção. Os processos de usinagem estão dentro deste contexto, e o uso de fluidos de corte vem sendo reavaliado. A usinagem a seco, a minimização do uso de fluidos e o desenvolvimento de produtos menos nocivos têm se tornado tema constante nas empresas e institutos de pesquisa (Teixeira, 1997).

Atualmente a maioria das indústrias nacionais utiliza fluidos de corte convencionais na sua produção, o que comprovadamente provoca danos ao ser humano e ao meio ambiente. Neste contexto, o operador é diretamente afetado pela toxicidade destes

INFLUÊNCIA DA MINIMIZAÇÃO DO FLUIDO DE CORTE NA FURAÇÃO COM BROCA HELICOIDAL DE METAL-DURO

Rolf Bertrand Schroeter

Universidade Federal de Santa Catarina, Departamento de Eng. Mecânica, Laboratório de Mecânica de Precisão, 88010-970, Florianópolis, SC, Brasil. E-mail: rolf@emc.ufsc.br

Cleiton Rodrigues Teixeira

Fundação Universidade Federal do Rio Grande, Departamento de Materiais e Construção, 96200-900, Rio Grande, RS, Brasil. E-mail: dmccrt@super.furg.br

Pablo Ricardo Amarante de Castro

Universidade Federal de Santa Catarina, Departamento de Eng. Mecânica, Laboratório de Mecânica de Precisão, 88010-970, Florianópolis, SC, Brasil. E-mail: castro@lmp.ufsc.br

Resumo:

O objetivo deste trabalho é analisar o comportamento da força axial, do momento torçor de usinagem e da vida da ferramenta no processo de furação com brocas helicoidais de metal-duro revestidas DIN 6537K com variação na quantidade e tipo de fluido de corte. Utilizaram-se quatro condições distintas para este estudo usinagem a seco, com emulsão e com mínima quantidade de fluido de corte (MQFC), sendo esta última com óleo vegetal e mineral. Geraram-se assim informações tecnológicas que possibilitam uma comparação entre as situações atuais de produção e a usinagem com minimização de fluido de corte. Nos experimentos foi monitorada a evolução do desgaste na face e no flanco de cada gume da ferramenta, como também nas guias laterais e gume transversal.

Palavras-chave: Minimização de fluido de corte, Furação, Brocas helicoidais.

1. INTRODUÇÃO

Para melhorar o desempenho das operações de usinagem, tanto tecnológica como economicamente, freqüentemente utiliza-se fluido de corte nos diversos processos de usinagem. Este produto, porém, é comprovadamente prejudicial à saúde dos operadores de máquinas-ferramentas e agressivo ao meio ambiente (Teixeira, 1997). Nos últimos anos a pressão e exigência dos órgãos ambientais, das leis governamentais, da sociedade e do próprio mercado internacional tem-se tornado cada vez maior, visando a redução do impacto ambiental promovido por resíduos dos diversos setores produtivos, dentre eles o metal-mecânico. Como consequência, a usinagem a seco e com quantidade mínima de fluido de corte (MQFC) tem-se mostrado como uma alternativa para utilização em processos de usinagem.

A furação com brocas helicoidais é uma das mais utilizadas dentre as operações de usinagem (König, 1997). Novos revestimentos que aumentam a resistência das ferramentas ao desgaste e que permitem a usinagem em altas temperaturas contribuem para o emprego destas ferramentas na usinagem a seco (Sandvik Coromant, 1994).

O objetivo do trabalho é avaliar os aspectos tecnológicos na furação com brocas helicoidais de metal-duro classe P40 (com revestimento de TiN, TiNAl) usando a seco e com quantidade mínima para diferentes tipos de fluido de corte. Este estudo visa melhorar a eficiência tecnológica, econômica e ecológica do processo de furação, fornecendo suporte técnico aos atuais processos produtivos. Também busca-se o desenvolvimento de novas tecnologias que possam suprir as necessidades econômicas e ecológicas dos processos de fabricação, cada vez maiores.

2. METODOLOGIA DOS ENSAIOS

Nos ensaios realizados utilizaram-se oito ferramentas de metal-duro classe P40, com mesmas características geométricas, porém quatro brocas com especificação A3265TiN (ferramenta A) e quatro A3265TFL revestida com TiNAl (ferramenta B), conforme a norma DIN 6537K. As condições de usinagem para as ferramentas são apresentadas na tabela 1 e seguem as recomendações do fabricante.

Tabela 1. Condições de usinagem para as ferramentas.

Ferramenta	Fluido de Corte	v_c (m/min)	f (mm)	n (rpm)	d (mm)
A1	Seco	75	0,18	2353	10
A2	Emulsão	75	0,18	2353	10
A3	MQFC 1	75	0,18	2353	10
A4	MQFC 2	75	0,18	2353	10
B1	Seco	75	0,18	2353	10
B2	Emulsão	75	0,18	2353	10
B3	MQFC 1	75	0,18	2353	10
B4	MQFC 2	75	0,18	2353	10

2.1 Fluidos de corte

A forma de aplicação e as características dos fluidos de corte empregados são as seguintes:

- Seco - Sem introdução de fluido de corte;
- MQFC 1 - Óleo de origem vegetal com especificação IT-MICRO 4300, fornecido pela empresa I. Terstegen da Alemanha, aplicado por dois bicos injetores com uma pressão de 3 bar, a uma inclinação de 45° entre a superfície da peça e a ferramenta. Vazão de 25 ml/h em cada bico, totalizando 50 ml/h;
- MQFC 2 - Óleo de origem mineral com especificação MAXLU B5G725, fornecido pela empresa BARDAHL, aplicado a uma pressão de 3 bar com inclinação de 45° entre a superfície da peça e a ferramenta, através de um bico com vazão de 50 ml/h;
- Emulsão - Solução com 6% de MAXLUB RECUT 2, fornecido pela empresa BARDAHL, aplicado a uma inclinação de 45° entre a peça e a ferramenta e com uma vazão de aproximadamente 360 l/h.

A quantidade mínima de fluido de corte refere-se a vazões de até 50 ml/h e onde o fluido é aplicado em forma de névoa. Vazões superiores a esta são consideradas aplicações reduzidas de fluido de corte (Klocke, 1996).

2.2 Material ensaiado e estratégia de usinagem

O material usinado foi o aço SAE 1040 em barra redonda laminada, sem tratamento e sem acabamento com diâmetro bruto de 101,6 mm, fornecido pela empresa GERDAU S.A. com 167 HB de dureza.

Utilizaram-se corpos de prova com funções distintas, sendo um para desgaste da ferramenta e o outro para aquisição dos dados tecnológicos (força e momento). Realizou-se a furação de forma vertical, em cheio, sem pré-furo e sem furo de centro. A profundidade de cada furo usinado foi de 30 mm, sendo este não-passante e considerado não-profundo (Stemmer, 1992). Cada face do corpo de prova permitiu a realização de cinquenta furos totalizando três metros em comprimento usinado por corpo de prova.

2.3 Equipamentos utilizados

Utilizou-se uma fresadora CNC ROMI Polaris F400, uma plataforma piezelétrica para furação tipo 9273 KISTLER com amplificador de sinais tipo AG 5006 KISTLER, placa de aquisição de sinais, microscópio de ferramentaria Nikon Measurescope, sistema de aquisição de imagem digital e outros acessórios para permitir a execução dos ensaios.

2.4 Planejamento experimental

Para sistematizar os intervalos de aquisição dos dados e garantir a repetibilidade das medições, elaborou-se um plano de trabalho para os experimentos (tabela 2). A primeira etapa consiste na comprovação da qualidade geométrica das ferramentas e para isto foram avaliadas algumas dimensões principais, como o ângulo de hélice, ângulo de saída, ângulo de ponta, etc. As dimensões verificadas não apresentaram valores fora da margem de erro.

Tabela 2. Seqüência de atividades para execução do ensaio.

Etapa	Descrição
1	Verificação da qualidade geométrica da broca
2	1ª Aquisição dos dados força e momento torçor (broca nova)
3	Desgaste da ferramenta (6 m em comprimento linear usinado)
4	2ª Aquisição dos dados de força, momento torçor e desgaste
5	São repetidas as etapas 3 e 4 até atingir 30 m de material usinado ou colapso da ferramenta

Tem-se assim 6 pontos de aquisição dos dados em intervalos constantes de 6 m de comprimento usinado, totalizando 30 m.

3. MEDIÇÃO DA FORÇA

Para aquisição do sinal de força utilizou-se a plataforma piezelétrica 9273 KISTLER, onde o sistema de aquisição foi ajustado para gravar 200 medições por segundo (0,2 kHz) durante todo o período de execução do furo de 30 mm. Como critério para comparação dos esforços de usinagem em cada ponto de medição, adotou-se a média dos valores de força axial e do momento torçor dentro do intervalo de usinagem estabilizada (entre 1 e 4 segundos).

A figura 1 mostra a tendência linear de evolução da força axial média resultante para os quatro ensaios da ferramenta A ao longo do comprimento linear usinado. A figura 2 mostra os resultados para o momento torçor médio.

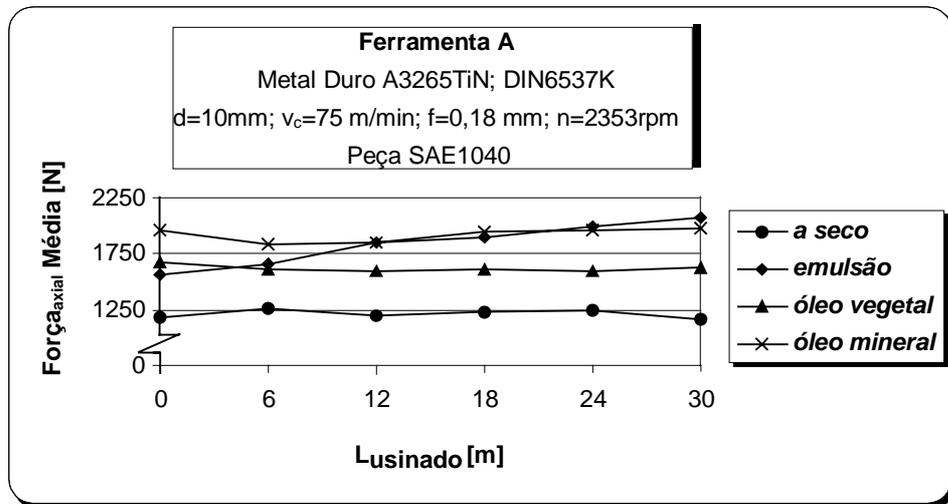


Figura 1. Tendência de evolução da força axial média para os diferentes tipos de fluido.

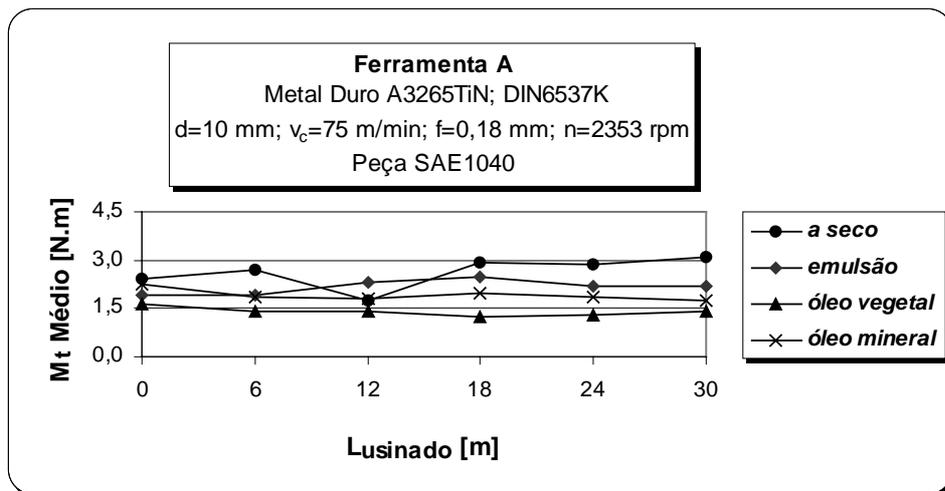


Figura 2. Tendência de evolução do momento torçor médio para os diferentes tipos de fluido.

A figura 3 mostra a tendência linear de evolução da força axial média resultante para os 4 ensaios da ferramenta B e a figura 4 mostra os resultados da tendência de evolução do momento torçor médio.

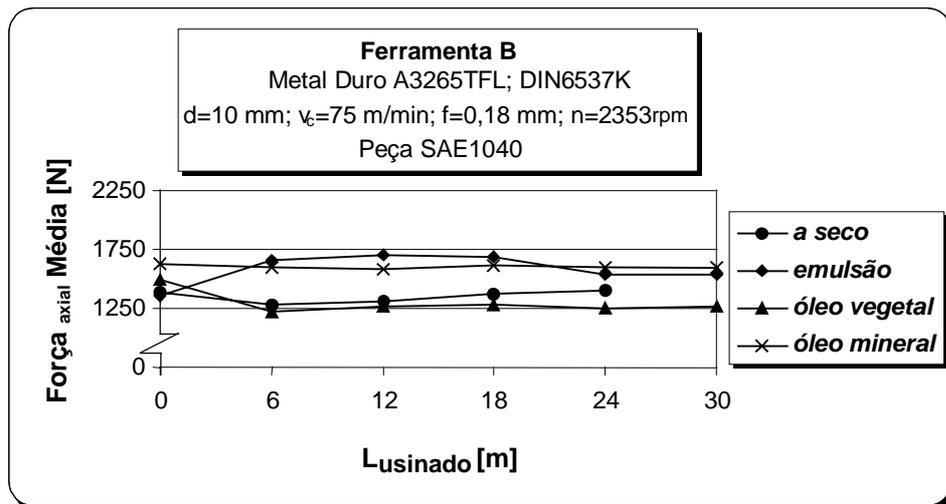


Figura 3. Tendência de evolução da força axial média para os diferentes tipos de fluido.

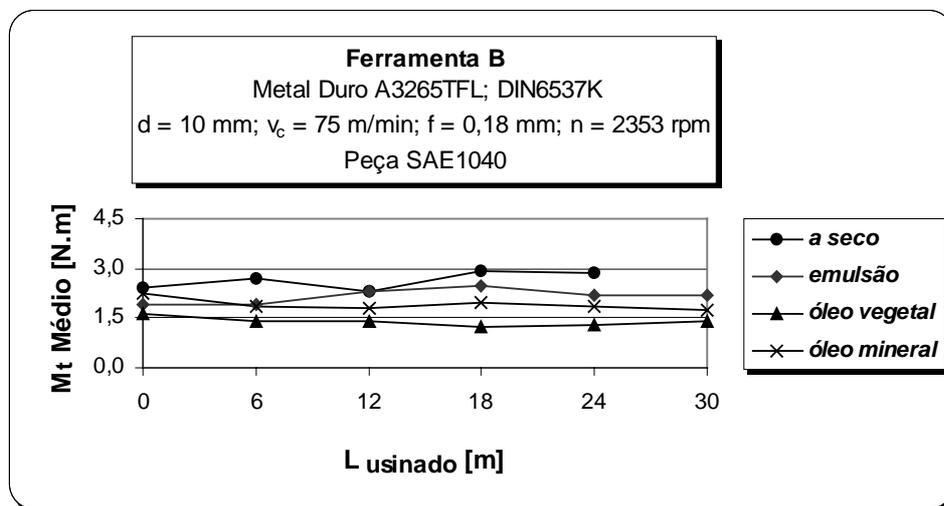


Figura 4. Tendência de evolução do momento torçor médio para os diferentes tipos de fluido.

4. MEDIÇÃO DO DESGASTE

Para a quantificação do desgaste ocorrido em cada região da ferramenta, foi empregada a metodologia de medição proposta por Schroeter e Teixeira, 2000, na qual registram-se os defeitos ocorridos na face e no flanco da ferramenta através de uma câmera CCD em intervalos pré-determinados, conforme o planejamento do experimento. Para brocas é importante também a aquisição de imagens das guias laterais e do gume transversal. Estas imagens são arquivadas e posteriormente analisadas através de um *software* adequado para a medição dos respectivos desgastes.

Pode-se observar, através das imagens adquiridas, que os locais onde o desgaste foi mais acentuado nas ferramentas variaram de acordo com a forma de refrigeração e lubrificação do processo, principalmente nos casos em que se trabalhou a seco e com emulsão. Pode-se constatar porém que o desgaste de flanco foi o que se apresentou de forma mais evidente em todas as condições tanto nas ferramentas A como nas B. A figura 5 mostra o comportamento da marca de desgaste máxima no flanco principal

($VB_{m\acute{a}x}$) das ferramentas do tipo A em todas as condições de ensaio, enquanto que a figura 6 demonstra o comportamento para as ferramentas do tipo B. Como critério na avaliação dos desgastes, adotou-se o gume que apresenta a maior marca de desgaste em cada ponto de medição como o valor representativo para o desgaste da broca.

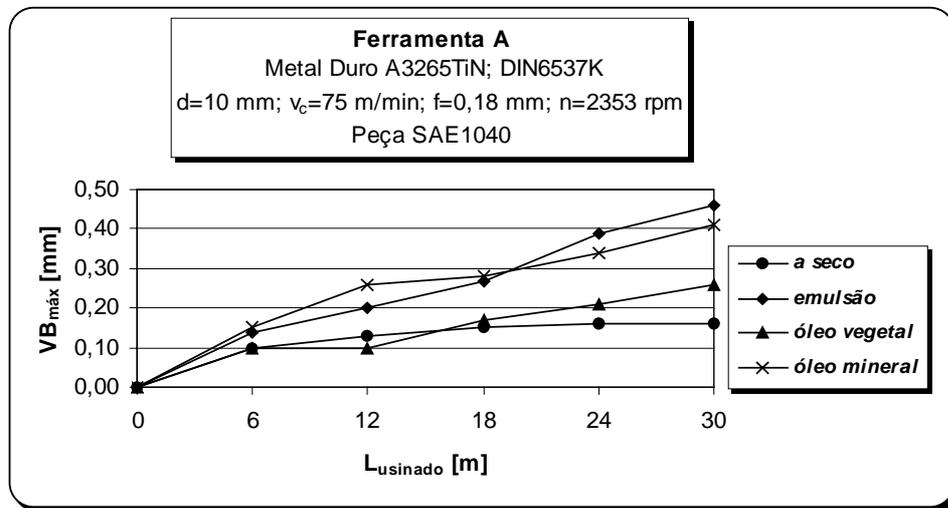


Figura 5. Comportamento da marca de desgaste no flanco principal ($VB_{m\acute{a}x}$).

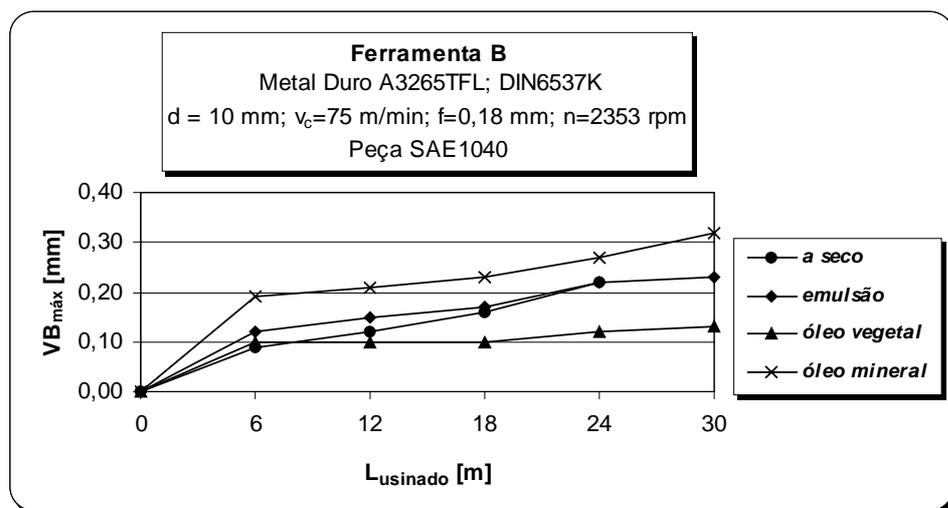


Figura 6. Comportamento da marca de desgaste no flanco principal ($VB_{m\acute{a}x}$).

5. ANÁLISE DOS RESULTADOS

Através da análise da evolução das forças na usinagem com broca revestida com TiN (ferramenta A), figura 1, constata-se que na furação a seco as forças resultantes são as menores. Isto ocorre possivelmente devido a uma maior temperatura na região de corte, que diminui a dureza do material usinado, favorecendo assim a remoção de material. Observando-se as figuras 1 e 3 verifica-se que com óleo mineral e emulsão, as forças foram as maiores e com valores semelhantes tanto para a broca A quanto para a B. Tal fato pode indicar um maior poder de refrigeração do óleo mineral se comparado com óleo vegetal, levando a um resfriamento e endurecimento do material na região de corte.

Comparando-se as forças entre as ferramentas A e B, verifica-se que somente na usinagem a seco é que a broca B apresentou maiores valores em relação à broca A.

Uma análise das figuras 2 e 4 mostra que o momento torçor médio comportou-se de forma semelhante para os dois tipos de broca, sendo que os maiores valores encontrados foram respectivamente na usinagem a seco e com emulsão. Isto ocorre possivelmente devido ao fato de haver maior atrito entre as guias laterais da ferramenta e a parede do furo. Os menores valores de momento foram verificados no corte com óleo vegetal, o que pode indicar um maior poder de lubrificação deste produto.

Em relação ao desgaste, pode-se dizer que a ferramenta A (revestida com TiN) apresentou os maiores valores de $VB_{máx}$, exceto na usinagem a seco. Os menores valores verificados nas brocas do tipo A e B foram obtidos nos ensaios a seco e com óleo vegetal, confirmando a viabilidade de se trabalhar nestas condições (Teeter, 1999). Vale salientar que usinando a seco houve uma maior durabilidade do revestimento. A furação com emulsão e óleo mineral tende a gerar choques térmicos e com isso favorecer a deterioração do revestimento e a evolução do desgaste, possivelmente devido ao fato destes fluidos terem uma capacidade de refrigeração superior. Deve-se registrar que a broca B quebrou antes de chegar aos 30 m de usinagem na condição a seco.

6. CONCLUSÕES

Apesar não terem sido feitas repetições nos ensaios que possibilitassem um tratamento estatístico dos dados e o processo estudado possuir características específicas. Pode-se concluir que:

1. Do ponto de vista ecológico e econômico a usinagem a seco apresenta-se como uma alternativa de trabalho. No caso das ferramentas de metal-duro revestidas com TiN e TiNAl utilizadas neste experimento, a usinagem a seco apresentou melhores resultados em relação às outras condições (com emulsão, MQFC1 e 2), principalmente no que diz respeito ao desgaste e força de usinagem.
2. A utilização de emulsão como fluido de corte é bastante difundida no meio produtivo. Pode-se observar neste trabalho que sua aplicação tende favorecer a evolução do desgaste, deterioração do revestimento, aumento da força e do momento torçor na usinagem. Isto devido à alta taxa de refrigeração do produto, a qual leva a severos choques térmicos nos gumes de corte;
3. O emprego da quantidade mínima de fluido de corte levou a bons resultados nos ensaios realizados. Aparentemente o óleo mineral possui uma capacidade de refrigeração maior se comparado ao vegetal, pois com o mesmo ocorreram os maiores valores de força. Já o óleo vegetal tende a ter mais poder de lubrificação, o que leva a menores valores de momento e desgaste das guias laterais.

Sendo assim, a proposta da utilização de mínima quantidade de fluido de corte e a usinagem a seco na furação com brocas helicoidais de metal-duro revestidas mostra-se como sendo uma alternativa viável. Deste modo, estudos nesta área devem ser continuamente realizados para proporcionar novas informações que possam beneficiar as indústrias do setor metal-mecânico.

7. AGRADECIMENTOS

Os autores agradecem às empresas TITEX PLUS, I. Terstegen da Alemanha, Rubens Moreira/BARDAHL e GERDAU S/A pelo apoio na realização deste trabalho.

8. REFERÊNCIAS

- König, W., Klocke, F., 1997, “Fertigungsverfahren 1, Drehen, Fräsen, Bohren”, Ed. Springer-Verlag, Berlin, Germany, 471p.
- Sandvik Coromant. Modern Metal Cutting – A Practical Handbook, 1994, 1ª Ed., p. III-1 – IV-27, Sweden.
- Stemmer, C. E., 1992, “Ferramentas de Corte II”, Ed. da UFSC, Florianópolis, Brasil, 314p.
- Teixeira, C. R., 1997, “Minimização de Fluido de Corte no Processo de Usinagem com Ferramenta de Geometria Definida”, Exame de Qualificação para Doutorado, UFSC, Florianópolis, Brasil, 42p.
- Klocke, F., Gerschwiler, K., 1996, “Usinagem a Seco - Fundamentos, Limites e Perspectivas”, Aachen, 21p.
- Schroeter, R. B., Teixeira, C. R., 2000, “Proposta de Metodologia para Medição do Desgaste em Ferramentas de Corte de Geometria Definida”, Submetido ao CONEM 2000, Rio Grande do Norte, Brasil, 8p.
- Teeter, F. J., 1999, “Coating Takes Place of Coolant”, American Machinist, p.50-52.

ESTUDO COMPARATIVO COM DIFERENTES FLUIDOS DE CORTE NO TORNEAMENTO COM METAL DURO REVESTIDO COM TiN

Rolf Bertrand Schroeter

Universidade Federal de Santa Catarina, Departamento de Eng. Mecânica, Laboratório de Mecânica de Precisão, 88010-970, Florianópolis, SC, Brasil. E-mail: rolf@emc.ufsc.br

Cleiton Rodrigues Teixeira

Fundação Universidade Federal do Rio Grande, Departamento de Materiais e Construção, 96200-900, Rio Grande, RS, Brasil. E-mail: dmcprt@super.furg.br

Walmir Markus

Universidade Federal de Santa Catarina, Departamento de Eng. Mecânica, Laboratório de Mecânica de Precisão, 88010-970, Florianópolis, SC, Brasil. E-mail: markus@imp.ufsc.br

Resumo

Este trabalho tem como objetivo analisar o comportamento do desgaste de flanco ($VB_{máx.}$) na ferramenta e das forças de usinagem (força de corte, força de avanço e força passiva) obtidas no processo de torneamento com insertos de metal duro revestidos com TiN. Neste estudo foram empregadas seis condições de fluido de corte: usinagem a seco, emulsão com jato e usinagem com a mínima quantidade de fluido de corte (MQFC), com óleo vegetal, óleo mineral, bissulfeto de molibdênio e emulsão 6%. Através deste estudo, pôde-se gerar informações tecnológicas que possibilitam uma comparação entre a usinagem com a minimização de fluido de corte e as atuais condições de produção na indústria.

Palavras-chave: Minimização de fluido de corte, Torneamento, Insertos de Metal Duro

1. INTRODUÇÃO

A cada ano cresce consideravelmente a consciência ambiental, e o aumento dos problemas de descartes, pressionado por uma legislação mais severa, ISO 14000, leva a que cada vez mais empresas se aprofundem nas questões de compatibilidade ambiental das suas produções (Teixeira, 1997).

Os fluidos de lubrificação e refrigeração que tem por finalidade aumentar a vida da ferramenta, reduzir a força e potência de corte, entre outros, (Stemmer, 1995, Könnig, 1997), devem adequar-se às novas exigências da legislação ambiental devido a problemas gerados a partir do descarte do mesmo e seus possíveis riscos à saúde e ao meio ambiente.

Com o desenvolvimento contínuo das máquinas-ferramentas, juntamente com o desenvolvimento progressivo dos materiais de corte com significativa resistência ao desgaste, existe hoje uma capacidade de corte de metais muito mais elevada.

Dentro deste contexto, o presente trabalho se propõe a desenvolver estudos no processo de torneamento, com o objetivo de adaptá-los às novas exigências ecológicas. Entre os vários fatores existentes neste processo, os "fluidos de corte" se apresentam como um dos principais

fatores de contaminação ambiental, razão pela qual este trabalho dispensa uma atenção especial a este meio de auxílio à produção.

2. METODOLOGIA DOS ENSAIOS

Através da reprodução simulada de uma operação específica de produção (torneamento), buscaram-se informações sobre a influência dos fluidos de corte neste processo, bem como as limitações impostas pela redução e eliminação do mesmo.

Neste estudo foram empregadas seis condições de fluido de corte: usinagem a seco, emulsão com jato e usinagem com a mínima quantidade de fluido de corte (MQFC), com óleo vegetal, óleo mineral, bissulfeto de molibdênio e emulsão 6%. Para cada condição, foram realizadas três repetições, para uma posterior análise estatística dos resultados.

Foram utilizados insertos de metal duro revestidos com TiN da empresa Sandvik, modelo (CG 4025 SNMG 120408-PM), com um suporte de ferramentas modelo (PSBNR 2525 M12). Os parâmetros de usinagem utilizados foram constantes durante todo o ensaio, e foram os seguintes:

Velocidade de corte (v_c) = 290 m/min

Profundidade de corte (a_p) = 1,0 mm

Avanço (f) = 0,4 mm

Os parâmetros de corte foram determinados em função do tempo ótimo recomendado pelo fabricante, considerando o custo/benefício da ferramenta, e também em função de conveniências técnicas e econômicas.

2.1 Fluidos de corte

Os fluidos de corte empregados possuem as seguintes características:

- MQFC 1 - Solução com 20% de pasta Molikote (98% MoS₂ em pó e 2% Óleo Mineral), 40% de óleo MA10 (Maxlub Bardahl) e 40% de querosene. Aplicado a uma inclinação de 45° entre a peça e a ferramenta, com uma vazão de 50 ml/h;
- MQFC 2 - Solução com 6% de MAXLUB RECUT 2, fornecido pela empresa BARDAHL, aplicado a uma inclinação de 45° entre a peça e a ferramenta, com uma vazão de 50 ml/h;
- MQFC 3 - Óleo de origem mineral com especificação MAXLUB B5G725 fornecido pela empresa BARDAHL, aplicado com uma pressão de 3 bar a uma inclinação de 45° entre a superfície da peça e a ferramenta através de um bico com vazão de 50 ml/h;
- MQFC 4 - Óleo de origem vegetal com especificação IT-MICRO 4300 fornecido pela empresa I. Terstegen da Alemanha, aplicado por dois bicos injetores com uma pressão de 3 bar a uma inclinação de 45° entre a superfície da peça e a ferramenta, com vazão de 25 ml/h cada bico, totalizando 50 ml/h;
- Emulsão - Solução com 6% de MAXLUB RECUT 2, fornecido pela empresa BARDAHL, aplicado a uma inclinação de 45° entre a peça e a ferramenta e com uma vazão de aproximadamente 195 l/h;
- Seco - Sem introdução de fluido de corte.

Segundo Klocke e Gerschwiler, 1996, quantidade mínima de fluido de corte refere-se a vazões de até 50 ml/h que são aplicados em forma de névoa. A figura 1 ilustra o sistema de emulsão com jato e o sistema de névoa.



A - Emulsão 6 %



B - MQFC 1

Figura 1. Visualização do sistema de emulsão com jato (A) e sistema de névoa (B)

2.2 Material ensaiado e estratégia de usinagem

O material usinado foi o aço SAE 1040 em barra redonda laminada, sem tratamento térmico, com diâmetro bruto de 4 polegadas, fornecido pela empresa GERDAU S/A. Os testes consistiram na realização de ensaios de torneamento cilíndrico longitudinal, utilizando corpos de prova com um comprimento de usinagem de 325 mm, diâmetro inicial de 100 mm e diâmetro final de 46 mm.

Dentro deste intervalo de usinagem, definiram-se 6 pontos para a medição do desgaste de flanco e da força (F_c , F_p , F_f). A primeira medição de desgaste foi realizada com a ferramenta nova, e a primeira medição de força, no início do primeiro passe. Após o término dos passes de número 2, 6, 13, 22 e 26, foram feitas as medições de desgaste de flanco ($VB_{máx.}$), e conseqüentemente no início do passe seguinte a cada medição feita, foi realizada a medição das forças, podendo-se assim então relacionar desgaste e força.

2.3 Equipamentos utilizados

Para realizar os experimentos utilizou-se um torno universal, marca Romi, modelo I-45. Para a medição das forças, foi empregada uma plataforma piezelétrica para torneamento KISTLER INSTRUMENTE 9263 A, com amplificador de sinais KISTLER INSTRUMENTE AG 5006, placa de aquisição de sinais AD/DA (conversor de sinais analógicos para digitais). Um sistema de aquisição de imagem digital (câmera p&b $1/2$ CCD, placa de aquisição e programa dedicado), sistema de aplicação de fluidos de corte em forma de névoa I. TERSTEGN MMKS T150, sistema de fluido com vazão de 195 l/h e outros acessórios foram também empregados na execução dos ensaios e análise dos resultados.

2.4 Planejamento experimental

Com o objetivo de sistematizar os intervalos de aquisição de dados e garantir a repetibilidade das medições, elaborou-se um plano de trabalho para os experimentos (tabela 1). A primeira etapa foi comprovar a qualidade geométrica dos insertos, e para isto fez-se uma avaliação de algumas dimensões principais, como o raio de quina, ângulo de direção do gume e ângulo de inclinação lateral após a montagem do inserto no suporte de ferramenta. Fez-se

também uma avaliação do gume de corte da ferramenta através da câmera CCD, para garantir que não houvessem trincas, fissuras ou qualquer outro tipo de defeito que pudesse alterar as informações geradas durante os ensaios.

Tabela 1. Planilha esquemática para execução do ensaio.

Etapa	Descrição
1	Verificação da qualidade geométrica do inserto
2	1° Aquisição dos dados de desgaste (inserto novo)
3	1° Aquisição dos dados de força (início do 1° passe)
4	2° Aquisição dos dados de desgaste (após 2° passe)
5	2° Aquisição dos dados de força (início do 3° passe)
6	3° Aquisição dos dados de desgaste (após 6° passe)
7	3° Aquisição dos dados de força (início do 7° passe)
...	...
n	Repetem-se as etapas 6 e 7 nos passes (13 e 14, 22 e 23, 26 e 27) respectivamente, resultando em um total 6 medições de desgaste e força.

3. MEDIÇÃO DA FORÇA

Para adquirir o sinal de força utilizou-se uma plataforma piezelétrica 9263 A KISTLER, onde o sistema de aquisição foi ajustado para gravar 200 medições por segundo (0,2 kHz) durante 15 segundos. A medição foi realizada no início de cada passe. Para a comparação das forças de usinagem entre os fluidos em cada ponto de medição, adotou-se a média das três repetições, observando a F_c , F_f , F_p , individualmente

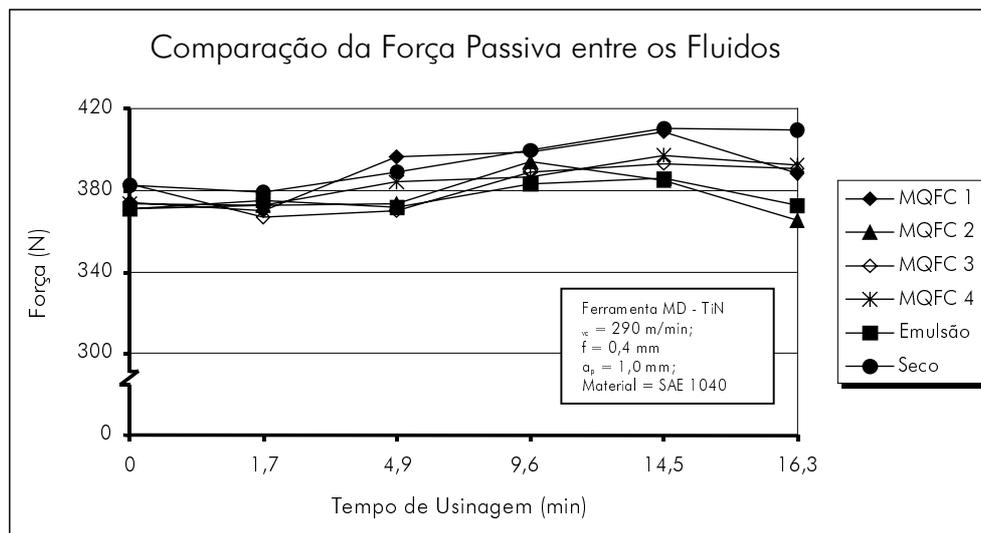


Figura 2. Comportamento da força passiva para os diferentes fluidos

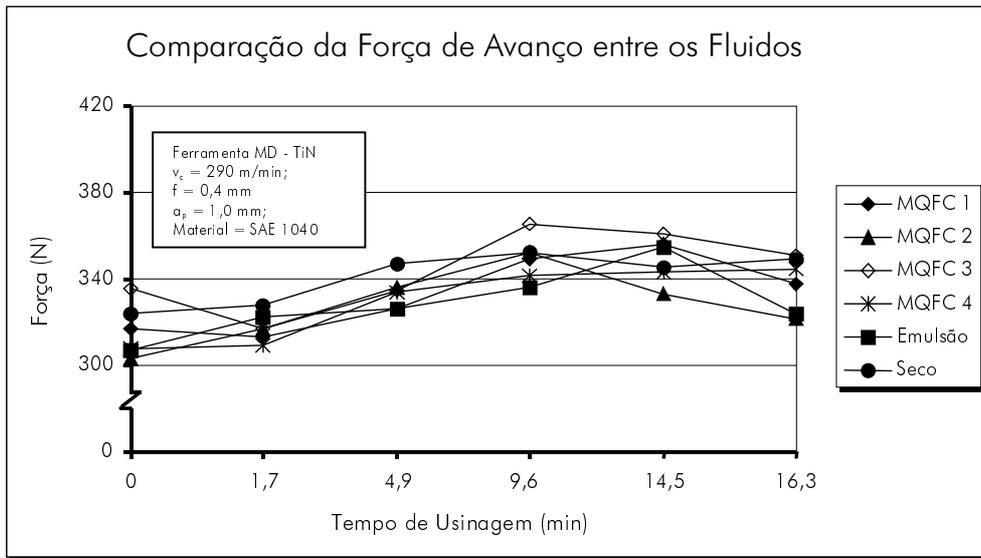


Figura 3. Comportamento da força de avanço para os diferentes fluidos

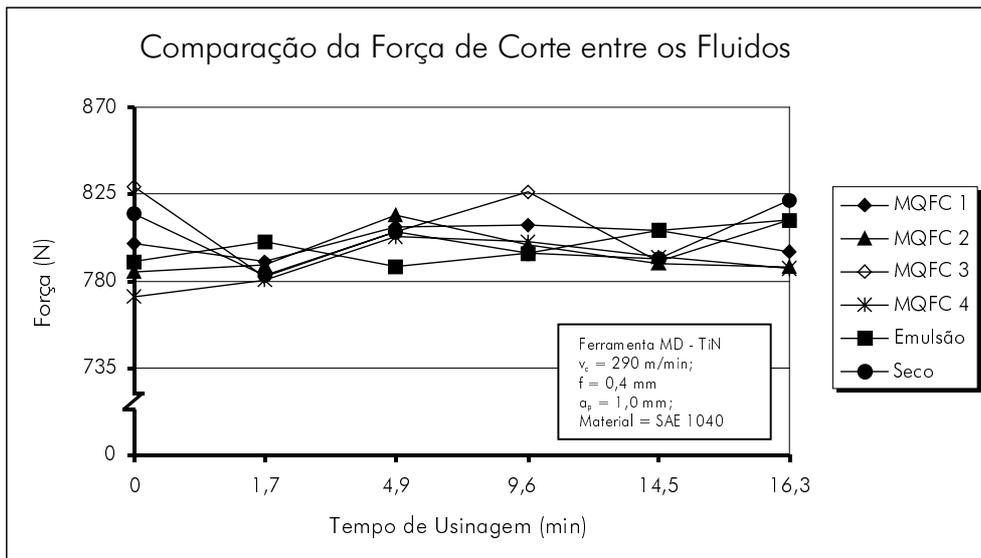


Figura 4. Comportamento da força de corte para os diferentes fluidos

Na figura 2, 3 e 4, podemos visualizar o comportamento da força passiva (F_p), força de avanço (F_f) e força de corte (F_c), respectivamente, para os diferentes tipos de fluidos de corte aplicados. No eixo das ordenadas de cada gráfico, tem-se a força (em N), e no eixo das abscissas o tempo de usinagem (em minutos).

4. MEDIÇÃO DO DESGASTE

Para quantificar o desgaste ocorrido na ferramenta, foi empregada a metodologia de medição proposta por Schroeter e Teixeira, 2000, no qual se registram os defeitos ocorridos na face e no flanco principal da ferramenta através de uma câmera CCD em intervalos pré-determinados, conforme o planejamento do experimento. Estas imagens são arquivadas e

posteriormente analisadas com auxílio de um *software* adequado para a medição dos respectivos desgastes.

Pôde-se observar através das imagens registradas que o desgaste de flanco ($VB_{m\acute{a}x.}$) foi bastante significativo em todas as ferramentas. A figura 5 mostra a marca de desgaste máximo ocorrido na face de um dos insertos utilizados, e a figura 6 mostra e compara a evolução do desgaste de flanco ($VB_{m\acute{a}x.}$) para os diferentes fluidos de corte.

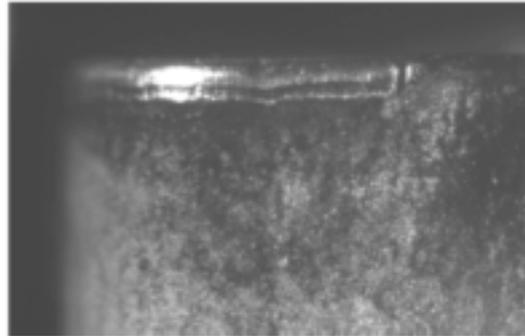


Figura 5. Desgaste de flanco ($VB_{m\acute{a}x.}$)

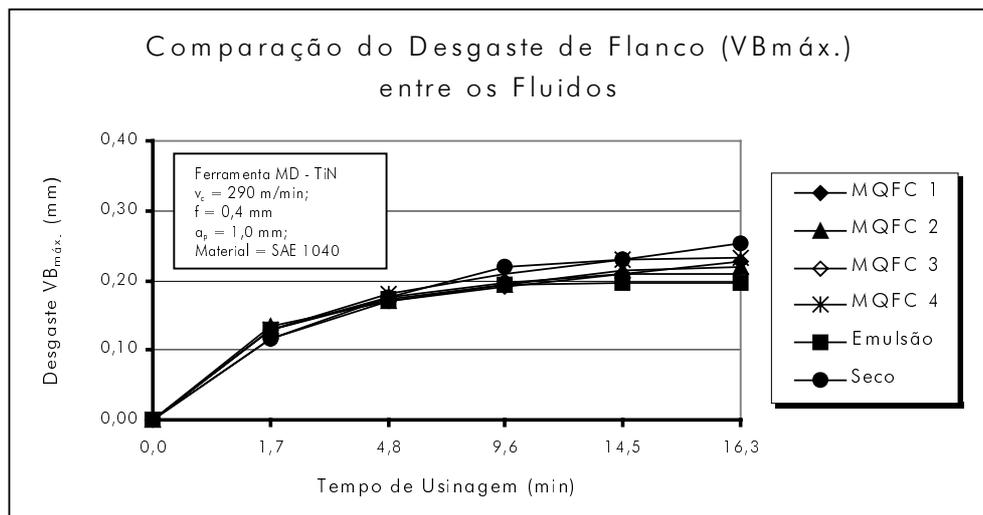


Figura 6 - Comportamento do desgaste de flanco ($VB_{m\acute{a}x.}$) nos diversos fluidos de corte

5. ANÁLISE DOS RESULTADOS

Para cada tipo de fluido de corte, foram realizados três ensaios em condições idênticas. Através destes, pôde-se realizar uma análise estatística usando a análise de variância, para verificar se as diferenças encontradas no desgaste de flanco ($VB_{m\acute{a}x.}$) e nas forças de usinagem (F_c , F_f , F_p) em cada fluido são significativas, Montgomery, 1996. Realizada esta análise, chegou-se à conclusão que não existe nenhuma diferença significativa, tanto para o desgaste como para as forças, dentro das condições de usinagem utilizadas.

Analisando cada gráfico, pode-se fazer algumas observações. Verificou-se que houve uma pequena variação no ângulo de inclinação do gume, devido ao desgaste apresentado na ferramenta no decorrer da usinagem, o que contribuiu na variação da força passiva e força de avanço, conforme figuras 2 e 3. Já na figura 4, tem-se uma pequena variação da força de corte no início da usinagem, mas após a estabilização do gume da ferramenta, estas praticamente

não apresentam variação. Nota-se um aparente aumento mais acentuado das forças de corte no caso da usinagem a seco, o que pode ser justificado pelo fato de neste caso, haver um aumento do atrito entre peça/ferramenta, e um aumento do calor gerado, resultando em um desgaste maior nesta ferramenta, conforme mostrado na figura 6.

Ainda na figura 6, pode-se verificar que a evolução do desgaste de flanco ($VB_{m\acute{a}x.}$) é bastante semelhante para todos os casos, com um aparente crescimento mais acentuado na usinagem a seco e MQFC 4. Em relação às ferramentas utilizadas em condição de mínima quantidade de fluido de corte, verificou-se que a ferramenta com o qual foi empregado óleo mineral como fluido teve aparentemente um melhor comportamento em relação ao desgaste de flanco ($VB_{m\acute{a}x.}$).

Os cavacos gerados em cada ensaio específico, apresentaram um pequena mudança no decorrer da usinagem. Passaram da forma de vírgula, no início da usinagem, para a forma de fitas helicoidais curtas, no final da usinagem. Com exceção da cor, não foram observadas mudanças em relação a forma ou tipo de cavaco com a variação do fluido de corte.

6. CONCLUSÕES

Cada processo de usinagem possui suas características específicas inerentes ao processo, material e ferramenta. Apesar destas características, pode-se estabelecer algumas considerações importantes que contribuem de um modo mais genérico com o tema estudado.

O processo de usinagem a seco é, sem dúvida, o melhor meio que combina vantagens ecológicas e econômicas na usinagem com geometria definida. Através dos experimentos realizados, pôde-se verificar que não existiram diferenças significativas no desgaste de flanco ($VB_{m\acute{a}x.}$) e nas forças de usinagem (F_c , F_p , F_f) com a variação dos fluidos de corte. Pôde-se apenas notar um aparente aumento do desgaste na usinagem a seco, mas em valores praticamente insignificantes.

Utilizando-se a mínima quantidade de fluido de corte, verificou-se que os resultados são bastante promissores. Os resultados destes foram muito próximos à emulsão com jato, visto que estas quantidade mínimas de fluido de corte são suficientes para reduzir substancialmente o atrito na ferramenta e a adesão de material, que conseqüentemente levam a uma redução do desgaste.

A utilização de emulsão como fluido de corte é bastante freqüente no meio produtivo, porém pôde-se observar neste experimento apenas uma aparente melhora no desgaste ($VB_{m\acute{a}x.}$), pois na força não notou-se nenhuma diferença significativa em relação aos outros fluidos.

Sendo assim, a utilização de mínima quantidade de fluido de corte no processo de torneamento com insertos de MD revestidos com TiN mostra-se bastante eficiente. Estudos nesta área devem continuar sendo desenvolvidos, pois quando se utiliza a tecnologia da mínima quantidade de fluido de corte, a usinagem de fato não é totalmente a seco, mas muitos problemas envolvidos com a refrigeração convencional são eliminados. Assim, reduzindo-se a quantidade de fluido de corte, tem-se uma redução nos custos do armazenamento desta quantidade excessiva, dos tratamentos necessários para o descarte do mesmo e uma redução da quantidade eliminada para o meio ambiente.

7. AGRADECIMENTOS

Os autores agradecem às empresas SANDVIK, I. Terstegen da Alemanha, Rubens Moreira/BARDAHL e GERDAU S/A.

8. REFERÊNCIAS

- Klocke, F.e Gerschwiler, K., 1996, “Usinagem a Seco - Fundamentos, Limites e Perspectivas”, Aachen, 21p.
- König, W. e Klocke, F., 1997, “Fertigungsverfahren 1, Drehen, Fräsen, Bohren”,Ed. Springer-Verlag, Berlin, Germany, 471p.
- Schroeter, R. B., Teixeira, C. R., 2000, “Proposta de Metodologia para Medição do Desgaste em Ferramentas de Corte de Geometria Definida”, Submetido ao CONEM 2000, Rio Grande do Norte, Brasil, 8p.
- Stemmer, C.E., 1995, “Ferramentas de Corte I”, Ed. da UFSC, Florianópolis, Brasil, 249p.
- Teixeira, 1997, “Minimização de Fluido de Corte no Processo de Usinagem com Ferramenta de Geometria Definida”, Exame de Qualificação para Doutorado, UFSC, Florianópolis, Brasil, 42p.
- Montgomery, D.C, 1996, “Design and Analysis of Experiments”, Jonun Wiley & Sons, 704p.

MONITORAMENTO DO PROCESSO DE LAPIDAÇÃO PLANA EMPREGANDO SENSOR DE EMISSÃO ACÚSTICA ROTACIONAL

Walter Lindolfo Weingaertner, Prof. Dr.-Ing. ¹

Joel Martins Crichigno Filho, Dr.-Ing. ¹

Peter Wiesner, Prof. Dr.-Ing. habil ²

¹ Universidade Federal de Santa Catarina, Departamento de Engenharia Mecânica Laboratório de Mecânica de Precisão - LMP, Campus Universitário - Trindade C. P.: 476 - CEP: 88.010-970 - Florianópolis – SC, Brasil. E-mail: Imp@Imp.ufsc.br

² Technische Universität Ilmenau, Fakultät für Maschinenbau, Fachgebiet Fertigungstechnik PF 10 05 65 D - 98684 Ilmenau, Alemanha. E-mail: peter.wiesner@maschinenbau.tu-ilmenau.de

Resumo

Na lapidação, a reprodutibilidade dos resultados de trabalho depende fortemente da experiência do operador. Para se atingir a precisão requerida, o processo deve ser interrompido várias vezes para a medição dos resultados de trabalho. Se ocorrer algum desvio dos resultados previamente calculados, alguns parâmetros do processo devem ser ajustados. Sendo que a este procedimento está associado um longo tempo secundário. Aplicando-se o monitorando do processo, o operador terá a informação do momento em que ocorrerá um desvio. Para isso é proposta neste artigo uma estratégia de monitoramento utilizando-se a emissão acústica gerada durante a lapidação, captada por um sensor de emissão acústica rotacional posicionado no centro do disco de lapidação. Foi observado que mudanças na curva de emissão acústica podem ser relacionadas com o desvio dos resultados de trabalho desejados.

Palavras chaves: Lapidação, Monitoramento de Processos, Emissão Acústica

1. INTRODUÇÃO

A lapidação é um processo de fabricação de precisão, na qual são obtidas peças com alta qualidade superficial em conjunto com precisão de forma e tolerâncias dimensionais apertadas (König, 1996). Do ponto de vista das características da máquina-ferramenta e da operação, a lapidação é um processo de fácil executabilidade. Entretanto, o domínio e a otimização dos parâmetros influentes é uma tarefa dispendiosa, devido ao grande número de variáveis envolvidas no processo (Zeiss, 1975). A reprodutibilidade dos resultados de trabalho depende da experiência do operador e é influenciada por fatores que levam à variação das condições de trabalho na fenda de lapidação, mesmo mantendo constante os parâmetros de entrada do processo. Os principais fatores que levam ao desvio dos resultados de trabalho estão relacionados à mudanças das condições do ambiente de trabalho (temperatura, grau de limpeza), à variação das características das peças (sobremetal, rugosidade inicial), ao operador (erro no ajuste dos parâmetros) e às condições do processo (erro de planicidade do disco, variação da quantidade de meio de lapidação) durante a produção, figura 1 (Crichigno, 1999).

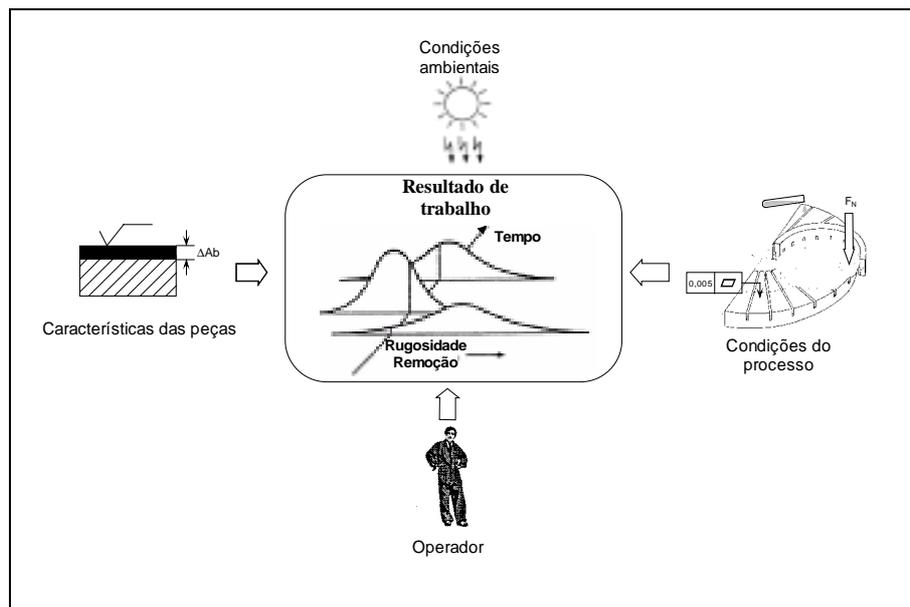


Figura 1. Fatores influentes na reprodutibilidade dos resultados de trabalho

Na prática, os resultados do processo são dependentes da experiência do operador, onde o tempo de lapidação é utilizado como um dos principais parâmetros de controle para se alcançar a remoção e a rugosidade desejada. Durante sua execução, o processo é interrompido várias vezes, para a medição da remoção e da rugosidade. Se houver o desvio dos resultados previstos, um novo tempo de lapidação é calculado. Neste caso, a lapidação se tornará um processo demorado, devido ao tempo que será gasto em cada parada para a limpeza e medição de uma amostra de peças.

Nos últimos anos tem-se empregado o monitoramento da usinagem com o intuito de se detectar desvios e problemas ocorridos durante o processo. Sinais gerados durante a usinagem como por exemplo; forças de corte, temperatura, corrente do motor de acionamento e emissão acústica, podem ser diretamente relacionados com a situação do processo. Por isso os resultados de trabalho podem ser indiretamente determinados, como a remoção de material, rugosidade e mecanismo de remoção, em função do nível ou das características do sinal monitorado. Modelando-se os resultados de trabalho, o controle ou a correção dos desvios dos resultados de trabalho ocorrem controlando-se os sinais monitorados (Westkämper, 1993).

Na lapidação, o monitoramento pode ser realizado através da medição da emissão acústica, visto que existe uma boa correlação entre o nível de emissão acústica, a situação do processo e os resultados de trabalho. A variação da emissão acústica em relação a um sinal padrão está relacionada à variação das condições de trabalho na fenda de lapidação. Monitorando-se o sinal acústico, pode-se detectar a real ocorrência do desvio das condições do processo, contribuindo-se assim para a minimização do número de paradas, aumentando a produtividade do processo.

2. GERAÇÃO DA EMISSÃO ACÚSTICA NA LAPIDAÇÃO

2.1 Modelos de remoção na lapidação

Entre a ferramenta e a peça se encontra o meio de lapidação (mistura de grãos soltos suspensos em um fluido ou em uma pasta). Devido ao movimento relativo entre a ferramenta e a peça, os grãos de lapidação atuam promovendo a remoção em ambas as superfícies. Basicamente, existem dois modelos de remoção de material, figura 2. O primeiro se tem devido ao rolamento do grão na fenda de lapidação (grão 1). Neste caso a superfície do material é deformada elástica e plasticamente sem nenhuma formação de cavaco. A superfície é alisada e encruada, devido à fadiga, o material se enfraquece até pequenas partículas se soltarem. Já no outro modelo, o grão está encrustrado na superfície da peça ou do disco de lapidação, removendo material através da formação de cavaco (grão 2).

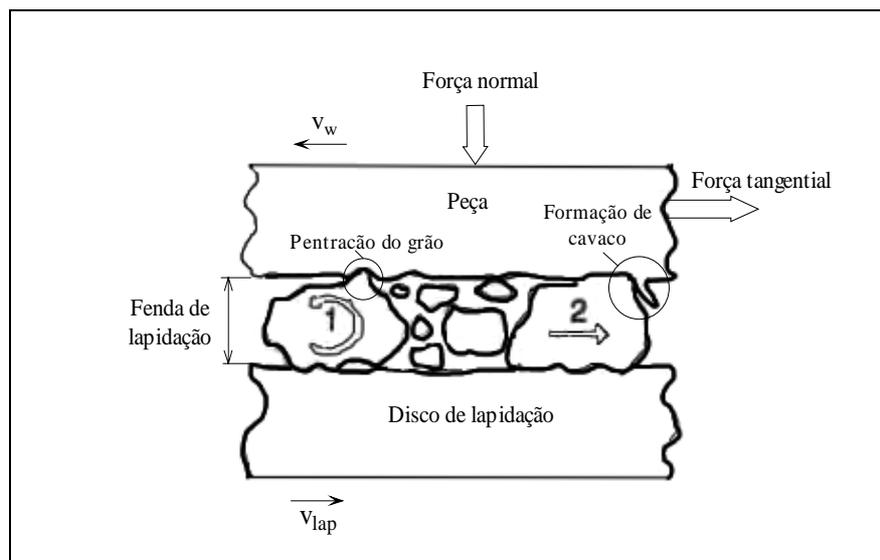


Figura 2. Modelos de atuação do grão na fenda de lapidação

Os fatores que determinam o tipo do mecanismo de remoção é o carregamento sobre os grãos, a viscosidade do fluido de lapidação, a forma dos grãos, a dureza do disco de lapidação e das peças. Quando ocorre o rolamento dos grãos, a superfície apresenta-se fosca. Já quando o grão incrusta acontece o riscamento da superfície oposta, tornando-se brilhosa.

2.2 Geração da emissão acústica

A emissão acústica é formada por sinais gerados pela liberação de uma energia elástica, devido à deformações microscópicas do material quando sofre tensão, que se propagam para o meio (ferramenta de corte, na estrutura da máquina e na peça). Os mecanismos de formação da emissão acústica em processos de usinagem acontecem devido à deformação plástica, à mudança de fase do material (por exemplo na formação da martensita), ao riscamento e ao atrito. Os sinais gerados, dependendo do tipo e do tamanho da fonte, se apresentam na faixa de frequência aproximadamente de 16 kHz até cerca de 30 MHz. Entretanto, devido à tecnologia atual dos sensores e dos aparelhos para análise dos sinais, o campo de aplicação utilizada no monitoramento de processos se situa entre 50 kHz e 2 MHz (König, 1997).

Na lapidação a geração da emissão acústica ocorre devido a riscamento do grão nas superfícies da peça e do disco no momento em que o grão incrusta, à deformação plástica quando o grão rola na fenda de lapidação e na quebra dos grãos.

A emissão acústica tem uma importante função no monitoramento dos processos de usinagem. Nos processos de usinagem com gumes de geometria não definida, é na retificação que se tem concentrada as pesquisas da utilização da emissão acústica no monitoramento do processo. Sendo que na lapidação foram realizados, até o presente momento, poucos trabalhos. Chang et al. (1996) fez o estudo da determinação do regime de remoção dútil-frágil, utilizando um sensor de emissão acústica montado sobre um corpo de prova. Marinescu et al. (1996) estudou a emissão acústica no riscamento de uma peça cerâmica com uma ponta diamantada, simulando sua geração na lapidação. Estes estudos são, entretanto, de difícil empregabilidade devido às limitações provocadas pela fixação do sensor de emissão acústica sobre um corpo de prova. Uma solução encontrada foi a fixação de um sensor de emissão acústica rotacional no centro do disco de lapidação, fazendo com que o sensor não interferisse na operação de lapidação das peças.

3. METODOLOGIA DE ENSAIO

Para a realização dos ensaios foi utilizada uma lapidadora plana de um disco com potência de acionamento de 2 kW. O disco de lapidação era de ferro fundido cinzento com diâmetro de 700 mm. Por motivos ecológicos, o fluido de lapidação consistido normalmente de óleo foi substituído por uma mistura de 47 % água, 50 % glicerina, 3 % anti-corrosivo. O meio de lapidação foi obtido através da mistura de 3,4 g de pó de grãos de corindum (Al_2O_3) (tamanho médio de grão de 14 μm) para cada 20 ml de fluido de lapidação. O grau de recobrimento do disco de lapidação foi de 2 anéis de dressamento (de ferro fundido com 300 mm de diâmetro externo e espessura de parede de 10 mm), contendo cada um 3 corpos de prova de aço C 15 de 30 mm de diâmetro posicionados em gaiolas.

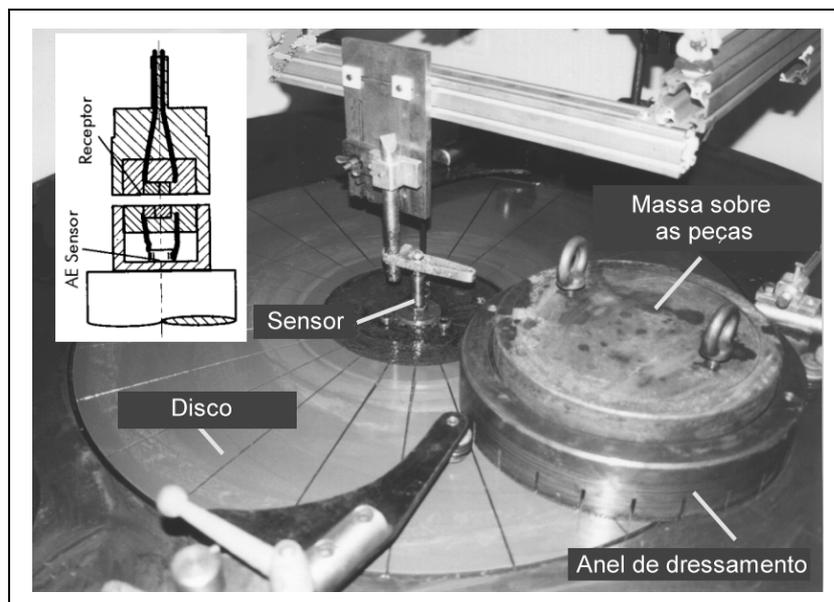


Figura 3. Princípio de funcionamento e posicionamento do sensor de emissão acústica

A figura 3 mostra o sensor de emissão acústica posicionado no centro do disco de lapidação, assim como um anel de dressamento contendo os corpos de prova. Uma massa de 9,5 Kg é posicionada sobre os corpos de prova exercendo uma pressão de lapidação de 4,4 N/cm².

É importante observar que o sensor de emissão acústica rotacional e o seu sistema de fixação não interfere no processo, ao contrário de um sensor fixo sobre um corpo de prova. O sensor utilizado nos ensaios foi um sensor de emissão acústica rotacional tipo RSA da firma Nordmann, com frequência de trabalho situada entre 100 kHz e 200 kHz. O sinal captado pelo sensor foi amplificado e tratado por um “pré-processador”, obtendo-se o valor efetivo (RMS) do sinal. Um sistema “Tool Monitor” serviu como fonte de alimentação para o sensor e visualização da curva de emissão acústica durante os ensaios. Utilizando-se uma placa A/D um conjunto de 600 pontos a cada segundo foi transferido e gravado em um PC 386. Os pontos foram tratados e analisados “off-line” em um segundo PC AMD 100 MHz utilizando-se o programa MatLab®.

4. RESULTADO EXPERIMENTAIS

Na realização dos ensaios foi adicionado meio de lapidação somente no início do processo. Com o decorrer do tempo foi necessária a adição de fluido de lapidação, como elemento de lubrificação, para evitar o rompimento do filme.

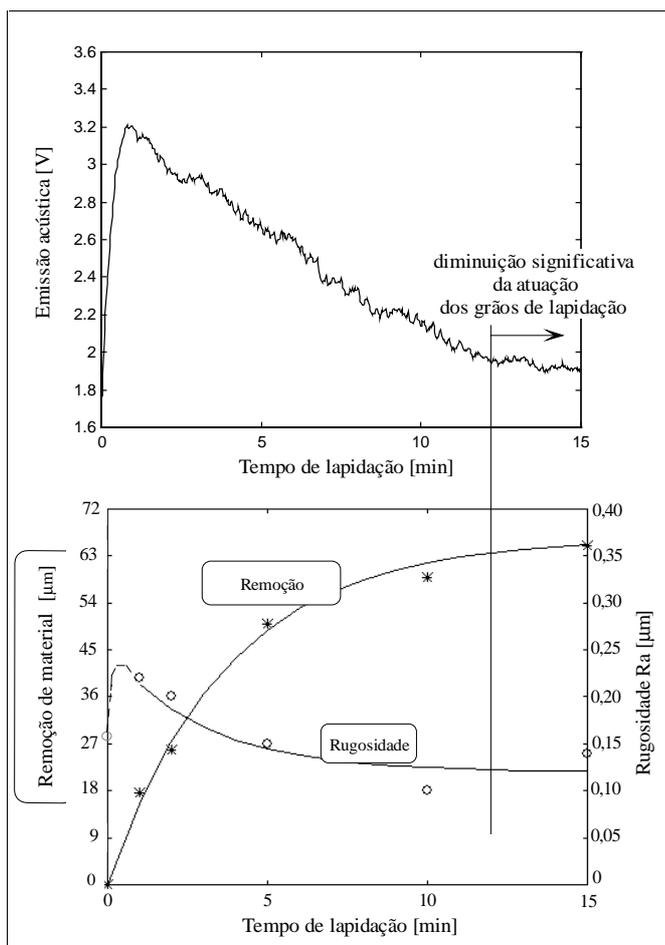


Figura 4. Gráficos da emissão acústica, remoção e rugosidade em função do tempo de lapidação

Segundo Enger (1969), quando o meio de lapidação é adicionado somente no início do processo, a remoção de material se dá predominantemente pelo riscamento dos grãos na superfície da peça, sendo este a principal fonte de emissão acústica.

A figura 4 mostra o resultado de ensaio de emissão acústica, remoção e rugosidade em função do tempo. No início do processo, quando o meio de lapidação é adicionado, o nível de emissão acústica sobe até um máximo. O efeito da capacidade de carregamento estático do fluido de lapidação é predominante neste início do processo, até a formação de uma camada de grãos, onde cada grão está em contato com o disco e a peça ao mesmo tempo.

Com o aumento do tempo de lapidação os grãos vão se partindo, diminuindo seus diâmetros médio e aumentando o número de grãos atuantes no processo. A força normal sobre cada grão diminui e eles penetram cada vez menos na peça. Com isso, a rugosidade tende a um mínimo e a remoção total a um máximo. Analisando-se o gráfico da emissão acústica em função do tempo de lapidação, é observado que, após o valor máximo, o sinal decresce tendendo a um mínimo onde não há mais uma atuação efetiva dos grãos. Assim se pode concluir que o nível de emissão acústica está diretamente relacionado à atuação dos grãos na fenda de lapidação.

5. ESTRATÉGIA DE MONITORAMENTO

Assim chamado na literatura alemã como método clássico do monitoramento de processos de fabricação. Esta estratégia baseia-se no fato de que o sinal captado não poder ultrapassar fronteiras pré-estabelecidas, que representam o estado normal do processo. Ela se divide em estratégias de monitoramento através de fronteiras fixas e fronteiras dinâmicas. O posicionamento dessas fronteiras é especificado pelo operador, a qual dependerá de sua experiência com o processo (Boge 1994, König 1997, Nordmann, Prometec).

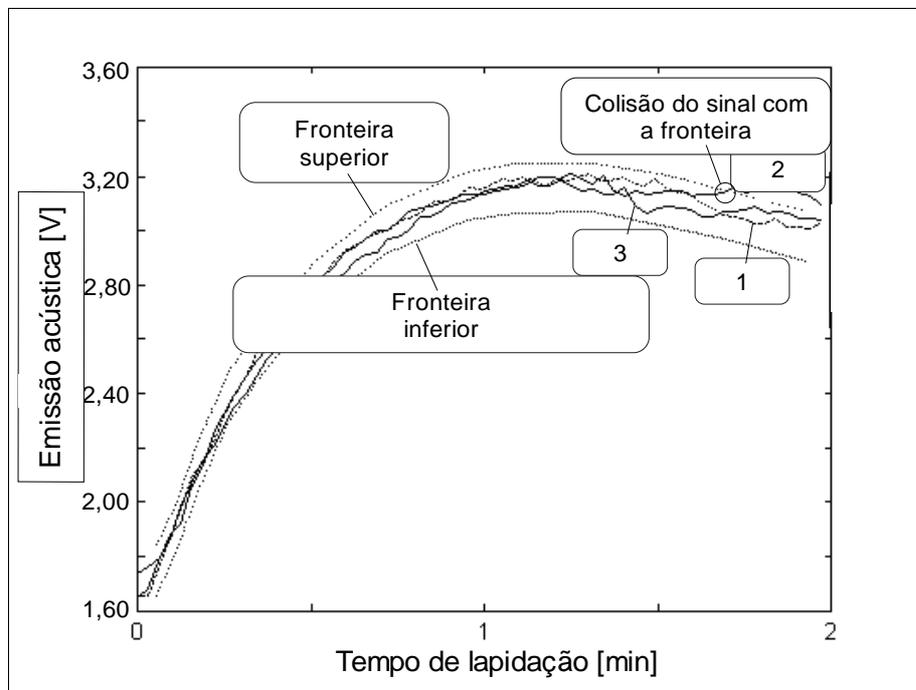


Figura 5. Estratégia de monitoramento na lapidação

Dentro da estratégia de fronteiras dinâmicas, a estratégia de bandas de tolerância por comparação com uma curva padrão se mostra mais adequado para a determinação de alterações no processo de lapidação. Por isso, na lapidação do primeiro lote de peças, o sinal acústico é gravado e a banda de tolerância é especificada pelo operador, sendo esta etapa denominada fase de aprendizagem. O sinal acústico gerado na lapidação dos lotes seguintes deverá, ao longo do tempo de processo, ficar dentro da banda de tolerância estabelecida. Se ocorrer o desvio, o processo deve ser interrompido e corrigido pelo método tradicional através do cálculo do novo tempo de lapidação para se alcançar os resultados desejados.

Para uma melhor análise do desvio do sinal e dos resultados do processo optou-se em realizar um experimento até 2 minutos de tempo de lapidação. A figura 5 mostra o resultado de 3 ensaios, assim como a banda de tolerância (fronteiras superior e inferior). É interessante observar que as 3 curvas tem o mesmo comportamento até cerca de 1,2 minutos. A partir deste momento, o disco se apresentava seco e por isso há a necessidade da adição de mais fluido de lapidação como meio de lubrificação. Entretanto não foi possível garantir a repetibilidade das condições de adição de fluido de lapidação o que acarretou uma distribuição irregular de quantidade de fluido de lapidação sobre o disco, fazendo com que as condições na fenda de trabalho não fossem as mesmas durante a realização dos 3 ensaios.

Da figura 5 observa-se que a curva 2 ultrapassou o limite superior no tempo de 1,7 minutos de lapidação. Analisando os resultados de trabalho constatou-se que no final do processo a remoção do experimento 2 apresentou um desvio de cerca de 11 % e a rugosidade R_a 6 % em relação aos experimentos 1 e 3. O processo 2 deveria então ser interrompido e um novo tempo de lapidação restante deveria ser calculado para se garantir a repetibilidade dos resultados.

6. CONCLUSÕES

Os custos da usinagem no processo de lapidação estão fortemente ligado ao tempo de parada de máquina (tempo secundário). O método empregado na indústria para a garantia da precisão na lapidação se baseia no interrompimento do processo para a medição da remoção de material e da rugosidade das peças. Este procedimento torna o processo de lapidação bastante demorado e muitas vezes não economicamente viável se comparado aos outros processos de fabricação de precisão. Nos últimos anos tem crescido o interesse do emprego do monitoramento de sinais gerados durante o processo para determinar desvios e perturbações. Um dos principais sinais gerados durante a lapidação é o sinal de emissão acústica. A utilização de um sensor de emissão acústica rotational e seu respectivo sistema de fixação se mostrou adequado para o monitoramento na lapidação plana de um disco em ambiente produtivo.

A emissão acústica mostrou ter uma correlação com a atuação dos grãos de lapidação. Numa primeira parte o sinal acústico aumenta até um valor máximo, onde é predominante a capacidade de carregamento estático do fluido de lapidação. Aumentando-se o tempo de lapidação o sinal diminui tendendo à um valor mínimo. Fato este que está diretamente relacionado principalmente com a diminuição do tamanho dos grãos de lapidação. Isto é comprovado devido à tendência de diminuição da rugosidade e da taxa de remoção, assim com do sinal acústico.

A estratégia de monitoramento da lapidação proposta neste trabalho visa a parada do processo para a medição dos resultados somente quando ocorrer um desvio do sinal acústico, dentro de uma faixa de tolerâncias, em relação ao primeiro lote de peças lapidadas. Com isso se pode garantir a precisão do processo, diminuindo-se o número de paradas (tempo secundário) e, portanto, o tempo total do processo.

7 REFERÊNCIAS

- Boge, C, 1994. “Methoden zum Entwurf und Implementierung von prozeßorientierten Überwachungsverfahren für die Fertigungstechnik”. Berichte aus der Produktionstechnik, Bd. 6/94. TH Aachen, Alemanha.
- Chang, Y. P.; Hashimura, M.; Dornfeld, D. A., 1996, “Investigation of the AE Signal in the Lapping Process”. Annals of the CIRP Vol. 45 1, pg. 331-334.
- Crichigno Filho, Joel Martins, “Überwachung des Prozeßzustandes beim Läppen durch Messung des Körperschalls und der Tangentialkraft”. Dissertation, Technische Universität Ilmenau, Alemanha.
- Enger, U., 1969, “Beitrag zu Frage der Feinbearbeitung mit ungebundenem Korn.” Tese de Doutorado, TH Ilmenau, Alemanha.
- König, W.; Klocke, F., 1997, “Fertigungsverfahren. Bd1. Drehen, Fräsen, Bohren.” Berlin [u.a.]: VDI-Verl., 5. Auf., Alemanha.
- König, W.; Klocke, F., 1996, “Fertigungsverfahren. Bd2. Schleifen, Honen, Läppen.” Berlin [u.a.]: VDI-Verl., 3. Auf., Alemanha.
- Marinescu, I.; Zeng, R., 1996, “Acoustic Emission Investigation of Ceramic Lapping Process.” Proceedings of International Manufacturing Engineering Conference. University. University of Connecticut, USA. August 7-9, pg. 65-69.
- Nordmann, Werkzeugüberwachung für den Schutz und unbeaufsichtigten Betrieb von Werkzeugmaschinen. Nordmann KG, Alemanha.
- Prometec, Tool Monitor System. Prometec GmbH, Alemanha.
- Westkämper, E., 1993, “Mit leistungsfähigen Technologien Werkstücke mit hoher Präzision fertigen – die Zukunft der Feinbearbeitung.” 7. Internationales Braunschweiger Feinbearbeitungs-kolloquium (FBK), Essen: Vulkan-Verlag, Alemanha.
- Zeiss, 1975, “Läppen metallischer Werkstoffe.”, VEB Carl Zeiss Jena, Alemanha.

1. A metodologia proposta para medição dos desgastes apresenta como principal vantagem a redução significativa dos erros sistemáticos e aleatórios nesta operação, reduzindo também o caráter subjetivo desta operação.

2. Após a conclusão dos testes das ferramentas os registros dos desgastes são preservados, sendo possível resgatar qualquer uma das medições efetuadas ao longo do trabalho, permitindo desta forma avaliar os pontos de medição, sanar dúvidas, efetuar correções no levantamento dos dados e quantificar um outro parâmetro.

4. A avaliação dos desgastes através dos novos parâmetros (áreas das marcas de desgaste) torna possível um melhor ajuste da curva de desgaste ao real comportamento da ferramenta, já que estes parâmetros se mostram bastante sensíveis ao trabalho da ferramenta.

5. A eliminação das medições de desgaste simultaneamente aos ensaios agiliza de forma significativa a execução dos testes.

8. REFERÊNCIAS

- Teshima, T., Shibasaka, T., Takuma, M. and Yamamoto, A., 1993, “Estimation of Cutting Tool Life by Processing Tool Image Data with Neural Network”, Annals of the CIRP, vol 42-1, p. 59-62.
- Ferraresi, D., 1970, “ Fundamentos da Usinagem dos Metais”, Ed. Edgard Blücher, São Paulo, Brasil, 751p.
- ISO 3685, 1993, “Tool-Life Testing with Single-Point Turning Tools”, 2ªEd., p. 11-15.
- König, W. und Klocke, F., 1997, “Fertigungsverfahren 1, Drehen, Fräsen, Bohren”, Ed. Springer-Verlag, Berlin, Germany, 471p.
- Lanzetta, M., 1996, “Tool Condition Monitoring Using an Artificial Vision System: Application of Blob Analysis to End Mills”, 41º Internationales Wissenschaftliches Kolloquium, Band 1 – Vortragsreihen, Technische Universität Ilmenau, Ilmenau, Germany, p. 581-586.
- Sandvik, 1994, “Modern Metal Cutting”, AB Sandvik Coromant, Sweden, 898p.
- Stemmer, C.E., 1995, “Ferramentas de Corte I”, Ed. Da UFSC, Florianópolis, Brasil, 249p.
- Weckenmann, A. und Schmitz, S., 1999, “3D-Gestaltmessung von Wendeschneidplatten”, VDI-Z Special Werkzeuge, April 99, p. 60-63.

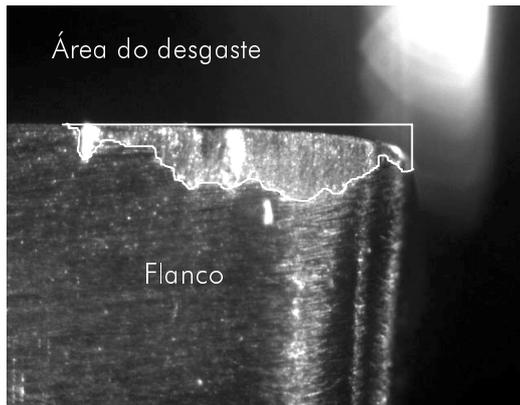


Figura 8. Imagens das medições de Ad_α e A_{RC}

6. ANÁLISE DA METODOLOGIA PROPOSTA

A sistemática tradicional adotada para o acompanhamento dos desgastes exige a realização de avaliações (medições) simultâneas ao desenvolvimento dos experimentos. Este procedimento leva a diversos problemas, acarretando erros significativos nas avaliações. Neste método também é fundamental a familiarização dos executores com este tipo procedimento (equipamentos, processo, tipos de desgaste, etc.). A medição simultânea impõe uma definição imediata dos pontos e regiões a serem quantificados, fato que pode gerar uma escolha incorreta dos pontos de medição. Após a medição a ferramenta entra novamente em trabalho por mais um período, até o próximo ponto de medição, eliminando a possibilidade de resgate de detalhes da medição realizada. O único ponto remanescente após o ensaio é o desgaste final atingido pela ferramenta no fim de vida (fim do ensaio).

Através do método proposto alguns problemas são eliminados, como falta de registro das formas dos desgastes e regiões onde são realizadas as medições, necessidade de definição rápida do que medir e onde medir, etc. Ao mesmo tempo outros problemas são minimizados (influência do operador na medida, erros sistemáticos e aleatórios no levantamento das medidas, etc.). A aplicação deste método mostrou-se bastante eficiente em avaliações realizados nos processos de torneamento (bits de aço rápido) e furação (brocas helicoidais DIN338). Na comparação dos resultados obtidos nos valores do desgaste através dos dois métodos de medição é possível verificar a boa regularidade e a baixa dispersão mantida nas medições pelo método proposto, justificando plenamente sua utilização.

7. CONCLUSÕES

Apesar da medição de desgaste em ferramentas de corte ser bastante empregada em trabalhos de pesquisas ou otimização de processos de usinagem, melhoramentos tecnológicos são extremamente necessários. Este trabalho propõe uma forma alternativa e bastante eficiente de quantificar tais desgastes, forma esta que pode ser melhorada e aperfeiçoada em função das necessidades e exigências específicas de cada processo.

Os novos parâmetros sugeridos (áreas dos desgastes) para monitorar a evolução dos desgastes permitem aumentar as opções de comparação entre ferramentas, tornando possível refinar a evolução dos desgastes desenvolvidos nas ferramentas.

De forma geral o trabalho permite concluir que:

parâmetros SV_γ , KL , KM , KB , E_C e L_C . Com a camera nesta posição, o relógio comparador é zerado. Para se obter a profundidade da cratera KT a imagem é focada no fundo da cratera. O valor de KT corresponde ao deslocamento efetuado pela camera para a manutenção do foco das imagens nos planos da borda e do fundo da cratera, figura 6. Este parâmetro é necessariamente medido simultaneamente a cada tomada de imagem, visto ser necessária a varredura de foco da superfície para o fundo da cratera em medição.

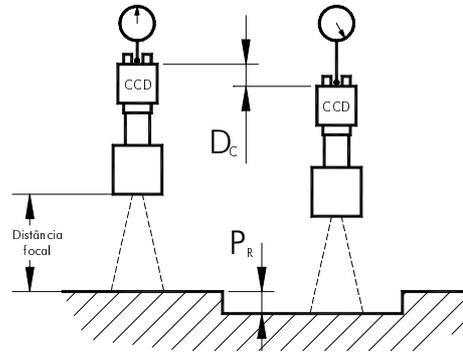


Figura 6. Princípio de medição da profundidade da cratera (KT)

5. NOVOS PARÂMETROS PARA AVALIAR O DESGASTE DA FERRAMENTA

A metodologia proposta permite a introdução de novos parâmetros para acompanhamento do desgaste nas ferramentas de geometria definida: a “*área da marca de desgaste no flanco - Ad_α* ”, a “*área da marca de desgaste na face - Ad_γ* ” (figura 7), “*área fictícia da cratera - A_{FC}* ” e a “*área real da cratera - A_{RC}* ” (figura 3). Como a análise do desgaste é realizada através das imagens coletadas durante os ensaios, torna-se possível quantificar as zonas (regiões) afetadas pelo trabalho de corte. As primeiras avaliações de ferramentas realizadas através destes parâmetros apresentaram resultados bastante positivos. A princípio este parâmetro se mostra bem mais sensível às variações de desgaste que os demais parâmetros tradicionalmente utilizados.

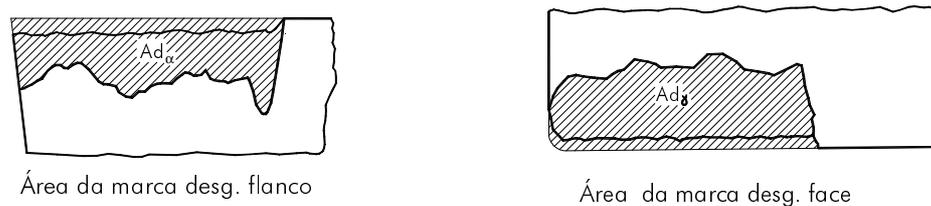


Figura 7. Áreas das marcas de desgaste no flanco e na face da ferramenta

A determinação destes parâmetros é mais onerosa, porém, de um modo geral, garante uma melhor representatividade das alterações sofridas pela ferramenta durante o corte. Através de um programa computacional torna-se bastante fácil realizar esta medição, já que a imagem de cada estágio do desgaste já foi registrada no momento oportuno durante os testes experimentais. Sem o registro das imagens de cada desgaste não é possível obter estes parâmetros.

A figura 8 mostra uma imagem da medição da área de desgaste de flanco e da área real da cratera.

inicial da escala de medição do programa. Na figura 5 pode ser vista a imagem da medição de um desgaste de flanco $VB_{m\acute{a}x}$ e um desgaste de face $KB_{m\acute{a}x}$.

Um importante ponto a ser destacado neste método é a manutenção do registro detalhado dos pontos de medição, viabilizando a qualquer momento uma reavaliação dos valores obtidos nas medições ou a realização de uma nova medição utilizando um outro parâmetro, o que através do método tradicional seria impossível.

O procedimento para realizar as medições consiste em durante os ensaios somente efetuar os registros das imagens das superfícies a cada ponto determinado ao longo da vida da ferramenta. Após o desenvolvimento experimental, procede-se a análise da seqüência de imagens de cada superfície (cada desgaste), efetuando-se as medições dos parâmetros convenientes através do programa selecionado e devidamente ajustado para esta tarefa. Uma imagem resultante após a medição pode ser vista na figura 5. Esta sistemática apresenta uma maior segurança que o método tradicional de medição dos desgastes.

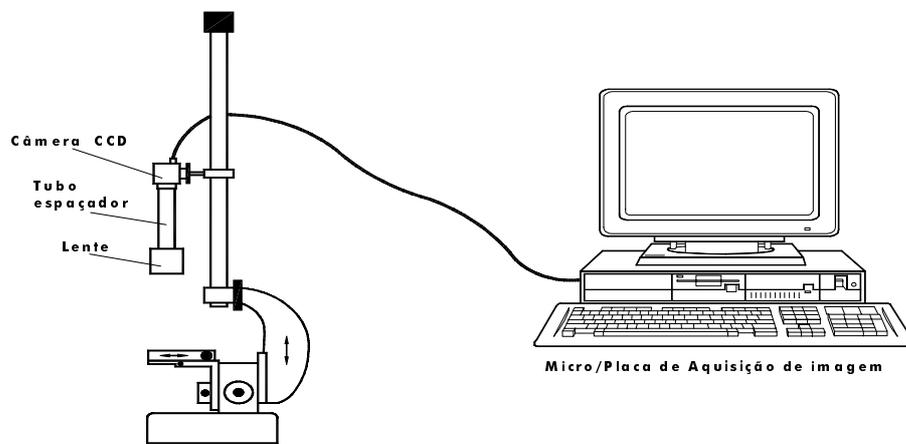


Figura 4. Sistema de aquisição de imagem dos desgastes

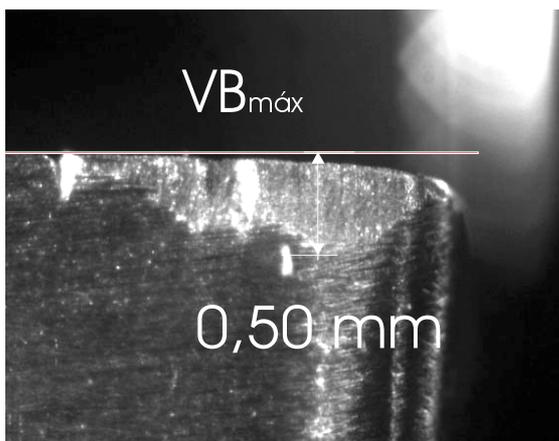


Figura 5. Exemplo de medição dos desgastes de flanco ($VB_{m\acute{a}x}$) e de face ($KB_{m\acute{a}x}$)

Para a caracterização dos parâmetros da cratera é utilizada uma montagem especial no sistema de aquisição de imagem. Esta montagem consiste em acoplar um relógio comparador para monitorar o deslocamento da camera CCD, de forma que o deslocamento da camera seja reproduzido no relógio. O procedimento consiste em fazer um registro da imagem com o foco na superfície (face), onde serão medidos os

Outro aspecto problemático nesta forma de medição é a comparação entre valores de desgastes medidos por operadores diferentes. Por mais que se tente padronizar o método de medição, este fato representa uma grande fonte de erro, devido a cada operador ter um modo particular de efetuar as medições. A influência do operador nas medições de desgastes tem sido um problema nas comparações de trabalhos desenvolvidos por diferentes pesquisadores. Geralmente buscaram-se explicações técnicas em outros aspectos do processo para justificar tais diferenças (material da peça, material da ferramenta, máquina-ferramenta, metodologia empregada no teste, etc.), mas certamente uma importante fonte destas diferenças está justamente na influência do operador na obtenção das medidas.

A medição do desgaste na face segue os mesmos procedimentos da medição do desgaste de flanco, isto é, as marcas de desgaste são quantificadas em um microscópio durante os testes da ferramentas através dos parâmetros KB e $KB_{m\acute{a}x}$, figura 2.

Ainda na face da ferramenta pode ocorrer um tipo característico de desgaste, o desgaste de cratera. A medição tradicional deste tipo de desgaste é bastante trabalhosa, exigindo equipamentos específicos (perfilômetros) que fazem uma varredura por apalpação na zona danificada segundo uma malha apropriada. Desta forma é possível definir sua forma e suas dimensões. Outra forma mais simples de avaliar a cratera é através dos parâmetros SV_{γ} , KL, KM e KB, que podem ser obtidos através de um microscópio de ferramentaria. Em alguns casos também pode ser simplificada a sua medição através de parâmetros mais genéricos, como a extensão (E_C) e o largura (L_C) máxima da cratera (figura 3).

4. METODOLOGIA PROPOSTA

O método proposto para o acompanhamento do desgaste de flanco e de face consiste em apenas coletar convenientemente as imagens do desgaste durante a realização do trabalho da ferramenta, para que após os testes sejam realizadas as medições de forma mais adequada. Este procedimento permite executar uma análise bastante detalhada em todos as marcas de desgaste ocorridas ao longo da vida da ferramenta. A realização desta análise permite estudar antecipadamente as marcas de desgastes antes de efetuar as medições de cada parâmetro, o que proporciona uma condição bastante favorável para a quantificação de cada desgaste. O método consiste em utilizar um sistema de aquisição de imagem composto por um conjunto de lentes, camera CCD e um microcomputador com placa de aquisição de imagem, figura 4. A camera e as lentes são montadas em uma estrutura de modo que a ferramenta a ser avaliada possa ser convenientemente posicionada no campo focal do sistema, isto é, de modo que as superfícies com as respectivas marcas de desgaste fiquem perpendiculares ao eixo das lentes. Para a obtenção de uma boa qualidade nas imagens são necessários ajustes no posicionamento da superfície, na iluminação (direção e intensidade) e na distância focal. A qualidade da imagem armazenada se reflete diretamente na qualidade dos resultados obtidos nas medições, razão pela qual deve-se dar uma atenção especial ao ajuste do sistema. A ampliação é escolhida em função das dimensões da ferramenta e dos parâmetros de corte empregados no processo (dimensões esperada para a marca de desgaste), normalmente variando entre 25 e 100 vezes.

Uma vez registrada a imagem digitalizada do desgaste, o procedimento de medição é bastante simples, bastando para isto utilizar um programa gráfico comercial conveniente para obter as dimensões desejadas. Para efetuar o ajuste da escala das imagens e do programa, no início do trabalho deve-se fazer o registro de uma imagem padrão (dimensão padrão), isto é, armazenar a imagem de uma medida padrão para o acerto

motivo dificilmente durante os testes de ferramentas são realizadas tais medições. Em casos especiais estas medições são realizadas ao final dos testes, quando a ferramenta atinge o fim de vida.

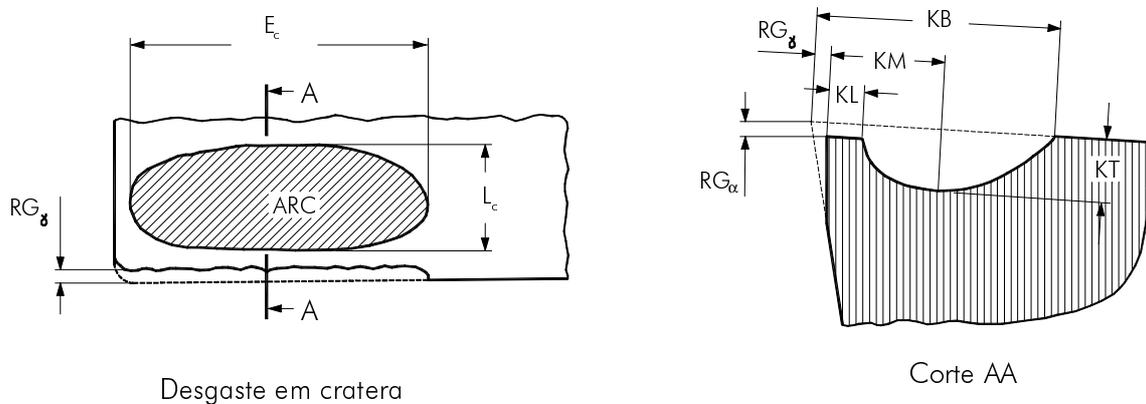


Figura 3. Forma típica de um desgaste de cratera (König,1997, ISO 3685,1993)

3. METODOLOGIA TRADICIONAL DE MEDIÇÃO

O estado funcional das ferramentas é monitorado através das marcas características e das alterações geométricas que ocorrem nas ferramentas devido ao uso. No caso do flanco (principal ou secundário) estas marcas de desgaste normalmente apresentam uma forma característica como mostra a figura 1. A medição tradicional dos parâmetros que definem o estado de desgaste da ferramenta ocorre simultaneamente durante o uso da ferramenta em trabalho. A ferramenta nova é colocada para executar um determinado trabalho, em intervalos pré-estabelecidos, o trabalho é interrompido e a ferramenta é analisada em um microscópio de ferramentaria (específico para tais medições), onde o operador identifica e quantifica o valor dos parâmetros de desgaste. Estes valores dependem de dois fatores, dos pontos escolhidos para realizar tais medidas e também da interpretação do operador do que seja a marca do desgaste ou zona afetada pelo calor, aderência de material da peça, resíduos carbonizados de fluido de corte, etc. Estes dois importantes fatores influem diretamente nos resultados obtidos. Como a ferramenta continua o trabalho após a medição, a posição e os pontos de medição ficam somente registrados na memória do operador e no número em uma planilha referente à marca de desgaste no tempo de vida da medição. Mesmo que uma imagem da marca de desgaste seja armazenada, não é possível resgatar-se em quais pontos o operador realizou tais medições, perdendo-se assim os detalhes da medição.

Os parâmetros escolhidos para medição são dependentes das características do processo avaliado e também dos interesses específicos dos ensaios. A quantificação dos parâmetros é feita através de um conveniente posicionamento da ferramenta no microscópio, onde através de uma visualização ampliada do desgaste pode ser medido o parâmetro desejado por meio do deslocamento de uma mesa micrométrica. Esta medição exige um posicionamento adequado da ferramenta na mesa de medição e de um critério bastante regular para quantificar as dimensões desejadas. Normalmente estas medições carecem de consistência técnica, pois os pontos das medições e demais detalhes não ficam registrados e são dependentes exclusivamente da experiência do operador. Este fato muitas vezes leva à ocorrência de erros bastante significativos.

- Largura da marca de desgaste na quina – VB_Q : corresponde à largura da marca na quina da ferramenta, isto é, na região de interseção entre os gumes principal e secundário, normalmente curva (raio de quina);
 - Largura máxima da marca de desgaste – $VB_{m\acute{a}x}$: largura máxima da marca de desgaste na parte ativa do gume;
 - Largura média da marca de desgaste – VB : valor médio obtido para a largura da marca de desgaste ao longo do gume ativo;
 - Recuo do gume - RG_α e RG_γ : correspondem ao deslocamento sofrido pelo gume nas direções do flanco e face respectivamente, ocasionado pelo desgaste da cunha de corte;
- Os parâmetros $VB_{m\acute{a}x}$ e VB são medidos ao longo do trecho ativo do gume. O VB_{Zi} e VB_Q são medidos nos extremos da região de trabalho da ferramenta, figura 1.
- A quantificação destes parâmetros é feita através de métodos específicos .

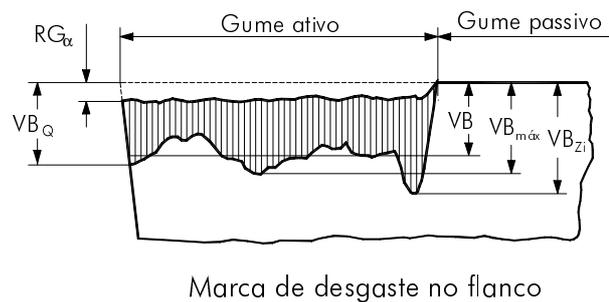


Figura 1. Parâmetros de desgaste no flanco da ferramenta (König, 1997)

2.3 Face da Ferramenta

Os desgastes ocorridos na face da ferramenta são usualmente quantificados através da marca de desgaste ou da cratera produzida nesta superfície pela ação do cavaco formado durante trabalho da ferramenta. Esta região, por normalmente apresentar uma forma irregular (quebra-cavacos), dificulta as medições, não sendo muito empregada para monitorar o desgaste. Normalmente os parâmetros da face são utilizados para complementar os resultados medidos no flanco.

A marca de desgaste na face é normalmente avaliada através dos parâmetros mostrados na figura 2.

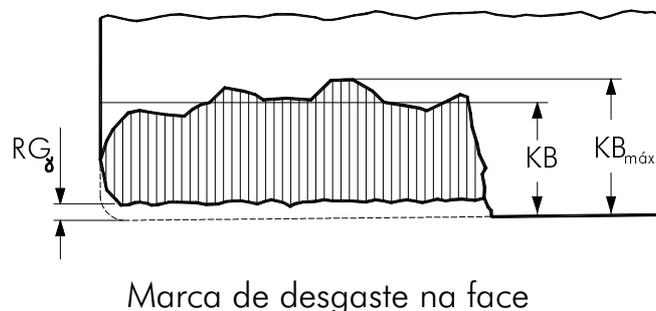


Figura 2. Parâmetros da marca de desgaste face da ferramenta

A cratera é caracterizada por suas dimensões e sua posição relativa de ocorrência na face, figura 3. A medição deste tipo de desgaste é um problema, pois exige equipamentos específicos e um tempo bastante significativo para obtenção de suas medidas. Por este

Nas ferramentas de geometria definida é comprovado que as regiões mais solicitadas durante o corte são o gume (aresta de corte), o flanco (superfície de incidência), a face (superfície de saída) e a quina (ponta) da ferramenta (König,1997, Stemmer,1995, Ferraresi, 1970). Cada uma destas regiões sofre vários tipos de solicitações (mecânicas, térmicas e abrasivas), que durante seu trabalho na peça sofrem marcas características. Através da medição apropriada destas marcas é possível avaliar as alterações sofridas pela ferramenta durante o seu trabalho, isto é, determina-se o grau de deterioração sofrido pela ferramenta.

Os métodos tradicionais de medição (quantificação dos desgastes) são bastante dependentes do operador, agregando um caráter subjetivo a tais medições. Este fato pode levar ao surgimento de erros sistemáticos bastante significativos que compromete os resultados finais da avaliação ou do trabalho como um todo. Alguns trabalhos (Teshima,1993, Lanzetta,1996, e Weckenmann,1999) sugerem metodologias e procedimentos para melhorar e agilizar o levantamento dos desgastes nas ferramentas, porém com aplicações bastante específicas.

Visando reduzir a subjetividade e a grande influência do operador na medição de desgastes da ferramenta de corte, este trabalho sugere um método simples e de aplicação geral, que proporciona uma maior regularidade nas medições reduzindo de forma significativa os erros na quantificação dos desgastes.

2. PARÂMETROS EMPREGADOS NA MEDIÇÃO DO DESGATE

2.1 Gumes e Quina da Ferramenta

Estas duas regiões da ferramenta são monitoradas através de uma inspeção visual, onde pode-se com relativa segurança avaliar o estado físico de cada uma destas partes. Na realidade não se quantifica desgaste nestas duas partes, mas sim são feitas avaliações da integridade física, onde pode ser detectadas avarias na ferramenta que podem definir o seu fim de vida. Entre estas avarias estão as trincas, lascamentos, deformações plásticas, fraturas e alterações geométricas.

2.2 Flanco da Ferramenta

O desgaste ocorrido no flanco é quantificado através de medições da marca de desgaste, que aparecem nesta superfície por ocasião da perda de material da ferramenta ao longo de seu uso, figura 1. Esta região da ferramenta é normalmente a zona utilizada para monitorar o desgaste, visto que apresenta uma superfície regular (lisa), facilitando a medição.

Esta perda de material não é constante ao longo de toda a extensão do gume, o que provoca uma alteração desigual na geometria da ferramenta. O gume principal deixa de ser reto (ou com curvatura uniforme) e passa a ter ondulações. A perda desuniforme no flanco também ocasiona uma alteração nos ângulos de trabalho em cada ponto da parte ativa do gume. Com o uso progressivo, este processo é acentuado até que o gume perca sua capacidade para o trabalho e a ferramenta é dita “gasta”, isto é, atinge o fim de vida.

O acompanhamento deste desgaste normalmente é feito pelos seguintes parâmetros:

- Largura da marca de desgaste na zona de interface – VB_{Zi} : este valor corresponde à largura da marca de desgaste no flanco na zona de interface entre a parte do gume ativa e a parte do gume passiva, também chamado de marca de entalhe;

PROPOSTA DE METODOLOGIA PARA MEDIÇÃO DO DESGASTE EM FERRAMENTAS DE CORTE DE GEOMETRIA DEFINIDA

Rolf Bertrand Schroeter

Universidade Federal de Santa Catarina, Departamento de Eng. Mecânica, Laboratório de Mecânica de Precisão, 88010-970, Florianópolis, SC, Brasil. E-mail: rolf@emc.ufsc.br

Cleiton Rodrigues Teixeira

Fundação Universidade Federal do Rio Grande, Departamento de Materiais e Construção, 96200-900, Rio Grande, RS, Brasil. E-mail: dmcrt@super.furg.br

Resumo:

A medição do desgaste em ferramentas de corte é uma prática usual em processos de fabricação ou em pesquisas para otimização dos processos de usinagem. Embora bastante utilizada, a medição das diferentes formas de desgaste, nos moldes tradicionais, agrega uma incerteza na medição que pode comprometer significativamente os resultados finais do trabalho. Com o objetivo de minimizar as influências e reduzir os erros sistemáticos e aleatórios na medição do desgaste das ferramentas de geometria definida, este trabalho propõe uma metodologia e um procedimento para quantificar os desgastes na superfície de incidência (flanco) e na superfície de saída (face). Ao mesmo tempo propõe também a utilização de um novo parâmetro para acompanhamento do desgaste. Neste processo de medição são utilizados: microscópio, sistema de aquisição de imagem e alguns programas comerciais para garantir a qualidade nas medições. A grande vantagem deste método sobre os métodos tradicionais é a pouca influência do operador (baixa subjetividade), grande repetibilidade das medições e a manutenção (registro) de todos os detalhes das medições.

Palavras-chave: Medição de desgaste, Ferramentas de corte, Usinagem

1. INTRODUÇÃO

A medição dos desgastes nas ferramentas de corte é a forma mais utilizada para avaliar o estado funcional da ferramenta, isto é, avaliar as reais condições de trabalho desta ferramenta. Na literatura especializada encontram-se inúmeros trabalhos totalmente baseados na quantificação dos desgastes em ferramentas para obter conclusões referentes ao processo, ao material usinado e à própria ferramenta. Do mesmo modo, o conhecimento dos desgastes é fundamental para a otimização dos processos de usinagem.

Basicamente os mecanismos de desgaste que atuam nas ferramentas de corte de geometria definida são os mesmos em todos os processos de usinagem (König,1997). Cada processo tem suas características particulares, tanto na geometria da ferramenta como na sua forma de atuação na peça. Este fato proporciona particularidades também nas formas de desgaste e nas regiões onde eles surgem.

ESTUDO DA FORMAÇÃO DE TRINCAS DE ORIGEM TÉRMICA NO FRESAMENTO

Anderson Clayton Alves de Melo

Álison Rocha Machado

Sinésio Domingues Franco

Universidade Federal de Uberlândia, Faculdade de Engenharia Mecânica, 38400-902, Uberlândia, MG, Brasil.

E-mail: acamel@meccanica.ufu.br

Resumo

São apresentados os resultados obtidos no estudo da evolução de trincas de origem térmica em ferramentas de metal duro da classe P25 sem revestimento, utilizadas no processo de usinagem por fresamento. A pesquisa foi realizada observando-se as condições das arestas e a quantidade de trincas térmicas geradas nestas após a usinagem do aço ABNT 1045 em várias condições de corte. Os testes foram realizados à seco e utilizando fluido de corte. As análises das arestas foram conduzidas em um microscópio eletrônico de varredura.

Palavras-chave: Fresamento, Trincas térmicas, Microscopia Eletrônica de Varredura

1. INTRODUÇÃO

O processo de usinagem por fresamento é um dos principais responsáveis pelo grande volume de peças produzidas na indústria moderna. Caracteriza-se por ser interrompido, ou seja, durante o corte a ferramenta passa por fases em que está engajada na peça e por fases onde está livre deste engajamento. Vários fenômenos surgem devido a esta característica “interrompida”. Um destes é o aparecimento de trincas perpendiculares à aresta principal de corte da ferramenta, motivadas pela carga térmica cíclica que submete a área de contato cavaco-ferramenta, sobre a superfície de saída, à variações de temperatura entre valores máximo e mínimo (ΔT). A evolução destas trincas leva ao aparecimento de sulcos profundos que reduzem drasticamente a capacidade de corte das ferramentas, levando-as ao colapso. Tais trincas são denominadas de trincas térmicas ou trincas de origem térmica. Segundo Braiden e Dugdale (1970), os primeiros a referenciá-las na literatura, foram Boston e Gilbert (1947), que as observaram sobre a superfície de saída de ferramentas de metal duro usadas para fresar ferro fundido. Optiz e Fröhlich (1954), observaram o fenômeno sobre a superfície de saída de ferramentas de metal duro após a usinagem de aços estruturais e sugeriram um mecanismo térmico de formação dessas trincas. Após simulações usando um gerador térmico de alta frequência para aquecer barras de metal duro, concluíram que o fenômeno poderia ser devido às tensões térmicas geradas durante o processo de usinagem. Zorev (1963), realizando ensaios experimentais, pôde estabelecer que a relação entre o tempo de corte real (período ativo) e o tempo total durante um ciclo é um parâmetro importante no desenvolvimento das trincas térmicas e portanto, na vida de ferramentas de metal duro usadas no corte intermitente. Segundo ele, devido ao rápido resfriamento da superfície de saída da ferramenta durante o período inativo, surgem tensões de tração nesta região que podem conduzir à formação das trincas térmicas. Okushima e Hoshi (1962, 1963), realizaram experimentos no fresamento frontal e mostraram que as trincas

térmicas podem se desenvolver tanto na superfície de saída quanto na superfície de folga da ferramenta de corte. Neste último caso, as trincas foram encontradas somente quando uma quantidade considerável de desgaste de flanco esteve presente, consequência do calor gerado devido ao desgaste. Wang *et al.*(1996) analisaram teórico e experimentalmente o campo de temperatura dinâmico sobre o dente de uma fresa, levando em consideração o efeito convectivo durante o período inativo. Foi encontrado que este efeito não é tão significativo à ponto de provocar grandes mudanças no gradiente de temperatura no corpo da ferramenta na saída do corte, descartando a tese da grande maioria os pesquisadores que imaginavam que as trincas térmicas teriam sua origem durante o período inativo.

Observa-se na literatura que ainda existem muitas divergências com relação ao processo físico que conduz à formação das primeiras trincas térmicas durante o processo de corte interrompido. Ferraresi (1970), afirmam que as primeiras trincas surgem na saída da ferramenta de corte da peça que está sendo usinada, porém Wang *et al.*(1996) afirmam que o fenômeno ocorre na entrada da ferramenta na peça. Independente de como o processo ocorre fisicamente, o fenômeno é extremamente prejudicial tanto tecnicamente quanto economicamente, e ainda hoje continua sendo um grande problema no processo produtivo que se utiliza da usinagem interrompida.

O surgimento das trincas de origem térmica promovem a fragilização da aresta cortante, facilitando o aparecimento de trincas mecânicas que normalmente se apresentam paralelas a aresta de corte da ferramenta. O encontro das trincas mecânicas com as trincas de origem térmica, provocam o destacamento de porções da aresta de corte, acelerando o desgaste da ferramenta.

Sabe-se que as trincas de origem térmica aparecem mais facilmente em ferramentas de metal duro de classes inferiores (P25, por exemplo). Isto se deve ao fato de que, nessas classes, a relação entre a quantidade de cobalto (material que tem a finalidade de ligar os grãos de carbonetos) e a quantidade de carbonetos é inferior à das classes superiores (P45, por exemplo). Baixa quantidade de cobalto e alta quantidade de carbonetos resulta em ferramentas com alta resistência ao desgaste e baixa tenacidade, o que lhes confere características apropriadas para serem aplicadas em operações de acabamento. Ferramentas de classes superiores, tais como a P45 ou a P40, possuem maior quantidade de cobalto, o que lhes garantem boas características de tenacidade e, conseqüentemente, boa resistência à choques mecânicos e térmicos.

Tendo em vista a característica de baixa resistência ao choque térmico observada nas ferramentas de classes inferiores, optou-se pelo uso destas (neste caso utilizou-se ferramentas da classe P25) para se fazer um estudo das trincas térmicas considerando os principais parâmetros de corte envolvidos no processo de fresamento (velocidade de corte, profundidade de corte e avanço por dente) e a aplicação de fluido de corte. Tais ferramentas possibilitam a obtenção de resultados (formação de trincas térmicas) numa taxa bem superior às ferramentas de classes superiores, o que as tornam adequadas para o estudo em questão. Este estudo foi conduzido no microscópio eletrônico de varredura-MEV, analisando-se o número, a morfologia e a origem das trincas.

2. TESTES EXPERIMENTAIS

2.1. MATERIAIS E EQUIPAMENTOS UTILIZADOS

Os seguintes materiais e equipamentos foram utilizados na pesquisa:

- Fresadora ROMI INTERACT IV 16KW;

- 6 insertos de metal duro classe P25 SEMN 12 04 AZ da SANDVIK Coromant (com 4 arestas de corte cada);
- 1 porta inserto R260 22 080 15 da SANDVIK Coromant.
- 1 barra de aço ABNT 1045 com a seguinte composição química: 0.49% C, 0.71% Mn, 0.19% Si, 0.024% P, 0.033% S, 0.18% Cr, 0.17% Ni, 0.04% Mo, 0.22% Cu, 0.01% Sn, 0.034% Al e dureza de 237 HV, dimensões de 500 mm de comprimento e seção transversal de 110 mm × 110 mm.
- Fluido refrigerante sintético FE 20 da Shell Lubrificantes, concentração 3%.
- Microscópio eletrônico de varredura modelo LEO 940 A da Zeiss.

Apesar do porta inserto permitir a utilização de até 8 arestas (dentes), optou-se pela utilização de apenas uma aresta por ensaio.

2.2. METODOLOGIA

Foram utilizados 6 insertos divididos em dois grupos de 3. No primeiro grupo, os ensaios foram realizados à seco, enquanto que no segundo grupo os mesmos testes realizados à seco foram repetidos com o uso do fluido de corte. Para cada grupo foram variados a velocidade de corte no primeiro inserto (valores utilizados em cada aresta em m/min – 100, 170, 240 e 310), o avanço por dente no segundo inserto (valores utilizados em cada aresta em mm/dente – 0.10, 0.15, 0.20 e 0.25) e a profundidade de corte no terceiro inserto (valores utilizados em cada aresta em mm – 1.0, 1.5, 2.0 e 2.5). Cada aresta foi ensaiada através de um comprimento de avanço igual a 500 mm e uma penetração de trabalho de 55 mm. Após o término do ensaio com uma determinada aresta, a mesma era trocada por uma nova para que um novo teste fosse realizado. Para garantir a identificação de cada inserto e de cada aresta, as mesmas eram marcadas com uma caneta apropriada. Finalizado os testes de fresamento, as ferramentas eram levadas para serem limpas e analisadas no microscópio eletrônico de varredura, onde eram feitas fotos e a contagem, com um aumento de 400 ×, do número de trincas térmicas geradas.

A figura 1 mostra de maneira esquemática e resumida os ensaios realizados à seco e com fluido de corte.

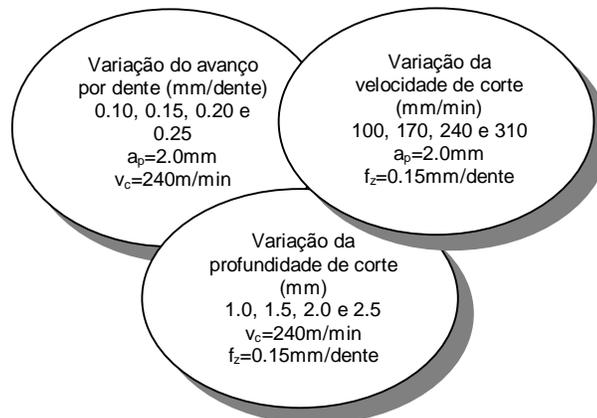


Figura 1. Esquema mostrando os ensaios de fresamento realizados.

3. RESULTADOS E DISCUSSÃO

As curvas da figura 2 mostram, respectivamente, o número de trincas térmicas observado sobre as arestas de corte testadas quando variou-se a velocidade de corte com e sem o uso de fluido de corte.

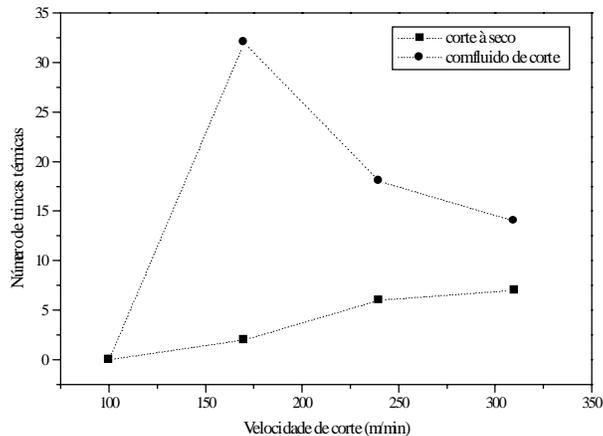


Figura 2. Curvas que mostram a quantidade de trincas térmicas geradas em função da velocidade de corte, com e sem o uso de fluido de corte.

Nota-se que o aumento da velocidade de corte, provocou um aumento na quantidade de trincas térmicas observadas no caso da usinagem à seco. Este comportamento pode ser explicado da seguinte forma: o aumento da velocidade de corte aumenta a diferença entre as temperaturas máxima e mínima durante um ciclo (ΔT), fazendo com que as tensões térmicas no corpo da ferramenta de corte sejam mais intensas nestas situações, elevando a taxa de geração de trincas (Bhatia *et al.*, 1980). No caso da usinagem com fluido de corte ocorre a mesma situação, porém, o diferencial de temperatura é bem maior do que no corte à seco devido ao alto coeficiente convectivo do fluido. Nesta situação, o número de trincas térmicas pode ser mascarado. Sugere-se que a taxa de geração destas é mais alta, o que fragiliza mecanicamente a aresta de corte em poucos ciclos e, conseqüentemente, proporciona o aparecimento de trincas mecânicas (paralelas à aresta de corte). Com o decorrer do processo de usinagem, as trincas térmicas e mecânicas se encontram provocando o destacamento de porções da aresta de corte, levando consigo algumas trincas térmicas. Este fenômeno pode explicar o comportamento das curvas da figura 2 para o corte com fluido. As figuras 3 e 4, mostram arestas de corte ensaiadas com parâmetros de usinagem idênticos ($v_c=170\text{m/min}$; $a_p=2\text{mm}$; $f_z=0.15\text{mm/dente}$), porém sem e com o uso de fluido de corte, respectivamente.

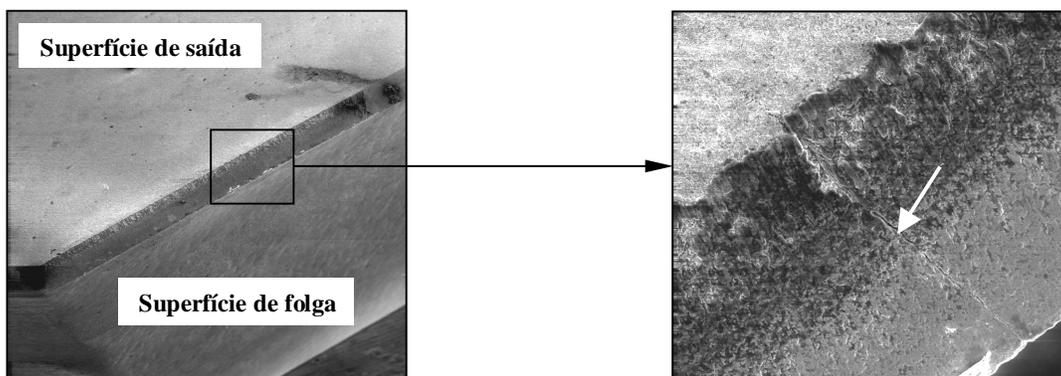


Figura 3. Aresta de corte ensaiada à seco (30x) e ampliação de uma região desta mostrando a formação de uma trinca térmica (seta) (400x). $v_c=170\text{m/min}$, $a_p=2\text{mm}$ e $f_z=0.15\text{mm/dente}$.

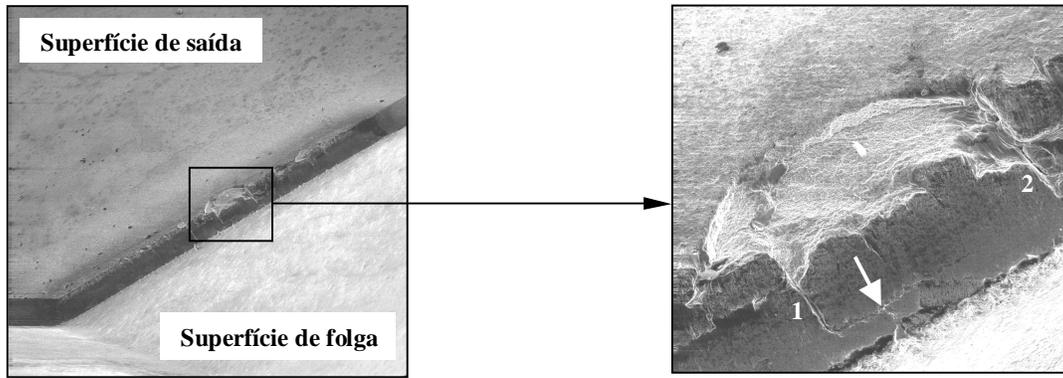


Figura 4. Aresta de corte ensaiada com o uso de fluido de corte (30×) e ampliação de uma região desta mostrando o destacamento de material devido ao encontro de trincas térmicas (1 e 2) e mecânicas (seta) (200×). $v_c=170\text{m/min}$, $a_p=2\text{mm}$ e $f_z=0.15\text{mm/dente}$.

Na ampliação correspondente à figura 4, onde a usinagem foi realizada com o uso de fluido de corte, observa-se que uma porção de material da aresta de corte foi destacada, conseqüência do encontro de trincas térmicas com trincas mecânicas. Entretanto, trincas térmicas (1 e 2 na figura 4) e mecânicas (seta na figura 4) ainda são evidentes.

A figura 5 mostra como a ferramenta de corte se comportou, com relação à geração de trincas de origem térmica, quando o avanço por dente foi variado.

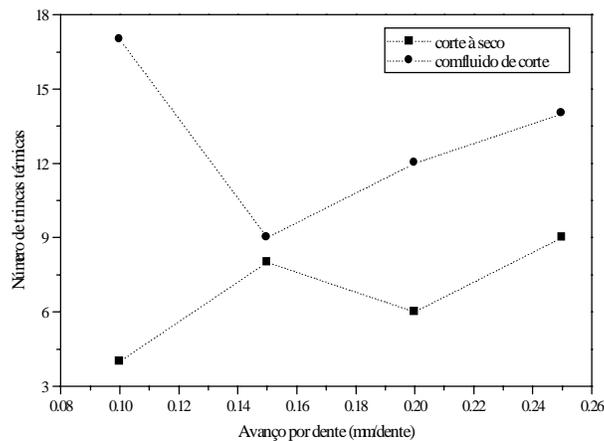


Figura 5. Curvas que mostram a quantidade de trincas térmicas geradas em função do avanço por dente, com e sem o uso de fluido de corte.

Observa-se uma tendência de aumento de trincas com o aumento do avanço. Sugere-se que, assim como ocorre para o caso da variação da velocidade de corte, o aumento do avanço provoca um aumento na amplitude de flutuação da temperatura de interface cavaco-ferramenta, favorecendo o surgimento de trincas de origem térmica. Neste caso o fluido de corte também agravou a situação, acelerando a geração de trincas térmicas e fragilizando a aresta de corte.

As figuras 6(a) e 6(b) ilustram duas arestas de corte ensaiadas à seco, onde podem ser identificadas algumas trincas de origem térmica.

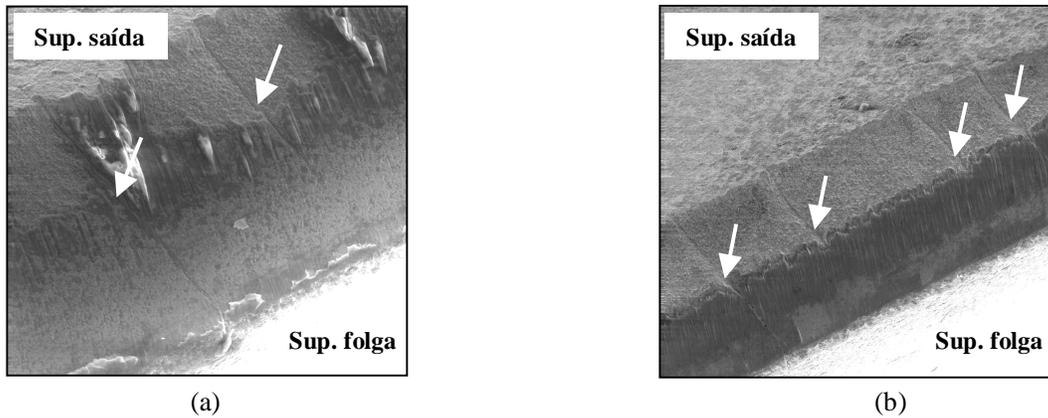


Figura 6. Arestas de corte apresentando trincas de origem térmica na usinagem à seco. (a) $v_c=240\text{m/min}$; $a_p=2\text{mm}$ e $f_z=0.15\text{mm/dente}$ ($300\times$) e (b) $v_c=240\text{m/min}$; $a_p=2\text{mm}$ e $f_z=0.25\text{mm/dente}$ ($150\times$).

As curvas da Fig. 7 apresentam os resultados obtidos quando a profundidade de corte foi variada durante os ensaios.

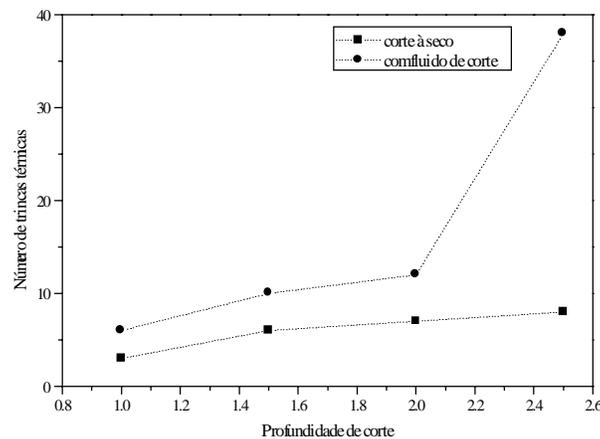


Figura 7. Curvas que mostram a quantidade de trincas térmicas geradas em função da velocidade de corte, com e sem o uso de fluido de corte.

Observa-se que tanto no caso do corte à seco quanto no corte refrigerado, a quantidade de trincas térmicas aumentou com o aumento da profundidade de corte. Duas explicações podem ser dadas para este comportamento: em primeiro lugar, o aumento da profundidade de corte provoca a elevação da temperatura durante a fase ativa, o que pode promover o aumento no diferencial de temperatura (ΔT) durante um ciclo facilitando o aparecimento das trincas térmicas, em segundo lugar, é óbvio que quando aumenta-se a profundidade de corte, aumenta-se também o comprimento da aresta sujeita à formação de trincas de origem térmica, aumentando a quantidade das mesmas. Neste caso, o uso de fluido novamente acelerou a geração de trincas e a deterioração da aresta de corte, como pode ser observado comparando-se as figuras 8(a) e 8(b) seguintes.

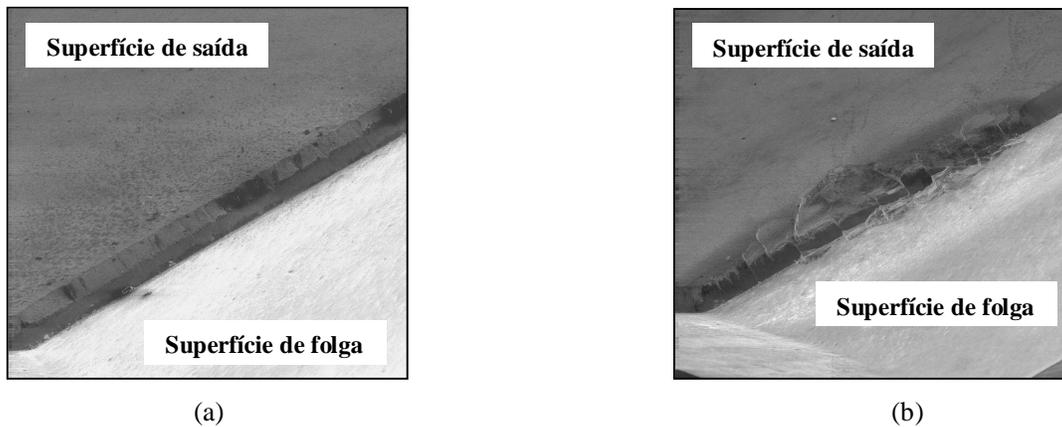


Fig. 8. Arestas de corte ensaiadas (a) à seco (40×) e (b) com fluido de corte (30×).
 $v_c=240\text{m/min}$, $a_p=2\text{mm}$ e $f_z=0.15\text{mm/dente}$.

4. CONCLUSÕES

De acordo com os resultados obtidos, pode-se concluir que o aumento dos parâmetros velocidade de corte, avanço por dente e profundidade de corte, por aumentarem a amplitude de flutuação da temperatura na interface cavaco-ferramenta durante um ciclo, favoreceu o surgimento de trincas de origem térmica na aresta de corte da ferramenta testada. O uso de fluido refrigerante agravou ainda mais esta situação, pois aumentou a diferença entre a temperatura máxima e mínima durante um ciclo.

5. AGRADECIMENTOS

Ao CNPq pelo apoio financeiro para a elaboração desta pesquisa, à Villares Metals S/A pelo fornecimento do aço para os ensaios, à Sandvik Coromant pelas ferramentas e aos Laboratórios de Ensino e Pesquisa em Usinagem e Tribologia e Materiais da Universidade Federal de Uberlândia pelos equipamentos cedidos para a efetivação da pesquisa.

6. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- Bhatia, S. M., Pandey, P. C., Shan, H. S., 1980, “The thermal condition of the tool cutting edge in intermittent cutting”, *Wear*, 61, pp. 21-30.
- Boston, O. W. and Gilbert, W. W., 1947, “Influence on tool life and power of nose radius, chamfer and peripheral cutting edge angle when face milling a 40000 psi cast iron”, *Trans. ASME*, 69, pp. 117-124.
- Braiden, P. M. and Dugdale, D. S., 1970, “Failure of carbide tools in intermittent cutting, *Materials for Metal Cutting*”, Proc. Conf. of BIRSA, Scarborough, pp. 30-34.
- Ferraresi, D., 1970, “Fundamento da Usinagem dos Metais”, Edgard Blücher.
- Okushima, K. and Hoshi, T., 1962, “Thermal crack in the carbide face milling cutter” (1st Report), *Bull. JSME*, 5 (17), pp. 151-160.

- Okushima, K. and Hoshi, T., 1963, “Thermal crack in the carbide face milling cutter” (2st Report), Bull, JSME, 6 (22), pp. 317-326.
- Opitz, H. and Fröhlich, K. H., 1954, VDIZ, 96, 822.
- Wang, Z Y., Sahay, C. and Rajurkar, K. P., 1996, “Tool temperatures and crack development in milling cutters”, Int. J. Mach. Tools. Manufact., vol. 36, No. 1, pp. 129-140.
- Zorev, N. – 1963, Ann. CIRP, II

ESTUDO COMPARATIVO DA INFLUÊNCIA DO SUPERAQUECIMENTO NAS MACROESTRUTURAS DE SOLIDIFICAÇÃO DO ALUMÍNIO, ZINCO E DAS LIGAS EUTÉTICAS Al-33Cu E Zn-5Al

Otávio Fernandes Lima da Rocha

João Lobo Peralta

Antonio Luciano Seabra Moreira

Centro Federal de Educação Tecnológica do Pará, Coordenação de Metalurgia e Materiais, 66.000-000, Belém, Pa, Brasil. E-mail: orocha@amazon.com.br

Resumo

Embora a conformação de metais utilizando a solidificação seja o mais antigo dos processos convencionais de fabricação, somente nas últimas décadas surgiram as primeiras pesquisas sistemáticas sobre o assunto, incentivadas pela sua crescente utilização no desenvolvimento de novos processos tornando, portanto, inadequado o estabelecimento dos mesmos a partir de métodos empíricos. Assim, ao solidificar, a macroestrutura de um metal pode apresentar três diferentes zonas estruturais conhecidas como zona coquilhada, zona colunar e zona equiaxial central, cujas características físicas influenciam bastante as propriedades mecânicas do produto fundido. Considerando o exposto, este trabalho apresenta um estudo experimental comparativo sobre a formação das macroestruturas do alumínio, zinco e das ligas eutéticas Al-33Cu e Zn-5Al obtidas em lingoteiras cilíndricas a partir de mesmas condições iniciais de solidificação. Para tanto, foram levadas em conta variações do superaquecimento correspondentes a zero, 10% e 20% acima da temperatura de fusão dos materiais em questão. Os resultados encontrados, nas referidas condições, demonstram um comportamento bastante diferente para os materiais analisados.

Palavras-chave: Alumínio, Zinco, Macroestrutura, Superaquecimento, Grão.

1. INTRODUÇÃO

Apesar da elevada importância alcançada pelos cerâmicos, polímeros e compósitos os materiais metálicos continuam sendo, em função de suas propriedades e possibilidades de combinação na constituição de ligas, a principal fonte de matérias-primas para o atendimento das diversas necessidades da sociedade moderna (Chiaverini, 1997). A complexidade do conhecimento básico sobre a solidificação de metais quando são investigadas causas fenomenológicas sobre características particulares do mesmo, o que leva a concluir que o conhecimento necessário sobre o assunto somente é alcançado com base no estudo científico e/ou tecnológico (Rocha, 1998; Santos, 1997; Quaresma, 1999; Vives, 1996). Os efeitos da transição colunar/equiaxial nas propriedades de um produto fundido parecem resultar de modificações na distribuição de heterogeneidades existentes na estrutura do mesmo as quais são responsáveis pelas características mecânicas inferiores apresentadas por estruturas grosseiras como trincas, porosidade, inclusões não metálicas, precipitados e outras (Peralta, 1998; Siqueira, 1998; Wang, 1996). São três as regiões macroestruturais típicas existentes em um fundido, ou seja, coquilhada, colunar e equiaxial central (Ohno, 1976), apresentadas na figura 1, as quais proporcionam um elevado grau de anisotropia sendo, portanto, indesejáveis.

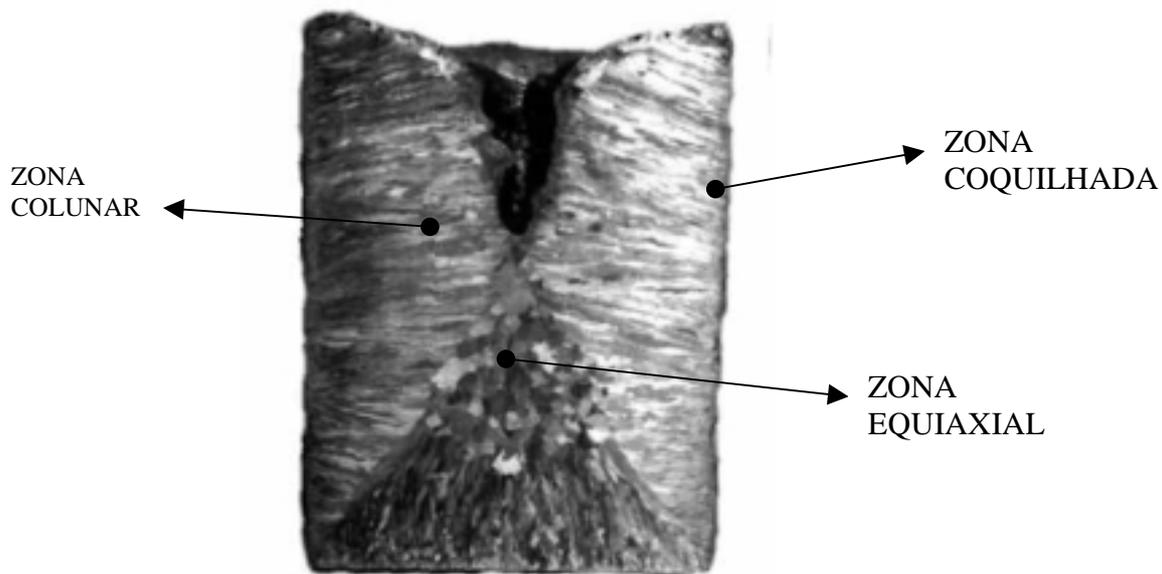


Figura 1. Indicação das zonas estruturais típicas da macroestrutura de solidificação do zinco.

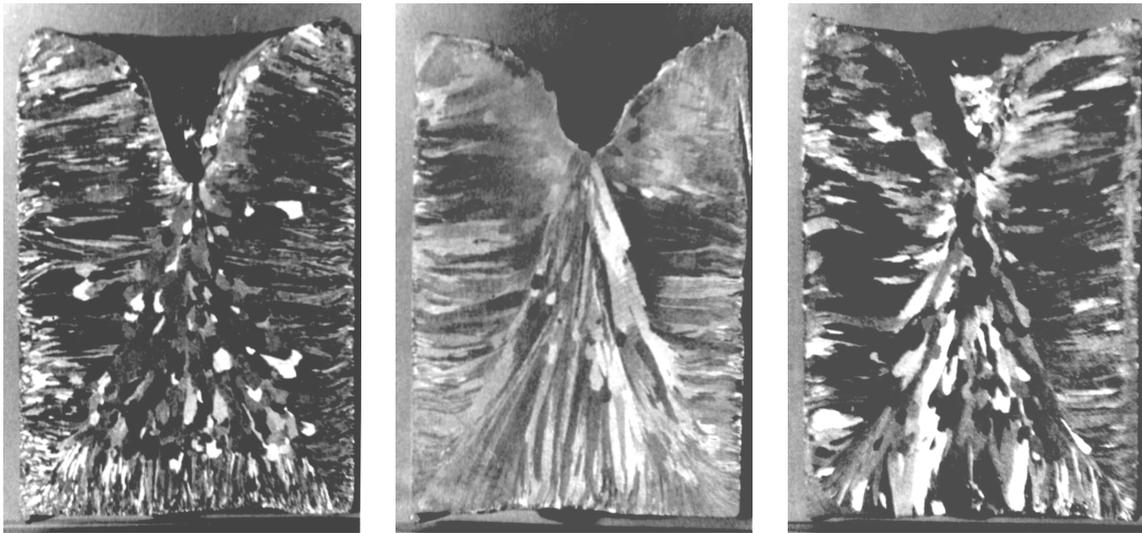
2. MATERIAIS E MÉTODOS

Os lingotes de alumínio, zinco, Al-33Cu e Zn-5Al foram obtidos em lingoteira cilíndrica de aço carbono ABNT 1045 com 62 mm de diâmetro médio, 5 mm de espessura e 102 mm de altura. O resfriamento do metal líquido foi monitorado através de termopares até as temperaturas de vazamento de interesse correspondentes a superaquecimentos de zero, 10% e 20% acima da temperatura de fusão de cada material. No caso das ligas eutéticas, com o objetivo de manter-se uma mistura com concentração de soluto aproximadamente uniforme, ou seja, a fim de não permitir a segregação de soluto, foi procedida uma agitação permanente no líquido até o momento do vazamento nas respectivas temperaturas. Após o processo de obtenção dos lingotes, estes foram submetidos a um processo de preparação de superfície e posteriormente polidos e atacados com reagentes específicos (Rocha, 1998; Peralta, 1998). Finalmente, as macroestruturas reveladas foram fotografadas em tamanho natural e com iluminação adequada.

3. RESULTADOS E DISCUSSÃO

3.1. Materiais puros

Inicialmente serão analisadas as macroestruturas dos materiais puros a partir da variação do superaquecimento, isto é, zero, 10% e 20% acima da temperatura de fusão do alumínio e do zinco. Os resultados obtidos encontram-se apresentados, respectivamente, nas figuras 2 e 3. A macroestrutura obtida para o alumínio sem superaquecimento, mostrada na figura 2(a), apresenta grãos colunares bastante alongados, localizados próximos à interface metal/molde, com forte orientação preferencial em direção ao centro do lingote. Observa-se, também, a formação de grãos equiaxiais centrais de grandes dimensões e sem orientação preferencial localizados no centro da peça. Por outro lado, no lingote de zinco, mostrado na figura 3(a),



(a)

(b)

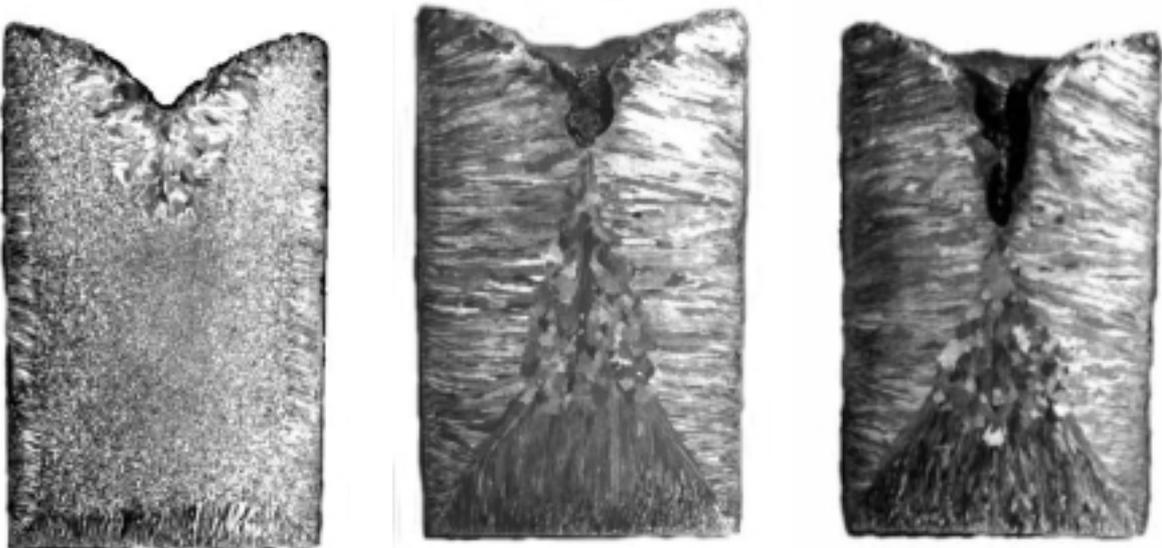
(c)

Figura 2. Macroestruturas obtidas para o alumínio solidificado a partir de diferentes níveis de superaquecimento.

(a) Nulo (660 °C)

(b) 10% acima da temperatura de fusão (725 °C)

(c) 20% acima da temperatura de fusão (790 °C)



(a)

(b)

(c)

Figura 3. Macroestruturas obtidas para o zinco solidificado a partir de diferentes níveis de superaquecimento.

(a) Nulo (420 °C)

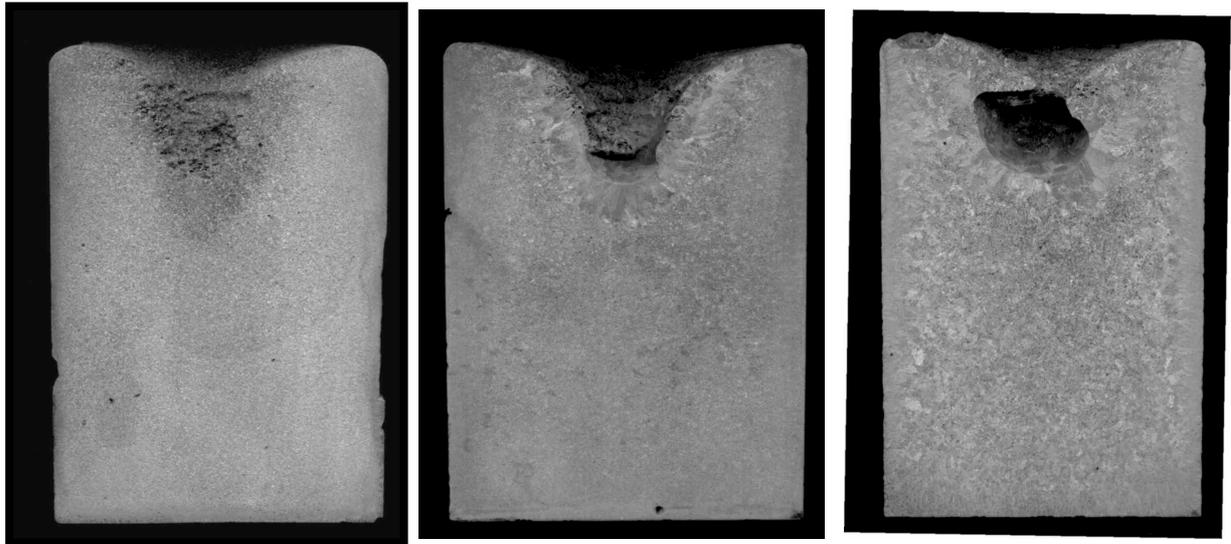
(b) 10% acima da temperatura de fusão (462 °C)

(c) 20% acima da temperatura de fusão (504 °C)

verifica-se a presença da zona equiaxial em quase toda a superfície do lingote, constituída de grãos de pequenas dimensões e distribuídos aleatoriamente em sua região central. Contudo, nota-se também a presença da zona colunar em quantidade relativamente pequena, com grãos de dimensões reduzidas e orientados preferencialmente segundo a direção da extração de calor. De acordo com as teorias existentes sobre o assunto, essa condição é particularmente viável em lingotes obtidos a partir de baixas temperaturas de vazamento que possibilitam a nucleação, em todo o volume do líquido, de grãos equiaxiais interrompendo portanto o crescimento dos grãos colunares conforme propõem as Teorias do Showering (Southin, 1967) e do Big- Bang (Biloni & Chalmers, 1968). No que se refere aos lingotes de zinco e alumínio obtidos com 10% de superaquecimento, observa-se que a macroestrutura do alumínio é constituída somente de grãos colunares bastante grosseiros e alongados, localizados a partir da interface metal/molde, com forte orientação preferencial em direção ao centro da peça, conforme apresentado na figura 2(b). No lingote de zinco, mostrado na figura 3(b) e obtido nas mesmas condições de solidificação, verifica-se o significativo efeito do superaquecimento na formação da zona colunar constituída igualmente de grãos de grandes dimensões, bastante alongados e orientados da periferia para o centro do lingote. Nota-se, também, a presença de grãos equiaxiais grosseiros localizados na região central da peça, fato não verificado para o alumínio. As macroestruturas para o alumínio e zinco, obtidas a partir de temperaturas de vazamento correspondentes a 20% de superaquecimento são apresentadas, respectivamente, nas figuras 2(c) e 3(c). Observa-se, nos dois casos, a elevada presença de grãos colunares bastante grosseiros, alongados, distribuídos em toda a seção longitudinal dos lingotes e com forte orientação preferencial em direção ao centro dos mesmos. A zona equiaxial, no caso, se apresenta somente no zinco sendo localizada no centro do lingote, possuindo grãos de grandes dimensões e sem orientação preferencial.

3.2. Ligas eutéticas

Verifica-se que a macroestrutura obtida para a liga eutética Al-33Cu correspondente ao superaquecimento nulo, mostrada na figura 4(a), é constituída de grãos equiaxiais de dimensões bastante reduzidas, sem orientação preferencial e distribuídos uniformemente em toda a seção do lingote. Nota-se, contudo, que o aumento progressivo do superaquecimento estimula tanto a discreta presença de grãos colunares localizados próximo ao rechepe, figura 4(b), como a tendência no sentido de aumentar o tamanho médio dos grãos equiaxiais em toda a superfície da peça, conforme indica a figura 4(c). No que se refere aos lingotes do eutético Zn-5Al, observa-se que aquele obtido sem superaquecimento, mostrado na figura 5(a), apresenta uma macroestrutura semelhante àquela observada para o eutético anterior, solidificado nas mesmas condições. O fato de ambas as macroestruturas encontrarem-se particularmente bastante refinadas pode ser explicado através da existência de elementos residuais na composição química dos eutéticos estudados atuarem como potentes substratos de nucleação dos mesmos incentivando o mecanismo da nucleação extensiva (Rocha,1998; Peralta, 1998). Por outro lado, verifica-se que à medida que o superaquecimento se eleva, passam a ocorrer mecanismos de ativação da zona colunar originando assim grãos, a partir da interface metal/molde, com direção preferencial correspondente a da extração de calor pelo molde e cujas dimensões aumentam com o nível de superaquecimento, conforme mostrado nas figuras 5(b) e 5(c). Assim, apesar dos efeitos impostos pelo aumento progressivo da temperatura de vazamento do líquido passarem a predominar sobre os efeitos proporcionados pela nucleação extensiva nos eutéticos estudados, os mesmos exercem influências bastante diferentes nos referidos materiais.



(a)

(b)

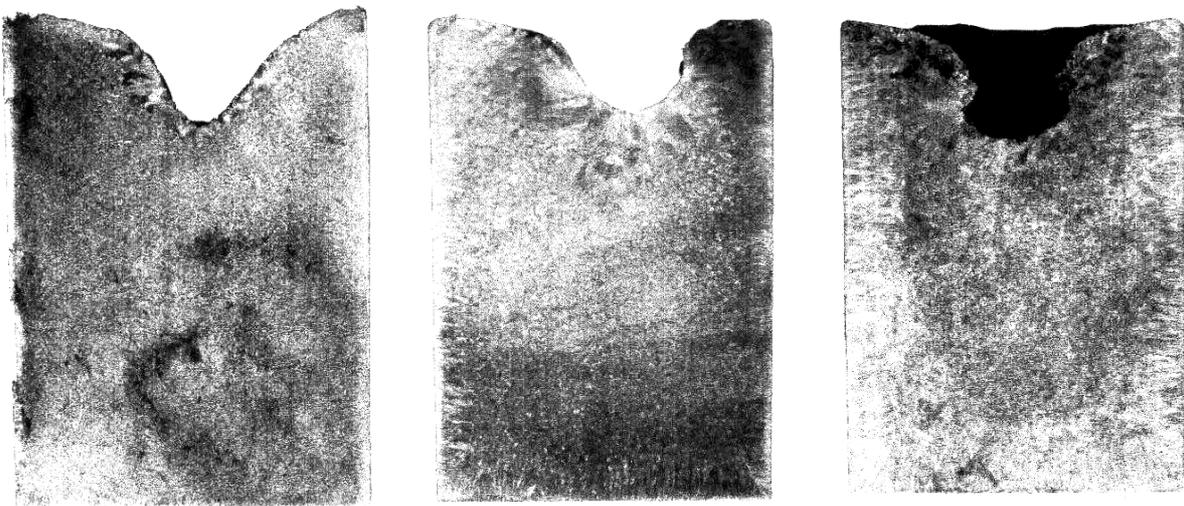
(c)

Figura 4. Macroestruturas obtidas para a liga Al-33Cu solidificada a partir de diferentes níveis de superaquecimento.

(a) Nulo (548 °C)

(b) 10% acima da temperatura de fusão (602 °C)

(c) 20% acima da temperatura de fusão (657 °C)



(a)

(b)

(c)

Figura 5. Macroestruturas obtidas para a liga Zn-5Al solidificada a partir de diferentes níveis de superaquecimento.

(a) Nulo (382 °C)

(b) 10% acima da temperatura de fusão (420 °C)

(c) 20% acima da temperatura de fusão (458 °C)

3.3 Análise comparativa

A figura 6 apresenta uma análise comparativa da porcentagem da zona equiaxial formada no alumínio e no zinco em função do grau de superaquecimento. De acordo com a mesma, nota-se que para o alumínio, nas condições de solidificação assumidas, não ocorreu qualquer formação da referida zona, ou seja, as respectivas macroestruturas mostram-se completamente colunares. No caso do zinco, contudo, observa-se a significativa influência do superaquecimento no sentido de inibir os mecanismos de formação da zona equiaxial. Finalmente, a figura 7 apresenta a mesma análise comparativa para os eutéticos Al-33Cu e Zn-5Al. Assim, para o eutético Al-33Cu, verifica-se que a elevação do grau de superaquecimento apesar de contribuir para o discreto aumento do tamanho do grão equiaxial, conforme visto anteriormente, não incentiva a formação da zona colunar. Por outro lado, o mesmo não ocorre no eutético Zn-5Al uma vez que o superaquecimento exerce uma forte influência no sentido de inibir a formação dos grãos equiaxiais e estimular o crescimento colunar.

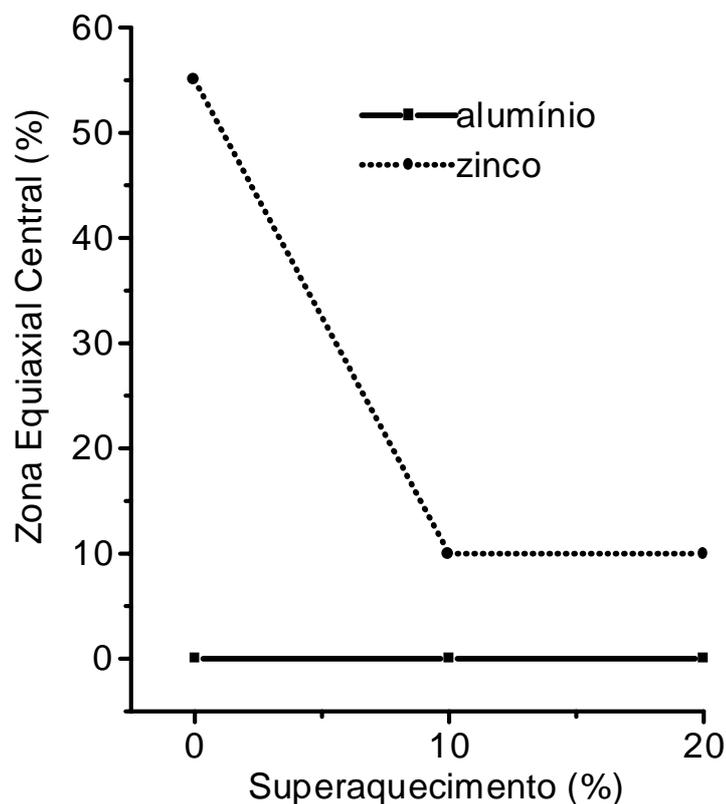


Figura 6. Análise comparativa da porcentagem da zona equiaxial formada no alumínio e no zinco em função do superaquecimento.

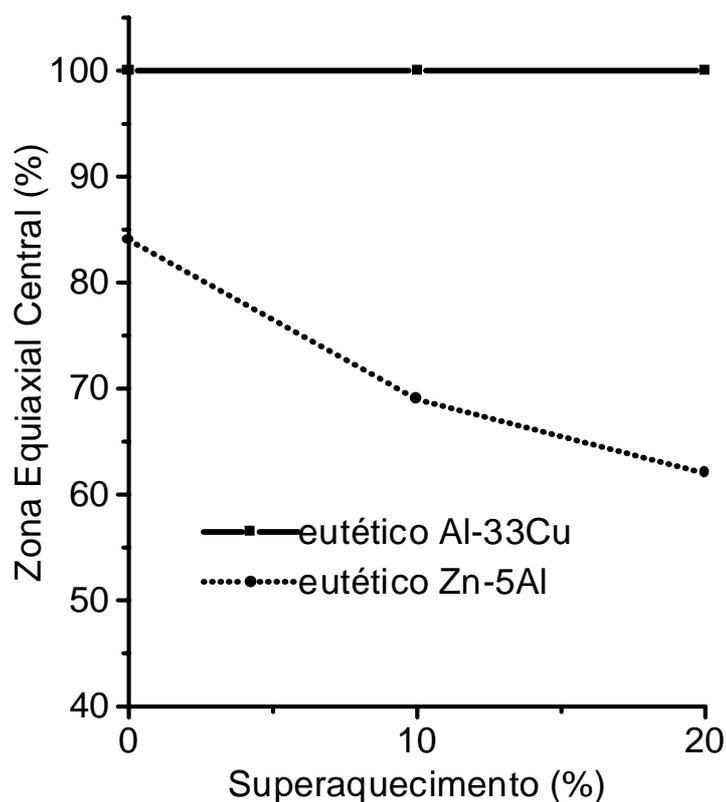


Figura 7. Análise comparativa da porcentagem da zona equiaxial formada nos eutéticos Al-33Cu e Zn-5Al em função do superaquecimento.

4. CONCLUSÃO

Para o alumínio podemos concluir que o aumento progressivo do superaquecimento não se constitui em um fator importante na formação da zona colunar. Os efeitos proporcionados pelo superaquecimento no zinco, contudo, em função das diferentes propriedades físicas apresentadas pelos referidos materiais e não levadas em conta pelas diversas teorias propostas sobre o assunto, são bastante significativos e parecem permanecer constantes a partir de um determinado valor atribuído ao mesmo. No que se refere às macroestruturas obtidas para as ligas eutéticas estudadas podemos afirmar que a presença de soluto, na ausência de superaquecimento, contribui fortemente para a formação da zona equiaxial central ativando, portanto, certos mecanismos como o da separação de cristais. No entanto, à medida que o superaquecimento aumenta, podemos observar um comportamento bastante diferente para os eutéticos em questão, ou seja, enquanto a quantidade de zona equiaxial na liga Al-33Cu permanece inalterada, na liga Zn-5Al ocorre uma forte inibição dos mecanismos de formação de grãos equiaxiais. Assim, os resultados apresentados neste trabalho para os eutéticos estudados mostram, ao contrário do que as teorias sobre o assunto estabelecem, que certos mecanismos de formação da zona equiaxial podem ser válidos somente para alguns materiais desde que obtidos a partir de determinadas condições de solidificação.

4. REFERÊNCIAS

- Biloni, H.; Chalmers, B., 1968, "Origin of the Equiaxed Zone in Small Ingots", *Journal of Material Science*, V. 3, p. 139.

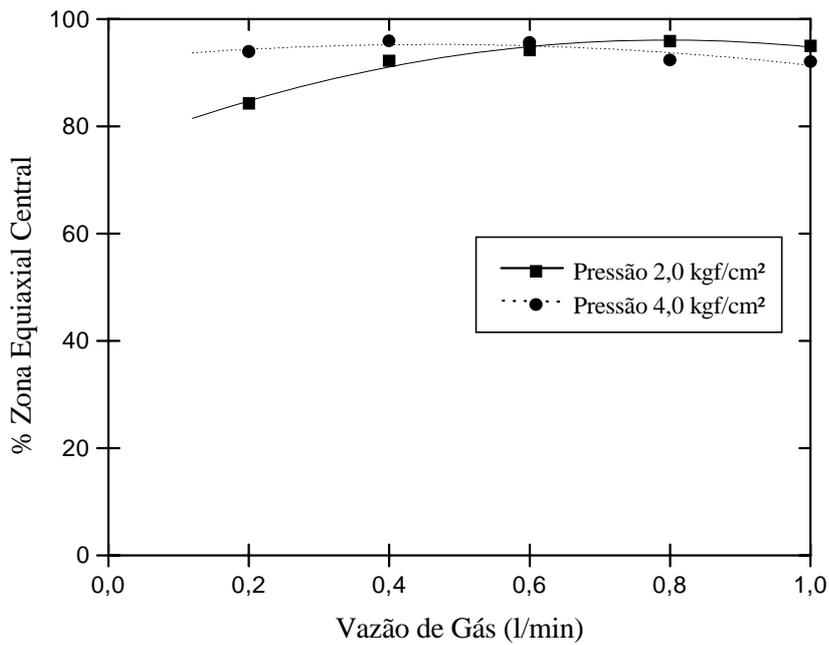
- Chalmers, B; Walton, D., 1959, “ The Origin of the Preferred Orientation in the Columnar Zone of Ingots”, Transactions of the Metallurgical Society AIME, V. 215, p.447.
- Chiaverini, V., 1994, “O Papel da engenharia na era dos materiais”, III Congresso de Engenharia Mecânica Norte Nordeste, Belém, PA, Brasil, p.65-68,.
- Ohno, A., 1976, “The Solidification of Metals”, Chijin Shokan, Co. Ltd. , Japan,.
- Peralta, J. L., 1998, “Influência do Superaquecimento e da Vazão de um Gás Inerte no Refino de Grão do Zn e do Eutético Zn-5Al”, Tese de Mestrado, Universidade Federal do Pará, Belém, PA, Brasil, 121 p.
- Quaresma, J. M. V., 1999, “Correlação entre Condições de Solidificação, Microestrutura e Resistência Mecânica”, Tese de Doutorado, Universidade Estadual de Campinas, Campinas, SP, Brasil, 180p.
- Rocha, O. F. L., 1998, “Influência do Superaquecimento e da Vazão de um Gás Inerte na Formação da Macroestrutura de Solidificação do Alumínio e do Eutético Al-33Cu”, Tese de Mestrado Universidade Federal do Pará, Belém, PA, Brasil, 159 p.
- Santos, C. A., 1997, “Influência da Taxas Direcionais de Resfriamento na Evolução da Solidificação em Sistemas Metal/Molde”, Tese de Mestrado, Universidade Estadual de Campinas, Campinas, SP, Brasil, 125p.
- Siqueira, C. A. F., 1998, “Influência da Pressão e da Vazão de um Gás Inerte na Macroestrutura de Solidificação do Alumínio em Lingoteiras de Dimensões Variadas”, Tese de Mestrado, Universidade Federal do Pará, Belém, PA, Brasil, 168p.
- Southin, R. T., 1967, “ Dynamic Nucleation of Solidifying Metals”, Transactions of the Metallurgical Society AIME, V.236, p.30 .
- Vives, C., 1996, “Effects of Forced Eletromagnetic Vibrations during the Solidification of Aluminium Alloys”: Part I e II, Metallurgical Transactions, V. 27 B, p.445-454.
- Wang, C.Y.; Beckermann C., 1996, “Equiaxed Dendritic Solidification with Convection”, Metallurgical Transactions., V. 27 A, p. 2754-2792.

4. CONCLUSÕES

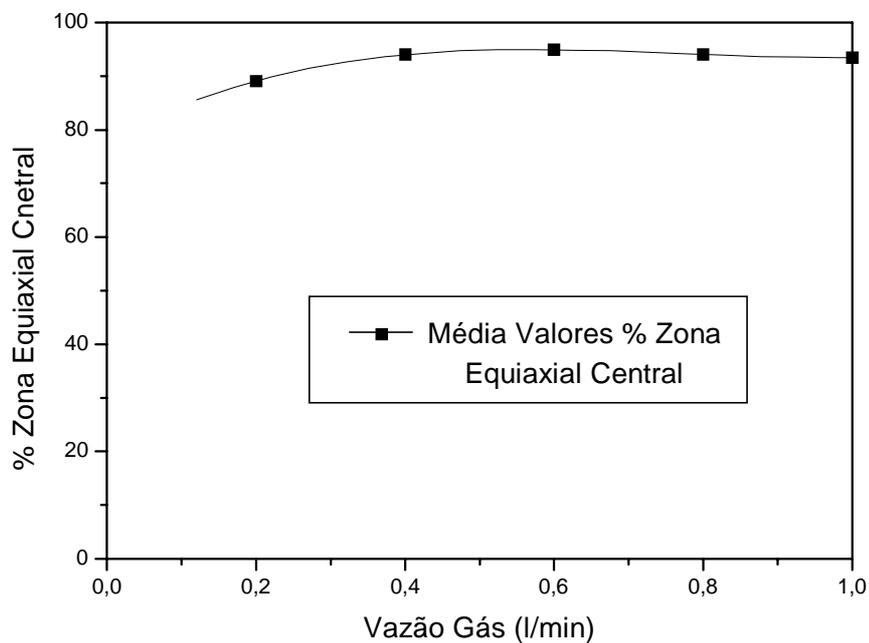
Os resultados encontrados neste trabalho, segundo as condições de solidificação assumidas e o tipo de lingoteira adotado, permitem concluir que o aumento progressivo da vazão de hélio não implica, necessariamente, na diminuição do diâmetro do grão do alumínio fato que parece contrariar algumas teorias tradicionais existentes na literatura que consideram os efeitos proporcionados pela convecção forçada como um mecanismo fundamental para a obtenção de estruturas equiaxiais refinadas. A porcentagem de formação da zona equiaxial central aumenta à medida que se elevam os valores da vazão de gás. Aumentos progressivos nos valores da pressão do gás de injeção, considerando-se os mesmos valores para a vazão do referido gás, tendem a contribuir para o aumento da quantidade de zona equiaxial central.

5. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- Chiaverini, V., 1994, “O Papel da Engenharia na Era dos Materiais”, Anais do III Congresso de Engenharia Mecânica Norte – Nordeste, Vol. I, Belém - PA, Brasil, pp.65-68.
- Gandim, A., Rappaz, M., West, D. and Adams, B.L., 1995, “Grain Texture Evolution During The Columnar Growth Of Dendritic Alloys”, Metallurgical Transactions, Vol. 26 A, pp. 1543-1548.
- Mohanty, P.S. and Gruzleski, J.E., 1995, “Mechanism of Grain Refinement in Aluminium”, Acta Metall. Mater., Vol. 43, nº. 5, pp. 2001-2012.
- Morando et al., 1970, “The Development of Macrostructure in Ingots of Increasing Size”, Metallurgical Transactions, Vol. 1, pp. 1407-1412.
- Ohno, A., 1976, “The Solidification of Metals”, Ed. Chijin Shokan Co. Ltda., Tokyo, Japan, 144p.
- Oliveira, C.S. and Gonzalez, C.H., 1998, “Determinação do Tamanho de Grão de uma Liga de Alumínio Al-Mg-Si, Via Análise Automática de Imagem”, Anais do V Congresso de Engenharia Mecânica Norte – Nordeste, Fortaleza-CE, Brasil, pp. 103-109.
- Wang, C.Y. and Beckermann, C., 1996 “Equiaxed Dendritic Solidification With Fluid Flow”, Metallurgical Transactions, Vol. 27 A, pp.229-234.
- Siqueira Filho, C.A., 1998, “Análise da Influência da Vazão e Pressão de um Gás Inerte na Formação da Macroestrutura de Solidificação do Alumínio em Lingoteiras de Dimensões Variáveis”, Tese de Mestrado, Universidade Federal do Pará, Belém, PA, Brasil, 168p.

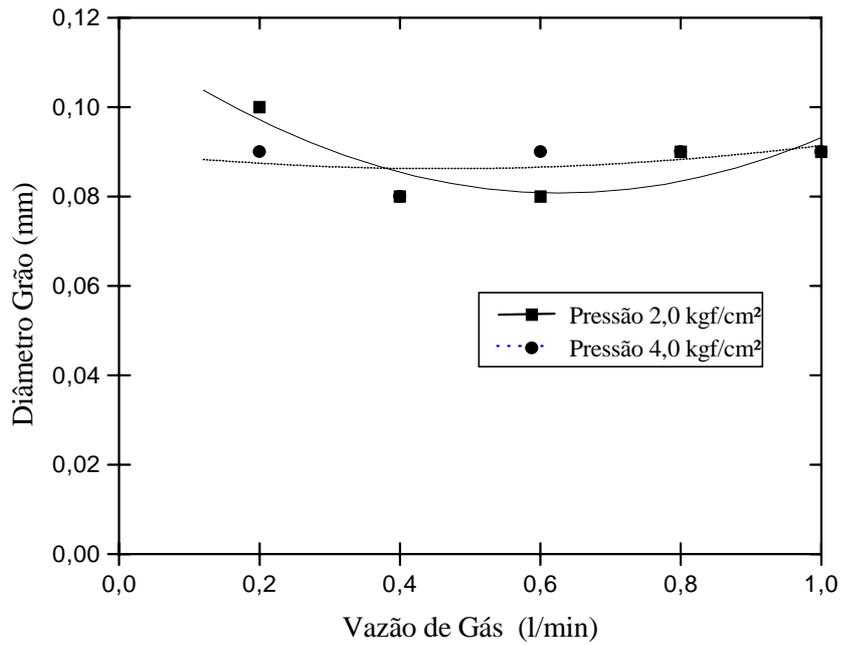


(a)

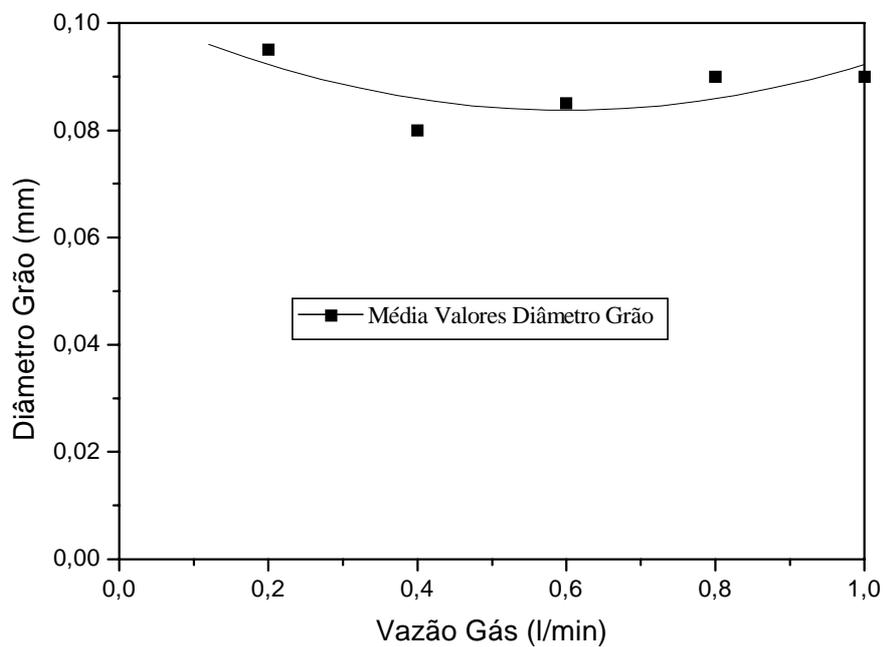


(b)

Figura 5. (a) Variação da porcentagem de formação da zona equiaxial central em função da vazão de hélio para o alumínio solidificado às pressões de 2,0 e 4,0 kgf/cm².
 (b) Variação média da porcentagem de formação da zona equiaxial central em função da vazão de hélio para o alumínio solidificado às pressões de 2,0 e 4,0 kgf/cm².



(a)



(b)

Figura 4. (a) Variação do diâmetro do grão em função da vazão de hélio para o alumínio solidificado às pressões de 2,0 e 4,0 kgf/cm².

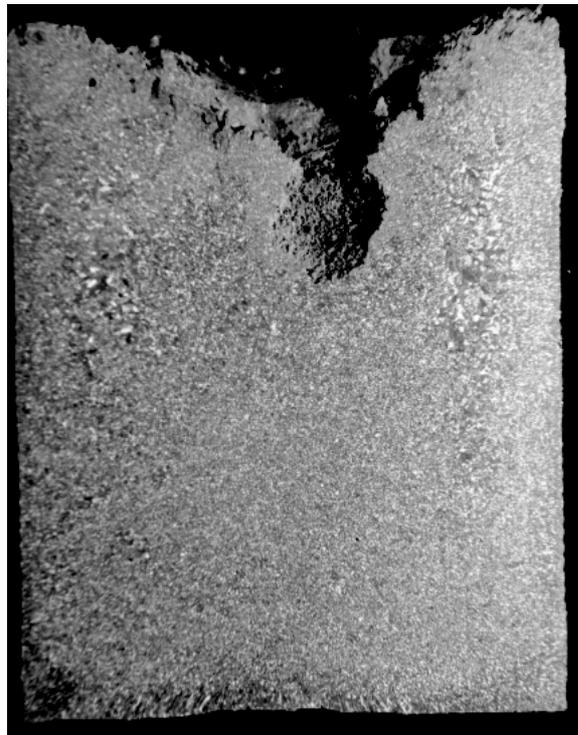
(b) Variação média do diâmetro do grão em função da vazão de hélio para o alumínio solidificado às pressões de 2,0 e 4,0 kgf/cm².



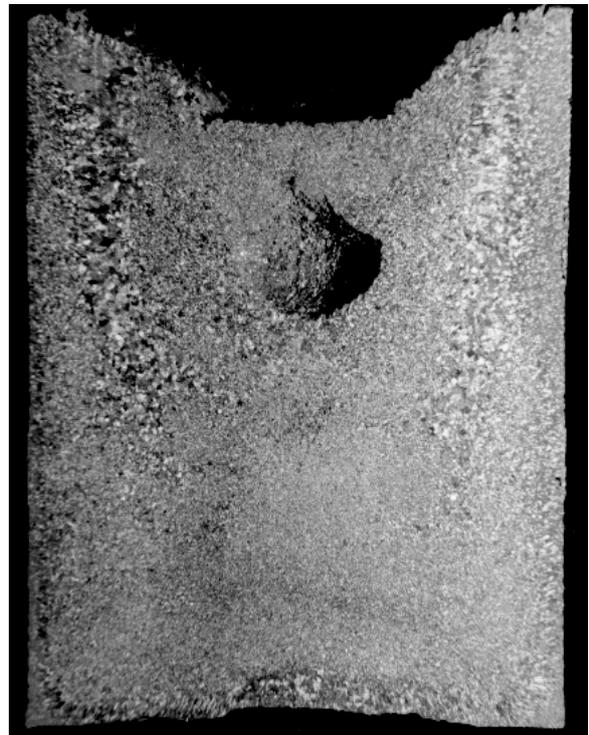
(a)



(b)



(c)



(d)

Figura 3. Macroestruturas de solidificação do alumínio obtidas na pressão de $4,0 \text{ kgf/cm}^2$ e vazões de hélio iguais a: (a) zero, (b) $0,2 \text{ l/min}$, (c) $0,6 \text{ l/min}$ e (d) $1,0 \text{ l/min}$ (dimensões reduzidas de $2\times$).



(a)



(b)



(c)



(d)

Figura 2. Macroestruturas de solidificação do alumínio obtidas na pressão de $2,0 \text{ kgf/cm}^2$ e vazões de hélio iguais a: (a) zero, (b) $0,2 \text{ l/min}$, (c) $0,6 \text{ l/min}$ e (d) $1,0 \text{ l/min}$ (dimensões reduzidas de 2x).

Após o processo de obtenção dos lingotes, estes foram cortados no sentido longitudinal e faceados em torno tipo universal a fim de possibilitar um melhor acabamento superficial dos mesmos. Em seguida, os lingotes foram polidos em lixadeira manual utilizando-se lixas d'água de carbeto de silício (SiC) de granulometrias variáveis (200, 320, 400 e 600 mesh). Posteriormente, foi realizada a limpeza das superfícies dos lingotes objetivando a eliminação de resíduos e manchas existentes nas mesmas. A seguir, estas superfícies foram atacadas com reagente químico cuja composição foi 320 ml de HCl, 160 ml de HNO₃ e 20 ml de HF. O ataque foi realizado com base no procedimento de atritar pequenas quantidades de algodão umedecidas no reagente contra a superfície dos lingotes até que as macroestruturas de solidificação desejadas fossem perfeitamente reveladas. Finalmente, as amostras foram fotografadas sem aumento e com iluminação adequada.

Para a verificação do tamanho do grão, foram retiradas da região central de cada lingote pequenas amostras para análise micrográfica, as quais foram polidas e atacadas com reagente apropriado e em seguida microfotografadas através de microscópio de luz refletida com aumento de 115 vezes para posterior contagem de grãos, através do Método do Intercepto (Norma NB – 1323 da ABNT). Finalmente os resultados obtidos foram plotados segundo o método de ajuste de curvas dos quadrados mínimos, através de uma função quadrática aproximando-se ao máximo da curva real que identifica o fenômeno físico.

3. ANÁLISE DOS RESULTADOS

As figuras 2 e 3 apresentam as macroestruturas obtidas para o alumínio solidificado segundo as condições descritas anteriormente. É conveniente ressaltar, que os lingotes indicados encontram-se com suas dimensões reduzidas em 2 vezes em relação ao seu tamanho original. A figura 4 (a) ilustra os resultados obtidos para a variação do diâmetro do grão em função da vazão do gás para o alumínio solidificado, nas pressões de 2,0 kgf/cm² e 4,0 kgf/cm². Podemos observar que, na pressão correspondente a 2,0 kgf/cm², o tamanho do grão equiaxial inicialmente diminui, atinge um valor mínimo e volta a crescer. Por outro lado, para a pressão equivalente a 4,0 kgf/cm² verificamos que a dimensão do grão independe dos valores de vazão de gás adotados. Em ambos os casos, os resultados apresentados contrariam determinados princípios de ativação de mecanismos de formação da zona equiaxial central, existentes na literatura (Ohno,1976). A figura 4 (b) mostra a média dos valores do diâmetro do grão equiaxial em função da vazão do gás em ambas as pressões. Os resultados obtidos apresentam um comportamento semelhante àquele observado para o caso da pressão de 2,0 kgf/cm², ou seja, o tamanho do grão equiaxial inicialmente diminui, atinge um valor mínimo e volta a crescer. Na figura 5(a) são apresentados os valores da porcentagem de formação da zona equiaxial central em função da vazão de hélio nas pressões de 2,0 kgf/cm² e 4,0 kgf/cm². De acordo com os resultados observados podemos verificar que, no caso da pressão de 2,0 kgf/cm², somente são obtidos significativos níveis de formação da zona equiaxial central para valores iguais ou superiores a 0,6 l/min. Para a pressão de 4,0 kgf/cm², no entanto, esses níveis já são alcançados a partir de pequenos valores atribuídos à vazão do gás, permanecendo praticamente constantes para os valores de vazão mais elevados. A figura 5 (b) mostra a média da porcentagem de formação da zona equiaxial central em função da vazão do gás em ambas as pressões. Segundo os resultados encontrados podemos afirmar que, no caso específico desta lingoteira e considerando as condições de solidificação estabelecidas, aumentos nos níveis de pressão de gás contribuem discretamente na formação da zona equiaxial central

distribuição de heterogeneidades existentes na estrutura do mesmo as quais são responsáveis pelas características mecânicas inferiores apresentadas pelas estruturas mais grosseiras.

Pelo exposto, fica evidenciada a dependência das propriedades de um material com relação à sua estrutura bem como a importância de se controlar o processo de solidificação com o objetivo de se obter determinadas características desejadas. Assim, este trabalho apresenta como principal objetivo analisar a influência da variação tanto da vazão como da pressão do gás hélio na transição colunar/equiaxial do alumínio em lingoteira cilíndrica de paredes finas.

2. MATERIAIS E MÉTODOS

Na realização dos trabalhos experimentais foi utilizada uma lingoteira cilíndrica, fabricada de aço baixo carbono SAE 1020 conforme indicado na tabela abaixo

Tabela 1. Dimensões da lingoteira utilizada na obtenção dos lingotes.

Altura (mm)	Diâmetro (mm)	Espessura (mm)
142,5	120,0	15,0

Durante os experimentos, foram realizados vazamentos à temperatura de 660 °C utilizando-se quatro valores diferentes para vazões do gás hélio, para produção de convecção forçada no metal líquido, equivalentes a zero, 0,2 , 0,6 e 1,0 l/min nas pressões de 2,0 e 4,0 kgf/cm². A interrupção do processo de injeção de gás ocorreu somente quando do término da solidificação do material. A profundidade do tubo injetor no interior do molde, foi determinada em função da altura do pé do rechupe observada no material estudado na referida lingoteira, sem a injeção do gás que, neste caso, correspondeu a 4,7 cm. O sistema de injeção de gás, constituído por um cilindro de alta pressão, rotâmetro, manômetro e tubo injetor de aço inox, é mostrado na figura 1.

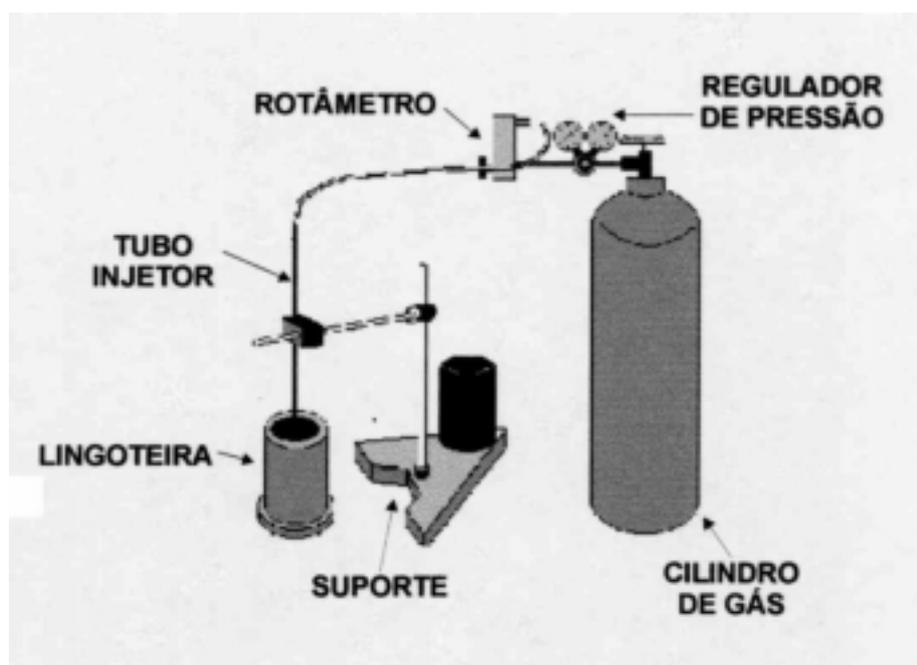


Figura 1. Sistema de injeção e controle do gás hélio utilizado nos trabalhos experimentais.

ANÁLISE DA IMPORTÂNCIA DA VARIAÇÃO DA VAZÃO E DA PRESSÃO DE HÉLIO NA TRANSIÇÃO COLUNAR/EQUIAXIAL DO ALUMÍNIO

Cláudio Alves de Siqueira Filho

Antonio Luciano Seabra Moreira

Universidade Federal do Pará – Departamento de Engenharia Mecânica – Centro Tecnológico, Belém, PA, Brasil. E-mail: luciano@amazon.com.br

Resumo

A maioria dos materiais metálicos, com exceção daqueles processados pela metalurgia do pó, ao longo de seu processo de fabricação passa por transformações sólido/líquido. Logo, as características estruturais resultantes dos processos de fusão e solidificação exercem elevada influência sobre o desempenho dos mesmos. Assim, o material metálico pode apresentar, após o processo de solidificação, três zonas em sua macroestrutura, isto é, zona coquilhada, zona colunar e zona equiaxial central caracterizadas pela presença de grãos com diferentes dimensões, geometrias, orientação e distribuição sendo que o estudo das mesmas apresenta um elevado interesse metalúrgico, pois influenciam significativamente as propriedades mecânicas do produto final. Desta forma, o principal objetivo deste trabalho é realizar um estudo teórico-experimental sobre a influência da variação da pressão e da vazão do hélio na transição colunar/equiaxial do alumínio.

Palavras-chaves: Solidificação, Alumínio, Grão, Macroestrutura.

1. INTRODUÇÃO

Estudos desenvolvidos na área de metalurgia física demonstram que as propriedades mecânicas de um material metálico dependem, fundamentalmente de sua composição química, características físicas (rechupes, trincas, porosidades, etc.), número de fases presentes, presença de precipitados, espaçamentos interdendríticos, características estruturais (geometria, distribuição, dimensão e orientação dos grãos cristalinos), etc (Mohanty & Gruzleski, 1995), (Chiaverini, 1994) e (Morando et al., 1970). No que se refere a esta última particularidade, podemos afirmar que de modo geral um produto fundido apresenta três zonas estruturais que podem ser identificadas macroscopicamente como zona coquilhada, zona colunar e zona equiaxial central, cujas formações podem ser explicadas através de diversas teorias propostas e comprovadas anteriormente (Siqueira, 1998), (Oliveira & Gonzalez, 1998), (Ohno, 1976) e (Gandim et al., 1995). É conveniente salientar que a presença dessas diferentes zonas estruturais promovem um elevado grau de anisotropia no material, o que não é desejável. Logo, são então investigadas estruturas totalmente homogêneas, capazes de atender as necessidades exigidas pela engenharia através do desenvolvimento de técnicas baseadas, principalmente, em processos mecânicos e químicos cujo objetivo é estimular as propriedades de interesse de um material bem como inibir aquelas consideradas prejudiciais ao mesmo em um determinado tipo de aplicação (Wang & Beckermann, 1996). Assim, em quase todas as aplicações práticas, com exceção de algumas de caráter bastante específico, é necessária a utilização de estruturas com grãos pequenos e equiaxiais. Tais estruturas são isotrópicas e suas propriedades são, comprovadamente, superiores. Para o desenvolvimento das mesmas, entretanto, torna-se necessário suprimir o crescimento colunar por meio do estímulo de condições favoráveis à formação de núcleos equiaxiais. Os efeitos do tamanho de grão nas propriedades de um material parecem resultar, em princípio, de modificações na

COMPONENTE CERÂMICO (GUIA-FIO) OBTIDO PELO PROCESSO DE MOLDAGEM POR INJEÇÃO A BAIXA PRESSÃO

Maria Rosimar de Sousa

Ricardo E. Q. Nogueira

Wilson Acchar

Instituto Centro de Ensino Tecnológico - CENTEC, 62.930-000, Limoeiro do Norte, CE, Brasil, E-mail: rosimar1@yahoo.com

Resumo

Este trabalho tem como objetivo descrever o processo de moldagem cerâmica por injeção a baixa pressão aplicado na fabricação de um componente cerâmico (guia-fio) utilizado na indústria têxtil. Os materiais utilizados (pó cerâmico e veículo orgânico) são de fácil obtenção no mercado nacional. Foi elaborado e desenvolvido um veículo orgânico regional de baixa viscosidade a base de cera de carnaúba, compatível com a injeção de pós cerâmicos. Foi projetado e construído um molde simples de duas cavidades em aço baixo carbono para injeção do guia-fio. As peças injetadas foram testadas quanto à homogeneidade da mistura. A remoção do veículo orgânico foi realizado por degradação térmica em forno controlado e as rampas utilizadas para a programação foram determinadas por meio de ensaios termogravimétricos. As peças sinterizadas apresentaram uma densificação de 93% da densidade teórica e dureza média comparável à literatura. A microscopia eletrônica de varredura (MEV) revelou uma microestrutura homogênea.

Palavras-chave: Moldagem, Baixa-pressão, Cerâmica, Veículo Orgânico.

1. INTRODUÇÃO

Nos últimos anos tem havido um crescente interesse em materiais cerâmicos, devido à abundância de suas matérias-primas e às propriedades específicas que podem apresentar. Estas propriedades especiais que caracterizam os materiais cerâmicos, tais como refratariedade alta, resistência ao desgaste, resistência mecânica em temperatura elevada, bem como as propriedades elétricas e magnéticas, tornam-se interessantes na aplicação em diversos segmentos da indústria (Asanabe, 1988).

A produção de guia-fios para indústria têxtil é um exemplo de aplicação de cerâmicas avançadas na fabricação de peças pequenas e complexas, empregadas em larga escala. A obtenção dessas peças é feita através de processos tais como colagem, prensagem, extrusão e injeção cerâmica (Macéa *et al.*, 1989).

Este trabalho tem por objetivo principal estudar as etapas do processo de moldagem por injeção a baixa pressão, nas proporções de 80% Al_2O_3 e 20% de veículo orgânico, em peso, a fim de avaliar uma matéria-prima regional, a cera de carnaúba, como adequada e competitiva para utilização na moldagem de peças cerâmicas.

2. MOLDAGEM CERÂMICA POR INJEÇÃO (MCI)

A idéia básica da MCI de misturar pós cerâmicos sob estado plástico, através de adição de um meio viscoso e prensar a mistura na forma desejada dentro de um molde, não é completamente nova (Batalha, 1991). Surgiu no final do século XIX e se desenvolveu como o principal processo de conformação da indústria de plásticos (Mangels & Trela, 1984). A MCI foi usada pela primeira vez como um processo de fabricação de cerâmicas no final dos anos 20, na produção de velas de ignição para automóveis (Schwartzwalder, 1949). Como não havia uma tecnologia capaz de superar os problemas técnicos desse processo, os fabricantes de velas de ignição optaram por outros processos alternativos como a prensagem isostática (Edirisinghe & Evans, 1987).

A mistura a ser utilizada na MCI tem de preencher algumas condições básicas, como propiciar uniformidade de dispersão e promover um fluxo mais satisfatório, favorecendo desta forma uma uniformidade de enchimento do molde. Geralmente, os veículos orgânicos são constituídos por compostos orgânicos poliméricos de baixo peso molecular (alto índice de fluidez) e são os preferidos por se adequarem mais ao critério de baixa viscosidade. A quantidade do veículo orgânico na mistura com o pó para injeção varia entre 15% e 50% em volume (German, 1991).

As características de fluência da mistura, sua molhabilidade subsequente e a qualidade da peça final, dependem da homogeneidade da mistura (Mutsuddy, 1995). A etapa de moldagem é feita com equipamentos essencialmente iguais aos usados em moldagem de plástico (Batalha, 1991). Antes de proceder a sinterização, o veículo orgânico tem que ser removido. É uma etapa crítica no processo de moldagem cerâmica por injeção, pois nessa etapa pode ocorrer o surgimento de defeitos causados por tensões internas, evolução de gases e torção. Por último, temos a etapa de sinterização que proporciona a difusão dos átomos para os vazios deixados pela saída do veículo orgânico, propiciando a retração e a densificação da peça. A qualidade final da peça produzida é função de todas as etapas, ou seja, defeitos criados em etapas intermediárias, podem não serem corrigidos posteriormente.

3. MÉTODOS E PROCEDIMENTOS

3.1 Pó cerâmico

A alumina utilizada neste trabalho foi uma alumina comercial calcinada A-2011SG (ALCOA do Brasil), obtida pelo processo *Bayer*. As principais características do pó, são apresentadas na Tabela 1. Não foi utilizado no trabalho nenhum aditivo para auxiliar a sinterização posterior das peças injetadas.

Tabela 1. Principais características do pó (Alcoa,1998).

CARACTERÍSTICAS DA ALUMINA APC-2011SG	
QUÍMICAS	(%)
Al ₂ O ₃	99,4
SiO ₂	0,04
FeO ₃	0,04
Na ₂ O	0,11
Umidade (300° C)	0,2
Perda ao fogo (300 – 1100° C)	0,1
FÍSICAS	
Tamanho médio de Partícula (µm)	2,6
Área superficial específica (m ² /g)	1,4
Densidade sinterizada (g/cm ³)	3,96

3.2 Formulação do veículo orgânico

O veículo orgânico utilizado é composto por cera de carnaúba, polietileno e ácido esteárico. Selecionou-se três composições diferentes conforme a Tabela 2. A cera de carnaúba, usada como componente majoritário, é classificada pelo fabricante como sendo do tipo 1, cuja característica é apresentar a cor amarela. Obtida do olho da palmeira, a cera foi cedida pela empresa J. Maehlman Agent Comercio Exterior -Assu-RN. O polietileno de baixa densidade (HI-865 da OPP Poliofinas S.A), de uso industrial, foi utilizado como componente plastificante. O ácido esteárico (P.M. de 284,49 da Vetec Química Fina LTDA), foi usado como componente surfactante.

Tabela 2. Formulação do veículo orgânico, (%) em peso.

Materiais	A (%)	B (%)	C (%)
Cera de Carnaúba	94	92	91
Polietileno	5	7	8
Ácido Esteárico	1	1	1
Total	100	100	100

3.2 Viscosidade

Os ensaios de viscosidade foram realizados utilizando um viscosímetro Brookfield LV-DVIII. Para a determinação da viscosidade do veículo orgânico foi desenvolvido um misturador para pequenas quantidades de material. Após serem devidamente pesados (num total de 7g), os componentes foram colocados no recipiente e misturados a uma temperatura de 140°C, por trinta minutos.

Na determinação da viscosidade da massa cerâmica (mistura pó cerâmico-veículo orgânico), a amostra a ser ensaiada era retirada diretamente do recipiente de mistura da injetora. A viscosidade foi determinada variando-se a taxa de cisalhamento aplicada, na temperatura de 140°C (temperatura de injeção).

3.3 Injeção

A etapa de injeção foi realizada em injetora *Peltsman MIGL 33* semi-automática. O procedimento de injeção obedeceu aos seguintes passos: (a) alimentar e fechar o tanque; (b) acionar bomba de vácuo, moto-redutor, controlador de temperatura e o temporizador, até alcançar o vácuo desejado, programar a temperatura e o tempo necessário; (c) desligar bomba de vácuo; (d) pressurizar o tanque; (e) posicionar o molde e acionar o pistão para travamento; (f) abrir válvula de injeção; (g) fechar válvula de injeção; (h) ejetar a peça moldada.

3.4 Remoção do veículo orgânico

A taxa de aquecimento para saída do veículo orgânico foi bastante lenta para não provocar ruptura nas peças. Da temperatura ambiente até 50°C, a taxa de aquecimento foi de 30°C/h e seguida de isotérmica por 12 horas; até alcançar 100°C utilizou-se a mesma taxa de aquecimento. Nesta temperatura anterior (100°C), permaneceu-se durante 12 horas, e a partir desta, a taxa de aquecimento foi de 5°C/h até atingir 380°C. Esta temperatura permaneceu por 24h. Finalizando, a taxa de aquecimento foi de 60°C/h até atingir a temperatura de 650°C. Após a remoção do veículo orgânico, a peça foi submetida ao processo de sinterização sendo

aplicado um gradiente de temperatura de 300⁰C/hora, concluindo a sinterização em 1650⁰C, permanecendo por um período de 2 horas nessa temperatura.

4. RESULTADOS

A relação viscosidade-tensão de cisalhamento satisfaz aos critérios reológicos e permitiu que a mistura e a moldagem da peça ocorressem sem macrodefeitos. A Figura 1 apresenta a viscosidade dos veículo orgânico em função da taxa de cisalhamento aplicada, na temperatura de injeção de 140⁰C.

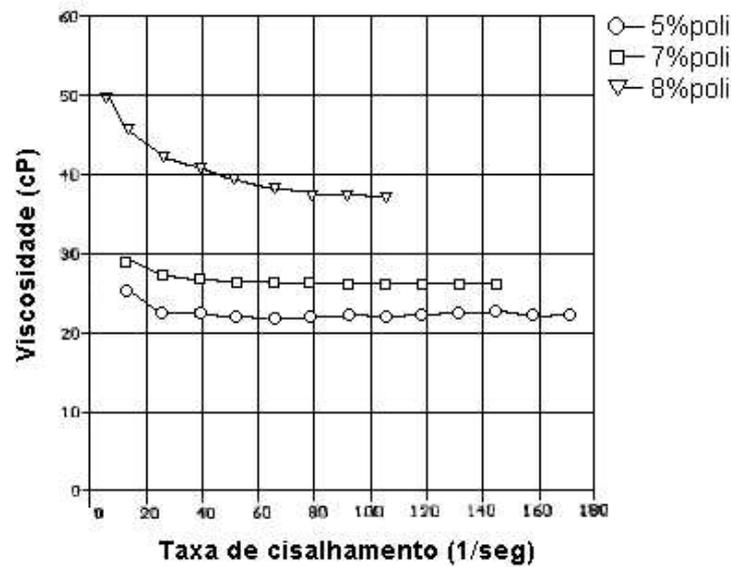


Figura 1. Viscosidade dos veículos orgânicos.

A Figura 2 apresenta a viscosidade das misturas em função da taxa de cisalhamento. Os ensaios foram realizados à temperatura de 140⁰C e com uma composição de 80% de alumina de 20% de veículo orgânico.

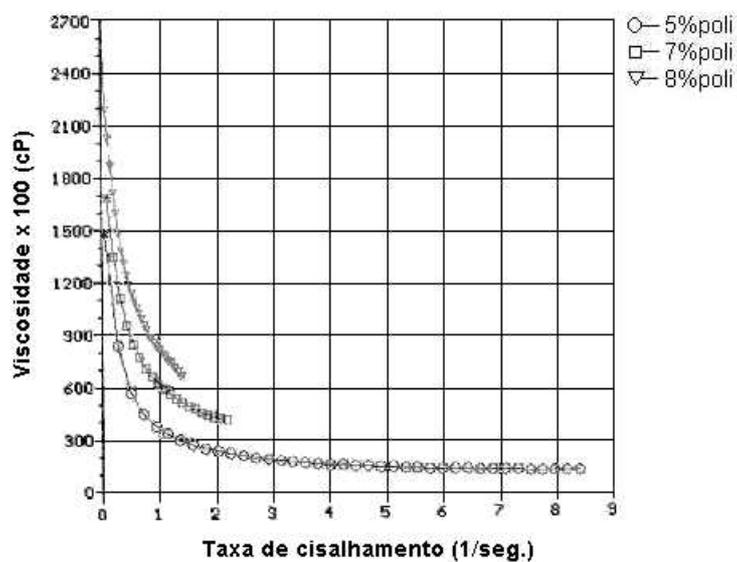


Figura 2. Viscosidade das misturas.

A fase de sinterização transcorreu sem a introdução de macrodefeitos. A Tabela 3 apresenta os valores do parâmetro de retração linear, obtidas através das medidas do corpo de prova nas fases de injeção e sinterização. Os resultados mostram pequena contração do material na fase de injeção, havendo uma maior contração na sinterização. Resultados semelhantes foram observados em outros trabalhos (Zorzi, 1996; Fortulan, 1993).

Tabela 3. Valores de retração linear.

Retração linear média $\Delta L/L_0$ (%)	
Fase de injeção 2,24	Fase de sinterização 14,65

A porosidade dos corpos de prova mostrada na Tabela 4, apresentou um valor elevado para uma peça cerâmica de alumina, atribuído ao fato da quantidade de veículo orgânico ser elevado e ao tamanho do grão do pó utilizado.

Tabela 4. Valor da densidade média e porosidade.

Tempo (h)	Densidade Média (g/cm^3)	Porosidade (%)
2	$3,679 \pm 0,060$	$7,09 \pm 0,02$

As medidas de tamanhos de grão realizadas apresentaram tamanho médio de 2,44 , 2,15 e 2,05 μm , verificando-se uma pequena variação nas dimensões. A estrutura uniforme do grão e o seu tamanho pequeno são características desejáveis para proporcionar aos corpos cerâmicos alta resistência.

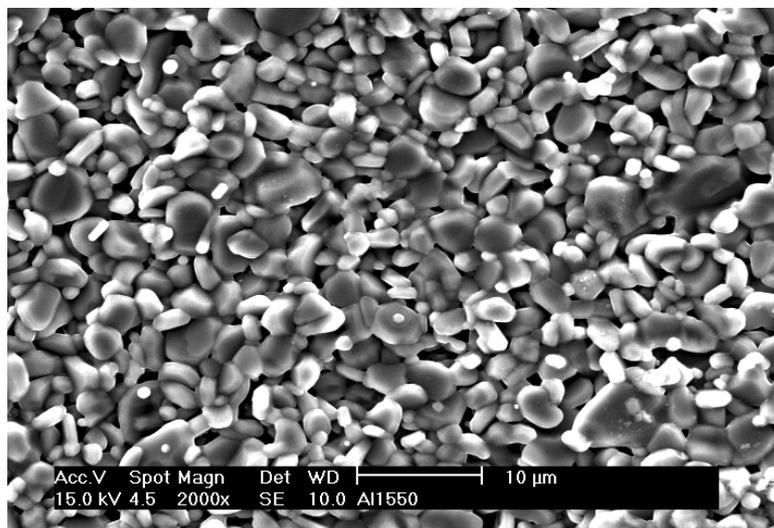


Figura 3. Al-2011SG ataque térmico 1550⁰C - 1h - Tg 2,05 μm .

Os valores da dureza superficial apresentados na Tabela 5, foram obtidos utilizando a técnica de impressão Vickers através de ensaios de 5 amostras, sendo realizadas 6 impressões em cada uma delas. A dureza média obtida foi de 1519 kg/mm^2 e desvio-padrão de 133, valores aceitáveis comparados com os da literatura, relatada na alumina A152-SG pelo

mesmo processo (Nogueira, 1992) e compatíveis com (Fanelli, 1989; Nogueira, 1992), todos obtidos pelo processo de moldagem de injeção e usando alumina A16-SG.

Tabela 5. Valores de dureza para a alumina.

	Dureza Vickers (HV)	
Dureza Média (HV) Obtida	Dureza Média (HV) Nogueira (1992)	Dureza Média (HV) Fanelli (1989)
1519 ± 133	1540 ± 55	1467 ± 91

5. CONCLUSÕES

A utilização de matérias-primas nacionais para o processo de injeção a baixa pressão foi demonstrada ser viável tecnicamente. O veículo orgânico desenvolvido a base cera de carnaúba evidencia o potencial na utilização desse material como componente majoritário na sua elaboração. As peças obtidas por injeção cerâmica são compatíveis com os obtidos em outros processos, com vantagens adicionais de flexibilidade e possibilidade de automação.

6. AGRADECIMENTOS

Os autores agradecem à CAPES.

7. REFERÊNCIAS

- Alcoa Alumínio S/A, 1994, “Calcined Alumina APC-2011”, São Paulo. /folder/.
- Asanabe. S., 1988, “Applications of Ceramic for Tribological Components, Materials and Design”, v. 9, n.5, p. 253-262.
- Batalha, G.F., 1991, “Conformação de Peças Metálicas pela Moldagem de Pós por Injeção (MPI) Técnica e Potencialidade”, COMPO-ABM, São Paulo, p.78-92.
- Edirisinghe, M.J., Evans, J.R.G., 1987, “Rheology of Ceramic Injection Moulding Formulations”, British Ceramic Transactions Journal, v.86, p.18-22.
- Fanelli, J. A., et al., 1989, “New Aqueous Injection Molding Process for Ceramic Powders”, J. Am. Ceramic Soc, v.72, p.1833-1836.
- Fortulan, C.A.; Purquerio, B. M., 1993, “O Processo de Injeção de Cerâmica”. In: Congresso Brasileiro de Cerâmica, Curitiba, 1993, *Anais*, Paraná, v.1, p.74-83.
- German, R.M., 1991, “Optimization of the Powder-Binder Mixture for Powder Injection Moulding”, Advances in Powder Metallurgy, v.3, p.51-66.
- Macéa, J. P., Macéa, J. R., Nano, R. H., 1989, “A Aplicação de Materiais Cerâmicos na Indústria Têxtil”, V conferência Nacional de Tecnologia Têxtil e de Confecção, CETIQT-RJ.
- Mangels, J.A., 1994, “Low-Pressure Injection Molding”, Caradyne Inc, v.73(5), p.37-42.
- Mutsuddy, B.C.; Ford, R. G., 1995, “Ceramic Injection Molding”, Chapman & Hall, London, U.K., p.7-245.
- Nogueira, R.E.F.Q., 1992, “Processing and Properties of Moulded Alumina Bodies”, Londres, 192p, Tese (Doutorado) - Brunel University.
- Schwartzwalder, K., 1949, “Injection molding of ceramic materials”, Amer. Ceram. Soc. Bull., v.28, p.459.

- Zorzi, J.E., 1996, “Conformação de Cerâmica de Alta Tecnologia com Formas Complexas”. Porto Alegre, 99p., Dissertação (Mestrado) - Universidade Federal do Rio Grande do Sul.

COEFICIENTE DE TRANSFERÊNCIA DE CALOR NAS INTERFACES METAL/MOLDE E MOLDE/AMBIENTE RELATIVOS A SOLIDIFICAÇÃO DE LIGAS DO SISTEMA Sn-Pb EM MOLDES DE COBRE

João de Deus da Costa Alves
Fernando Antônio de Sá
José Maria do Vale Quaresma
Amauri Garcia

Universidade Federal do Pará, Centro Tecnológico, Departamento de Engenharia Mecânica, 66.075-970, Belém, PA, Brasil. E-mail:jmdovale@ufpa.br

Resumo

O comportamento dos coeficientes de transferência de calor atuantes na interface metal/molde e molde/ambiente foi determinado através do método que confronta os perfis térmicos teórico e experimental, utilizando-se de um sistema de fundição com fluxo de calor unidirecional para o sistema Sn-Pb. Os perfis térmicos experimentais foram obtidos através de termopares instalados nas regiões de interesse, e seus resultados comparados com os resultados gerados por um modelo numérico baseado na técnica de diferenças finitas devidamente aferido em trabalhos anteriores. Bom acordo foi obtido entre as curvas experimentais e simuladas.

Palavras Chave: Condutância Térmica Metal/Molde e Molde/Ambiente; Condições de Solidificação; Espessura do molde e Modelagem Matemática.

1. INTRODUÇÃO

Sob o ponto de vista físico, a solidificação é um processo de mudança de fase no qual um metal puro ou uma liga metálica passa do estado líquido para o estado sólido. Essa mudança ocorre envolvendo troca de calor e massa, super resfriamento, liberação de calor latente e mudanças nas propriedades termofísicas das fases. Sendo a fase líquida mais energética que a fase sólida, para que haja a mudança de estado, é necessário que se retire energia do sistema metal/molde aumentando as forças coesivas entre os átomos do metal. Essa energia é o calor latente de solidificação cujo significado é a diferença na energia térmica (entalpia) entre os dois estados .

A solidificação é, portanto, um processo que envolve a transferência de calor, e a velocidade que esta ocorre interfere diretamente nas propriedades do metal solidificado. Portanto, a análise do processo de transferência de calor, a identificação das variáveis significativas, o estabelecimento e a determinação dos parâmetros de solidificação tornam-se essencialmente importantes tanto sob o ponto de vista teórico quanto prático.

O presente trabalho estuda o comportamento dos coeficientes de transmissão de calor e dos perfis térmicos nas interfaces metal/molde e molde/ambiente de ligas do sistema Sn-Pb por dois métodos: experimental e matemático.

Dada a importância da solidificação como meio de produção, e da necessidade da obtenção de materiais destinados a atender a crescente demanda industrial que vai desde a fabricação de semicondutores a monocristais de alta precisão, é que se tem direcionado

esforços de pesquisa nesta área, cujos resultados tem trazido relevantes contribuições tecnológicas à engenharia de materiais e a indústria.

2. ANÁLISE MATEMÁTICA DA SOLIDIFICAÇÃO

Tendo em vista a natureza do processo de solidificação que ocorre segundo uma transmissão de calor do tipo não estacionária, a análise matemática do problema conduz a equações diferenciais de soluções complexas. A literatura cita “Métodos Analíticos Exatos” e “Métodos Analíticos Aproximados” para solução das equações, entretanto tais métodos admitem condições de contorno que levam a soluções limitadas sob o ponto de vista prático porque afastam o problema de sua realidade física. Por outro lado, métodos numéricos, como o das diferenças finitas (MDF), discretizam o tempo e o espaço obtendo-se soluções tão refinadas quanto desejado. Neste trabalho, o MDF foi utilizado para simular as curvas representativas dos parâmetros de solidificação para posterior comparação com resultados experimentais.

A análise da transferência de calor por MDF nos sistemas metal/molde e molde ambiente durante a solidificação foi desenvolvida a partir da Equação Geral da Condução de Calor.

2.1. Método das Diferenças Finitas

Aplicando-se à Equação Geral do Calor as aproximações por diferenças finitas, e utilizando-se a analogia físico numérica entre um sistema térmico e um sistema elétrico na qual se transforma a malha de diferenças finitas de elementos térmicos à elementos elétricos; chega-se à equação (1) [Quaresma, 1999]; [Spim Jr., J.A. & Garcia, A., 1995]; [Santos, C.A.; Spim Jr., J.A.; Quaresma, J.M.V. & Garcia, A., 1996]

$$T_i^{n+1} = \left(\frac{\Delta t}{\tau_{Qi}} \right) T_{i+1}^n + \left(1 - \frac{\Delta t}{\tau_{QDi}} \right) T_i^n + \left(\frac{\Delta t}{\tau_{Di}} \right) T_{i-1}^n \quad (1)$$

onde, τ_{Qi} = carga; τ_{Di} = descarga; e τ_{Qdi} = carga / descarga

2.2. Interface molde/ambiente

O valor da resistência térmica na interface Molde Ambiente é dada por:

$$R_{M/A} = \frac{1}{(h_R + h_C)A_T} \quad (2)$$

onde, h_R = coeficiente radiativo [$W/m^2.K$]; h_C = coeficiente de convecção do gás [$W/m^2.K$];

e A_T = área de troca térmica [m^2].

Para o cálculo do coeficiente radiativo tem-se que:

$$h_R = \sigma \cdot \epsilon (T_{EM} + T_0) (T_{EM}^2 + T_0^2) \quad (3)$$

onde, σ = constante de Stefan-Boltzman [$=5,672 \times 10^{-8} W/m^2.K^4$]; ϵ = emissividade do material do molde; T_{EM} = temperatura externa da superfície do molde [K]; e T_0 = temperatura ambiente [K].

Para o cálculo do coeficiente de convecção sabe-se que:

$$h_C = \frac{k_{gas} N_u}{\chi} \quad (4)$$

na qual:

$$N_u = C(G_R \cdot P_R)^n, \quad \text{Número de Nusselt} \quad (5)$$

$$G_R = \frac{g \cdot \gamma \cdot \chi^3 (T_{EM} - T_0)}{\eta_{gas}^2} \rho_{gas}^2, \quad \text{Número de Grashof} \quad (6)$$

$$P_R = \left[\frac{\eta}{k} \cdot c \right]_{gas}, \quad \text{Número de Prandtl} \quad (7)$$

onde, η = viscosidade dinâmica do fluido de refrigeração [kg/m.s]; c = calor específico do fluido de refrigeração [J/kg.K]; ρ_{gas} = massa específica do fluido de refrigeração [kg/m³]; k = condutividade do fluido de refrigeração [w/m.K]; χ = dimensão característica da superfície, referente ao percurso feito pelo fluido de refrigeração ao passar pela superfície do corpo [m]; γ = coeficiente de expansão térmica volumétrica do fluido de refrigeração, que para gases pode ser aproximado por ($\gamma = 1/T_0$) [K⁻¹]; e g = aceleração da gravidade [9,81 m/s²].

Para um estudo onde o fluxo de fluido pode ser considerado laminar e a superfície do corpo na posição vertical, o valor do produto [$G_R \cdot P_R$] deverá variar no intervalo [10^4 a 10^9] e para o cálculo do Número de Nusselt [$C = 0,59$; $n = 0,25$]. Por outro lado, as propriedades do fluido de refrigeração, como o ar, variam com a temperatura [Benjan,1993; Poirier,1994]

Considera-se que a temperatura externa da parede do molde aumenta consideravelmente durante o processo, para a interface molde/ambiente, pode-se estimar por cálculos analíticos o valor de h_{amb} , sendo dado por:

$$h_{amb} = h_{rad} + h_{conv} \quad (8)$$

onde:

h_{amb} = coeficiente de transferência de calor da interface molde/ambiente dado em W/m².K;

h_{rad} = coeficiente de transferência de calor por radiação;

h_{conv} = coeficiente de transferência de calor por convecção.

2.3. Interface metal/molde

A transferência de calor na interface metal/molde, devido sua importante influência na velocidade de solidificação e nas taxas de resfriamento de fundidos, tem sido alvo de inúmeras pesquisas. Vários trabalhos foram desenvolvidos objetivando caracterizar o mecanismo físico da transferência de calor entre as superfícies de contato. [Prates/Biloni,1972; Ho/Pehlke,1984; Prabhu et alli,1992; Wu et alli,1992].

O fluxo de calor através da interface metal/molde é dado por:

$$q = h_i \cdot A_t (T_{metal} - T_{molde}) \quad (9)$$

onde A_t é a área de troca térmica [m²]; sendo que o valor do coeficiente de transferência de calor na interface metal/molde (h_i) é variável durante o processo, necessitando de métodos particulares para sua determinação tais como: a) Cinética de Solidificação Unidirecional Controlada, b) Medidas de Espaçamento Dendrítico Secundário, c) Medida de Temperatura e Vazão em Moldes Refrigerados e d) Confronto de Perfis Térmicos Teóricos / Experimentais via Computador, dos quais adotou-se o último como o método utilizado ao longo do trabalho.

A resistência térmica metal/molde (R_i) depende de uma análise do conjunto de resistência térmicas atuantes no sistema metal/molde, sendo determinada por:

$$R_i = \frac{1}{A_i \cdot h_i} \quad (10)$$

A figura 1 mostra as interfaces citadas em 2.1 e 2.2. [Quaresma, 1999]

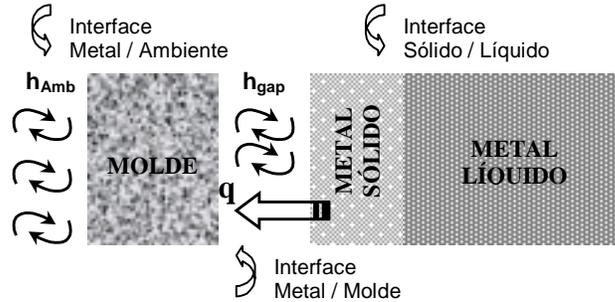


Figura 1. Ilustração das interfaces Metal/Molde e Molde/Ambiente [Quaresma, 1999]

3. TÉCNICAS EXPERIMENTAIS

3.1. Ligas utilizadas

Foram utilizadas as seguintes ligas do sistema Sn-Pb: Sn-5%Pb, Sn-10%Pb, Sn-20%Pb e o eutético. As propriedades termofísicas destas ligas se encontram na tabela 1.

Tabela 1. Propriedades Termofísicas das Ligas [Hammouda, 1992]

Ligas	c_L (J/kgK)	c_S (J/kgK)	ρ_L (kg/m ³)	ρ_S (kg/m ³)	k_L (W/mK)	k_S (W/mK)	L (J/kg)	T_S (°C)	T_L (°C)	T_f (°C)
Sn5%Pb	259	221	7.380	7 720	33	64	57.120	183	220	232
Sn10%Pb	243	209	7.480	7 840	33	63	56.140	183	215	232
Sn20%Pb	231	200	7.860	8 250	32	59	52.580	183	202	232

3.2. Material do molde

Foi utilizado molde de cobre com geometria regular – plano com secções transversais retangulares com espessuras variando nas medidas: 6, 17, 28, 30 e 50 milímetros, cujas características constam da tabela 2.

Tabela 2. Características do Material do Molde [Hammouda, 1992]

Mat. molde	k (W mK)	c (J / kgK)	ρ (kg / m ³)
cobre	398	384	8960

3.3. Montagem do aparato experimental

Para determinação dos coeficientes nas interfaces, o molde foi disposto com uma das faces atuando como condutora, ou seja um absorvedor de calor, enquanto que as outras faces foram protegidas com material isolante para que o fluxo de calor no sistema fosse unidirecional. O ensaio consistiu na obtenção dos valores de h_{amb} e h_i e na determinação dos perfis de temperatura durante a solidificação, estando o molde inicialmente mantido a temperatura ambiente. As temperaturas nas interfaces metal/molde e molde/ambiente foram tomadas através de termopares tipo K, com diâmetro de 1,6 mm e bainha de aço inoxidável, estrategicamente localizados conforme mostrado na Figura 2, e em todos os experimentos adotou-se uma sobrefusão de 40°C, acima da temperatura liquidus da liga. O registro dos perfis térmicos foi feito com o auxílio de um aparelho coletor de dados Almemo, modelo 2290-8 fabricação Ahlborn Mess, que dispõe de 5 canais de entrada para coleta de temperaturas em 5 pontos distintos, e de dois canais para saída de dados. Utilizou-se 3 canais para coleta das temperaturas nos pontos indicados na Figura 2 segundo o ciclo de leitura igual a 1 segundo; os dados coletados foram transferidos ao computador para obtenção das curvas mostradas nas Figuras 3 e 4, plotadas usando-se como software o Oringim 3.11.

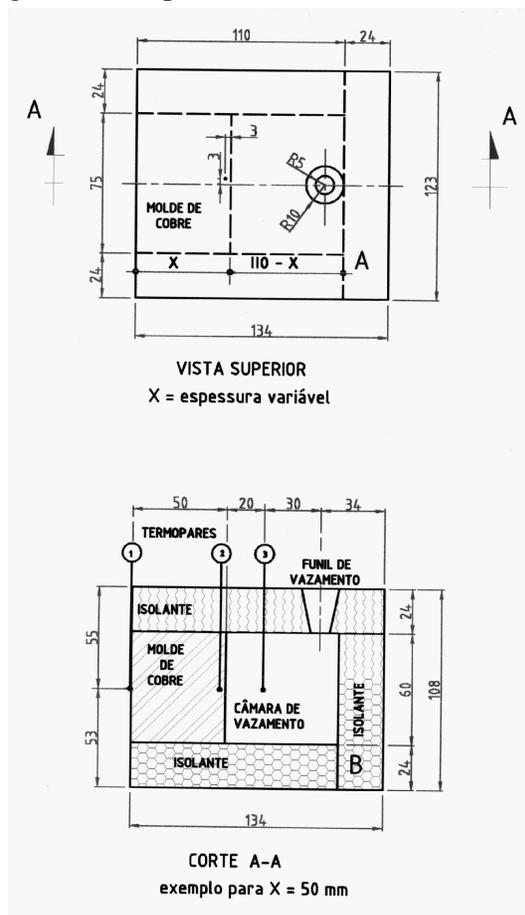


Figura 2 – Esquema ilustrativo do sistema metal/molde. (A) vista superior evidenciando o plano de calor da leitura térmica, a posição do termopar no molde, identificando a medida da espessura do molde de cobre X variável ao longo da experiência. Em (B), exemplifica-se para $x = 50$ mm, no corte A-A, as posições e profundidades dos termopares: (1) para interface molde/ambiente, (2) para interface metal/molde e (3) no metal; evidenciando o molde, a câmara de vazamento, as paredes refratárias e funil de vazamento [Quaresma, 1999].

4. ANÁLISE, RESULTADOS E DISCUSSÃO

Na figura (3), em (3a) e (3b) encontram-se representados os perfis térmicos experimentais e simulados para ligas de Sn-10%Pb, onde pode-se notar que para espessura de 6mm ocorre uma saturação imediata do molde; e para espessura de 50mm observa-se que a saturação do molde ocorre de modo mais progressivo resultando em um menor tempo de solidificação. Por outro lado, a comparação dos perfis térmicos indicam que para moldes de paredes finas tem-se boa molhabilidade do molde pelo metal provocada pelo contato mais íntimo entre eles do início ao fim do processo, denotando que a camada inicial solidificada foi muito delgada e não se opôs a pressão metalostática do metal líquido remanescente, que a empurra de encontro ao molde, provocando seu aquecimento brusco sem o conseqüente resfriamento do metal. A figura (3c) representa o comportamento de h_i evidenciando-se a correlação entre as curvas para as cinco espessuras experimentadas, nas quais os coeficientes de transferência de calor na interface metal/molde variam com o tempo de forma bastante acentuada nos instantes iniciais da solidificação, havendo neste momento inicial significativa diferença entre os coeficientes obtidos para o molde de menor espessura na ordem de 57%.

Na figura (4), comparando-se as curvas dos perfis térmicos das ligas mais diluída (4a) e mais concentrada (4b), observa-se maiores taxas de retirada de calor para a liga mais diluída, com maior intervalo de solidificação (*mushy zone*), este fato está bem retratado na figura (4c) onde pode ser observado que a razão entre o h_i da liga com 5%Pb e 10%Pb é de 87%, enquanto que a razão entre o h_i da liga com 10%Pb e 20%Pb é de 53%, isto é, a razão entre as composições na ordem de 50% não reflete como regularidade nos valores de h_i , fato que pode ser interpretado como presença de gaps de ar crescentes na interface meta/molde, como função do teor de soluto da liga. Esta idéia leva ao seguinte raciocínio, o de que a pressão metalostática apesar de presente não é suficiente para vencer a resistência da parede solidificada nos instantes iniciais da solidificação.

Comparando-se os perfis térmicos para as ligas 5%Pb (4a) e 20%Pb (4b), observa-se que tanto para a interface metal/molde, quanto para a interface molde ambiente, as temperaturas obtidas no caso da liga 5%Pb foram sempre maiores do que no caso da liga 20%Pb; tal fato decorre da maior molhabilidade do molde pelo metal que ocorre na liga mais diluída como conseqüência da formação de um gap menor verificado na interface metal/molde, para esta composição devido a sua maior fluidez, e ainda pela menor reação da espessura inicial solidificada exercida contra a pressão metalostática e, como era de se esperar, as curvas de aquecimento tanto do molde como da interface molde/ambiente apresentam perfis térmicos superiores para a liga mais diluída, dando conta de que o molde se aquece mais, de tal sorte que os coeficientes de transferência de calor nesta interface (h_{amb}) apresentam formato como os expressos pelas curvas da figura (5c).

Comparando-se os perfis térmicos para uma liga com 10%Pb quanto a solidificação segundo moldes de espessuras variáveis, nas figuras (6a) e (6b) observa-se que há um súbito crescimento das temperaturas medidas no molde e externamente a este quando se trata da liga mais diluída (6a), e quando se trata da liga mais concentrada o aumento das temperaturas se processa de maneira mais suave, entendendo-se que este fenômeno decorre da formação de menores gaps, na interface metal/molde, no primeiro caso nos quais a pressão metalostática empurra com mais facilidade a fina camada de metal solidificada contra o molde. Tal consideração está compatível com os resultados obtidos quanto ao comportamento do (h_{amb}) mostrado na figura (6c), onde a correlação entre estes, obtidos para cinco espessuras do molde, mostram claramente que os maiores valores obtidos são aqueles que correspondem às menores espessuras do molde.

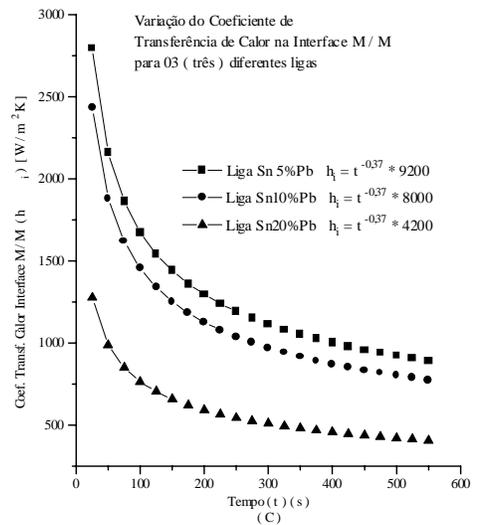
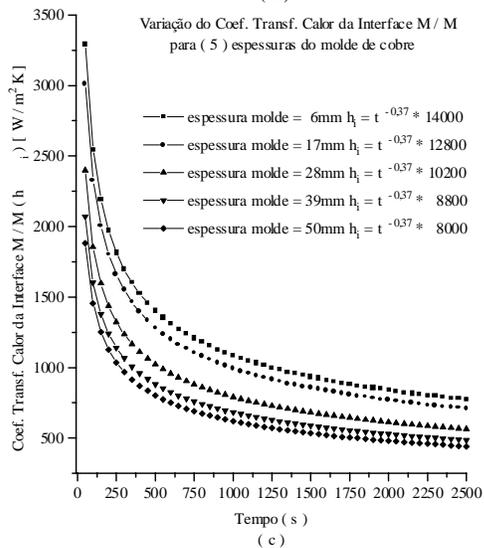
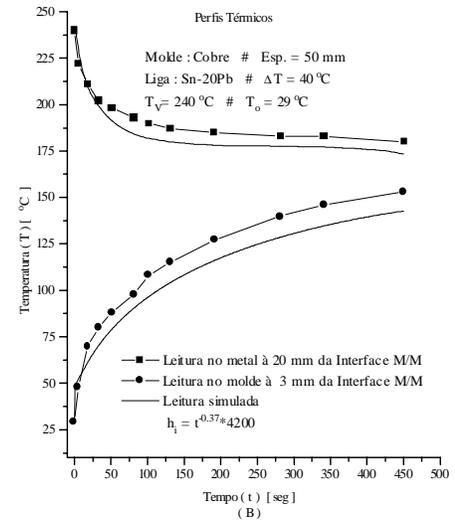
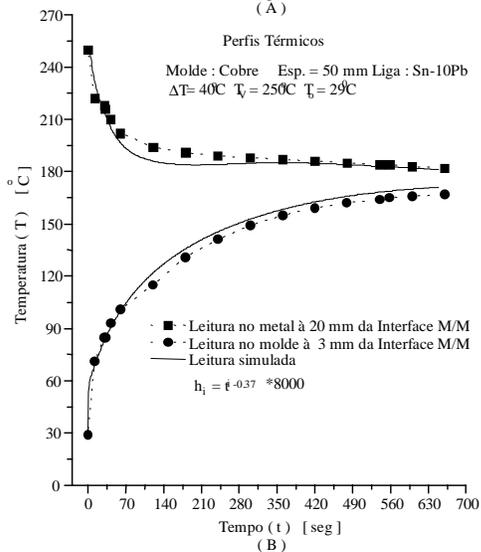
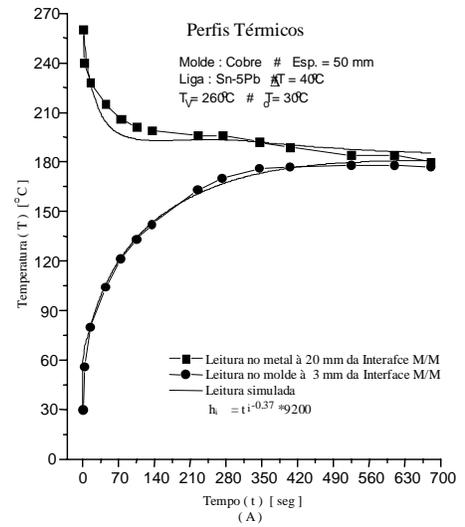
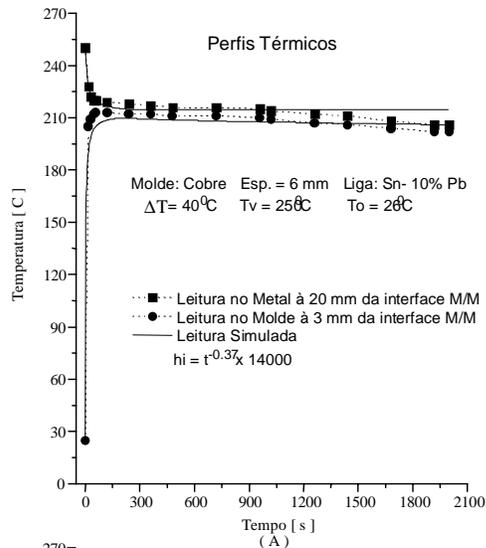


FIGURA 3 – Confronto de perfis térmicos teóricos e experimentais para liga Sn-10%Pb vazada com superaquecimento $\Delta T = 40^\circ\text{C}$ em moldes de cobre com espessuras (a) 6 mm, (b) 50 mm, e a correlação das curvas que representam h_i (c) para cinco espessuras de molde.

FIGURA 4 - Confronto de perfis térmicos teóricos e experimentais para liga Sn-Pb, com espessuras 50 mm, superaquecimento $\Delta T = 40^\circ\text{C}$ para composição (a) 5%Pb e (b) 20%Pb, e a correlação entre as curvas que representam (c) h_i obtidas para três composições 5%; 10% e 20%Pb da liga.

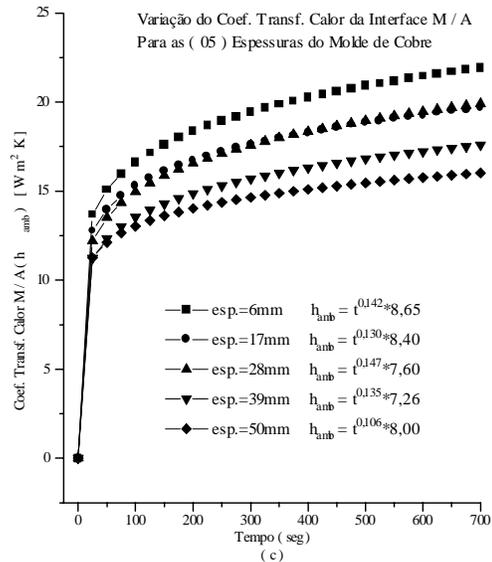
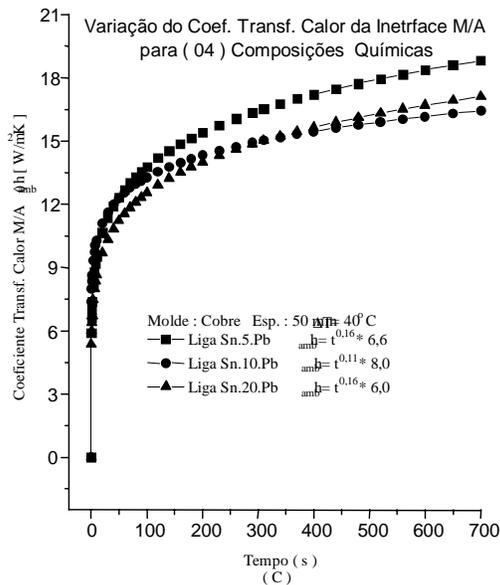
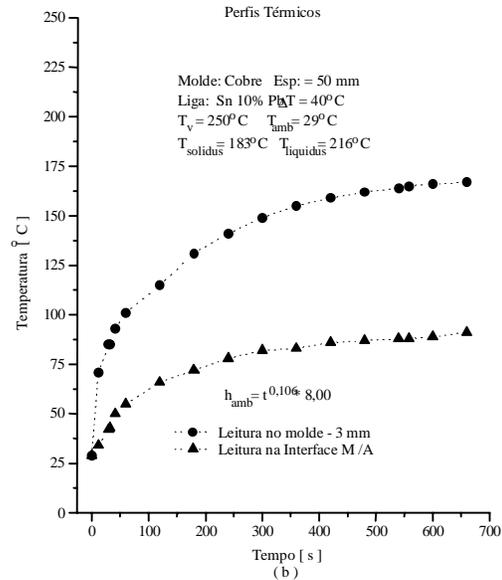
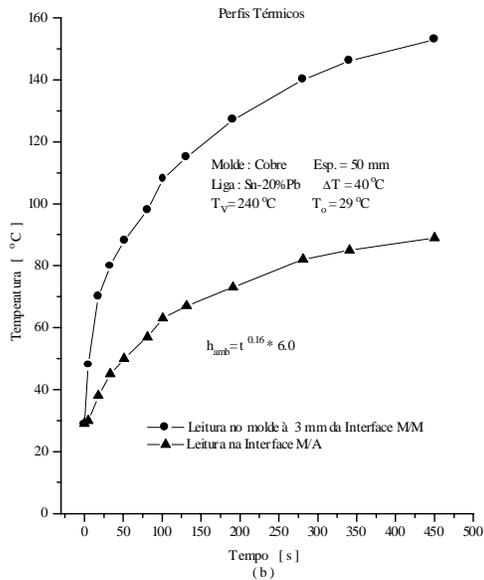
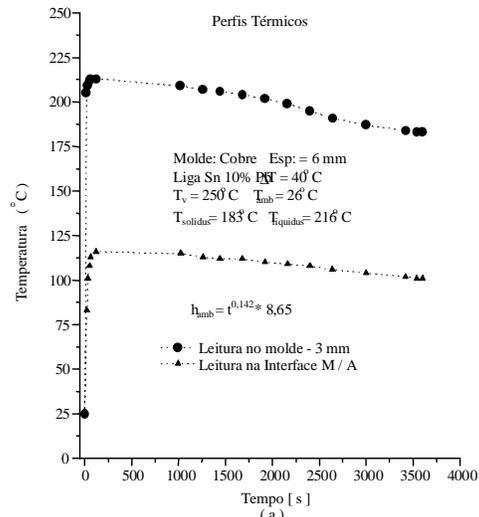
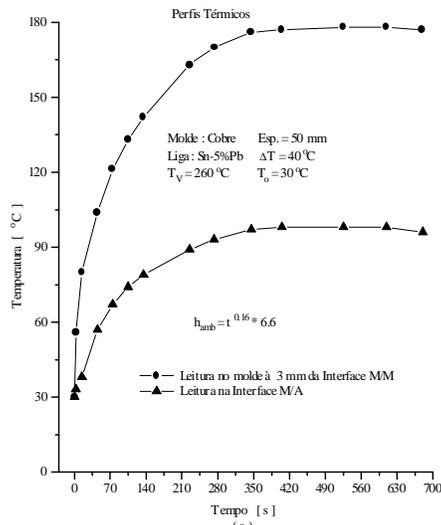


FIGURA 5 - Perfis térmicos experimentais para ligas (a) Sn-5%Pb; (b) Sn-20%Pb, em moldes com 50 mm de espessura; e a correlação das curvas que representam h_{amb} .

FIGURA 6 - Perfis térmicos experimentais para ligas Sn-10%Pb em moldes de espessuras (a) 6 mm e (b) 50 mm; e a correlação das curvas que representam h_{amb} .

5. Conclusão

- a) A quantidade de calor retirada do metal pelo molde é maior para moldes mais espessos, sendo o aquecimento destes moldes ocorre de maneira mais suave do que no caso dos moldes menos espessos, em decorrência tanto da melhor molhabilidade quanto de menores *gaps* de ar que ocorrem para os moldes de menores espessuras, tornando evidente a considerável influência da espessura do molde nos valores dos coeficientes de transferência de calor na interface M/M;
- b) As ligas mais diluídas, devido maior fluidez, possibilitam melhor molhabilidade do molde pelo metal e a formação de menores *gaps* de ar na interface metal/molde, daí termos encontrado para estas ligas maiores valores dos coeficientes de transferência de calor naquela interface tanto no início, quanto no decorrer do tempo após o vazamento; e
- c) Encontrou-se correlações para as curvas dos coeficientes de transferência de calor nas duas interfaces estudadas, e tanto a espessura do molde quanto a composição da liga exerceram forte influência na transferência de calor.

Referências Bibliográficas

SPIM Jr., J.A. & Garcia,A. Modelagem Numérica da Solidificação Baseada na Analogia entre Sistemas Térmicos e Elétricos, **Anais do 10º Congresso de Engenharia e Ciência dos Materiais – CIBECIMAT**, v.2, pp.594-597, 1995.

SANTOS, C.A.; Spim Jr., J.A.; Quaresma, J.M.V. & Garcia,A. Aplicação de um Modelo Numérico na Determinação Experimental da Condutância Térmica da Interface Metal/Molde em Sistemas Estáticos de Fundição, **Anais do IX Seminário de Metais Não-Ferrosos da Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais**, pp. 197-202, 1996.

BEJAN, A. – Heat Transfer, **John Wiley & Sons.**, New York, 1993

POIRIER, D.R. & Poirier, E.J. – Heat Transfer Fundamentals for Metals Casting, **The Minerals, Metals and Materials Society**, 1994.

PRATES, M.A. & Davies, G.J. – Solidificação e Fundição de Metais e suas Ligas, **LTC/EDUSP**, São Paulo, 1978.

HO, K. & Pehlke, R.D. – Mechanisms of Heat Transfer at a Metal/Mold Interface, **Transactions of the American Foundry Society**, v.92, pp.587, 1983.

PRATES, m.; Fissolo, J. & Biloni, H. – Heat Flow Parameters Affecting the Unidirectional Solidification of Pure Metals, **Metallurgical Transactions**, v.73, pp.1419, 1972.

PRABHU, K.N.; Madheswaran, D.; Kumar, T.S.P. & Venkataraman, N. – Computer Modeling of Heat Flow and Microstructure Fineness in Chill-Cast Aluminum Alloy LM-24, **AFS Transactions**, v.92, pp.661-677, 1992.

WU, M.H.; Wang, Y.X. Guo, T. & Zhang, Q.X. – Computer Aided Chill Design for Steel Casting, **ASF Transactions**, v.92, pp.27-35, 1992.

CARACTERÍSTICAS DO FLUXO PLÁSTICO EM MATRIZES CÔNICAS CONVERGENTES NO PROCESSO DE EXTRUSÃO

José Antonio de Castro Silva

João Sandoval Bittencourt de Oliveira

Universidade Federal do Pará, Centro Tecnológico, Departamento de Engenharia Mecânica, 66075-900, Belém, PA, Brasil. E-mail: castro@ufpa.br

Resumo

De um modo geral, pode-se dizer que o objetivo principal da análise de um problema de conformação plástica é prever os valores locais da taxa de deformação, da deformação, da temperatura e das tensões atuantes no curso de uma conformação plástica. O presente trabalho analisa as características do fluxo plástico em matrizes cônicas convergentes, considerando que um material plástico flui estacionariamente para o ápice virtual de um cone. Como método de solução adotou-se o critério de escoamento de *von Mises*. Os valores computados tem como finalidade uma melhor compreensão da mecânica dos processos de conformação plástica em extrusão. Os resultados demonstram que esta modelagem descreve o comportamento do fluxo plástico de um material plástico ideal, homogêneo e isotrópico, sem endurecimento, sob processo de extrusão em matrizes cônicas convergentes.

Palavras-chave: Taxa de deformação, Tensões, Extrusão, Matrizes

1. INTRODUÇÃO

Muito embora a teoria da plasticidade incorpore um número suficiente de equações independentes para distribuições do campo de tensões e de deformações no curso de um processo de conformação plástica, uma solução exata, sob condições realísticas, cobrindo todos os intervalos de variação dos parâmetros envolvidos é difícil de ser obtida, uma vez que esta solução deverá satisfazer não só às relações constitutivas, mas também às condições de contorno, estatísticas e cinemática.

Na solução desse problema tem sido utilizadas técnicas, como a da viscoplasticidade, na interpretação de resultados experimentais (Medrano, Gillis, Hinesley & Conrad, 1971; Medrano & Gillis, 1972) e a do limite superior (Delijaicov, 1978; Avitzur, 1979; Stahberg & Hou, 1995; Talbert & Avitzur, 1996).

É importante salientar, que os livros tradicionais sobre a teoria da plasticidade concebem a mecânica do fluxo plástico como uma extensão natural da mecânica dos sólidos. Com isso, o seu interesse se volta para as tensões, as deformações e para o critério de escoamento plástico que difere do fluxo que se verifica nos escoamentos elásticos.

Talbert e Avitzur conceberam o fluxo plástico como o de um fluido, e as atenções são voltadas para o campo de velocidades, taxas de deformações e para a potência requerida no processo

Nesta análise, formularam-se as equações e hipóteses simplificadoras para obtenção dos campos de velocidades cinematicamente admissíveis, das taxas de deformações e das tensões atuantes na zona de deformação. Os resultados obtidos descrevem, pelo menos qualitativamente, o fenômeno.

2. MODELAGEM DO FLUXO PLÁSTICO

Neste trabalho, considera-se uma barra cilíndrica de diâmetro D_0 , de um material idealmente plástico, e uma matriz cônica suficientemente rígida. O material extrudado emerge como uma barra cilíndrica de diâmetro D , como mostrado na Figura 1.

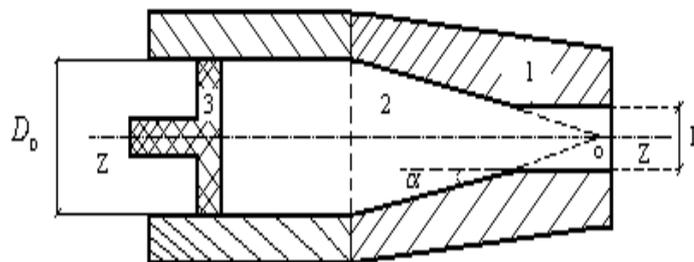


Figura 1. Matriz de Extrusão: 1 – Bocal redutor; 2 – Zona de deformação; 3 – Êmbolo; o – Ápice virtual do cone

Adotou-se a teoria do fluxo, pois ela considera incrementos infinitesimais de distorções, para as quais as tensões instantâneas estão relacionadas aos incrementos de taxas de deformações.

As hipóteses simplificadoras utilizadas para a solução do problema foram:

- O material é homogêneo e isotrópico e não sofre encruamento durante o processo de conformação;
- Os eixos principais do tensor tensão, são coincidentes com os eixos principais do tensor taxa de deformação, durante todo o processo de extrusão;
- O material é um rígido-plástico ideal ou material de von Mises, e portanto o modelamento proposto não considera os efeitos viscoelásticos;
- A deformação se processa a volume constante (Kudo, 1960; Balai, Sudararajan & Lal, 1991; Shabaik, 1991);
- Um fluxo estacionário converge para o ápice virtual do cone, o que permite a definição do campo de velocidades cinematicamente admissíveis na zona de deformação, como indicado na Figura 2, (Talbert & Avitzur, 1996);

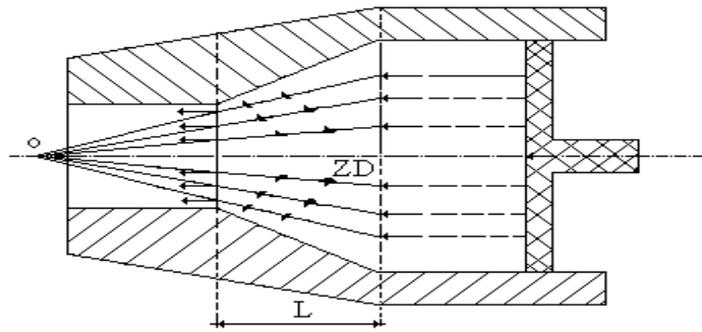


Figura 2. Ilustração de um fluxo convergente para o ápice virtual do cone (o), na zona de deformação (ZD)

f) O comprimento L da zona de deformação é suficientemente longo para desprezar-se os efeitos de contribuições finais;

g) Adota-se um sistema de coordenadas esférico-polares (r, ϕ, θ) , como indicado na Figura 3;

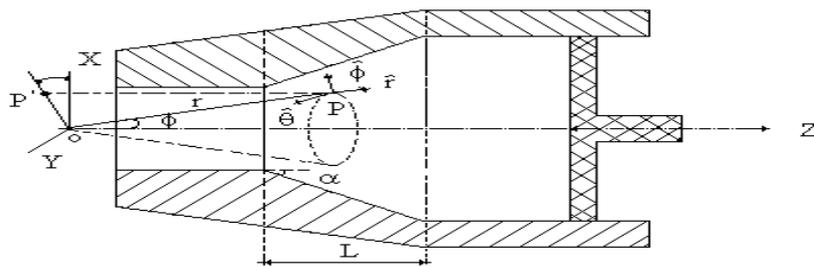


Figura 3. Sistema de coordenadas esférico-polares no modelamento do fluxo

h) A tensão friccional exercida pela parede interna da matriz sobre o material em extrusão terá valor constante e igual a $m\tau_{\max}$, onde $0 \leq m \leq 1$ e τ_{\max} é a máxima tensão de cisalhamento que o material pode suportar sob tração uniaxial (Sachs & von Horn, 1940; Hoffman & Sachs, 1953).

As equações básicas utilizadas para a modelagem pretendida, são as equações de equilíbrio, de compatibilidade e as constitutivas, complementadas por uma função de escoamento que atende o critério de escoamento de *von Mises* (Sachs & von Horn, 1940; Prager & Hodge, 1951; Bridgman, 1952; Hoffman & Sachs, 1953; Juvinal, 1967; Dieter, 1976; Borelli, Schmidt & Sidebottom, 1991).

As equações obtidas foram as seguintes (Silva, 1999).

1) Campo de Velocidades Cinematicamente Admissíveis:

$$V(r, \phi) = Cr^{-2} \exp \left[-2\sqrt{3} \int k(1-k^2)^{-1/2} d\phi \right] \quad (1)$$

onde C é uma constante de integração a ser determinada.

2) Campo de Taxa de Deformações:

$$\dot{\varepsilon}_{rr} = -2r^{-1}V(r, \phi) \quad (2)$$

$$\dot{\varepsilon}_{\phi\phi} = \dot{\varepsilon}_{\theta\theta} = r^{-1}V(r, \phi) \quad (3)$$

$$\dot{\gamma}_{r\phi} = -2\sqrt{3}k(1-k^2)^{1/2}r^{-1}v(r, \phi) \quad (4)$$

3) Campo de Tensões:

$$\frac{\sigma_{rr}}{\tau_{\max}} = -A \ln r + \sqrt{3(1-k^2)} - 3 \int kd\phi \quad (5)$$

$$\frac{\sigma_{\phi\phi}}{\tau_{\max}} = \frac{\sigma_{\theta\theta}}{\tau_{\max}} = -A \ln r - 3 \int kd\phi \quad (6)$$

$$\frac{\tau_{r\phi}}{\tau_{\max}} = k \quad (7)$$

onde k é uma função exclusiva da coordenada ϕ e A uma constante de separação.

3. RESULTADOS E DISCUSSÕES

A função k obedece a equação

$$\frac{dk}{d\phi} + k \cot g\phi + 2\sqrt{3}[1-k^2]^{1/2} = A \quad (8)$$

onde $\phi \in [0, \alpha]$ e $k \in [0, m]$

Sua solução é obtida com auxílio do método de *Runge-Kutta* de Quarta-Ordem (RK4), considerando-se matrizes cônicas com semi-ângulo de abertura ($\alpha = 4, 8, \dots, 24, 28$). A Figura 4 mostra os valores da função $k(\phi)$ para valores de $0 \leq m \leq 1$, sendo que, para cada conjunto de valores de $[\alpha, m]$, existe apenas um único valor para a constante A . A Figura 5.a e 5.b mostram a dependência de A com α e de A com m .

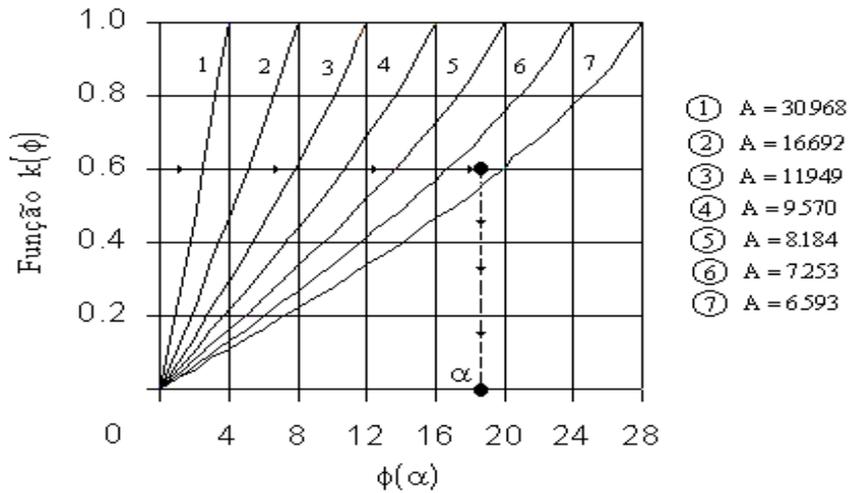


Figura 4. Representação gráfica da função $k(\phi)$ para vários valores de A , para $m = 1$.

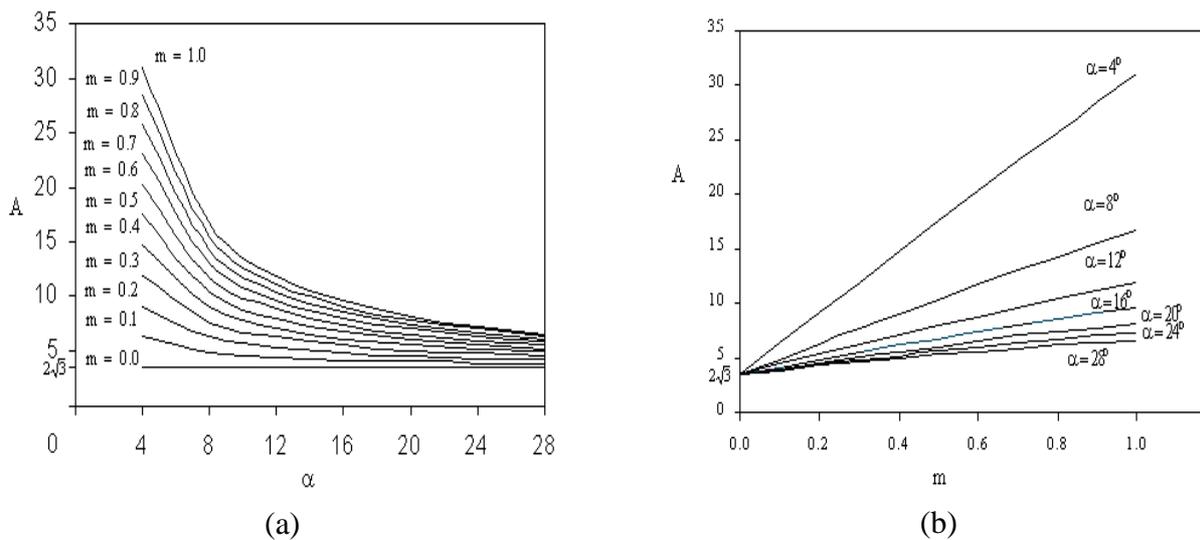


Figura 5. Variação de A com α e m respectivamente

O caso limite $m = 0$ corresponde a ausência completa de atrito na interface entre o material e a parede interna do cone, enquanto que $m = 1$ corresponde a uma parede interna extremamente rugosa.

Campo de Tensões

As características do campo de tensões são observadas na Figura 6.

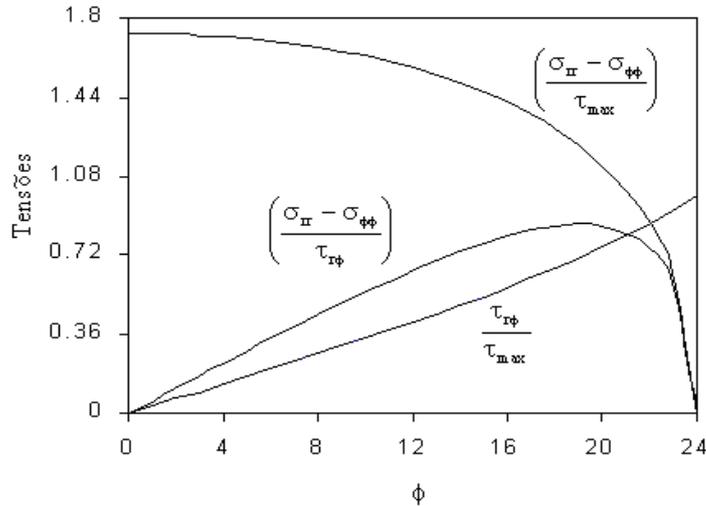


Figura 6. Variação das tensões $\sigma_{rr}, \sigma_{\phi\phi}$ e $\tau_{r\phi}$ em função de ϕ com $m = 1$ e $\alpha = 20^\circ$, na saída da zona de deformação

Neste caso, tendo-se os valores de A e k , obtém-se o campo de tensões para um determinado α . As propriedades que devem ser observadas para cada material são obtidas através dos valores de τ_{max} que depende do tipo de material a ser utilizado.

Campo de Velocidades

O campo de velocidades, obtido a partir das condições de contornos (Silva,1999) e de valores da função k , para cada plano de inspeção tomado na zona de deformação, como mostrado na Figura 7, tem a forma:

$$\frac{V(r,\phi)}{V_0} = - \left[\frac{D \cot g \alpha}{2(1-R)} \right]^2 r_v \sec \phi \tag{9}$$

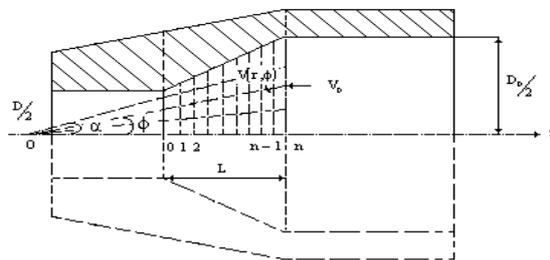
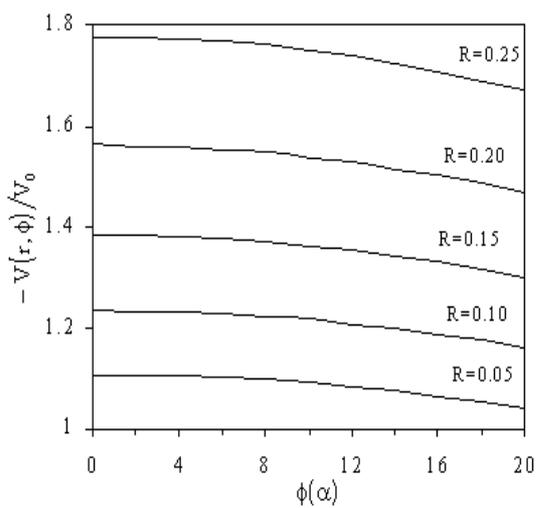
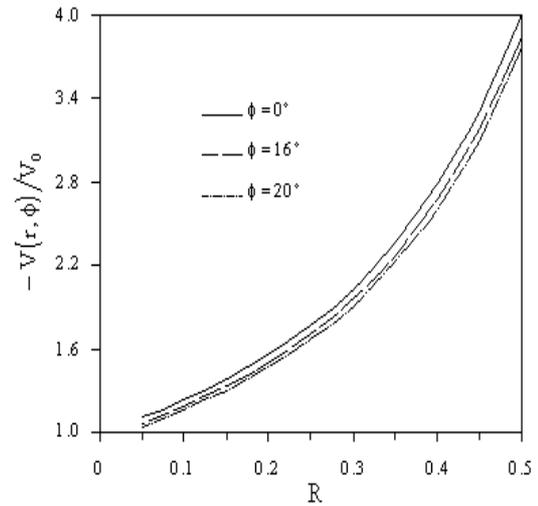


Figura 7. Representação gráfica do reticulado no mapeamento do campo de velocidades

Os perfis de velocidades são então obtidos e as Figuras 8.a e 8.b os representam em função de ϕ e das seções inicial e final da zona de deformação; para distintos valores de reduções R , onde $R = 1 - \frac{D}{D_0}$



(a)

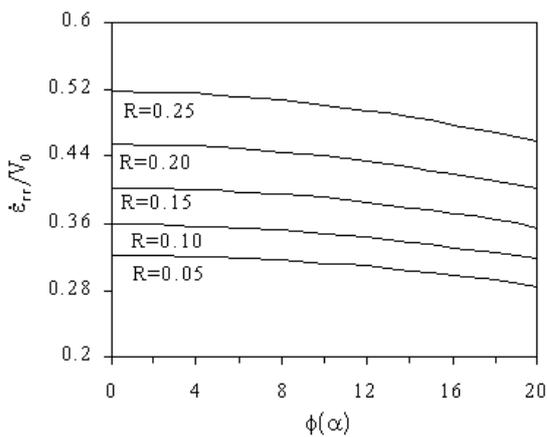


(b)

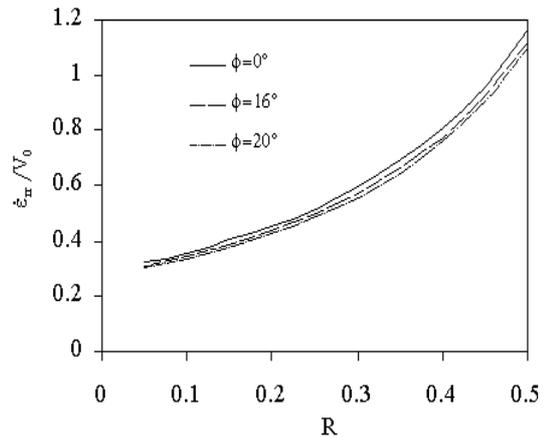
Figura 8. Perfis de velocidades na saída da zona de deformação: (a) em função de ϕ ; (b) em função da redução R

Campo de taxas de deformações

Quanto as características do campo de taxas de deformações radiais e circunferenciais, estas são similares ao do campo de velocidades; como podem ser vistas nas Figuras 9.a, 9.b, 10.a e 10.b e as Figuras 11.a e 11.b mostram o campo de taxas de deformações cisalhantes.



(a)



(b)

Figura 9. Campo de taxas de deformações radiais: (a) em função de ϕ ; (b) em função da redução R

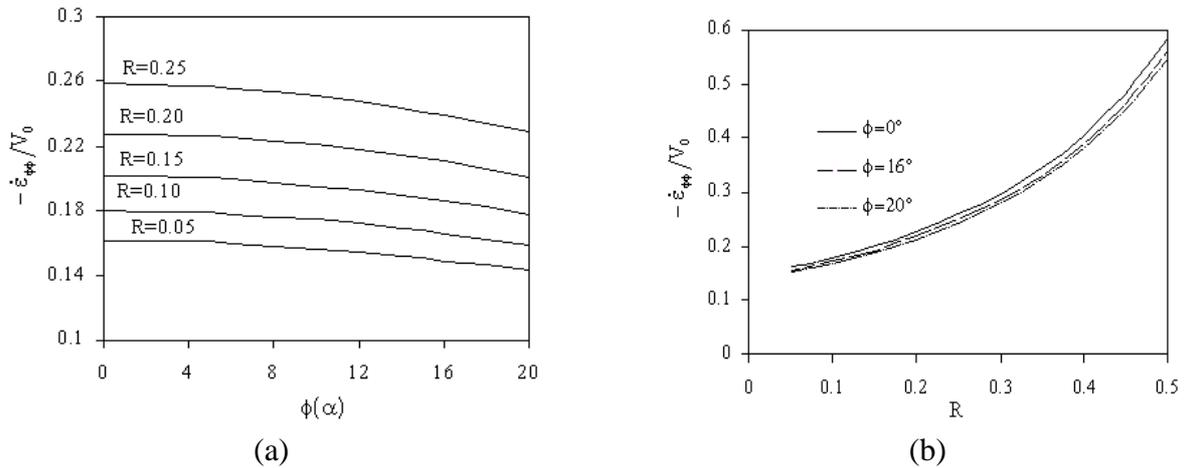


Figura 10. Campo de taxas de deformações circunferenciais: (a) em função de ϕ ; (b) em função da redução R

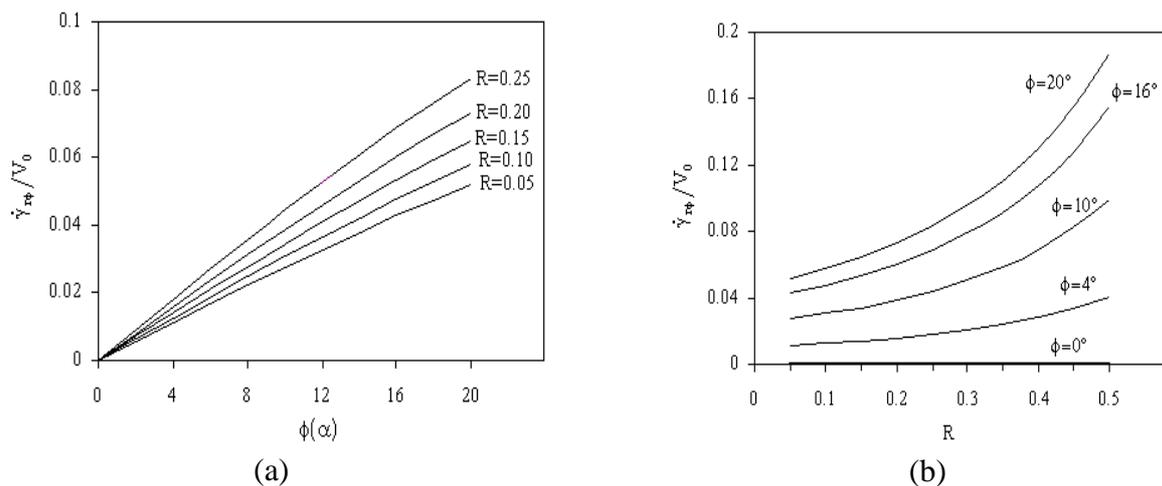


Figura 11. Campo de taxas de deformações cisalhantes: (a) em função de ϕ ; (b) em função da redução R

4. CONCLUSÕES

A análise dos resultados obtidos evidenciaram que (1) a constante de separação A tem seu valor condicionado ao par de valores (α, m) . Isto se deve, naturalmente, à necessidade de se atender não só a condição inicial $k(0) = 0$, mas também à condição limite $k(\alpha) = m$, representada pelo truncamento do fluxo dos cálculos computacionais no instante em que tal condição é atingida. A importância de A ser função α e de m , reside no fato de se poder simular todas as situações compreendidas desde o caso limite de ausência de atrito ($m = 0$), até o oposto ($m = 1$), que corresponde ao caso da parede interna ser extremamente rugosa. No caso de ausência completa de atrito verificou-se que quando $\phi(\alpha) = 0$ o valor da constante será $A = 2\sqrt{3}$, sendo este o mínimo valor que esta constante de separação poderá assumir, o qual é independente dos possíveis valores do semi-ângulo (α) de abertura do cone; (2) O

campo das velocidades cinematicamente admissíveis e o campo das velocidades de deformação têm comportamentos semelhantes aos descritos em literaturas especializadas, como é o caso de Talbert e Avitzur; (3) Quanto ao campo de tensões, verificou-se que, pelo menos qualitativamente, seu comportamento é semelhante aos do campo de velocidades de deformação, o que de certo modo era esperado, pois o material é um plástico ideal, homogêneo e isotrópico.

Conclui-se, em vista dos resultados obtidos, e respeitadas as hipóteses simplificadoras impostas ao problema estudado, que o modelo se presta para descrever as características do fluxo plástico de um material de *von Mises* através de matrizes cônicas convergentes.

5. REFERÊNCIAS

- Avitzur, B, 1979, “Metal Forming: Process and Analysis”, McGraw-hill, New York.
- Balai, P. A, Sundararajan, T. & Lal, G. K., 1991, “Viscoplastic Deformation Analysis and Extrusion Die Design by FEM”, Journal Applied Mechanics, 58, pp. 644-650.
- Boresi, A. P.; Schmidt, R. J. & Sidebottom, O. M., 1991, “Advanced Mechanics of Materials”, McGraw Hill Book Company, Inc. NY.
- Bridgman, P.W., 1952, “Studies in large Plastic Flow and Fracture”, McGraw Hill Book Company, Inc. NY.
- Dieter, G.E., 1976, “Mechanical Metallurgy”, McGraw Hill Book Company, Inc. NY.
- Delijaicov, S., 1978, “Análise de Extrusão de Barras Cilíndricas em Matriz Cônica pelo Método do Limite Superior”, Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, Departamento de Engenharia Mecânica.
- Hoffman, O. & Sachs, G., 1953, “Theory of Plastic”, McGraw Hill Book Company, Inc. NY.
- Juvinal, R.C., 1967, “Engineering Considerations of Stress, Strain and Strength”, McGraw Hill Book Company, Inc. NY.
- Kudo, H., 1960, “Some Analytical and Experimental Studies of Axy-Symmetric Cold Forging and Extrusion_I”, International Journal Mech. Science, vol. 2, pp. 102-127.
- Medrano, R. E; Gillis, P.P.; Hinesley, C. & Conrad, H., 1971, “Application of Visioplasty Techniques to Axisymmetric Extrusion”, Metal Forming, pp. 85-107
- Medrano, R. E. & Gillis, P. P., 1972, “Visioplasty Techniques in Axisymmetric Extrusion”, Journal of Strain Analysis, vol. 7, pp. 170-176.
- Prager, E. P. & Hodger Jr., P. G., 1951, “Theory of Perfectly Plastic Solids”, John Wiley & Sons, Inc. Ny.
- Sachs, G. & von Horn, H. R., 1940, “Practical Metallurgy”, American Society for metals, Cleveland, USA.
- Shabaik, A. N., 1991, “Mechanics of Plastic Deformation in Metal Forming Processes: Experimental and Numerical Methods”, Journal of Mat. Processing Tech., 27, pp. 3-24.
- Silva, J.A.C., 1999, “Estudo das Características do Fluxo Plástico através de Matrizes Cônicas Convergentes”, TM – 05/99, UFPA/CT/CMEM.
- Stahlberg, U. & Hou, J., 1995, “A UBET- Simulation Meant for Basic Understanding of the Extrusion of Aluminum Profiles”, J. of Eng. For Ind., Trans. Of the ASME, pp.485-493.
- Talbert, S. H. & Avitzur, B., 1996, “Elementary Mechanics of Plastic Flow in metal Forming”, John Wiley & Sons Inc.

COEFICIENTE DE TRANSFERÊNCIA DE CALOR NA INTERFACE METAL/MOLDE PARA LIGAS DO SISTEMA Sn-Pb SOLIDIFICADAS EM MOLDES METÁLICOS DE DIFERENTES MATERIAIS

Manoel Diniz Peres – Mestrando, UFPA, C T, DEM

Noé Cheung – Doutorando, DEMA/FEM/UNICAMP

José Maria do Vale Quaresma – Prof. Doutor, UFPA, CT, DEM

Amauri Garcia – Prof. Titular, DEMA/FEM/UNICAMP

UFPA, CT, DEM, 66.075-970, Belém, PA, Brasil, E-mail peres@ufpa.br / jmdovale@ufpa.br

RESUMO

A simulação dos processos de solidificação de metais, via modelos matemáticos, tem-se constituído como uma ferramenta imprescindível na confiabilidade e precisão dos resultados obtidos. Sabe-se que a estrutura e as propriedades de uma peça fundida dependem das condições térmicas na solidificação ou mais precisamente das taxas de resfriamento, dependendo fortemente do coeficiente de transferência de calor (h_i) na interface metal/molde, tornando necessária a correta avaliação destes componentes. A variação destes parâmetros pode ocorrer ao longo do contorno da peça, sendo função do tipo de material fundido, do molde, da presença de resfriadores, etc.

Este trabalho determina o comportamento de h_i , através do confronto de perfis de temperatura teórico experimental, analisando o comportamento térmico do par metal/molde em um sistema de solidificação com fluxo de calor unidirecional. Utilizou-se ligas do sistema Sn-Pb, e moldes de aço carbono e de cobre com espessura de 50 mm.

Palavras-chaves: Condutância Térmica Metal / Molde; Condições de Solidificação; Modelagem matemática.

1. INTRODUÇÃO

A caracterização da solidificação de metais com aplicação industrial tem sua limitação no tratamento da transferência de calor no sistema metal/molde, e principalmente na interface de contato entre o metal e o molde. Vários pesquisadores tem estudado esta transferência de calor, uma vez que da sua eficiência depende significativamente a evolução da estrutura bruta de solidificação em componentes fundidos, e como conseqüência, definem suas propriedades.

Na região de contato metal/molde, evidencia-se a formação do “gap” de ar, o qual tende a diminuir a eficiência do transporte de calor, expressa em termos de um coeficiente de transferência de calor metal/molde h_i , e como conseqüência desacelera o processo de solidificação. O valor de h_i depende inicialmente da afinidade físico-química do metal líquido, e das condições de acabamento da superfície de contato do molde. O presente trabalho utiliza a determinação de h_i pelo confronto teórico experimental de perfis térmicos que consiste em mapear experimentalmente as temperaturas em determinados pontos do molde e do metal ao longo da solidificação e, posteriormente, confrontar os perfis de temperatura ou curvas de resfriamento experimentais com as curvas teóricas simuladas por um modelo numérico de

solidificação, que tenha sido prévia e devidamente aferido, para tanto utilizou-se ligas do sistema Sn-Pb (5, 10, 20 % Pb) e para a a coquilha utilizou-se aço SAE 1020 e cobre eletrolítico ambas com espessura de 50 mm.

2. ANÁLISE MATEMÁTICA DA SOLIDIFICAÇÃO

Para a obtenção de resultados precisos no mapeamento térmico de sistemas de fundição via simulação numérica, torna-se necessário um perfeito conhecimento do comportamento da interface metal / molde ao longo do processo. A determinação de valores de h_i é complexa, sendo que o método que engloba a comparação entre dados térmicos experimentais e os resultados gerados por modelo matemático se apresenta como uma ferramenta eficiente e flexível.

A equação descritiva para o fenômeno da transferência de calor é a Equação Geral da Condução de Calor em regime não-estacionário, admitindo-se fluxo de calor unidirecional, dada por:

$$\rho \cdot c \cdot \frac{\partial T}{\partial t} = k \cdot \frac{\partial^2 T}{\partial x^2} + \dot{q} \quad (1)$$

onde: ρ = densidade do material [kg/m³]; c = calor específico do material [J / kg.K];

k = condutibilidade térmica do material [W/m².K]; $\dot{q} = \rho \cdot L \frac{\partial f_s}{\partial t}$, representa o termo de geração interna de calor; associado a transformação de fase do metal com a liberação de calor latente.

Considerando a correlação com calor específico, a Equação 1 é dada como:

$$\rho \cdot c' \cdot \frac{\partial T}{\partial t} = k \cdot \frac{\partial^2 T}{\partial x^2} \quad (2)$$

onde: $c' = c - L \cdot \frac{\partial f_s}{\partial T}$ e o termo $\left(L \cdot \frac{\partial f_s}{\partial T} \right)$ é chamado de *pseudo* calor específico, onde a velocidade de solidificação é controlada pela relação entre o pseudo calor específico que representa a liberação de calor latente do material na transformação de fase e o calor específico do material. Assim a equação 2 se transforma em:

$$\rho \cdot \left(c - L \cdot \frac{\partial f_s}{\partial T} \right) \frac{\partial T}{\partial t} = k \cdot \frac{\partial^2 T}{\partial x^2} \quad (3)$$

O fluxo de calor através da interface metal/molde é mostrado na Figura 1, e pode ser obtido utilizando-se a equação 4:

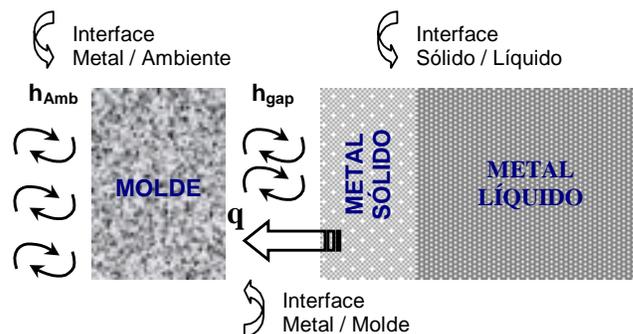


Figura 1 – Esquema ilustrativo das interfaces metal/molde e o fluxo de calor entre a superfície da casca de metal solidificado e do molde [Quaresma, 1999].

$$q = h_i \cdot A_t (T_{\text{metal}} - T_{\text{molde}}) \quad (4)$$

onde: $A_t = \text{Área de troca térmica [m}^2 \text{]}$; e sendo que o valor do coeficiente de transferência de calor na interface metal/molde (h_i) é variável durante o processo, necessitando de métodos particulares para a sua determinação (Welty, J.R.,1976),, como o método utilizado ao longo do trabalho.

Aplicando os termos de diferenças finitas na equação 2, tem-se:

$$\rho \cdot c \cdot \frac{T_i^{n+1} - T_i^n}{\Delta t} = k \cdot \frac{T_{i+1}^n - 2T_i^n + T_{i-1}^n}{\Delta x^2} \quad (5)$$

onde: i posição do ponto da malha numérica; Δx corresponde à distância percorrida pelo fluxo de calor entre os pontos nodais; n é o instante de tempo [s].

Utilizando-se uma abordagem que transforma a malha de diferenças finitas de elementos térmicos a elementos elétricos (Spim Jr., J. A. & Garcia, A.,1997); e manipulando algebricamente a equação 5, chega-se em (Mondolfo, L. F.,1976):

$$T_i^n = -\frac{\Delta t}{\tau_{di}} \cdot T_{i-1}^{n+1} + \left(1 + \frac{\Delta t}{\tau_{dqi}} \right) \cdot T_i^{n+1} - \frac{\Delta t}{\tau_{qi}} \cdot T_{i+1}^{n+1} \quad (6)$$

$$\text{onde: } \tau_{qi} = C_{ti} (R_{t_{i-1}} + R_{t_i}) \quad (\text{carga}) \quad (7)$$

$$\tau_{di} = C_{ti} (R_{t_i} + R_{t_{i+1}}) \quad (\text{descarga}) \quad (8)$$

$$\tau_{dqi} = \frac{\tau_{di} + \tau_{qi}}{\tau_{di} \cdot \tau_{qi}} \quad (\text{carga e descarga}) \quad (9)$$

Na analogia com circuitos elétricos, o acúmulo de energia do elemento finito “ i ” é caracterizado pela sua capacidade térmica dada por :

$$C_{ti} = A_t \cdot \Delta x_i \cdot \rho_i \cdot c_i \quad (10)$$

onde: $A_t \cdot \Delta x_i$ corresponde ao volume do elemento finito “ i ”; C_{ti} é a capacidade térmica do elemento “ i ”.

O fluxo térmico entre os pontos nodais (centrais) dos elementos finitos tem, como resistência térmica à passagem de calor, um valor representado pelo inverso da condutividade térmica, sendo:

$$R_t = \frac{\Delta x}{k \cdot A_t}, \quad R_i = \frac{1}{h_i \cdot A_t}, \quad (11)$$

A determinação correta de h_i , tem sido objeto de estudo de diversos pesquisadores [Garcia/Clyne,1983; Nishida et alli, 1986; Sharma/Krishnan, 1991; Santos, C. A , 1996; Quaresma J. M. V., 1999]. A disponibilidade de valores de h_i na literatura é escassa, e as características da alta diversidade dos sistemas metal/molde implicam na necessidade do desenvolvimento de metodologias para sua determinação experimental. Decorre disto a disponibilidade de um banco de dados com valores de h_i ser fundamental na modelagem matemática do processo de solidificação, seja para simular operações de fundição, seja para otimizar o processo através de modificações operacionais. O confronto dos resultados teóricos experimentais permitirá o levantamento de valores de h_i que poderão ser extremamente úteis em futuras análises de problemas de solidificação, tanto a nível acadêmico, quanto em aplicações na indústria de fundição.

3. APARATO EXPERIMENTAL

Para determinação do Coeficiente de Transferência de Calor Metal/Molde (h_i), foi utilizado um molde de seções planas retangulares, sendo uma das faces composta de material

condutor (absorvedor de calor, aço SAE 1020 e cobre eletrolítico), e as outras de material isolante, direcionando assim unidirecionalmente o fluxo de calor no sistema experimental.

O ensaio experimental consistiu na obtenção dos perfis de temperatura durante a solidificação de ligas do sistema Sn-Pb. As propriedades termofísicas das ligas utilizadas, bem como do molde são mostradas nas Tabela 1 e 2. Vazou-se a liga sempre com um superaquecimento de 40 °C acima da temperatura liquidus da liga, e manteve-se o molde inicialmente à temperatura ambiente.

Através de termopares (Tipo K) localizados estrategicamente conforme figura 2, monitorou-se todo o processo com o auxílio de um Registrador Digital ALMEMO 2290-8 com capacidade de até cinco leituras por unidade de tempo (s), obtendo-se os Perfis Térmicos Experimentais, que serviram para a comparação com os Perfis Térmicos Teóricos do Modelo Matemático.

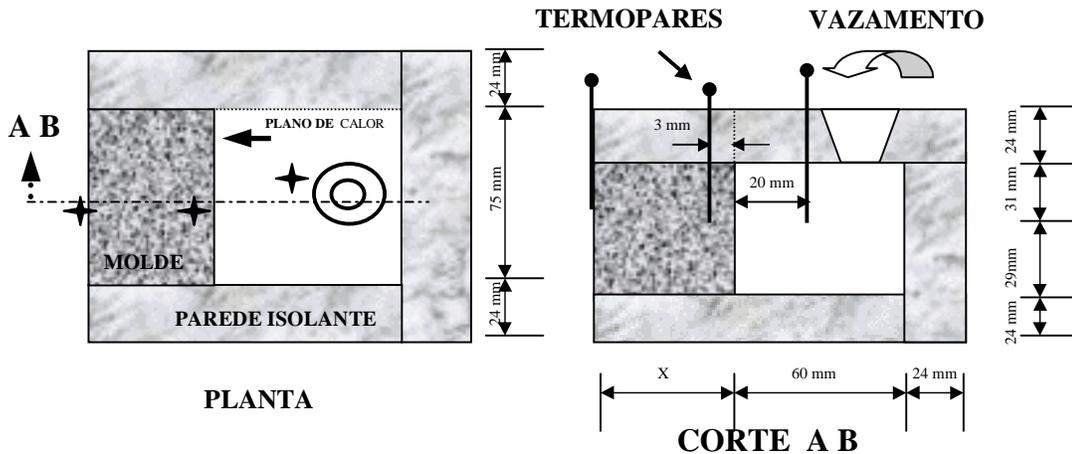


Figura 2 – Representação Esquemática do Sistema Experimental [Quaresma, 1999].

Tabela 1 – Características do material do molde [Hammouda, 1992]

Material do Molde	k (W / m K)	c (J / kg K)	ρ (kg / m ³)
Aço	46	527	7 860
Cobre	398	384	8 960

Tabela 2 – Características das ligas Sn-Pb [Hammouda, 1992]

Ligas	c_L (J/kgK)	c_S (J/kgK)	ρ_L (kg/m ³)	ρ_S (kg/m ³)	k_L (W/mK)	k_S (W/mK)	L (J/kg)	T_S (°C)	T_L (°C)	T_f (°C)
Sn5%Pb	259	221	7.380	7.720	33	64	57.120	183	220	232
Sn10%Pb	243	209	7.480	7.840	33	63	56.140	183	215	232
Sn20%Pb	231	200	7.860	8.250	32	59	52.580	183	202	232

4. RESULTADOS E DISCUSSÕES

As figuras 3 (a, b ,c) permitem fazer comparações entre as curvas de resfriamento das ligas em molde de aço. Nelas observa-se uma tendência ao aquecimento súbito do molde nos instantes iniciais do processo sem o conseqüente resfriamento do metal, isto é, o molde primeiro satura-se termicamente e só depois se permite resfriar, comportamento que vai diminuindo de intensidade à medida que as ligas apresentam crescentes valores de soluto e conduzem a perfis de h_i mais baixos que convergem rapidamente entre si, vistos na figura 3 d.

Tal fato permite o seguinte raciocínio: a avidéz de calor do molde de aço associada a fluidez decrescente das ligas mais concentradas, devido aos seus menores intervalos de solidificação, geram camadas sólida iniciais rápida e progressivamente mais consistentes e resistentes à pressão metalostática.

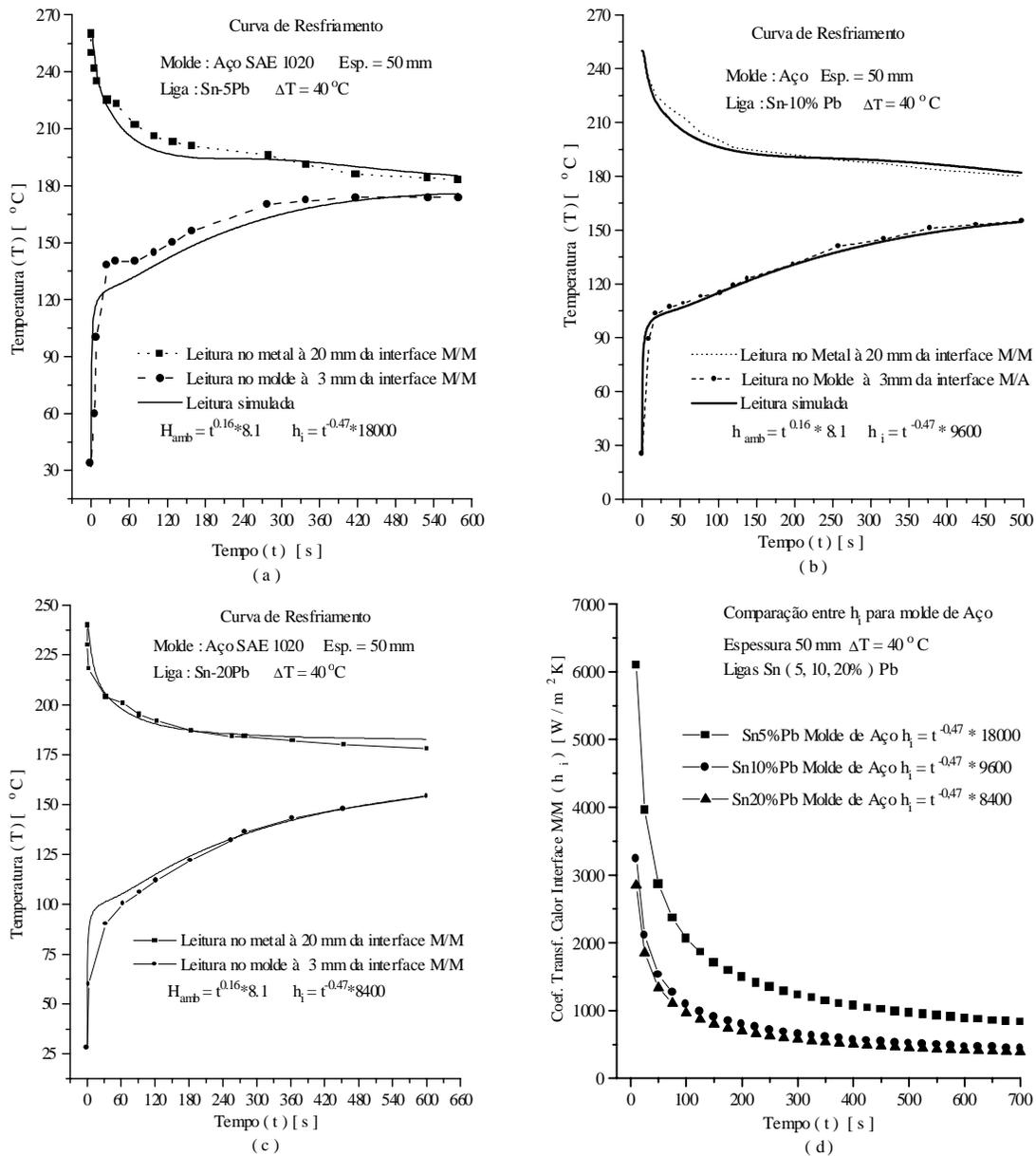


Figura 3 – Comportamento das curvas de resfriamento teóricas e experimentais para ligas do sistema Sn-Pb: a) Sn-5%Pb, b) Sn-10%Pb, c) Sn-20%Pb e, d) Correlação entre as curvas que representam os perfis de h_i , para moldes de aço com espessura de 50 mm.

As figuras 4 (a, b, c), por sua vez, permitem fazer comparações entre as curvas de resfriamento das ligas em molde de cobre. Nelas observa-se uma tendência ao aquecimento gradual do molde ao longo do processo que aumenta de intensidade à medida que as ligas apresentam valores de soluto crescentes e conduzem a perfis de h_i mais elevados que convergem rapidamente entre si, vistos na figura 4 d. e à medida que a concentração de soluto

crece na liga. Tal fato permite o seguinte raciocínio: a indiferença pelo calor do molde de cobre associada a fluidez decrescente das ligas mais concentradas, devido aos seus menores intervalos de solidificação, geram camadas sólida iniciais lenta e progressivamente mais consistentes que podem ser vencidas pela pressão metalostática.

Estas constatações dão conta dos diferentes comportamentos que o aço e o cobre apresentam como extratores de calor.

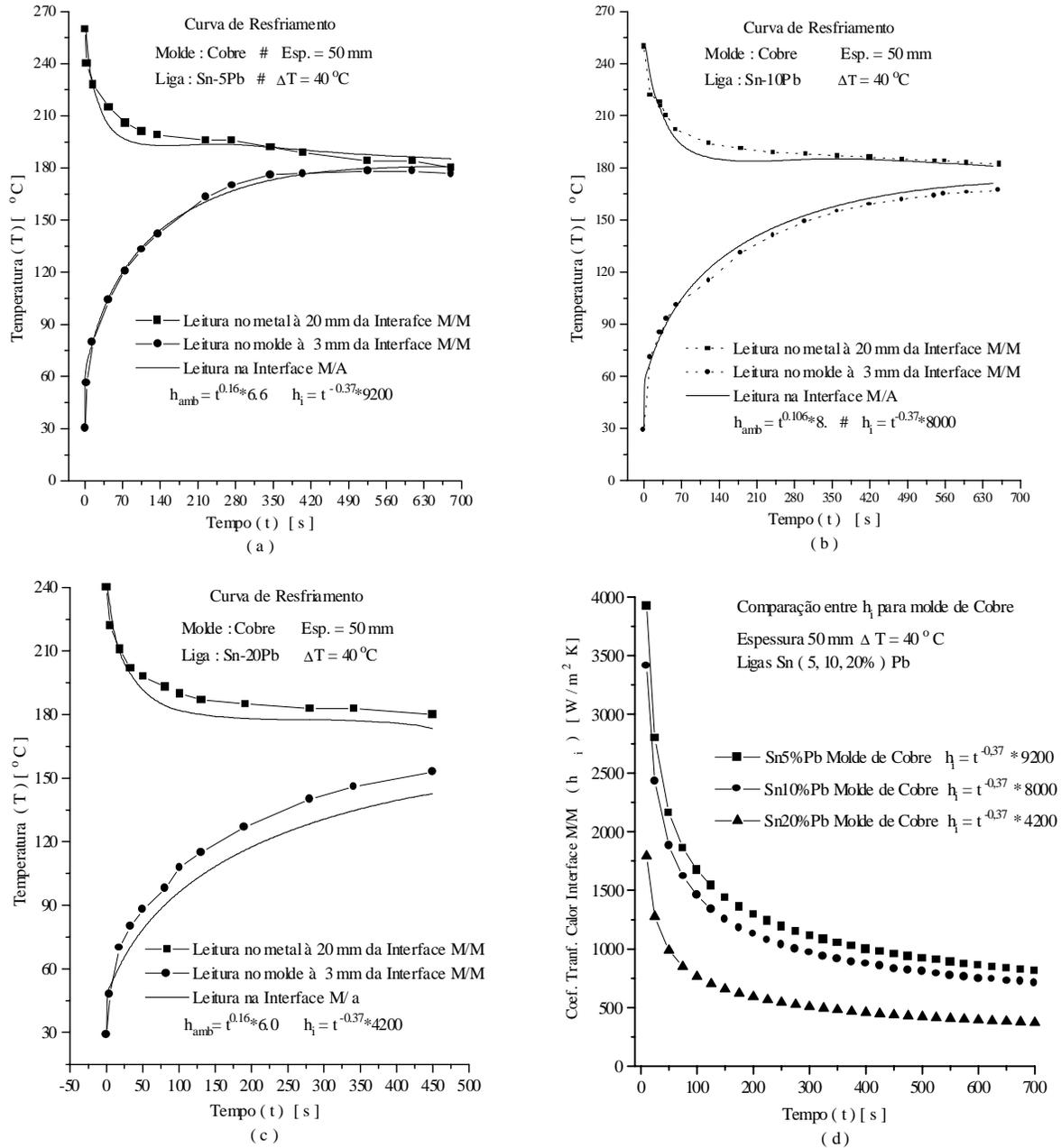
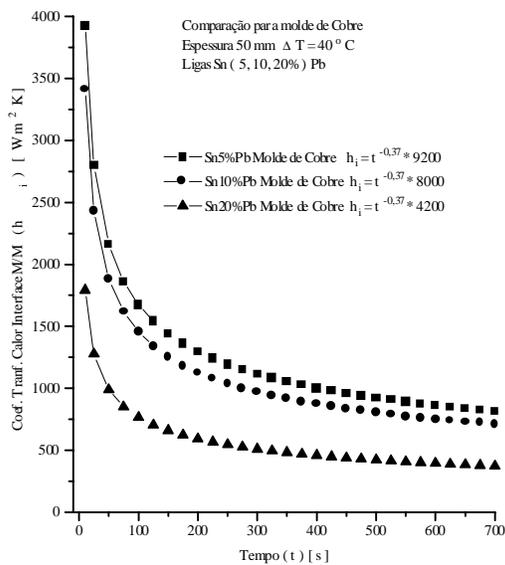
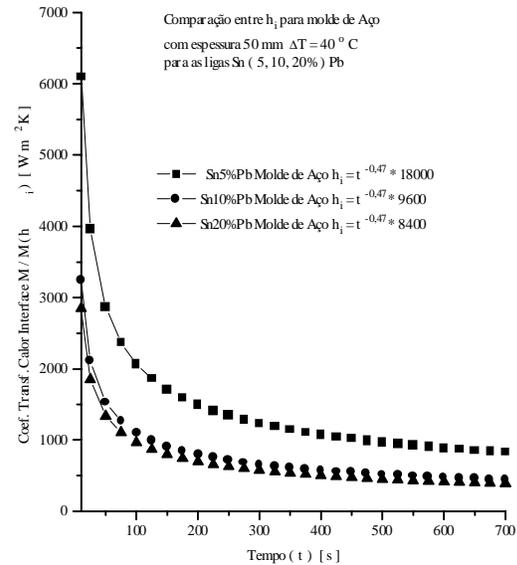


Figura 4 – Comportamento das curvas de resfriamento teóricas e experimentais para ligas do sistema Sn-Pb: a) Sn-5%Pb, b) Sn-10%Pb, c) Sn-20%Pb e, d) Correlação entre as curvas que representam os perfis de h_i , para moldes de cobre com espessura de 50 mm.



(a)



(b)

Figura 5 – Comparação entre os perfis de h_i para ligas do sistema Sn-Pb: a) molde de cobre e b) molde de aço.

4. CONCLUSÕES

A comparação entre os resultados das simulações desenvolvidas através do modelo numérico e os dados obtidos experimentalmente, permitem concluir que:

- a) a boa concordância das curvas obtidas caso a caso, leva naturalmente ao entendimento de que a utilização de valores h_i variáveis com o tempo além de mais confiáveis são mais eficientes. Por outro lado, mostra que o confronto destes perfis térmicos é um modo seguro e mais simples de definição dos valores deste coeficiente em função do tempo.
- b) a rápida convergência entre si dos perfis de h_i mais baixos para crescentes valores de soluto (molde de aço) e a rápida divergência entre si dos perfis de h_i mais baixos para crescentes valores de soluto (molde de cobre) podem estar associadas tanto ao decréscimo do intervalo de solidificação e conseqüente diminuição da zona pastosa (mushy zone) como às propriedades termofísicas do material do molde.
- c) é significativa a melhor afinidade físico-química das ligas Sn-Pb com molde de aço, o que traduz por valores iniciais de h_i sensivelmente mais elevados.

6 - REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- Berry, J. T. et alli – Control of Macrostructure in Aluminum casting, part I: Determination of Columnar/Equiaxed Transition for Al-4,5%Cu Alloy, AFS Transactions, vol. 99, pp. 187-191, (1991).
- Garcia, A & Clyne, T. W; - A Versatile Technique for Characterization of Metal/Mold Heat Transfer and Correlation with Thermal and Structural Effect. In: Solidification Technology in the Foundry and Csthouse; The Metals Society; pp.33-39, 1983.
- Hammouda, R. M. et alli – “Effect of melt Superheat and Chill Material on Interfacial Heat-Transfer Coefficient in End-Chill Al and Al-Cu Alloy Castings”, Journal of Materials Science, vol. 27, pp 3467-3473, 1992.
- Huang, C. H.; Wang, Y. C.; “The Estimation of Solid-Liquid Phase Moving Front Position During Metal Casting with Mold”; Proc. NATL. Sci, Counc., vol 220, n. 22, pp. 194-203, 1996.
- Krane, M. J. M.; Incropera, F. P. ; “A scaling Analysis of the Unidirectional Solidification of a Binary Alloy “; Int. J. Heat Mass Transfer, vol. 39, pp. 3567-3579, 1996.
- Krishnan, M. & Sharma, D. G.; “Determination of the Interfacial Heat Transfer Coefficient h in the Unidirectional Heat Flow by Beck’s Non Linear Estimation Procedure”; Int Comm. Heat Mass Transfer, vol., 23, n. 2, p. 203-214,1996.
- Mondolfo, L. F. – Aluminium Alloys: Struture and properties, Ed. Butter Warths, London-Boston, 1ª Edição, (1976).
- Nishida, Y.; Droste, W. & Engler, S.; “The Air-Gap Formation Process at the Casting-Mold Interface and the Heat Transfer Mechanism through the Gap”; metallurgical transactions B, vol. 17B, pp. 833-844, Dez. (1986).
- Pehlke, R.. D.; “Sumary of Thermal Properties for Casting Alloys and Mold Materials”, University of Michigan, 1982.
- Quaresma, J. M. V. et alli.; “Influência do Material e da espessura da Parede do Molde nos Coeficientes de Transferência de Calor nas interfaces Metal/Molde e Molde/Ambiente”, Anais do II congresso Internacional de Tecnologia Metalúrgica e de Materiais – ABM, 1997.
- Quaresma, J. M. V., Santos, C. A, Cheung N., Garcia, A, “Correlação entre Microestrutura de Solidificação e Propriedades Mecânicas de Ligas Al-Cu “, Trabalho a ser apresentado no⁵³⁰ Congresso Nacional Anual da ABM, 1998.
- Quaresma, J. M. V; Correlação entre Condições de Solidificação, Microestruturas e Resistência Mecânica, Campinas-SP,1999.
- Santos, C. A et all; “Aplicação de um Modelo Numérico na Determinação Experimental da Condutância Térmica na Interface Metal/Molde em Sistema Estáticos de Fundição”; 9º Seminário de Metais Não-Ferrosos-ABM, pp. 197-202, 1996.
- Spim Jr., J. A & Garcia, A ; “An optimization of the Finite Difference Method for Modeling Solidification of Complex”; Journal of the Brazilian Society Mechanical Sciences – RBCM; vol. XIX, n. 3, p. 392-409, 1997.
- Stefanescu, D.M; Upadhya, G. & Bandyopadhyay, D. – Heat Transfer- Solidification Kinectics Modeling of Solidification of Castings, Metallurgical Transactions A, v.21A, pp.997-1005, 1990.
- Voller, V. R. & Swaminathan, C. R.; “General Source-Based Method for Solidification Phase Change”, Numerical Heat Transfer, Part b, vol. 19, p. 175-189, 1991.
- Welty, J. R.; “Engineering Heat Transfer”, J. Wilei and Sous, Inc. New York; 1976

SISTEMA RUTÍLICO AWS E6013 MODIFICADO: EFEITO DO TIPO DE FONTE DE ENERGIA E DA BASICIDADE DA ESCÓRIA.

Vinícius Sales Rocha
Celina Leal Mendes da Silva
Jesualdo Pereira Farias

Universidade Federal de Uberlândia, Centro Tecnológico, Faculdade de Engenharia Mecânica, 38400-902, Uberlândia, MG, Brasil. E-mail: clmsilva@mecanica.ufu.br

Resumo

Este trabalho constitui-se em parte integrante de uma linha de pesquisa que busca melhorar as propriedades mecânicas do metal depositado por eletrodos rutilicos. Esta busca foi realizada através de formulações alternativas do revestimento que aumentem a basicidade da escória. Foi avaliado o comportamento dos eletrodos em diversas condições de soldagem. Basicamente, esperou-se melhorar as propriedades mecânicas do metal depositado, principalmente a resistência ao impacto, sem perder a excelente operacionalidade típica desse tipo de eletrodo. Foram usados três tipos de eletrodos experimentais, derivados da classe AWS E6013, com dois tipos de fonte de energia (Eletromagnética e Eletrônica) com corrente alternada. Os resultados indicam que o aumento da basicidade afeta as características operacionais dos eletrodos, que também são afetadas pelo tipo de fonte.

Palavras-chave: Soldagem, Basicidade da escória, Características operacionais.

1. INTRODUÇÃO

Uma das alternativas mais promissoras para o desenvolvimento de novas formulações de revestimento, visando controlar a composição química e as propriedades mecânicas do metal depositado, é aquela que emprega a variação da basicidade da escória como meio para se obter esse fim. A basicidade da escória é extremamente importante no controle da composição química do metal de solda e da estabilidade do arco voltaico. A sua quantificação é determinada a partir do índice de basicidade de Boniszewski (Boniszewski *et al.*, 1969).

Um estudo do efeito da variação da basicidade da escória de eletrodos rutilicos AWS E6013 (Rissone, *et al.*, 1994) revelou que o aumento da basicidade da escória destes eletrodos produziu um incremento marcante na tenacidade do metal depositado, de tal maneira que as exigências internacionais da indústria naval foram satisfeitas. Ainda em 1994, Boniszewski *et al.* investigaram o desempenho desse tipo de consumível com mudanças sistemáticas no conteúdos de carbonato de cálcio (CaCO_3) no revestimento e concluíram que o incremento do teor de carbonato de cálcio leva a menores níveis de elementos residuais no metal de solda, conduzindo também a um decréscimo nos teores de silício (Si) e a ascendentes valores de tenacidade.

A composição do revestimento de um eletrodo padrão AWS E6013 foi modificado pela substituição de quartzo por wollastonita, com o objetivo de desenvolver uma série de estudos sobre a influência desse composto no teor de hidrogênio difusível, no comportamento operacional e nas propriedades mecânicas do metal de solda depositado por esses eletrodos. A influência da wollastonita no teor de hidrogênio difusível de eletrodos rutilicos AWS E6013 realizado por Rissone *et al.* (1995) teve como resultado que à medida em que se aumentou o teor de óxido de cálcio no revestimento, houve uma diminuição nos teores de silício e de oxigênio do metal de solda.

Paralelamente, Farias *et al.* (1995) estudaram a estabilidade do arco e as características econômicas dos eletrodos rútilicos AWS E6013, empregados por Rissone *et al.* (1995). Foi observado que a substituição do quartzo por wollastonita não prejudicou a estabilidade do arco.

Em 1996, Surian verificou que a adição de magnésio metálico ao revestimento de eletrodos rútilicos AWS E7024 reduziu os teores do oxigênio e de hidrogênio difusível, melhorando, conseqüentemente, a tenacidade do metal de solda. Em 1998, dando seqüência a esse estudo, Mendes da Silva (1998) investigou os efeitos do incremento do magnésio metálico sobre a estabilidade do arco e sobre as características econômicas desses eletrodos, soldando em diversos tipos de corrente, onde atesta que o magnésio metálico se apresenta como uma vantajosa alternativa como elemento desoxidante, à medida em que a sensível melhoria nas propriedades mecânicas não se mostrou acompanhada por perdas significativas na boa operacionalidade dos mesmos.

Dando continuidade a essa linha de pesquisa e visando explorar as possibilidades de aumento da basicidade dos revestimentos rútilicos, foi proposto um sistema alternativo ao AWS E6013 com adições de CaCO_3 e reduções nos teores de celulose e SiO_2 . Em publicação recente, Rocha *et al.* (1999) verificaram que o aumento da basicidade da escória causou uma redução na tensão do arco e uma melhoria na facilidade de transferência de carga elétrica tanto em corrente contínua negativa como em corrente alternada. Farias *et al.* (1999), estudaram as características econômicas e a geometria da solda desses eletrodos em corrente contínua e alternada. Verificou-se que o aumento da basicidade do revestimento de eletrodos rútilicos afeta a sua taxa de fusão e a geometria do cordão de solda. O aumento da basicidade da escória reduziu a taxa de fusão e aumentou levemente a quantidade de perdas de material por salpicagem. A largura e a penetração do cordão de solda são reduzidos com o aumento da basicidade da escória, enquanto esse efeito sobre o reforço depende do tipo de corrente.

Neste trabalho, propõe-se complementar esse estudo com a avaliação do desempenho destes consumíveis experimentais empregando-se fontes de energia de características construtivas diferentes. A primeira utiliza controle do sinal de saída exclusivamente eletromagnético e a segunda faz controle através de transistores, o que permite o ajuste da corrente de curto-circuito.

2. MATERIAIS E MÉTODOS

2.1 Eletrodos Experimentais

Foram empregados três tipos de eletrodos experimentais, de 4mm de diâmetro com comprimento de 350mm, que apresentam variações percentuais de carbonato de cálcio, celulose e sílica, modificados a partir do revestimento AWS E6013, com o intuito de aumentar a basicidade da escória. Os três tipos de eletrodos foram representados neste trabalho pelas letras A, B e C. A composição química da alma foi mantida constante. A Tabela 1 fornece a composição química do revestimento dos eletrodos e o índice de basicidade, IB, da escória calculado de acordo com Boniszewski (Boniszewski *et al.*, 1969).

2.2 Procedimentos de Soldagem

Soldagens de simples deposição foram realizadas com esses eletrodos na posição plana, com velocidade de soldagem constante de 17,5 cm/min em corrente alternada, utilizando corpos de prova de chapa de aço ABNT 1020 de 170x50x6 mm. Os experimentos foram realizados em um banco de ensaio para soldagem automática em duas fontes de energia. Uma fonte eletrônica multiprocesso (FI) e outra eletromagnética (FM). A aquisição de dados foi

efetuada por intermédio de um sistema computadorizado, em dois canais, com frequência de 10 kHz em 12 bits. O tempo de aquisição foi de 6 segundos, totalizando, em três repetições, 18 segundos para cada tipo de eletrodo por tipo de fonte. Os parâmetros de soldagem estão listados na Tabela 2.

Tabela 1 - Composição química do revestimento dos eletrodos (%).

Constituintes	A	B	C
Al O	4,5	4,5	4,5
K O	5,4	4,6	4,4
Mn+Fe	13,5	13,5	13,5
SiO	21,0	19,0	15,0
Celulose	7,0	2,0	0
CaCO	5,0	10,0	15,0

Tabela 2 - Parâmetros de soldagem.

Tipo de Eletrodo	Parâmetros	Tipo de Fonte	
		FI	FM
A	I (A)	160	159
B		160	161
C		160	160
A	U (V)	20	20
B		18	19
C		17	17
Vs (cm/min)		17,5	17,5

Deve-se salientar que o simulador de soldagem manual com eletrodos revestidos foi programado para soldar com o mesmo comprimento visível de arco em todos os experimentos. Logo, os diferentes valores observados na Tabela 2, para a tensão do arco, em função do aumento da basicidade da escória, devem-se, além das diferenças encontradas no efeito canhão, a uma variação nas características físicas da atmosfera do arco.

Antes da realização desses ensaios, foram feitas soldagens manuais de corpos de prova, em CA, para a determinação da composição química do metal de solda e da escória.

O estudo do comportamento do arco foi feito com base na metodologia desenvolvida por Farias (1993) que avalia a estabilidade do arco com base na transferência de carga elétrica e de metal. Através do emprego de softwares específicos determinaram-se as grandezas representativas do comportamento do arco.

A facilidade de transferência de metal foi avaliada pela facilidade da ocorrência de curto-circuito (F_{cc}) e pela facilidade de transferência da gota durante o curto-circuito (F_{tm}). Quanto maiores esses índices, maiores serão a facilidade de ocorrência de curtos-circuitos e de transferência metálica por curto-circuito. A regularidade de transferência metálica é avaliada pelos índices R_{cc} e R_{tm} que significam, respectivamente, o inverso do desvio padrão relativo do período médio de transferência (T) e do tempo médio de curto-circuito (t_{cc}). Quanto maiores esses valores maior é a regularidade de transferência de metal. Para a avaliação da facilidade de transferência de carga elétrica utilizou-se o índice B^+ , que representa o aumento médio da condutividade elétrica do espaço entre o eletrodo e a poça de fusão na mudança de polaridade para o meio ciclo positivo (Pokhodnya, 1980). Quanto maior o valor de B^+ , maior é a facilidade de transferência de carga em CA. A regularidade de transferência de carga elétrica foi avaliada a partir do inverso do desvio padrão relativo do

índice B⁺. Quanto maior esse índice, mais regular é a transferência de carga em corrente alternada.

Todos os resultados obtidos a partir dos índices descritos foram submetidos ao tratamento estatístico de análise de variância adotando-se um índice de significância de 5,0 % (Costa Neto, 1997).

3. RESULTADOS

Nas Tabelas 3 e 4 estão apresentadas as composições químicas do metal de solda e da escória. Observa-se que os objetivos principais de aumento da basicidade da escória e de redução do teor de Si do metal de solda foram alcançados com as formulações propostas. A Figura 1 ilustra o efeito da composição química do revestimento sobre o índice de basicidade da escória.

Tabela 3 - Composição química do metal de solda (%).

Eletrodo	C	Si	Mn
A	0,045	0,21	0,32
B	0,041	0,14	0,32
C	0,032	0,05	0,26

Obs.: P e S < 0,01

Tabela 4 - Composição química e índices de basicidade da escória.

	Tipo de Eletrodo		
	A	B	C
CaO	2,3	4,6	7,5
FeO	8,7	8,8	9,3
Al ₂ O ₃	4,0	4,0	3,2
SiO ₂	20,8	19,0	14,0
MgO	-	-	-
MnO	10,3	12,0	11,1
TiO ₂	51,3	49,3	52,2
Na ₂ O	0,3	0,3	0,8
K ₂ O	4,8	4,0	3,5
Índice de Basicidade	0,35	0,42	0,53

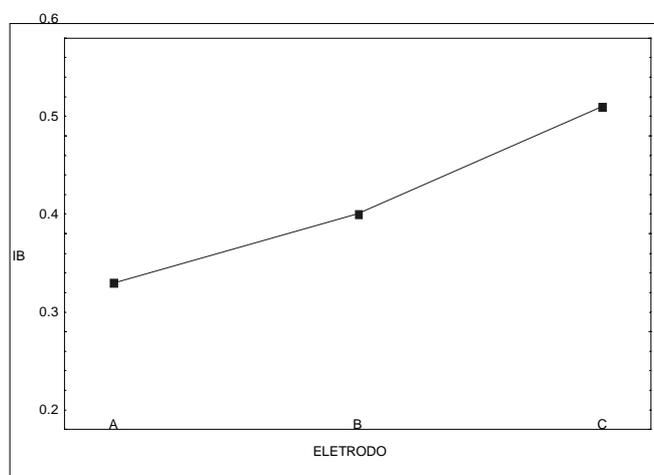


Figura 1 - Efeito do tipo de eletrodo sobre o índice de basicidade da escória.

Apesar de apresentarem características construtivas diferentes, observou-se durante os ensaios que não houve dificuldade na abertura do arco em ambas as máquinas. Atribui-se isso à boa operacionalidade dos eletrodos rutílicos. Observou-se, também, que independente do tipo de fonte de energia, ocorre uma diminuição na frequência de salpicagem acompanhada de um aumento volumétrico da gota salpicada, com o incremento da basicidade da escória dos eletrodos.

O estudo qualitativo do “campo de trabalho” das fontes é bastante pertinente. As curvas de tensão x corrente de ambas as máquinas podem ser vistas nas Figuras 2 e 3, para o eletrodo B, onde fica evidente a maior dispersão dos valores de corrente da fonte convencional. Esta apresentou valores de amperagem variando de -250 a 250 A. A justificativa para esse comportamento deve-se à grande amplitude alcançada pela onda de corrente senoidal (Figura 3), às elevadas correntes de curto-circuito e ainda ao gradiente da curva de característica estática.

Na fonte eletrônica, a variação da corrente foi bem menor, devido esta apresentar uma onda quadrada (Figura 2), diminuindo consideravelmente sua amplitude e apresentando picos de corrente menores do que a fonte convencional.

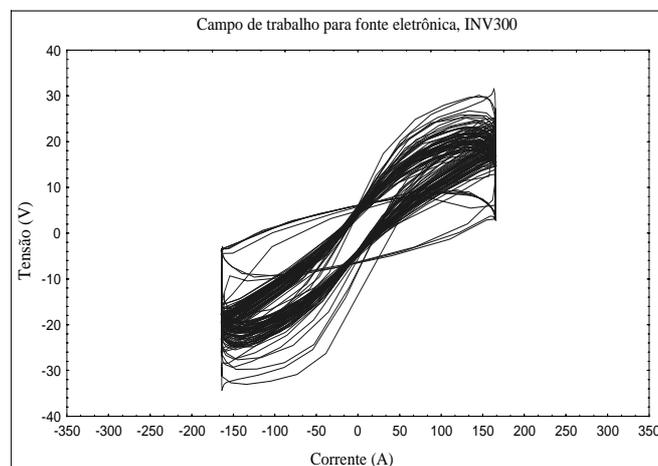


Figura 2 - Campo de trabalho para fonte eletrônica em CA, eletrodo B.

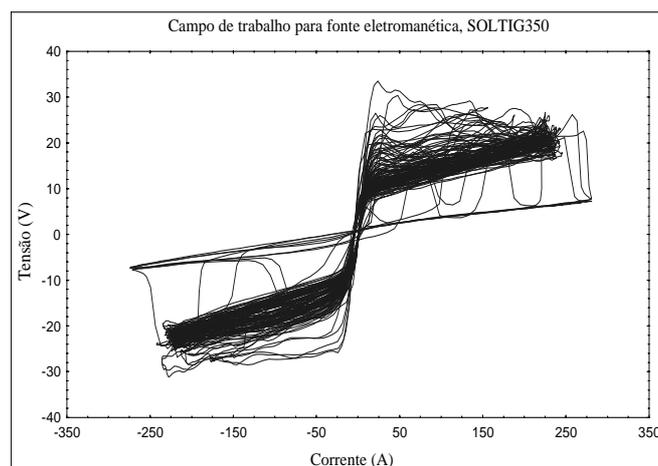


Figura 3 - Campo de trabalho para fonte eletromagnética em CA, eletrodo B.

Os dados referentes à transferência metálica e de carga para os dois tipos de fonte empregados estão indicadas na Tabela 5. A seguir, na Tabela 6, apresentam-se os resultados da análise de variância desses índices. Verifica-se que o tipo de fonte afetou apenas os índices B^+ e F_{tm} ($\alpha < 5\%$).

Com relação à transferência de carga elétrica percebe-se, pela Tabela 5 que a fonte eletrônica apresenta uma maior facilidade de reabertura do arco na mudança de polaridade (maior índice B^+). As Figuras 4 e 5 ilustram esse comportamento.

Tabela 5 - Dados da estabilidade do arco.

Tipo de Fonte	Tipo De Eletrodo	Transferência de Carga		Transferência de Metal			
		Facilidade $B^+(\Omega^{-1} s^{-1})$	Regularidade RB^+	Facilidade $F_{cc}(s^{-1})$	$F_{tm}(s^{-1})$	Regularidade R_{cc}	R_{tm}
Inversora	A	14879	2,53	11,09	117	1,73	1,81
	B	18372	3,38	7,59	112	1,72	1,98
	C	19951	4,25	4,93	92	1,78	1,87
Eletromagnética	A	3595	3,49	9,03	189	1,44	2,48
	B	3658	2,98	9,37	128	1,60	1,65
	C	3834	3,66	8,02	128	1,57	1,64

Tabela 6 - Resultados da análise de variância dos dados da estabilidade do arco.

Variável Dependente	Eletrodo	Fatores Fonte	Interação
B	0,00	0,00	0,00
RB	0,28	44,07	0,56
Fcc	2,2	31,82	9,10
Ftm	0,36	0,03	5,92
Rcc	77,99	8,08	80,33
Rtm	9,01	79,31	2,65

Obs.: níveis de significância, α , em %.

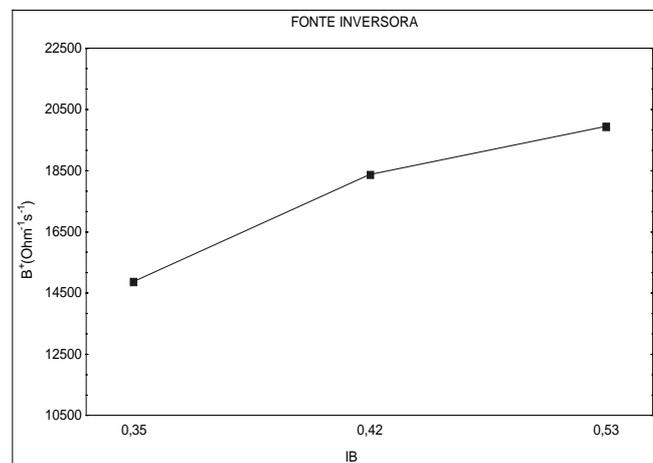


Figura 4 - Efeito do aumento da basicidade da escória sobre a facilidade de transferência de carga elétrica em CA, fonte eletrônica.

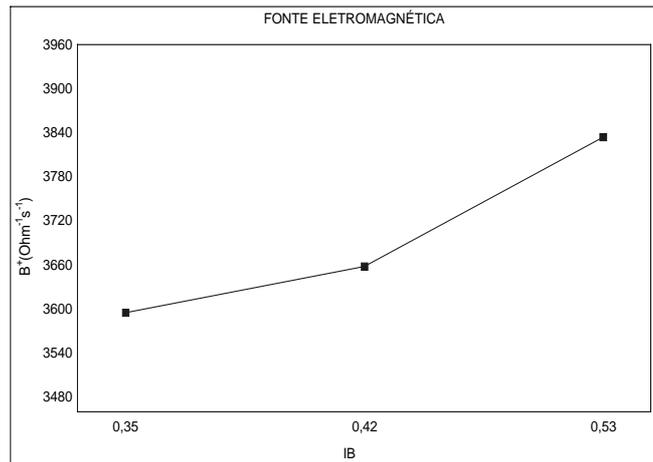


Figura 5 - Efeito do aumento da basicidade da escória sobre a facilidade de transferência de carga elétrica em CA, fonte eletromagnética.

Isso deve-se fundamentalmente ao menor tempo de reabertura do arco típico das fontes de onda quadrada. As Figuras 6 e 7 ilustram as diferenças entre os dois tipos de ondas para comportamento dinâmico das fontes eletromagnética (senoidal) e eletrônica (quadrada), onde se pode perceber que na onda quadrada (Figura 6) a mudança de polaridade é instantânea. Ao contrário da facilidade de reabertura do arco, não foram verificadas diferenças significativas entre as suas regularidades para os dois tipos de fontes como pode ser visto na Tabela 6.

Sabe-se que as fontes que possuem maiores correntes de curto-circuito facilitam a transferência da gota, diminuindo o tempo de curto-circuito (tcc), e podendo reduzir a taxa de deposição dos eletrodos pela maior salpicagem. Uma análise das Figuras 2 e 3 indica que a fonte eletromagnética apresenta correntes de curto-circuito superiores aos valores apresentados pela fonte eletrônica, o que é responsável diretamente pelos maiores valores encontrados para a facilidade de transferência de metal nesta máquina. A Figura 8 ilustra esse fato.

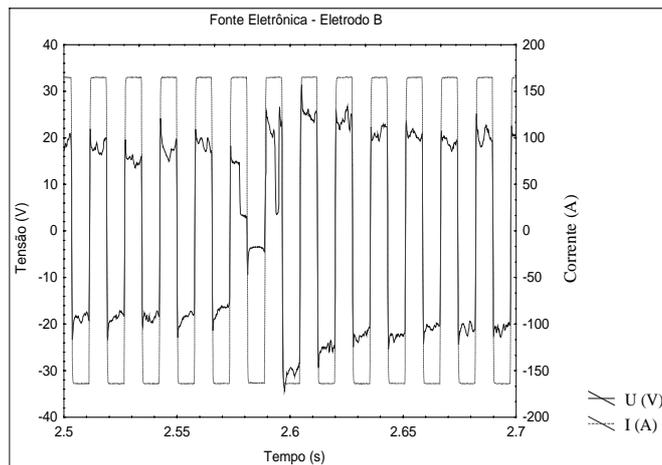


Figura 6 - Comportamento dinâmico da tensão e da corrente do arco em CA. Eletrodo B.

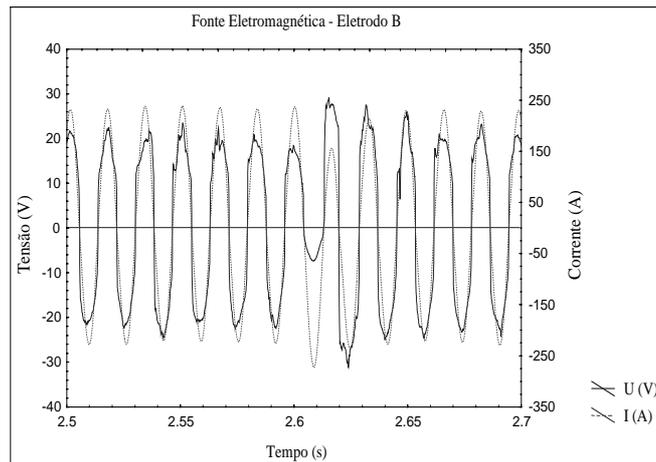


Figura 7 - Comportamento dinâmico da tensão e da corrente do arco em CA. Eletrodo B.

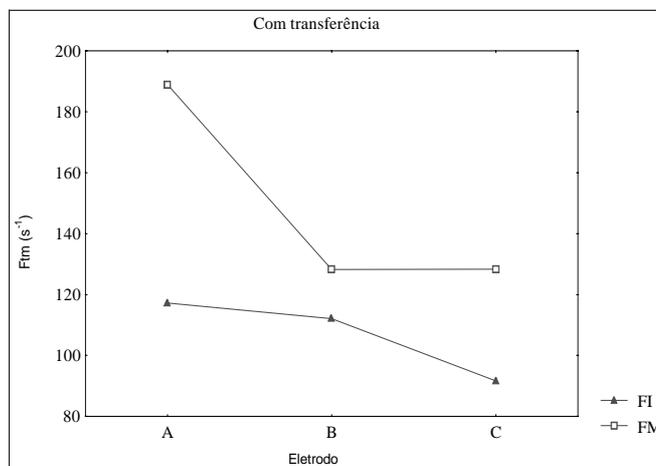


Figura 8 - Efeito do aumento da basicidade da escória sobre a facilidade de transferência de metal.

4. CONCLUSÕES

As formulações de revestimentos rutílicos propostas possibilitaram um aumento sistemático da basicidade da escória e uma relevante redução nos teores de silício do metal de solda. O aumento da basicidade da escória causou uma redução na tensão do arco e uma melhoria na facilidade de transferência de carga elétrica em ambas fontes de energia. Percebe-se ainda, a ocorrência de muitos curtos-circuitos com tendência de aumento do tempo de curto-circuito com o aumento da basicidade da escória.

O tipo de fonte exerce papel determinante sobre o comportamento do arco, destacando-se os elevados valores do índice B^+ obtidos com a fonte eletrônica, para estes eletrodos, devido à forma de onda quadrada da corrente alternada.

5. AGRADECIMENTOS

Os autores agradecem a CONARCO S.A. pela fabricação dos eletrodos, ao CNPq e a FINEP pelo suporte financeiro para a realização deste trabalho.

6. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- Boniszewski, T., Tuliane, S. S. T. and Eaton, N. F., 1969, Notch Toughness of Comercial Submerged Arc Weld Metal. Welding Metal Fabrication, 37, pp.327-339,
- Boniszewski, T.; Evans, G. M. and Hart, P. H. M., 1994, Studies of AWS E6013 rutile electrodes. Part 1: Effects of Calcium Carbonate. IIW-IIS Doc.II-A-931-94 (II-1263-95).
- Boniszewski, T. and Evans, G. M., 1995, Studies of AWS rutile electrodes,1995, Part 2: Changes in toughness at constant strength. IIW-IIS, Doc.II-A-940-95 (II-A-1263-95).
- Costa Neto, P. L. O., 1997, Estatística, Editora Edgard Blücher Ltda, São Paulo.
- Farias, J. P.,1993, Magnésio Metálico como Componente do Revestimento na Soldagem com Eletrodos ao C-Mn-Ni. Tese de Doutorado. UFSC. Dezembro.
- Farias, J. P.; Bálsamo, P. S. S. e Scotti, A., 1995, AWS E6013 Rutile Electrodes: The Effect of Wollastonite. Part 2: On Arc Stability and Economical Characteristics. IIW-IIS, Doc.II-A-948-95
- Farias, J. P., Rocha, V. S., Mendes da Silva, C. L., Surian E., 1999, Sistema Rutílico AWS E6013 Modificado: Efeito da Basicidade da Escória Sobre as Características Econômicas e a Geometria da Solda. V Congresso Argentino de Soldadura, Buenos Aires.
- Mendes da Silva, C. L.,1998, Caracterização Operacional e Econômica de Eletrodos Rutílicos com Magnésio Metálico no Revestimento. Dissertação de Mestrado, UFPa, Junho.
- Pokhodnya, I. K. *et al.*, 1980, Study of Alternating Current Arc Stability. Arc Physics and Weld Pool Behaviour. The Welding Institute. Vol. I, Cambridge, pp. 93-99.
- Rissone, N. M. R.; Corvalán, P. and Surian, E., 1994, The Effect of the Variation of the Slag Basicity on an AWS A5.1-91 E6013 Type Electrode. IIW-IIS Doc.II-A-929-94 (II-1262-95)
- Rissone, N. M. R.; Bott, I. S.; Jorge, C. F.; Corvalán, P. and Surian, E., 1995, AWS A5.1-91 E6013 Rutile Electrodes: The Effect of Wollastonite. Part 1: On Diffusible Hydrogen, Operational Behaviour and All-weld Metal Properties. IIW-IIS, Doc.II-A-931-95.
- Rocha, V. S., Mendes da Silva, C. L., Farias, J. P., Surian E., 1999, Sistema Rutílico ANSI/AWS A5.1-91 E6013 Modificado: Efeito da Basicidade da Escória Sobre o Comportamento do Arco. XXV Encontro Nacional de Tecnologia da Soldagem, Belo Horizonte, Setembro.
- Rocha, V. S., Mendes da Silva, C. L., Farias, J. P., Surian E., 1999, Sistema Rutílico ANSI/AWS A5.1-91 E6013 Modificado: Efeito da Basicidade da Escória Sobre o Comportamento do Arco. XXV Encontro Nacional de Tecnologia da Soldagem, Belo Horizonte, Setembro.
- Surian, E.: The Effect of Magnesium on AWS E7024 SMAW Electrode Properties. IIW-IIS, Doc.II-A-994-96.

TENACIDADE À FRATURA DA LIGA EUTÉTICA $\text{Al}_3\text{Nb-Nb}_2\text{Al}$

Carlos Triveño Rios

Peterson Ferrandini

Rubens Caram

Universidade Estadual de Campinas - Faculdade de Engenharia Mecânica - Departamento de Engenharia de Materiais - UNICAMP. Cidade Universitária, C.P.6122, CEP 13083-970, Campinas, SP, Brasil. E-mail: triven@fem.unicamp.br; peter@fem.unicamp.br; caram@fem.unicamp.br.

Resumo

Vários sistemas apresentam ligas eutéticas interessantes quando se pensa em materiais estruturais para altas temperaturas, e dentre eles o sistema Nb-Al, relativamente pouco estudado. Nesse sistema encontra-se $\text{NbAl}_3\text{-Nb}_2\text{Al}$, que como a maioria dos compostos intermetálicos apresenta elevada resistência e fragilidade, e conseqüentemente baixa tenacidade à fratura. Como a tenacidade à fratura é um parâmetro fundamental de qualquer material estrutural, é importante que ela seja conhecida para a liga em questão. Devido à sua fragilidade é necessário que se utilizem outros métodos de ensaio que não requeiram corpos de prova de geometria complexa, como aqueles utilizados nos ensaios de flexão. Para esse trabalho foram obtidas algumas amostras da liga $\text{NbAl}_3\text{-Nb}_2\text{Al}$, que foram ensaiadas em estado bruto de fusão, e também depois de terem passado por um processo de solidificação direcional. A estrutura bruta de fusão apresentou maior dureza e menor tenacidade à fratura que a estrutura solidificada direcionalmente. Os valores encontrados são coerentes com os valores encontrados na literatura ($K_{IC} = 2,5 \text{ MPa.m}^{1/2}$ para o NbAl_3 e $K_{IC} = 1,9 \text{ MPa.m}^{1/2}$ para o Nb_2Al). O estudo das superfícies de fratura mostrou que as trincas sempre se propagam por clivagem.

Palavras-chave: $\text{NbAl}_3\text{-Nb}_2\text{Al}$; intermetálicos; tenacidade à fratura

1. INTRODUÇÃO

A tenacidade à fratura, K_{IC} , de um material é um parâmetro importante, necessário para prever o desempenho mecânico de materiais estruturais. Tenacidade à fratura de um material é a capacidade que esse material tem de resistir à propagação de um defeito existente (trinca). Quando a tenacidade à fratura de um material é conhecida, sabe-se exatamente que valor da combinação tensão/comprimento de trinca aplicado a esse material causaria a propagação desse defeito, o que na prática significa falha catastrófica. Esse parâmetro pode ser obtido utilizando-se vários métodos disponíveis na literatura, e um deles é o método da impressão de dureza, que consiste em fazer uma impressão de dureza Vickers em um material frágil, estimando-se a tenacidade à fratura do material a partir das dimensões das trincas geradas na impressão. O método é simples e rápido, e é bastante utilizado na determinação da tenacidade à fratura de materiais cerâmicos há quase duas décadas [Li, 1989], e recentemente, de

compósitos do tipo metal-cerâmica e de compostos intermetálicos [Schneibel, 1988; Ebrahimi, 1993].

Ao se fazer a impressão cria-se uma zona, logo abaixo do penetrador, deformada plasticamente, que é totalmente envolvida por uma segunda zona deformada elasticamente. Esse processo cria um campo de tensões que leva à formação de trincas no material que circunda a impressão. Alguns tipos de trincas podem surgir, e as mais importantes são as trincas diagonais, que são aquelas saindo dos cantos da impressão. A trinca diagonal pode ser média ou semicircular, ou pode ser uma trinca de Palmqvist. A trinca de Palmqvist ocorre para os materiais de maior tenacidade à fratura e a trinca média ocorre para os materiais de menor tenacidade à fratura [Lankford, 1982]. A figura 1 mostra os comprimentos característicos de uma impressão Vickers utilizados na determinação de K_{IC} .

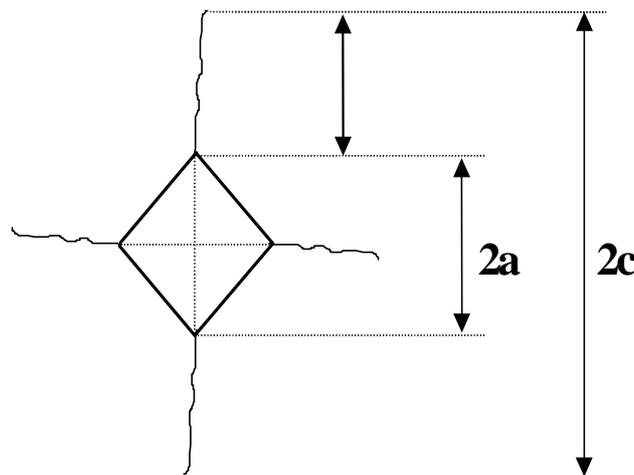


Figura 1. Comprimentos característicos das impressões Vickers

Existem diversos modelos utilizados para se determinar a tenacidade à fratura a partir das dimensões da impressão e das trincas geradas. Um modelo bastante utilizado é aquele proposto por Blendell [Niihara, 1982], que estabelece a existência de uma relação universal entre tenacidade à fratura e a razão tamanho da trinca/tamanho da impressão, que é mostrado na equação 1.

$$K_{IC} = 0,0285H_v^{0,6}E^{0,4}a^{0,5}\log(8,4a/c), \quad (1)$$

em que, H_v é a dureza Vickers (GPa), E é o módulo de elasticidade (GPa), ' c ' e ' a ' são os comprimentos da trinca e da impressão (μm), respectivamente.

Quanto ao material, o sistema Nb-Al apresenta uma transformação eutética (líquido \Leftrightarrow $\text{Al}_3\text{Nb-Nb}_2\text{Al}$). As duas fases intermetálicas apresentam-se como materiais interessantes para operações em temperaturas acima de 1.000°C [Kumagai, 1992; Smith, 1992], devido a sua elevada temperatura de fusão e às massas específicas relativamente baixas. Porém, essas fases com estruturas cristalinas ordenadas de longo alcance, apresentam baixa ductilidade e portanto, elevada fragilidade em baixas temperaturas, exibindo comportamento semelhante aos materiais cerâmicos.

Uma alternativa promissora para substituir as superligas à base de Ni como materiais estruturais são os compósitos estruturais "in-situ", obtidos de reações eutéticas e constituídos por fases intermetálicas, que poderiam trabalhar a temperaturas superiores

àquelas permitidas pelas superligas. Além dessa vantagem, esses materiais apresentam também estabilidade termodinâmica interfacial entre as fases, assim como uma forte ligação entre as mesmas [Aikin, 1997].

Dentre os diversos sistemas binários contendo reações eutéticas que resultam na formação de fases intermetálicas, um com características bastante interessantes e pouco estudado é o sistema Nb-Al [Kumagai, 1992; Smith, 1992]. Nesse sistema, segundo Massalsky [1990], a transformação eutética (líquido \Leftrightarrow Al_3Nb-Nb_2Al) de interesse do presente trabalho ocorre em temperatura próxima a $1.590^{\circ}C$ e composição próxima 45,0 % em átomos de Nb. Contrariamente às vantagens de elevadas temperaturas de fusão e massas específicas relativamente baixas, essa liga eutética apresenta desvantagens como baixa ductilidade, e elevada fragilidade, consequentemente apresentando também baixíssima tenacidade à fratura em baixas temperaturas.

O objetivo do presente trabalho é o estudo da tenacidade à fratura de ligas do sistema Al-Nb, através de impressões de microdureza Vickers.

2. PROCEDIMENTOS EXPERIMENTAIS

A obtenção das ligas eutéticas solidificadas direcionalmente (S. D.) ocorreu em duas etapas. A etapa preliminar consistiu em fundir-se os elementos Al e Nb de pureza comercial, na composição eutética, em forno à arco, sob atmosfera de argônio de alta pureza. Nessa etapa, Nb e Al foram fundidos, gerando-se amostras que foram trituradas e refundidas para que no final elas fossem o mais homogêneas possível. Ao final dessa etapa, as perdas de material por evaporação e manipulação foram inferiores a 0,5% em peso.

A segunda etapa, de crescimento direcional da liga eutética, foi realizada em um forno Bridgman. Tal equipamento consiste basicamente de uma câmara de vácuo, injeção de argônio e um sistema de translação que permite movimentar lentamente a amostra processada, de uma região de alta temperatura, para outra inferior, de baixa temperatura. As amostras de comprimento próximo a 50,0 mm e diâmetro próximo a 5,0 mm foram acondicionadas em tubos de alumina de alta pureza, que por sua vez foram inseridos em cilindros de tântalo. A amostra, o tubo de alumina e a peça em tântalo foram posicionados dentro de um tubo de quartzo de diâmetro próximo a 50,0 mm e aquecidos por meio de uma bobina convenientemente conectada a uma fonte de rádio-freqüência. O controle de temperatura foi obtido com o uso de um pirômetro óptico. Em todos os experimentos utilizou-se temperatura máxima, medida no susceptor, próxima a $1.610^{\circ}C$, gradiente térmico próximo a $80^{\circ}C/cm$ e taxa de crescimento de 2,0 cm/h..

Em seguida ao crescimento direcional, os lingotes foram preparados para a análise microestrutural. Os lingotes foram polidos em diferentes panos de nylon e, finalmente, em pano Microcloth lubrificado com suspensão de ($H_2O_{dest} + KOH$), com a finalidade de obter maior contraste das fases Al_3Nb e Nb_2Al . Os detalhes da microestrutura eutética foram avaliados por microscopia eletrônica de varredura (SEM) equipado com "Energy Dispersive Spectroscopy" (EDS).

Os valores médios de tenacidade à fratura foram obtidos de pelo menos cinco medidas, já que quase 60% das impressões resultaram em trincas impróprias para utilização. O aparelho utilizado foi um durômetro W-Testor equipado com cargas que variam de 0,25 kgf até 10,0 kgf. O tempo de impressão foi de 15 segundos.

3. RESULTADOS E DISCUSSÃO

3.1 Dureza

A figura 2 mostra os valores de dureza obtidos com as impressões também utilizadas na determinação da tenacidade à fratura. Observa-se que os valores de dureza diminuem com o aumento da carga, porém apresentam uma tendência a permanecer constantes sob cargas mais elevadas. Tal redução de dureza está diretamente relacionada à ocorrência de trincas durante a operação de impressão, em que uma parte da energia necessária para a formação da impressão é dissipada pela formação de trincas.

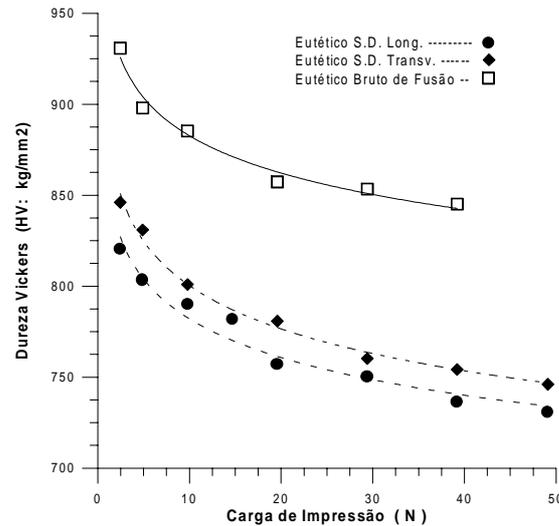


Figura 2. Dureza Vickers em função da carga de impressão. (□) estado bruto de fusão, (◆) S. D. Transversal, (●) S. D. Longitudinal.

Também é observado que a liga no estado bruto de fusão exibe maior dureza quando comparada com a liga solidificada direcionalmente. Isso se deve principalmente ao fato de que no estado bruto de fusão, o espaçamento lamelar é mais refinado ($\sim \lambda = 1,0$ a $2,5 \mu\text{m}$) do que na estrutura solidificada direcionalmente ($\sim \lambda = 4,0$ a $5,0 \mu\text{m}$). Deve-se lembrar também que a maior concentração de tensões em estruturas brutas de fusão torna-as mais duras e frágeis.

3.2 Tenacidade à fratura

Foram determinados os valores de tenacidade à fratura da liga na condição bruta de fusão e na condição solidificada direcionalmente (S.D.). Como o módulo de elasticidade da liga eutética não foi encontrado na literatura, foram utilizados os módulos de elasticidade das fases NbAl_3 e Nb_2Al , obtendo-se assim um valor teórico utilizando-se a equação 2, em que f_v é a fração de volume de cada uma das fases Al_3Nb (47,7) e Nb_2Al (53,3) [Kumagai, 1992] e E é o módulo de elasticidade de cada fase Al_3Nb (120 GPa)[Schneibel, 1988] e Nb_2Al (100 GPa)[Schneibel, 1988]. Os resultados podem ser observados na figura 3 e na tabela 1.

$$E_{\text{eut}} = (f_v \cdot E)_{\text{Nb}_2\text{Al}} + (f_v \cdot E)_{\text{NbAl}_3}, \quad (2)$$

Os valores de tenacidade à fratura da liga eutética encontrados (figura 3) estão em concordância com os trabalhos desenvolvidos por Ebrahimi [1993] e Schneibel et al. [1988],

que apresentam valores de K_{IC} iguais a $2,5 \pm 0,5 \text{ MPa.m}^{1/2}$ para NbAl_3 , e $1,9 \text{ MPa.m}^{1/2}$ para Nb_2Al em estado recozido.

Na Figura 3, observa-se que a amostra em estado bruto de fusão apresenta uma tenacidade à fratura inferior quando comparada à solidificada direcionalmente. Explica-se esse comportamento pelo estado instável em que se encontra a amostra, devido ao nível considerável de tensões residuais deixadas pela solidificação rápida na obtenção das amostras. Já no caso de amostras solidificadas direcionalmente, apesar de elas apresentarem um espaçamento lamelar maior do que as amostras em estado bruto de fusão, a tenacidade à fratura é maior, o que mostra que o efeito da estrutura mais grosseira tem menor influência nas propriedades mecânicas da liga do que o maior ou menor nível de tensões residuais. Deve-se lembrar que as amostras solidificadas direcionalmente foram processadas quase em estado de equilíbrio, o que gera uma estrutura com nível de tensões residuais menor.

Tabela 1. Comprimento da trinca e da diagonal impressa em função de diferentes cargas aplicadas. BF: estrutura bruta de fusão; SDT: estrutura solidificada direcionalmente direção transversal; SDL: estrutura solidificada direcionalmente direção longitudinal.

Carga Aplicada (N) / Comprimentos característicos de c e a, (μm)														
Estr.	4,9 N		9,8 N		14,7 N		19,6 N		29,4 N		39,2 N		49,1 N	
	a	c	a	c	a	c	a	c	a	c	a	c	a	c
BF	16,1	33,8	22,8	59,1			32,7	92,6	40,8	111,9			47,3	133,9
SDT	17,0	--	24,1	31,6			34,6	55,1	42,8	80,4	49,4	104,7	55,7	111,1
SDL	17,0	23,8	24,2	40,2	29,8	48,9	35,0	67,5	43,1	87,6	50,2	119,9	56,3	136,1

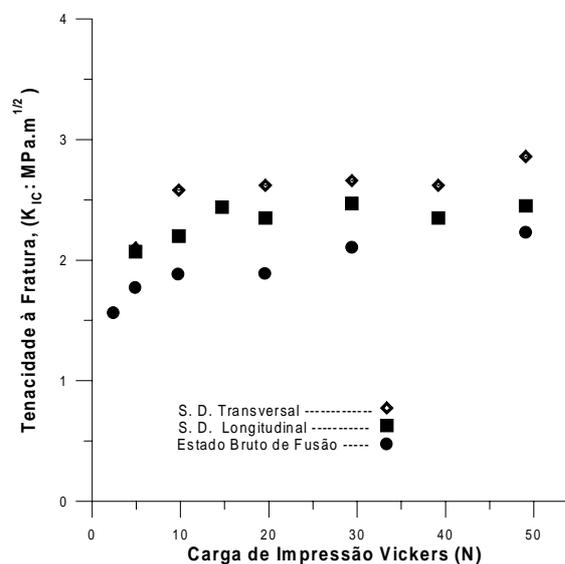


Figura 3. Tenacidade à fratura, K_{IC} , da liga eutética $\text{Al}_3\text{Nb-Nb}_2\text{Al}$, em função de cargas de Impressão.

3.3 Fractografia

As trincas resultantes das impressões Vickers estão nas figuras 4-7. Na figura 4 pode-se observar uma trinca do tipo Palmqvist, normal à direção de aplicação da carga de impressão, sendo que todas as trincas desenvolvidas nas pontas das diagonais são relacionadas ao Modo I

de fratura. Observando-se as figuras 4-7 pode-se presumir que o micromecanismo de fratura pelo qual as trincas se desenvolveram foi clivagem, já que o material não tem ductilidade suficiente para a formação de *dimples* e as trincas se apresentam de forma bastante reta, o que não sugere nenhum acompanhamento de contorno, que aconteceria se a fratura fosse intergranular. Ao se observar as figuras 8-12 nota-se facilmente que as trincas realmente se desenvolveram por clivagem. Nas figuras 8 e 9 observa-se a superfície de fratura de uma amostra em estado bruto de fusão. A observação dessas figuras mostra que não há nenhuma dúvida de que a trinca se desenvolveu por clivagem, já que o aspecto é sempre plano sem nenhum indício de deformação. Na figura 10 vê-se a superfície de fratura de um lingote solidificado direcionalmente, também apresentando aspecto plano, sem sinais de deformação, o que é típico de superfícies clivadas. As figuras 11 e 12 mostram essa mesma superfície com maior ampliação. Na figura 11 pode-se observar que realmente não há indícios de deformação, e em termos microscópicos a fratura é plana, apresentando alguns padrões de rios, que são mudanças de plano de propagação da trinca. Ainda na figura 11, observa-se um encontro de grãos, onde é fácil notar que a trinca sofreu um desvio em sua direção de propagação devido ao fato de ter que acompanhar a orientação cristalina diferente do novo grão em que está entrando. Na região central da figura 12 observa-se mais claramente a mudança de direção de propagação da trinca, que vem acompanhando a orientação das lamelas e encontra uma região fibrosa, que funciona como um obstáculo, obrigando a uma mudança de plano. O defeito observado na figura 12 aparece na figura 11 como um padrão de rio. Nas figuras 4, 5 e 7 observa-se que a trinca caminha indistintamente pelas duas fases, o que revela que não há diferença significativa de tenacidade entre o Nb_2Al e o Al_3Nb . Na figura 6 pode-se observar que algumas vezes a trinca mostrou tendência a acompanhar a interface entre as fases, e que essa tendência não se confirmou, já que a trinca, mesmo seguindo direção paralela à direção das lamelas não se manteve na interface mas penetrou em uma das fases. Isso mostra que a interface apresenta maior energia de ligação, o que dificulta a propagação da trinca. As figuras 4 e 7 apresentam trincas regularmente desenvolvidas, onde se pode observar que muitas vezes, ao atingir uma nova fase lamelar, a trinca sofre uma pequena mudança de direção. Essa pequena mudança de direção significa que cada lamela é um obstáculo à propagação da trinca e quanto maior o número de obstáculos à propagação de uma trinca maior a tenacidade à fratura da liga [Hertzberg, 1996]. Pode-se concluir, então, que a fase escura, Al_3Nb , atua como uma fase de reforço na matriz clara, o Nb_2Al .

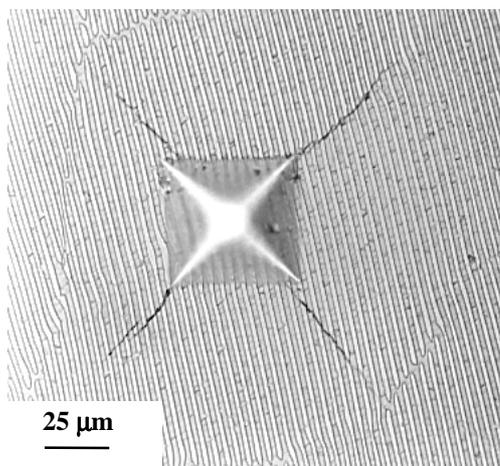


Figura 4. Trinca desenvolvida com carga de 2 kg, S. D.

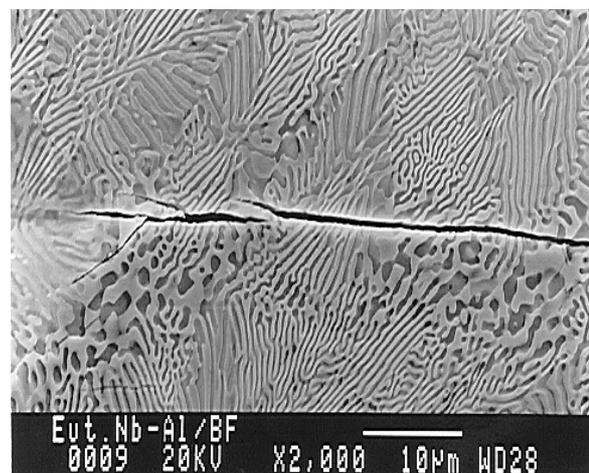


Figura 5. Trinca desenvolvida em estado bruto de fusão.

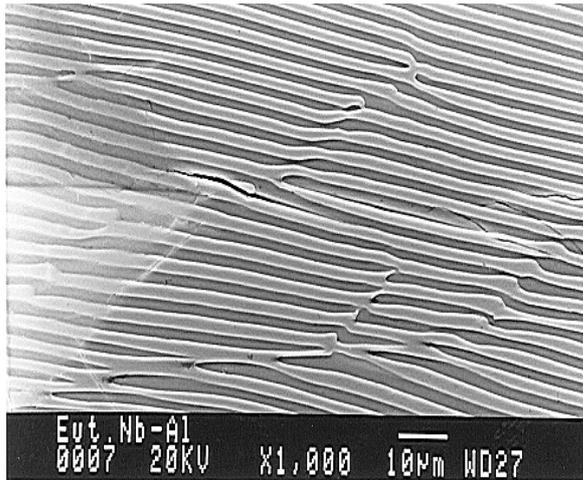


Figura 6. Trincas paralela às lamelas, em amostra S. D..

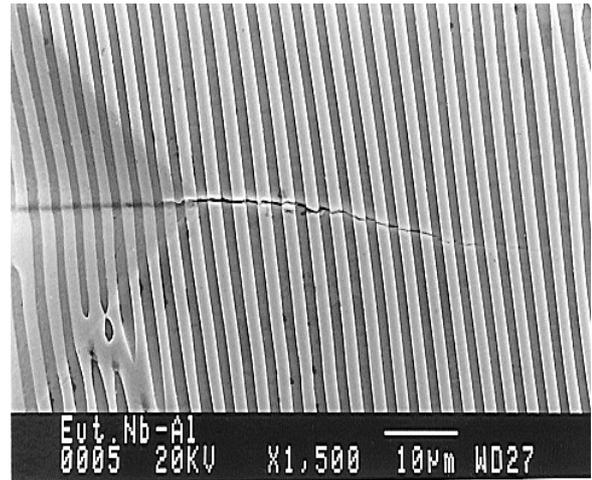


Figura 7. Trinca quase normal as lamelas, em amostra S.D..

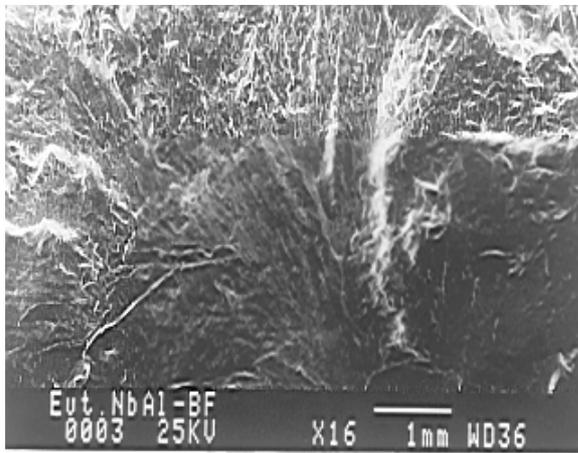


Figura 8. Fratura de amostra em estado bruto de fusão.

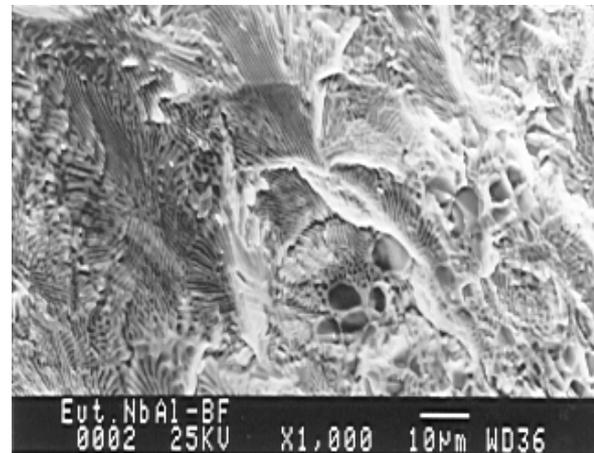


Figura 9 Ampliação da figura 8.

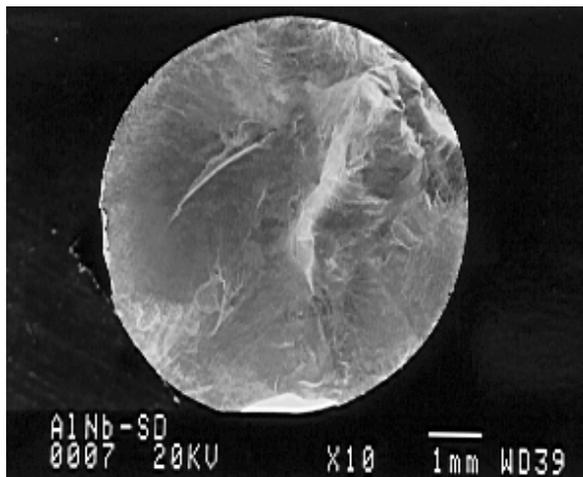


Figura 10. Fratura transversal de lingote solidificado direcionalmente (S. D.).

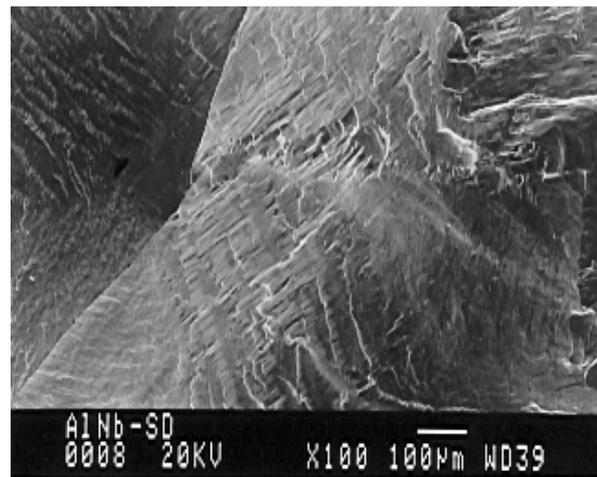


Figura 11. Ampliação da figura 10.

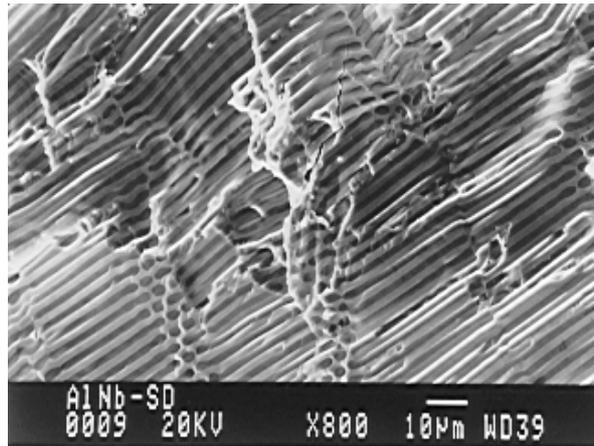


Figura 12. Ampliação da figura 10.

4. CONCLUSÃO

A partir dos dados obtidos é possível concluir que a liga eutética solidificada direcionalmente tem sua tenacidade à fratura melhorada em relação à liga eutética no estado bruto de fusão. Por outro lado, devido aos baixos valores de tenacidade à fratura, e ao modo de desenvolvimento das trincas, essa liga apresenta um comportamento semelhante aos materiais cerâmicos. Apesar de suas propriedades mecânicas interessantes em temperaturas elevadas, para que essa liga possa ser considerada como material estrutural é necessário elevar o valor de sua tenacidade à fratura, seja por meio de adição de elementos de liga, produzindo alguma alteração nas estruturas cristalinas de suas fases, seja por meio de reforço das fases, o que requer um estudo mais profundo.

5. AGRADECIMENTOS

Ao DEMAR/FAENQUIL-Lorena SP, pelo fornecimento do nióbio e à FAPESP, ao FAEP-UNICAMP e ao CNPq, pelo financiamento da pesquisa.

6. REFERÊNCIAS

- Aikin, M. R., J. of Metals, p.35, 08/1997.
- Ebrahimi, F.; Hoelzer, T. D., Materials Science and Engineering, v.A171, p.35, 1993.
- Hetzberg, R. W., "Deformation and Fracture Mechanics of Engineering Materials", John Wiley & Sons, 4th edition, p.407-409, 1996.
- Kumagai, T.; Hanada, S., Materials Science and Engineering, v.A152, p.349, 1992.
- Lankford, J., J. of Materials Science Letters, v.1, p.493, 1982.
- Li, Z.; Ghosh, A.; Kobayashi, S. A.; Bradt, C. R., J. Am. Ceram. Soc., v.72, p.904, 1989.
- Massalski, B. T., Binary Alloy Phase Diagrams, ASM, 2.ed, v.1, p.179, 1990.
- Niihara, K.; Morena, R.; Hasselman, H. D., J. of Materials Science Letters, v.1, p.13, 1982.
- Schneibel, H. J.; Becher, F. P.; Horton, A. J., J. Mat. Res., v.3, p.1272, 11-12/1988.
- Smith, P. P.; Oliver, F. B.; Noebe, D. R., Scripta Metallurgica et Materiala, v.26, p.1365, 1992.

MICROESTRUTURA DE SOLIDIFICAÇÃO DE LIGAS EUTÉTICAS DO SISTEMA Ni-Al-V

Srdjan Milenkovic

Rubens Caram

Universidade Estadual de Campinas, Faculdade de Engenharia Mecânica, Departamento de Engenharia de Materiais, 13083-970, Campinas, SP, Brasil. E-mail: srki@fem.unicamp.br

Resumo

Compósitos de matriz intermetálica (CMI) oferecem uma interessante combinação de propriedades físicas e mecânicas, distintas das suas fases constituintes, tal como alta tenacidade à fratura dos metais acoplada a baixa densidade e alta resistência mecânica dos compostos intermetálicos. O presente trabalho abrangeu a investigação de ligas eutéticas do sistema Ni-Al-V. Como objetivo principal foi estabelecido a investigação da microestrutura de solidificação e as características de morfologia no tocante às condições de solidificação. A caracterização das amostras, além da microscopia óptica, incluiu o emprego das técnicas de análise térmica e de difração de raios-x. Os resultados obtidos indicam que eutético pseudo-binário NiAl-V é do tipo regular com estrutura lamelar como morfologia predominante. Além disso, foi observado que as fases primárias exibem tendência para crescimento não-facetado e que a fase α_V é a fase de crescimento preferencial nesse sistema. Em adição, o ponto de fusão e a composição eutética foram determinadas com exatidão.

Palavras-chave: Compósitos de matriz intermetálica, Eutético, Microestrutura

1. INTRODUÇÃO

A necessidade de elevar temperaturas de operação tem subsidiado pesquisas visando o desenvolvimento de materiais capazes de suportar temperaturas de trabalho próximas a 1.500°C, e esses estudos indicam que uma possível alternativa seria a utilização de ligas metálicas constituídas essencialmente por compostos intermetálicos [Aikin, 1997]. Isso poderia sugerir a utilização unicamente de compostos intermetálicos em funções estruturais, o que é inviabilizado pela baixa tenacidade à fratura. Porém, a combinação desses compostos com outros materiais, principalmente com aqueles de ductilidade maior, poderia originar um material compósito, com propriedades aprimoradas.

O conceito de material compósito é bastante amplo. A maioria desses materiais consiste de uma fase envolvida por uma matriz, com o objetivo de obter características e propriedades específicas. Geralmente, os componentes ou fases não se dissolvem um no outro e podem ser identificados fisicamente por uma interface bem definida entre eles. Uma das definições mais apropriadas de material compósito está ligada a materiais sólidos que exibem mistura ou combinação de dois ou mais constituintes, diferentes em forma e composição e insolúveis um no outro [Smith, 1990]. Os materiais compósitos, em função da técnica de obtenção empregada, podem ser de dois tipos, quais sejam: "in-situ" e "ex-situ". Os materiais compósitos "in-situ" são sistemas polifásicos onde o elemento de reforço é sintetizado juntamente com a matriz, durante a obtenção do produto final, como no caso de uma transformação eutética. Esse fato contrapõe-se com os materiais compósitos "ex-situ", onde a fase de reforço é sintetizada separadamente e em seguida, inserida na matriz em um processo subsequente, como nas técnicas de infiltração ou de consolidação de pós [Aikin, 1997]. A vantagem principal dos compositos "in-situ" é que na interface entre as fases constituintes do

compósito não ocorrem reações interfaciais, pois a formação das fases ocorre, geralmente, dentro de um equilíbrio termodinâmico [Aikin, 1997].

A solidificação de uma liga eutética resulta no equilíbrio de uma fase líquida com duas ou mais fases sólidas, em uma condição única de composição e temperatura. Caso tal transformação de fases ocorra em uma condição de crescimento direcional, a microestrutura final será constituída pelas fases sólidas arranjadas de acordo com a direção de solidificação, o que pode levar à obtenção dos materiais compósitos "in-situ" [Galasso, 1967]. Por serem estáveis do ponto de vista termodinâmico, as estruturas eutéticas não apresentam reações interfaciais entre as fases, e também, na maioria das vezes, a reação eutética leva à formação de compostos intermetálicos.

Uma avaliação junto à literatura sobre os materiais que exibem potencial de emprego em temperaturas elevadas destaca os aluminetos de níquel, e especificamente o composto NiAl. Quando comparado com as superligas de níquel, esse composto exhibe um conjunto de vantagens bastante claro, como baixa massa específica ($5,95 \text{ g/cm}^3$), alta resistência mecânica em temperaturas elevadas, além de ter temperatura de fusão acima de 1.600°C . Dentre outras vantagens valem destacar a elevada condutibilidade térmica (4 a 8 vezes maior que das superligas) e a elevada resistência à oxidação. Por outro lado, a temperatura de transição dúctil-frágil de compostos NiAl pode atingir, em função de sua microestrutura, valores na faixa de 350 a 400°C , que é menor que a maioria dos compostos intermetálicos usualmente pesquisados para exercer funções estruturais. Entretanto, assim como outros compostos intermetálicos, o composto NiAl apresenta valores extremamente baixos de ductilidade, bem como baixa tenacidade à fratura.

Uma maneira de incrementar as propriedades mecânicas do composto NiAl está ligada à adição de uma nova fase de reforço. No caso de aluminetos de níquel combinados com outra fase, o volume de resultados apresentados recentemente é bastante significativo, como mostram estudos recentes onde fases intermetálicas foram combinadas com metais refratários, com o objetivo de melhorar a tenacidade à fratura e reduzir a fragilidade em baixas temperaturas. Porém, em relação ao possível eutético NiAl-V, a pesquisa bibliográfica resultou em poucas informações sobre esse sistema, destacando-se os trabalhos efetuados por Cotton e Kaufman [Cotton, 1991] e por Pellegrini e Hutta [1977]. Este trabalho apresenta um estudo preliminar do sistema Ni-Al-V, visando determinar, com precisão, o ponto de transformação $\text{Líquido} \Leftrightarrow \text{NiAl} + \text{V}$, bem como analisar a microestrutura de solidificação do eutético e a morfologia de suas fases constituintes

2. AVALIAÇÃO TEÓRICA DO MODO DE CRESCIMENTO DO EUTÉTICO PSEUDO-BINÁRIO NiAl-V

De acordo com a literatura, a liga eutética do sistema pseudo-binário NiAl-V inicia a solidificação em torno de 1.360°C , quando o líquido com 40% em átomos de V transforma-se, à temperatura constante, em duas fases sólidas, αV e βNiAl . Nessa temperatura, a solubilidade de NiAl na fase αV é aproximadamente 18% em átomos e de αV na fase NiAl é em torno de 24% em átomos. Durante o resfriamento até a temperatura ambiente, não ocorre nenhuma transformação, e apenas a solubilidade de NiAl na fase αV decresce para 10% em átomos, enquanto a de βNiAl na αV para em torno de 7% em átomos. Assim, após a solidificação a estrutura é composta pelas fases βNiAl e αV .

Segundo a teoria de crescimento de ligas eutéticas regulares [Hunt, 1966], o modo de crescimento das fases na transformação eutética depende da estrutura cristalina e das propriedades termofísicas das próprias fases, pois elas determinam o fator α , ou seja:

$$\alpha = \frac{S_f}{R} \xi, \quad (1)$$

onde s_f é a entropia de fusão, R é a constante dos gases e ξ é um fator cristalográfico com valor próximo à unidade, sendo a entropia, a única variável. De acordo com a literatura, a fase αV tem baixa entropia de fusão (7,32 J/molK) e, portanto, cresce de modo não-facetado. Por outro lado, o NiAl é um composto intermetálico ordenado com alta simetria e tais substâncias usualmente exibem altas entropias de fusão, e conseqüentemente, modo de crescimento facetado. Os dados termodinâmicos dessas fases, bem como o fator α calculado, são mostrados na Tabela 1.

Tabela 1. Dados termodinâmicos das fases constituintes do eutético NiAl-V (Darolia, 1993)

Fase	ΔH_f (kJ/mol)	T (K)	ΔS_f (J/mol K)	α
V	15,995	2183	7,32	0,88
NiAl	72,000	1911	37,67	4,52

Observa-se que a entropia de fusão, e conseqüentemente o fator α da fase V, é muito menor que o da fase intermetálica NiAl. Sendo assim, o eutético em questão seria do tipo facetado/não facetado (f/nf), e portanto, uma estrutura irregular ou regular complexa seria esperada. Neste momento, cabe salientar que o critério de entropia é baseado no comportamento de materiais puros e não envolve nenhum parâmetro que considere o possível efeito de uma fase na outra e vice-versa. Também, a literatura apresenta uma série de sistemas onde seria esperado um crescimento não regular, e na verdade, são obtidas microestruturas orientadas e com distribuição de fases bem regular [Elliott 1977].

Quanto à microestrutura regular, podem ocorrer dois tipos de morfologias: lamelar e fibrosa. O tipo de morfologia depende da fração volumétrica de cada uma das fases, sendo que frações volumétricas próximas produzem microestruturas lamelares, enquanto que no caso contrário, microestruturas fibrosas. Isso pode ser explicado pelo fato de que no caso de baixa razão entre as frações volumétricas (<0,3), a energia superficial entre as fases constituintes é menor para morfologia fibrosa do que para a morfologia lamelar. Nas estruturas do tipo lamelar, as fases estão presentes na forma de placas e dispostas umas sobre outras. Por outro lado, nas estruturas fibrosas, uma das fases, a de menor fração volumétrica, é envolvida pela matriz. Como no eutético em questão, as frações volumétricas de ambas as fases, calculadas a partir de diagrama de fases, são maiores que 0,3, ou seja 38,6vol% de αV e 61,4vol% de $\beta NiAl$, a expectativa é que o eutético é do tipo lamelar, no caso de apresentar estrutura regular.

3. PARTE EXPERIMENTAL

A parte experimental do estudo preliminar do sistema Ni-Al-V envolveu a preparação de amostras, a solidificação em um forno a arco voltáico, a análise microestrutural através de microscopia óptica, a análise térmica através de análise térmica diferencial (DTA) e a análise através de difração de raios-X (XRD).

A matéria-prima para a preparação das amostras foram Ni, Al e V de pureza comercial (99,9% de pureza). O processo de preparação dos metais pode ser resumido como o corte, a decapagem e a pesagem na composição desejada. As massas de cada elemento foram calculadas objetivando obter lingotes com massa de 15 g. No total, foram preparadas oito amostras com composições diferentes, conforme mostrado na Tabela 2. O objetivo foi

investigar as composições próximas a 40% de vanádio em átomos, pois, segundo o trabalho de Pellegrini e Hutta, o ponto eutético ocorre dentro de uma variação de 2 a 3% de V.

Tabela 2. Composições nominais das amostras estudadas.

Liga	Composição em peso			Composição em átomos		
	Al	Ni	V	Al	Ni	V
1	19,00	41,05	39,93	32,19	31,97	35,83
2	18,32	39,64	42,03	31,15	30,98	37,86
3	17,76	38,92	43,31	30,31	30,53	39,04
4	17,65	38,24	44,10	30,12	30,00	39,86
5	17,77	38,01	44,21	30,29	29,78	39,91
6	16,17	40,16	43,65	28,00	31,96	40,03
7	17,29	37,50	45,19	29,58	29,48	40,93
8	16,97	36,58	46,43	29,07	28,80	42,11

Após a decapagem e a pesagem na composição desejada, o material foi fundido em um forno a arco sob atmosfera de argônio, usando um eletrodo de tungstênio não-consumível e cadinho de cobre refrigerado com fluxo de água. O conjunto também possui um sistema de vácuo e uma reserva de gás argônio. Após a etapa de preparação das ligas as amostras foram seccionadas objetivando a análise das microestruturas em função das condições de solidificação. As partes seccionadas foram preparadas pelo polimento mecânico e atacadas com reagente de Marble para posterior análise metalográfica. A análise incluiu o estudo da morfologia e da regularidade da microestrutura por microscopia ótica.

4. RESULTADOS E DISCUSSÃO

A preparação das ligas envolveu composições que permitiram estudar, além da liga eutética, as características do sistema NiAl-V na região próxima à composição eutética. Os resultados obtidos referem-se à caracterização das ligas preparadas em forno a arco, no tocante à microestrutura e ao modo de crescimento das fases das ligas analisadas.

Em todas as amostras foi encontrada uma estrutura eutética muito refinada. Geralmente, as microestruturas obtidas eram compostas de dendritas da fase primária envolvidas pela microestrutura eutética. Apenas a liga 3, contendo 39,04% de vanádio em átomos mostrou microestrutura completamente eutética, sem dendritas da fase primária. Comparando as amostras, observou-se um progressivo aumento da quantidade de fase primária com o aumento do vanádio. A análise microestrutural indicou que a composição exata do eutético é 39% de vanádio em átomos.

Para verificar tal fato, uma amostra com a mesma composição foi submetida à análise térmica diferencial. O equipamento utilizado foi da marca Netzsch, modelo STA 409C, sob as seguintes condições: atmosfera protetora de argônio, cadinho de alumina, cadinho de referência (alumina) vazio, temperatura máxima de 1.500°C, e taxas de aquecimento e resfriamento de 10°C e de 5°C/min. Antes da análise, as amostras foram limpas em álcool em ultra som. A análise realizada com amostras no estado bruto de fusão visou a verificação da temperatura eutética e das temperaturas de demais transformações de fase. Na determinação de temperaturas de transformação utilizou-se o sistema padrão “onset”.

O exame pela técnica de DTA revelou picos de fusão e solidificação típicos de reação eutética, isentos de picos de formação da fase primária, ou seja, picos correspondentes à temperatura liquidus. A Figura 1 exhibe as curvas de aquecimento e resfriamento obtidas através de DTA sob taxas de 5,0 e 10,0°C/min, respectivamente. A média das temperaturas

dos dois picos de fusão e dois de solidificação mostra que o diagrama pseudo-binário NiAl-V tem ponto eutético próximo a 1.366°C. Este resultado está em boa concordância com os resultados obtidos por Pellegrini & Hutta (1360°C) e Cotton (1362-1373°C). Cabe salientar que o pico de fusão em 1.370°C refere-se ao primeiro aquecimento da amostra e, portanto, o contato térmico entre amostra e cadinho não estava otimizado, resultando em um valor de temperatura superior ao correspondente à temperatura eutética, que foram obtidos nos ciclos posteriores. Além disso, observou-se que o pico referente à transformação eutética é bem definido e estreito, característico de fusão congruente, ou seja, fusão em uma única etapa, sem dissociação e/ou mudança da estequiometria inicial. Também, a ausência de picos alargados indica que o material analisado é livre de impurezas. As diferenças encontradas entre resultados obtidos e os da literatura devem-se a repostas diferentes do equipamento a valores distintos de taxas de aquecimento e resfriamento, o que é previsível em análise térmica diferencial.

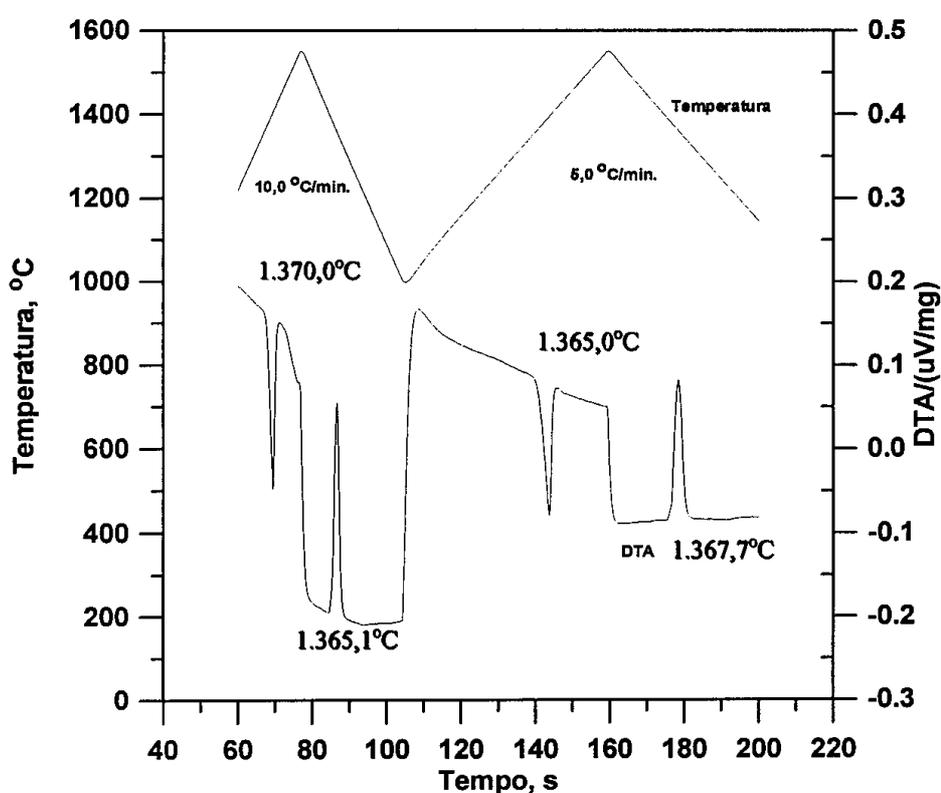


Figura 1. Curvas de aquecimento e resfriamento e de DTA.

Além disso, as amostras com composição eutética foram submetidas à análise através de difração de raios-X para identificar as fases constituintes da liga, ou seja, examinar a possível formação de outros compostos intermetálicos entre Al, Ni e V, nessa faixa de composições. Os picos obtidos na análise estão apresentados na Tabela 3, junto com ângulos e planos de difração do NiAl e do V obtidos da base de dados JCPDS.

A partir da comparação entre ângulos de difração apresentados pela análise da amostra com os resultados obtidos junto à base de dados, observou-se que todos picos presentes pertencem às fases NiAl e V, respectivamente, e que não existem picos que poderiam resultar da formação de outros compostos intermetálicos. Dois picos referentes à fase NiAl não apareceram na análise, provavelmente porque a amostra não foi pulverizada. Essa análise confirmou a presença apenas das fases NiAl e V, o que também confirma a transformação Líquido \rightarrow NiAl + V.

Tabela 3. Ângulos e planos de difração das fases βNiAl e αV .

NiAl			V		
Ângulo 2θ		Plano	Ângulo 2θ		Plano
Análise	JCPDS		Análise	JCPDS	
30,50	30,95	(100)	42,00	42,77	(110)
44,50	44,34	(110)	61,00	61,16	(200)
-	55,04	(111)	77,50	77,08	(211)
65,00	64,49	(200)	92,00	92,05	(220)
-	73,24	(210)			
81,00	81,60	(211)			
97,50	97,97	(220)			

A observação de amostras com composições diferentes da eutética, através da microscopia óptica, permitiu observar a forma de crescimento das fases. De acordo com a teoria de crescimento de ligas eutéticas regulares [Hunt, 1966], o modo de crescimento das fases constituintes na transformação eutética determina diretamente a forma da estrutura resultante. Portanto, primeiro foi observada e analisada a natureza da solidificação dessas fases. As Figuras 2 e 3 mostram as microestruturas de solidificação das ligas de composição hipoeutética e hipereutética, com formação das fases primárias βNiAl e αV , respectivamente, envolvidas por estrutura eutética. É importante salientar que nas micrografias, a fase mais clara é a fase αV , enquanto a mais escura, a fase intermetálica βNiAl .

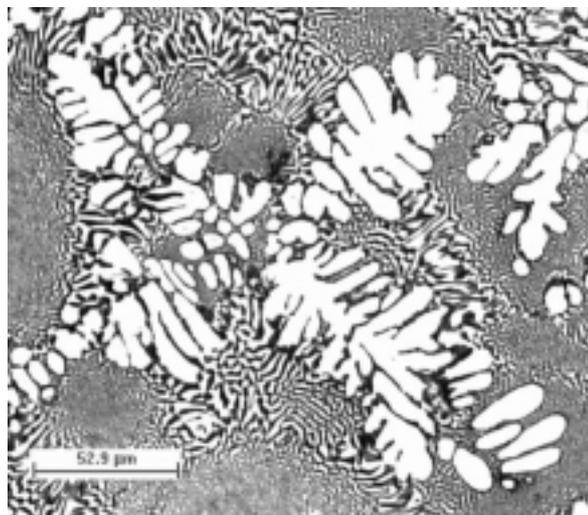
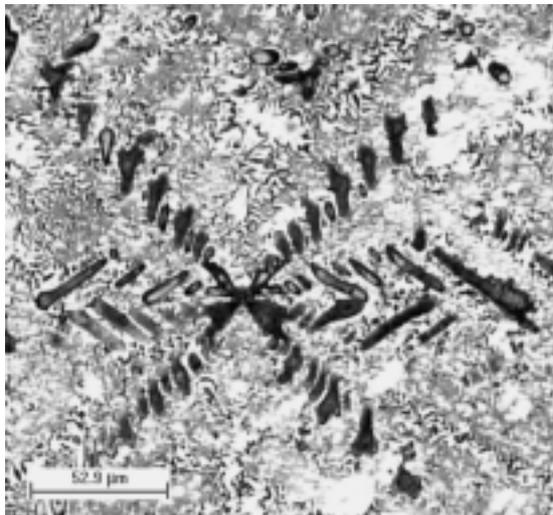


Figura 2. Microestrutura da liga hipoeutética. **Figura 3.** Microestrutura da liga hipereutética.

Pode-se notar que as dendritas das fases primárias solidificam de maneira completamente isotrópica, e que não existe direção de crescimento preferencial. Esse modo de crescimento é resultado de um crescimento controlado totalmente por difusão, onde não existe nenhum obstáculo para a transferência de átomos entre líquido e sólido, e é típico para as fases não-facetadas. Quanto à fase αV , tal observação está em concordância com o comportamento previsto na análise teórica. Por outro lado, o fato que a fase βNiAl também cresce de modo não-facetado é intrigante. A fase βNiAl representa um composto intermetálico, e tais compostos, como exibem estruturas complexas e altos valores de entropia de fusão, geralmente solidificam de maneira facetada. Assim, surge a pergunta: como uma fase intermetálica com alto valor de entropia de fusão solidifica de modo não-facetado? Uma

explicação plausível é que tal transição facetada/não-facetada é resultado direto da interferência do modo de crescimento de uma fase no da outra. Tal fenômeno já foi observado na solidificação de vários eutéticos, onde uma das fases constituintes é intermetálica e foi descrito anteriormente por Elliott [Elliott, 1977].

A investigação da microestrutura de ligas de composição eutética mostrou alguns resultados bastante interessantes. Primeiro, mesmo considerando que a solidificação ocorreu em condições de não equilíbrio, pois a fusão em forno a arco não permite nenhum controle sob o modo de resfriamento do material, as morfologias resultantes mostraram alto grau de regularidade, com uma orientação claramente dependente da direção do fluxo de calor durante a solidificação (Fig. 4). Tal comportamento indica que o crescimento eutético em condições de controle de direção e de taxa de solidificação permitiria obter estruturas regulares, anisotrópicas, e bem alinhadas, denominadas por compósitos "in-situ".

Embora a solidificação ocorresse em condições distintas do equilíbrio, e várias regiões solidificaram sob taxas distintas, a microestrutura da liga com composição eutética consistiu-se apenas de um eutético lamelar, sem a presença de fases primárias (Fig. 5). A partir dessa observação pode-se concluir duas coisas: primeiro, a amostra estava exatamente na composição eutética, e segundo, a solidificação ocorreu dentro da zona de crescimento cooperativo.

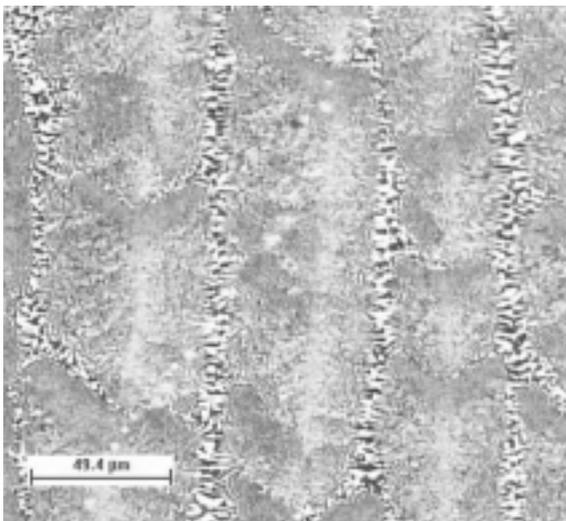


Figura 4. Microestrutura da liga eutética.

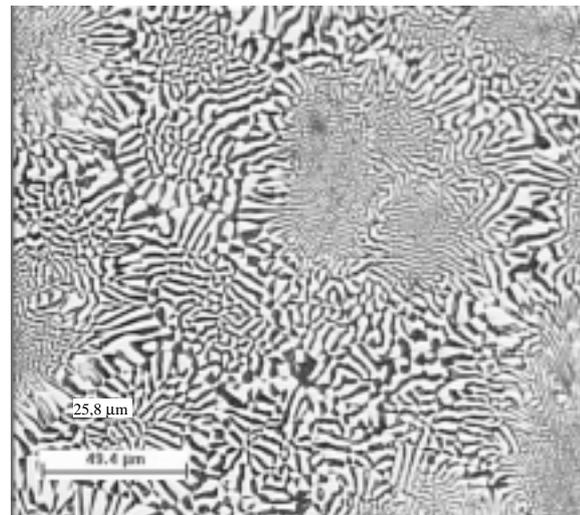


Figura 5. Microestrutura da liga eutética.

Outro fato bastante interessante que está relacionado à formação da estrutura eutética é sua forma de crescimento. A análise de amostras preparadas com composições hipoeutéticas e hipereutéticas revelou que a fase primária é fundamental na nucleação das fases da estrutura eutética. O fato que a estrutura eutética forma-se com a nucleação da fase de maior ponto de fusão é citado na literatura por vários autores. Na análise das ligas com composições próximas à composição eutética, observou-se que isso realmente acontece, pois a fase αV é a primeira a formar núcleos. Quando a fase primária é o composto $\beta NiAl$, ela é envolvida por um filme da fase αV , e a estrutura eutética é formada a partir dessa fase, como mostra a Figura 6. Por outro lado, quando a fase primária é a fase αV , que é a fase de crescimento preferencial nesse sistema, a estrutura eutética cresce diretamente da superfície dessa fase, a partir do momento quando são estabelecidas as condições para o crescimento, isto é, quando o líquido à frente da superfície da fase primária atinge a temperatura eutética. A Figura 7 mostra a formação da estrutura eutética a partir da fase αV .

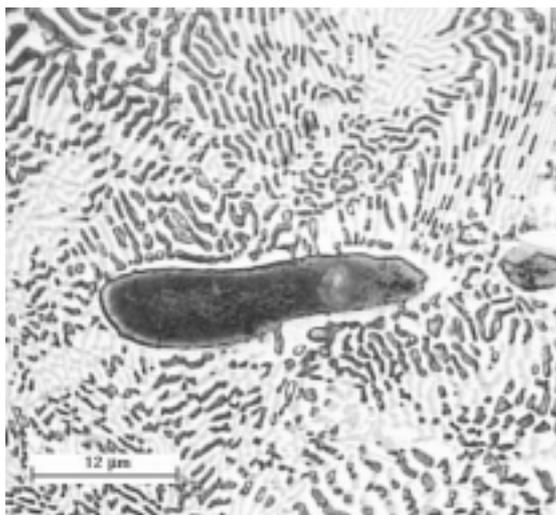


Figura 6. Formação da estrutura eutética a partir da fase β NiAl.

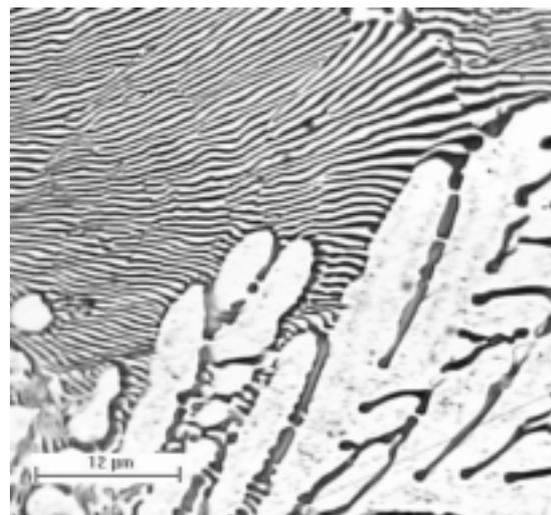


Figura 7. Formação da estrutura eutética a partir da fase α V.

5. CONCLUSÕES

A microestrutura de solidificação de ligas eutéticas do sistema Ni-Al-V foi investigada e a partir dos resultados obtidos as seguintes conclusões podem ser deduzidas:

1. O estudo preliminar do sistema Ni-Al-V confirmou a existência de transformação eutética $Líquido \Leftrightarrow NiAl + V$. O ponto de fusão e a composição foram verificadas com precisão;
2. O eutético pseudo-binário NiAl-V é do tipo regular com estrutura lamelar como morfologia predominante, e em condições de controle de direção e de taxa de solidificação permitiria obter estruturas anisotrópicas, e bem alinhadas, denominadas por compósitos "in-situ";
3. As fases primárias exibem tendência para crescimento não-facetado;
4. A fase α V é a fase de crescimento preferencial nesse sistema.

6. AGRADECIMENTOS

Os autores agradecem à FAPESP pelo suporte financeiro.

7. REFERÊNCIAS

- Aikin, R.M., 1997, "The Mechanical Properties of In-Situ Composites", JOM, Vol.49, pp. 35.
- Cotton, J.D., Kaufman, M.J., 1991, "Constitution of Pseudobinary Hypoeutectic β NiAl + α V Alloys", Scripta Met., Vol.25, pp.1827.
- Miracle, D.B., 1993, "The Physical and Mechanical Properties of NiAl", Acta Metall. Mater., Vol.41, No.3, pp.649.
- Elliot, R., 1977, "Eutectic solidification", Int. Met. Rev., Vol.24, pp.161.
- Galasso, F.S., 1967, "Unidirectional Solidified Eutectics for Optical, Electronic and Magnetical Application", JOM, Vol.19, pp.17.
- Hunt, J.D., Jackson, K. A., 1966, "Binary Eutectic Solidification", Trans. Met. Soc. AIME, Vol.236, pp.843.
- Pellegrini, P.W. & Huta, J.J., 1977, "Investigations of Phase Relations and Eutectic Directional Solidification on NiAl-V Join", J. Crystal Growth, Vol.42, pp.536.
- Smith, F., 1990, "Principles of Materials Science and Engineering", Mc-Graw-Hill, 1864 p.

INSTABILIDADE DO *KEYHOLE* NA SOLDAGEM A PLASMA

André Richetti

Valtair Antonio Ferraresi

Universidade Federal de Uberlândia, Faculdade de Engenharia Mecânica, 38.400-902, Uberlândia, MG, Brasil. E-mail: valtairf@mecanica.ufu.br ou arichett@mecanica.ufu.br

Resumo

A soldagem a plasma usando a técnica *keyhole* representa uma operação muitas vezes caracterizada por problemas de instabilidades, podendo causar variação na penetração e não repetibilidade das soldas. Esta instabilidade no *keyhole* tende a dificultar a operação de soldagem pela geração de defeitos na solda. Desta forma, o objetivo deste trabalho é analisar o fenômeno da instabilidade do *keyhole* considerando variáveis que podem afetar a dinâmica do processo tais como configuração da junta, condições de abertura do *keyhole* e metal de base. Os resultados indicaram que a geração da instabilidade no *keyhole* foi provavelmente devido à problemas de não uniformidade na composição química do metal de base. A configuração da junta, apesar de não ter apresentado relação com a geração desta instabilidade, apresentou influência sobre sua intensidade. A abertura do *keyhole* não apresentou influência tanto na geração como na intensidade da instabilidade.

Palavras-chave: PAW, Instabilidade do *keyhole*, Configuração da junta, Abertura do *keyhole*, Metal de base.

1. INTRODUÇÃO

A soldagem a plasma (PAW - *Plasma Arc Welding*) com a técnica *keyhole* é uma operação na qual o arco atravessa toda a espessura da peça sendo soldada, gerando um pequeno orifício conforme é ilustrado na Figura 1. Este orifício é denominado de *keyhole* ou “buraco de fechadura”. Para obter esta condição de soldagem, o arco precisa ser concentrado de tal forma a permitir que parte do volume de material da poça de fusão seja vaporizado. Desta forma, o efeito obtido com a pressão de incidência do arco, juntamente com a pressão de vaporização na poça de fusão, criam as condições necessárias para a formação do orifício do *keyhole* (Kim *et al.*, 1994). Este efeito é conseguido através de um bocal de constrição colocado na saída da tocha.

Pelas próprias características desta operação, condições adequadas de sustentação da poça de fusão são necessárias para manter a estabilidade do *keyhole* ao longo da solda. Qualquer perturbação que ocorrer no processo durante a soldagem pode resultar em instabilidade no *keyhole*, podendo induzir o seu colapso e a conseqüente geração de defeitos na solda. Esta instabilidade pode também repercutir no aumento da dificuldade operacional do processo, limitando ainda mais a sua faixa de operação para uma determinada aplicação (Richetti, 1998).

A instabilidade do *keyhole* é um fenômeno caracterizado pelo comportamento variável (instável) da poça de fusão, o qual tende a produzir uma variação acentuada na penetração e

deteriorar o acabamento do cordão de solda (Richetti, 1998). Segundo Martikainen & Moisis (1993), a instabilidade no *keyhole* pode gerar defeitos tais como penetração incompleta ou penetração excessiva (corte da junta). Apesar de ainda não se conhecer os fatores responsáveis pela geração desta instabilidade, pode-se supor que qualquer variável que afete o equilíbrio da poça de fusão durante soldagem pode induzir o aparecimento deste fenômeno.

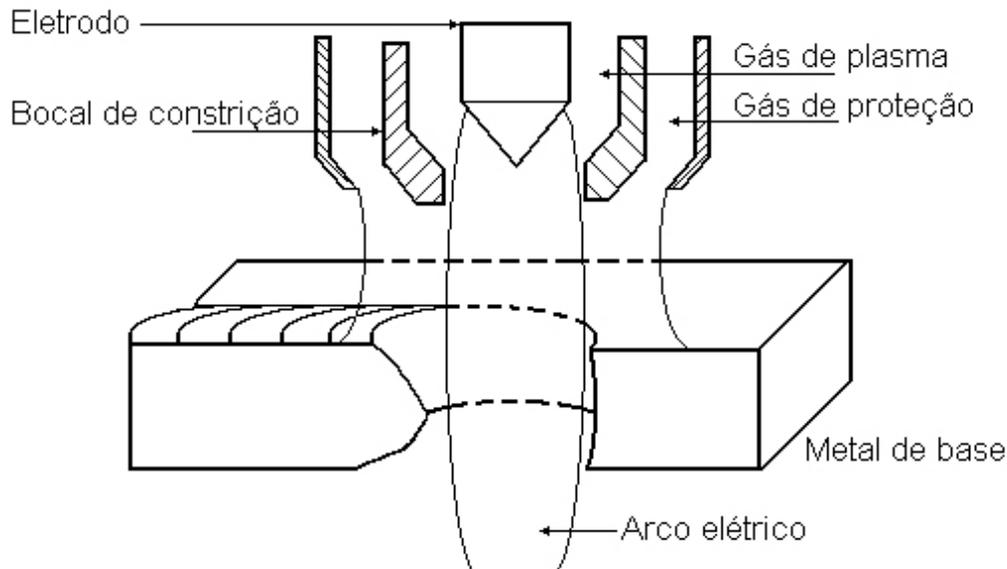


Figura 1- Técnica *keyhole* (Walsh & Nunes Jr., 1989).

Aplicações em juntas chanfradas (preparação em V) são recomendadas pela literatura do processo para espessuras de chapa superiores a 6 mm (AWS, 1991). Entretanto, devido à dificuldade de se obter uma condição estável com repetibilidade das soldas, tais aplicações não são verificadas na prática. Por outro lado, juntas de topo (preparação em I) representam a maioria das aplicações da técnica *keyhole* na indústria de fabricação soldada, sugerindo que o tipo de preparação da junta pode influenciar no aparecimento de instabilidades no *keyhole*.

Outros autores (Díaz, Dutra & Gohr Jr., 1999) citam que existe uma tendência de geração de defeitos ao longo da solda quando o movimento da tocha não é iniciado no exato momento em que o orifício do *keyhole* é formado. Este problema pode ser solucionado com o uso de equipamentos de movimentação automatizados, que retardam o movimento da tocha por um certo intervalo de tempo até a abertura do *keyhole*. Este tempo de retardo é determinado experimentalmente em função da aplicação (material e espessura).

Equipamentos modernos permitem também o controle da abertura e fechamento do *keyhole* através de rampas de subida e descida de corrente e vazão do gás de plasma. O controle de abertura é utilizado para reduzir o aparecimento de defeitos na região da abertura do arco, enquanto este escava o metal de base para formar o *keyhole*. O controle sobre o fechamento do *keyhole* é utilizado durante a extinção do arco e possibilita um adequado preenchimento do orifício final (De Paula Jr., 1997). Apesar deste tipo de controle ter uma influência localizada (abertura e fechamento do *keyhole*), pode eventualmente melhorar a estabilidade da soldagem por permitir melhores condições de inicialização do *keyhole*.

O metal de base utilizado também pode contribuir para a geração de instabilidades no *keyhole*. Muitos materiais empregados na indústria apresentam qualidade inferior, provavelmente devido à problemas durante os processos de fabricação ou por falta de uma política de qualidade adequada por parte do fabricante. Estes tipos de materiais podem apresentar regiões com segregação de impurezas ou variações grosseiras na composição

química ao longo de seu comprimento. Durante a soldagem destes materiais, o equilíbrio da poça de fusão pode ser substancialmente afetado em função desta variação na composição do metal, podendo também levar a uma condição instável.

Desta forma, a principal motivação para a realização deste trabalho advém da necessidade de se entender o problema da instabilidade do *keyhole* na soldagem a plasma e levantar as suas causas e fatores que o influenciam.

2. MATERIAIS E MÉTODOS

Neste trabalho foi utilizada uma fonte de soldagem eletrônica multiprocesso (chaveada no secundário), em corrente contínua polaridade direta. Esta fonte trabalha com uma corrente nominal de 300 A para um fator de serviço de 100% e tensão em vazio de 56 V. Para a abertura do arco, é utilizado um arco piloto com ignição por alta frequência, sendo a corrente de partida de 7 A. Foi utilizada uma tocha de soldagem a plasma com capacidade de corrente de 300 A. O movimento da tocha foi controlado por uma mesa de coordenadas XY controlada por computador e, em todos os testes, os sinais de tensão e corrente de soldagem foram adquiridos através de um sistema de aquisição de dados.

Foram utilizados o argônio comercial como gás de plasma e um eletrodo AWS EWTh-2 de 5 mm de diâmetro e ângulo de ponta de 60°, sendo o recuo do eletrodo em relação à face do bocal de constrição de 2,35 mm (recomendação do fabricante para máximo efeito de constrição do arco).

A vazão do gás de plasma foi controlada através de um equipamento de medição e controle de vazão de gás com capacidade de 0,3 a 3 l/min. Este equipamento foi desenvolvido no LAPROSOLDA/UFU e permite controlar a taxa de subida da vazão do valor inicial de abertura do arco piloto até o valor de regime e a taxa de descida do valor de regime até o valor inicial conforme mostra a Figura 2. A vazão inicial para a abertura do arco piloto foi fixada em 0,5 l/min. O tempo das rampas de subida e descida podem ser ajustados conforme a aplicação, sendo que a faixa de operação do equipamento é de 2 a 12 segundos. A vazão do gás de proteção foi controlada através de um medidor digital e do regulador de pressão do cilindro de gás e foi mantida em 6 l/min.

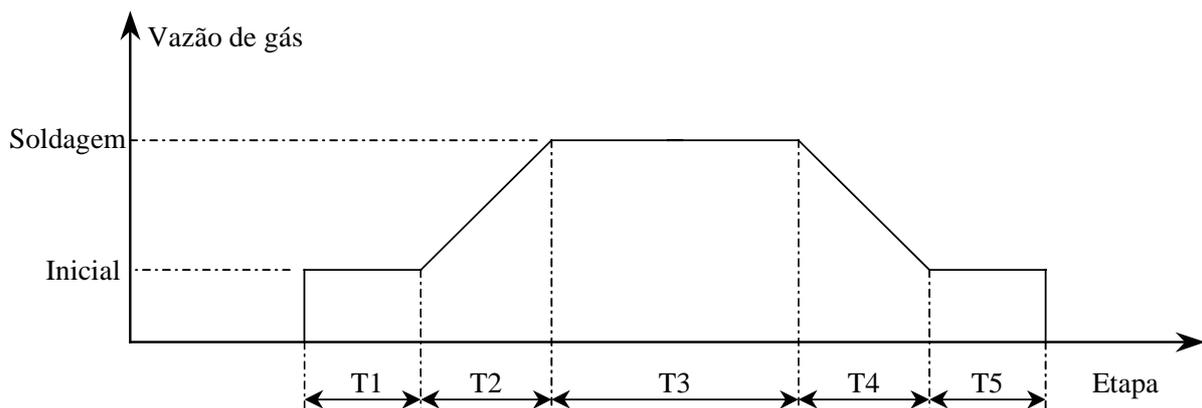


Figura 2- Curva característica do controle de vazão do gás de plasma, sendo: T1-vazão inicial para abertura do arco piloto, T2-rampa de subida, T3-vazão de soldagem, T4-rampa de descida e T5-retorno à vazão inicial após a solda.

O efeito do tipo de junta sobre a instabilidade do *keyhole* foi analisado a partir de testes em juntas de topo de aço ABNT 1020 com 4,8 mm de espessura e em juntas chanfradas (em

V) com ângulo de chanfro de 90° e face de raiz de 5 mm, feitas a partir chapas de aço ABNT 1020 com 12,7 mm de espessura.

O efeito da abertura do *keyhole* foi avaliado através de testes feitos sobre uma chapa de aço carbono ABNT 1020 com 4,4 mm de espessura (*bead on plate*). Nestes testes, foram utilizadas diferentes condições de inicialização do *keyhole*, variando-se a combinação das rampas de gás de plasma e corrente. A rampa de gás de plasma foi controlada através do equipamento de controle de vazão de gás. A rampa de corrente foi controlada diretamente na fonte através de um programa computacional que controla os tempos das rampas, o valor da corrente de soldagem e o retardo no acionamento da tocha na mesa de coordenadas até a formação do *keyhole*, que ocorre ao final da rampa de subida.

O efeito do metal de base foi avaliado através de uma análise visual de soldas (*bead on plate*) obtidas na soldagem dos aços ABNT 304L (3,8 mm de espessura) e ABNT 1020 (4,4 mm de espessura).

Em todos os testes, a análise dos resultados foi baseada em inspeções visuais no acabamento superficial e no reforço da raiz da solda.

3. RESULTADOS

3.1. Efeito do tipo de junta

A Tabela 1 mostra as condições de soldagem e os resultados obtidos nos testes feitos em juntas de topo e em juntas chanfradas, sendo que um reforço na raiz da solda igual a zero significa o fechamento do *keyhole* durante a soldagem. Nestes testes, foi possível detectar intensas instabilidades no *keyhole* tanto na junta chanfrada como na junta de topo. Este problema pôde ser facilmente detectado devido às variações grosseiras observadas no reforço da raiz das soldas realizadas em ambas as juntas.

Tabela 1-Condições de soldagem e resultados obtidos para o tipo de junta.

Condição de soldagem	Junta em V	Junta de topo (em I)
Corrente	200 A	140 A
Vazão de gás de plasma	1,2 l/min (argônio)	1,1 l/min (argônio)
Vazão de gás de proteção	6 l/min (argônio 5% O ₂)	6 l/min (argônio 5% O ₂)
Velocidade de soldagem	15 cm/min	19 cm/min
Bocal de constrição	φ 2,8 mm	φ 2,8 mm
Distância tocha-peça	6 mm	3 mm
Reforços obtidos na raiz das soldas		
Teste 1	de 0 a 0,8 mm	de 0 a 0,5 mm
Teste 2	de 0 a 2 mm	de 0 a 0,5 mm
Teste 3	de 1 a 2 mm	de 0 a 1,3 mm
Teste 4	-	de 0 a 1 mm
Teste 5	-	de 0,8 a 1,5 mm

De uma forma geral, os dois tipos de junta apresentaram elevados níveis de irregularidades na solda. Entretanto, a junta de topo apresentou uma melhor tendência de uniformidade na penetração, o que indica que a junta chanfrada é uma condição extrema, ampliando o efeito de qualquer perturbação que ocorre na poça de fusão.

Garcia & Norrish (1995) citam que quanto maior o volume da poça de fusão, mais difícil se torna o controle do processo, provavelmente devido ao aumento da intensidade da instabilidade do *keyhole*. Na junta chanfrada, a poça de fusão tende a apresentar um maior

volume de material fundido em relação à junta de topo, contribuindo para a geração de uma condição mais instável.

Entretanto, os resultados sugerem que a configuração da junta não apresentou relação com a geração de instabilidade no *keyhole*, uma vez que esta foi verificada em ambas as juntas. Por outro lado, a intensidade desta instabilidade pareceu ser afetada pelo tipo de junta utilizada na soldagem, sendo que a condição mais crítica foi a da junta chanfrada, a qual é recomendada para espessuras de chapa acima de 6 mm.

3.2. Efeito da abertura do *keyhole*

Segundo Díaz, Dutra & Gohr Jr. (1999), a forma como o *keyhole* é iniciado tem influência na estabilidade do cordão de uma forma geral, podendo repercutir na geração de defeitos ao longo da solda. Isto sugere que o fenômeno da instabilidade pode ser influenciado pelas condições iniciais de abertura do *keyhole*, justificando uma análise destas condições.

A Tabela 2 mostra os resultados obtidos com diferentes condições de abertura do *keyhole*. O tempo das rampas de vazão de gás de plasma e corrente foram levantados experimentalmente medindo-se o tempo em que o arco levou para furar a chapa teste (aço ABNT 1020 com 4,4 mm de espessura) usando os parâmetros nominais de soldagem. Para este material, as rampas de subida e descida foram definidas em 4 s.

Tabela 2- Condições utilizadas para a abertura do *keyhole*.

Variável	Condição de controle da abertura do <i>keyhole</i>			
	Rampas de Corrente e gás	Rampa de Corrente	Rampa de gás	Sem Rampa
Corrente	115 A	115 A	115 A	115 A
Gás de plasma	1,2 l/min - Ar	1,2 l/min - Ar	1,2 l/min - Ar	1,2 l/min - Ar
Vel. de soldagem	15 cm/min	15 cm/min	15 cm/min	15 cm/min
Gás de proteção	6 l/min Ar 5% O ₂	6 l/min Ar 5% O ₂	6 l/min Ar 5% O ₂	6 l/min Ar 5% O ₂
Gás de purga	5 l/min Ar 5% He	5 l/min Ar 5% He	5 l/min Ar 5% He	5 l/min Ar 5% He
Dist. tocha-peça	3 mm	3 mm	3 mm	3 mm
Rampa (corrente)	4 s	4 s	-	-
Rampa (gás)	4 s	-	4 s	-
Bocal constritor	φ 2,4 mm	φ 2,4 mm	φ 2,4 mm	φ 2,4 mm

Para cada condição de abertura do *keyhole* foram feitos 3 testes. Os resultados obtidos indicaram que o uso do controle de vazão de gás de plasma e corrente não eliminou a instabilidade do *keyhole* durante a soldagem. A Figura 3 mostra a superfície e a raiz de uma solda realizada com a utilização do controle de subida e descida de gás de plasma e de corrente. Nesta figura pode ser notado que a ocorrência da instabilidade causou o colapso do *keyhole*, gerando irregularidades na penetração da solda. Pode ser verificado também que o acabamento superficial do cordão de solda apresentou um aspecto bastante grosseiro, provavelmente devido às perturbações ocorridas na poça de fusão.

Os resultados mostraram que em todos os testes realizados foi possível detectar instabilidades no *keyhole*, sugerindo que o controle sobre a abertura do *keyhole* não apresentou influência na geração desta instabilidade. As condições de abertura do *keyhole* utilizadas (Tabela 2) apresentaram resultados semelhantes entre si, podendo, para este caso, a solda ser

feita utilizando apenas o controle sobre o acionamento do movimento da tocha de soldagem. Com relação ao fechamento do *keyhole*, a utilização das rampas possibilitou um melhor preenchimento do orifício final, melhorando o aspecto da solda nesta região. Resultados semelhantes foram obtidos também por De Paula Jr. (1997).

Um adequado fechamento do *keyhole* foi igualmente obtido utilizando-se as rampas individualmente (corrente ou vazão de gás de plasma), ou com as duas rampas operando conjuntamente. Desta forma, o preenchimento do orifício final do *keyhole* pode ser feito com qualquer uma destas condições, dependendo dos equipamentos disponíveis para a soldagem. Nos testes realizados sem controle de fechamento do *keyhole*, o orifício final não foi preenchido de forma adequada.

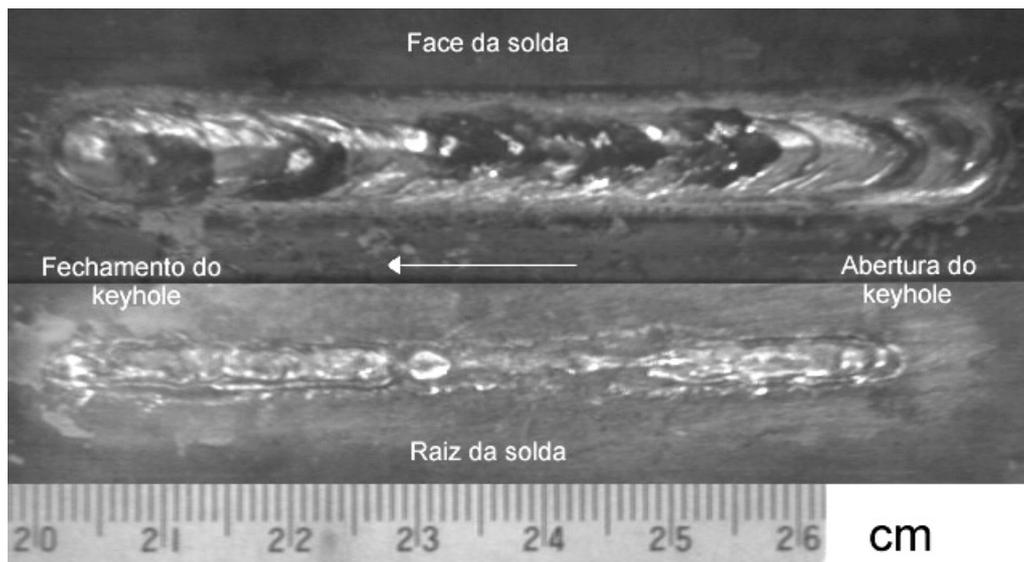


Figura 3- Solda obtida com controle de vazão de gás e de corrente na abertura e fechamento do *keyhole*.

3.3. Efeito do metal de base

A Tabela 3 mostra os resultados dos testes realizados em chapas de aço ABNT 1020 com 4,4 mm de espessura e de aço ABNT 304L com 3,8 mm de espessura. O tempo da rampa de corrente utilizada no aço ABNT 304L foi determinada experimentalmente da mesma forma como apresentado no item 3.2 e foi definido em 2 s.

Tabela 3- Testes realizados para verificar o efeito do metal de base.

	ABNT 1020	ABNT 304L
Corrente	115 A	110 A
Gás de plasma	1,2 l/min (Ar)	1,2 l/min (Ar)
Gás de proteção	6 l/min (Ar 5% O ₂)	6 l/min (Ar 5% O ₂)
Gás de purga	5 l/min (Ar 5% He)	5 l/min (Ar 5% He)
Velocidade de soldagem	15 cm/min	15 cm/min
Bocal de constrição	φ 2,4 mm	φ 2,4 mm
Rampa de corrente	4 s	2 s
Instabilidade observada	sim	não
Reforço na raiz da solda	de 1 a 4 mm	1 mm (constante)

Os testes realizados no aço ABNT 1020 demonstraram uma instabilidade excessiva do *keyhole*, a qual pode ser claramente observada na Figura 4. Pode-se notar também nesta figura um excessivo reforço na raiz da solda. Alterações de ± 5 ampères na corrente de soldagem não melhoraram a soldagem, gerando o corte do material ou penetração incompleta, respectivamente. Analisando as Figuras 3 e 4, pode ser verificado que existe um comportamento diferente quando são utilizadas chapas de lotes diferentes, demonstrando a importância do metal de base nos resultados da soldagem. Estes resultados provavelmente se devem à baixa qualidade do metal de base utilizado (ABNT 1020), podendo ter sido ocasionada por diferenças na composição deste material ao longo de seu comprimento ou devido à presença de regiões com segregação de impurezas. Desta forma, a poça de fusão tenderia a apresentar um comportamento instável, variando de região para região dentro do metal de base e tornando difícil a aplicação da técnica *keyhole*.

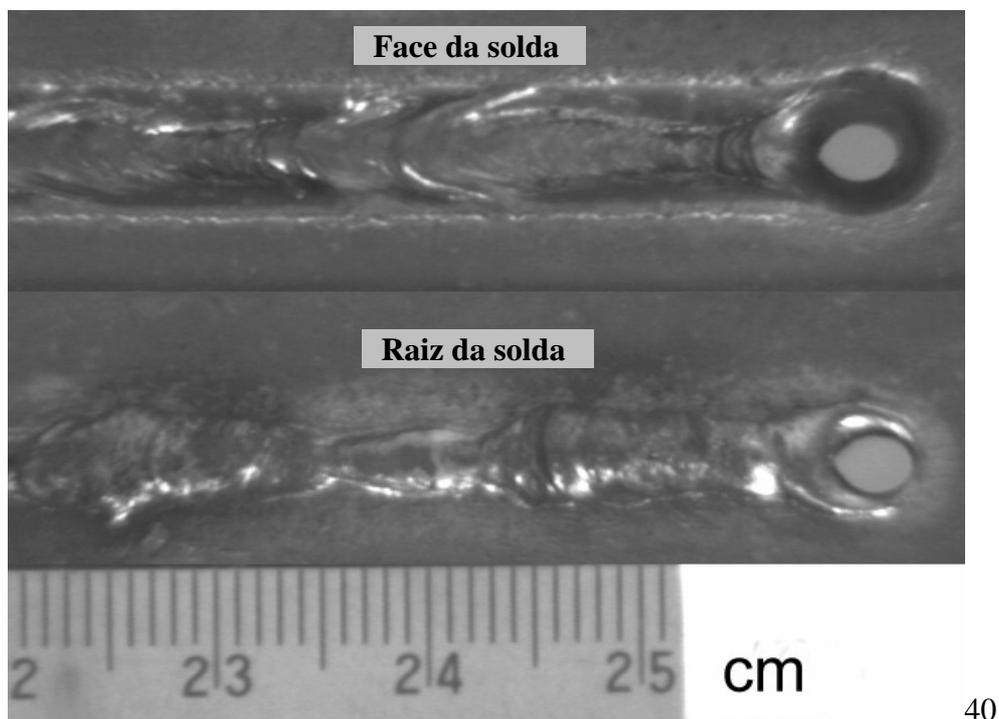


Figura 4- Instabilidade no *keyhole* na soldagem do aço ABNT 1020.

Por outro lado, as soldas obtidas no aço inoxidável (ABNT 304L) apresentaram reforço da raiz constante ao longo de todo o comprimento soldado (*keyhole* estável) e bom acabamento superficial, conforme mostrado na Figura 5. Nestes testes, o fenômeno da instabilidade do *keyhole* não foi observado provavelmente pela melhor uniformidade na composição do metal de base utilizado. Estes resultados indicam que a composição do material parece influenciar a estabilidade do *keyhole* e a geração de defeitos na solda.

Desta forma, a utilização da soldagem a plasma com a técnica *keyhole* se torna viável a medida que os fatores que tendem a promover um comportamento instável da poça de fusão são eliminados. Como regra geral, o próprio metal de base utilizado deve apresentar uma composição química uniforme de tal forma a não interferir no equilíbrio do *keyhole* durante a soldagem.

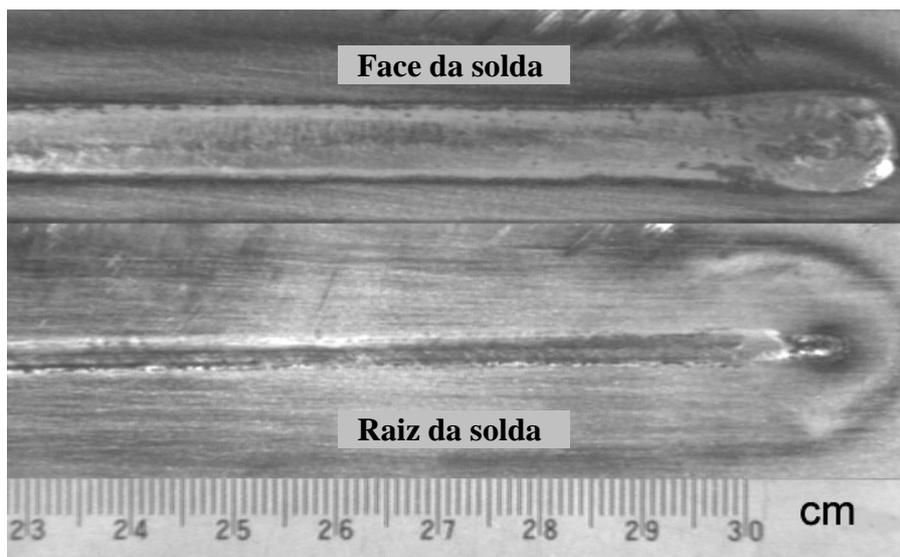


Figura 5- Solda estável obtida com o aço ABNT 304L.

4. CONCLUSÕES

1. A provável não uniformidade da composição do metal de base foi o principal fator responsável pela geração de instabilidades no *keyhole*.
2. A configuração da junta apresentou influência apenas na intensidade da instabilidade, não estando diretamente relacionada com sua geração.
3. O controle de abertura do *keyhole* não apresentou influência sobre a instabilidade causada na poça de fusão.

5. AGRADECIMENTOS

Os autores deste trabalho agradecem ao CNPq pelo apoio financeiro ao trabalho e ao Laboratório para o Desenvolvimento de Processos de Soldagem da Universidade Federal de Uberlândia (LAPROSOLDA/UFU) pelos equipamentos cedidos.

6. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- AWS – American Welding Society, 1991, “Welding Handbook”, 8th ed., Vol. 2, pp. 329 - 350.
- De Paula Jr., O. S., 1997, “Desenvolvimento e Aplicação da Soldagem Plasma pela Técnica Keyhole”, Dissertação de Mestrado, Universidade Federal de Santa Catarina, Florianópolis, SC, Brasil, 107 p.
- Díaz, V. V., Dutra, J. C. e Gohr Jr., R., 1999, “Análise dos Parâmetros e Variáveis da Soldagem Plasma pela Técnica Keyhole para a Determinação de Seus Graus de Relevância” Anais do XXV Encontro Nacional de Tecnologia da Soldagem, CD-ROM, Belo Horizonte, MG, Brasil, 8 – 10 Setembro.
- Garcia, J. A. O. e Norrish, J., 1995, “Soldagem de Liga de Alumínio-Lítio por Arco Plasma com Variador de Polaridade”, Anais do XXI Encontro Nacional de Tecnologia da Soldagem, Caxias do Sul - RS, pp. 401 - 416, 20 – 24 Junho.

- Kim, C. J., Kauh, S., Ro, S. T. and Lee, J. S., 1994, "Parametric Study of the Two-Dimensional Keyhole Model for High Power Density Welding Processes", *Journal of Heat Transfer*, Vol. 166, pp. 209 - 214, February.
- Martikainen, J. K. and Moisio, T. J. I., 1993, "Investigation of the Effect of Welding Parameters on Weld Quality of Plasma Arc Keyhole Welding of Structural Steels", *Welding Journal*, pp. 330s - 340s, July.
- Richetti, A., 1998, "Aplicação da Soldagem por Plasma com a Técnica "Keyhole" na Soldagem do Passe de Raiz de Uma Junta Chanfrada", *Dissertação de Mestrado*, Universidade Federal de Uberlândia, Uberlândia, MG, Brasil, 103 p.
- Walsh, D. W. and Nunes Jr., A. C., 1989, "Keyhole Flow Phenomena in VPPA Weldments", *Proceedings of the 2nd International Conference on Trends in Welding Science and Technology*, ASM International, Gatlinburg, Tennessee, USA, pp. 501 - 505, 14 - 18 May.

ANÁLISE COMPARATIVA DA INFLUÊNCIA DA PRESSÃO E VAZÃO NO PROCESSO DE RETIFICAÇÃO TANGENCIAL PLANA

Eduardo Carlos Bianchi
Rodrigo Daun Monici
Eraldo Jannone da Silva
Paulo Roberto de Aguiar
Ivan De Domenico Valarelli

Universidade Estadual Paulista, Departamento de Engenharia Mecânica, 17033-360, Bauru, SP, Brasil. E-mail: bianchi@bauru.unesp.br.

Resumo

Este trabalho apresenta um estudo sobre a influência a intensidade de pressão e vazão do fluido de corte no comportamento do processo de retificação do tipo tangencial plana. Para a análise do resultados, foram mantidas constantes as condições de usinagem e variados os valores de pressão e vazão do fluido de corte. Os ensaios foram realizados com um rebolo convencional de óxido de alumínio retificando, como corpo de prova, o aço VC 131 com dureza média de 60 HRc. Dos resultados obtidos pode-se verificar que com o aumento dos valores de pressão e vazão do fluido de corte a força tangencial de corte tendeu a aumentar, o rebolo desgastou diametralmente menos (consequentemente, com maior valor obtido de relação **G**). os valores de rugosidade média aritmética da peça e temperatura tenderam a diminuir.

Palavras-chave: Fluido de corte, retificação profunda, refrigeração

1. INTRODUÇÃO

A dinâmica e a velocidade de transformações em nossa sociedade estão rompendo padrões de qualidade e de exigências dos consumidores com uma intensidade inusitada, culminando com o freqüente surgimento de produtos que já estão obsoletos poucos dias após o seu próprio lançamento. Esta é a realidade que tem-se presenciado em diversos segmentos de consumo tanto se bens físicos como de serviços.

A globalização é, hoje um fato consumado na ordem mundial. Através dela, um grande número de trocas comerciais, culturais, tecnológicas e financeiras, ocorre entre países numa velocidade sem precedentes na história humana.

Na economia globalizada os processos de usinagem passam por constante evolução, para atender ao seu mercado que vem ficando cada vez mais exigente.

Dentro das condições de usinagem, devido à crescente velocidade de corte que as máquinas operam, e conseqüentemente com maior quantidade de calor gerado, o fluido de corte e a forma de aplicação no processo passam a ter uma maior relevância.

Há disponível no mercado uma grande diversidade de óleos e fluidos de corte para os diferentes processos de usinagem, nos quais se desejam usá-los. Diversos fatores influem na escolha do melhor fluido, como viscosidade, características técnica, custo etc., e mesmo após a escolha do mesmo, ainda existem outras considerações que devem ser feitas para o melhor aproveitamento desse fluido. Entre destacam-se a geometria do bocal pelo qual o fluido será introduzido na operação, a intensidade de pressão e a vazão na saída do bocal, qual a melhor posição que se deve colocar o bocal, entre outras, sendo todas de substancial importância para a melhoria da qualidade final da peça.

Este trabalho tem como objetivo apresentar um estudo comparativo do desempenho de um rebolo convencional de óxido de alumínio (Al_2O_3), submetido a uma condição de usinagem para dois valores de pressão e vazão do fluido de corte, denominadas por máxima e mínima, de forma a obter-se subsídios para análise do comportamento do processo de retificação.

Para a realização dos ensaios um bocal foi especialmente projetado e construído para que a vazão de fluido de corte fosse direcionada com o mínimo atrito entre o fluido e suas paredes internas, para o melhor escoamento do mesmo.

Através de ensaios laboratoriais, onde as condições de usinagem (penetração do rebolo na peça " a " [μm], velocidade da peça " v_w " [m/s] e velocidade de corte " v_s " [m/s]) foram mantidas constantes. Assim foram avaliadas as variáveis de saída do processo de retificação (força tangencial de corte F_{tc} [N], rugosidade média aritmética R_a [μm], relação G [--] e temperatura T [$^{\circ}C$]) com relação aos valores de pressão e vazão do fluido de corte.

2. EFEITOS DA ALTA VELOCIDADE DO FLUIDO DE CORTE

Segundo KOVACEVIC e MOHAN (1995), fluidos de corte tem sido tradicionalmente usados para a refrigeração e lubrificação na interface entre o rebolo e a peça. O desempenho do fluido de corte pode ser melhorado aumentado se for utilizada uma maior velocidade de saída do bocal pois isso pode superar a força centrífuga do rebolo e penetrar as redondezas do envelope de ar. A taxa de volume de fluxo também pode ser grande suficiente para providenciar a efetiva refrigeração/lubrificação para a zona de usinagem.

A remoção de material em retificação ocorre em forma de cavacos finos, que é feito por grande quantidade de arestas de corte distribuídos e orientadas ao acaso na superfície de corte do rebolo. Contudo, a remoção deste material é acompanhado por um alto consumo de energia. Junto com a presença da deformação plástica, atrito e geração de energia calorífica, a maior parte desta energia é convertida em calor, causando altas temperaturas localizadas na zona de usinagem. Isto resulta em vários danos térmicos para a superfície da peça na forma de fissuras, distorções, tensões residuais e incerteza dimensional e geométrica. Estes efeitos indesejáveis são acompanhados pela aderência de partículas da peça (cavacos) nos poros do rebolo.

Fazendo uma comparação da aplicação do fluxo e do fluido de corte à alta velocidade, em todo o raio de ação da velocidade do jato, tanto as componentes da força tangencial de corte quanto o da força normal de corte são reduzidos mais do que 50% com a aplicação do jato de alta velocidade. As vantagens oferecidas pela alta velocidade do fluido de corte foram em termos de melhora da refrigeração/lubrificação da zona de usinagem, reduzindo o uso de rebolo e a carga do mesmo, e melhorando o efeito da direção em mais de 50% pela redução do R_a (rugosidade média aritmética). Então, o desempenho total do processo de usinagem foi melhorado pelo fluido de corte à alta velocidade.

Conforme GUO e MALKIN (1995), a energia gasta pelo processo de usinagem pode causar temperaturas muito altas e danos térmicos para a peça. Fluidos são aplicados principalmente para providenciar lubrificação e refrigeração, e principalmente com a efetividade do fluido de corte como refrigerante. O processo de usinagem requer alta energia por unidade de volume de material o qual é virtualmente todo convertido em calor na zona de usinagem. Isto resulta em elevadas temperaturas e possíveis riscos térmicos para a peça. Fluidos são aplicados para remover calor na peça de trabalho.

Segundo Malkin (1989), a retificação ocorre através de interações entre os grãos abrasivos e a peça a ser retificada. De acordo com o modelo de análise dos mecanismos de geração do cavaco, a energia total de retificação (u) inclui as energias referentes a remoção do cavaco propriamente dita (u_{ch}), ao deslizamento dos grãos abrasivos de áreas de topo de grãos desgastadas com a peça (u_{sl}), e a energia referente ao deslocamento de material por deformação plástica (sulcagem) sem a remoção do mesmo (u_{pl}).

Conforme MARIANI e TREBING (sd), fluidos sintéticos tem uma viscosidade menor do que os óleos. Para aplicar corretamente um sintético e adequado lubrificante para operações de usinagem com diamante e CBN, é necessário aumentar o volume de refrigerante ou velocidade ou rearranjar o bocal do refrigerante para capturar o quanto mais fluido possível para a peça de trabalho. Um rebolo à alta velocidade forma uma turbulenta camada com alta pressão do ar próxima à superfície do mesmo. Usinagem a altas velocidades requerem aplicação de refrigerante à alta velocidade para penetrar nesta camada. Desde que os sintéticos são mais solventes que os óleos, eles necessitarão de uma velocidade ainda maior. Um volume grande de refrigerante também é necessário para efetivamente resfriar a interface entre o rebolo e a peça de trabalho e jogar os cavacos da área de usinagem. Desde que os sintéticos tenham uma viscosidade menor, pode-se também querer usar um volume de fluido maior. O arranjo do bocal de refrigerante pode se maximizar lubrificação e a refrigeração, ajustando o bocal para a parte crítica da interface entre o rebolo e a peça de trabalho para o refrigerante ser continuamente jogado.

De acordo com WEBSTER e CIU (1995), a aplicação do fluido em processos de usinagem está se tornando mais importante devido a alta taxa de remoção, alta qualidade e longa vida do rebolo. Seleção de um eficiente modo de aplicar isso é um método significativo de encontrar metas de produtividade e pode ser tão importante quanto a seleção das especificações do rebolo de usinagem. O papel do fluido em operações de usinagem são de refrigerar a peça de trabalho, retirar os cavacos, lubrificar a zona de usinagem, refrigerar o rebolo, e limpar o rebolo. Geralmente a energia de usinagem é dissipada no cavaco, na peça, no rebolo e no fluido.

Segundo GUO e MALKIN (1995), apud WEBSTER e CIU (1995), a energia gasta pelo processo de usinagem pode causar temperaturas muito altas e danos térmicos na peça. A utilização de fluidos propicia a retirada de calor, minimizando os danos térmicos que poderiam criar tensões indesejáveis na superfície da peça, além de comprometer a fixação dos grãos abrasivos na superfície de corte.

3. METODOLOGIA

Visando a realização deste trabalho, foram realizados 02 ensaios laboratoriais mantendo constantes as condições de usinagem (v_s , v_w e a), alterando-se os valores pressão e vazão do fluido de corte. Foram medidos os parâmetros de saída força tangencial de corte, rugosidade média aritmética da peça, temperatura e relação G .

Para a medição da força tangencial de corte optou-se, pela determinação, em tempo real, da mesma através da rotação n da ferramenta e da potência elétrica P_c consumida pelo motor de acionamento da ferramenta abrasiva, durante o corte. Para tanto, utilizou-se um circuito

condicionador de sinais, o qual permite a aquisição e transformação dos valores de corrente elétrica, tensão elétrica e rotação do motor em sinais de tensão elétrica compatíveis, para serem enviados à uma placa de aquisição de dados A/D. Utilizando-se o software de aquisição de dados LabView 4.1, equações de calibração previamente determinadas e os valores de tensão lidos pela placa de aquisição de dados pôde-se então calcular a força tangencial de corte F_{tc} .

O material utilizado para a realização dos ensaios foi o aço VC 131, temperado e revenido, com dureza média de 60 HRc. As dimensões dos corpos de prova foram: 263,5 mm de comprimento, 40 mm de altura e 5 mm de espessura.

Inicialmente o corpo de prova era fixado sobre a mesa da máquina retificadora e posteriormente eram acertadas todas as condições de usinagem (velocidade de corte, velocidade da mesa e penetração do rebolo na peça). Posteriormente dava-se início aos ensaios medindo-se a força tangencial de corte, em tempo real, rugosidade média aritmética da peça e o desgaste diametral do rebolo no final de cada ensaio.

Os valores de temperatura na peça foram medidos com dois termopares que foram inseridos em pequenos furos transversais nas peças, espaçados de 5 mm na direção vertical. Assim, o corpo de prova era retificado até que o próprio termopar também o fosse. Neste momento, o termopar desprendia-se naturalmente da peça e o segundo termopar continuava a registrar a temperatura até que fosse retificado, de forma similar ao anterior. Os valores de temperatura também eram registrados via software.

A rugosidade média aritmética (R_a) dos corpos de prova era medida periodicamente (a cada número pré-determinado de passadas do rebolo sobre a peça, dependendo da condição de usinagem), utilizando-se um rugosímetro marca Taylor Hobson, modelo Surtronic 3+ (com cut-off de 0,8 mm e filtro 2CR (ISO)), em três posições distintas do corpo de prova (laterais e centro) e quatro vezes consecutivas em cada posição. Posteriormente era feita a média dos valores obtidos e anotadas para posterior utilização.

Os ensaios foram realizados utilizando-se a metade da largura (altura) do rebolo. Desta forma, a metade não utilizada no ensaio servia como referência para a medição da perda diametral do rebolo. No final de cada ensaio o perfil geométrico do rebolo era marcado sobre uma chapa metálica (aço com baixo teor de carbono) para posterior medição do desgaste do rebolo. Como o volume de material removido era constante para cada ensaio, a determinação da relação G era direta.

A operação de dressagem foi realizada através de um dressador de ponta única, com grau de recobrimento de dressagem (U_d) igual a 1, para a obtenção da máxima agressividade da superfície de corte do rebolo.

As condições de usinagem utilizadas foram: penetração do rebolo na peça $a = 185 \mu\text{m}$, velocidade de corte do rebolo $v_s = 33 \text{ m/s}$ e velocidade da peça $v_w = 1,1 \text{ m/min}$.

Os valores de pressão do fluido de corte foram medidos através de um orifício, existente no bocal, fixo a uma mangueira ligada a um tubo em U contendo mercúrio. Variava-se a válvula de controle do fluido até que se obtivesse a pressão desejada (máxima ou mínima), que era verificada com o desnível da coluna de mercúrio.

A medição da vazão do fluido corte foi feita, através da tomada de tempo para encher um recipiente graduado em 5 litros. Foram feitas três medidas antes de cada ensaio para se obter um valor médio confiável.

Os valores de pressão e vazão utilizados nos ensaios foram $P_{m\acute{a}x.} = 28.417 \text{ Pa}$ com $Q_{m\acute{a}x.} = 0,33 \text{ l/s}$ e $P_{m\acute{i}n.} = 2.935 \text{ Pa}$ com $Q_{m\acute{i}n.} = 0,0735 \text{ l/s}$.

Para se obter os valores de pressão e vazão foi projetado e construído um bocal com perfil de bico arredondado, baseado em WEBSTER e CIU (1995), conforme mostrado na figura 1. Isto foi realizado pois os bicos tradicionais, geralmente, tem uma ou duas paredes internas convexas, proporcionam um nível alto de turbulência, o que afeta significativamente

a coerência do jato. Em contraste o novo bocal arredondado tem paredes internas côncavas, o que impede o crescimento da turbulência.

onde:

$D = 4,8 \text{ mm}$ é o diâmetro da tubulação de entrada

$D_n = 3,2 \text{ mm}$ é o diâmetro de saída do bico

$C_r (D/D_n) = 1,5$ é a razão de contração.

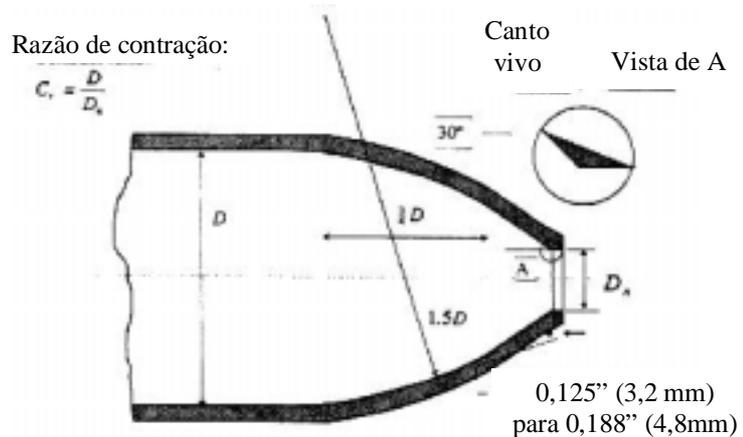


Figura 1: Bico de refrigeração baseado em Webster (1995)

4. RESULTADOS E DISCUSSÃO

Os resultados obtidos nos ensaios são apresentados na forma de gráficos figuras de força tangencial de corte, temperatura e rugosidade média aritmética da peça em função do volume de material removido e relação G .

4.1. Resultados de força tangencial de corte

Na figura 2 são apresentados os valores obtidos de força tangencial de corte.



Figura 2: Resultados obtidos de força tangencial em função do volume de material removido

Pode-se verificar que quando os valores de pressão e vazão foram maiores, a magnitude da força tangencial de corte foi maior. Isto ocorre pelo fato de que, neste caso, a capacidade de refrigeração do fluido de corte é maior (pela diminuição da temperatura na região de corte), acarretando numa menor deterioração do ligante. Desta forma a grão abrasivo permanece aderido por mais tempo na superfície de corte do rebolo. Desta forma, há um maior aumento na área de contato do rebolo com a peça que, conseqüentemente, proporciona um aumento na força tangencial de corte.

No caso onde a refrigeração ocorreu com os menores valores de pressão e vazão, houve uma maior degradação do ligante (pelo aumento da temperatura na região de corte) fazendo com que os grãos abrasivos se desprendessem mais rapidamente da superfície de corte do

rebolo. Desta forma, os novos grãos abrasivos (que são mais afiados do que os já desgastados) possuem maior capacidade de remoção de material, o que implica em valores menores de força tangencial de corte.

4.2. Resultados de temperatura

Para a constatação da influência da temperatura no desempenho do processo de retificação, são apresentados, nas figuras 3 e 4, os valores obtidos de temperatura medidas com os dois termopares.

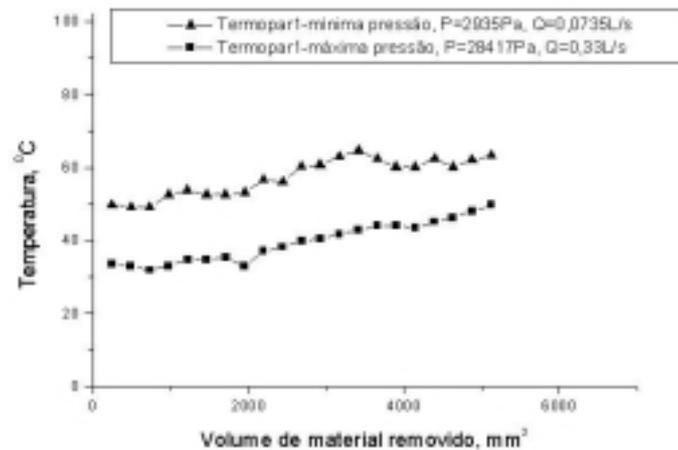


Figura 3: Resultados de temperatura obtidos em relação ao volume de material removido, referente ao termopar 1

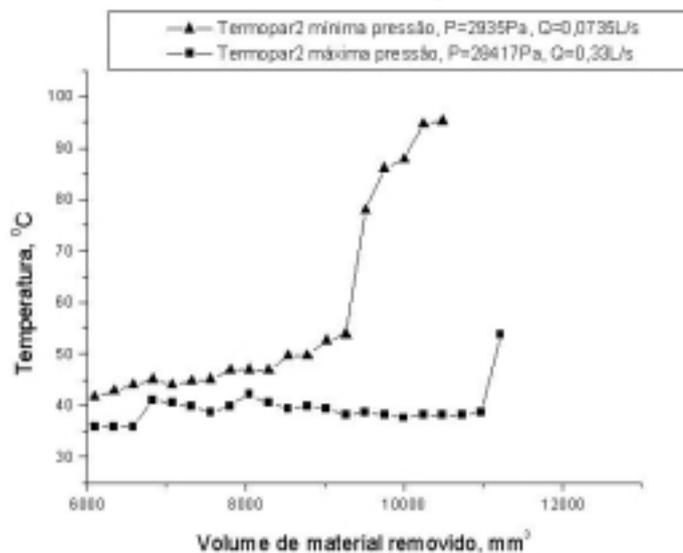


Figura 4: Resultados de temperatura obtidos em relação ao volume de material removido, referente ao termopar 2

Pela análise destas figuras, pode-se verificar tanto para o termopar 1 quanto para o termopar 2 a temperatura é mais elevada quando a pressão de saída foi mínima.

Estes resultados já eram esperados pois quando a vazão e a pressão são menores há uma menor refrigeração na área de contato entre o rebolo e a peça de trabalho. Devido a essa menor capacidade de refrigeração e o constante atrito entre o rebolo e a peça, a quantidade de calor gerado é relativamente grande; portanto, a temperatura medida para este caso é maior.

Na situação onde os valores de pressão e vazão foram máximos, verificou-se que a ação da refrigeração foi mais eficiente, os valores de temperatura foram menores pela redução da ação do constante atrito entre o rebolo e a peça; ou seja, não é gerada a mesma quantidade de energia em forma de calor do que o gerado pela pressão e vazão menores.

Maris e Snyes (1973) concluíram, após um extenso levantamento bibliográfico que em torno de 60 a 90% do calor gerado no processo de retificação fluía para a peça, quando da utilização de rebolos convencionais de óxido de alumínio (Al_2O_3). Estes valores foram experimentalmente comprovados por Malkin e Anderson (1974), os quais utilizaram calorímetros para a determinação desta partição de energia. Desta forma, a redução da geração de calor promovida pelo melhor refrigeração da região de corte proporciona a manutenção da capacidade de corte do rebolo durante tempos maiores diminuindo o desgaste dos mesmos, reduzindo as parcelas de energia relativas ao “plowing” (u_{pl}) e ao deslizamento de grãos cegos (u_{sl}).

4.3. Resultados de Relação G

A relação **G** é definida como sendo a relação do volume de material removido e o volume ferramenta gasta durante o tempo de usinagem. Na figura 5 são apresentados os valores de relação **G** obtidos nos ensaios.

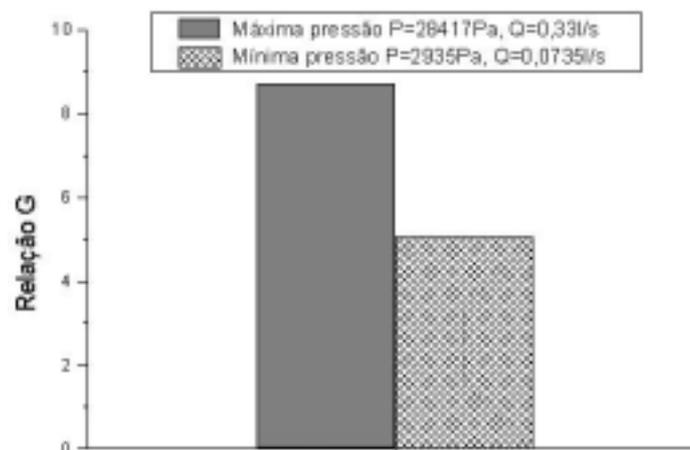


Figura 5: Resultados de relação **G** em função da pressão e vazão

Pode-se verificar que quando os valores de pressão e vazão são maiores a relação **G** (8,73) é maior. Isto ocorre pela melhor refrigeração na interface entre o rebolo e a peça, conforme comentários realizados anteriormente. Portanto, os grãos abrasivos permanecem mais tempo fixo a superfície de corte do rebolo, proporcionando um menor desgaste diametral do rebolo (consequentemente com um aumento da relação **G**).

No caso dos valores de pressão e vazão serem menores, devido a menor refrigeração, os grãos abrasivos apresentam menor capacidade de fixação pelo ligante, devido a deterioração térmica do ligante, o que proporciona o maior desgaste diametral do rebolo. Neste caso o valor de relação **G** obtido foi menor (5,07).

4.4. Resultados de rugosidade média aritmética da peça

Com a maior retenção dos grão abrasivos na superfície de corte do rebolo, que ocorreu no caso onde os valores de pressão e vazão foram maior, há um maior desgaste no topo dos grão abrasivos. Isto faz com que o material sofra um menor riscamento e, consequentemente, a rugosidade média aritmética da peça é menor.

Pela análise da figura 6 pode-se verificar que a rugosidade média aritmética obtida, em cada passada do rebolo sobre a peça, foi menor quando foram utilizados os valores máximos de pressão e vazão.

Seguindo o mesmo raciocínio utilizado para a força tangencial de corte e da relação G , devido aos grãos abrasivos se manterem ligados aos rebolos por mais tempo para a máxima pressão devido a maior refrigeração, a área de contato é maior pois os topos dos grãos em contato durante a usinagem acabam ficando com o diâmetro relativamente maior, o que ocasiona em menores valores de rugosidade. Já quando a pressão é mínima o diâmetro dos topos dos grãos abrasivos serão relativamente menores, o que ocasionará maior valor para a rugosidade.

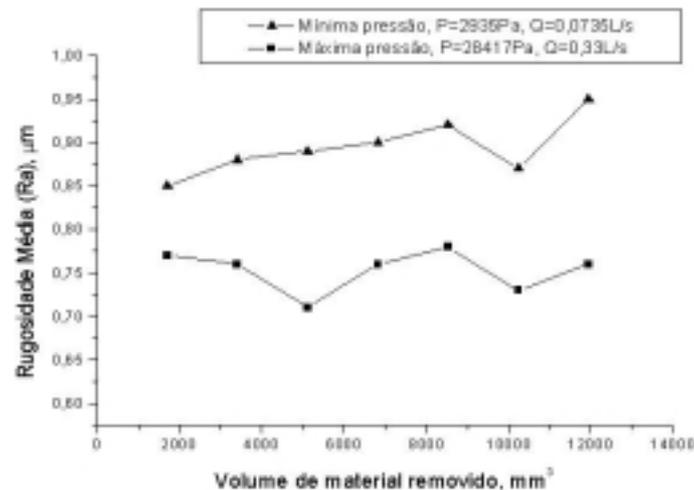


Figura 6: Resultados obtidos dos valores de rugosidade em relação ao volume removido

5. CONCLUSÕES

Dos resultados obtidos pode concluir que, de uma maneira geral, quando o fluido de corte foi utilizado com valores de pressão e vazão mais elevados, o desempenho do rebolo foi melhorado. Neste caso, apesar da força tangencial de corte ter se elevado, o calor gerado na zona de corte foi menor, a relação G maior, a rugosidade média aritmética encontrada é menor. Estes resultados mostram que a instalação de um bocal adequado, que melhora a refrigeração na interface entre o rebolo e a peça, a máxima vazão é mais eficaz.

6. REFERÊNCIAS

- GUO, C.; MALKIN, S. "Effectiveness of Cooling in Grinding". CIRP Annual Convention, STG, Enschede, 1995.
- MARIANI, G. and TREBING, C. "Synthetic Coolants Cut It in Superabrasive Grinding"
- KOVACEVIC, R. and MOHAN, R. "Effect of High Speed Grinding Fluid on Surface Grinding Performance", 1ª Conferência Internacional de Usinagem, Setembro de 1995.
- WEBSTER, J.A., CIU, C. "Flow Rate and Jate Velocity Determination for Design of a Grinding Cooling System", 1ª Conferência Internacional de Usinagem, Setembro de 1995.
- MARIS, M.; SNOYES, R. "Heat affected Zone in Grinding Operations" Proceedings of the 14th International Machining Tool Design and Research Conference, 1974, p. 659-669.
- MALKIN, S.; ANDERSON, R. B. "Thermal Aspects of Grinding, Part 1 - Energy Partition" ASME Journal of Engineering for Industry Vol. 96, 1974, p. 1177-1183.
- MALKIN, S. "Grinding Mechanisms" e "Grinding Temperatures and Thermal Damage", In: MALKIN, S. Grinding Technology: theory and applications of machining with abrasives. 1.ed. Chichester, Ellis Horwood Limited, 1989. Cap. 5 e 6, p.108 a 171.

ANÁLISE DA INFLUÊNCIA DA TEMPERATURA NA RETIFICAÇÃO DE AÇOS ENDURECIDOS, COM REBOLOS SUPERABRASIVOS DE CBN, E SUA INFLUÊNCIA NA INTEGRIDADE SUPERFICIAL DO MATERIAL

Ivan De Domenico Valarelli

Universidade Estadual Paulista, Faculdade de Engenharia/ Campus de Bauru

Departamento de Engenharia Mecânica, Caixa Postal 473, CEP 17033-360, Bauru/SP, Brasil

RESUMO

Este trabalho apresenta uma proposta para a análise da influência da temperatura na retificação de aços endurecidos, utilizando rebolos superabrasivos de CBN (nitreto de boro cúbico) com ligantes resinóide e vitrificado, submetidos a diversas condições de usinagem, tendo como objetivo a análise da integridade superficial do material, durante a vida útil da ferramenta abrasiva. Foram determinadas as variações da rugosidade média superficial da peça, microdureza Vickers e média da temperatura máxima na superfície retificada da peça, em função do volume específico de material removido para dois valores de taxa de remoção de material. Para ambas ferramentas, através da análise dos resultados pós-retificação, não foram verificadas alterações significativas na microestrutura do material. Também o tipo de ligante não influenciou nos resultados obtidos, não sendo possível detectar diferenças significativas para a qualidade superficial nem para detectar alterações microestruturais, pois as temperaturas máximas verificadas, ao longo dos ensaios e na região de corte, não ultrapassaram os 125° C, não sendo então atingidas as temperaturas requeridas para tais alterações.

PALAVRAS-CHAVE: Rebolo CBN, Ligantes, Temperaturas de Retificação.

1. INTRODUÇÃO

O processo de retificação tem entre os seus objetivos melhorar o acabamento superficial e garantir a integridade superficial dos componentes usinados, sejam elas tratadas termicamente ou não. Entretanto, excessivas temperaturas geradas durante o processo de retificação podem causar danos térmicos às peças. Segundo Shaw (1994), os danos na camada superficial da peça podem ser identificados como consequência da realização de operações de retificação sem controle ou mal elaboradas. A escolha incorreta do par fluido-ferramenta, a utilização de condições de usinagem e de afiação da ferramenta inadequados e uma lubrificação não eficiente podem afetar, negativamente, as propriedades mecânicas do componente usinado, pela diminuição de sua resistência à fadiga e ao desgaste. Isto deve-se a incidência dos danos térmicos oriundos do processo de retificação, os quais provocam alterações microestruturais, pela introdução de uma zona termicamente afetada pelo calor, levando ao surgimento de tensões residuais de tração. Além disso, a qualidade superficial do componente pode ser

afetada pelo surgimento de trincas e a ocorrência de queima superficial, decorrentes das elevadas temperaturas na região de corte.

Este trabalho tem como objetivo estudar a influência da geração de calor e, conseqüentemente, da variação da temperatura na retificação de aços endurecidos, com dureza média de 60 HRc com rebolos superabrasivos de CBN, fabricados com dois tipos distintos de ligantes (resinóide e vitrificado) submetidos a duas taxas de remoção de material. A integridade superficial do material foi analisada durante os ensaios de microdureza Vickers e metalografia.

2 PRINCIPAIS DANOS TÉRMICOS DECORRENTES DO PROCESSO DE RETIFICAÇÃO

2.1 Queima superficial da peça

Um dos tipos mais comuns de danos térmicos é a queima da peça. Quando a queima superficial da peça se inicia, existe uma tendência do crescimento da adesão de partículas metálicas nos grãos abrasivos do rebolo, tendo como conseqüência, o aumento das forças de retificação, a deterioração da qualidade superficial da peça, podendo levar ao aumento da perda diametral do rebolo, fazendo com que seu desgaste volumétrico aumente. Segundo Malkin (1989) a queima superficial da peça influencia na alteração da microestrutura do material retificado.

Através da realização de medições de microdureza na subsuperfície de aços temperados verificou-se que a queima superficial induzida pelo processo de retificação é acompanhada de um processo de re-austenitização do material. Para aços temperados retificados sem queima superficial existe geralmente um amolecimento do material próximo à superfície, pelo fato de terem sido atingidas temperaturas inferiores às de austenitização. Com a queima superficial ocorre a re-têmpera do material, a qual é conseqüência da re-austenitização do mesmo, seguida da formação de martensita não-revenida. Esta pode ser constatada através de análise metalográfica, resultando no aumento da microdureza superficial. Evidências metalúrgicas e medições de microdureza indicam que o limite para início da queima visível coincide com o valor limite de temperatura para início da austenitização do material. Segundo Malkin (1989), a queima superficial da peça, observada em aços para rolamentos, traz um aspecto adverso quanto ao limite de resistência à fadiga e conseqüente diminuição do número de ciclos destes aços após a retificação. Este comportamento é atribuído a formação da martensita não-revenida, gerada no processo de queima superficial, em função do aquecimento à temperatura de austenitização e resfriamento rápido sem posterior alívio de tensões (revenimento).

2.2 Tensões residuais

O processo de retificação invariavelmente leva à tensões residuais nas adjacências da superfície acabada, as quais podem afetar o comportamento mecânico do material. As tensões residuais são induzidas pelas deformações plásticas não-uniformes nas proximidades da superfície da peça. Interações mecânicas dos grãos abrasivos com a peça resultam, predominantemente, em tensões residuais de compressão, resultado de deslocamentos plásticos localizados, comparado ao processo de “*shot peening*”.

Segundo Malkin (1989), as tensões residuais de tração são causadas, principalmente, por tensões induzidas termicamente e deformações associadas com as temperaturas de retificação e o seu gradiente da superfície ao interior da peça. A formação de tensões termicamente induzidas é basicamente acompanhada por transformações de fases sólidas, as quais podem

ocorrer durante o ciclo de aquecimento e resfriamento, pois estas resultam em variações volumétricas.

Tensões residuais de compressão são consideradas benéficas nas propriedades mecânicas dos materiais, aumentando a resistência à fadiga, enquanto as tensões de tração são prejudiciais quanto à resistência mecânica, à corrosão e ao desgaste (abrasão à altas temperaturas). De modo geral, deseja-se controlar a indução ou a magnitude das tensões residuais através da adequação das condições de usinagem. Entretanto, a demanda de maiores taxas de remoção resultam em maiores tensões residuais de tração. Para a obtenção de tensões residuais de compressão é necessário a adoção de taxas de remoção inferiores. Entretanto, a introdução de rebolos de CBN, substituindo os rebolos de óxido de alumínio tem permitido a obtenção de tensões residuais de compressão, ao invés de tensões residuais de tração, quando, por exemplo, da retificação de aços para a confecção das pistas de mancais de rolamentos. Isto deve-se ao fato da redução das temperaturas geradas na retificação quando da utilização de rebolos de CBN, em função das menores energias específicas geradas com estes rebolos e pela alta condutibilidade térmica dos grãos de CBN, a qual permite que uma maior parcela do calor gerado escoe pela ferramenta, diminuindo a partição de energia introduzida na peça (Kohli, Guo e Malkin, 1995).

2.3 Trincas

Segundo Johnson (sd), as trincas superficiais são resultado do excessivo aquecimento durante a retificação. A severidade das trincas pode variar, sendo que as mesmas podem não ser visíveis, imediatamente após a retificação, tornando-se aparentes algum tempo depois. Em algumas superfícies submetidas à elevadas tensões residuais de tração, trincas irão formar-se abaixo da superfície, não sendo visíveis, até que o topo das mesmas seja atacado eletricamente. As trincas reduzem o limite de resistência à fadiga do material, ao mesmo tempo que aumenta a susceptibilidade da superfície do material sofrer ataque por processos corrosivos.

3. METODOLOGIA DE ENSAIOS

Visando a realização deste trabalho, foram realizados 4 ensaios laboratoriais variando-se as condições de usinagem: velocidade de corte (v_s), velocidade da mesa (v_w) e penetração do rebolo (a) e os parâmetros de saída medidos: rugosidade média superficial da peça, microdureza Vickers, temperatura média na superfície da peça, utilizando termopares, análise da integridade superficial da peça e metalografia.

O material utilizado para a realização dos ensaios foi o aço VC131, temperado e revenido, com dureza média de 60 HRc. As dimensões dos corpos-de-prova foram: 263,5 mm de comprimento, 65 mm de altura e 5 mm de espessura. Inicialmente o corpo de prova era fixado sobre a mesa da máquina retificadora e posteriormente eram acertadas todas as condições de usinagem (v_s , v_w , a). Posteriormente dava-se início aos ensaios, medindo-se a rugosidade superficial da peça e o desgaste diametral do rebolo no final de cada ensaio. Cada ensaio era finalizado quando o volume específico de material removido atingia 6000 mm³/mm, o que aconteceu, em média, após 9 horas ininterruptas de ensaio.

A rugosidade superficial média (R_a) dos corpos de prova foi medida periodicamente (a cada número pré-determinado de passadas do rebolo sobre a peça, dependendo da condição de usinagem) em três posições distintas do corpo de prova (laterais e centro) e quatro vezes consecutivas em cada posição. Posteriormente era feita a média dos valores obtidos e anotadas para posterior utilização. Os ensaios foram realizados utilizando-se a metade da largura (altura) do rebolo. Desta forma, a metade não utilizada no ensaio servia como

referência para a medição da perda diametral do rebolo. No final de cada ensaio o perfil geométrico do rebolo era marcado sobre uma chapa metálica (aço com baixo teor de carbono) para posterior medição do desgaste do rebolo. Como o volume de material removido era constante para cada ensaio, a determinação da relação G (relação entre o volume de material removido e o volume de rebolo gasto) era direta.

Durante e após os ensaios, amostras do material retificado eram removidas para posterior análise da integridade superficial através da microdureza Vickers e por procedimentos metalográficos de análise.

As temperaturas foram obtidas utilizando-se de 05 termopares, calibrados e embutidos na peça ensaiada. Desta forma, ao retificar-se o primeiro termopar (após a remoção de 5 mm, na altura do material), seriam removidos os primeiros 1200 mm³/mm de material e assim sucessivamente, até atingir os 6000 mm³/mm de material removido.

4. RESULTADOS E DISCUSSÃO

4.1 Valores de temperatura obtidos na região de corte

Os resultados obtidos referentes ao comportamento das temperaturas de retificação ao longo dos ensaios é apresentado em forma de gráficos, relacionando as máximas temperaturas obtidas em função do volume específico de material removido ao longo do ensaio. Cada gráfico apresenta um conjunto de cinco curvas distintas. Cada uma das curvas corresponde a um dos cinco termopares embutidos na peça, espaçados de 5 mm, tomando-se como referência a superfície da peça para a colocação do primeiro termopar. Sendo assim foi possível monitorar a temperatura de retificação na região de corte (quando da retificação efetiva do termopar) e a propagação do aquecimento da zona retificada para o interior da peça, em função da colocação dos termopares ao longo da altura dos corpos de provas, os quais permanecem monitorando as temperaturas propagadas até serem efetivamente retificados.

Nas figuras 1 e 2, são apresentados os resultados de temperatura obtidos com o rebolo fabricado com o ligante vitrificado e nas figuras 3 e 4 com o ligante resinóide, para duas condições de usinagem.

Conforme pode ser observado da análise dessas figuras, os máximos valores medidos não foram superiores à 125°C. Isto deve-se ao fato dos rebolos de CBN apresentarem uma menor partição da energia gerada para a peça, segundo estudos realizados por Kohli, Guo e Malkin (1995). A análise dos resultados obtidos indicam que a menor partição de energia introduzida pelos rebolos de CBN à peça deve-se ao fato de que uma porção significativa do calor gerado durante o processo é transportada para a ferramenta, ao invés de ser transportada para a peça, devido a maior condutibilidade térmica dos grãos abrasivos de CBN, a qual é muito maior do que a dos grãos de óxido de alumínio. A menor partição de energia, quando da utilização de rebolos de CBN permite uma diminuição das temperaturas na região de corte. Desta forma, os resultados obtidos se aproximam dos resultados verificados por Kohli, Guo e Malkin (1995), aproximadamente 400°C quando utilizados rebolos de óxido de alumínio e 100°C para rebolos de CBN. Isto tende a proporcionar uma menor possibilidade de indução de danos térmicos à peça.

Conforme mostrado na tabela 1, em todos os casos pode-se notar que, com a aumento da penetração (**a**), do rebolo nos corpos de provas, houve elevação dos valores médios da temperatura máxima. Isto ocorre pelo aumento da densidade de grãos ativos na região de contato entre o rebolo e a peça, devido ao aumento do comprimento de contato. Logo, cada grão abrasivo passa a remover um volume menor de material. Entretanto o somatório das perdas dissipativas, devido ao atrito e riscamento dos grãos abrasivos sobre a peça é maior, e

proporcional ao desgaste da superfície de corte do rebolo, pelo aumento das áreas no topo dos grãos (pelo desgaste abrasivo). O aumento das parcelas de atrito e riscamento contribui para a elevação dos valores de temperatura observados. Entretanto, as diferenças verificadas são praticamente desprezíveis.

Tabela 1. Condições de usinagem, valores de microdureza Vickers, rugosidade média e valores médios da temperatura máxima com rebolos de CBN com ligantes vitrificado e resinóide.

Ligante vitrificado heq = 0,1 μm						
Ensaio	Microdureza Vickers (HV)	Ra média (μm)	Média de T _{máx} (°C)	a (μm)	vs (m/s)	vw (m/s)
1	716,7	0,91	80	100	33	0,033
Ligante vitrificado heq = 0,05 μm						
Ensaio	Microdureza Vickers (HV)	Ra média (μm)	Média de T _{máx} (°C)	a (μm)	vs (m/s)	vw (m/s)
2	719,2	0,54	57	15	33	0,11
Ligante resinóide heq = 0,1 μm						
Ensaio	Microdureza Vickers (HV)	Ra média (μm)	Média de T _{máx} (°C)	a (μm)	vs (m/s)	vw (m/s)
3	686,4	0,73	62	100	33	0,033
Ligante resinóide heq = 0,05 μm						
Ensaio	Microdureza Vickers	Ra média (μm)	Média de T _{máx} (°C)	a (μm)	vs (m/s)	vw (m/s)
4	695,6	0,59	42	15	33	0,11

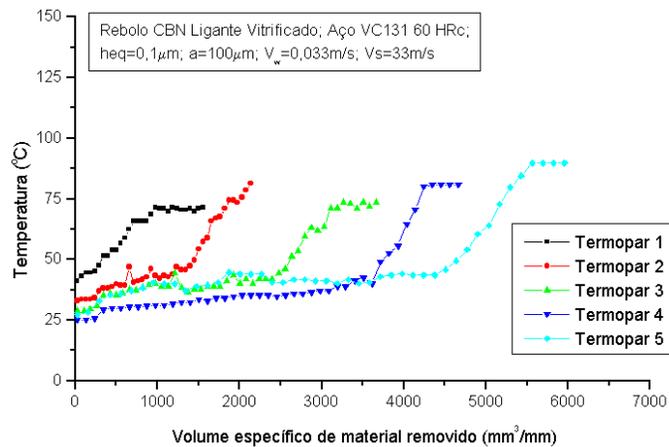


Figura 1. Resultado obtido com o rebolo fabricado com o ligante vitrificado utilizado como $h_{eq} = 50 \mu m$

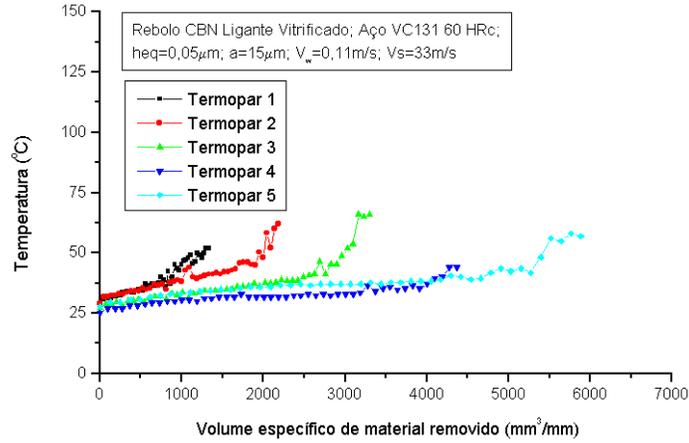


Figura 2. Resultado obtido com o rebolo fabricado com o ligante vitrificado utilizado com $a = 100 \mu\text{m}$ para $h_{eq} = 0,1 \mu\text{m}$

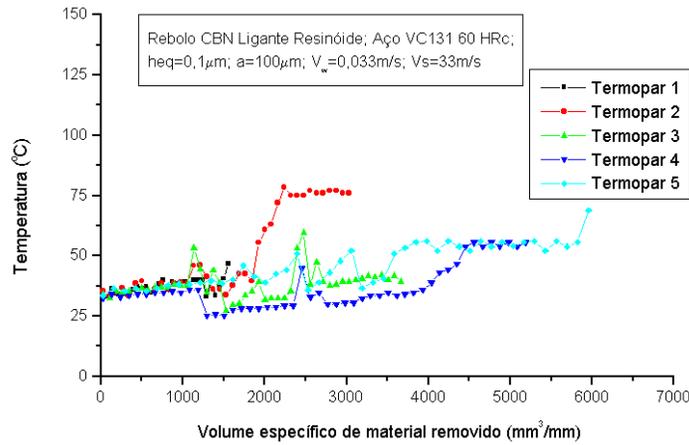


Figura 3. Resultado obtido com o rebolo fabricado com o ligante resinóide utilizado com $a = 100 \mu\text{m}$ para $h_{eq} = 0,1 \mu\text{m}$

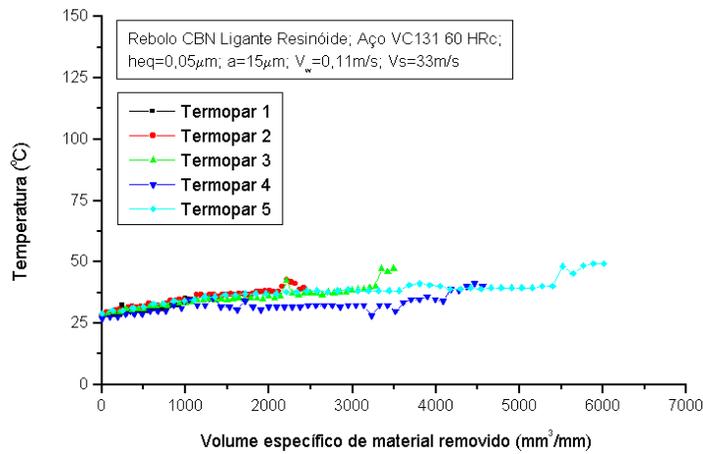


Figura 4. Resultado obtido com o rebolo fabricado com o ligante resinóide utilizado com $a = 50 \mu\text{m}$ para $h_{eq} = 0,05 \mu\text{m}$

4.2 Resultados de microdureza Vickers

Os valores de microdureza Vickers foram obtidos, utilizando-se um Microdurômetro, marca BUEHLER, modelo 1600-6300, realizada em amostras colhidas do material retificado com valores de volume removido pré-estabelecidos, para os 4 ensaios, cujas condições de usinagem e o tipo de ligante utilizado são apresentadas na tabela 1.

Através da análise conjunta da superfície retificada, das inspeções metalográficas e dos valores de microdureza pode-se concluir que ambas ferramentas não afetaram, de forma significativa, a qualidade superficial da peça, nem provocaram alterações da microestrutura do material, não havendo alterações significativas dos valores de microdureza quando da variação do h_{eq} , para uma mesma ferramenta, ou da variação da ferramenta para um mesmo h_{eq} . Isto já era esperado, devido as fato das baixas temperaturas verificadas e devido a excelente manutenção da capacidade de corte destas ferramentas.

4.3 Resultados de metalografia

A seguir, são comentados os resultados referentes as observações de alterações microestruturais na superfície retificada. Para a verificação das amostras do aço VC131 foi utilizada a prática metalográfica convencional e ataque químico com Nital 2%. A ampliação utilizada foi de 750 vezes.

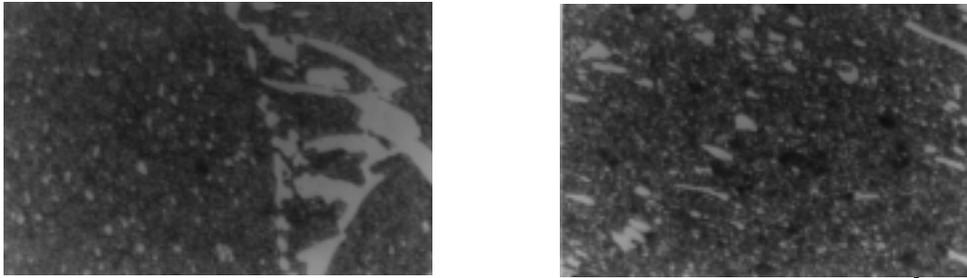


Figura 5. Resultados de metalográfica antes e após o ensaio 1; $Z_w = 1200 \text{ mm}^3/\text{mm}$

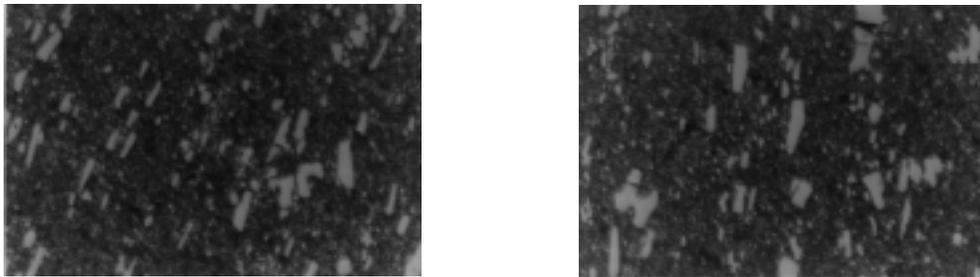


Figura 6. Resultados de metalográfica antes e após o ensaio 1; $Z_w = 3600$ e $6000 \text{ mm}^3/\text{mm}$

Foi também observada a microestrutura da superfície do aço VC131, temperado e revenido, antes da realização da operação de retificação. A observação desta microestrutura apresenta uma estrutura de martensita revenida, caracterizada pela área escura, com pontos negros, apresentado ainda carbeto precipitados, caracterizados pelas regiões claras na referida fotografia.

Através de comparações entre as amostras retificadas e a não retificadas pode-se observar a mesma microestrutura presente, ou seja, uma estrutura de martensita revenida, apresentado ainda carbeto precipitados, caracterizados pelas regiões escuras e pelos pontos claros, respectivamente. Não observou-se alterações da microestrutura do material usinado no

decorrer do ensaio. Este fato já era esperado pois a ordem de grandeza das temperaturas observadas (inferiores à 125°C) não são suficientes para garantir alterações microestruturais do material. Além disso, nas observações de MEV e visuais não foram observados a incidência de danos térmicos. Soma-se a isto, os resultados obtidos para a microdureza Vickers, onde não foram verificadas alterações significativas dos valores de microdureza quando da variação do h_{eq} , para uma mesma ferramenta, ou da variação da ferramenta para um mesmo h_{eq} , permitem também concluir sobre a não ocorrência de alterações microestruturais do material usinado.

5. CONCLUSÕES

Da realização desta pesquisa experimental do desempenho de rebolos de CBN constituídos de dois diferentes tipos de ligantes, pode-se concluir:

- A metodologia adotada para a verificação do desempenho das ferramentas mostrou-se adequada para as finalidades do trabalho, sendo possível estabelecer correlações dos resultados obtidos com as demais pesquisas realizadas no estudo do comportamento de rebolos de CBN e os aspectos térmicos envolvidos no processo de retificação, quando da utilização desses tipos de ferramentas;

- De uma maneira geral, através das análises dos resultados para a maioria das variáveis de saída monitoradas, praticamente não foram verificadas diferenças significantes entre os dois tipos de rebolos testados (um rebolo de CBN com ligante resinóide e outro com ligante vitrificado). Para as observações referentes a rugosidade média superficial da peça, microdureza Vickers e média da temperatura máxima na superfície retificada da peça, o tipo de ligante não influenciou, diretamente, as pequenas alterações verificadas (quando houveram) nestas variáveis;

- Com relação aos valores máximos de temperatura observados (sempre inferiores à 125°C, figuras 1, 2, 3 e 4) deve-se ao fato dos rebolos de CBN apresentarem uma menor partição da energia gerada para a peça, segundo estudos realizados por KOHLI, GUO e MALKIN (1995). A análise dos resultados obtidos indicam que a menor partição de energia introduzida pelos rebolos de CBN à peça, deve-se ao fato de que uma porção significativa do calor gerado durante o processo é transportada para a ferramenta e principalmente ao fluido de corte, ao invés de ser transportada para a peça, devido a maior condutibilidade térmica dos grãos abrasivos de CBN, a qual é muito maior do que a dos grãos de óxido de alumínio. A menor partição de energia, quando da utilização de rebolos de CBN permite uma diminuição das temperaturas na região de corte. Desta forma, os resultados obtidos se aproximam dos resultados verificados por KOHLI, GUO e MALKIN (1995), aproximadamente 400 °C quando utilizados rebolos de óxido de alumínio e 100 °C para rebolos de CBN. Isto tende a proporcionar uma menor possibilidade de indução de danos térmicos à peça.

REFERÊNCIAS

- JOHNSON, G. A. “Beneficial Compressive Residual Stress Resulting from CBN Grinding” *SME Second International Grinding Conference*, Philadelphia, Pennsylvania
- KOHLI S.P., GUO, C.; MALKIN, S. “Energy Partition for Grinding with Aluminum Oxide and CBN Abrasive Wheels”. *ASME Journal of Engineering for Industry*, Vol. 117, 1995, p. 160-168.
- MALKIN, S. “Grinding Mechanisms” e “Grinding Temperatures and Thermal Damage”, In: MALKIN, S. *Grinding Technology: theory and applications of machining with abrasives*. 1.ed. Chichester, Ellis Horwood Limited, 1989. Cap. 5 e 6, p.108 a 171.
- SHAW, M. “Heat-affect Zones in Grinding Steels”. *Annals of the CIRP*, v 43/1, 1994, p. 279-282.

INJEÇÃO DE PÓS DE AÇO INOXIDÁVEL 316L À BAIXA PRESSÃO

Rogério Akihide Ikegami

Benedito de Moraes Purquerio

Laboratório de Tribologia e Novos Materiais, Departamento de Engenharia Mecânica
LAMAFE-EESC-USP

Av. Dr. Carlos Botelho, 1465 - CEP 13560-250, São Carlos, SP, Brasil.

E-mail: purqerio@sc.usp.br

Resumo

A tecnologia da injeção de pós metálicos (IPM) está em constante desenvolvimento relativamente a alguns aspectos, particularmente às melhorias relacionadas com a retirada do veículo orgânico e a sinterização. Isto é devido à atual importância da competitividade tecnológica da IPM, facilidade de projeto das peças, a automação do processo e principalmente a possibilidade da conformação de peças de pequenas dimensões e formas complexas. Este trabalho apresenta os resultados de uma investigação da viabilidade de moldagem de massas de pós metálicos de aço inoxidável 316L através da injeção à baixa pressão, apresentando a metodologia relacionada com a preparação da massa injetável, a retirada do veículo orgânico e a sinterização.

Palavras-chaves: Injeção. Pós metálicos. Aço Inoxidável. Veículo orgânico, Sinterização.

1. INTRODUÇÃO

Existe uma grande variedade de métodos de produção de determinadas peças estruturais e de precisão. Entre as alternativas viáveis, incluem-se a usinagem, a estampagem, o forjamento, a fundição de areia e a fundição de precisão. Cada método possui as suas vantagens e desvantagens. A conformação de pós, metálicos ou não, é mais uma alternativa e se destaca como um método aplicável. É um processo bem conhecido que converte pós finos em produtos sólidos, particularmente utilizado para a manufatura de peças com formas complexas e tolerâncias fechadas, em grande escala, e com um custo relativo baixo.

É portanto, uma técnica usada para consolidar materiais particulados, sejam eles metais e/ou não metais, em formas discretas. Materiais compósitos complexos de fases metálicas e não metálicas também podem ser projetados e fabricados por esta técnica em quantidades cada vez maiores (White, 1995), a qual têm solucionado literalmente milhares de problemas de projeto. Algumas soluções, todavia, constituem simplificações de outros processos envolvendo um menor custo ou uma menor perda de material.

A conformação de pós constitui basicamente de duas técnicas: prensagem e injeção. Na prensagem, a conformação pode ser feita em prensas uniaxiais ou isostáticas. A injeção de pós, ou massas contendo pós, por outro lado, apresenta como característica principal a

capacidade de se obter o produto muito próximo da forma final (*near net shape*), aliada à capacidade de moldagem de formas extremamente complexas com grande precisão dimensional. (Mangels et al., 1984; Mangels, 1994; Inoue *et al.*, 1989). O processo básico da injeção de pós à baixa pressão está esquematizado na figura 1.

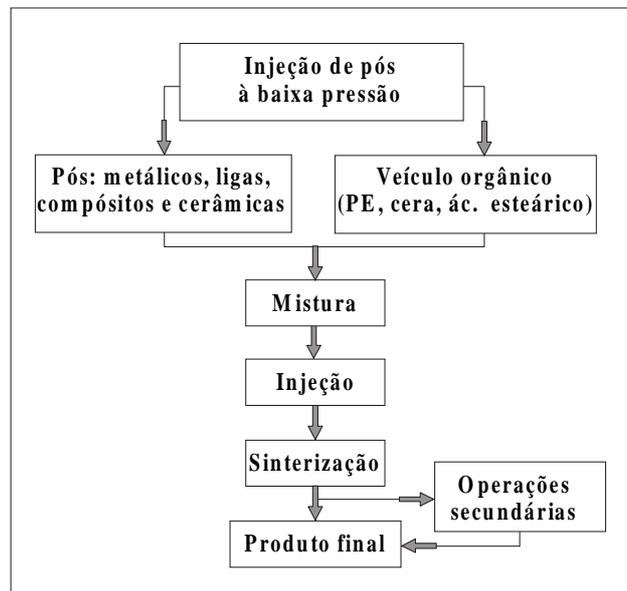


Figura 1 – Processo básico da MP

Dentro do contexto do processo de injeção, por sua vez, destaca-se a injeção de pós metálicos (IPM) que se constitui da combinação de duas técnicas de manufatura, ou sejam, a moldagem por injeção de termoplásticos e a metalurgia do pó convencional.

Este trabalho tem como objetivo mostrar a viabilidade da injeção à baixa pressão (0,8 MPA), a retirada do veículo orgânico (VO) e a sinterização de componentes de aço inoxidável 316L injetados à baixa pressão, utilizando-se uma injetora projetada e construída para este fim, bem como o projeto de moldes, o estudo dos componentes e extração do VO e a sinterização dos produtos obtidos.

2. INJEÇÃO DE PÓS METÁLICOS (IPM)

De uma maneira geral, a Injeção de Pós Metálicos (IPM) pode ser entendida como uma técnica de conformação de pós que objetiva proporcionar aos materiais metálicos a mesma versatilidade, no que se refere à conformação, observada nos materiais termoplásticos produzidos por outros processos semelhantes. O principal aspecto da IPM é possibilitar a conformação de peças com formatos complexos valendo-se da alta produtividade inerente aos processos de injeção.

A IPM é hoje uma atraente técnica de conformação de componentes ou peças pequenas com parede fina e geometria complexa. O processamento por IPM envolve os seguintes aspectos: mistura do pó com o veículo orgânico (VO) polimérico; injeção da mistura, utilizando-se os mesmos equipamentos utilizados pela indústria de transformação de plásticos; extração do VO, que pode ser térmica e/ou química e sinterização (German, 1990).

Peças metálicas conformadas desta maneira têm maior densidade, propriedades mecânicas superiores e melhor acabamento superficial do que aquelas produzidas pelos métodos tradicionais da metalurgia do pó. Um dos grandes problemas da IPM é a necessidade de utilizar-se pós com características muito específicas, principalmente no caso

de pós metálicos, que devem ser finos ($<20\mu\text{m}$) e arredondados, diferenciando-se bastante dos pós utilizados na MP convencional.

A IPM ocupa hoje um espaço na indústria onde podem ser combinados lotes médios de produção ou lotes grandes com peças de complexidade muito elevada. As rotas iniciais de entrada da IPM seriam os mercados de peças microfundidas e pequenos componentes da moldagem de pós (MP) convencional com operações secundárias como a de usinagem (Gonçalves e Purquerio, 1996).

3. MÉTODOS E PROCESSOS

Na realização deste estudo foi utilizada a técnica de IPM à baixa pressão, onde foram injetadas peças na forma de corpos de prova e cadinhos. A IPM à baixa pressão utiliza ar comprimido da ordem de 1,0 MPa, para o transporte da massa metálica para dentro da cavidade do molde. Com relação a IPM convencional, que utiliza unidades hidráulicas, pistões e fusos, o método ora utilizado tem a vantagem de dispensar esses componentes. As peças produzidas por esse método possuem como vantagens, um gradiente de pressão mais baixo, o desgaste do molde e o consumo de energia é menor, a não separação do VO com o pó na injeção, a não adesão da massa ao molde e principalmente a não contaminação da massa devido ao desgaste do pistão e/ou fuso, como ocorre nas injetoras convencionais.

A massa metálica de aço inox 316L utilizada neste trabalho foi composta de 65% de pó metálico e 35% de VO em volume. A seleção da composição do VO foi baseada em resultados de viscosidade da massa metálica e a melhor formulação apresentou as seguintes proporções: 94% de cera de carnaúba, 5% de polietileno e 1% de ácido esteárico, em peso. Inicialmente os componentes do VO foram colocados em um recipiente adequado e aquecidos em estufa até atingirem o estado pastoso. O pó metálico foi adicionado e misturado manualmente até se obter uma massa viscosa e assim, transferido para o recipiente da injetora de baixa pressão, mostrada na figura 3, previamente aquecida à temperatura de 100°C . Fechado o recipiente, as bateadeiras e o vácuo foram ligados e o sistema de aquecimento ajustado para 150°C . Após 15 minutos de mistura, o vácuo foi fechado e injetaram-se as peças em moldes construídos para esse fim, conforme ilustra a figura 2.



a) Molde de cadinho



b) Molde de corpo de prova

Figura 2 – Moldes utilizados para a injeção e peças injetadas

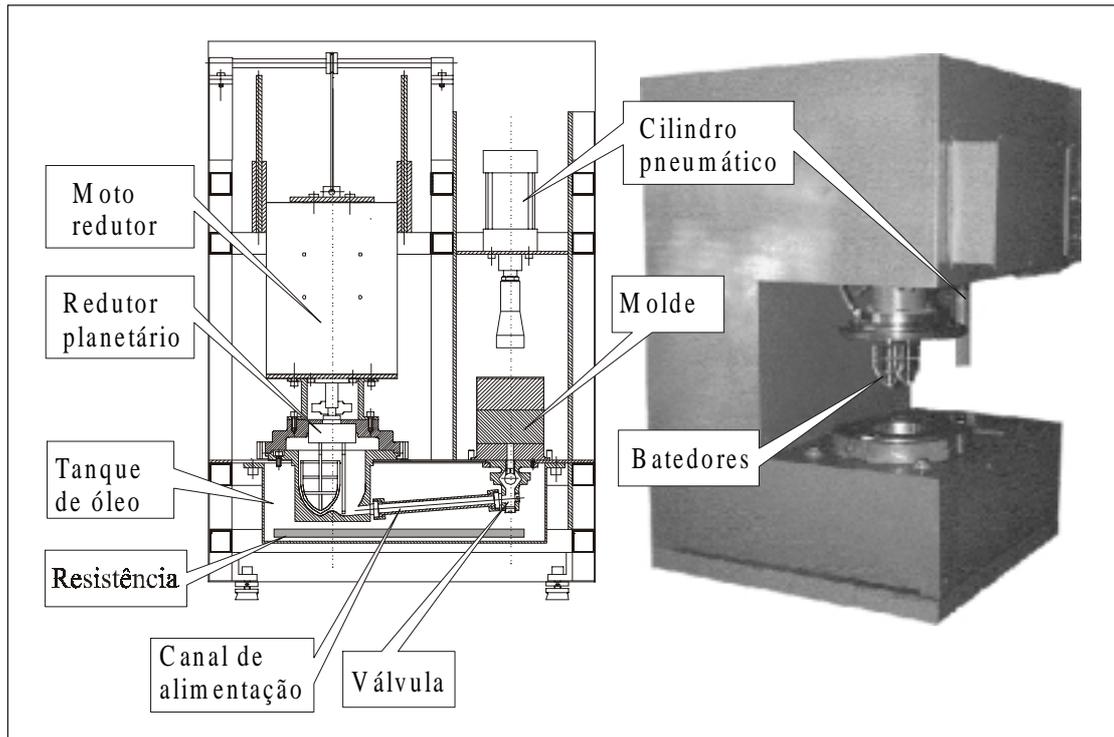


Figura 3 – Injetora de baixa pressão (Gonçalves e Purquerio,1997)

Extração do VO e Sinterização

Após a fase de injeção realizou-se a extração do veículo orgânico. Esta fase, normalmente, é a que consome maior tempo no processo de injeção à baixa pressão (aproximadamente 60% do tempo total), pois grande quantidade de material orgânico necessita ser extraída sem a inclusão de defeitos na peça verde. O processo é delicado e para que a peça não se desagregue ou não sejam incorporados defeitos, este deve ser realizado de forma gradual e lenta, segundo Wrege (1994).

O VO precisa apresentar características que permitam que, com um alto carregamento metálico, realize-se a conformação da peça sem dificuldade e sem a introdução de defeitos; não deve dar origem a resíduos tóxicos ou corrosivos como resultado de sua decomposição; deve apresentar temperatura de decomposição acima da temperatura de conformação e deve apresentar composição na forma fracionada, ou seja, uma gama de componentes intersolúveis, com características distintas, para permitir que a extração se processe de forma progressiva. O primeiro componente a ser removido deve provocar a formação de poros no produto, para que os demais componentes possam ser extraídos sem a inclusão de defeitos. Os componentes remanescentes, por sua vez, devem reter a forma do produto através de forças de atração.

A extração do VO é a etapa mais crítica do processo e pode ser térmica e/ou química. No presente trabalho foi utilizado o processo térmico, pela facilidade e equipamentos disponíveis no laboratório. A extração do VO foi feito conforme a tabela 1, que mostra o ciclo de aquecimento utilizado neste trabalho.

Tabela 1 – Ciclo de aquecimento da extração do VO

A – Tempo total – 32 horas		B – Tempo total – 34 horas	
Temperatura [°C]	Tempo [h]	Temperatura [°C]	Tempo [h]
100	24	100	26
200	1	200	1
250	1	300	3
300	1	400	4
350	1		
400	4		

Segundo German (1990), durante a sinterização, os VO's remanescentes são extraídos das peças em “marrom” e a densificação é assim completada; a sinterização é feita sob temperatura e atmosfera controlada, em forno, na temperatura de até 1200 °C e operações secundárias, tratamento térmico e recobrimento são efetuados quando necessários.

Neste trabalho, a extração do VO e sinterização foram feitos num forno à vácuo. A figura 5 ilustra a taxa de aquecimento adotado neste experimento.

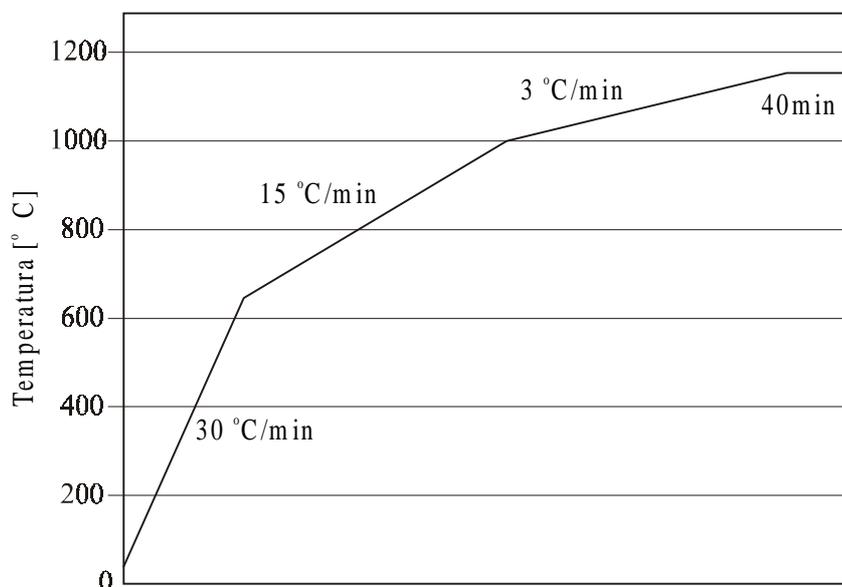


Figura 5 – Taxa de aquecimento

4. RESULTADOS OBTIDOS

As peças à verde, obtidas na injeção à baixa pressão, apresentaram um aspecto satisfatório. Algumas das peças apresentaram defeitos de preenchimento devido ao aquecimento insuficiente dos moldes e também pelo posicionamento do canal de alimentação. Em algumas peças apareceram bolhas internas causada pela quebra da válvula de retenção do vácuo, os quais foram diagnosticados somente após a extração do VO e a quebra de algumas das peças injetadas. Verificou-se ser necessário absoluto cuidado na abertura do molde, no tempo certo, para que as peças adquirissem resistência suficiente com o resfriamento e que não ocorressem quebras ou trincas durante essa etapa de retirada da peça do molde que normalmente induz o acúmulo de tensões nas peças.

A extração do VO e a sinterização no vácuo, mostraram um resultado satisfatório, conforme ilustram as figuras. 6 e 7. Em ambas as figuras, as peças encontram-se na seguinte sequência: injetada, com o VO extraído e sinterizada, respectivamente.

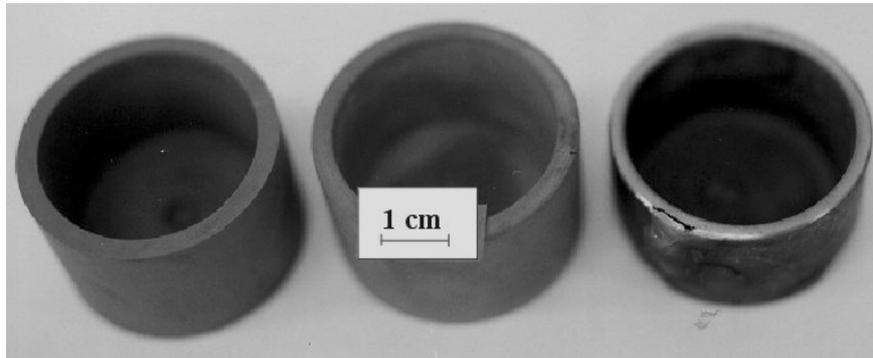


Figura 6 – Peças obtidas através da injeção à baixa pressão.

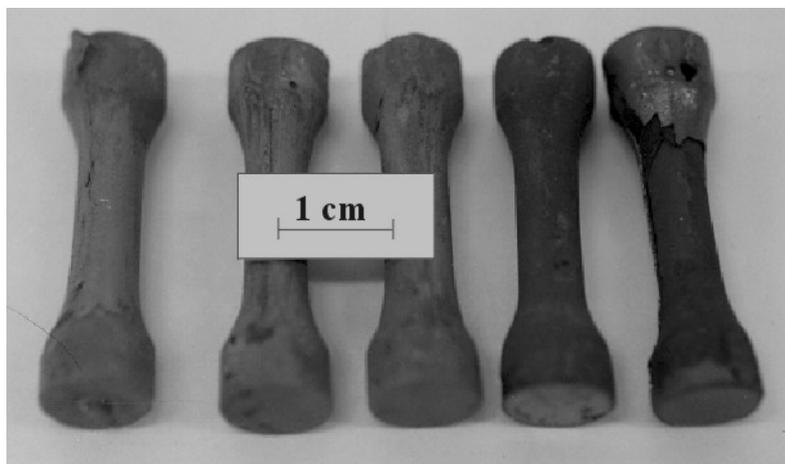


Figura 7 – Corpos de prova obtidos através da injeção à baixa pressão.

5. CONCLUSÕES

A metodologia apresentada, relativa a injeção à baixa pressão, extração de VO e sinterização, apresentou resultados que necessitam de mais estudos referentes ao projeto dos moldes, principalmente com relação à posição dos canais de alimentação. A automatização da abertura dos moldes, logo após a injeção, seria uma solução viável para eliminar a possibilidade de quebra das peças durante esta etapa.

Na sinterização a taxa de aquecimento e o tempo de exposição influem nas características mecânicas e físicas dos componentes, segundo Cai e German, 1998. Em função disso, experimentos com taxas de aquecimento e tempo de exposição devem ser realizados para se obter peças com resultados satisfatórios em termos de propriedades físicas e mecânicas, assim como a viabilidade da utilização do vácuo como ambiente de sinterização para aços inoxidáveis.

Nos testes de injeção efetuados, verificou-se que o projeto do molde tem grande influência na qualidade final da peça injetada. A posição do canal de alimentação é de

fundamental importância, como se comprovou, relativamente a retenção de ar durante a injeção. A geometria da peça também influi no contexto projeto do molde e retirada da peça do molde. A extração do VO da peça não apresentou grandes problemas, contrariamente à sinterização, que foi a etapa mais crítica de todo o processo.

REFERÊNCIAS

- Cai, L.; German, R. M. 1998. Powder injection molding using water-atomized 316l stainless steel. “The International Journal of Powder Metallurgy”, v.31, n.3.
- German, R. M. 1990. Powder injection moulding Metals Powder Industries Federation, Princeton, New Jersey.
- Gonçalves, A. C.; Purquerio, B. M. 1996. Injeção de pós metálicos. “Metalurgia & Materiais”, v.52, n.449, p30-37.
- Inoue, M. ; Kihara, Y. ; Arakida, Y. 1989. Injection moulding machine for high performance ceramics, In: “Terceram 2. Journal Ceramic Review”, v.2, p. 53-57.
- Mangels, J. A. 1994. Low-Pressure injection moulding. “Ceramic Bulletin. American Ceramic Society”, v.73, n.5, May.
- Mangels, J. A.; Trela , W. 1984. Ceramic componentes by injection moulding. In: Mangels, “J.A. Advances in Ceramics” v.9 Forming of Ceramics, USA, p. 220-233.
- White, D. G. Powder metallurgy in 1995. “Advanced Materials & Process”, v.8, p. 49-51, Aug.
- Wrege, P. A. S. 1994. “Projeto de moldes para injeção de massa cerâmicas à baixa pressão”. São Carlos. 126p. Dissertação (Mestrado) – Escola de Engenharia de São Carlos, Universidade de São Paulo.

ANÁLISE DA TEMPERATURA NA REGIÃO DE CONTATO ENTRE A PEÇA E A FERRAMENTA PARA O MONITORAMENTO DE CONDIÇÕES DE USINAGEM DE ALTO DESEMPENHO

João Eduardo Borelli^a

Celso Aparecido de França^b

Gilmar Caiado Fleury Medeiros^c

Adilson Gonzaga^d

^{a,b,c,d} Universidade de São Paulo, Escola de Engenharia de São Carlos, Departamento de Engenharia Elétrica, Laboratório de Visão Computacional, 13560-970, São Carlos, SP.
E-mail: jborelli@peterpan.sel.eesc.sc.usp.br, celsofr@zipmail.com.br,
gcaiado@sel.eesc.sc.usp.br, adilson@sel.eesc.sc.usp.br

Resumo

O calor gerado na região de contato entre a peça e a ferramenta é considerado um importante fator para a medida do desempenho da ferramenta de corte no processo de usinagem. Conhecendo-se a temperatura, pode-se estabelecer uma relação entre desgaste da ferramenta com as demais variáveis envolvidas no processo. Este trabalho propõe o monitoramento da temperatura utilizando um sistema de visão artificial composto por uma câmera de infravermelho, uma *frame grabber* e um microcomputador. As imagens capturadas pela câmera são processadas no microcomputador através de um programa que fornece ao usuário uma interface para tomada de decisão. Um dos módulos do programa permite a geração de histogramas e de imagens segmentadas para a análise da temperatura segundo as especificações do usuário. Um outro módulo permite a extração de características que possam ser usadas para a classificação de padrões de estados de usinagem ou de estados da ferramenta.

Palavras chave: monitoramento de temperatura; usinagem; imagem infravermelho.

1. INTRODUÇÃO

O calor gerado na região de contato entre a peça e a ferramenta de corte é um parâmetro que permite a medida do desempenho desta durante o processo de usinagem. A contínua necessidade de aumento das velocidades de corte em processos de usinagem de alto desempenho tem impulsionado pesquisas de novos materiais resistentes a altas temperaturas assim como estudos da maximização da taxa de remoção de material (D'ERRICO, 1998). A medida da temperatura durante o corte é o fator mais importante na investigação do uso de ferramentas, permitindo controlar os fatores que influenciam no uso, na vida e no desgaste das mesmas (CASTO et al, 1994). A temperatura, também, influencia a precisão da máquina e a rugosidade superficial do acabamento (AY & YANG, 1997) (KLOCKE & EISENBLÄTTER, 1997).

D'ERRICO(1998) propôs um sistema de controle adaptativo que funciona com retroalimentação em tempo real para monitoramento de temperaturas de corte em processos de torneamento. A temperatura de corte é estimada através da f.e.m. medida em um termopar que é inserido na ponta da ferramenta. LIN et al.(1990) desenvolveram um sistema que utilizou um pirômetro para medir temperatura da ferramenta em altas velocidades de corte e

validaram o modelo comparando com os resultados obtidos por Kato et al.(1980) que usaram o método dos pós metálicos. CASTO et al.(1994) realizaram uma abordagem múltipla para avaliação das temperaturas em ferramentas de cerâmica usando pós metálicos de temperaturas de fusão constantes e relataram as dificuldades para a implementação do método. AY et al.(1994) propuseram o uso de um conjunto de termopares extrafinos conectados na extremidade de corte da ferramenta.

Em 1997, AY & YANG (1997) usaram um sistema termográfico em sincronismo com um conjunto de termopares para analisar as variáveis durante o processo de usinagem. O sistema forneceu informações em forma de termogramas possibilitando a investigação da distribuição da temperatura nas ferramentas e como a transferência de calor pode afetar o uso, a vida e o desgaste da ferramenta. Em outra etapa foi usado um microscópio eletrônico para investigação da superfície da ferramenta.

O objetivo deste nosso trabalho é possibilitar a análise da temperatura gerada na região de contato peça-ferramenta durante as operações de torneamento de alto desempenho, e verificar sua influência no desgaste da ferramenta, permitindo identificar as melhores características a serem usadas no reconhecimento de padrões de estados de usinagem ou de estados da ferramenta. Para isso foi implementado um sistema composto de quatro módulos: aquisição da imagem, digitalização, pré-processamento e processamento. Uma câmera infravermelho, uma *frame-grabber* e o *software* desenvolvido compõem nosso sistema. O trabalho apresenta uma nova metodologia para controle de usinagem uma vez que na literatura especializada não se encontram trabalhos que relacionem reconhecimento de padrões e monitoramento de condições de usinagem através do uso de imagens de câmera infravermelho.

Como é muito difícil imitar o sistema visual humano totalmente, um sistema de máquina é projetado para tarefas específicas, tais como: reconhecimento de objetos, inspeção visual, controle de processos. A tarefa de visão da máquina pode ser dividida em quatro itens (NITZAN (1988)): tradução do sinal, pré-processamento, extração de características e interpretação (fig. 1).

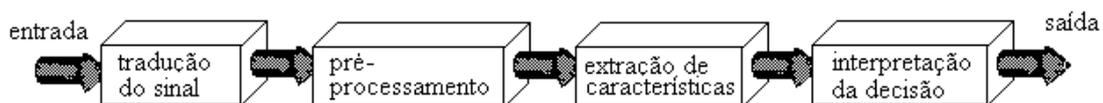


Figura 1. Diagrama de blocos de um sistema de Visão Artificial.

Na *tradução dos sinais*, os sensores são responsáveis em transformar a energia luminosa em sinais elétricos e, a partir destes, uma cena digitalizada pode ser montada num “buffer” de memória. Como exemplo de sensores visuais temos as câmeras CCD, os fotodiodos e as câmeras de infravermelho, entre outros.

O *pré-processamento* melhora o sinal que vem do sensor, podendo ser implementado em *software* ou *hardware*. Os filtros utilizados para eliminar ruídos e os detectores de borda são exemplos de rotinas de pré-processamento.

A *extração de características* é a etapa onde as características relevantes do objeto, que melhor definam um modelo de entrada, são obtidas.

Na fase de *Interpretação* tenta-se encontrar em um banco de dados ou no banco de conhecimento, aquelas características que mais se aproximam das extraídas do objeto, para então compreender a cena e tomar uma decisão, seja ela de classificar ou de controlar um processo.

2. DESENVOLVIMENTO DO SISTEMA

O *software* e o *hardware* envolvidos em um sistema de medida e monitoramento de temperatura devem possuir uma solução dedicada com funções específicas e com um nível de automação necessária para cumprir os seguintes requisitos: fornecer uma interface amigável com o usuário, calcular automaticamente as temperaturas em diferentes regiões do sistema e para diferentes materiais, mostrar as imagens da usinagem, mostrar as isotermas e permitir a automação na extração das características.

Para o monitoramento do desgaste da ferramenta em operação de torneamento de desbaste foram fixadas as condições de usinagem (item 2.1) e escolhidos cinco padrões de ferramenta: nova, boa, média, gasta e ferramenta no fim da vida, de maneira análoga aos trabalhos de RYABOV et al., 1996 e AY & YANG, 1997. Em seguida foram adquiridas as imagens e extraídas as características desses padrões.

O desenvolvimento do sistema está dividido em duas partes: *software* e *hardware*, detalhadas nos itens a seguir.

2.1 Hardware

Para aquisição das imagens da usinagem foi usada uma câmera infravermelho AGA Thermovision 720 adaptada a um sistema de acoplamento e a uma *frame grabber* (MÍROVIDEO DC30 Míro). O programa foi implementado em um microcomputador Pentium III, 450Mhz, 128 Mb de RAM. Para a aquisição de dados foi usado o *Labview* com *hardware National Instruments*.

A peça para o ensaio foi uma barra laminada de aço ABNT 1045 de 75mm de diâmetro e 600 mm de comprimento. A ferramenta usada foi um inserto Sandvik WNMG 06 04 08-PM, P15 com porta ferramenta Sandvik MWLNL2525-06. Foi utilizado um torno INDEX GU-600, comando Siemens 810D, Potência: 22 Kw, rotação máxima: 5000 rpm. Para a operação de torneamento, sub-operação de torneamento de desbaste a seco foram utilizados: profundidades de corte de 0.20 mm e 0.40 mm; avanços de 0.07 mm/r, 0.25 mm/r e 0.50 mm/r e velocidades de corte de 295 m/min, 396 m/min e 497m/min.

A câmera infravermelho foi fixada a uma distância de 300 mm da ferramenta, em seguida foram estabelecidas as condições de usinagem. Foi também utilizado um filtro de densidade neutra para evitar a saturação da câmera.

2.1.1 Calibração da câmera de infravermelho

Para a medida da temperatura através da radiação infravermelho é necessário considerar parâmetros como a emissividade do objeto, a distância do objeto até a câmera, umidade relativa, temperatura atmosférica, temperatura refletida pelo ambiente (AY & YANG, 1997) assim como características da superfície do objeto (SOLOMAN, 1998).

Mantendo-se fixos os mesmos parâmetros em que se encontravam a câmera, a peça, a ferramenta e o cavaco durante a usinagem, aqueceu-se amostras de materiais retiradas imediatamente após o processo de usinagem e traçou-se suas respectivas curvas de temperatura de resfriamento em função do tempo. Para a medida da temperatura foi usado um termopar conectado à amostra e ligado a um sistema de aquisição de dados. A câmera de infravermelho foi usada para captar as imagens do resfriamento das amostras. Tais imagens foram posteriormente digitalizadas fornecendo imagens em tons de cinza pelo mesmo tempo de resfriamento das amostras. Através do processamento quadro a quadro destas imagens por intermédio de um programa desenvolvido, foi possível traçar as curvas de tons de cinza em função da temperatura para cada amostra. Eliminando-se a variável tempo, obteve-se como

resultado os gráficos relacionando tons de cinza com as respectivas temperaturas. Estes gráficos foram usados para traçar a curvas de calibração da câmera para cada amostra. Para que a faixa de temperatura dos materiais durante o processo de usinagem não saturasse os tons de cinza das imagens capturadas pela câmera, foi usado um conjunto de filtros de densidade neutra inseridos na extremidade da objetiva da câmera infravermelho durante as filmagens (figura 2). O número de filtros foi determinado experimentalmente.

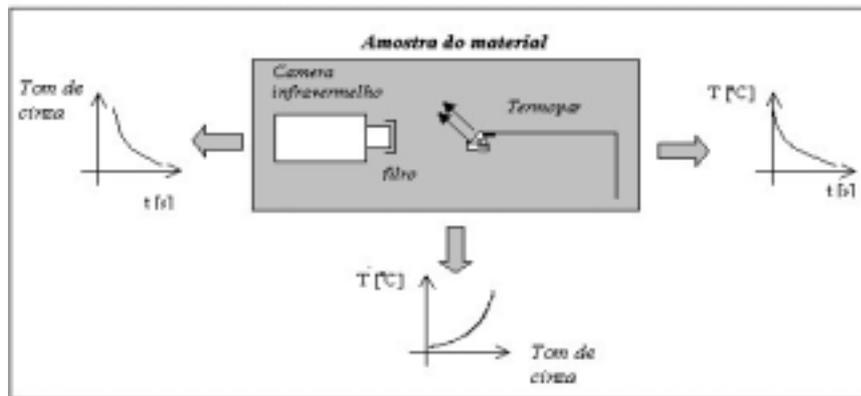


Figura 2 - Calibração da câmera de infravermelho.

Os dados da curva de calibração foram então usados para inicializar as variáveis do *software* possibilitando ao usuário segmentar regiões de interesse, medir temperaturas e traçar isotermas da ferramenta, peça, cavaco, de maneira mais precisa.

O termopar foi inserido em um orifício de 0.20 mm, previamente feito por processo de eletro-erosão na ponta da ferramenta de corte. O termopar ao aquecer gera uma tensão proporcional à temperatura.

2.2 Software

A interface para tomada de decisões foi desenvolvida em Delphi 4 (figura 3).



Figura 3. Interface para tomada de decisões. A imagem registra o momento da quebra da ferramenta com precisão de 1/60 segundos.

As funções do programa são direcionadas para cumprir os requisitos do sistema de monitoramento e análise da distribuição de calor durante o processo e também para definição dos padrões para o monitoramento.

Do lado esquerdo do formulário principal da figura 3 aparece a janela que contém a imagem original da câmera de infravermelho já digitalizada. O lado direito mostra a imagem processada através de um filtro, segundo a especificação do usuário. O cursor “valor” abaixo e à esquerda regula o tom de cinza desejado de “0”(preto) a “255”(branco), o que corresponde ao traçado de isotermas em torno do valor de temperatura e amplitude “ Δ ” previamente escolhidos. Os processamentos são realizados sobre o histograma da imagem. Um exemplo de histograma é mostrado na figura 4(a), sendo que na figura 4(b) temos as características extraídas deste histograma

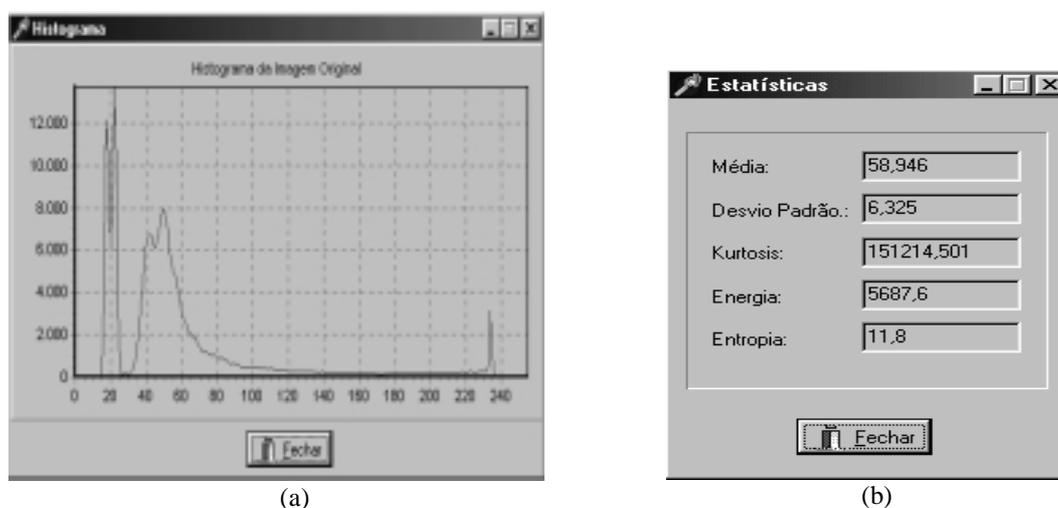


Figura 4 – (a) Histograma de uma imagem, b) Características extraídas do histograma.

Através da calibração da câmera de infravermelho é possível configurar o *software* com os valores de limiar (*threshold*) para faixas de tons de cinza correspondentes às temperaturas de interesse do usuário assim como a escolha de níveis para as isotermas.

3. RESULTADOS E CONCLUSÕES

A luminosidade dos pixels ou tons de cinza apresentados nas imagens, como a da figura 3, são proporcionais à energia emitida pelo espectro infravermelho e, segundo a equação de Stefan-Boltzman, essa energia varia com a quarta potência da temperatura. De acordo com BER (1972), BER (1973), SHAW (1994) a temperatura varia com a velocidade de corte. Segundo a equação apresentada por D'ERRICO (1998), a qualidade de acabamento, performance e vida da ferramenta variam com a temperatura. Podemos então concluir que a luminosidade do pixel varia com velocidade de corte e pode ser considerado como um importante parâmetro para verificar a performance, qualidade de acabamento e vida da ferramenta.

O gráfico da figura 5 mostra a variação dos tons de cinza em função da velocidade de corte.

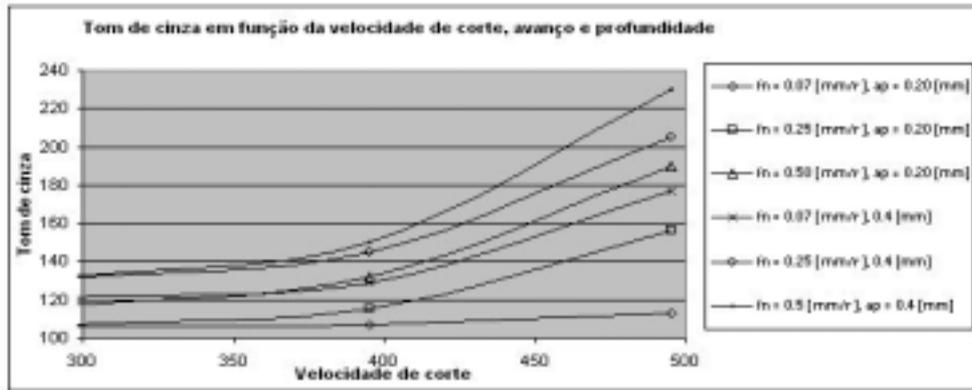


Figura 5. Tom de cinza em função da velocidade de corte.

As temperaturas de usinagem aumentam com o aumento da velocidade de corte, mas também aumentam em proporções secundárias com o aumento do avanço e profundidade.

Os resultados da calibração da câmera de infravermelho são mostrados na figura 6. As diferentes curvas de calibração da câmera para os diferentes materiais (cavaco, inserto, peça) apresentadas já eram esperadas, pois diferentes materiais possuem propriedades e atributos diferentes, conforme descrito em AY & YANG (1997) e SOLOMAN (1998).

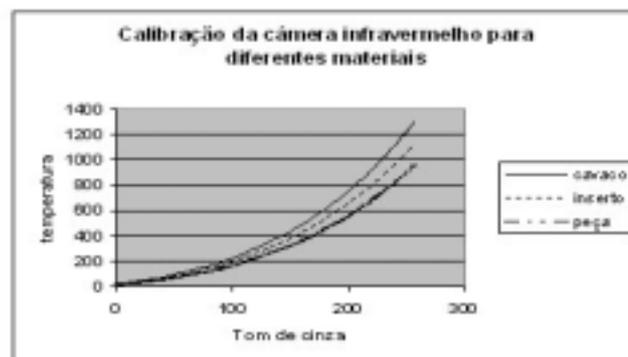


Figura 6. Calibração da câmera de infravermelho para diferentes materiais.

A figura 7 mostra a comparação das medidas fornecidas pelo termopar e pelo sistema desenvolvido para uma determinada condição de usinagem. A diferença de níveis entre as duas curvas é devido a natureza das medidas: o termopar mede a temperatura no interior da ferramenta e o software registra e converte a temperatura no ponto de contato peça-ferramenta. Além disso, devem ser considerados erros acumulados na calibração, resistência térmica na superfície de contato entre a ferramenta e o termopar (LIN et al, 1990), distância do termopar até a fonte de calor e erros do sistema de aquisição. As temperaturas no ponto de contato peça-ferramenta assemelham-se aos resultados obtidos por AY & YANG (1997) usando-se ferramentas novas. Muitos dos sinais captados pelo termopar foram descartados, pois além de serem instáveis, apresentavam vários tipos de ruídos. Os resultados mostrados na figura 7 para a propagação do calor no interior do material da ferramenta estão de acordo com os resultados apresentados por AY & YANG (1997) para a propagação do calor e aumento da temperatura no interior do material da peça.

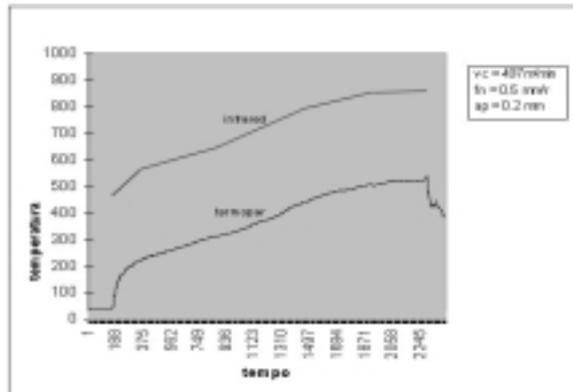


Figura 7. Comparação da medida da temperatura fornecida pelo termopar no interior da ferramenta e temperatura no ponto de contato entre peça e ferramenta obtida pela câmera de infravermelho

Foram extraídas as seguintes características das imagens para cada padrão de ferramenta (nova, boa, média, gasta, fim de vida): média, variância, curtose, energia, desvio padrão, entropia. Através destas medidas é possível montar um vetor de características para controlar o processo de usinagem. O bom desempenho de um sistema de reconhecimento de padrões depende da escolha adequada de características discriminantes. A figura 8(a) mostra que a luminosidade dos pixels (temperatura) aumenta com o desgaste da ferramenta, e com base nestes dados é feita a avaliação da característica de média apresentado na figura 8(b). A comparação da distribuição normal de cada uma das características para cada estado padrão da ferramenta é usado como método de avaliação dessas características, e suas curvas devem estar o mais distante possível umas das outras. Para a característica de média, as curvas são discriminantes para os padrões de ferramentas no final da vida e de ferramentas gastas em relação às demais, mas não são discriminantes para os padrões de ferramentas novas, boas e médias entre si. Para separar estes três padrões foram escolhidas outras características como: variância, curtose, energia, desvio padrão, entropia, sendo que estas características foram suficientes para montar o vetor de características e para uma correta classificação das imagens e dos estados de ferramenta, como proposto inicialmente.

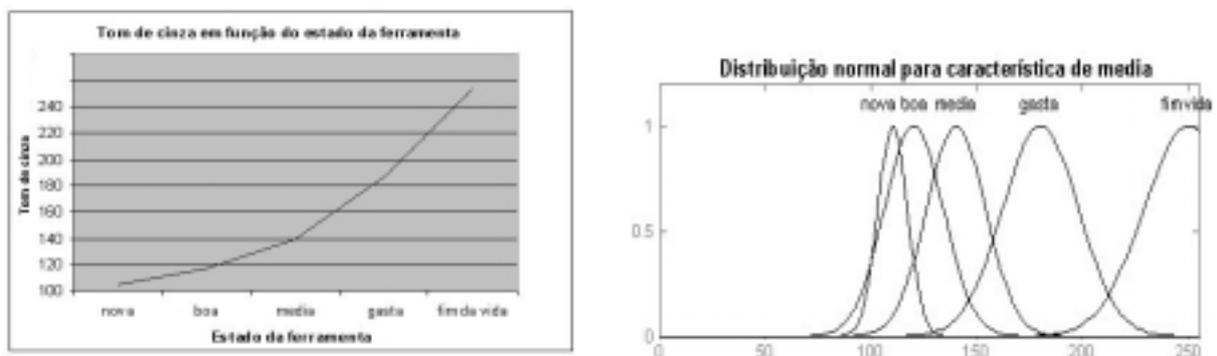


Figura 8. (a) Tons de cinza em função do desgaste da ferramenta a 497 m/min, (b) a distribuição normal da característica média para cada estado da ferramenta

A eficácia do sistema de medidas proposto está vinculada à eficiência de cada etapa isolada do sistema, desde a aquisição de imagens até o processamento, incluindo calibrações, aquisição de dados, entre outros aspectos.

Segundo embasamento teórico e resultados obtidos neste artigo, o monitoramento da temperatura é condição necessária para a o gerenciamento das condições de usinagem e este gerenciamento é de fundamental importância para automação. Com a apresentação desta nova metodologia, mostrou-se que os sistemas de visão artificial podem ser vistos como condição necessária para o monitoramento eficaz da temperatura, representando uma condição necessária para a automação do processo de usinagem.

Referências Bibliográficas

- AY, H.; YANG, W.; WANG, J.A.(1994). “Dynamics of cutting tool temperatures during cutting process”, *Experimental Heat Transfer*, 7(3).
- AY, H.; YANG, W.(1997). “Heat transfer and life of metal cutting tool in turning”, *International Journal of Heat and Mass Transfer*. Great Britain, Elsevier Science Ltd., Vol.41, no.3. pp.613-623.
- BER, A.(1972). “Relationship between thermal properties and flank wear of cemented carbide tools”, *CIRP ANNALS*, Vol.21-1, p. 21-22.
- BER, A.(1973). “The effect of abrasion and thermal properties of cemented carbide cutting tool grade on the flank wear characteristics”, *ASME Transaction Journal of Engineering for Industry*, Vol.956, august. p.794-79.
- CASTO, S.L.; VALVO, E.L.; PIACENTINI, M.; RUISI, V.F.(1994). “Cutting temperatures evaluation in ceramic tools: experimental tests, numerical analysis and SEM observation”, *CIRP ANNALS, Manufacturing Technology*, Hellweg Publishers LTD, Switzerland.
- D'ERRICO, G.E.(1998). An adaptive system for turning process control based on tool temperature feedback. *Journal of Materials Processing Technology*. 78 (1998) 43-47.
- KATO, S.; YAMAGUCHI, K.; HIRAIWA, Y. (1980). “Measurement of temperature distribution when tool using polders of constant melting point”, *ASME Journal of engineering for industry*, May, pp.123-128.
- KLOCKE, F., EISENBLÄTTER, G.(1997). “Dry cutting: keynote papers presented at the opening session”, *CIRP ANNALS, Manufacturing technology*, Hallway Publishers LTD, Switzerland.
- LIN, J.; CHEN, T.C.; WANG, C.I.(1990). “Development of infrared pyrometer with fiber optic for measuring cutting temperature at high speed cutting”, *ASME, PED. Monitoring and Control for Manufacturing Process*, v.44. pp.17-32
- NITZAN, D.(1988). “Three-dimensional Vision Structure for Robot Applications”, *IEEE Transactions on Pattern Analysis and Machine Intelligence*, v.10. no.3. May. pp. 291-309.
- RYABOV, O. (1996). “An in-process direct monitoring method for milling tool feature using laser sensor”, *Annals of CIRP, Technical Report*, Japan.
- SHAW, M.C.(1984). “Metal cutting principles”, *Oxford Science Publications Clarendon Press Oxford*.p.274-275.
- SOLOMAN, S.(1998). “Sensors handbook”, USA, McGraw-Hill. ISBN: 0-07-059630-1.

AVALIAÇÃO DO DESEMPENHO DOS FLUIDOS EMULSIONÁVEL E INTEGRAL NO TORNEAMENTO DO AÇO ABNT 8640

*Wisley Falco Sales**

*Gilmar Guimarães***

*Álison Rocha Machado***

* Depto. de Eng. de Mecânica/Mecatrônica

Pontifícia Universidade Católica de Minas Gerais – PUC Minas

E-mail: wisley@pucminas.br

** Departamento de Eng. Mecânica

Universidade Federal de Uberlândia – UFU

E-mail: alissonm@mecanica.ufu.br

Resumo

Este trabalho objetivou a verificação experimental da relação entre a capacidade refrigerante dos fluidos, a temperatura na interface cavaco-ferramenta, medido pelo método termopar peça-ferramenta, a força de corte, medido por meio de uma plataforma piezométrica Kistler e a rugosidade da superfície da peça, avaliada pelo parâmetro R_a . Para isto, a refrigeração foi quantificada utilizando-se de um método próprio. O teste foi realizado para os fluidos emulsionável, na concentração de 5% e integral. Também foi utilizado para efeito comparativo a condição a seco. As curvas de resfriamento ao longo do tempo, de um corpo de prova padrão foram utilizadas para classificação dos fluidos e por meio do método da capacitância foi determinado o coeficiente convectivo de troca de calor, h . Foram realizados testes experimentais de usinagem no torneamento do aço ABNT 8640. Os resultados mostraram que o melhor fluido refrigerante nem sempre gera menores temperaturas de corte e que o melhor lubrificante foi o integral.

Palavras-chave: Fluidos de corte, Refrigeração, Forças de corte, Rugosidade.

1. INTRODUÇÃO

O conhecimento preciso das temperaturas envolvidas na interface cavaco-ferramenta é essencial para o dimensionamento e/ou seleção das ferramentas de corte empregadas nos processos de usinagem. Os valores máximos da temperatura se situam em regiões específicas, próximos à aresta de corte, onde as tensões atuantes são extremamente elevadas (Trent, 1991).

Segundo Shaw (1984), como refrigerantes os fluidos de corte diminuem a temperatura de corte, tanto pelo aumento da dissipação de calor (refrigeração), como também pela redução da geração de calor (lubrificação).

Para caracterizar um fluido de corte quanto às suas capacidades refrigerantes, qualificá-lo relativamente, e ranqueá-lo dentro de um conjunto de fluidos testados experimentalmente, o melhor indicador é a temperatura de corte.

Acessar a interface cavaco-ferramenta para medir a temperatura ainda é objeto de diversos estudos. Vários métodos têm sido utilizados para se determinar a temperatura de usinagem, mas todos sem exceção apresentam limitações. Entre outros, pode-se citar os seguintes (Machado e Da Silva, 1993 e De Melo, 1998):

- termopar ferramenta-peça;
- mapeamento por inserção de diversos termopares no corpo da ferramenta, próximos à superfície de saída;
- Medição indireta por meio de vernizes térmicos;
- medição de calor por radiação;
- medição por técnicas metalográficas;
- Pós químicos e,
- Técnicas de problemas inversos.

A caracterização da capacidade lubrificante dos fluidos pode ser realizada em ensaios com ou sem usinagem. Entre os que não envolvem usinagem pode se destacar a esclerometria retilínea, uma potente ferramenta no estudo do comportamento dos materiais quanto ao desgaste mas a sua aplicação na usinagem ainda está em desenvolvimento. Enquanto entre os que envolvem usinagem destacam-se a esclerometria pendular e a medição da força de corte (Sales, 1999).

Atualmente existem diversos fabricantes de fluidos de corte disponíveis no mercado. Cada um possui a sua formulação, processo e faixa de aplicação recomendada. Avaliar a performance de um fluido e fazer com segurança a sua classificação em relação aos demais não é uma tarefa das mais fáceis. A grande dificuldade resulta do fato da usinagem ser extremamente sistêmica e de elevada sensibilidade. A pequena variação de um parâmetro pode promover elevadas alterações nos demais sob avaliação.

2. PROCEDIMENTOS EXPERIMENTAIS

2.1. MEDIÇÃO DA CAPACIDADE REFRIGERANTE

Atualmente se faz a avaliação da capacidade refrigerante de fluidos de corte via teste colorimétrico que é um método realizado estaticamente. A primeira fase deste trabalho consistiu em propor e testar um ensaio de características dinâmicas, com objetivo de determinar a capacidade de refrigeração de cada fluido de corte.

Foram utilizados 2 tipos de fluidos: integral e emulsionável com as seguintes características:

- **Mineral Integral:** Apresenta boas propriedades lubrificantes e anticorrosivas, mas uma fraca condutividade térmica (baixo calor específico);
- **Emulsionável:** Apresenta elevado calor específico, com boa condutividade térmica, mas seu poder lubrificante é considerado fraco. Contém na sua formulação aditivos, à base de sódio, que reduzem a tensão superficial das bolhas de vapor que eventualmente se formam em elevadas temperaturas, tornando-as mais fáceis de serem rompidas.

A condição a seco foi também utilizada para efeitos comparativos.

Foi desenvolvido um método de medição da capacidade de refrigeração dos fluidos de corte. O aparato experimental é esquematizado na Figura 1.

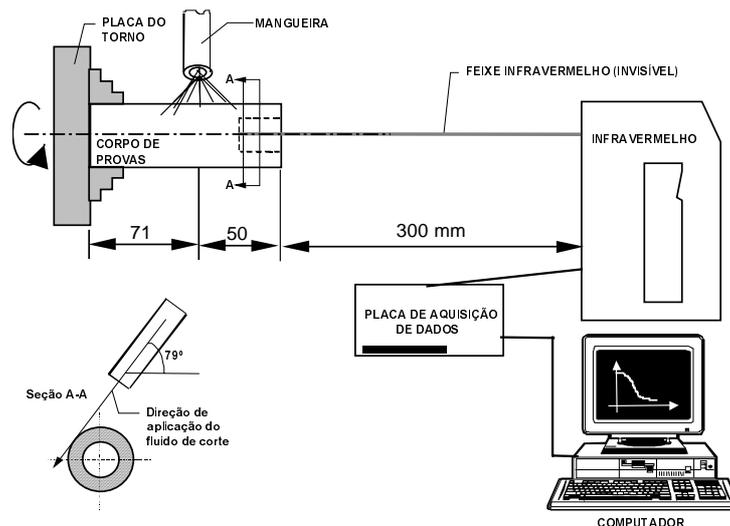


Figura 1 - Esquema da aquisição com fluido jogado tangencialmente à peça.

Consiste em aquecer um corpo de provas de aço ABNT NB 8640, por meio de um forno de resistências elétricas, até uma temperatura de 350°C, por 1 hora. Então o corpo é retirado do forno e fixado na placa de um torno mecânico. Para dar uma característica dinâmica ao ensaio, a árvore do torno foi colocada a girar a uma rotação de 150 rpm. O fluido de corte, por meio de um sistema forçado de alimentação, com vazão ajustada em 9 l/min é jogado sobre o corpo de provas.

A temperatura do corpo de provas é registrada por um termômetro infravermelho com diâmetro de foco de 21 mm e por meio de uma saída analógica/digital, o sinal é enviado a uma placa de aquisição, instalada em um microcomputador (ver Figura 1). A aquisição se iniciava quando a temperatura medida na superfície, no interior do furo no corpo de prova, atingisse 300°C e ela parava quando esta temperatura fosse inferior a 40°C.

A Figura 2 mostra o corpo de provas utilizado no ensaio.

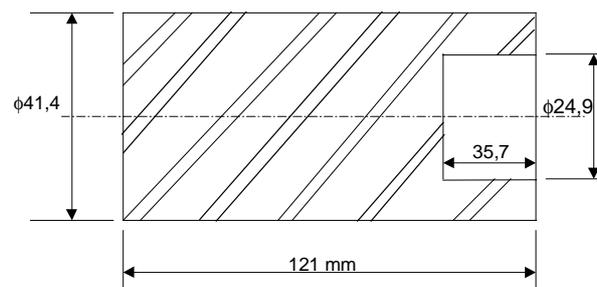


Figura 2 - Corpo de provas utilizado nos ensaios de capacidade refrigerante dos fluidos.

Aplicou-se o critério “Chauvenet” de rejeição de dados (Wonnacot e Wonnacot, 1985), com a finalidade de retirar os “pontos de pico e de vale” que aconteciam devido à erros presentes no processo tais como vibração, oscilação magnética e interferências eletromagnéticas externas. Um gráfico de variação da temperatura no tempo é obtido, para cada fluido em teste.

A técnica de medição por sensor infra vermelho usa a emissividade do corpo do qual a temperatura está sendo medida, e esta é variável com a temperatura (Siegel e Howel, 1972). Para levar em consideração esta variação foi feito uma calibração do sensor infra vermelho com a emissividade ajustada em 1 ($\epsilon = 1$).

2.2. TEMPERATURA NA INTERFACE CAVACO-FERRAMENTA

Novamente com o objetivo de investigar a capacidade de refrigeração dos fluidos de corte, agora durante o processo de usinagem, foram realizados ensaios de medição de temperatura média na interface cavaco-ferramenta, no torneamento.

O objetivo dessa etapa é verificar a existência de uma relação entre a classificação dos fluidos, determinada pelo método do infravermelho descrita anteriormente, sem usinagem, com a classificação determinada pelo método do termopar ferramenta-peça, com usinagem.

Empregou-se um medidor de temperatura desenvolvido por Fernandes (1993), que está fundamentado no princípio de funcionamento dos termopares. A junta quente do termopar está localizada na interface cavaco-ferramenta. Durante a usinagem, o calor gerado promove elevação local da temperatura, o que gera uma força eletro-motriz, *fem*, proporcional à diferença entre as temperaturas da junta quente e a ambiente. Este sistema de medição é conhecido com o método do termopar ferramenta-peça. Os materiais da peça e da ferramenta devem ser condutores de eletricidade.

Torneou-se o aço ABNT NB 8640. Utilizou-se para isto um cilindro de 82 mm sob quatro velocidades de corte diferentes (24, 61, 154 e 244 m/min). O avanço foi de 0,079 mm/rev e a profundidade de corte de 1 mm. Utilizou-se ferramentas de metal duro, da classe P35. O fluido de corte foi aplicado na posição sobre cabeça, sobre o plano de cisalhamento primário, conforme mostrado na Figura 3. Utilizando-se do método termopar peça-ferramenta previamente calibrado, fez-se a aquisição do valor médio de temperatura medido durante a usinagem.

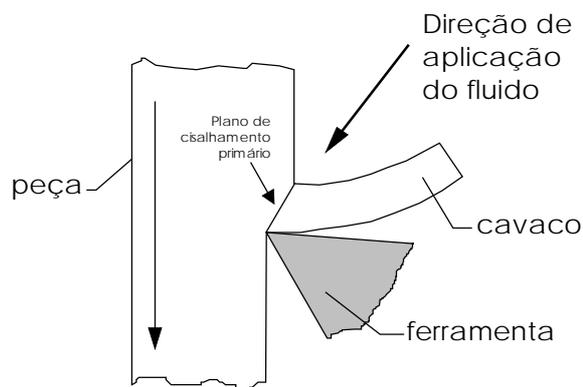


Figura 3 - Direção de aplicação do fluido de corte

2.3. MEDIÇÃO DA FORÇA DE CORTE

A velocidade de corte, v_c , foi variada em: 8,6; 27,7; 86,2; 172,4; 218,6 e 277 m/min.

O avanço, f , e a profundidade de corte foram mantidos fixos em 0,138 mm/rev e 1 mm, respectivamente.

Foram utilizadas as condições a seco e os fluidos emulsionável na concentração de 5% e integral.

O material da peça foi o aço ABNT NB8640, com 98 mm de diâmetro por 500 mm de comprimento com dureza Vickers média de $HV = 290 \text{ kgf/mm}^2$.

O torno mecânico utilizado foi o ROMI Maxi 520 II, com variação discreta de rotações do eixo-árvore.

As ferramentas de corte utilizadas foram de metal duro, especificação ISO P35, código SQNR 120408 - NMA, com superfície de saída lisa, revestidas com TiN, fabricadas pela firma Sandvik Coromant. O suporte porta-ferramentas foi o CSBPR 2525M12, também da Sandvik. O conjunto montado, suporte e ferramenta, forneceu a seguinte geometria de corte: $\alpha_0 = 5^\circ$; $\beta_0 = 79^\circ$; $\gamma_0 = 6^\circ$; $\chi_r = 75^\circ$; $\varepsilon_r = 90^\circ$; e $\lambda_s = 0^\circ$.

Foi medida a força de corte, F_c , utilizando um dinamômetro, que consiste de uma plataforma piezoelétrica, com sensores de quartzo, fabricado pela Kistler, modelo 9265B.

Em cada condição de corte, e de aplicação de fluido, foi usinada uma superfície com 10 mm de percurso de avanço. Um programa de computador foi ajustado para aquisição de dados a uma taxa de 100 Hz. Foi considerado o valor médio da força de corte.

2.4. RUGOSIDADE DA SUPERFÍCIE

Os testes de força de usinagem foram realizados em um percurso de avanço com aproximadamente 10 mm. As superfícies geradas na peça foram avaliadas quanto à topografia da superfície, por meio do parâmetro R_a . Foi utilizado um rugosímetro Mitutoyo, modelo SurfTest. Ajustou-se no instrumento, um "cut off" de 0,8 mm. Em cada superfície foram efetuadas 3 medidas, equidistantes, e considerado o valor médio.

3. RESULTADOS E DISCUSSÕES

3.1. CAPACIDADE REFRIGERANTE DOS FLUIDOS

A Figura 4 mostra as curvas de resfriamento para condições investigadas.

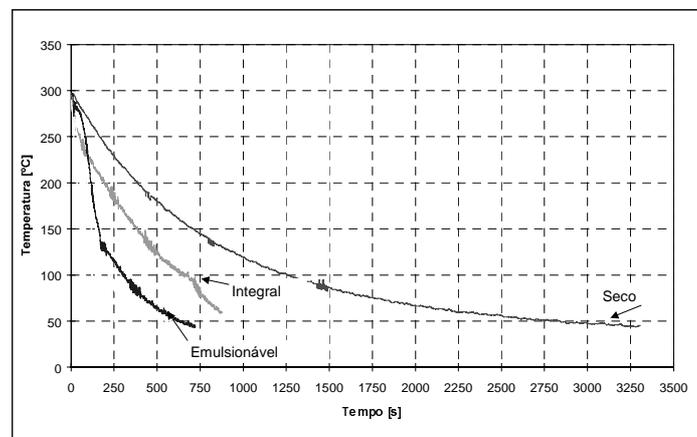


Figura 4 - Curvas de resfriamento das condições investigadas.

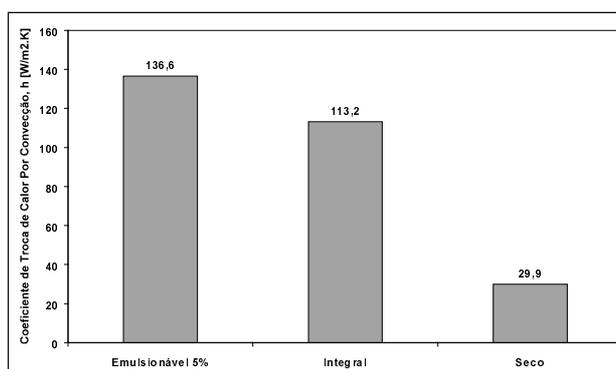
A classificação dos fluidos quanto a capacidade de resfriamento encontrada em ordem crescente foi: a seco, integral e emulsionável.

Para quantificar a capacidade refrigerante dos fluidos foi calculado o coeficiente de troca de calor por convecção, h . Utilizou-se o Método da Capacitância, que se aplica aos casos em que não há variação espacial de temperatura no corpo. O número adimensional de Biot, Bi , deve ser menor que 0,1 e a determinação de h é realizada com um erro em torno de 5% (Incropera, 1996). Ele indica a existência ou inexistência de um gradiente de temperatura interno (Sissom e Pits, 1979). Os resultados encontrados são apresentados na Tabela 1.

Tabela 1 - Determinação de Bi e h para cada fluido testado.

Condição	t [s]	$T_i - T_\infty$ [K]	$T_i - T_\infty$ [K]	Bi	h [W/m ² .K]
Seco	3305	12	272	0,0094	29,9
Integral	873	12	272	0,0358	113,2
Emulsionável 5%	722	12	272	0,0432	136,6

A Tabela 1 mostra que o módulo de Bi, com exceção do fluido sintético1 na concentração de 5%, foi sempre menor que 0,1. Isto mostra que o Método da Capacitância pode ser aplicado e o valor de h pôde ser calculado. A Figura 5 mostra o gráfico dos valores de h em ordem decrescente.



A Figura 5 mostra o gráfico dos valores de h em ordem decrescente.

A Figura 5 mostra que o fluido emulsionável apresenta a maior capacidade refrigerante enquanto a condição a seco, a menor. Com os dados de h pode-se estabelecer relações entre as capacidades refrigerantes.

O cálculo de h , por meio do Método da Capacitância, permitiu estabelecer fisicamente a capacidade refrigerante dos fluidos.

3.2. TEMPERATURA DA INTERFACE CAVACO-FERRAMENTA

A Figura 6 mostra a temperatura média na interface cavaco-ferramenta, medida pelo método termopar ferramenta-peça, quando aplicando os fluidos de corte na posição sobre-cabeça convencional e a seco.

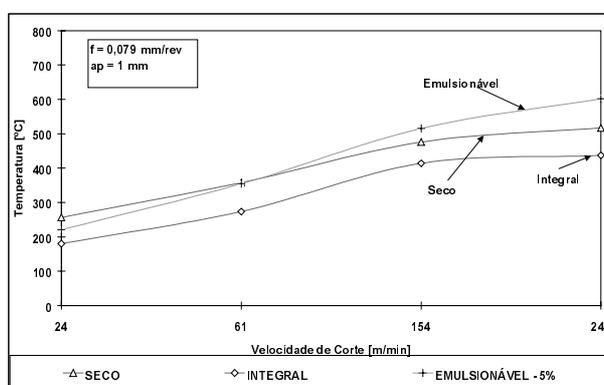


Figura 6 - Temperatura de usinagem medida pelo método do termopar ferramenta-peça.

Surpreendentemente, os fluidos que apresentaram maior poder refrigerante nos ensaios anteriores (ver Figura 4) foram os que proporcionaram maiores temperaturas na interface cavaco-ferramenta durante a usinagem, com exceção da inversão da operação a seco e utilizando o fluido integral. Observa-se que menores temperaturas foram obtidas quando a usinagem foi realizada a seco e com o fluido integral.

A análise comparativa dos valores de temperaturas, medidas nesta etapa, não representam intrinsecamente uma maior ou menor capacidade refrigerante de um fluido de corte. No processo de usinagem, um fluido que retira mais calor pode promover uma redução no efeito de amolecimento natural do metal da peça. Com isto, ele pode manter a sua resistência em níveis maiores que outro fluido menos refrigerante, consumindo mais energia para o cisalhamento. Isto impede a redução natural da temperatura na interface cavaco-ferramenta. Por outro lado, um fluido com baixa capacidade refrigerante, mas com boa capacidade lubrificante, pode reduzir o atrito na interface e, conseqüentemente, as forças, o calor gerado e a temperatura.

Os fluidos que refrigeram mais rapidamente resfriam instantaneamente as regiões próximas da zona de cisalhamento primário, conforme indicado na Figura 4. Isto impede ou diminui o amolecimento natural do metal pelo aumento da temperatura. Com isto, a resistência do metal permanece elevada, promovendo elevação das forças e potências de corte e, conseqüentemente, da geração de calor e da temperatura média registrada na interface cavaco-ferramenta. Os fluidos com menores capacidades de refrigeração (integral, por exemplo) resfriam relativamente menos esta zona, encruando menos o metal e, aliado à sua boa lubricidade, fazem com que as forças e potências de usinagem reduzam e, conseqüentemente, a geração de calor e a temperatura média medida na interface cavaco-ferramenta.

Observa-se na Figura 6 que, em toda a faixa testada de velocidades de corte, o fluido integral foi o que apresentou menores temperaturas. A baixa capacidade refrigerante deste fluido, indicada nas Figuras 4, não impediu o efeito de amolecimento (redução da resistência ao cisalhamento), além da possibilidade de sua boa qualidade lubrificante estar reduzindo a geração de calor na interface. Na Figura 4, a condição a seco apresentou menor poder refrigerante que o integral. Isto, com certeza, permite maior poder de amolecimento do material (menor resistência ao cisalhamento) que o fluido integral. Entretanto, o fluido integral apresentou temperaturas inferiores que a condição a seco. Isto é uma evidência forte da ação lubrificante do fluido integral, que reduz o atrito e, portanto, o calor gerado na interface cavaco-ferramenta. Conseqüentemente, a temperatura é diminuída.

3.3. FORÇA DE CORTE

A Figura 7 mostra os resultados encontrados para a força de corte aplicando os fluidos de corte na posição sobre-cabeça.

A análise da Figura 7 mostra que em velocidades de corte muito baixas, onde a presença da APC é evidente, a condição a seco, geralmente, apresenta melhores resultados de forças. Nestas condições as dimensões da APC são possivelmente maiores quando usinando sem fluido, alterando a geometria da superfície de saída mais acentuadamente. Isto torna o ângulo de saída mais positivo e reduz as forças de usinagem nesta região.

O aumento da velocidade de corte promove a elevação da temperatura da interface cavaco-ferramenta (ver Figura 6). O fluido emulsionável possui aditivos na sua formulação que possuem propriedade de reduzir o efeito do bolsão de vapor (que se forma e atua como uma barreira impedindo o seu acesso do fluido e comprometendo a sua eficiência). Nota-se a melhora no desempenho desse fluido principalmente em velocidades de corte superiores a

$v_c=172$ m/min quando as temperaturas da interface tornam-se suficientes para ativar a ação dos aditivos presentes na sua formulação e melhorar as suas propriedades lubrificantes. Em baixas v_c o emulsionável apresentou os piores resultados.

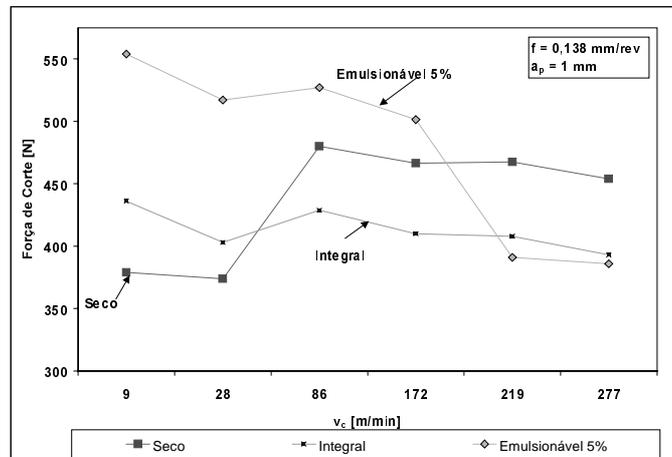
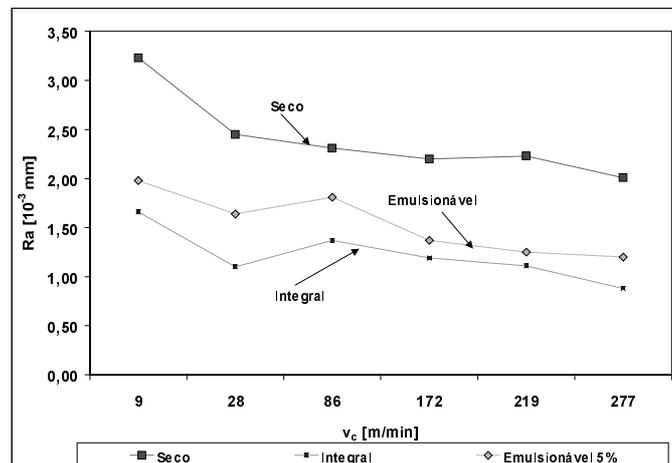


Figura 7 - Forças de corte.

O fluido mineral integral que apresenta boas propriedades lubrificantes, em toda a faixa de velocidades de corte se situou entre os melhores resultados. Entretanto, nas velocidades elevadas a formação de vapores e o risco de inflamar impede o uso desses fluidos.

3.4. RUGOSIDADE DA SUPERFÍCIE DA PEÇA

A Figura 8 mostra os resultados encontrados para a rugosidade da superfície da peça, avaliada pelo parâmetro R_a , aplicando os fluidos de corte na posição sobre-cabeça.



8 - Rugosidade da superfície da peça, avaliado por meio do parâmetro R_a .

A análise da Figura 8 mostra claramente que os melhores resultados de acabamento da superfície foram para o fluido integral, enquanto que os piores foram para a condição a seco. O fluido emulsionável se posicionou na posição intermediária.

Dessa figura fica evidente que, em baixas velocidades de corte, independentemente da condição de lubrificação, a presença da APC piora muito o acabamento da superfície. O aumento da velocidade de corte reduz a rugosidade, melhorando o acabamento. Isso se deve à

elevação da temperatura na interface e redução das forças de corte, facilitando o corte, reduzindo vibrações. Enfim, reduzindo R_a .

Analisando do ponto de vista das temperaturas envolvidas, nas faixas de velocidades de corte utilizadas industrialmente, deve-se escolher o fluido que gere menos calor (para aumento da vida da ferramenta) e que apresente, do ponto de vista econômico, uma boa relação custo-benefício. Outros fatores, como integridade superficial da peça, manutenção do fluido e desengraxamento da peça, devem ser também considerados e analisados num contexto mais amplo.

Deve-se ressaltar que neste item as temperaturas consideradas foram aquelas obtidas pelo método do termopar ferramenta-peça, isto é, da zona de cisalhamento secundária, ou zona de fluxo. Para redução de desgastes termicamente ativados (para aumento de vida), entretanto, deve-se analisar também a capacidade de reduzir a temperatura da ferramenta em outras regiões importantes, como a superfície de folga, e o gradiente de temperatura tem um papel importante. Portanto, ensaios de vida específicos podem ser essenciais.

4. CONCLUSÕES

- O Método da Capacitância mostrou-se adequado para a determinação física do coeficiente de troca de calor por convecção, h .
- A capacidade de troca de calor por convecção em ordem crescente foi: seco, integral e emulsionável.
- O óleo integral apresentou uma reduzida capacidade de troca de calor. Ele refrigera 280% mais que a seco.
- As temperaturas encontradas na interface cavaco-ferramenta, em ordem crescente, foram nas seguintes condições: integral, seco e emulsionável.
- As menores temperaturas foram encontradas para o fluido integral. Enquanto, as maiores para o emulsionável.
- A direção de aplicação do fluido sobre o plano de cisalhamento primário resfria essa região, impedindo o efeito de amolecimento com a elevação da temperatura e aumentando a quantidade de energia necessária para prosseguir os mecanismos de deformação. Consequentemente há o aumento da temperatura na interface cavaco-ferramenta. Isto é mais acentuado com o aumento da capacidade de troca de calor do fluido.
- O fluido de maior capacidade de troca de calor foi o que apresentou maior valor de temperatura na interface cavaco-ferramenta.
- De uma forma geral o fluido integral apresentou os melhores resultados de força de corte em velocidades fora da região de aparecimento da APC. Em velocidades superiores a 80 m/min, devido a ativação dos aditivos presentes no fluido emulsionável promoveram resultados ligeiramente superiores ao integral.
- A condição a seco apresentou os piores resultados de rugosidade.
- Considerando todos os ensaios realizados pode-se afirmar que o fluido mineral integral é o melhor lubrificante, seguido pelo emulsionável.

5. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- DE MELO, A.C.A. 1998, "Estimação da Temperatura de Corte Utilizando Problemas Inversos em Condução de Calor", Dissertação de Mestrado, Universidade Federal de Uberlândia, Uberlândia, Minas Gerais, Brasil.
- FERNANDES, J.R.S. 1993, "Projeto e Fabricação de um Dispositivo para Medição de Temperatura de Corte no Processo de Torneamento", Relatório Técnico, Projeto de Iniciação Científica, CNPq – UFU, Uberlândia, Minas Gerais.
- MACHADO, A.R. e DA SILVA, M.B. 1993, "Usinagem dos Metais", Editora UFU, Universidade Federal de Uberlândia, Uberlândia - MG, Brasil.
- INCROPERA, F.P. and DEWITT, D.P., 1996, "Fundamentals Heating Mass Transfer", Ed. John Wiley & Sons, 4th. Edition.
- MOTTA, M.F. 1994, "Influência do Fluido de Corte no Torneamento do Aço NB 8640", Dissertação de Mestrado, Universidade Federal de Uberlândia, Uberlândia, Brasil.
- SHAW, M.C. 1984, "Metal Cutting Principles", Oxford University Press, ISBN 0-19-859002-4.
- SIEGEL, R. and ROWEL, J.R. 1972, "Thermal Radiation Heat Transfer", Ed. McGraw-Hill Kogakusha.
- SISSOM, L.E. e PITTS, D.R. 1979, "Fenômenos de Transporte", Editora Guanabara Dois, Rio de Janeiro, Brasil, 765p.
- TRENT, E.M. 1991, "Metal Cutting", 3rd Edition, Butterworths-Heinemann Ltd, 273 pg., ISBN 0-7506-1068-9.
- WONNACOT, R.J e WONNACOT, T.H. 1985, "Fundamentos de Estatística", Livros Técnicos e Científicos S.A.

6. AGRADECIMENTOS

Às firmas Villares Metals, Twill, Sandvik e Shell pelo fornecimento dos aços utilizados nos ensaios, das ferramentas para a furação e torneamento e dos fluidos, respectivamente.

À Fundação de Amparo a Pesquisa do Estado de Minas Gerais, FAPEMIG, e ao Conselho Nacional de Desenvolvimento Científico e Tecnológico, CNPq, pela financiamento da pesquisa.

A FILOSOFIA DE CUSTEIO ABC COMO FERRAMENTA DE APOIO NO ESTUDO DA ANÁLISE DO VALOR

Eli Márcio Fonseca

Universidade Federal de Uberlândia
Faculdade de Engenharia Mecânica
Departamento de Processos e Produção
Campus Santa Mônica
Uberlândia – M.G.
Email: emfonseca@mecanica.ufu.br

Resumo

O estudo da análise do valor idealizada por Lawrence D. Miles nos anos 1950 pode ser uma ferramenta muito valiosa para as empresas que querem permanecer competindo em mercados globalizados onde a qualidade, a variedade e preços baixos são requisitos necessários de sobrevivência. Fazer uma análise do valor abrangente implica em conhecer os custos os mais reais possíveis dos valores e conseqüentemente das funções para as quais o produto foi criado. Um sistema tradicional de custeio não permite que se conheça os custos reais das funções exercidas por um produto o que pode ser alcançado com um sistema de custeio baseado na filosofia ABC (*activity-based costing*).

Palavras-chave: Valor, Função, Atividade, Custo

1. INTRODUÇÃO

Racionalizar e procurar alternativas para matérias primas que confirmem aos produtos maior eficácia no uso com menor custo são necessidades que as empresas de produção, em mercados competitivos, perseguem constantemente. Avaliar as funções que devem ser executadas pelos produtos para alcançar as expectativas dos clientes deve ser um procedimento básico para a empresa geradora do produto. Esses procedimentos, hoje necessários para um bom desempenho das empresas, surgiram durante a segunda guerra mundial quando o governo dos Estados Unidos determinou que as disponibilidades das matérias primas nobres como níquel, cromo e platina fossem reservadas para a construção de material bélico. Lawrence D. Miles (MB&A, 1998), então engenheiro da *General Electric Co*, teve a incumbência de desenvolver conceitos que pudessem não só encontrar alternativas para matérias primas mas que as funções exercidas pelos produtos fossem de melhor qualidade e de menor custo. Mais tarde os conceitos desenvolvidos por Miles foram estendidos para a fase de concepção dos produtos, com o objetivo de substituir soluções tradicionais por soluções mais econômicas e que possam trazer maior valor para os usuários desses produtos. Surgem então a análise do valor e a engenharia do valor, que em tempos atuais e futuros podem se

tornarem conceitos básicos para as empresas tornarem competitivas num mercado cada vez mais global.

Dentro do estudo da análise do valor de um produto é necessário determinar a utilidade desse produto através de suas funções, sendo função toda e qualquer atividade que um produto desempenha.

Numa visão tradicional de redução de custos de um produto procura-se analisar custos basicamente sobre a matéria prima, a mão de obra e as despesas gerais, sempre procurando saber onde o custo se localiza. No enfoque da análise do valor procura-se analisar as funções que o produto deve apresentar para os clientes, sempre procurando saber por que o custo existe.

Os sistemas tradicionais de custeio não dão as condições necessárias para o conhecimento dos custos das funções, o que pode ser conseguido com a utilização de uma metodologia de custeio ABC (*activity-based costing*). O trabalho procura mostrar como um sistema de custeio ABC pode ser útil como ferramenta de apoio no estudo da análise do valor.

2. O SISTEMA DE CUSTEIO ABC

O princípio básico do custeio ABC idealizado por Cooper nos anos 1980 é que atividades absorvem recursos que transformados em custos por essas atividades são alocados para os produtos através de direcionadores que melhor representem a relação causa efeito. Quando se utiliza esse princípio básico junto com uma metodologia de direcionamento dos recursos até as atividades que tenham uma relação direta com os produtos é possível conhecer os custos os mais reais possíveis dos produtos (Lawson, 1994), (Keegan e Eiler, 1994), (Keys e Lefevre, 1995), (Fonseca, 1995), (Sharman, 1990).

As figuras 1, 2, 3 e 4 mostram, em etapas, a estrutura de um sistema de custeio ABC (Fonseca, 1997). Para simplificar o entendimento da estrutura de custeio aqui proposta considera-se, embora diferente da nomenclatura convencional da contabilidade de custos (Martins, 1996), que os gastos mensais são transformados em recursos físicos e humanos e que após direcionados para as atividades que tenham relação direta com os produtos serão denominados de custos. Os gastos, os recursos e os custos são quantificados e usados em valores monetários.

Numa primeira etapa, mostrada na figura 1 os recursos (R_n) advindos de gastos mensais, e aqui considerados mensais por adequação ao sistema de controle mensal de gastos geralmente usados pelas empresas, são, através de direcionadores (D_{mn}), alocados para os agrupamentos de atividades (GAT_m) que podem ser um departamento, uma seção ou uma unidade produtiva, já conhecidas e identificáveis dentro de uma organização empresarial.

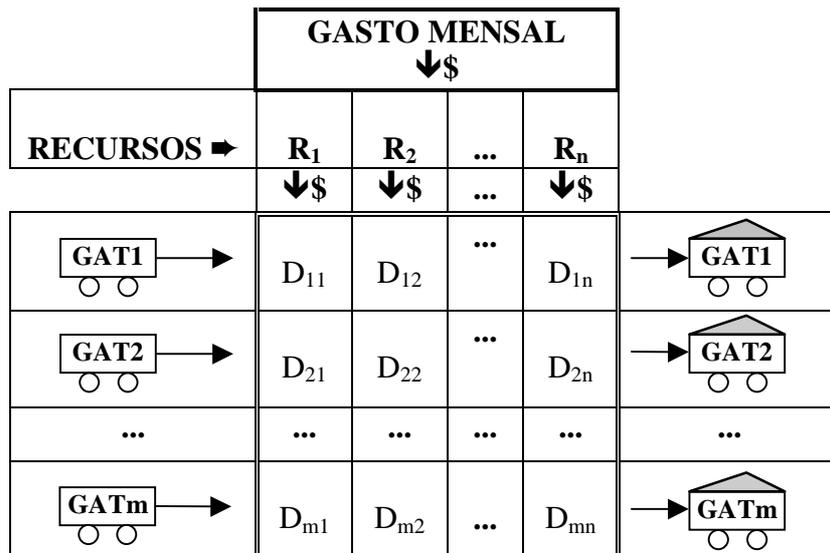


Figura 1. Distribuição do recursos para os grupos de atividades

Numa segunda etapa, mostrada na figura 2, os grupos de atividades GAT_m alocam seus recursos para as suas atividades individuais AT_k , através do direcionador T_{km} , que nesta etapa é o fator **tempo** cujo valor representa o quanto de tempo em relação ao tempo total disponível do agrupamento foi gasto para executar cada uma das atividades. As atividades AT_k podem ser atividades que tenham ou não relação direta com os produtos finais, ou seja, pode ser uma atividade como **contratar pessoal** que não tem ligação direta com os produtos, ou uma atividade como **montar** que tem ligação direta com os produtos.

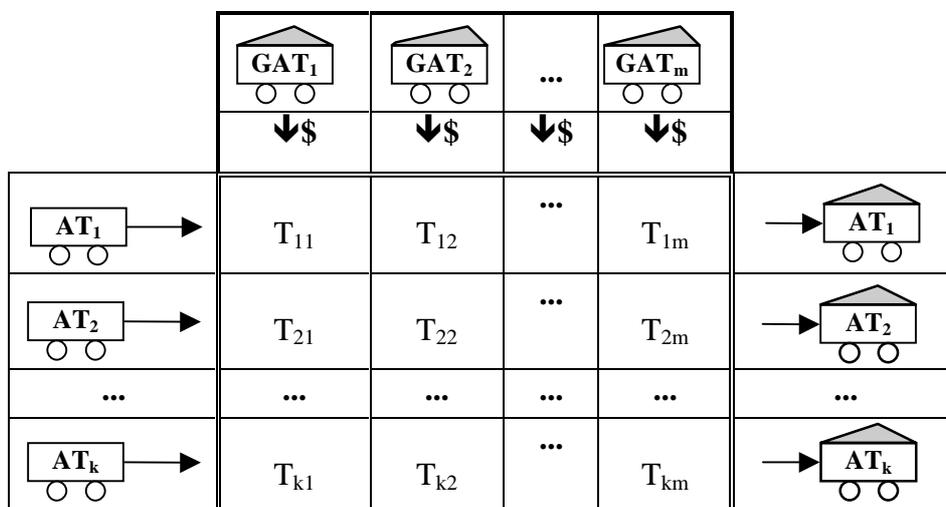


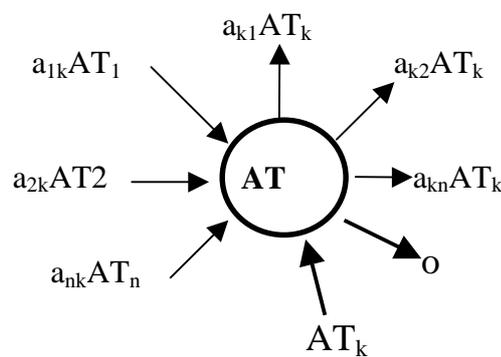
Figura 2. Alocação dos recursos dos agrupamentos de atividades para as atividades individuais.

As atividades não diretamente relacionadas com os produtos devem, através de um processo iterativo, transferir os seus custos para as atividades que tenham relação com os produtos.

O exemplo típico é a atividade **limpeza** que pode servir tanto a atividade **contratar pessoal**, que é uma atividade de apoio, como servir a atividade **planejar a produção**, que é uma atividade fim. A atividade limpeza serve a atividade contratar pessoal ou planejar a produção quando o pessoal que trabalha na limpeza faz a limpeza das áreas físicas utilizadas pelo pessoal que faz contratações de pessoal e pelo pessoal que faz o planejamento da

produção. Neste caso a atividade limpeza cede uma parte de sua capacidade, que pode ser representada na forma de percentual, para todas as atividades por ela servida. O processo de transferência dos recursos para as atividades finais é feito por um processo iterativo como mostra a figura 3.

Uma atividade AT recebe uma quantidade de recurso AT_k do agrupamento de atividades que ela pertence, e pode, também, receber recursos de outras atividades representados por $a_{nk}AT_n$, onde a_{nk} é o percentual de transferência do recurso da atividade AT_n . A atividade AT pode também transferir recursos para outras atividades, representados por $a_{kn}AT_k$, onde a_{kn} é o percentual de transferência do recurso. O saldo de recurso dessa atividade AT terá o valor representado pela expressão O_k . O valor O_k , dado pela equação 1, deve ser nulo para as atividades não relacionadas com os produtos, ou seja, todos os seus recursos são transferidos.



$$AT_k + a_{1k}AT_1 + a_{2k}AT_2 + \dots + a_{nk}AT_n =$$

$$a_{k1}AT_k + a_{k2}AT_k + \dots + a_{kn}AT_k + O_k$$

$$O_k = AT_k \left[1 - \sum_{j=1}^n a_{kj} \right] + \sum_{j=1}^n a_{jk}AT_j \quad (1)$$

Figura 3. alocação dos custos das atividades de apoio para as atividades fins.

Após os custos das atividades de apoio serem alocados para as atividades fins os mesmos são transferidos para os produtos como mostra a figura 4. A figura 4 mostra o custo mensal total das atividades que tem relação direta com os produtos representados por AT_{pn} , o valor quantificado $\%UT_{mn}$ do direcionador utilizado na transferência do custo para os produtos e o custo dos produtos representado por PRO_m .

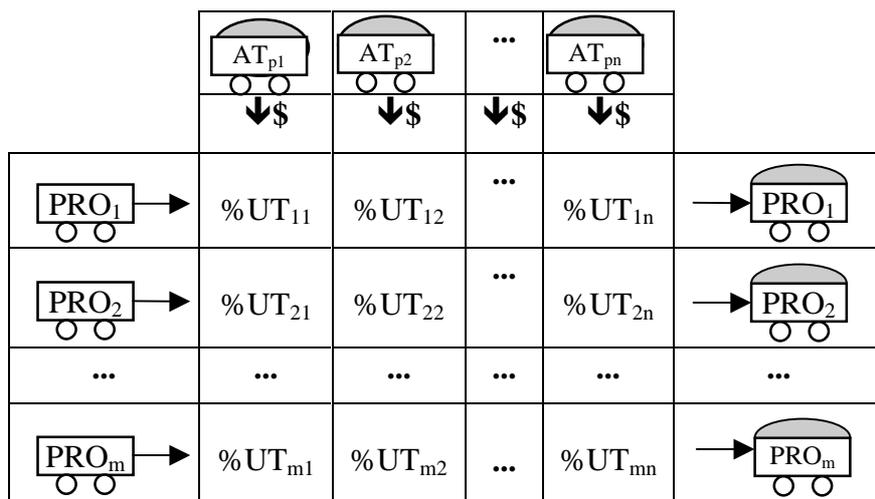


Figura 4. O custo dos produtos

Por esse procedimento todas as atividades executadas no processamento dos produtos são conhecidas e podem ter os seus custos determinados da forma mais real possível (Cooper e Kaplan, 1988).

3. O CUSTEIO ABC E SUA UTILIZAÇÃO NA ANÁLISE DO VALOR

Dentro da classificação do valor, feito por Aristóteles há mais de 2000 anos, e até hoje usada, o valor pode ser econômico, social, religioso, político, estético, jurídico e moral (Csillag, 1995). Neste trabalho será considerado o valor econômico como tópico de análise. O valor econômico abrange quatro outras subdivisões de valores, ou seja:

- **Valor de custo** como sendo o total de recursos medidos em dinheiro necessário para produzir um bem ou gerar um serviço.
- **Valor de uso** como sendo o total de recursos monetários utilizado para prover o produto ou serviço das propriedades que possibilite a qualidade e o desempenho do uso.
- **Valor de estima** como a medida monetária das características dadas ao produto que provocam a estima.
- **Valor de troca** como a medida monetária que represente o produto na eventualidade de troca por outro produto.

Num processo de análise do valor objetivando, por exemplo, uma redução de custos é necessário conhecer os recursos monetários em quantidade os mais reais possíveis dos valores apresentados pelo produto para avaliar o resultado da análise.

Medir o total real dos recursos gastos na medida do **valor de custo** é facilmente possível com o uso da metodologia do custeio ABC, pois essa metodologia permite que seja calculado o custo dos produtos o mais real possível.

Medir o **valor de uso** em valores monetários reais também é possível, porque ao avaliar uma função de uso se faz comparação entre produtos que desempenhem a mesma função e se os custos dos produtos comparados forem calculados por um sistema de custeio ABC o valor da função de uso e conseqüentemente o valor de uso também terão custos reais.

Medir o **valor de estima** em valores reais monetários também é possível porque, embora as funções de estima são subjetivas, as características dadas ao produto para atingir a estima foram conseguidas através da execução de atividades sobre esse produto, e o custo das atividades são perfeitamente calculáveis dentro de uma metodologia de custeio ABC.

Para exemplificar toma-se como objeto de estudo da análise do valor um carro de luxo

com motor de 180 C.V. Nessa análise é necessário conhecer os custos do **valor de custo**, do **valor de uso**, do **valor de estima** e do **valor de troca**. O **valor de custo** pode ser determinado de forma real com a utilização do sistema de custeio ABC. O **valor de uso** deve ser determinado comparando o carro em estudo com um veículo que faria a mesma função de uso que no caso do exemplo é transportar passageiros. Se o custo do veículo usado no comparativo for determinado por um sistema de custeio ABC pode-se ter o custo do **valor de uso** o mais real possível. Se considerarmos, para simplificar, o **valor de estima** como sendo o ar condicionado, os bancos de couro, a pintura perolizada e o motor de 180 C.V. do carro de luxo esse valor pode ser determinado de forma real, pois num sistema de custeio ABC podem ser conhecidos os custos das atividades que foram usadas para a montagem dos itens que trazem estima ao objeto de estudo. O **valor de troca** é bastante influenciado pelos valores anteriormente citados e pela lei da oferta e procura do mercado. Assim sendo pode-se atuar de modo adequado somente no **valor de custo** e no **valor de estima** na procura de redução de custo e aumento da qualidade do produto.

Um exemplo numérico pode ilustrar melhor a utilização de um sistema de custeio ABC na análise do valor. Para tanto toma-se como exemplo uma caneta tinteiro como mostra a figura 5.



Figura 5. Caneta tinteiro.

Num sistema tradicional de custeio os componentes de custo da caneta são os mostrados na tabela 1 (Martins 1995).

Tabela 1. Componentes de custo

Componente	Custo \$	%
Matéria prima	3,50	70
Mão de obra	0,50	10
Despesas gerais	1,00	20
Total	5,00	100

Para uma análise do valor da caneta sera necessário conhecer as suas funções e seus respectivos custos como mostra a tabela 2.

Tabela 2. Funções e custo

Funções	Custo \$	%
Fazer marcas	0,50	10
Conter tintas	0,30	6
Facilitar manuseio	1,00	20
Proteger usuário	1,00	20
Dar estima	2,00	40
Identificar fabricante	0,20	4
Total	5,00	100

Somente um sistema de custeio baseado na filosofia do custeio ABC pode permitir avaliar os custos das funções desempenhadas pelo objeto em estudo como mostra a tabela 2

4 - CONCLUSÕES

Lawrence D. Miles afirma que se tivermos informações reais referentes aos custos da matéria prima, da mão de obra de diferentes processos de fabricação pode-se obter ganhos de até 5% sobre o custo final dos produtos. Se durante o projeto do produto trabalhar conjuntamente o pessoal de projeto, de processos, de produção, do controle de qualidade, de compras, de marketing e outros pode-se chegar a uma economia de 10%. Finalmente se for colocada em análise a própria concepção do produto, as reduções de custos podem atingir níveis superiores. Tudo isso se torna mais verdadeiro se são conhecidos os custos reais de todas as fases de produção ou seja se são conhecidos o custo de todas as atividades no processo de produção.

Conhecer os custos os mais reais possíveis das atividades geradoras de produtos ou serviços é de grande importância, seja na determinação dos custos para chegar ao preço de venda, seja no estudo da análise do valor, ou seja no planejamento de estratégias de atuação no mercado e isto é perfeitamente possível quando se utiliza como ferramenta uma metodologia de custeio ABC.

5. REFERÊNCIAS

- Cooper, R. and Kaplan, R.S., 1988, Measure Cost Right: Make the Right Decisions, Harvard Business Review, September-October, pg 96.
- Csillag, J.M., 1995, Análise do Valor, 4^a ed., editora Atlas, São Paulo, S.P., 370 pgs.
- Fonseca, E.M. e Coppini, N.L., 1995, Metodologia Prática para Cálculo de Custos de Fabricação Dentro da Filosofia ABC, COBEM/CIDIM.
- Fonseca, E.M., 1997, Proposição de uma Metodologia Baseada no Sistema ABC para a Determinação e Gerenciamento de Custos, Tese de Doutorado, Unicamp, Campinas, S.P., 172 pgs.
- Keegan, D.P. and Eiler, R.G., 1994, Let's Reengineer Cost Accounting, Management Accounting, January, pg 20.
- Keys, D.E. and Lefreve, R.J., 1995, Departamental Activity-based Management, Management Accounting, January, pg 27.
- Lawson, R.A., 1994, Beyond ABC: Process-based Costing, Journal of Cost Management, Fall, vol. 8, n° 3, pg 33.
- Martins, E., 1996, Contabilidade de Custos, 6^a ed., editora Atlas, São Paulo, S.P., 388 pgs.
- MB&A, 1998, Apostila de Análise do Valor, Treinamento da Fiat Automóveis.
- Sharman, P.A., 1990, A Pratical Look at Activity-based Costing, CMA Magazine, February, pg 8.

SISTEMAS ESPECIALISTAS PARA DETERMINAÇÃO DE CUSTOS DENTRO DA FILOSOFIA ABC

Eli Márcio Fonseca

Universidade Federal de Uberlândia
Faculdade de Engenharia Mecânica
Departamento de Processos e Produção
Campus Santa Mônica
Uberlândia – M.G.
Email: emfonseca@mecanica.ufu.br

Resumo

O trabalho apresenta uma contribuição ao esforço de atualizar e desenvolver os sistemas de administrar a manufatura adequados à realidade da indústria nacional. Para tanto procura mostrar o estágio atual de desenvolvimento e as necessidades de implementar novas ferramentas para um êxito equiparado com as indústrias do primeiro mundo. O termo “novas ferramentas” aqui citado faz referência aos sistemas especialistas para cálculo de custos industriais e a bancos de dados otimizados para atender as necessidades dos sistemas de custeio e de todas as necessidades no planejamento da manufatura.

Palavras-chave: Atividade, Custo, Administração, Manufatura

1. INTRODUÇÃO

A indústria manufatureira do Brasil vem acordando para um fato importante dentro do contexto mundial, chamado de revolução industrial, baseada na necessidade de competir no mercado mundial com diversificação, alta qualidade e custos baixos dos produtos manufaturados. É sabido que este mercado tem caráter global, é dinâmico e mais exigente, e como consequência trouxe a diminuição da vida útil dos produtos assim como a diversificação para escolha. Em resumo a produção em massa vem sendo substituída pela produção diversificada e de lotes menores associados a qualidade maiores e menores custos.

A indústria para responder a tais transformações procura novas tecnologias de administrar a manufatura para torná-la mais flexível, mais competitiva em qualidade, prazos de entrega, custos e pronta para atender as exigências do mercado. Em tempos passados os grandes grupos industriais, principalmente no Brasil, atuavam num mercado reservado, fechado, sem concorrência e seus lucros garantidos por tais fatos. Hoje com a abertura do mercado e o aumento da concorrência há a necessidade de aprimorar os sistemas de apropriação de custos com o objetivo de determinar a verdadeira influência de cada atividade

industrial na determinação desses custos. Dentro desse enfoque surgem estudiosos do assunto custos procurando chegar a critérios e formas corretas na determinação desses custos bem como a sua administração (Ostrenga, 1993). O conhecimento real dos custos propicia à empresa a vantagem da manipulação dos preços de seus produtos para enfrentar a concorrência no mercado e a determinar melhor o seu mix de produção.

Este trabalho enfoca a utilização de sistemas especialistas na determinação de custos baseada na filosofia ABC (*activity-based costing*).

2. OS SISTEMAS DE ADMINISTRAÇÃO DA MANUFATURA

No sistema de manufatura da indústria nacional ainda se encontra o modo tradicional de concepção dos produtos onde o desenvolvimento dos trabalhos ainda obedece as fases projeto, processo, planejamento da produção e produção sob uma forma tayloriana e muitas vezes não integrando o trabalho com sistemas computacionais. A figura 1 mostra as fases convencionais de produção.

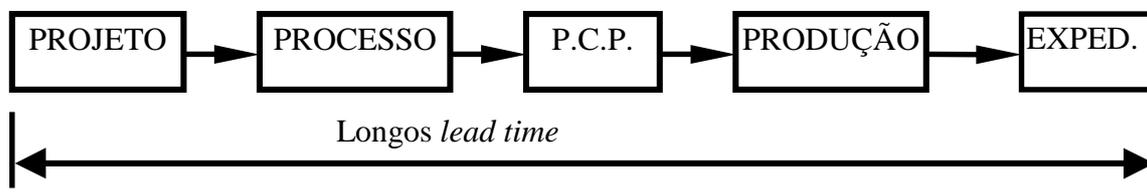


Figura 1 – Fases no processo de produção convencional

Esta metodologia traz muitos inconvenientes para a indústria que quer ser competitiva no mercado. O primeiro inconveniente é a grande divisão de atividades onde cada setor trabalha de forma fechada, sem integração. O segundo inconveniente é com relação ao não uso de recursos computacionais e recursos como sistemas de classificação e codificação (SCC) e tecnologia de grupo (TG). Para o projeto isso pode trazer os seguintes prejuízos:

- dificuldade de concepção do produto
- recuperação difícil de informações
- dificuldade de padronização
- falta de qualidade e rapidez de execução
- repetição de projeto

Para o processo os prejuízos seriam os seguintes:

- dificuldade de padronização
- repetitividade de processo
- demora de processamento
- recuperação difícil de informações

O terceiro inconveniente seria a grande divisão hierárquica na administração das fases trazendo demora na soluções de problemas e nos fluxos de informações.

Com a necessidade de mudanças transformações vem acontecendo na administração da manufatura com o uso de sistemas computacionais como o CAD, (Projeto auxiliado por computador), CAPP (Planejamento do processo auxiliado por computador) (Rodrigues, 1993), (Rozenfeld, 1989), CAM (manufatura auxiliada por computador), o CNC (Controle numérico computadorizado) e o uso da integração de todas as fases do planejamento do processo conhecido como “engenharia simultânea”. A figura 2 mostra a integração de todas as fases desde a concepção do produto passando pelo planejamento da produção até a entrega do produto ao cliente. Em se procedendo desta forma pode-se alcançar grandes reduções de *lead time* no lançamento de produtos novos e grande qualidade do produto o que são fatores

competitivos não só para as empresas que fabricam produtos de curtos ciclos de vida mas para toda empresa manufatureira de modo geral.

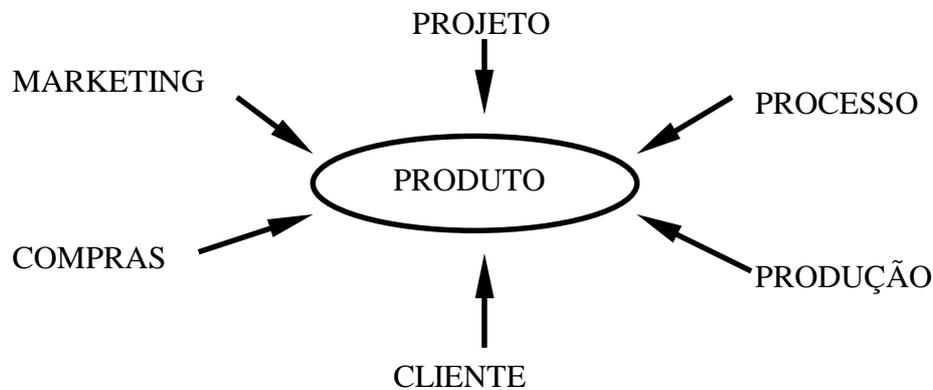


Figura 2. Engenharia simultânea na concepção do produto

3. OS SISTEMAS DE APROPRIAÇÃO DE CUSTOS

Está havendo grandes avanços tecnológicos, como referenciado anteriormente, faltava no entanto integrar ao sistema de administração da manufatura a fase apropriação de custos de modo a possibilitar calcular os custos os mais reais possíveis dos produtos. Os sistemas tradicionais de custeio, até então, se preocupam com os custos da mão de obra direta, fazendo a distribuição dos custos indiretos sem bases lógicas e tendo como objetivo final a utilização do custo na medida da rentabilidade total da empresa ou para atender o sistema fiscal (Martins, 1996).

Com a produção direcionada não mais a grandes volumes de produção, e sim mais a lotes menores e grande diversificação dos produtos, conjuntamente com a diminuição da mão de obra direta e o aumento dos custos fixos, aparece a necessidade de um novo sistema de custeio que adapte às mudanças tecnológicas e que permita calcular os custos reais dos produtos fabricados. Foi essa necessidade que levou Cooper e Kaplan nos anos 1980 a lançar uma nova filosofia de custear produtos conhecida como ABC (*activity-based costing*) (Cooper e Kaplan, 1988) (Keegan e Eiler, 1994). Dentro dessa filosofia se tem as condições de avaliar a real influência dos vários fatores que compõem os custos, administrar cada um deles objetivando a medida de avaliação dos processos de produção. Essa filosofia de custeio leva a conhecer, avaliar e custear todas as atividades (fatores) necessários no processo produtivo, ou seja, desde a concepção do produto até a sua entrega ao cliente (Fonseca e Coppini, 1995) (Fonseca, 1997). Em se conhecendo os custos dessas atividades as mesmas são alocadas para os produtos, através de direcionadores que melhor representem a relação atividade/produto, (Fonseca, 1997). Essa sistemática de apropriação de custo torna-se mais eficiente e rápida se forem usadas as ferramentas computacionais adequadas.

4. OS SISTEMAS ESPECIALISTAS NA APROPRIAÇÃO DE CUSTOS.

Os sistemas especialistas são uma classe de software e hardware que são capazes de diagnosticar, consultar, planejar, prever e instruir atividades e processos (Neuron Data, 1993). São ferramentas que necessitam, para o seu manuseio, um especialista humano. Os sistemas

especialistas utilizam o raciocínio dedutivo, sendo por essa razão capazes de resolver problemas até sem estrutura ou pobremente definidos, ou mesmo quando as informações são incertas ou incompletas. O sistema especialista simula o processo de resolução de problemas de especialistas humanos. São projetados para resolver problemas numa região de conhecimento, ou seja, num estreito domínio. Esses sistemas compõem-se basicamente de uma base de dados, uma base de conhecimentos, um motor de inferência e uma interface com o usuário, como mostra a figura 3.

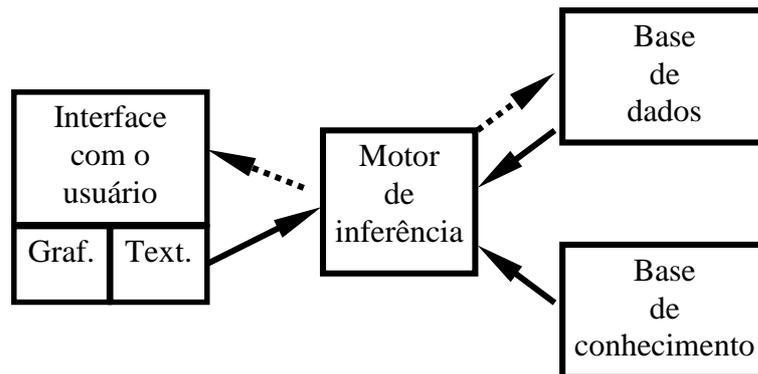


Figura 3. Sistemas especialistas

A **base de dados** contem os fatos que serão objetos de análise, que uma vez realizada pode atualizar estas bases com seus diagnósticos. A **base de conhecimento** contém uma representação dos fatos que serão analisados; é um modelo de representação do conhecimento, onde o modo mais comum de representar esse conhecimento é através de regras de produção, que estabelecem ações a serem tomadas caso algumas condições se verifiquem. O **motor de inferência** é encarregado do processamento do conhecimento, é o mecanismo do sistema que ordena e hierarquiza a representação do conhecimento, e decide qual caminho a ser tomado para , a partir da representação dos dados, chegar aos diagnósticos finais. A **interface com o usuário** é o sistema de comunicação com o exterior através da entrada de dados e saída dos resultados.

Desta forma apresentado, e se o banco de dados do sistema especialista conter os custos reais das atividades produtivas, calculadas por um sistema de custeio ABC, pode ser determinado o menor custo de um produto se esse produto tiver várias opções de uso de atividades dentro do processo produtivo da empresa.

5. DISCUSSÕES E CONCLUSÕES

A administração da manufatura vem se revolucionando em função da necessidade de se competir no mercado consumidor, no que se refere a qualidade, flexibilidade e custos. Isto dito anteriormente, é aqui reforçado para dar justificativa ao grande envolvimento das entidades fabris privadas, de pesquisadores e estudiosos do assunto. Agora, mais recente, a grande preocupação é a medida dos custos, não só pela mudança de características do mercado consumidor e os defeitos dos sistemas de apropriação de custos tradicionais, como também pela mudança radical na administração e gerenciamento da manufatura, reduzindo muito a mão de obra direta e aumentando, principalmente em qualidade, a mão de obra indireta. E tudo

isso sem contar com o aumento dos custos fixos, com a compra de máquinas e equipamentos.

Um sistema especialista possuidor de um banco de dados especialista capaz de ser uma fonte de informações eficiente pode ser uma ferramenta importante na determinação dos custos de produção e na administração da manufatura como um todo. A figura 4 mostra um exemplo de interação do banco de dados com as fases da administração da manufatura e procura ilustrar um conceito maior do CIM (manufatura assistida por computador), onde a sigla CACC faz referência ao cálculo de custo auxiliado pelo computador.



Figura 4. Banco de dados especialista

6. REFERÊNCIAS

- Cooper, R. and Kaplan, R.S., 1988, Measure cost right: Make the dicisionas, Harvard Business Review, September-October, pg 96.
- Fonseca, E.M. e Coppini, N.L., 1995, Metodologia prática para cálculo de custos de fabricação dentro da filosofia ABC, COBEM/CIDIM, Belo Horizonte, M.G.
- Fonseca, E.M., 1997, Proposição de uma metodologia baseada no sistema ABC para determinação e gerenciamento de custos, Tese de Doutorado, Unicamp, Campinas, S.P., 172 pgs.
- Keegan, D.P. and Eiler, R.G., 1994, Let's reengineer cost accounting, Management Accounting, January, pg 20.
- Martins, E., 1996, Contabilidade de custos, 6ª ed., editora Atlas, São Paulo, S.P., 338 pgs.
- Neuron Data, 1993, Smart elements nexpert object training, Neuron Data Inc.
- Ostrenga, M.R., 1993, Guia da Ernest & Young para gestão total de custos, editora Record, Rio de Janeiro, 349 pgs.
- Rodrigues, S.R., 1993, Criação de módulos automáticos para planejamento de processo assistido por computador em soluções híbridas de planejamento, Tese de Doutorado, EESC/USP.
- Rozenfeld, H., 1989, Desenvolvimento de um sistema integrado de CAPP para a realidade brasileira, COBEM89, COPPE/UFRJ, Rio de Janeiro.
- Rozenfeld, H., 1989, Desenvolvimento de uma base de dados integrados para o planejamento do processo assistido por computador, COBEM89, COPPE/UFRJ, Rio de Janeiro.

TESTES DE VIDA EM FRESAMENTO COM REDUÇÃO DO NÚMERO DE FERRAMENTAS

André Richetti

Jovani Panato

Márcio Bacci da Silva

Álison Rocha Machado

Universidade Federal de Uberlândia, Faculdade de Engenharia Mecânica, 38.400-902, Uberlândia, MG, Brasil. E-mail mbacci@mecanica.ufu.br ou arichett@mecanica.ufu.br

Resumo

Os testes de vida são ensaios de usinabilidade que são realizados para otimizar a relação entre custo e produtividade em usinagem. Em fresamento, estes testes apresentam custos elevados e, na prática, são feitos utilizando parte da capacidade de ferramentas da fresa. Os objetivos deste trabalho são verificar o efeito do número de ferramentas no fresamento frontal e avaliar a aplicabilidade destes testes na determinação da vida da ferramenta. Foram levantadas as curvas de desgaste de flanco para os aços ABNT 1045 e 8640 para 1, 2, 3 e 6 ferramentas, sendo a capacidade da fresa de 6 ferramentas. Os resultados mostraram que os testes realizados com redução do número de ferramentas na fresa, para o mesmo avanço por dente, tendem a aumentar a vida da ferramenta e podem ser considerados como índices de comparação entre duas ou mais condições, porém não devem ser utilizados para determinação da vida da ferramenta.

Palavras chaves: Usinabilidade, Fresamento, Vida da ferramenta.

1. INTRODUÇÃO

A procura pelas melhores condições de usinagem passa por uma série de considerações a respeito da ferramenta, peça, equipamentos, ambiente, condições de corte e, finalmente, por testes de usinabilidade. Este processo seletivo se justifica pela dificuldade de se fazer uma determinada escolha em função do grande número de ferramentas atualmente disponíveis no mercado. As recomendações dos fabricantes podem ser utilizadas como ponto de referência, pois podem ser encontradas situações mais satisfatórias para outras condições ou ferramentas. Desta forma, os testes de usinabilidade são de grande importância, considerando o ganho econômico, principalmente em empresas que demandam altas quantidades de operações de usinagem (Machado & Silva, 1999).

No fresamento, a utilização de fresas com pastilhas intercambiáveis como ferramentas de corte é comum em setores de fabricação. As fresas disponíveis comercialmente apresentam uma capacidade de ferramentas bastante variada, podendo ser 4, 6, 8, 10, 64 ou mais ferramentas. Os custos dos testes para a determinação da vida da ferramenta podem ser significativos quando envolvem um grande número de ferramentas por fresa. Isto ocorre não apenas pela perda de uma grande quantidade de ferramentas mas, principalmente porque um

grande volume de material deve ser retirado para que o critério de fim de vida de uma das ferramentas seja atingido. O custo relativo destes ensaios se torna ainda mais significativo quando se analisa a usinagem aplicada à materiais nobres, tais como ligas de níquel e titânio e aços inoxidáveis entre outros (Boehs, Borges & Neto, 1994, Strolberg, 1994 e Panato *et al.*, 1995).

A adoção de técnicas alternativas para os ensaios de determinação da vida da ferramenta no fresamento é justificada pelo alto custo dos testes convencionais. Na prática, muitos destes ensaios são feitos com a utilização de uma quantidade de ferramentas menor do que a capacidade da fresa, mantendo o mesmo avanço por dente da condição real. Desta forma, procura-se simular a condição real utilizada na fabricação, porém com custos bem mais acessíveis (Bohes, Borges & Neto, 1994).

Entretanto, há ainda restrições quanto à aceitação destes testes, pois a dinâmica do processo pode ser alterada pela variação do número de ferramentas na fresa. Os mecanismos de desgaste, as tensões de impacto, a fadiga mecânica e a formação de trincas térmicas podem não seguir o mesmo comportamento da operação real (Chandrasekaran & Thoors, 1994 e Tlustý, 1984).

Este trabalho verifica a influência da variação do número de ferramentas nos resultados dos testes de usinabilidade para o fresamento frontal e sua aplicabilidade para a determinação da vida da ferramenta.

2. PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

Neste trabalho, foram feitos testes de usinabilidade em aço ABNT 1045 com dureza média de 229 HB e em aço ABNT 8640 com dureza média de 299 HB. Os testes foram realizados em uma fresadora CNC com 16,16 kW de potência. Para cada condição de usinagem, o avanço por dente (f_z) foi mantido constante ajustando-se a velocidade de avanço (V_f) em função do número de ferramentas na fresa. Em todos os testes a profundidade de corte foi mantida constante em 1 mm.

O aço ABNT 1045 foi usinado com uma fresa de topo de 100 mm de diâmetro e capacidade para 6 ferramentas. O ângulo de saída da fresa foi ajustado em 40° , fora da faixa crítica (-45° a 20°) onde o fenômeno de formação do pé promove avarias na ferramenta (Machado & Silva, 1999). Os testes foram conduzidos com 1, 2, 3 e 6 ferramentas igualmente espaçadas na fresa, velocidades de corte (V_c) de 300, 325 e 350 m/min e avanços por dente (f_z) de 0,075, 0,100 e 0,125 mm. Foram utilizadas ferramentas de metal duro sem revestimento SPUN 12 03 08 da classe ISO P30, com geometria final:

$$\gamma_o (\text{ângulo de saída}) = 2^\circ, \alpha_o (\text{folga}) = 9^\circ, \lambda_s (\text{inclinação}) = 7^\circ \text{ e } \chi_r (\text{posição}) = 75^\circ.$$

O aço ABNT 8640 foi usinado com uma fresa de topo de 80 mm de diâmetro com capacidade para 6 ferramentas. A usinagem foi feita de tal forma que o ângulo de saída da fresa foi de 90° . Estes testes foram feitos com 1, 2, 3 e 6 ferramentas na fresa, velocidade de corte de 200 m/min e avanço por dente de 0,150 mm. Foram utilizadas ferramentas de metal duro revestidas SEMN 12 04 AZ da classe ISO P45, com geometria final:

$$\gamma_o = 9^\circ, \alpha_o = 20^\circ, \lambda_s = 17^\circ \text{ e } \chi_r = 45^\circ.$$

A medição do desgaste foi feita em um microscópio ferramenteiro, com um suporte móvel para a fresa montado em uma mesa de coordenadas XY controlada por relógio comparador. Este equipamento permite a medição do desgaste sem que as ferramentas sejam retiradas da fresa. O conjunto de lentes do microscópio permite a visualização do desgaste

com uma ampliação de 20 vezes. O critério de fim de vida adotado foi de 0,7 mm para o desgaste de flanco.

3. RESULTADOS

Em uma primeira etapa, foram levantadas as curvas de desgaste de flanco no fresamento do aço ABNT 1045, variando-se o número de ferramentas na fresa, velocidade de corte e avanço por dente. As Figuras 1 a 3 mostram alguns dos resultados obtidos, neste caso para avanço por dente de 0,100 mm. Os resultados para as demais condições de corte (avanços) foram similares. Estas curvas foram levantadas a partir do maior valor de desgaste observado dentre todas as ferramentas de corte utilizadas em cada teste.

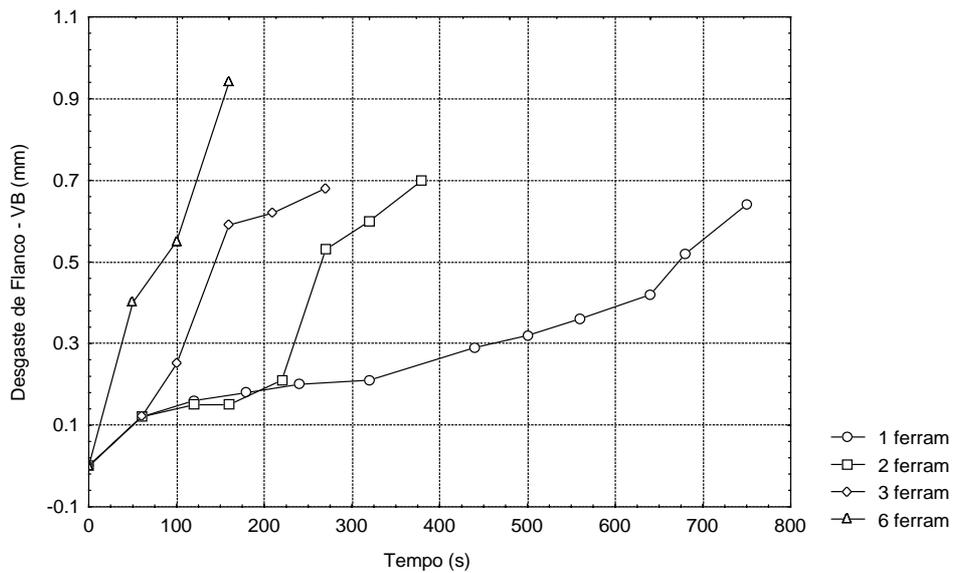


Figura 1- Desgaste de flanco para o aço ABNT 1045 com $V_c = 300$ m/min e $f_z = 0,100$ mm.

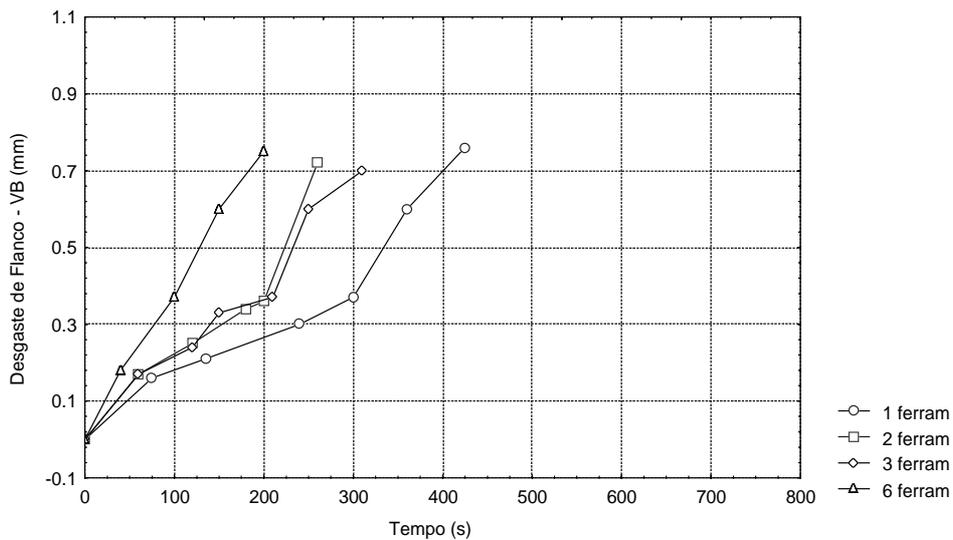


Figura 2- Desgaste de flanco para o aço ABNT 1045 com $V_c = 325$ m/min e $f_z = 0,100$ mm.

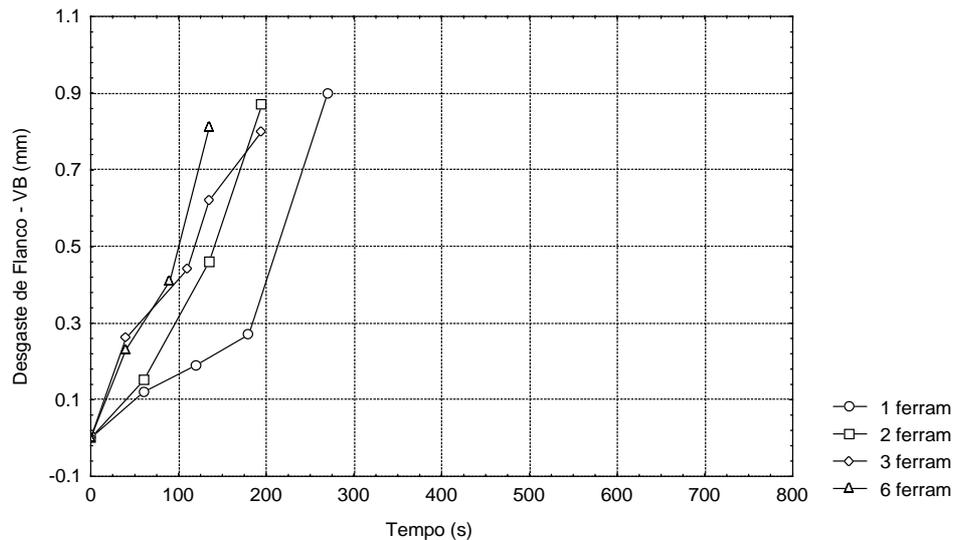


Figura 3- Desgaste de flanco para o aço ABNT 1045 com $V_c = 350$ m/min e $f_z = 0,100$ mm.

O comportamento diferente na progressão do desgaste para 1, 2, 3 e 6 ferramentas na fresa é provavelmente o resultado da combinação de dois efeitos térmicos, assumindo que as temperaturas tanto da peça quanto da ferramenta aumentam com o aumento do número de ferramentas. O primeiro efeito é a redução da resistência do material, que facilita o corte e o segundo é o efeito causado pelo aparecimento dos mecanismos de desgaste termicamente ativados, os quais tendem a reduzir a vida da ferramenta.

As menores vidas de ferramenta foram obtidas para 6 ferramentas na fresa. Nesta situação, o material é usinado com maior frequência, produzindo na peça usinada maiores temperaturas devido ao calor gerado por todos os dentes, podendo reduzir a resistência do material. Entretanto, o aumento na temperatura de corte tende a reduzir a vida da ferramenta devido ao aparecimento dos mecanismos de desgastes termicamente ativados. A utilização de uma velocidade de avanço maior do que as outras condições (1, 2 e 3 ferramentas), para manter o mesmo avanço por dente, pode também ter aumentado o efeito da temperatura no desgaste da ferramenta. A análise das Figuras 1 a 3 indica que, para 6 ferramentas na fresa, o efeito devido ao aumento do desgaste foi maior do que o efeito de redução da resistência do material da peça, resultando em menores vidas de ferramenta.

No outro extremo, as maiores vidas de ferramenta foram obtidas quando se utilizou somente uma ferramenta na fresa. Nesta condição, o ciclo ativo é menor do que o ciclo inativo (menor frequência de corte), proporcionando menor aquecimento da peça do que as outras condições. Desta forma, não se tem uma redução significativa na resistência do material da peça. No entanto, a velocidade de avanço utilizada nesta condição é menor, ajudando a manter a temperatura de corte a níveis mais baixos, inibindo o aparecimento dos mecanismos de desgaste térmicos. O efeito da redução do desgaste devido às menores temperaturas de corte produziu maiores vidas de ferramenta.

As condições com 2 e 3 ferramentas apresentaram resultados intermediários para a vida da ferramenta. Entretanto, foi verificada a tendência da vida da ferramenta ser maior para 3 ferramentas na fresa, quando pela lógica do processo, deveria ser maior para 2 ferramentas (menores temperaturas de corte). Este efeito provavelmente ocorreu devido ao fato de que a maior temperatura gerada na usinagem com 3 ferramentas não foi suficiente para gerar um aumento expressivo no desgaste das ferramentas, mas foi suficiente para melhorar a usinabilidade do material pela redução de sua resistência mecânica.

Uma comparação dos resultados para o mesmo avanço por dente e diferentes velocidades de corte mostram a importância do efeito da temperatura de corte. Para 1 ferramenta na fresa, a vida da ferramenta diminui consideravelmente com o aumento da velocidade de corte (vide Figuras 1 a 3). Isto indica que os mecanismos de desgaste começam a aparecer depois de alcançada uma velocidade de corte crítica. Por outro lado, para 2, 3 e 6 ferramentas na fresa, a redução da vida da ferramenta como função da velocidade de corte ocorreu em menor escala, sugerindo que, para estes casos, os mecanismos termicamente ativados sempre estiveram presentes devido à maior frequência de corte.

Entretanto, a complexidade do processo não é limitada a uma análise de desgaste e aquecimento da peça. Isto fica evidente porque em quase todos os testes foram observados lascamentos na aresta de corte de algumas ferramentas. Este tipo de fratura, também citada no trabalho de Panato *et al.* (1995), tem influência no desempenho das ferramentas, ajudando estas a atingir o critério de fim de vida mais rápido. A geração de trincas térmicas e a conseqüente fragilização da ferramenta pode ser um dos principais fatores responsáveis pela ocorrência de lascamentos na aresta de corte.

O uso de maiores velocidades de avanços a medida que se aumenta o número de ferramentas na fresa, para manter o mesmo avanço por dente, pode sugerir um aumento equivalente no percurso de corte conforme é mostrado esquematicamente na Figura 4. Este aumento no percurso de corte poderia contribuir para a redução da vida das ferramentas. Entretanto, uma análise da condição referente à Figura 3 mostra, para uma revolução na fresa, que o percurso de corte de uma ferramenta é 0,00000011 mm maior quando se usa 6 ferramentas em relação a 1 ferramenta na fresa. Após 20 minutos de usinagem, a diferença entre estas duas condições é da ordem de 0,025 mm, não afetando a vida das ferramentas.

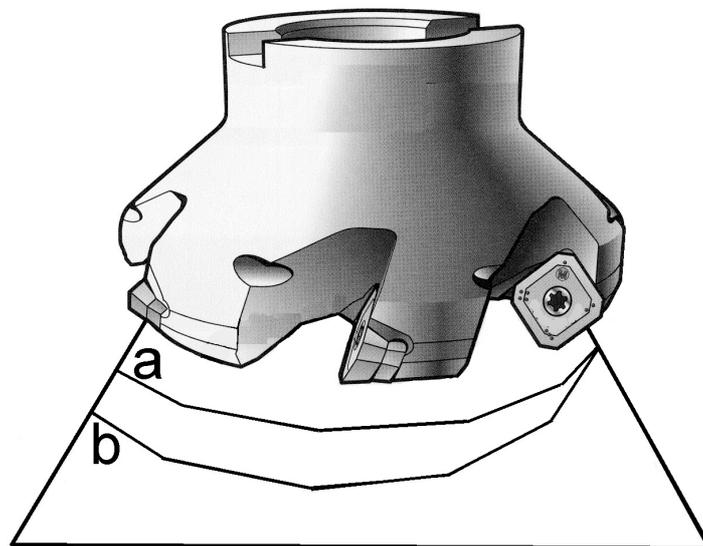


Figura 4- Percurso de corte de uma ferramenta para 1 (a) e 6 (b) ferramentas na fresa.

A Tabela 1 mostra a vida da ferramenta e o volume de material removido em cada uma das condições de corte empregadas para o aço ABNT 1045. Nota-se através desta tabela, que a vida da ferramenta também tende a reduzir com o aumento da velocidade de corte e do avanço por dente. Segundo Eldem & Barrow (1976), o aumento destes parâmetros, além de gerar choques mecânicos mais intensos, aceleram o aparecimento dos mecanismos de desgaste pelo aumento da temperatura de corte. Bathia, Pandey & Shan (1979) citam que este

efeito também produz um aumento no gradiente térmico, tendendo a aumentar taxa de geração de trincas térmicas.

Tabela 1- Vida da ferramenta e volume de material removido para o aço ABNT 1045.

Condição de usinagem	Vida da ferramenta para VB = 0,7 mm (min)			
	Volume de material removido para VB = 0,7 mm (cm ³)			
Vc (m/min) f _z (mm)	1 ferramenta	2 ferramentas	3 ferramentas	6 ferramentas
1 300	12,7	9	9,3	4,3
0,075	69,3	98,2	155,2	141
2 300	12,7	6,3	4,5	2,2
0,100	92,4	91,7	98,1	96
3 300	8,7	5,6	4,3	1,8
0,125	79,2	102	117,3	98,4
4 325	8	5	5,8	3,2
0,075	47,3	59,2	102,9	113,4
5 325	6,5	4	5	3
0,100	51,3	63,2	118,2	142,2
6 325	5,8	3,5	4	2,5
0,125	57,2	69	118,2	147,6
7 350	5	4	4,3	2,8
0,075	31,9	51	82,2	107,4
8 350	3,5	3	2,8	2
0,100	29,7	51	71,4	102
9 350	4	1,8	2	1,5
0,125	42,5	38,2	63,6	95,4

O volume de material removido também é influenciado pelo número de ferramentas na fresa. Pela Tabela 1, verifica-se que, apesar da vida da ferramenta diminuir, o volume de material removido apresentou a tendência de aumentar com o aumento do número de ferramentas na fresa. Isto ocorreu porque o efeito do aumento da velocidade de avanço, para manter o mesmo avanço por dente, supera o efeito de redução da vida da ferramenta, compensando a maior taxa de desgaste. Entretanto, alguns testes (teste 1, com 6 ferramentas; teste 2, com 2 e 6 ferramentas; teste 3, com 6 ferramentas e teste 9, com 2 ferramentas) não apresentaram resultados coerentes com esta análise. Este problema provavelmente foi influenciado pela ocorrência de lascamentos na aresta de corte.

Por outro lado, se for analisado o volume de material removido por ferramenta (relação entre o volume total retirado e o número de ferramentas), verifica-se que este diminui com o aumento do número de ferramentas na fresa. Isto indica que individualmente, cada ferramenta retira uma menor quantidade de material da peça a medida que se aumenta o número de ferramentas na fresa, embora o volume total tenda a aumentar.

Para verificar estes resultados, foram realizados testes em aço ABNT 8640. Nestes testes, foi feito um mapeamento da progressão do desgaste em cada ferramenta individualmente e também a determinação do volume de material removido até que uma das ferramentas atingisse o critério de fim de vida. Estes dados são apresentados nas Tabelas 2 a 5.

Tabela 2- Vida da ferramenta e volume de material removido para o aço ABNT 8640 usando 1 ferramenta.

T(s)	171	182	292	358	378	439	469	499	535	585
VB(mm)	0,00	0,08	0,11	0,18	0,20	0,21	0,24	0,26	0,28	0,97
Vida da ferramenta até VB = 0,7 mm	9,42 min									
Volume de material removido até VB = 0,7 mm	60,074 cm ³									

Tabela 3- Vida da ferramenta e volume de material removido para o aço ABNT 8640 usando 2 ferramentas.

T(s)	15	45	63	88	118	148	196	221	236	251
VB1(mm)	0,07	0,10	0,11	0,12	0,13	0,16	0,18	0,18	0,47*	0,72
VB2(mm)	0,07	0,09	0,09	0,09	0,10	0,12	0,15	0,16	0,53*	0,54
Vida da ferramenta até VB = 0,7 mm	4,18 min									
Volume de material removido até VB = 0,7 mm	48,400 cm ³									

* Lascamento da aresta de corte.

Tabela 4- Vida da ferramenta e volume de material removido para o aço ABNT 8640 usando 3 ferramentas.

T(s)	67	89	136	178	225	235	245	255	267	283
VB1(mm)	0,00	0,00	0,07	0,08	0,14	0,16	0,38*	0,49	0,55	0,69
VB2(mm)	0,10	0,12	0,16	0,22	0,26	0,32	0,43	0,48	0,55	0,65
VB3(mm)	0,00	0,00	0,00	0,00	0,00	0,04	0,04	0,04	0,22	0,25
Vida da ferramenta até VB = 0,7 mm	4,72 min									
Volume de material removido até VB = 0,7 mm	89,174 cm ³									

* Lascamento da aresta de corte.

Tabela 5- Vida da ferramenta e volume de material removido para o aço ABNT 8640 usando 6 ferramentas.

T(s)	13	18	29	34	44	73	89	97	102	112
VB1(mm)	0,08	0,10	0,11	0,13	0,13	0,15	0,15	0,35*	0,50	0,70
VB2(mm)	0,00	0,00	0,00	0,00	0,00	0,22	0,35	0,41*	0,41	0,49
VB3(mm)	0,09	0,10	0,10	0,12	0,12	0,12	0,15	0,15	0,15	0,18
VB4(mm)	0,00	0,00	0,00	0,00	0,00	0,00	0,03	0,03	0,03	0,09
VB5(mm)	0,00	0,00	0,00	0,00	0,00	0,00	0,00	0,00	0,00	0,04
VB6(mm)	0,00	0,00	0,00	0,00	0,00	0,00	0,00	0,00	0,07	0,09
Vida da ferramenta até VB = 0,7 mm	1,87									
Volume de material removido até VB = 0,7 mm	72,124 cm ³									

* Lascamento da aresta de corte.

Pode ser observado que a progressão do desgaste para o aço ABNT 8640 apresenta uma região de crescimento aproximadamente constante e lento até 0,2 mm. Na usinagem do aço ABNT 1045, este comportamento não foi observado. Provavelmente, este efeito foi devido à utilização de ferramentas de metal duro revestidas, cuja resistência ao desgaste é maior.

Valores de desgaste acima deste valor aumentam as forças e as temperaturas de corte, acelerando o desgaste das ferramentas. Este efeito pode ser causado pelo aumento do atrito

entre a superfície de folga da ferramenta e a peça com o aumento do desgaste. Como consequência, a ferramenta atinge rapidamente o fim de vida a partir deste ponto. O desgaste final foi, em certos casos, acelerado pela ocorrência de lascamentos na aresta de corte, provavelmente devido ao aparecimento de trincas térmicas provocadas pela variação cíclica da temperatura. As ferramentas que determinaram o fim de vida nos testes foram aquelas que sofreram lascamento (Tabelas 2 a 5).

Os resultados obtidos com o aço ABNT 8640 apresentaram a mesma tendência dos resultados obtidos com o aço ABNT 1045. De uma forma geral, a vida da ferramenta tende a diminuir e o volume de material removido tende a aumentar com o aumento do número de ferramentas na fresa.

Todos os resultados obtidos indicam que a utilização de um menor número de ferramentas na fresa em testes de usinabilidade pode ser feito, porém com o objetivo de comparar duas ou mais condições de usinagem. A viabilidade econômica destes testes alternativos deve ser analisada em termos de custos e tempo (hora/máquina/operador, sendo que quanto menor o número de ferramentas na fresa, maior tende a ser a vida da ferramenta), custos de material (menores números de ferramentas na fresa tendem a remover menor quantidade de material) e custo com as ferramentas de corte. A determinação da vida da ferramenta só pode ser feita nas próprias condições que se quer analisar, pois a alteração do número de ferramentas na fresa altera completamente as condições de desgaste das ferramentas de corte.

5. CONCLUSÕES

- 1- Os resultados dos testes utilizando-se um número menor de ferramentas do que a capacidade da fresa podem ser utilizados como índices de comparação de usinabilidade entre duas ou mais condições de usinagem.
- 2- Ensaios de usinabilidade feitos utilizando fresa com menos ferramentas do que a sua capacidade não podem ser considerados para a determinação da vida da ferramenta.

5. AGRADECIMENTOS

Os autores deste trabalho agradecem ao Laboratório para o Estudo dos Processos de Usinagem da Universidade Federal de Uberlândia (LEPU/UFU) pelos equipamentos e materiais cedidos.

6. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- Bhatia, S.M., Pandey, P.C. and Shan, H.S., 1979, "Failure of Cemented Carbide Tools in Intermittent Cutting", Precision Engineering, IPC Business Press, pp. 148-152.
- Bohes, L., Borges, R. and Neto, E.D.S., 1994, "Fresamento de Superligas Constituídas de Alta Percentagem de Níquel e Outros Elementos", VI Congresso Nacional de Engenharia Mecânica, Chile, pp. 365-370.
- Chandrasekaran, H. and Thoors, H., 1994, "Tribology in Interrupted Machining: Role of Interruption Cycle and Work Material", Wear, 179, pp. 83-88.
- Eldem, S. and Barrow, G., 1976, "Tool Life in Interrupted Turning Operations", Israel Journal of Technology, Vol. 14, pp. 172-178.
- Machado, A.R. e Silva, M.B., 1999, "Usinagem dos Metais", Universidade Federal de Uberlândia, MG, Brasil.

- Panato, J., Da Silva, M.B. e Machado, A.R., 1995, “Efeito do Número de Ferramentas Utilizado nos Testes de Usinabilidade no Processo de Fresamento”, XIII COBEM – Congresso Brasileiro de Engenharia Mecânica, CD-ROM.
- Strolberg, J., 1994, “Fresamento: É Bom Reciclar os Conhecimentos sobre os Princípios do Processo”, Máquinas e Metais, Junho, pp. 36-55.
- Thusty, J. 1984, “Dynamics of High Speed Milling”, The Winter Annual Meeting of ASME, New Orleans, Louisiana, USA, 9-14 December, pp. 101-126.

DANOS TÉRMICOS NA RETIFICAÇÃO DECORRENTES DO PAR FLUIDO-FERRAMENTA ADOTADO

Eraldo Jannone da Silva

Eduardo Carlos Bianchi

Paulo Roberto de Aguiar

Univ. Estadual Paulista, Depto. de Engenharia Mecânica, CEP - 17033-360-Bauru, SP, Brasil

Resumo

O presente trabalho tem por objetivo, primeiramente, caracterizar, para uma operação de retificação, as trocas térmicas que ocorrem durante o processo de corte com ferramentas de geometria não-definida, através da apresentação das mais significativas pesquisas realizadas na caracterização do balanço de energia que ocorre neste processo. É estudado o papel desempenhado pelo fluido de corte, bem como a sua eficácia durante a usinagem, seu efetivo papel refrigerante e/ou lubrificante na zona de retificação e nas demais regiões da peça a ser usinada, em função da operação de corte desempenhada. Paralelamente a isto é apresentado como o tipo de ferramenta abrasiva utilizada influencia nas trocas térmicas e na resistência mecânica das peças produzidas.

Palavras-chave: Retificação, Fluido de corte, Temperatura, Rebolo

1. INTRODUÇÃO

Segundo Malkin (1989), o processo de retificação requer uma quantidade significativa de energia, por unidade de volume, para a remoção de material. Virtualmente, toda esta energia é transformada em calor, o qual é concentrado dentro da região de corte. As elevadas temperaturas podem produzir vários tipos de danos térmicos à peça, tais como: queima superficial, transformações microestruturais, aquecimento superficial e subsuperficial da mesma, gerando tensões residuais de tração indesejáveis, reduzindo o limite de resistência à fadiga do componente usinado. Além disso, a expansão térmica da peça durante a retificação contribui para erros dimensionais e de forma no componente final. As taxas de retificação hoje utilizadas são limitadas pelas temperaturas máximas permissíveis no processo de retificação, as quais, quando ultrapassadas, podem levar à deterioração da qualidade final da peça produzida.

Segundo Kohli, Guo e Malkin (1995), o calor gerado na zona de retificação é dissipado através da peça, do rebolo, do cavaco gerado e pelo fluido de corte, sendo que a partição de energia que flui por cada um desses elementos tem sido o objeto de estudo e, de modo particular, aquela que flui pela peça, pois o aumento de temperatura em sua superfície é decorrente de uma maior partição de energia para a mesma. Este aumento leva a uma maior incidência dos danos térmicos acima descritos. O controle dos danos térmicos requer um conhecimento detalhado desta partição de energia, do controle da energia introduzida na peça pelo processo de retificação através da otimização das condições de usinagem e da escolha correta do par fluido-ferramenta (Guo e Malkin, 1992).

O presente trabalho tem por objetivo apresentar um estudo detalhado da influência do tipo de fluido de corte e da ferramenta abrasiva na incidência dos danos térmicos mais comuns, resultantes do processo de retificação.

2. DANOS TÉRMICOS ORIUNDOS DO PROCESSO DE RETIFICAÇÃO

Excessivas temperaturas geradas durante o processo de retificação podem causar danos térmicos às peças. O calor gerado no processo de retificação, função do mecanismo de remoção do cavaco, é resultado da transformação da energia mecânica envolvida no processo em energia térmica. Esta energia pode levar ao surgimento de uma camada de material afetada termicamente, dependendo das temperaturas envolvidas e da taxa de resfriamento imposta.

2.1 Queima superficial da peça

Segundo Malkin (1989), a queima visível da peça é caracterizada pela presença de tons azulados na sua superfície, os quais são consequência da formação de uma camada de óxidos. A queima pode levar ao aumento da perda diametral do rebolo, função do crescimento da adesão de partículas metálicas nos grãos do mesmo, elevando assim os esforços de corte.

A queima superficial, quando da retificação de aços temperados e revenidos, provoca um aumento da dureza superficial, em função da retêmpera do material, a qual é consequência da reaustenitização do mesmo, seguido da formação da martensita não-revenida. Isto traz um aspecto adverso quanto ao limite de resistência à fadiga do material, pela formação de uma microestrutura não-favorável. Para os mesmos aços retificados sem a incidência da queima superficial, geralmente existe um amolecimento do material, devido a terem sido atingidas temperaturas inferiores à de austenitização.

2.2 Têmpera superficial

Segundo Malkin (1989), os aços são geralmente retificados em seu estado temperado-revenido. Dependendo da intensidade do aquecimento gerado durante o processo de retificação e da taxa de resfriamento imposta à peça retificada pela ação do fluido de corte, pode-se obter uma diminuição da dureza superficial da peça, bem como levar à formação de estruturas martensíticas não-revenidas, quando se atinge a temperatura de austenitização do material, seguindo de um processo de resfriamento rápido. A formação ou não desta estrutura martensítica, a qual é regida por mecanismos de difusão de carbono é um processo complexo, dependente da temperatura, do tempo de aquecimento e das velocidades de resfriamento impostas pelo fluido de corte.

2.3 Tensões residuais

O processo de retificação invariavelmente leva à tensões residuais nas adjacências da superfície acabada, as quais podem afetar o comportamento mecânico do material. As tensões residuais são induzidas por deformações plásticas não-uniformes nas proximidades da superfície da peça. Interações mecânicas dos grão abrasivos com a peça resultam, predominantemente, em tensões residuais de compressão, resultado de deslocamentos plásticos localizados, comparado ao processo de “shot peening”. Segundo Malkin (1989), as tensões residuais de tração são causadas, principalmente, por tensões induzidas termicamente e deformações associadas com as temperaturas de retificação e o seu gradiente da superfície ao interior da peça.

No processo produtivo, a maioria das tensões residuais de retificação são de tração, as quais indicam que as mesmas são, predominantemente de origem térmica. Tensões residuais de compressão são consideradas benéficas nas propriedades mecânicas dos materiais, aumentando a resistência à fadiga, enquanto as tensões de tração são prejudiciais quanto à resistência mecânica, à corrosão e ao desgaste (abrasão à altas temperaturas).

2.4 Trincas

Segundo Johnson (1986), as trincas superficiais são resultado do excessivo aquecimento durante a retificação. A severidade das trincas pode variar, sendo que as mesmas podem não ser visíveis, imediatamente após a retificação, tornando-se aparentes, algum tempo depois. Em algumas superfícies submetidas à elevadas tensões residuais de tração, as trincas irão formar-se abaixo da superfície, não sendo visíveis, até que o topo das mesmas seja atacado eletricamente. As trincas reduzem o limite de resistência à fadiga do material, ao mesmo tempo que aumenta a susceptibilidade da superfície do material à ataque por processos corrosivos.

3. INFLUÊNCIA DA FERRAMENTA E DO FLUIDO DE CORTE NAS TROCAS TÉRMICAS

3.1 Introdução

A maioria dos danos observados no processo de retificação são de origem térmica. Das várias técnicas utilizadas na determinação das temperaturas envolvidas na região de corte (Ueda et al., 1993 e Ueda et al., 1995), somente com a utilização de termopares “embutidos” nas peças a serem retificadas, foi possível obter-se indicações satisfatórias das temperaturas nas proximidades da região de corte, as quais podem ser efetivamente correlacionadas com os danos térmicos (Kohli, Guo e Malkin, 1995).

As temperaturas geradas durante o processo de retificação são consequência direta da energia introduzida no processo. Os métodos de medição de temperatura não permitem identificar e controlar, de forma prática, as variações de temperatura, sendo estes métodos restritos a testes laboratoriais, os quais não podem ser diretamente aplicados dentro de um processo produtivo de larga escala. Deve-se então adotar métodos indiretos de controle da temperatura e do dano térmico induzido à peça através do monitoramento dos esforços de corte, da rugosidade superficial, da tensão residual, além do conhecimento teórico de como cada variável envolvida no processo de retificação afeta a geração e a dissipação do calor produzido, permitindo a otimização do processo. Esta otimização deve englobar todos os componentes do processo, ou seja, a ferramenta, o fluido de corte e as condições de usinagem.

3.2 Importância da determinação das temperaturas na região de corte e da fração da energia gerada que flui pela peça (ϵ)

Com o intuito de permitir o modelamento das trocas térmicas originárias do processo de retificação várias pesquisas vem sendo realizadas nas últimas décadas. As análises térmicas da operação de retificação são baseadas no modelo clássico da teoria de banda de calor de Jaeger (1942). Sendo assim, modelamentos matemáticos foram sendo desenvolvidos (Lavine, 1988; Malkin, 1989; Kohli, Guo e Malkin, 1995) a fim de se permitir o cálculo das temperaturas de retificação e a partição ou fração da energia gerada no processo que é levada em forma de calor para a peça (ϵ). As temperaturas calculadas são geralmente proporcionais ao produto da energia total introduzida no processo e à fração (ϵ). Segundo Kohli, Guo e Malkin (1995), uma atenção especial tem sido dada ao estudo desta fração de energia, a qual está relacionada diretamente com o aumento da temperatura da peça retificada, podendo isto levar a incidência de danos térmicos.

Segundo Malkin (1989), a retificação ocorre através de interações entre os grãos abrasivos e a peça a ser retificada. De acordo com o modelo de análise dos mecanismos de geração do cavaco, a energia total de retificação (u) inclui as energias referentes a remoção do cavaco

propriamente dita (u_{ch}), ao deslizamento dos grãos abrasivos de áreas de topo de grãos desgastadas com a peça (u_{sl}), e a energia referente ao deslocamento de material por deformação plástica (“plowing”) sem a remoção do mesmo (u_{pl}), conforme a Eq.(1) (Kannappan e Malkin, 1972).

$$u = u_{ch} + u_{pl} + u_{sl} \quad (1)$$

Determinou-se de forma teórica e experimental que, segundo Malkin e Anderson (1974) aproximadamente toda energia referente ao deslizamento e ao “plowing” é conduzida na forma de calor para a peça, sendo que por volta de 55% da energia relativa a formação do cavaco propriamente dita é conduzida na forma de calor para a peça, sendo que a partição de energia para a peça (ε), pode ser escrita conforme a Eq. (2):

$$\varepsilon = (0,55 u_{ch} + u_{pl} + u_{sl}) / u \quad (2)$$

ou, combinando as Eq. (1) e (2):

$$\varepsilon = (u - 0,45 u_{ch}) / u \quad (3)$$

3.3 Influência do tipo de ferramenta e fluido de corte na determinação das temperaturas na região de corte e da fração da energia gerada que flui pela peça (ε)

Segundo Malkin (1985), os danos térmicos gerados quando da retificação com rebolos superabrasivos de CBN são, geralmente, inferiores aos que ocorrem quando da retificação com rebolos convencionais. Quando da retificação de aços utilizando-se rebolos de CBN, a queima da peça raramente ocorre, as tensões residuais são, predominantemente de compressão (Tönshoff e Grabner, 1984; Vansevenat, 1989). Isto indica que menores temperaturas de retificação são geradas na zona de retificação. Estas menores temperaturas, segundo Kohli, Guo e Malkin (1995), são atribuídas, parcialmente, a menor energia gasta para a retificação com rebolos de CBN devido a maior dureza de seus grãos (dureza Knoop do grão de CBN é de 4.500 e do grão de Al_2O_3 é de 2.500kg/mm²). Isto mantém a capacidade de corte do rebolo durante tempos maiores diminuindo o desgaste dos mesmos, reduzindo as parcelas de energia relativas ao “plowing” (u_{pl}) e ao deslizamento de grãos cegos (u_{sl}). Todavia, tem-se atribuído as menores temperaturas geradas na retificação com rebolos de CBN à maior condutibilidade térmica de seus grãos abrasivos quando comparadas com os de óxido de alumínio (condutibilidade térmica do grão de CBN é de 3,3 e do grão de Al_2O_3 é de 0,08cal/°C.cm.s). Sendo assim uma fração muito maior do calor gerado é transportado para fora da zona de retificação pela ferramenta abrasiva, ao invés do mesmo fluir pela peça. (Lavine, Malkin e Jen, 1989).

Comprovando o melhor desempenho dos rebolos de CBN, estudos realizados por Kohli, Guo e Malkin (1995) permitiram determinar a partição da energia gerada energia quando da realização de operações de retificação com rebolos de Al_2O_3 e CBN. Utilizando-se a técnica dos termopares embutidos, onde as temperaturas medidas foram comparadas com àquelas obtidas pelas formulações teóricas propostas por Malkin (1989) com distribuição triangular de fluxo de calor, observou-se que entre 60 - 75% da energia gerada durante o processo de retificação é transportada na forma de calor para a peça, quando da utilização de rebolos convencionais de óxido de alumínio. Para rebolos superabrasivos de CBN, os valores observados foram em torno de 20%. A menor partição de energia, quando da utilização de rebolos de CBN permite uma diminuição das temperaturas na região de corte

(aproximadamente 400 °C quando utilizados rebolos de óxido de alumínio e 100 °C para rebolos de CBN) e uma menor tendência de indução de danos térmicos à peça.

Os modelamentos apresentados por Malkin (1989) negligenciam a influência do fluido de corte nas temperaturas ocorridas na zona de retificação. A peça foi modelada como sendo um sólido adiabático de comprimento semi-infinito, com superfície perfeitamente isolada, exceto na região de localização da banda de calor. A maioria das operações de retificação são realizadas com a utilização de fluidos de corte, os quais lubrificam e refrigeram a peça. Para que o fluido refrigerante refrigere efetivamente a região de corte, é necessário que o calor seja removido de dentro da mesma. Na maioria dos casos o fluido refrigerante, segundo Malkin (1989), não reduz significativamente as temperaturas na região de corte, devido as dificuldades de penetração dos mesmos nesta região, devido ao pequeno comprimento de contato e devido, muitas vezes a barreira hidrodinâmica gerada pelo rebolo dotado de velocidade v_s , onde o fluido deve apresentar velocidade de saída do jato igual a velocidade de corte do rebolo, para conseguir atingir a região de corte (Webster, 1995). A refrigeração da zona de corte é efetiva somente em operações de “creep-feed”, onde as elevadas penetrações e as baixas velocidades da peça geram grandes comprimentos de contato, permitindo assim que o fluido seja levado na região de corte, sendo a refrigeração mais efetiva. Entretanto os fluidos de corte, quando corretamente aplicados, permitem a refrigeração da peça como um todo (exceto na posição instantânea da região de corte), ajudando a controlar os erros dimensionais e os erros de forma devido a menor sollicitação térmica da peça. Os fluidos de corte diminuem as temperaturas na região de corte de forma indireta, através de suas propriedades lubrificantes, diminuindo o atrito e, conseqüentemente, diminuindo o desgaste do topo dos grãos do rebolo, gerando menos calor, devido a diminuição da energia despendida no deslizamento e no “plowing”.

Guo e Malkin (1995) investigaram o efeito do fluido de corte em distintas posições da peça a ser retificada, para uma operação de retificação plana, sendo estudado seu efeito na região de corte, à frente e atrás da zona de retificação. Foi possível determinar, segundo os pesquisadores, que o efeito refrigerante, exercido pelo fluido dentro da região de corte é crítico para operações de “creep-feed”, porém ineficaz para operações tradicionais de retificação, devido ao efeito da evaporação do filme de fluido de corte, devido as temperaturas geradas. O pequeno percentual de fluido de corte que atinge a região de corte, percentual este que é função da estrutura do rebolo e da forma de aplicação (Guo e Malkin, 1992; Engineer, Guo e Makin, 1992; Krishnan, Guo e Malkin, 1995), tem papel ineficiente na refrigeração da região de corte, pois a medida que a temperatura crítica de evaporação do filme de lubrificante é atingida, ocorre um aumento catastrófico da temperatura e dos esforços de corte (Shafto, Howes e Andrew, 1975; Lavine e Malkin, 1990; Guo e Malkin, 1994). Segundo Yasui e Tsukuda (1983), a ocorrência do fenômeno de evaporação do filme de fluido de corte, para óleos solúveis, diminui o coeficiente de película à valores próximos ao encontrados para a refrigeração utilizando-se o ar como fluido de corte. Como resultado, tem-se que a desempenho do fluido de corte iguala-se à uma operação de retificação a seco. Como as propriedades físicas do óleo solúvel são, basicamente, as mesmas da água, a evaporação do filme de fluido de corte, para estes fluidos ocorre à temperaturas acima de 100 °C. Já para os óleos integrais, esta temperatura é da ordem de 300 °C. Estas temperaturas, na região de corte são facilmente ultrapassadas, chegando a valores da ordem de 500 °C, quando da utilização de rebolos convencionais de óxido de alumínio (Kohli, Guo e Malkin, 1995), sendo desprezível o efeito refrigerante na região de corte, em função da ocorrência deste fato (Malkin, 1974). Estes resultados foram comprovados, para rebolos de óxido de alumínio, utilizando-se a técnica dos termopares embutidos, para a determinação das temperaturas na região de corte, na subsuperfície da peça, para operações de retificação com e sem fluido de corte (Kohli, Guo e Malkin, 1995).

A refrigeração à frente e atrás da zona de retificação tem pequena influência no máximo aumento de temperatura na região de corte, exceto nas operações de “creep-feed” (Guo e Malkin, 1994), permitindo a sua redução (Guo e Malkin, 1995a). A análise das temperaturas transientes e seu comportamento no processo de retificação foi estudado por Guo e Malkin (1995b). Em seus estudos Kohli, Guo e Malkin (1995) verificaram que o efeito da refrigeração na região de corte, efetuada pelo fluido de corte é desprezível. Porém, para as regiões na peça afastadas da região de corte, a influência do fluido de corte é significativa, devendo-se considerar as trocas térmicas por convecção na formulação das temperaturas geradas.

3.4 Influência do tipo de ferramenta e fluido de corte nas tensões residuais verificadas em peças retificadas

Segundo Brinksmeier (1986), as diferenças básicas entre os estados de tensão residual conferidos quando da utilização de rebolos de CBN e de Al_2O_3 , tem suas razões básicas nas propriedades físicas de seus abrasivos, sendo elas:

a) O grão de CBN é mais duro que o de Al_2O_3 , o que permite um menor desgaste do grão e menores forças de retificação, menor geração de calor.

b) A condutibilidade térmica dos grãos de CBN é 40 vezes maior que a do grão de Al_2O_3 , o que permite uma menor partição da energia gerada para a peça.

c) Após o perfilamento, os grãos de CBN apresentam uma superfície de estrutura fina, com arestas de corte secundárias. Estas favorecem os mecanismos de formação do cavaco, aos invés do “plowing”. Os grãos de Al_2O_3 após a dressagem, apresentam, freqüentemente, grãos com arestas de corte achatadas, as quais levam ao aumento de suas áreas de corte e, conseqüentemente, do calor induzido por fricção.

Os rebolos de CBN produzem, na maioria dos casos, tensões de compressão (Brinksmeier, 1982). Entretanto, os rebolos Al_2O_3 também estão aptos a gerar tensões residuais de compressão, mas somente logo após a dressagem. Com o aumento do volume de material removido, a tensão residual tende a ser de tração e de maior intensidade. De forma oposta, o rebolo de CBN é muito menos sensível à variações na quantidade de material removido, garantindo tensões residuais de compressão, mesmo após longos períodos de retificação (Brinksmeier, 1986).

Brinksmeier (1986) ainda verificou que o tipo de ligante influencia na tensão residual imposta à peça, sendo que as maiores tensões de compressão foram obtidas utilizando-se rebolo de CBN com ligante metálico. A influência da granulometria do rebolo na tensão residual também foi verificada. Rebolos de CBN com tamanho de grãos maiores produzem aproximadamente a mesma quantidade de calor que um rebolo de Al_2O_3 produziria, devido a tendência de cegamento dos grãos após a realização da operação de perfilamento. Isto leva a um aumento das forças de corte, menor penetração do fluido, mais calor gerado. Todavia, ainda são geradas tensões de compressão, porém de menor intensidade, às quais são atribuídas à melhor condutibilidade térmica dos grãos de CBN. Quanto menor o tamanho do grão de CBN, maiores serão os níveis de tensão de compressão.

Os fluidos de corte também apresentam influência nas tensões residuais impostas às peças. Segundo Torrance (sd), um fluido de corte não deve apenas promover uma boa refrigeração da peça por convecção. Ele deve promover a predominância dos mecanismos de corte ao invés da deformação plástica sem a remoção de material (“plowing”), pela manutenção da afiação do rebolo e pela diminuição do coeficiente de atrito peça-ferramenta Hitchiner (1990). Desta forma, diminui-se a energia específica de retificação gerada no processo de usinagem (Malkin, 1989), as temperaturas na região de corte e a possível incidência dos danos térmicos. Todavia a redução efetiva das temperaturas na região de corte, pela ação direta do fluido de

corte é ineficaz para operações tradicionais de retificação, devido ao efeito da evaporação do filme de fluido de corte, devido as temperaturas geradas (Guo e Malkin 1995)

Os óleos integrais proporcionam menores forças de retificação, devido ao seu maior poder lubrificante, permitindo a diminuição do coeficiente de atrito e pela manutenção da afiação da ferramenta, gerando menores temperaturas na região de corte (Torrance, sd). Entretanto diferentes combinações fluido-ferramenta-material podem ser utilizadas, devendo-se atentar, principalmente a busca da diminuição da energia gerada na região de corte, gerando menores gradientes a serem removidos pelos fluidos, permitindo assim utilização de fluidos solúveis e/ou sintéticos, pois, devido a pressões ambientais e aos riscos a saúde que os óleos integrais podem trazer, seu uso vem sendo restringido (Webster, 1995).

4. CONCLUSÕES

Sendo assim, verifica-se que, dentre os parâmetros de entrada, além das condições de usinagem, tanto a ferramenta quanto o fluido de corte utilizados influenciam, diretamente, as elevações da temperatura na região de corte e a parcela da energia gerada que flui para a peça em forma de calor. Estes fatos podem levar a uma maior incidência de danos térmicos característicos do processo.

A qualidade final do componente usinado dependerá do controle da energia gasta para a realização da operação de retificação, através da escolha adequada dos parâmetros de entrada. Desta forma deve-se escolher uma ferramenta abrasiva que permita uma menor introdução de calor na região de corte e que necessite de uma menor energia de retificação para a remoção de material. Aliado a isto, deve-se utilizar fluidos de corte, que além de manter a capacidade de corte do rebolo por um maior período de tempo confira a peça uma taxa de resfriamento adequada, evitando a formação de microestruturas indesejadas, que levem ao detrimento das propriedades mecânicas do componente usinado.

5. AGRADECIMENTOS

Manifestamos nossos agradecimentos à **FAPESP** (Fundação de Amparo à Pesquisa do Estado de São Paulo) pelo apoio financeiro e pela Bolsa de Mestrado concedida para a realização deste trabalho, e as seguintes empresas: **TRW, Houghton Brasil Ltda., Master Diamond Ferramentas Ltda., De Beers do Brasil Ltda. e Saint-Gobain Abrasives**, as quais também tem contribuído com suportes técnico-financeiro.

REFERÊNCIAS

- BRINKSMEIER, E. "Randzonenanalyse geschliffener Werkstücke", VDI-Verlag, Düsseldorf, 1982.
- BRINKSMEIER, E. "A Model for the Development of Residual Stresses in Grinding", In: NIKU-LARI, A. *Advances in Surface Treatments*. 5.ed. Pergamon Press, 1986, vol. 5, p.173 a 189.
- ENGINEER, F.; GUO, C.; MALKIN S., "Experimental Measurement of the Cooling Flow through the Grinding Zone" *ASME Journal of Engineering for Industry*, Vol. 114, 1992, p.51.
- GUO, C.; MALKIN, S. "Analysis of Fluid Flow through the Grinding Zone", *ASME Journal of Engineering for industry*, Vol. 104, 1992, p.427.
- GUO, C.; MALKIN, S. "Analytical and Experimental Investigation of Burnout in Creep-Feed Grinding", *Annals of the CIRP.*, 43/1, 1994, p. 283-286.
- GUO, C.; MALKIN, S. "Effectiveness of Cooling in Grinding". *CIRP Annual Convention*, STG, Enschede, 1995.

GUO, C.; MALKIN, S. "Analysis of Energy Partition in Grinding" *ASME Journal of Engineering for Industry* Vol. 117, 1995a, p. 55-61.

GUO, C.; MALKIN, S. "Analysis of Transient Temperature in Grinding" *ASME Journal of Engineering for Industry* Vol. 117, 1995b, p. 571-577.

HITCHINER, M. P. "Precision Grinding Systems for Production Grinding with Vitriified CNB" *SME Technical Paper MR90-507*, 1990, p 1-11.

JAEGER, J. C. "Moving Sources of Heat and the Temperature at Sliding Contacts Proc, *Royal Society of New South Wales*, 76, 1942, p. 203-224

JOHNSON, G. A. "Beneficial Compressive Residual Stress Resulting from CBN Grinding" *SME Second International Grinding Conference*, Philadelphia, Pennsylvania, 1986, p. 1-12.

KANNAPPAN, S.; MALKIN, S. "Effects of the Grain Size and Operation Parameters on the Mechanics of Grinding", *ASME Journal of Engineering for Industry*, Vol. 94, 1972, p.838-842.

KOHLI S.P., GUO, C.; MALKIN, S. "Energy Partition for Grinding with Aluminum Oxide and CBN Abrasive Wheels". *ASME Journal of Engineering for industry*, Vol. 117, 1995, p. 160-168.

KRISHNAN, N.; GUO, C.; MALKIN, S. "Fluid Flow Through the Grinding Zone in Creep-Feed Grinding" *Proceedings of the 1st International Machining and Grinding Conference*, SME, 1995.

LAVINE, A. S.; MALKIN, S. "The Role of Cooling in Creep-Feed Grinding, *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, vol 110, 1990, p. 1.

LAVINE, A.S. "A Simple Model for Convective Cooling During the Grinding Process". *ASME Journal of Engineering for Industry*, Vol. 110, 1988, p. 1-6.

LAVINE, A.S., MALKIN, S.; JEN, T.C "Thermal Aspects of Grinding with CBN Abrasives", *Annals of the CIRP*, Vol.38/1, 1989, p.557-560.

MALKIN, S. "Thermal Aspects of Grinding, Part 2 – Surface Temperatures and Workpiece Burn", *Trans., ASME, J of Eng. For Ind.*, 96, 1974, p. 482.

MALKIN, S. "Current Trends in CBN Grinding Technology", *Annals of the CIRP.*, 34/1, 1985, p. 557-560.

MALKIN, S. "Grinding Mechanisms" e "Grinding Temperatures and Thermal Damage", In: MALKIN, S. *Grinding Technology: theory and applications of machining with abrasives*. 1.ed. Chichester, Ellis Horwood Limited, 1989. Cap. 5 e 6, p.108 a 171.

SHAFTO, G. R.; HOWES, T. D.; ANDREW, C. "Thermal Aspects of Creep-Feed Grinding" *Proceedings of the 16th International Machine Tool Desing Research Conference*, Manchester, Inglaterra, 1975.

TÖNSHOFF, H. K.; GRABNER, T. "Cylindrical and Profile Grinding with Boron Nitride Wheels" *Proceedings of the 5th International Conference on Production Engineering*, Tókió, 1984, p. 326-343.

TORRANCE, A. A. "Cooling and Metalurgic Effects" University of Bristol, Inglaterra, p. 1-5

UEDA, T.; SATO, M; SUGITA, T.; NAKAYAMA, K. "Thermal Behaviour of Cutting Grain in Grinding", *Annals of the CIRP.*, 44/1, 1995, p. 325-328.

UEDA, T.; TANAKA, H. "Measurement of Grinding Temperature of Active Grains Using Infrared Radiation Pyrometer with Optical Fibre", *Annals of the CIRP.*, 42/1, 1993, p. 405-408.

VANSEVENANT, IR. E. "An Improved Mathematical Model to Predict Residual Stressees in Surface Plunge Grinding", *Annals of the CIRP.*, 36, 1989, p. 413-416.

WEBSTER, JOHN, "Selection of coolant type and application technique in grinding". *Supergrind* 1995, p. 205-218, 1995.

YASUI, H.; TSUKUDA, S. "Influence of Fluid Type on Wet Grinding Temperature", *Bull. Japan Soc. of Precision Engineering.*, n.2, vol. 17, 1983, p. 133-134

INFLUÊNCIA DO GÁS DE PROTEÇÃO NA SOLDAGEM A PLASMA COM *KEYHOLE*

André Richetti

Valtair Antonio Ferraresi

Universidade Federal de Uberlândia, Faculdade de Engenharia Mecânica, 38.400-902, Uberlândia, MG, Brasil. E-mail: valtairf@mecanica.ufu.br ou arichett@mecanica.ufu.br

Resumo

O processo de soldagem a plasma com a técnica *keyhole*, apesar de apresentar alta produtividade, é pouco utilizado na indústria de fabricação soldada. Isto se deve principalmente aos custos relativos do processo e pelas próprias dificuldades operacionais. Aplicações em juntas chanfradas na prática não são verificadas em função da instabilidade do *keyhole* e falta de repetibilidade. Este trabalho tem como objetivo verificar o efeito do gás de proteção na soldagem de uma junta em V de aço carbono sobre a estabilidade do *keyhole* e a qualidade da solda. Os resultados indicaram que o gás de proteção, embora não seja o principal responsável pela geração da instabilidade no *keyhole*, apresenta influência sobre a intensidade desta instabilidade e sobre a geração de defeitos na solda. Os melhores resultados foram obtidos com a utilização de misturas de argônio com baixas porcentagens de elementos ativos (10% CO₂, 5% O₂ e 6% CO₂ + 2% O₂).

Palavras-chave: PAW, *Keyhole*, Instabilidade do *keyhole*, Gás de proteção.

1. INTRODUÇÃO

A palavra *keyhole*, em soldagem, é um termo utilizado para designar uma técnica não convencional de soldagem, na qual o arco atravessa completamente a peça sendo soldada, formando um pequeno orifício em forma de funil. Nesta técnica, a superfície do metal fica exposta a um feixe de energia de tal forma concentrada, que parte do volume de material da poça de fusão é vaporizado. O efeito conjunto da pressão do arco e da pressão de vaporização criam condições para a formação deste orifício, que é mantido durante toda a operação de soldagem (Kim *et al.*, 1994).

Em operações com esta técnica, a medida que o arco penetra através do material de base, a força do jato de plasma tende a deslocar o metal fundido para as extremidades laterais da poça de fusão, abrindo o orifício do *keyhole*. O movimento de translação da tocha de soldagem força o metal fundido a se deslocar em torno do jato de plasma em direção à parte posterior da poça de fusão, preenchendo o orifício do *keyhole* e formando o cordão de solda (AWS, 1991).

As condições para a obtenção do *keyhole* são conseguidas através de um bocal de constrição, mostrado na Figura 1. Este bocal obstrui a passagem do arco na sua forma normal, forçando um estreitamento da coluna do arco e o aumento da velocidade dos gases do jato de plasma. Estas duas características, o perfil do arco e a alta velocidade do jato de plasma,

atuam conjuntamente para conferir rigidez, estabilidade direcional e alta concentração de energia ao arco plasma (AWS, 1991).

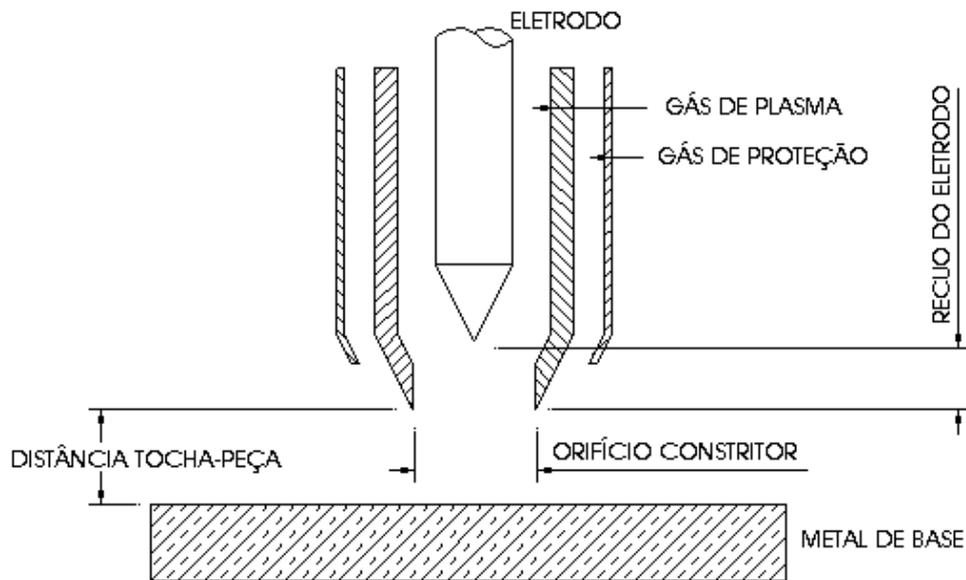


Figura 1- Bocal do processo PAW (AWS, 1991).

Neste processo são utilizadas duas fontes de gás para a soldagem, conforme é indicado na Figura 1. O gás de plasma é um gás inerte que envolve o eletrodo de tungstênio dentro da tocha. Na soldagem este gás vai ser aquecido e ionizado para formar a coluna do arco, responsável pelo transporte de cargas entre o eletrodo e a peça a soldar. A proteção da solda cabe a uma outra fonte de gás, pois o fluxo de gás de plasma tende a ser turbulento e apresentar uma estreita área de incidência devido à constrição, não garantindo uma proteção adequada da poça de fusão (AWS, 1991).

O gás de proteção é o gás que vai proteger a solda contra a contaminação pelo ar atmosférico, podendo ser inerte ou ativo, desde que não comprometa as propriedades da solda. Este gás flui por um bocal externo e envolve a área da peça sobre a qual o arco incide, formando uma barreira que impede o contato entre a poça de fusão e o ambiente. A transferência de calor do arco para o gás de proteção produz um efeito constritivo semelhante ao efeito provocado pelo bocal de constrição, permitindo estreitar ainda mais a coluna do arco. Entretanto, gases com baixo potencial de ionização, como por exemplo o argônio, podem sofrer uma ionização parcial, gerando um efeito contrário, ou seja, um alargamento da coluna do arco (Martinez *et al.*, 1994).

Gases de proteção ativos apresentam um certo potencial de oxidação devido à presença do CO_2 e/ou do O_2 . Na forma molecular, estes gases são inertes, mas devido ao aquecimento provocado pelo arco, os elementos ativos se dissociam na forma atômica podendo reagir com o metal fundido da poça de fusão. Desta forma, a seleção do gás de proteção deve seguir padrões criteriosos, pois os efeitos gerados podem ter influência sobre a estabilidade do *keyhole*, podendo resultar em cordões irregulares (Martikainen & Moisiso, 1993)

A formação e a manutenção do *keyhole* ao longo da solda são obtidas mediante o uso de combinações adequadas de vazão de gás de plasma, corrente e velocidade de soldagem, definidas em função da aplicação. A relação destes parâmetros define o equilíbrio entre as forças (tensão superficial da poça de fusão e as forças devido a corrente de soldagem e a

velocidade do gás de plasma incidente) que atuam na poça de fusão, garantindo a sustentação do *keyhole* (AWS, 1991).

Entretanto, as dificuldades operacionais desta técnica (*keyhole*) e a falta de informações sempre representaram um obstáculo à sua utilização. Aplicações em juntas chanfradas, recomendadas pela literatura do processo para chapas com espessuras superiores a 6 mm (AWS, 1991 e Santos & Quintino, 1993), na prática não são observadas devido às dificuldades em se obter uma condição estável. Com isso, a principal motivação deste trabalho advém da necessidade de verificar como a estabilidade do *keyhole* é influenciada pela composição do gás de proteção e analisar a aplicabilidade desta técnica em junta chanfrada.

2. MATERIAIS E MÉTODOS

Neste trabalho foi utilizada uma fonte de soldagem eletrônica multiprocessado (chaveada no secundário), em corrente contínua e polaridade direta. Esta fonte trabalha com uma corrente nominal de 300 A para um fator de serviço de 100% e tensão em vazio de 56 V. Para a abertura do arco, é utilizado um arco piloto com ignição por alta frequência, sendo a corrente de partida de 7 A. Foi utilizada uma tocha de soldagem a plasma com capacidade de corrente de 300 A.

Em todos os testes foram utilizados um eletrodo AWS EWTh-2 de 5 mm de diâmetro com ângulo de ponta de 60°, um bocal de constricção de 2,8 mm de diâmetro, recuo do eletrodo em relação à face do bocal de constricção de 2,35 mm (recomendação do fabricante para máximo efeito de constricção) e distância tocha-peça de 6 mm. O gás de plasma utilizado foi o argônio comercial.

A vazão do gás de plasma foi controlada através de um rotâmetro com capacidade de 0,3 a 3,7 l/min e uma válvula do tipo agulha. A vazão do gás de proteção foi controlada através de um medidor de vazão digital e do próprio regulador de pressão do cilindro de gás, sendo esta mantida em 4,5 l/min.

Para verificar a influência do gás de proteção, foi utilizada uma junta com preparação em V (ângulo de chanfro de 90° e face de raiz de 5 mm), feita a partir chapas de aço ABNT 1020 com 12,7 mm de espessura e 50 mm de largura. Foram utilizados para a proteção da solda o argônio comercial e misturas a base de argônio (Ar 25% CO₂, Ar 18% CO₂, Ar 10% CO₂, Ar 6% CO₂ + 2% O₂, Ar 5% O₂, Ar 5% He e Ar 25% He).

Os sinais de tensão e corrente de soldagem foram adquiridos através de um sistema de aquisição de dados.

O critério para avaliação das soldas foi a medida do reforço da raiz da solda (indicação da penetração), sendo o limite superior admissível estabelecido em 2 mm para uma condição adequada de soldagem (Hoffmeister *et al.*, 1996).

3. RESULTADOS

A utilização da técnica *keyhole* em junta chanfrada, apesar de ser recomendada para espessuras de chapas superiores a 6 mm (AWS, 1991), não é observada na prática, ficando estas aplicações limitadas para fins de pesquisa. O gás de proteção, por exercer influência sobre o processo e interagir com a poça de fusão, pode ser um dos fatores responsáveis pela instabilidade do *keyhole* e a conseqüente geração de irregularidades no cordão de solda neste tipo de aplicação (Richetti, 1998).

A Tabela 1 mostra os testes realizados para avaliar a influência do gás de proteção na soldagem com a técnica *keyhole*, onde penetração adequada indica solda com *keyhole* e reforço na raiz da solda até 2 mm, penetração excessiva indica o corte da junta ou reforço

excessivo (acima de 2 mm) na raiz da solda e penetração incompleta, que indica a não manutenção do *keyhole* durante a operação de soldagem.

Tabela 1- Influência do gás de proteção na penetração da solda.

Teste	Gás de proteção	Corrente (A)	Penetração
1 e 2	Ar	200	Incompleta e incompleta
3 e 4		230	Incompleta e incompleta
5 e 6	Ar 5% He	200	Incompleta e incompleta
7 e 8		230	Incompleta e incompleta
9 e 10	Ar 25% He	200	Incompleta e incompleta
11 e 12		230	Incompleta e incompleta
13, 14 e 15	Ar 10% CO ₂	200	Adequada, adequada e adequada
16, 17 e 18	Ar 18% CO ₂	200	Adequada, adequada e excessiva
19, 20 e 21	Ar 25% CO ₂	200	Adequada, adequada e excessiva
22, 23 e 24	Ar 6% CO ₂ + 2% O ₂	200	Adequada, adequada e adequada
25, 26 e 27	Ar 5% O ₂	200	Adequada, adequada e adequada
28 e 29	CO ₂	150	Excessiva e excessiva
30 e 31		180	Excessiva e excessiva

A Tabela 2 mostra os resultados dos exames macrográficos realizados nas soldas. Nesta tabela são apresentados os aspectos geométricos do cordão de solda, bem como uma análise da quantidade de defeitos internos, que foi feita subjetivamente através de cortes longitudinais e transversais dos cordões de solda.

Tabela 2- Efeito do gás de proteção no perfil da solda e na geração de defeitos internos.

Gás de proteção	Corrente (A)	Largura da solda (mm)	Largura da raiz (mm)	Nível de defeitos Internos
Ar 5% He	230	8,23	-	Alto (vazios)
	200	8,10	-	Alto (vazios)
Ar 25% He	230	8,28	-	Alto (vazios)
Ar 10% CO ₂	200	7,87	2,58	Baixo (porosidade)
Ar 18% CO ₂	200	7,55	2,02	Médio (porosidade)
Ar 25% CO ₂	200	7,51	2,55	Alto (porosidade)
Ar 6% CO ₂ + 2% O ₂	200	7,78	2,13	Baixo (porosidade)
Ar 5% O ₂	200	7,43	2,43	Baixo (porosidade)
CO ₂	150	6,21	6,85	Alto (porosidade)
	180	7,00	10,03	Alto (porosidade)

O argônio e misturas de argônio com 5% e 25% de hélio como gás de proteção (testes 1 a 12 da Tabela 1) apresentaram resultados semelhantes, sempre fornecendo penetração incompleta, mesmo com a utilização de níveis de corrente maiores em relação a outros gases utilizados. Nestes testes foi verificado o fechamento do *keyhole* quase que imediatamente após o início do movimento da tocha de soldagem.

A principal causa para o fechamento do *keyhole* foi provavelmente a baixa concentração de energia gerada no arco com a utilização do argônio como gás de proteção. O argônio apresenta um baixo potencial de ionização, característica esta que permite a ocorrência de uma ionização parcial do gás de proteção em função do seu aquecimento pelo calor gerado no

arco, resultando em uma coluna de arco mais larga. Isto reduz em grande parte a concentração de energia, a tal ponto a não se conseguir a manutenção do *keyhole*. Outro fator que pode ter contribuído para estes resultados foi o menor aquecimento gerado na poça de fusão devido à baixa condutividade térmica do argônio, dificultando a manutenção do *keyhole* (Martinez *et al.*, 1994).

A adição de hélio ao argônio nas proporções de 5% e 25% não foi suficiente para obter a condição do *keyhole* em relação ao argônio puro. Segundo Martinez *et al.* (1994), até uma porcentagem de 40% de hélio na mistura, a quantidade de argônio presente no meio protetor ainda é suficiente para que ocorra uma ionização parcial deste gás e, com isso, uma redução na concentração de energia do arco. Tal fenômeno ocorre porque, como o potencial de ionização do hélio é alto, a primeira reação que ocorre com o aquecimento destes gases é a ionização do argônio presente na mistura. Este efeito pode ser verificado na Tabela 2, onde a largura do cordão de solda obtido com estes gases foi relativamente maior do que as obtidas por gases ativos.

Quando o arco não possui energia suficiente para manter o orifício do *keyhole*, ocorre uma excessiva geração de defeitos internos, proveniente do aprisionamento dos gases do arco pela frente de solidificação. Este efeito ocorre porque os gases são forçados a penetrar por baixo da poça de fusão devido à própria força de incidência do arco, gerando vazios internos que se repetem ao longo de todo o cordão de solda. Este tipo de problema é apresentado na Figura 2.

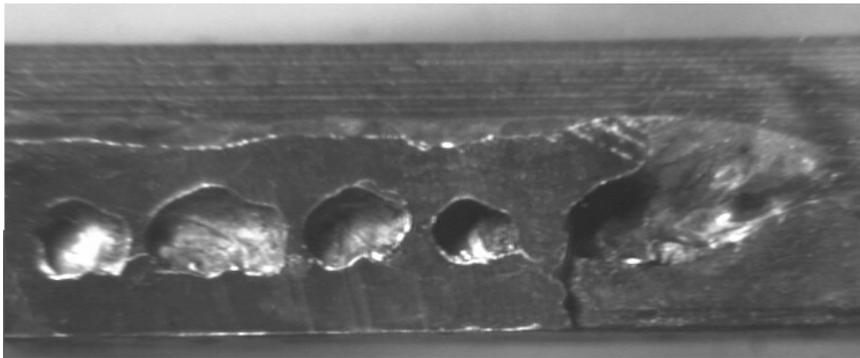


Figura 2- Corte longitudinal de solda com penetração incompleta.

Por outro lado, se a corrente de soldagem for aumentada para obter uma maior penetração do arco e restaurar a condição do *keyhole*, a poça de fusão tende a ficar com um tamanho de tal forma desproporcional que não consegue se sustentar, sendo o material fundido expulso pelo outro lado da junta sob ação da força da gravidade e do arco. Isto pode ocasionar o corte da junta ou penetração excessiva com a formação do defeito *humping* (Richetti, 1998). Desta forma, verifica-se uma grande dificuldade de se obter soldas com *keyhole* nestas condições.

A Figura 3 ilustra o defeito *humping*, que ocorre devido à falta de sustentação do *keyhole* durante a soldagem. A poça de fusão é expulsa da junta, formando as protuberâncias características deste defeito. Segundo Garcia & Norrish (1995), o *humping* tem como causas o uso de elevadas vazões de gás de plasma (excessiva força de araste atuando na poça de fusão) ou devido à formação de uma poça de fusão com grande volume de metal fundido, causando o desequilíbrio nas forças de sustentação do *keyhole*.

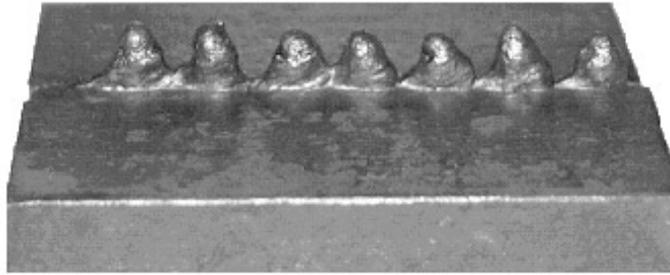


Figura 3- Defeito *humping*.

A utilização da mistura de argônio 10% CO₂ (testes 13 a 15 da Tabela 1) permitiu obter soldas com *keyhole* e com repetibilidade satisfatória. A obtenção da condição do *keyhole* em relação aos gases anteriores provavelmente ocorreu em função do aumento da concentração de energia devido ao maior efeito de constrição sobre o arco e por reações entre o gás de proteção e o metal fundido, conforme é indicado na Tabela 2. O fato de se obter um arco mais constricto favorece a sustentação do *keyhole* por produzir uma poça de fusão menor. Segundo Garcia & Norrish (1995), quanto maior a dimensão da poça de fusão, mais difícil é o controle do processo em função da dificuldade em se conseguir um equilíbrio adequado ao excessivo volume de material fundido. O acabamento superficial das soldas foi bom, apresentando apenas um aspecto enegrecido provavelmente devido à ação do oxigênio presente no gás de proteção.

Resultados semelhantes aos obtidos com Ar 10% CO₂ foram obtidos usando as misturas Ar 5% O₂ (testes 25 a 27 da Tabela 1) e Ar 6% CO₂ + 2% O₂ (testes 22 a 24 da Tabela 1), tanto em termos de estabilidade do *keyhole* como na qualidade final do cordão de solda. Nestes casos, a ionização parcial do gás de proteção não ocorre ou acontece em menor escala, pois com o aquecimento destes gases ocorre a dissociação do CO₂ ou O₂ (processo isotérmico), mantendo a temperatura abaixo dos níveis em que ocorre a ionização do argônio presente na mistura. Apesar da boa repetibilidade das soldas, foi possível ainda observar certas instabilidades no *keyhole* durante a soldagem, que podem ter sido provocadas por reações na poça de fusão devido à presença de elementos ativos no meio protetor das soldas. Estas instabilidades produziram irregularidades no reforço da raiz da solda (variação na penetração). A Figura 4 mostra o perfil geral das soldas obtidas com a utilização destes gases.

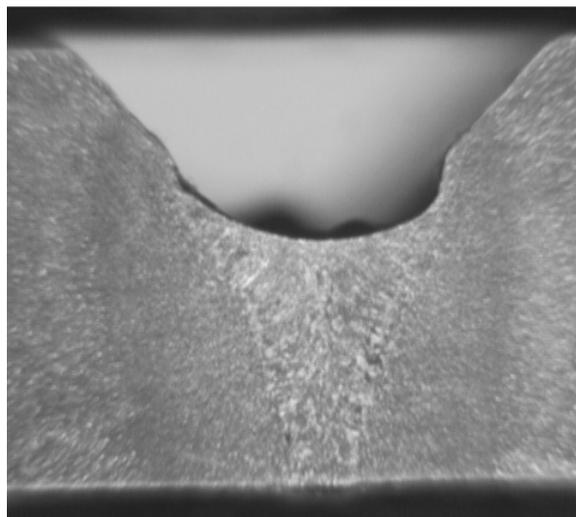


Figura 4- Perfil de solda obtido com argônio 6% CO₂ + 2% O₂.

O aumento da porcentagem de CO₂ para 18% e posteriormente para 25% na mistura (testes 16 a 18 e 19 a 21 da Tabela 1, respectivamente) produziu um aumento na intensidade da instabilidade do *keyhole*. Este efeito foi provocado provavelmente em função da maior intensidade das reações que ocorrem na poça de fusão. Estas reações ficam evidentes pela elevada geração de porosidade interna, conforme é indicado na Tabela 2. A Figura 5 mostra um corte longitudinal de uma das soldas realizadas, dando ênfase ao orifício do *keyhole* e às porosidades geradas internamente ao cordão de solda.

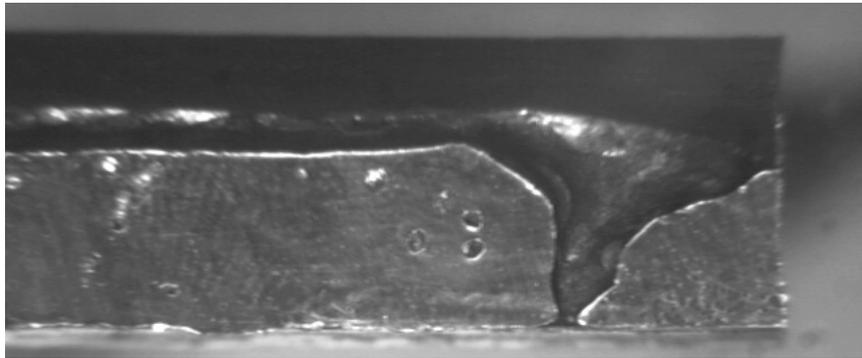


Figura 5- Corte longitudinal de uma solda protegida com argônio 25% CO₂.

Em ambos os casos, com 18% e 25% de CO₂ na mistura, o acabamento superficial das soldas foi relativamente bom, mas apresentando escórias e um aspecto ligeiramente enegrecido. Estas características demonstram o caráter ativo destas misturas no meio protetor da poça de fusão.

O CO₂, por apresentar uma condutividade térmica elevada, produziu penetração excessiva (testes 28 a 31 da Tabela 1), mesmo com a utilização de níveis de corrente muito abaixo dos que foram utilizados com outros gases. A Tabela 2 mostra que a largura do cordão de solda obtida com o CO₂ foi a menor dentre todos os testes, demonstrando o alto efeito de constrição (maior concentração de energia), o que explica em parte os resultados de penetração excessiva. Intensas reações com a poça de fusão devido ao elevado potencial de oxidação do CO₂ também podem ter influenciado os resultados. Estas reações ficam evidentes pela excessiva quantidade de porosidade gerada na solda.

Um fato a se chamar atenção é que a largura da raiz da solda obtida com o CO₂ como gás de proteção é maior do que a própria largura da face do cordão, comportamento este que foi contrário ao obtido para todos os outros gases utilizados. Isto pode ser observado através da Figura 6. Este efeito provavelmente tem origem nas reações geradas com a poça de fusão. Evidentemente, esta condição torna impossível a sustentação da poça de fusão, o que inviabiliza o uso da técnica *keyhole* neste caso.

Os resultados indicam que, apesar do aumento da porcentagem de elementos ativos na mistura tenderem a aumentar a intensidade da instabilidade e o nível de defeitos internos, a presença destes elementos em baixas porcentagens é necessária para obter as melhores condições de soldagem, do ponto de vista da obtenção do *keyhole*. Entretanto, mesmo nestas condições de soldagem, ainda ficou evidente que as instabilidades no *keyhole* não foram eliminadas por completo. Isto sugere a existência de um outro fator atuando como gerador destas instabilidades, sendo necessário estudos complementares para se identificar as verdadeiras causas deste fenômeno.

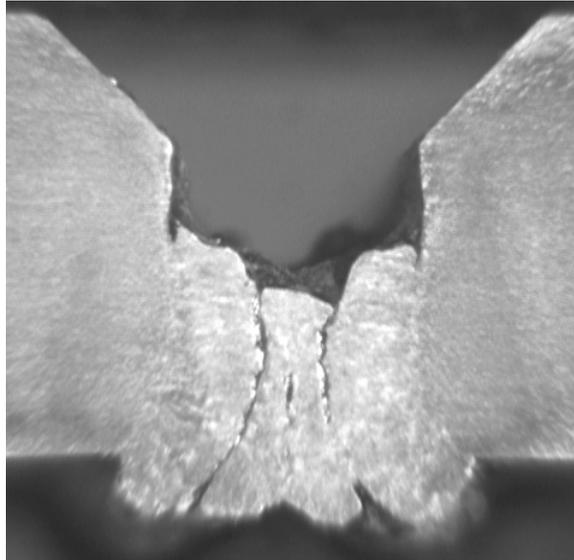


Figura 6- Perfil de solda obtido usando CO₂ como gás de proteção e corrente de 180 A.

Desta forma, a soldagem a plasma com a técnica *keyhole* em junta chanfrada somente será viável a partir da eliminação dos fatores responsáveis pela geração da instabilidade. Entretanto, este problema de instabilidade no *keyhole* pode ser amenizado através de uma adequada seleção do gás de proteção.

4. CONCLUSÕES

1. O gás de proteção não apresentou relação direta com a geração da instabilidade no *keyhole*, mas apresentou influência sobre a intensidade desta instabilidade e na geração de defeitos na solda.
2. Aplicações neste tipo de junta (preparação em V) representam condições extremas e o sucesso da soldagem depende da eliminação do fator causador da instabilidade do *keyhole*.
3. Os melhores resultados em termos de estabilidade do *keyhole* foram obtidos para misturas de argônio contendo baixas porcentagens de elementos ativos (O₂ e/ou CO₂).

5. AGRADECIMENTOS

Os autores deste trabalho agradecem ao CNPq pelo apoio financeiro ao trabalho e ao Laboratório para o Desenvolvimento de Processos de Soldagem da Universidade Federal de Uberlândia (LAPROSOLDA/UFU) pelos equipamentos cedidos.

6. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- AWS - American Welding Society, 1991, "Welding Handbook", 8th ed., Vol. 2, pp. 330 - 350.
- Garcia, J. A. O. e Norrish, J., 1995, "Soldagem de Liga de Alumínio-Lítio por Arco Plasma com Variador de Polaridade", Anais do XXI Encontro Nacional de Tecnologia da Soldagem, Caxias do Sul - RS, pp. 401 - 416, 20 - 24 Junho.
- Hoffmeister, H., Huismann, G., Sommer, U. and Knagenhjelm, H. O., 1996, "Operational Parameter Fields in Hyperbaric Plasma Keyhole Welding of Mild Steel Line Pipe", Materials Engineering, Vol. 3, pp. 125 - 131.

- Kim, C. J., Kauh, S., Ro, S. T. and Lee, J. S., 1994, "Parametric Study of the Two-Dimensional Keyhole Model for High Power Density Welding Processes", Journal of Heat Transfer, Vol. 166, pp. 209 - 214, February.
- Martikainen, J. K. and Moisio, T. J. I., 1993, "Investigation of the Effect of Welding Parameters on Weld Quality of Plasma Arc Keyhole Welding of Structural Steels", Welding Journal, pp. 330s - 340s, July.
- Martinez, L. F., Matlock, C., Marques, R. E., McClure, J. C. and Nunes Jr, A. C., 1994, "Effect of Weld Gases on Melt Zone Size in VPPA Welding of Al 2219", Welding Journal, pp.51 - 55, October.
- Richetti, A., 1998, "Aplicação da Soldagem por Plasma com a Técnica keyhole na Soldagem do Passe de Raiz de Uma Junta Chanfrada", Dissertação de Mestrado, Universidade Federal de Uberlândia, Uberlândia, MG, Brasil, 103 p.
- Santos, J. F. O. e Quintino, L., 1993, "Processos de Soldadura", Vol. 1, 273 p.

ESTUDO COMPARATIVO DO DESEMPENHO DE REBOLOS COM GRÃOS SUPERABRASIVOS E CONVENCIONAIS

Eduardo Carlos Bianchi

Eraldo Jannone da Silva

Rodrigo Daun Monici

Renato Cabrera Neves

Paulo Roberto de Aguiar

Ivan De Domenico Valarelli

Universidade Estadual Paulista

Departamento de Engenharia Mecânica

Cx. P. 473 - 17033-360

Bauru, SP, Brasil

Resumo

Um dos processos de acabamento mais utilizados na fabricação de peças de precisão, é a retificação. Existem diversos parâmetros de entrada (condições de corte, tipo de rebolo e fluido de corte utilizado, condições de dressagem) que afetam e levam a diferentes comportamentos nas variáveis de saída (força tangencial de corte, força normal, rugosidade superficial, temperaturas de retificação, relação G, etc.), implicando em diferenças na rugosidade superficial obtida, na integridade superficial e na resistência mecânica do componente usinado. Desta forma os parâmetros de entrada devem ser controlados a fim de se garantir a qualidade final da peça. Este artigo apresenta um estudo comparativo do desempenho entre dois tipos de rebolos, sendo um convencional (Al_2O_3) e outro superabrasivo (CBN), através da análise de variáveis de saída específicas, quando estes são submetidos a diferentes condições de usinagem, na retificação o aço VC 131. Como resultado, o rebolo de CBN apresentou a maior capacidade de corte, além de levar aos melhores resultados de relação G e rugosidade superficial. Isto confirma a tendência mundial de substituição dos rebolos convencionais pelos de CBN, quando da retificação de aços DTG (*“Difficult To Grind”*).

Palavras-chave: CBN, Óxido de alumínio, Ligante resinóide, Aço VC131

1. INTRODUÇÃO

Tradicionalmente a operação de retificação é utilizada em processos de acabamento onde a qualidade superficial do material retificado e os seus erros dimensionais e de forma são importantes e, conseqüentemente, devem ser controlados. Trata-se de um processo de usinagem onde há um grande número de arestas de corte com geometria indefinida, agindo simultaneamente. O desgaste destas arestas, e da superfície de corte do rebolo, é causado por fatores mecânicos e físico-químico.

Segundo Krar e Ratterman (1990), como consequência dos esforços contínuos para melhorar a qualidade dos produtos e os métodos de fabricação, têm sido desenvolvidas novas máquinas-ferramenta e materiais para as ferramentas de corte. Alguns tipos de materiais compostos, comprovadamente, provocam grandes dificuldades de usinagem, ou até mesmo impossibilidade, quando torna-se necessário que sejam submetidos ao processo de retificação com rebolos convencionais. Este fato é ainda mais agravado porque, no Brasil, ainda são muito utilizados os rebolos convencionais que possuem menor capacidade de remoção de material se comparados com os rebolos superabrasivos, principalmente quando se retifica materiais de elevada dureza (acima de 50 HRC). Isto torna-se mais crítico, no momento atual, pela concorrência estrangeira que está obrigando as indústrias nacionais a atender aos padrões internacionais de qualidade e desempenho de um produto.

Segundo Klocke e König (1995) a melhoria do processo de retificação somente pode ser conseguida com a utilização de grãos superabrasivos como o CBN. O potencial de alto desempenho deste material abrasivo resulta da sua extrema dureza e resistência ao desgaste, aliada à sua alta resistência à temperatura e elevada condutibilidade térmica.

Na retificação de materiais DTG, os rebolos convencionais perdem a capacidade de corte mais rapidamente, o que resulta em valores elevados de forças de corte, temperatura (gerada por atrito e riscamento do cavaco arrancado) e taxas de remoção de material reduzidas, afetando a rugosidade superficial e a precisão geométrica e dimensional das peças retificadas. De forma oposta, os rebolos de CBN tem prolongada capacidade de corte e a sua alta condutividade térmica colabora no sentido de reduzir a elevação descontrolada de calor. Desta forma, fica reduzida a possibilidade de se causar danos metalúrgicos na peça. Mesmo sendo a capacidade de corte dos rebolos superabrasivos superior, se comparada aos rebolos convencionais, eles não podem ser aplicados a todas as operações de retificação; todavia, têm provado serem excepcionais para a retificação de metais ferrosos endurecidos, ferro fundido e superligas de níquel e cobalto.

Este trabalho tem como objetivo apresentar uma análise comparativa entre o desempenho de um reboło superabrasivos de CBN fabricado com ligante resinóide e um reboło convencional de Al_2O_3 , bem como uma análise qualitativa do acabamento superficial da peça retificada. As condições de usinagem (penetração do reboło na peça a , velocidade da peça v_w e velocidade de corte v_s) foram variadas a fim de se avaliar o comportamento da força tangencial de corte F_{tc} , relação G (Relação entre o volume de material usinado Z_w e o volume de ferramenta gasta Z_s) e rugosidade superficial da peça R_a .

2. REBOLOS CONVENCIONAIS E SUPERABRASIVOS: PRINCIPAIS CARACTERÍSTICAS

Para que os rebolos executem um operação adequadamente, estes devem ser duros e resistentes para suportar as pressões que são geradas durante a operação de retificação, e o grão abrasivo deve ser capaz de se quebrar gradualmente para expor novas arestas de corte afiadas para que o material possa ser retificado. Os principais componentes de um reboło são o grão abrasivo e o ligante, que os mantém juntos.

• Grão abrasivo

Segundo Malkin (1989), os abrasivos convencionais utilizados na confecção de rebolos são o óxido de alumínio (Al_2O_3) e o carбето de silício (SiC). Virtualmente, todos os abrasivos convencionais utilizados hoje na fabricação de rebolos são materiais sintéticos tendo como elementos fundamentais tanto o Al_2O_3 quanto o SiC. Como exemplo, os óxidos de alumínio

sintéticos contém, em adição ao Al_2O_3 , várias quantidades de óxidos metálicos adicionados propositalmente ou na forma de impurezas.

Classicamente, o requerimento básico de um abrasivo é deste ser mais duro que o material a sofrer a abrasão. A dureza de um abrasivo é definida pelo teste de dureza Knoop, em kg/mm^2 . Uma outra importante propriedade do abrasivo é a sua resistência dinâmica ou tenacidade. Alta tenacidade implica em grãos abrasivos menos propícios à fragmentação quando de seu impacto com a peça a ser retificada. De forma contrária, menos tenacidade (maior friabilidade) implica em grãos abrasivos com maior capacidade de gerar novas arestas de corte a medida que os grãos vão se tronando “cegos” devido ao atrito durante o uso. A friabilidade comparativa dos grãos abrasivos é determinada pelo “índice de friabilidade”, sendo que quanto maior o índice mais friável é o grão

Segundo GE (1998a) e GE (1998b), existem 7 tipos diferentes de abrasivos CBN fornecido pela empresa GE, cada um designado para o melhor desempenho possível para tipos específicos de rebolo e variedades de ligantes. Estes tipos estão subdivididos em três categorias: média resistência, abrasivo monocristalino; alta resistência, abrasivo monocristalino; abrasivo microcristalino resistente.

- **Tipos de ligantes**

Utilizados para fixar os grãos abrasivos na superfície de corte do rebolo, os tipos de ligantes utilizados na produção de rebolos convencionais, segundo Malkin (1989) são: resinóide, resinóide reforçado, ligantes à base de borracha, silicato, vitrificados, dentre outros. Cada tipo de ligante apresenta características próprias quanto a capacidade de retenção do grão, resistência ao impacto, resistência térmica e à erosão do cavaco. Em geral, o ligante deve ser forte o bastante para resistir às forças de corte, a temperatura e a força centrífuga sem desintegrar, além de resistir ao ataque químico do fluido de corte.

O termo “dureza de rebolos” está relacionado com a capacidade de retenção dos grãos abrasivos pelo ligante, quando submetido aos esforços para a operação de retificação. A dureza de um rebolo pode variar em função da quantidade de ligante utilizado para a fabricação do rebolo (diagrama ternário), ou ainda em função da qualidade e do tipo de ligante utilizado.

Para que se possa proceder a retificação de um grande número de peças, uma variedade de sistemas ligantes são usados para fixar os grãos abrasivos na superfície de corte do rebolo. Os quatro tipos de ligantes mais comuns, atualmente utilizados pelos fabricantes de rebolo superabrasivo, são os resinóides, vitrificados, metálicos e eletrodepositados. O tipo de ligante utilizado determina os procedimentos de avivamento e afiação, os quais são fatores que determinam o desempenho e a vida útil da ferramenta.

Rebolos com ligante resinóide são fabricados pela mistura de quantidades medidas de resina fenólica ou poliamida e agentes de preenchimento com o peso e tamanho apropriado do abrasivo CBN com camada metálica. Dependendo da aplicação da retificação, um rebolo com ligante resinóide pode conter uma concentração pequena como a de 50 de grãos abrasivos de CBN até 125. A maioria dos rebolos com ligante resinóide contém uma concentração de abrasivo de 75 a 100. Rebolos com ligante resinóide geralmente têm a ação de retificação mais macia e fácil com relação aos outros quatro tipos de ligantes. Uma concentração de abrasivo de 100 a 125 é tudo que o relativamente fraco ligante resinóide pode suportar.

Rebolos de CBN eletrodepositados tem uma camada única de grãos abrasivos que são ligados a um núcleo metálico, por num banho de níquel eletrodepositado. A matriz de níquel eletrodepositada promove uma excelente retenção para o abrasivo.

Rebolos com ligante vitrificado, também conhecidos como rebolos com ligante de vitrificado, têm maior força de retenção dos grãos que os resinóides e também permitem ao fabricante variar a saída do cavaco, pela alteração da porosidade e da estrutura do rebolo.

Ligantes vitrificados apresentam boa capacidade de retenção para concentração de 50 a 200 (12,5% a 50% em vol. de abrasivo CBN). A flexibilidade do ligante vitrificado torna possível o condicionamento da superfície de corte do rebolo para se conseguir uma variedade maior de taxas de remoção de material e características de acabamento superficial. Estas são as razões que explicam porque os ligantes vitrificados estão se tornando mais importantes para os abrasivos CBN na retificação.

3. METODOLOGIA DE ENSAIOS

Visando a realização deste trabalho, foram realizados 12 ensaios laboratoriais variando-se as condições de usinagem (v_s , v_w e a) e os parâmetros de saída medidos (força tangencial de corte, rugosidade superficial da peça e relação G). As condições de usinagem e os valores de espessura equivalente de corte h_{eq} ($= a \cdot v_w / v_s$) serão apresentadas, futuramente, na Tabela 1.

Para a medição da força tangencial de corte optou-se, pela determinação, em tempo real, da mesma através da rotação n da ferramenta e da potência elétrica P_c consumida pelo motor de acionamento da ferramenta abrasiva, durante o corte. Para tanto, utilizou-se um circuito condicionador de sinais, o qual permite a aquisição e transformação dos valores de corrente elétrica, tensão elétrica e rotação do motor em sinais de tensão elétrica compatíveis, para serem enviados à uma placa de aquisição de dados A/D. Utilizando-se o software de aquisição de dados LabView 4.1, equações de calibração previamente determinadas e os valores de tensão lidos pela placa de aquisição de dados pode-se então calcular a força tangencial de corte F_{tc} .

Utilizou-se uma retificadora plana, marca Sulmecânica, e o material utilizado para a realização dos ensaios foi o aço VC 131, temperado e revenido, com dureza média de 60 HRC. As dimensões dos corpos-de-prova foram: 263,5 mm de comprimento, 65 mm de largura e 5 mm de espessura.

Inicialmente o corpo de prova era fixado sobre a mesa da máquina retificadora e posteriormente eram acertadas todas as condições de usinagem (velocidade de corte, velocidade da mesa e penetração do rebolo na peça). Posteriormente dava-se início aos ensaios medindo-se a força tangencial de corte, em tempo real, rugosidade superficial da peça e o desgaste diametral do rebolo no final de cada ensaio.

Cada ensaio era finalizado quando o volume específico de material removido atingia $6000 \text{ mm}^3/\text{mm}$, o que aconteceu, em média, após 9 horas ininterruptas de ensaio.

A rugosidade superficial (R_a) (cut-off de 0,8 mm e filtro 2CR (ISO)) dos corpos de prova era medida periodicamente (a cada número pré-determinado de passadas do rebolo sobre a peça, dependendo da condição de usinagem), utilizando-se um rugosímetro marca Taylor Hobson, modelo Surtronic 3+, em três posições distintas do corpo de prova (laterais e centro) e quatro vezes consecutivas em cada posição. Posteriormente era feita a média dos valores obtidos e anotadas para posterior utilização. Os ensaios foram realizados utilizando-se a metade da largura (altura) do rebolo. Desta forma, a metade não utilizada no ensaio servia como referência para a medição da perda diametral do rebolo. No final de cada ensaio o perfil geométrico do rebolo era marcado sobre uma chapa metálica (aço com baixo teor de carbono) para posterior medição do desgaste do rebolo. Como o volume de material removido era constante para cada ensaio, a determinação da relação G era direta.

4. RESULTADOS E DISCUSSÃO

Para uma melhor análise do comportamento dos valores de força tangencial de corte e de rugosidade R_a e relação G , os resultados obtidos para cada ensaio são apresentados na Tabela 1.

Tabela 1. Resultados obtidos com os rebolos de CBN com ligante resinóide (NB126R100BK) e com rebolo convencional de Al_2O_3 (38A46KVS)

Rebolo de CBN - heq = 0,1 μ m							
Ensaio	Ftc média (N)	Ra média (μ m)	G	Qw' ($mm^3/mm.s$)	a (μ m)	Vs (m/s)	Vw (m/s)
1	63,83	0,46	363,80	3,3	100	33	0,033
5	59,35	0,50	109,20	3,3	60	33	0,055
6	60,78	0,52	68,20	3,3	30	33	0,11
Rebolo de CBN - heq = 0,05 μ m							
Ensaio	Ftc média (N)	Ra média (μ m)	G	Qw' ($mm^3/mm.s$)	a (μ m)	Vs (m/s)	Vw (m/s)
3	62,50	0,48	496,10	1,65	50	33	0,033
2	60,49	0,43	272,90	1,65	30	33	0,055
4	57,84	0,41	218,30	1,65	15	33	0,11
Rebolo de Al_2O_3 - heq = 0,1 μ m							
Ensaio	Ftc média (N)	Ra média (μ m)	G	Qw' ($mm^3/mm.s$)	a (μ m)	Vs (m/s)	Vw (m/s)
11	58,77	0,74	12,70	3,3	100	33	0,033
10	61,30	0,72	7,00	3,3	60	33	0,055
12	58,34	0,61	4,80	3,3	30	33	0,11
Rebolo de Al_2O_3 - heq = 0,05 μ m							
Ensaio	Ftc média (N)	Ra média (μ m)	G	Qw' ($mm^3/mm.s$)	a (μ m)	Vs (m/s)	Vw (m/s)
7	60,61	0,64	19,10	1,65	50	33	0,033
9	58,23	0,64	7,70	1,65	30	33	0,055
8	57,37	0,59	3,50	1,65	15	33	0,11

Da análise global dos resultados obtidos para as variáveis de saída monitoradas, pôde-se verificar que os dois tipos de ferramentas ensaiadas apresentaram um desempenho final distinto quando da análise da rugosidade superficial e da relação G , para os ensaios realizados.

Comparativamente, não houve diferenças entre as duas ferramentas, quando da análise dos resultados obtidos para força tangencial de corte. A tendência de estabilização e manutenção, dentro de uma faixa de pequena amplitude, dos valores de força tangencial de corte para o rebolo de CBN (mesmo sob as severas condições de usinagem impostas, que podem ser caracterizadas pelo desbaste com semi-acabamento), atestam que, para as condições de usinagem ensaiadas, esta ferramenta apresentou uma excelente manutenção da capacidade de corte durante o volume de material removido ($30.000 mm^3$ de material removido por ensaio, o que equivale aos $6.000 mm^3/mm$). Isto possibilitou a obtenção de valores de rugosidade R_a inferiores à $0,55 \mu m$, os quais foram menores do que os observados para o rebolo convencional. Este comportamento estável destas variáveis de saída indicam que a ferramenta abrasiva ainda apresentava capacidade de corte para a remoção de um volume de material maior de que o proposto para a realização deste trabalho, sem que houvesse a necessidade de uma nova dressagem e afiação da ferramenta. Além disso, apesar do material retificado (Aço VC 131) ser de elevada dureza (60 HRC) e classificado como aço de difícil retificação (DTG), os resultados observados permitem concluir que as ferramentas abrasivas testadas apresentaram excelente desempenho, tomando-se como base os pequenos valores quantificados de desgaste radial da ferramenta e o acabamento superficial obtido.

Da análise do desempenho do rebolo convencional, este apresenta uma dureza do ligante classificada como mole, a qual é a adequada para a retificação de materiais DTG com rebolos convencionais. Segundo Vieira Jr. (1992), para materiais duros, o rebolo deve ser mole, ao passo que para materiais moles o rebolo deve ser duro. Ao se cortar um material com alto grau de dureza, o desgaste do grão é mais intenso e torna-se desejável a auto-afiação (para que a peça não fique queimada). Além disso, o desgaste do ligante pelo cavaco não é tão evidente,

uma vez que materiais duros normalmente produzem cavacos curtos e quebradiços. Já no corte de um material de baixo grau de dureza, o desgaste do grão abrasivo é mais lento e, portanto, com menor necessidade de novas camadas de grão. Soma-se a isso a possibilidade de ocorrer o surgimento de novas arestas de corte através da fratura de grãos (conforme a friabilidade do grão), e o fato de que o cavaco produzido no corte de materiais moles é, em geral, longo e dúctil, atuando com maior intensidade sobre o ligante (atrato).

Esta opção pela utilização de um rebolo mole permite a manutenção das forças de retificação e dos valores de rugosidade estáveis durante a usinagem, pela liberação e renovação constante de grãos abrasivos, pois aumentos na força de corte, resultado do desgaste dos grãos abrasivos, levam a uma liberação dos mesmos, devido a baixa dureza e capacidade de retenção do ligante do rebolo. Todavia, esta liberação constante dos grãos abrasivos resulta em uma perda diametral do rebolo e, conseqüentemente, uma queda na relação **G**. Caso contrário, se um rebolo com ligante classificado como duro for utilizado, o aumento excessivo da força tangencial de corte pelo desgaste do grão abrasivo e pela maior capacidade de retenção dos grãos desgastados pode levar a um aumento da energia de retificação requerida, aumento da temperatura na região de corte, provável incidência de danos térmicos e aumento da rugosidade superficial, do nível de vibrações, dentre outros.

Devido a estes fatores, a utilização de um rebolo convencional classificado como mole (dureza do ligante mole) permitiu manter os valores de força tangencial de corte estáveis ao longo dos ensaios, valores estes próximos aos obtidos para o rebolo superabrasivo de CBN. Porém, os valores de rugosidade superficial observados foram maiores que os observados para o rebolo de CBN (0,66 e 0,46 μm , respectivamente), devido a renovação constante dos grãos.

Todavia, este comportamento estável dos valores de força e da rugosidade foi acompanhado de uma perda diametral significativa da ferramenta, observando-se valores de desgaste radial da ferramenta de até 1,1mm para esta ferramenta, sendo que o máximo valor observado de desgaste radial para o rebolo de CBN foi de 80 μm . Desta forma, o volume máximo de material removido para os ensaios com rebolo convencional foi de 21.000 mm³ de material removido por ensaio, o que equivale à 4.200mm³/mm, pois a ferramenta, após a remoção deste volume, apresentava-se um desgaste radial acentuado, não sendo possível atingir os 6.000mm³/mm propostos para a realização deste trabalho.

Sendo assim, a diferença mais significativa entre as duas ferramentas, quanto às variáveis de saída, foi verificada quando da análise da relação **G**, sendo que os valores observados foram muito diferentes para as duas ferramentas (vide Tabela 1). Neste caso, o rebolo de CBN com ligante resinóide apresentou, para todos os ensaios realizados, um valor de relação **G** muito superior ao verificado para o rebolo convencional, removendo uma quantidade muito maior de material (6.000 *versus* 4.200mm³/mm, respectivamente). Isto acompanhado de um desgaste radial substancialmente menor. Através do comportamento estável dos valores de força tangencial de corte, e rugosidade e dos valores de **G** observados, conjuntamente com as outras variáveis medidas, pode-se caracterizar uma sub-utilização desta ferramenta nos ensaios realizados. Além disso, grande parte deste desgaste observado para o rebolo de CBN com ligante resinóide é função da operação perfilamento seguido de avivamento. O avivamento resulta em uma maior exposição dos grãos abrasivos, pelo desgaste do ligante. Em contrapartida, diminui-se a força de ancoragem do ligante sobre o grão, podendo ocorrer até o desprendimento dos grãos mal ancorados.

A variação de $h_{eq} = 0,1\mu\text{m}$ para $h_{eq} = 0,05\mu\text{m}$, para um mesmo rebolo, acarretou em uma ligeira melhoria da qualidade superficial da peça, para ambas as ferramentas. Foram obtidos menores valores médios para a rugosidade superficial da peça devido à menor espessura teórica dos cavacos arrancados, resultado da diminuição da taxa de remoção específica de material (de 3,3 para 1,65mm³/mm.s). Houve uma diminuição da rugosidade de 0,49 para 0,44 μm , quando da redução do h_{eq} , considerando-se o rebolo de CBN e de 0,69 para 0,62 μm

quando da utilização do rebolo convencional. Cavacos com menor espessura teórica tendem a ser removidos de forma mais suave, sendo mais facilmente alojados nas porosidades da ferramenta, riscando menos a superfície usinada (King e Hann, 1992). Todavia, a diferença verificada é de pequena ordem de grandeza. A força tangencial de corte apresentou o mesmo comportamento verificado para a rugosidade, quando da redução da taxa de remoção específica, pela diminuição do parâmetro h_{eq} .

Pode-se notar que nos ensaios onde foram utilizados os menores valores da taxa de remoção de material ($Q'_w = 1,65 \text{ mm}^3/\text{mm.s}$, que correspondem aos ensaios com $h_{eq} = 0,05 \text{ }\mu\text{m}$), os resultados de relação G tenderam, na maioria dos casos, sempre a serem maiores do que nos ensaios com maior taxa de remoção de material ($Q'_w = 3,30 \text{ mm}^3/\text{mm.s}$, que correspondem aos ensaios com $h_{eq} = 0,10 \text{ }\mu\text{m}$) (vide Tabela 1). Isto ocorre devido à menor solitação que o rebolo sofre durante a operação de retificação para taxas menores de remoção de material, fazendo com que os grão abrasivos permaneçam por mais tempo na sua superfície de corte, diminuindo o desgaste radial da ferramenta.

Quando da comparação dos valores de força tangencial de corte e de rugosidade referentes a ensaios realizados dentro de um mesmo grupo de ferramenta e h_{eq} , variando-se a penetração (a) e a velocidade da peça (v_w), pequenas diferenças foram verificadas. Alterações significativas nos valores de força e rugosidade, quando da alteração da penetração de trabalho, mantendo-se h_{eq} constante, são mais pronunciadas em operações de retificação profunda do que em operações de retificação do tipo pendular (König, 1982). Desta forma, pequenas diferenças na qualidade superficial da peça foram verificadas, ocorrendo pequena melhoria da rugosidade superficial quando da diminuição da penetração da peça. Entretanto estas diferenças não se apresentaram de forma significativa.

Conforme apresentado na Tabela 1, tanto para $h_{eq} = 0,05 \text{ }\mu\text{m}$ para $h_{eq} = 0,10 \text{ }\mu\text{m}$, a diminuição da penetração do rebolo na peça, acompanhado da elevação da velocidade desta, resultou no aumento do desgaste radial da ferramenta, devido ao aumento do número de choques pelo aumento de v_w , ocasionando, conseqüentemente, uma diminuição da relação G . Isto ocorre pois, para um mesmo volume de material removido ($Z_w = 30.000 \text{ mm}^3$ para o rebolo de CBN e de 24.000 mm^3 para o rebolo convencional de Al_2O_3), o qual mantiveram-se constantes para os respectivos ensaios com as duas ferramentas, o aumento do desgaste radial acarreta em um aumento do volume de ferramenta gasta (Z_s). Com a relação G é definida como sendo a razão entre Z_w e Z_s , um aumento de Z_s , mantido Z_w constante, levará a uma diminuição da relação G . Em outras palavras, a ferramenta apresenta um maior desgaste volumétrico para a remoção de um mesmo volume de material.

5. CONCLUSÕES

Da realização desta pesquisa experimental do estudo comparativo do desempenho de um rebolo de CBN com ligante resinóide e de um convencional de Al_2O_3 , pode-se concluir:

A metodologia adotada para a verificação do desempenhos das ferramentas mostrou-se adequada para as finalidades do trabalho, sendo possível estabelecer correlações dos resultados obtidos com as demais pesquisas realizadas no estudo do comportamento de rebolos de CBN e Al_2O_3 no processo de retificação de aços endurecidos.

De uma maneira geral, através da análise dos resultados não foram verificadas diferenças significantes entre os dois tipos de rebolos quanto aos valores de força tangencial de corte. Para as observações referentes a rugosidade superficial, o rebolo de CBN apresentou melhores valores de rugosidade, para as mesmas condições de usinagem.

As diferenças mais pronunciadas foram verificadas quando da análise dos valores de relação G , onde o rebolo de CBN com ligante resinóide apresentou um desempenho muitas

vezes superior que o rebolo convencional (até 62 vezes maior), sendo que a maior diferença observada entre as ferramentas, para uma mesma condição de usinagem (ensaio 8) foi de 6.137%. Ou seja, o rebolo de CBN utilizado permite a remoção de uma mesma quantidade de material que o rebolo convencional, porém com um desgaste de ferramenta muitas vezes inferior ao desgaste verificado no rebolo convencional. Além disso, pôde-se verificar uma sub-utilização da ferramenta superabrasiva de CBN com ligante resinóide pelo comportamento estável dos valores de força tangencial de corte e rugosidade, os quais indicaram que esta possuía ainda uma capacidade de corte elevada, podendo retificar um volume muito maior de material, do que os 6.000mm³/mm propostos (30.000mm³) para a realização deste trabalho, sem a necessidade de uma nova operação de afiação. A continuação dos ensaios, removendo-se uma quantidade maior de material poderia levar a um aumento significativo da relação G, pois a ordem de grandeza dos desgastes radiais observados são muito inferiores aqueles para rebolos convencionais. Além disso, o desgaste radial não apresenta um comportamento linear com a variação da quantidade de material retificado.

Sendo assim, para destes tipos de aços (DTG, com dureza igual ou superior 60HRc), o rebolo de CBN com ligante resinóide testado, apesar de seu custo inicial de aquisição ser mais elevado do que o de um rebolo convencional, leva grande vantagem em relação ao rebolo convencionais de óxido de alumínio, em relação as variáveis monitoradas para este trabalho e principalmente pelo pequeno desgaste radial da ferramenta, levando a diminuição do número de operações de afiação durante a fabricação de um determinado componente, aliado ao comportamento estável e controlado dos valores de força tangencial de corte e rugosidade superficial, resultado da elevada resistência dos grãos de CBN ao desgaste, o que permite a manutenção da capacidade de corte dos grãos por um período de tempo muito maior, quando comparados com os rebolos convencionais.

Agradecimentos

Manifestamos nossos agradecimentos à **FAPESP** (Fundação de Amparo à Pesquisa do Estado de São Paulo) pelo apoio financeiro concedido para a realização deste trabalho.

REFERÊNCIAS

1. BORAZON CBN - General Electric Company, USA - Superabrasives. Produtos para Retifica. Publicação feita pela empresa GE Company USA, 1998a, 14p.
2. DIAMANTE RVG - General Electric Company, USA - Superabrasives. Produtos para Retifica. Publicação feita pela empresa GE Company USA, 1998b, 41p.
3. FELIPE Jr., J. “Estudo fenomenológico do processo de retificação creep-feed” São Carlos: EESC-USP, 1992. 190p. Dissertação (Mestre em Eng. Mecânica) - ESC-USP, 1992.
4. KRAR, S. F., RATTERMAN, E. Superabrasives: Grinding and Machining with CBN and Diamond. McGraw-Hill, Inc., USA. 1990. 196 p.
5. KLOCKE, F., KÖNIG, W. Appropriate Conditioning Strategies Increase the Performance Capabilities of Vitrified-bond CBN Grinding Wheels. Annals of the CIRP, vol. 44/1/1995, pp. 305-310.
6. MALKIN, S. “Grinding Wheels: Composition and Proprieties”, In: MALKIN, S. Grinding Technology: theory and applications of machining with abrasives. 1.ed. Chichester, Ellis Horwood Limited, 1989. Cap. 2, p.18 a 44.
7. VIEIRA Jr., M. Avaliação da dureza de rebolos em trabalho através do uso da emissão acústica na dressagem. São Carlos, 1996. p.1-35. Tese (Doutorado em Engenharia Mecânica) Escola de Engenharia de São Carlos, Universidade de São Paulo.

As barras de aço rápido que apresentaram os melhores resultados, para cada sal utilizado, podem ser visto na Figura 5.



Figura 5. Barras de aço rápido ABNT M2 após a usinagem.

5. CONCLUSÕES

Os resultados obtidos neste trabalho permitem dizer que, na usinagem eletroquímica do aço rápido ABNT M2, a taxa de remoção de material foi pouco influenciada pela variação do pH das soluções. Além disso, os resultados obtidos até o momento, mostram que soluções em pH básico apresentaram desempenho levemente superior às soluções ácidas, tanto em termos de precisão quanto com relação a ocorrência de pequenas descargas e instabilidade da corrente durante a usinagem. Estes resultados não devem ser extrapolados para outros materiais com composições diferentes pois, a influência do pH está diretamente ligada à eficiência da dissolução anódica, ou seja, no melhor ou pior desempenho do eletrólito na oxidação do anodo.

REFERÊNCIAS

- Benedict, G. F., 1987; *Nontraditional Manufacturing Processes*, New York, Marcel Dekker.
- Datta, M., Shenoy, R. T. & Romankiw, L. T., 1996; *Recent Advanced in the Study of Electrochemical Micromachining*, Journal of Engineering for Industry, fevereiro, vol. 118, pp. 29-36.
- Datta, M., 1993; *Anodic Dissolution of Metals at High Rates*, IBM Journal of Research and Development, Vol. 37 n° 02, pp. 207 – 226.
- Denaro, A. R., 1971; *Elementary Electrochemistry*, Butterworth & Co(Publishers) Ltd., Londres, pp. 154.
- Malaquias, E., 1996; *Contribuição para o Desenvolvimento de um Protótipo de um Equipamento de Usinagem Eletroquímica*. Dissertação de Mestrado, UFU, Uberlândia, pp. 79.
- Malaquias, E., Cruz, C. & Pelizer, M. C., 1998; *Aspectos Tecnológicos Relacionados com o Revestimento Isolante de Ferramentas Eletroquímicas*, V Congresso Norte-Nordeste de Engenharia Mecânica, Fortaleza.
- Pelizer, M. C., 1997; *Estudo da Influência do Ferramental na Acuracidade de Peças de Aço ABNT M2, Obtidas por Usinagem Eletroquímica*, Dissertação de Mestrado, UFU, Uberlândia, pp. 81.
- Rumyantsev, E. & Davydov, A., 1989; *Electrochemical Machining of Metals*, Mir Publishers, Moscow.

Tabela 2. Resultados dos ensaios de usinagem em barras de aço rápido ABNT M2.

	Cloreto de Sódio a 100g/L (NaCl)			Nitrato de Sódio a 300g/L (NaNO ₃)		
	pH = 2,27	pH = 7,03	pH = 9,21	pH = 2,22	pH = 7,25	pH = 9,37
Densidade de Corrente (A/cm ²)	30	33	31	39	41	38
Sobrecorte Lateral entrada (mm)	0,47	0,63	0,60	0,55	0,41	0,43
Sobrecorte Lateral saída (mm)	0,37	0,61	0,59	0,53	0,50	0,44
Conicidade (mm/m)	9,6	1,5	0,2	1,9	-9,0	-1,5
Taxa de Remoção de Material (mm ³ /min)	38,47	36,14	36,61	52,40	52,01	51,66

Analisando os dados apresentados na Tabela 2, percebe-se que os resultados obtidos com o NaNO₃, quando comparados ao NaCl, apresentaram desvios menores quanto a forma, tanto no sobrecorte lateral como para a conicidade. Isto ocorre devido ao fato de que soluções eletrolíticas de NaCl oxidam o anodo (peça) mesmo em baixas densidades de corrente (vide análise da Figura 2), possibilitando desta forma uma retirada maior de material nas laterais dos furos. Outra observação importante é que para o caso da usinagem com o nitrato em soluções de pH neutro (7,25) e básico (9,37), os valores de conicidade apareceram negativos, mostrando que o diâmetro de saída foi maior que o diâmetro de entrada. Estes resultados podem ser explicados através da análise da taxa de remoção de material (vide Tabela 2). As soluções eletrolíticas de NaNO₃ apresentaram taxas de remoção maiores que aquelas de NaCl, proporcionando desta forma uma retirada excessiva de material na saída do *bit*, ou seja, neste caso o tempo de usinagem poderia ser menor. Normalmente, soluções eletrolíticas de cloreto de sódio apresentam taxa de remoção de material superiores, o que contrasta com os valores encontrados nos ensaios. O que possibilitou essas discrepâncias foi a diferença de concentração utilizada nas soluções (100 e 300 g/L para o NaCl e NaNO₃, respectivamente). Quanto maior a concentração, maior será o número de íons presente na solução proporcionando um fluxo de elétrons mais intenso aumentando a oxidação do anodo.

A variação do pH, tanto na usinagem com o NaCl como com o NaNO₃, não apresentou alterações significativas na taxa de remoção de material. Conforme pode ser visto na Tabela 2, as maiores diferenças percentuais foram em torno de 5% a mais para o NaCl (no caso de pH = 2,27) e 0,8% para o NaNO₃ (no caso de pH = 2,22). Isso se deve ao fato de que, em todas as condições utilizadas, a usinagem ocorreu em potenciais elevados (10V), dentro da região de transpassivação (vide Figura 1).

Os melhores resultados com relação ao sobrecorte lateral, na usinagem com o NaCl, foram obtidos com pH 2,27. Já em termos de conicidade, pH iguais a 7,03 e 9,21 tiveram melhores desempenho. No caso da usinagem com NaNO₃, os melhores resultados tanto para conicidade como sobrecorte lateral foram obtidos com pH igual a 9,37.

Além dos resultados apresentados, deve-se ressaltar que a liga usinada (aço ABNT M2) apresenta em sua composição os elementos químicos tungstênio e molibdênio, no qual a dissolução anódica é favorecida em pH alcalinos. Outro aspecto importante observado, em soluções com pH ácidos, foi a ocorrência de pequenas descargas elétricas e grande instabilidade da corrente durante a usinagem. Além destes problemas operacionais, as peças usinadas com eletrólitos ácidos sofreram efeito corrosivo em maior proporção, posteriormente à usinagem.

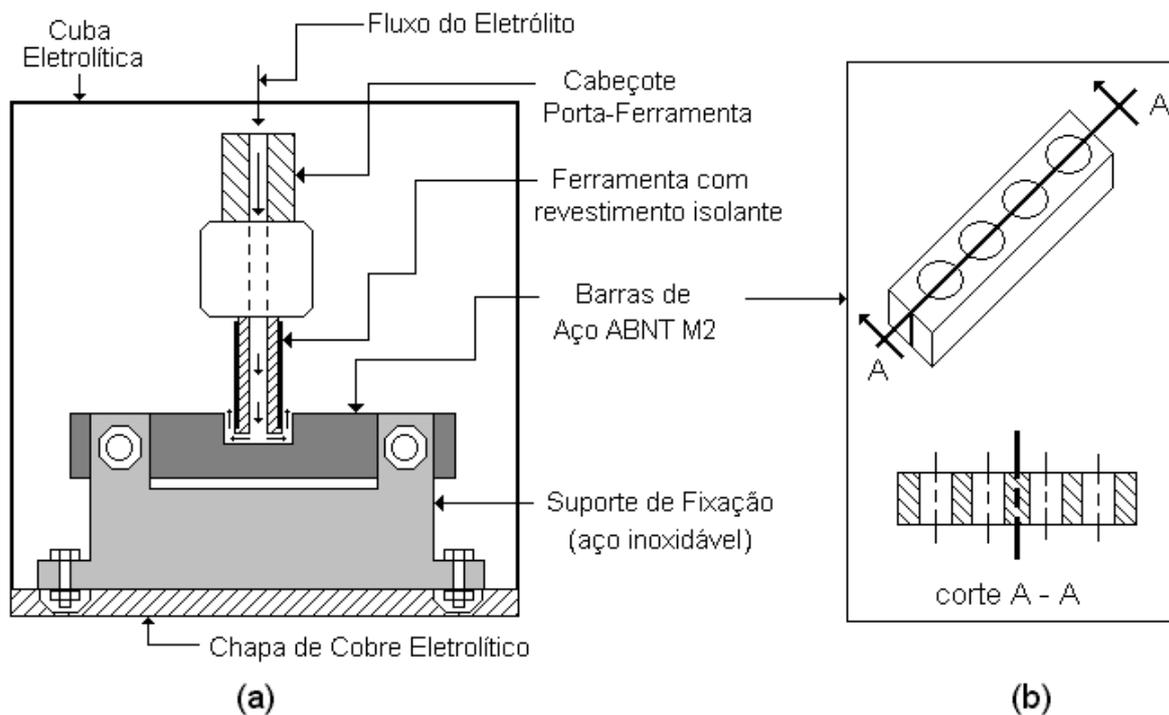


Figura 4. Esquema da cuba eletrolítica com: (a) o ferramental utilizado nos ensaios de usinagem e (b) a vista superior do perfil usinado em barras de aço rápido ABNT M2.

4. RESULTADOS E ANÁLISES

A primeira etapa dos experimentos foi a realização de ensaios preliminares com o objetivo de selecionar os parâmetros de corte adequados para a realização dos ensaios nas condições desejadas. A Tabela 1 apresenta os valores adquiridos ao final desta fase, que posteriormente foram utilizados nos ensaios definitivos.

Tabela 1. Parâmetros de corte utilizados nos ensaios de usinagem do aço ABNT M2.

Tensão da Fonte	10 V	Pressão do Eletrólito	0,2 MPa
Velocidade de Avanço	0,45 mm/min	Vazão do Eletrólito	150 L/h
Distância Ferramenta-Peça	0,2 mm	Tempo de Usinagem	21 min

Durante os ensaios preliminares, houve a preocupação de que os parâmetros escolhidos possibilitassem a realização dos ensaios em todas as condições (soluções eletrolíticas e pH) sem a presença de curto-circuito durante a usinagem, possibilitando desta forma a manutenção destas condições de corte nas diferentes composições do eletrólito.

Após a definição dos parâmetros, foram realizados os ensaios definitivos. Antes de cada ensaio, o eletrólito nos dois reservatórios permanecia limpo, livre dos resíduos da etapa anterior.

A Tabela 2 apresenta os resultados obtidos durante os ensaios de usinagem. Os valores apresentados equivalem à média de quatro furos obtidos para cada condição preestabelecida.

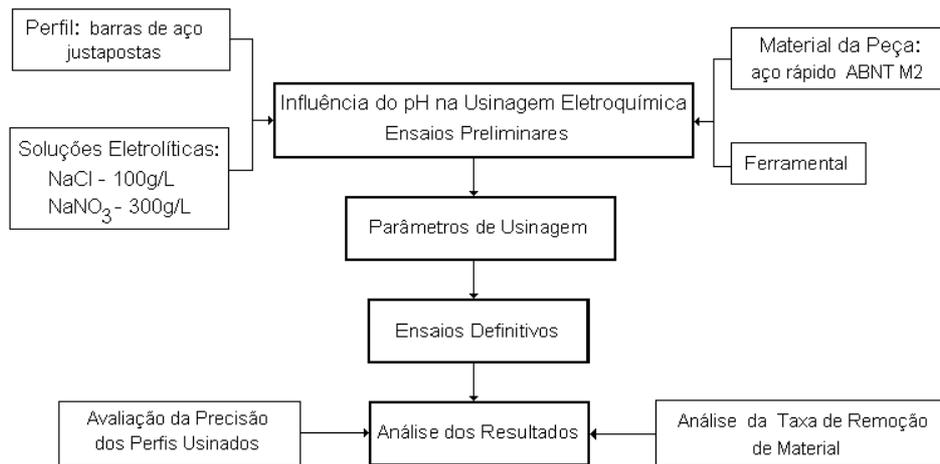


Figura 3. Digrama esquemático da metodologia utilizada no trabalho.

Na primeira etapa foram realizados vários ensaios preliminares a fim de relacionar os parâmetros a serem utilizados nos ensaios definitivos. Os testes foram feitos em barras (também chamados de *bits*) de aço rápido ABNT M2 (9,5x9,5x127mm) com a seguinte composição: Fe \approx 82,15%; C \approx 0,85%; Cr \approx 4%; V \approx 2%; W \approx 6% e Mo \approx 5%. Este aço é muito utilizado na fabricação de ferramentas de corte.

Ainda nesta fase, foram definidas as soluções eletrolíticas. Os eletrólitos utilizados foram: solução aquosa de NaCl (100 gramas de sal por litro de água) com diferentes valores de pH (2,27; 7,03 e 9,21) e solução aquosa de NaNO₃ (300 gramas de sal por litro de água) também com diferentes valores de pH (2,22; 7,25 e 9,37). Os valores de pH foram obtidos utilizando um pHômetro marca QUIMIS, com eletrodo de vidro combinado marca SENSOTEC, sendo que a calibração do mesmo foi feita utilizando soluções tampão com pH igual a 4,0, 7,0 e 9,0.

A Figura 4b mostra um esquema das barras de aço rápido após a usinagem, onde percebe-se a formação, em cada barra, de um semi-cilindro. Este perfil foi escolhido para uma melhor visualização das superfícies laterais dos furos, verificando as distorções do perfil ao longo da profundidade de corte.

Com relação às características da ferramenta, tem-se que a mesma é tubular, fabricada em cobre eletrolítico com diâmetro externo de 10 mm e diâmetro interno de 4 mm (vide Figura 4a). Dentro destes 10 mm, a ferramenta possui um revestimento fabricado em PVC de 0,2mm de espessura (Malaquias et al., 1998).

O suporte de fixação dos *bits* foi fabricado em aço inoxidável 304 para resistir à corrosão do meio onde ocorre a usinagem, conforme mostra a Figura 4a, e fixado na base de cobre da cuba eletrolítica através de grampos de fixação, também em aço inoxidável 304.

O tempo de usinagem foi estabelecido nos ensaios preliminares. Este foi o tempo necessário para que a ferramenta vazasse no final do furo sem arrancar uma quantidade de material excessiva nesta superfície.

Após a definição dos parâmetros, foram realizados os ensaios definitivos, onde em cada par das barras de aço, foram feitos quatro furos para uma condição estipulada, ou seja, um determinado eletrólito e pH.

As peças usinadas foram analisadas em termos de taxa de remoção de material, sobrecorte lateral e conicidade dos perfis obtidos em cada condição.

Para a obtenção da taxa de remoção material foram realizados testes de 7 minutos de duração para cada condição. As barras eram pesadas antes e depois dos ensaios. De posse da variação da massa obteve-se, através da densidade do material, o volume de material retirado.

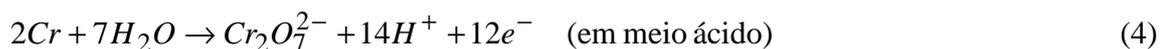
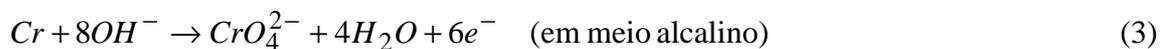
íons decompostos da água. A dissociação parcial proporciona a formação de íons H^+ acidificando o eletrólito. Essa reação pode ser representada pela equação química (2).



Estudos sobre a dissolução anódica de alguns metais tem revelado que o anólito (região próxima do anodo) torna-se mais ácido (Datta, 1993).

A influência do valor do pH do eletrólito na usinagem eletroquímica deve ser verificado para cada aplicação específica. Por exemplo, Rummyantsev & Davydov (1989) tem apresentado que na dissolução anódica do ferro em soluções tampão de NaCl, o aumento do valor do pH de 1 até 6 praticamente não afeta a forma da curvas de polarização, enquanto o seu aumento de 6,5 até 8 resulta na passivação do eletrodo. Na solução de pH 8,5, o efeito de passivação predomina, impossibilitando a ativação aniônica no anodo, conseqüentemente, impedindo a usinagem. Em eletrólitos de NaCl não tamponados, a transição de dissolução ativa para passiva ocorre em valores de pH substancialmente maiores (em torno de 12). A causa para esta ocorrência vem do fato de que, em eletrólitos não tamponados, a camada ácida próxima do anodo possui valores de pH significativamente menores do que aqueles que devem causar uma transição para passivação em eletrólitos tamponados (para pH menores que 8). Além disso, embora o valor do pH no volume total do eletrólito seja alto (pH = 10), existe, no anodo, uma camada de eletrólito ácido que permite que ocorra normalmente a usinagem.

Nem todos os metais apresentam curvas de polarização com mecanismo semelhante ao da Figura 1. Por exemplo, o cromo irá dissolver no estado de transpassivação durante a usinagem eletroquímica. Quando atinge-se o potencial de transpassivação, os óxidos formado são solúveis, evitando a passivação. A dissolução anódica do cromo por transpassivação pode ser descrita pelas equações químicas 3 e 4. A eficiência de corrente não depende da composição do eletrólito ou densidade de corrente e está próxima a 100%.



O tungstênio apresenta forte tendência de passivação. Para se atingir altas taxas de dissolução do metal que é requerida em usinagem eletroquímica, a dissolução anódica do tungstênio só é possível em eletrólitos alcalinos capazes de dissolver a camada de óxidos passivadores. A dissolução eletroquímica do tungstênio em meio alcalino procede com a participação direta dos íons OH^- , conforme pode ser visto na equação química 5. O molibdênio apresenta comportamento similar ao tungstênio.



3. PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

Os experimentos deste trabalho foram desenvolvidos seguindo a metodologia apresentada no diagrama da Figura 3.

densidade de corrente na dissolução do ferro utilizando soluções de NaCl (curva a) e de NaNO₃ (curva b), conforme pode ser visto em Datta et alli (1996).

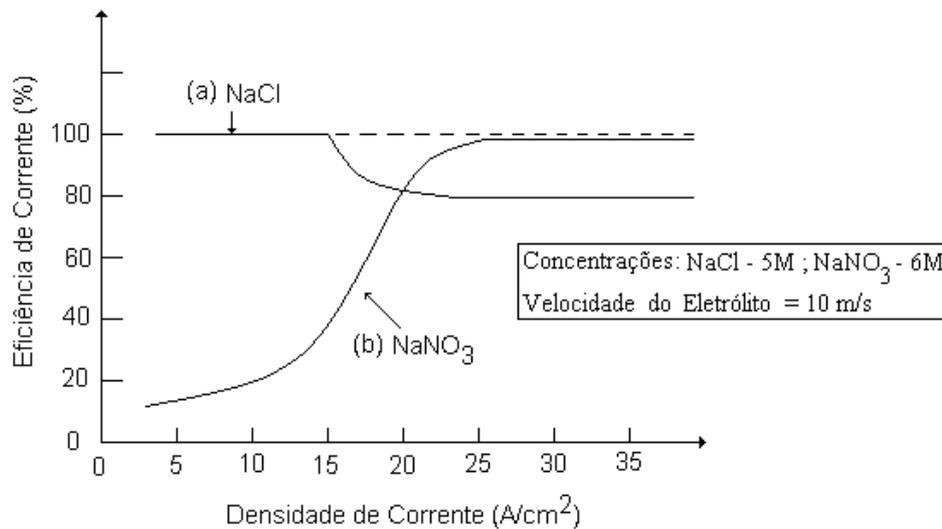


Figura 2. Eficiência de corrente para a dissolução do ferro em função da densidade de corrente: (a) utilizando soluções de NaCl e (b) utilizando soluções de NaNO₃.

Quando o eletrólito utilizado é uma solução aquosa de NaCl (curva **a** da Figura 2), percebe-se que a eficiência de corrente permanece constante e equivalente a 100% durante toda a faixa de densidade de corrente, apresentando uma queda a partir de um certo valor crítico da densidade de corrente (no caso, cerca de 15A/cm²). Esta queda está associada à produção simultânea de íons Fe²⁺ e Fe³⁺.

Analisando a curva **b** da Figura 2, onde o eletrólito é uma solução de NaNO₃, observa-se que a eficiência de corrente é pequena para baixas densidades de corrente, aumentando significativamente quando atinge um valor crítico (no caso, cerca de 25A/cm²). Neste caso, para baixos valores de densidade de corrente, ocorre a formação de óxidos passivadores impedindo a ocorrência de altas taxas de dissolução do metal. O valor crítico da densidade de corrente para qual ocorre a transição depende do par metal-eletrólito envolvido no processo.

2.2 A importância do valor do pH do eletrólito

O valor do pH do eletrólito durante a usinagem eletroquímica (ECM) não é o mesmo em toda a região onde ocorre a usinagem. A dissolução anódica ocorre nas interfaces eletrodo-eletrólito, onde aparece o fenômeno da dupla camada elétrica, que ocorre quando um metal entra em contato com uma solução eletrolítica, adquirindo uma diferença de potencial que se deve a uma distribuição desigual das cargas através da superfície dos eletrodos (Denaro, 1971). No catodo, o eletrólito próximo da ferramenta torna-se mais alcalino devido a evolução de hidrogênio ou devido a redução dos íons nitratos. No anodo, o metal é oxidado, o que, de forma simplificada, pode ser expresso como:



As reações anódicas devem produzir um composto com íons metálicos e alguns componentes do eletrólito. Os íons metálicos, quando em solução saturada, reagem com os

Após apresentar um estudo da dissolução anódica dos metais e da importância do pH das soluções eletrolíticas e o procedimento experimental, o presente trabalho enfoca a discussão dos resultados obtidos sob a ótica dos diferentes valores de pH das soluções.

2. DISSOLUÇÃO ANÓDICA DOS METAIS

O bom desempenho do processo de usinagem eletroquímica, ou até mesmo a possibilidade de ocorrer a usinagem, depende fundamentalmente da dissolução anódica dos metais.

A dissolução anódica é favorecida por condições específicas tais como pequena distância entre a ferramenta e a peça, altas densidades de corrente e velocidade do eletrólito na região de usinagem. Estes fatores proporcionam altas taxas de remoção de material, grande precisão e excelente acabamento superficial.

2.1 Características básicas do processo de dissolução anódica

As características básicas do processo de dissolução anódica são as curvas de polarização e a eficiência de corrente. As curvas de polarização apresentam a variação da densidade de corrente como resposta ao potencial externo que é aplicado ao circuito. Estas curvas são diferentes para cada metal. A Figura 1 apresenta a curva de polarização representativa do comportamento do ferro e suas ligas durante a usinagem.

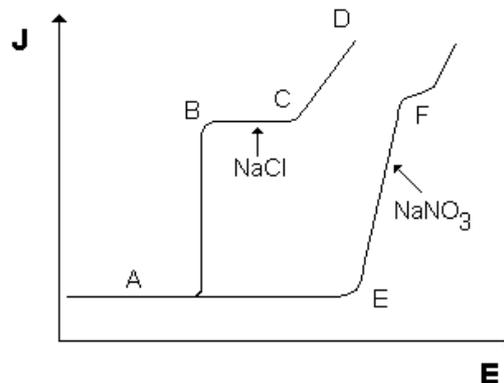


Figura 1. Curvas de polarização anódica simplificadas do ferro e suas ligas.

As curvas de polarização qualitativas (Figura 1), representadas de forma simplificada, apresentam a densidade de corrente (**J**) em função do potencial aplicado (**E**) ao sistema ferramenta-eletrólito-peça. A forma da curva de polarização depende do tipo de eletrólito. Curvas semelhantes à ABCD da Figura 1 são observadas quando se utilizam soluções eletrolíticas de NaCl, e semelhantes à AEF, quando se utilizam soluções de NaNO₃.

Fazendo uma análise das curvas para os dois casos, percebe-se algumas diferenças como: o NaCl provoca aumento significativo da corrente mesmo para pequenos valores de potencial aplicado (**E**). Isto implica que mesmo em potenciais baixos ocorre a dissociação eletrolítica quando se utiliza soluções de NaCl (trecho **BC** da curva). Por outro lado, com soluções de NaNO₃, são necessários potenciais maiores para que ocorra a dissociação (trecho **EF**).

Como conseqüência imediata deste fato, tem-se que o uso de soluções de NaCl proporciona a usinagem em partes indesejáveis da peça com conseqüente perda da precisão. Já com o soluções de NaNO₃ este problema é minimizado, gerando peças mais precisas.

A eficiência de corrente (ou eficiência de dissolução) é outro fator importante na dissolução anódica dos metais. A Figura 2 apresenta um gráfico da eficiência de corrente pela

A INFLUÊNCIA DO pH DO ELETRÓLITO NA USINAGEM ELETROQUÍMICA DO AÇO RÁPIDO ABNT M2

Evaldo Malaquias da Silva¹

Rafael Luís Teixeira¹

Claudionor Cruz¹

Luiz Alfredo Pavanin²

Universidade Federal de Uberlândia, Faculdade de Engenharia Mecânica¹ e Instituto de Química², 38400-902, Uberlândia, MG, Brasil. E-mail: emalaqui@mecanica.ufu.br.

Resumo

A obtenção de peças de alta precisão geométrica é um dos maiores problemas no processo de usinagem eletroquímica. Entre os vários fatores mais decisivos sobre a questão está a escolha do eletrólito. A influência do eletrólito dá-se não apenas pela sua natureza (diferentes sais em solução aquosa, por exemplo) mas também pela sua concentração e pH. O presente trabalho apresenta resultados obtidos na furação do aço rápido ABNT M2 utilizando-se soluções eletrolíticas de NaCl e NaNO₃ em três diferentes valores de pH (em torno de 2, 7 e 9). Dos resultados, analisados em termos do sobrecorte lateral, conicidade e taxa de remoção de material dos furos obtidos, conclui-se que a taxa de remoção de material foi pouco influenciada pela variação do pH e que as soluções em pH básico apresentaram desempenho levemente superior às soluções ácidas em relação à precisão geométrica das peças usinadas.

Palavras-chave: usinagem eletroquímica, dissolução anódica, eletrólito

1. INTRODUÇÃO

A usinagem eletroquímica é um processo no qual a retirada de material se dá pela dissolução anódica do material da peça, que necessariamente tem que ser condutora. Este processo apresenta vários aspectos altamente positivos na fabricação de peças em materiais de difícil usinagem, entre os quais: usar materiais independentemente de suas características físicas (dureza, tenacidade e fragilidade) e remover material sem geração de calor significativa na superfície da peça (Benedict, 1987). No entanto, em muitos casos, tem como ponto negativo a falta de precisão das peças usinadas (Pelizer, 1997). Existem várias maneiras para minimizar este problema. Uma delas é a escolha do eletrólito, que engloba a determinação da concentração, o tipo e o pH do mesmo.

Neste trabalho são apresentados os resultados da usinagem de furos de 10 mm de diâmetro em barras de aço rápido ABNT M2, obtidos com ferramentas eletroquímicas fabricadas em cobre eletrolítico e revestidas com PVC. Na usinagem foram utilizadas duas barras do aço, sendo que a furação proporcionou a geração de furos bipartidos (um semi-cilindro em cada barra, conforme Figura 4), para a melhor visualização das superfícies laterais dos furos. Os eletrólitos utilizados foram: soluções aquosa de NaCl (100 gramas de sal por litro de solvente) e NaNO₃ (300 gramas de sal por litro de solvente) com diferentes valores de pH (em torno de 2, 7 e 9). Os parâmetros de corte (conforme Tabela 1) foram selecionados após a realização de ensaios preliminares.

ESTUDO DA RELAÇÃO ENTRE A VARIAÇÃO MICROESTRUTURAL E AS PROPRIEDADES MECÂNICAS DE UM AÇO SAE 1045 ESFEROIDIZADO

Carlos Augusto Silva de Oliveira

Marcio Roberto da Rocha

Universidade Federal de Santa Catarina, Departamento de Engenharia Mecânica, Laboratório de Conformação Mecânica, Campus Universitário, Trindade, CEP: 88040-900, C. Postal: 476, Florianópolis, SC, Brasil. E-mail: carlosa@emc.ufsc.br marciorocha@pg.materiais.ufsc.br

Resumo

Estudou-se as correlações entre microestruturas e propriedades mecânicas de um aço de médio teor de carbono esferoidizado. O material inicial utilizado neste trabalho foi um aço SAE 1045 laminado a quente. Posteriormente, metade das amostras foram laminadas a frio, em laminador de laboratório, com uma redução de 21%. As amostras assim tratadas foram submetidas a dois ciclos térmicos de esferoidização distintos, um isotérmico, a 710°C por 18 horas e outro variável, entre 680 e 740°C por 22 horas. Os tratamentos resultaram em diferentes microestruturas de carbonetos esferoidizados. Os parâmetros microestruturais foram analisados por meio de microscopia ótica e eletrônica de varredura. Ensaios de tração e dureza foram realizados para a determinação do comportamento mecânico do material em questão, o qual posteriormente foi relacionado com os diferentes parâmetros microestruturais medidos. Os resultados de laboratório também foram comparados com os obtidos em peças esferoidizadas industrialmente.

Palavras-chave: esferoidização, aço médio carbono, tratamento térmico

1. INTRODUÇÃO

O tratamento térmico de esferoidização é empregado onde se deseja maior conformabilidade e usinabilidade, ou para desenvolver uma estrutura adequada para subseqüentes tratamentos de endurecimento. Além disso, a esferoidização não intencional da perlita pode ocorrer em aços que trabalham por longos períodos em temperaturas elevadas (Samuels, 1999). A esferoidização das lamelas de cementita da perlita ocorrem geralmente em temperaturas abaixo da temperatura crítica A_1 , sendo governada basicamente por processos difusivos (Shkatov et al., 1989).

A deformação a frio anterior ao tratamento térmico de esferoidização, acelera o processo; devido a que novos locais de maior difusão são introduzidos no reticulado do material. Estes podem ser ocasionados pelo aumento da densidade de discordâncias, vazios, defeitos, entre outros (Coutinho et al., 1979). A distância entre as lamelas de perlita, também tem efeito sobre a cinética do processo, sendo que para menores espaçamentos interlamelares, ter-se-á uma aceleração do processo, quando comparada com perlitas mais grosseiras (Aihara & Kanbara, 1990).

A correlação das propriedades mecânicas com as respectivas microestruturas de aços esferoidizados tem importante papel na otimização e pré-seleção dos processos de esferoidização, bem como para a obtenção das propriedades desejadas (Syn et al., 1994). Desta forma, objetivou-se, através da variação das microestruturas prévias, estudar a correlação das propriedades mecânicas (dureza, limite de escoamento, limite de resistência, limite de fratura e alongamento) com parâmetros microestruturais de um aço SAE 1045 esferoidizado.

2. PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

O material utilizado foi um aço SAE 1045, laminado à quente, cuja composição química é mostrada na tabela 1. Foram preparadas amostras medindo 30x25x6,5mm, sem e com deformação (feita por laminação a frio com 21% de deformação).

As amostras, assim preparadas, foram submetidas aos seguintes tratamentos térmicos: um ciclo térmico variável de 22 horas, com temperaturas variando em torno de A_{C1} (de 670 a 740°C) e outro isotérmico a 710°C por 18 horas. Tais tratamentos foram realizados em fornos tipo mufla, sendo as peças colocadas com o forno ainda frio. As temperaturas foram monitoradas pela utilização de um termopar Cromel-Alumel, tendo-se uma variação de $\pm 10^\circ\text{C}$ no interior do forno.

Após o tratamento de esferoidização as amostras foram lixadas e polidas de modo convencional para exame metalográfico. Utilizou-se como reagente, nital 2%. As microestruturas foram observadas por microscopia ótica (MO) e eletrônica de varredura (MEV). Utilizou-se as normas ASTM E562 para análise quantitativa das fases e ASTM E112 para a determinação do tamanho de grão ferrítico.

Os parâmetros avaliados no MEV foram: tamanho, fator de forma (grau de esferoidização) dos carbonetos nos contornos e interior dos grãos. Foi utilizado o *software* *Analisis* 2.1 para a análise das imagens.

Os ensaios de tração, foram realizados segundo a norma ASTM A370-77. Foram empregados, corpos de prova em tamanho “*subsize*”, com largura de 6,25 e espessura de 5,0mm. Os resultados obtidos são uma média de três ensaios. Foram avaliados o limite de escoamento (σ_y), o limite de resistência (σ_r), o limite de fratura (σ_f) e alongamento (%Al).

Os ensaios de dureza foram realizados utilizando-se um durômetro Vickers (HV15), modelo VEB HPO250, sendo os resultados uma média de 5 medidas.

Para a identificação das amostras, o seguinte código foi utilizado: D para as amostras deformadas, S para as amostras sem deformação, I para ciclo térmico isotérmico e V para ciclo térmico variável. A letra A indica o material preparado em laboratório e a B, o material obtida de um processo industrial de esferoidização.

Tabela 1. Composição química do aço SAE 1045 utilizado (% em peso)

Elemento	C	Mn	Si	P	S	Al
Norma SAE	0.42/0.50	0.60/0.90	-	0.030 máx.	0.035 máx.	-
A	0.467	0.707	0.217	0.018	0.011	0.050
B	0,472	0,815	0,232	0,025	0,010	0,048

3. RESULTADOS E DISCUSSÃO

A análise quantitativa dos constituintes nas amostras como laminada, apresentaram uma proporção de 63% perlita e 37% de ferrita.

As microestruturas das amostras esferoidizadas consistiram de uma matriz ferrítica com carbonetos esferoidizados dispersos, tanto no interior, quanto nos contornos de grão.

As amostras ASI, ADV e ASV apresentaram esferoidização parcial, guardando traços das colônias de perlita anteriores ao tratamento térmico. Os carbonetos maiores (figura 1),

localizam-se principalmente nos contornos de grão. As amostras ADI e ASI não apresentaram variações significativas quanto aos tamanhos de grão ferríticos; quanto ao grau de esferoidização, ASI, ADV e ASV apresentaram-se muito próximos (tabela 2). Não foram observadas formação de filmes contínuos de carbonetos nos contornos de grãos.

As amostras deformadas e sem deformação, recozidas no ciclo variável apresentaram o mesmo grau de esferoidização da amostra sem deformação, recozida no ciclo térmico isotérmico (ASI). A amostra deformada e recozida isotermicamente apresentou-se mais esferoidizada que as anteriores (tabela 2).

O grau de esferoidização (GE) dos carbonetos não apresentou forte correlação com as propriedades mecânicas das amostras examinadas (tabela 2 e 3); entretanto, na tabela 4 é apresentada a tendência do GE dos resultados obtidos, por uma relação qualitativa com as propriedades mecânicas do material.

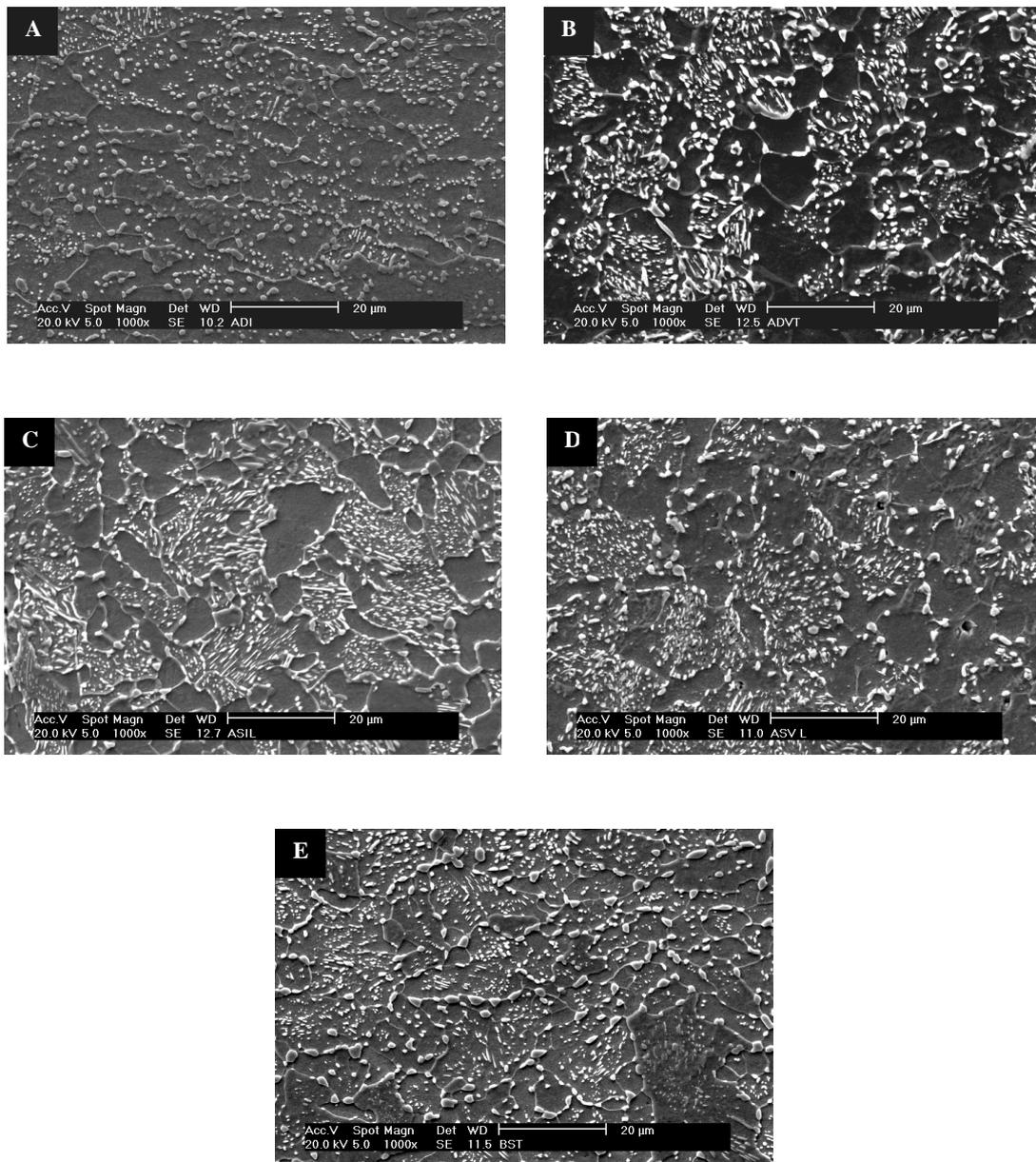


Figura 1. Micrografias de MEV das amostras após recozimento de esferoidização. a) amostra ADI; b) amostra ADV; c) amostra ASI; d) amostra ASV; e) amostra B. Ataque Nital 2%.

Tabela 2. Parâmetros microestruturais determinados para as diferentes amostras esferoidizados, obtidos por análises de MO e MEV

Amostras	Tamanho de Grão [μm]	Grau de Esferoidização no Interior	Tamanho do Carb. no Interior / Contorno [μm]	Nº de Partículas (1000μm ²)	Área Carb. no Contorno[μm ²]
ADI	9,4	0,827	0,5 / 0,76	61	118,81
ASI	10,0	0,721	0,67 / 1,14	69	129,94
ADV	8,3	0,719	0,63 / 0,97	96	103,3
ASV	7,6	0,721	0,60 / 1,06	97	124,2
B	7,0	0,777	0,39/0,93	131	110

Tabela 3. Valores médios obtidos do ensaio de tração

Amostras	Alongamento (%)	Dureza (HV)	Tensão limite de escoamento σ_y (MPa)	Tensão limite de resistência σ_r (MPa)	Tensão limite de fratura σ_f (MPa)
ADI	30,6	136	413,1	674,1	561,3
ASI	31,5	143	448,6	699,6	582,2
ADV	33,2	139	431,9	686,1	571,0
ASV	33,7	142	392,5	684,8	575,6
B	27,7	152	484,2	727,7	513,2

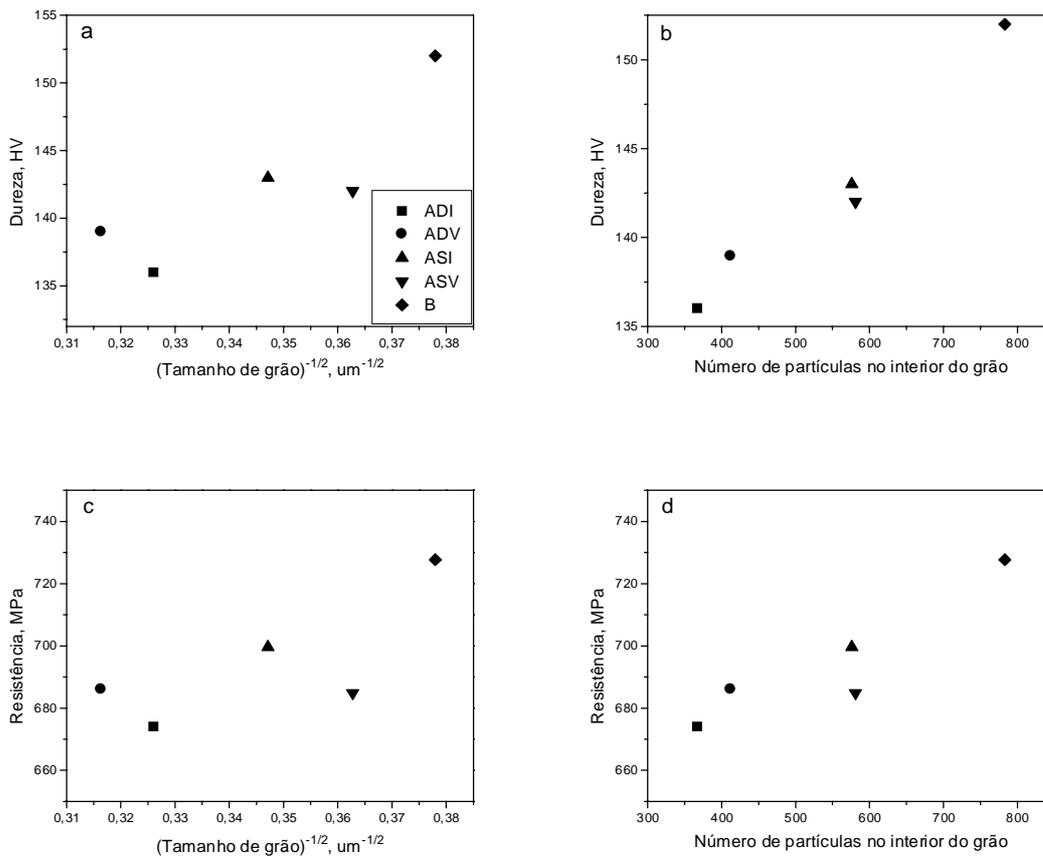


Figura 2. (a-j) - Relação entre as propriedades mecânicas e características microestruturais das amostras estudadas (continua)

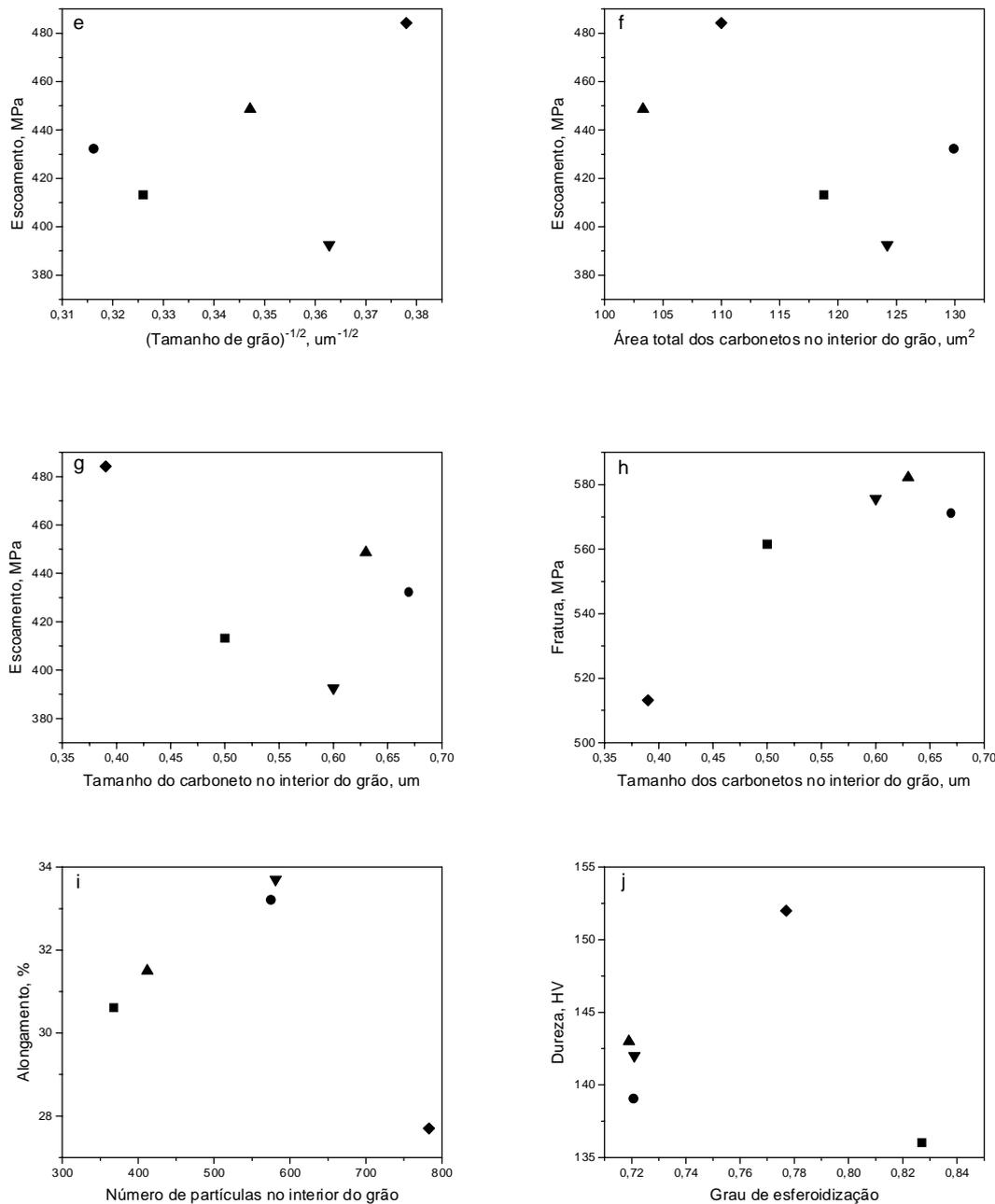


Figura 2. (a-j) - Relação entre as propriedades mecânicas e características microestruturais das amostras estudadas

As figuras 2a e 2c, mostram que tanto a dureza quanto o limite de resistência tem uma tendência a aumentar com a diminuição do tamanho de grão ferrítico. Quanto maior o número de grãos presentes, maiores serão as barreiras proporcionadas pelos contornos de grão, para a movimentação de discordâncias (Dieter, 1981).

O número de partículas no interior do grão também apresentou forte influência sobre a dureza e limite de resistência; quanto maior o número de carbonetos no interior do grão,

maiores serão os pontos de bloqueio e ancoramento de discordâncias, implicando em maiores valores de dureza e resistência (figura 2b e 2d).

Nota-se na tabela 2 e figura 2 que os limites de resistência estão diretamente relacionados com o número de carbonetos distribuídos tanto no interior como nos contornos de grão. Quanto maior o número de partículas presentes no interior do grão, menor será o livre caminho médio para a movimentação das discordâncias, e desta maneira maior será a resistência apresentada pelo material durante a sua sollicitação (tabela 4) (Reed Hill, 1970).

Mesmo os carbonetos presentes nos contornos de grão, atuam no sentido de aumentar esta resistência, uma vez que, conforme pode ser verificado na figura 1, apresentam-se basicamente esferoidizados e não como um filme fino entre grãos, o que provocaria a fragilização da microestrutura e queda de sua resistência mecânica (Chiaverini, 1982).

Observa-se na figura 2e, que o aço SAE 1045 esferoidizado segue um comportamento do tipo da relação de Hall-Petch ($\sigma_y = \sigma_0 + k.d^{-1/2}$), quando o limite de escoamento é relacionado com o inverso da raiz quadrada do tamanho de grão ferrítico, com exceção da amostra ASV que não seguiu tal comportamento. O tamanho e número de carbonetos presentes na matriz também guardam uma boa relação com o limite de escoamento (figuras 2f e 2g).

O alongamento mostrou boa correlação com o número de partículas no interior do grão, sendo que, quanto maior os valores de resistência do material, mais difícil tornar-se o aparecimento e formação das zonas de estrição, permitindo uma maior deformação do material (pois há uma menor taxa de redução de área transversal durante a deformação) (Dieter, 1981). Os valores encontrados de alongamento se situaram em faixas muito próximas, não podendo ser obtidas boas correlações com os diferentes parâmetros medidos. Com a diminuição do tamanho de grão ferrítico, e com a redução da área de partículas no interior do grão, maiores valores para o alongamento são conseguidos.

Segundo Lesuer et al. (1995), o comportamento de um material esferoidizado pode ser visto como o resultado da combinação entre as propriedades mecânicas e morfologia das duas fases presentes no material, equivalente a um composto de ferrita/cementita. Percebe-se, a partir dos resultados obtidos, a inter-dependência entre a forma e distribuição das partículas de carboneto com a matriz ferrítica (figura 2). Conforme citado na literatura (Syn, 1994), o comportamento mecânico de materiais esferoidizados deve ser descrito por equações que levem em conta não somente o tamanho de grão, mas também os fatores citados acima (número e tamanho de carbonetos, distância entre carbonetos, entre outros).

A amostra B apresentou o maior valor de limite de fratura, relacionando-se com menores valores de tamanho dos carbonetos no interior e contornos de grão.

Conforme mostra a figura 2h, a medida em que há um aumento no tamanho dos carbonetos no interior dos grãos, há um aumento no limite de fratura do material, embora um tamanho máximo de carboneto deva existir para maiores valores de limite de fratura.

Quanto maior o número de carbonetos presentes na matriz ferrítica, menor será o limite de fratura do material. Isto porque menor será a distância a ser percorrida por uma trinca, (uma vez que os mecanismos de fratura geralmente envolvem a nucleação e propagação de vazios/trincas), dentro da matriz dúctil (ferrita), resultando em menores valores de limite de fratura (Lesuer et al., 1995, Reed Hill, 1970).

Isto é evidenciado na amostra B, com maior limite de fratura, a qual apresenta uma maior quantidade de partículas no interior do grão, como também menor relação do tamanho dos carbonetos no interior e contornos de grão.

Tabela 4. Comparação qualitativa entre os diferentes parâmetros medidos e sua correlação com as propriedades mecânicas

Características Mecânicas	Tamanho de Grão ferrítico	Grau de Esferoidização	Tamanho Carboneto interior grão	Tamanho Carboneto contorno grão	Nº partículas Interior Grão
↑ Limite de escoamento	↓	↓	↑	↑	↑
↑ Limite de resistência	↓	↓	↑	↑	↑
↑ Tensão de fratura	↓	●	↑	↑	↑
↑ Alongamento	↓	↓	↑	↑	↑
↑ - aumenta; ↓ - diminui; ● correlação não verificada					

4.CONCLUSÕES

A avaliação e correlação dos parâmetros microestruturais de um aço de médio carbono esferoidizado e suas propriedades foram realizadas, apresentando boas correlações entre microestruturas esferoidizadas e propriedades mecânicas.

Foi verificado que com o aumento do número de partículas, tanto no interior, quanto nos contornos de grão, maiores valores de limite de resistência, escoamento, fratura e alongamento são conseguidos.

Contudo, a amostra deformada e submetida ao ciclo térmico isotérmico, resultou no maior grau de esferoidização, quando comparada com as demais amostras.

O aço SAE 1045 esferoidizado apresentou um comportamento do tipo da equação de Hall-Petch, apresentando uma dependência do limite de escoamento com o tamanho de grão.

O grau de esferoidização não apresentou boa correlação com as propriedades mecânicas das amostras testadas, devido possivelmente ao reduzido número de amostras, as quais apresentaram resultados muito próximos.

Devido a uma certa homogeneidade nos resultados obtidos, novos estudos se fazem necessários de modo a delinear com maior clareza e ampliar as correlações entre microestruturas e propriedades mecânicas dos aços de médio teor de carbono esferoidizados.

5.REFERÊNCIAS

- Aihara, K., Kanbara, S., 1990, “Influence of Prior Structure upon Spheroidization Rate and Cold Forgeability of Annealed Wire; The Sumimoto Search”, n. 42, p. 1-8.
- Chiaverini, V., “Aços e Ferros Fundidos”, 5ªed., ABM, São Paulo, SP, Brasil, p. 81-84.
- Coutinho, C.A.B., Neto, P.P.S., Geber, L.P., 1979, “Aceleração do Processo de Esferoidização do Aço Perlítico por Deformação a Frio”, Metalurgia – ABM; vol. 35; n.260.
- Dieter, G.E., 1981, “Metalurgia Mecânica”, Guanabara Dois, Rio de Janeiro, Brasil.
- Lesuer, D.R., Syn, C.K., Sherby, O.D., 1995, “Fracture Behavior of Spheroidized Hypereutectoid Steels”, Acta Metall. Mater. 43, (10), p. 3827-3835.
- Metals Handbook, vol. 2- Heat Treating, Cleaning and Finishing, 8º edição, American Society for Metals, Metals Park, USA;
- Samuels, L.E., 1999, “Light Microscopy of Carbon Steels”, 1ªed., ASM International, USA, August.

- Shkatov, V.V., Chernyshev, A. P., Lizunov, V.I., 1990, "Kinetics of Pearlite Spheroidization in Carbon Steel", *Physics of Metals And Metallography (USSR)* 70, (4), p. 116-121.
- Syn, C. K., Lesuer, D.R., Sherby, O.D., 1994, *Metallurgical and Materials Transactions*, 25A, 1481.
- Reed-Hill, R.E., 1970, "Physical Metallurgy Principles", Van Nostrand Company Ltd, N.Y., U.S.A., 630 p.

PROPOSTA PARA O DESENVOLVIMENTO DE UM PADRÃO PARA A AVALIAÇÃO DO DESGASTE ABRASIVO DE RESINAS COMPOSTAS

Eduardo Carlos Bianchi
Eraldo Jannone da Silva
Alexandre Pegoraro Xavier

Universidade Estadual Paulista, Departamento de Engenharia Mecânica, 17033-360, Bauru, SP, Brasil. E-mail: bianchi@bauru.unesp.br.

César Antunes de Freitas
Ana Rita Rodrigues Bianchi

Universidade de São Paulo, Departamento de Dentística, Endodontia e Materiais Dentários, 17043-101, Bauru, SP, Brasil.

Resumo

Neste trabalho é apresentado o desenvolvimento de um banco de ensaios e uma metodologia para o estudo do desgaste abrasivo de resinas compostas. Para a verificação do funcionamento do banco de ensaio e a comparação da metodologia proposta com outras já existentes, foram estudadas as cinco resinas compostas as mais utilizadas pelos cirurgiões dentistas.

Para a realização da análise estatística dos resultados obtidos, foi utilizado o método One Way ANOVA e o Teste de Tukey para as comparações entre os grupos de resinas testadas pôde-se classificar as mesmas quanto à resistência ao desgaste, em ordem crescente, da seguinte forma: Charisma (menos resistente ao desgaste), Tetric, TPH, Herculite e Z-100 (mais resistente ao desgaste) ($p < 0,05$).

Dos resultados obtidos, pôde-se verificar que o método proposto foi o que apresentou menor coeficiente de variação.

Palavras-chave: Desgaste abrasivo, resina composta, tribologia de resinas compostas

1. INTRODUÇÃO

As resinas compostas foram desenvolvidas com o objetivo de reparar as perdas de material dentário do ser humano, seja esta perda por acidentes ou oriunda de alguma cirurgia dentária para melhorar as condições de vida de outrém.

Dentre os vários materiais existentes que poderiam ser utilizados para este fim, as resinas compostas foram escolhidas por apresentarem menor desgaste, maior facilidade de manuseio (são vendidas em tubos como os de uma pasta dental) e por possuir uma maior semelhança

com a coloração dos dentes humanos, tornando-se praticamente imperceptível após sua aplicação.

O ideal seria que os materiais restauradores odontológicos se desgastassem de modo semelhante ao esmalte dentário; o que evidentemente não ocorre devido as características de cada material. O principal problema na utilização das resinas compostas é o seu desgaste, que pode ser proveniente das escovações e da mastigação. Assim, o estudo deste fenômeno se faz necessário para prever o tempo de duração das resinas compostas pois sua substituição, quando estiver gasta, é necessária.

Segundo Condon e Ferracani (1997); Dahl e Oilo (1994); Dickinson et al. (1993, para a análise do desgaste de resinas compostas são apresentados dois métodos distintos: o clínico (“*in vivo*”) e o laboratorial (“*in vitro*”).

O método clínico consiste em se realizar restaurações em um determinado número de pacientes e após um certo período de tempo, normalmente bastante longo (mínimo de 2 e máximo de 6 anos), analisar qual foi o desgaste sofrido pelas resinas (Bryant e Hodge, 1994).

Um dos principais problemas enfrentados pelos pesquisadores é que ao obterem os dados sobre o desgaste das resinas ensaiadas, após este longo intervalo de tempo, outras resinas já haviam sido lançadas e as antigas haviam sofrido variações em sua composição. Os testes clínicos apresentam inconvenientes como a dificuldade de controle da frequência dos pacientes, a variedade de hábitos alimentares e de formas de mastigação, influenciados pelo pH da saliva da cavidade bucal de cada paciente, dentre outros.

Quanto aos teste laboratoriais (*in vitro*), alguns podem ser simples e outros tão complexos quanto os clínicos. A inexistência de um método aceito internacionalmente para avaliar o desgaste abrasivo de resinas e as diferentes metodologias empregadas dificulta a análise comparativa entre os resultados obtidos para as resinas até hoje ensaiadas.

O objetivo deste trabalho é o de propor um padrão para a avaliação do desgaste abrasivo de resinas compostas para a comunidade científica e fabricantes. Para isso desenvolveu-se um banco de ensaios, o qual foi inicialmente avaliado, sofrendo então as alterações necessárias. Este foi comparando os resultados obtidos, os quais utilizaram a versão inicial do método (balança de agressividade) e pôde-se confirmar a eficiência do novo método proposto.

2. DESGASTE DE RESINAS COMPOSTAS

Carvalho e Salgado (1997), afirmam que a partir da descoberta da resina composta, há mais de 25 anos, por Bowen (1963), nenhum outro material recebeu tanta atenção na odontologia. A crescente demanda estética nos consultórios odontológicos, onde o desejo do branco dos dentes naturais ocupou o lugar do amarelo do ouro em dentes posteriores, coincide com o surgimento de uma gama variada de novos materiais e técnicas. Isso pode gerar confusão ao profissional no uso da resina composta (principalmente a posterior), levando à resultados clínicos insatisfatórios.

Hirano et al.(1998), em seu estudo laboratorial comparativo do desgaste abrasivo de quatro diferentes tipos resinas contra um esmalte abrasivo, afirmam que a mais importante propriedade física dos “dentes artificiais”, utilizados em restaurações, é a resistência ao desgaste abrasivo. No passado os materiais mais utilizados para este fim foram a porcelana e a resina. A porcelana possui uma elevada resistência ao desgaste e melhor estabilidade de coloração do que a resina; entretanto, a porcelana possui uma maior propensão à fratura. Por outro lado, as resinas possuem excelente resistência e adesão a base do dente; entretanto, sua resistência ao desgaste abrasivo ao longo do tempo é questionada.

Pesquisas tem sido desenvolvidas para melhorar a resistência ao desgaste abrasivo das resinas compostas. Os aparelhos para testes laboratoriais (*in vitro*) utilizados para pesquisa de desgaste abrasivo, em sua maioria, envolvem uma boca artificial que simula os movimentos

de mastigação. Os autores desenvolveram um meio alternativo de simular estes movimentos e estudar laboratorialmente o desgaste abrasivo das resinas compostas.

O método utilizado foi o de construir corpos-de-prova posicionando a resina composta sobre a superfície oclusal de cada dente. Cinco esmaltes abrasivos e cinco corpos-de-prova foram utilizados para cada ensaio. Um abrasivo e um corpo-de-prova são posicionados na máquina para análise de desgaste abrasivo e ensaiados por 5.000 ciclos (onde é inserido um fluido entre as superfícies - saliva humana), seguido por um adicional de 5.000 ciclos; ou seja, um total de 10.000 ciclos com uma carga de 13,4 N. O aparelho desenvolvido para análise do desgaste estabelece o contato entre o esmalte abrasivo e a superfície do dente artificial (corpo-de-prova) por 10.000 ciclos. Todos os testes de desgaste abrasivo foram realizados com a presença de saliva humana. O desgaste dos corpos de prova foi medido por meio de um perfilômetro posicionado em quatro pontos ao longo da superfície circular criada pelo abrasivo na superfície do corpo de prova. A máxima profundidade na faixa de desgaste em relação a superfície não desgastada foi considerada como a quantidade de material desgastado. A precisão destas medidas foi de aproximadamente 1 µm.

Os autores afirmam que avaliar a taxa de desgaste abrasivo das resinas compostas é importante devido a sua influência na manutenção da eficiência da mastigação, na dimensão vertical da superfície oclusal e na estabilidade da superfície oclusal.

Na tabela 1 são apresentados os valores médios e o desvio padrão obtidos nos resultados por Hirano et al.(1998), sendo calculado, segundo Costa Neto (1977) o coeficiente de variação o qual é definido como o quociente entre o desvio padrão e a média. É frequentemente expresso em porcentagem. Sua vantagem é caracterizar a dispersão dos dados em termos relativos a seu valor médio..

Tabela 1. Valores médios e o desvio padrão dos resultados obtidos por Hirano et al.(1998).

	Média dos valores e desvio padrão do desgaste após 5.000 ciclos na máquina de testes [mm]	Coefficiente de Variação [%]
Myerson	0,0034 ± 0,0017	50,0
DB Plus	0,0034 ± 0,0022	64,7
Classic	0,0050 ± 0,0029	58,0
KensonTPH	0,0060 ± 0,0023	38,3
	Média dos valores e desvio padrão do desgaste após 10.000 ciclos na máquina de testes [mm]	Coefficiente de Variação [%]
Myerson	0,0040 ± 0,002	47,5
DB Plus	0,0042 ± 0,002	47,6
Classic	0,0082 ± 0,004	48,7
KensonTPH	0,0098 ± 0,008	81,6

Barkmeier et al.(1999) afirmam que novas resinas compostas tem sido desenvolvidas com um potencial de substituir o amálgama. Propõem determinar e comparar o desgaste abrasivo localizado de três resinas compostas de “alta densidade” (Alert, Solitair e Surefil) e duas resinas compostas “convencionais” (TPH e Z-100). Os corpos-de-provas foram preparados de modo a obter uma superfície polida. O perfil da superfície foi registrado utilizando-se um perfilômetro. Os corpos-de-prova foram submetidos à 400.000 ciclos na máquina de desgaste de Leinfelder (o autor não cita informações adicionais sobre a referida máquina). Após o ensaio, um segundo perfil do corpo-de-prova foi gerado e comparado ao primeiro utilizando o “software” AnSur 3D. O volume total removido e a máxima profundidade de desgaste abrasivo em cada corpo-de-prova foram calculados. Os resultados por eles obtidos é apresentado da tabela 2. Finalmente, concluem que existe uma diferença significativa no desgaste abrasivo localizado das cinco resinas compostas analisadas.

Tabela 2. Os resultados do estudo de Barkmeier et al.(1999).

	Volume removido [mm³]	Coefficiente de Variação [%]
Z-100	0,010 ± 0,003	30,0
SureFil	0,014 ± 0,004	28,6
Alert	0,016 ± 0,005	31,3
Spectrum TPH	0,042 ± 0,003	7,1
Solitaire	0,062 ± 0,008	12,9
	Profundidade máxima [µm]	Coefficiente de Variação [%]
Z-100	69,2 ± 8,8	12,7
SureFil	82,6 ± 11,4	13,8
Alert	80,9 ± 15,4	19,0
Spectrum TPH	125,2 ± 11,1	8,9
Solitaire	159,2 ± 15,0	9,4

3 - METODOLOGIA

O processo de revestimento do disco metálico com resina é manual, não possuindo precisão em relação a batida radial. Para remover as imperfeições geométricas e dimensionais e eliminar a camada viscosa remanescente, os discos foram previamente usinados com um rebolo grosso, numa máquina retificadora.

Com o disco fixado na extremidade do cabeçote do disco dinâmico, eram preparados os discos, tanto fixo quanto o dinâmico. O disco fixo era fabricado e retirado do cabeçote, enquanto o disco dinâmico não. Isto foi realizado para minimizar os erros de descentralização (batimento radial).

O banco de ensaios apresentado foi fabricado com dois conjuntos lineares de esferas (KGBA 2045 PP), denominada por guia de esferas recirculantes e dois eixos para rolamento linear (W20 H6/135), denominado por haste, visando um melhor desempenho do mecanismo de deslocamento do disco estático.

Para a montagem das guias no suporte (em forma de “U” invertido), já desenvolvido anteriormente, foi necessário fabricar algumas peças de união, de modo que as guias ficassem rigidamente presas ao suporte, evitando vibrações, e que permitissem um deslocamento vertical uniforme e simultâneo das duas hastes.

O mecanismo de deslocamento vertical foi montado com todas as partes que promovem a união das hastes, a fixação do disco estático e a carga aplicada. Todas estas peças foram confeccionadas em alumínio para redução de peso, conforme será comentado posteriormente.

Depois de cumpridas as necessidades de fabricação de discos, deu-se início à procura das melhores condições de ensaio. Primeiramente, variou-se a carga da balança. A carga foi dividida em quatro partes que se encaixavam uma na outra. Com uma mesma condição de ensaio, apenas com a variação na carga, vários ensaios foram realizados. O valor da carga que proporcionou o melhor resultado foi de 6,5 N.

Também foram realizados ensaios preliminares variando-se a rotação do cabeçote do eixo dinâmico. Quando a rotação era elevada, havia problemas relacionados a queima da superfície do material. Se a rotação fosse diminuída, a taxa de desgaste do material não era suficiente para proporcionar resultados satisfatórios. Após vários ensaios, chegou-se no valor de rotação do motor de acionamento de 30 Hz e lubrificação por água, na região de corte.

Para verificação da influência das condições iniciais no ensaio, foram realizados ensaios repetidas vezes com o mesmo disco dinâmico, podendo-se verificar que os resultados obtidos a partir do segundo ensaio, diferenciam muito do primeiro, e todos os primeiros possuem uma boa repetibilidade.

Na figura 1, é ilustrada a vista geral do banco de ensaios desenvolvido, correspondendo ao seu posicionamento em vista frontal da máquina retificadora utilizada para apoiar o banco de ensaios e retificar os discos.

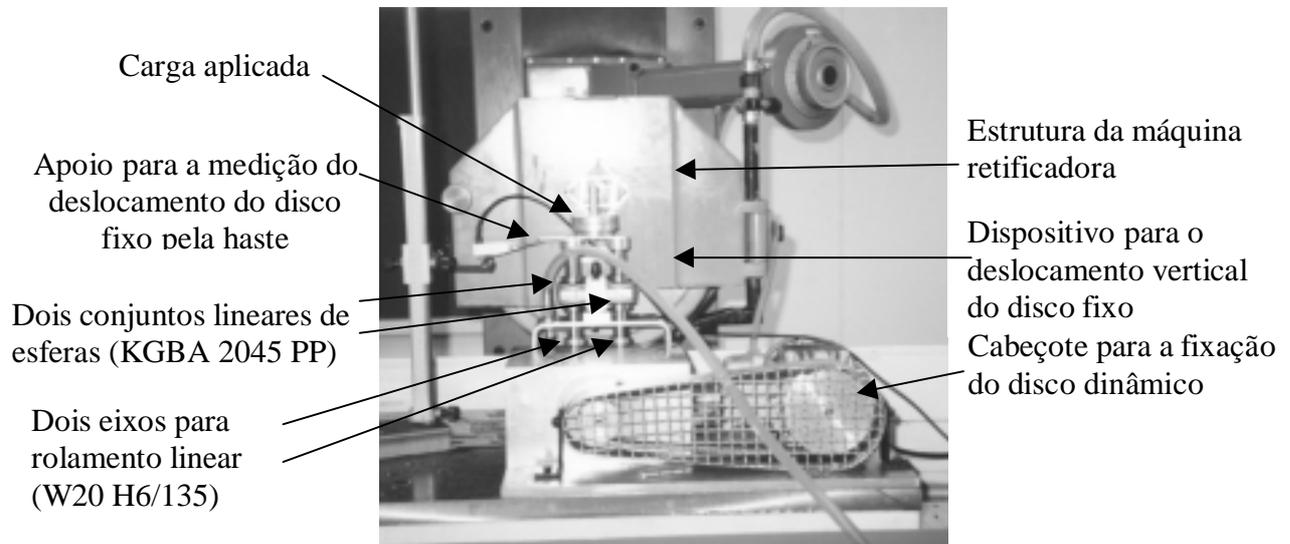


Figura 1. Fotografia da vista frontal do banco de ensaios sobre a máquina retificadora

Para a determinação da agressividade (capacidade da porcelana em desgastar a resina) foi realizada uma adequação, por Bianchi et al. (1997), baseado no que foi apresentado por Coelho, R.T. (1991), onde a agressividade é dada por:

$$k = \frac{2b\sqrt{4r}}{3F_n} (a_1)^{2/3} \quad [\text{mm}^3/\text{N.s}] \quad (1)$$

onde: k: agressividade [$\text{mm}^3/\text{N.s}$]

b: largura do disco estático [mm]

r: raio dos discos [mm]

F_n : força normal aplicada [N]

a_1 : coeficiente angular da reta gerada pelo gráfico registrado entre o deslocamento vertical do disco estático (eixo y) com o tempo elevado a 2/3 (eixo x), conforme descrito no modelamento matemático desenvolvido por Coelho, R. T. (1991)

O ensaio era realizado colocando-se um disco (dinâmico) mais largo no cabeçote e um disco (estático) mais estreito no dispositivo vertical de deslocamento. Com o eixo do disco dinâmico parado, aproximava-se cuidadosamente o disco estático até que estes se tacassem. Para o início do ensaio, liga-se o motor de acionamento e, ao mesmo tempo, os valores relativos ao deslocamento eram registrados (via software) para posterior análise. O ensaio terminava quando o deslocamento vertical máximo fosse de 450 μm .

4 - RESULTADOS E DISCUSSÃO DOS ENSAIOS DEFINITIVOS

Os ensaios foram realizados com a observação de se manter um mesmo padrão de ações físicas durante todos os experimentos com todas as cinco resinas compostas que são: Charisma, Herculite, TPH, Tetric e Z-100.

Após o final dos ensaios com cada tipo de resina composta a cerâmica foi retificada de modo a manter a sua superfície sempre nova para os ensaios com um novo tipo de resina.

A agressividade média e o desvio-padrão obtidos para cada resina ensaiada são mostrados na figura 2.

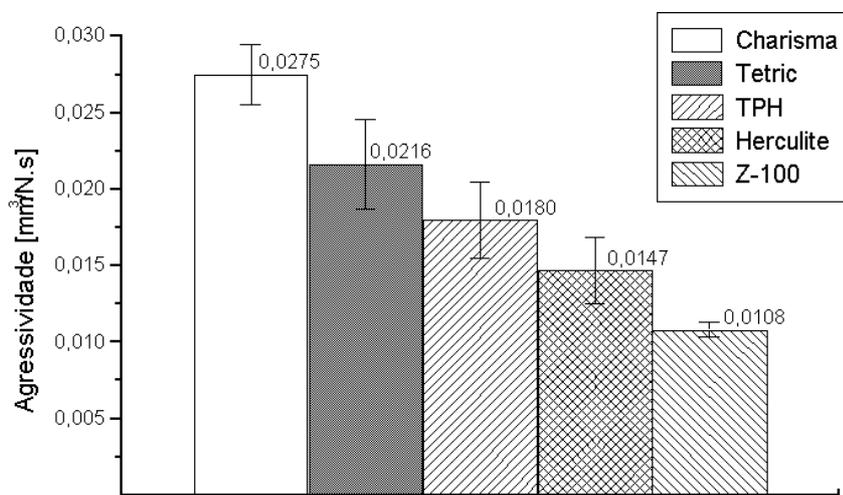


Figura 2. A agressividade média e o desvio-padrão obtidos para cada resina ensaiada

Para a análise dos resultados de agressividade obtidos, utilizou-se o método One-Way ANOVA e o Teste de Tukey para as comparações entre os grupos de resinas testadas.

Ao realizar-se o teste One-way ANOVA, com os valores originais da agressividade para cada resina, este conjunto de dados não apresentava uma distribuição normal, pré-requisito básico para a aplicação do teste One-way ANOVA, o qual é um teste paramétrico.

Sendo assim, visando-se obter a normalidade do conjunto de dados, os valores individuais de agressividade para cada resina foram transformados matematicamente, sendo-lhes extraída a raiz quadrada dos valores individuais.

Utilizando-se os valores transformados de agressividade (raiz quadrada dos valores iniciais), executou-se novamente o teste One-way ANOVA, obtendo-se então a normalidade dos dados, sendo possível a execução e a continuidade do teste.

O quadro de Análise de Variância é apresentado na tabela 3. Foi verificada diferença estatística entre os grupos ($p < 0,001$).

Tabela 3. Análise de Variância - um critério de classificação (One-way ANOVA)

Fonte de variação	Soma dos quadrados	Graus de liberdade	Quadrado médio	"F"	p
Entre grupos	0,0157	4	0,00392	63,487	<0,001
Resíduo	0,00185	30	0,0000618		
Total	0,0176	34			

Para as comparações múltiplas entre os grupos (tipos de resina), utilizou-se o Teste de Tukey, com 5% de significância. O resultado obtido é apresentado na tabela 4.

Conforme apresentado na tabela 3, todas as comparações efetuadas mostraram-se significantes ($p < 0,05$), ou seja, para o nível de significância de 5%, houve diferença estatística para cada comparação individual.

Sendo assim, a mesma apresenta a agressividade das resinas em ordem decrescente ($p < 0,05$). Como a agressividade é inversamente proporcional à resistência ao desgaste, tem-se que, as resinas podem ser assim classificadas quanto à resistência ao desgaste, em ordem

crescente: Charisma (menor resistência ao desgaste), Tetric, TPH, Herculite e Z-100 (maior resistência ao desgaste) ($p < 0,05$).

Tabela 4. Comparações múltiplas entre os grupos (* - teste significativo $p < 0,05$)

	Charisma	Tetric	TPH	Herculite	Z-100
Charisma		*	*	*	*
Tetric	*		*	*	*
TPH	*	*		*	*
Herculite	*	*	*		*
Z-100	*	*	*	*	

Os resultados obtidos aproximam-se daqueles obtidos por Barkmeier et al.(1999) nos quais, ao comparar e determinar o desgaste abrasivo localizado de três resinas compostas de “alta densidade” (Alert, Solitair e Surefil) e duas resinas compostas “convencionais” (TPH e Z-100), foi possível determinar que a resina Z-100 foi a que apresentou menor desgaste dentre as resinas por eles testadas.

Para facilitar a análise comparativa entre o método proposto no presente trabalho e os métodos de por Hirano et al.(1998) e Barkmeier et al.(1999), foi elaborada a tabela 5.

Tabela 5. Valores médios e o desvio padrão dos resultados obtidos

Resina	Média e desvio padrão dos valores de Agressividade [mm ³ /N.s]	Coefficiente de Variação [%]
Charisma	0,027 ± 0,0020	7,2
Tetric	0,022 ± 0,0029	13,5
TPH	0,018 ± 0,0025	13,8
Herculite	0,015 ± 0,0021	14,6
Z-100	0,011 ± 0,0005	4,5

Pode-se verificar que no trabalho de Hirano et al.(1998) os valores do Coeficiente de Variação [%], mínimo e máximo, respectivamente, oscilaram de 38,3 à 64,7, para o desgaste após 5.000 ciclos na máquina de testes (mm), e de 47,5 à 81,6, para o desgaste após 10.000 ciclos na máquina de testes (mm).

Nos resultados obtidos por Barkmeier et al.(1999), nota-se que os valores do coeficiente de variação [%], mínimo e máximo, respectivamente, obtidos no cálculo do volume de material removido, variou de 12,9 à 30,0, mesmo tendo sido medido os valores de profundidade máxima com coeficiente de variação [%] entre 8,9 e 19,0.

Nos resultados obtidos no presente trabalho, os valores do coeficiente de variação [%], mínimo e máximo, respectivamente, variaram entre 4,5 e 13,8.

Pode-se notar que o método proposto no presente trabalho foi o que apresentou os menores valores mínimo, máximo e faixa de variação para o coeficiente de variação.

5 - CONCLUSÕES

A análise dos resultados encontrados, sua precisão e repetibilidade, acompanhados pela rapidez de realização de cada ensaio permite concluir que o banco de ensaios proposto atende às exigências iniciais de garantir um método seguro e rápido de se analisar o desgaste abrasivo das resinas compostas.

Com base na análise estatística pode-se afirmar que o banco de ensaios aqui proposto pode avaliar a propriedade de resistência ao desgaste abrasivo de uma resina composta de modo rápido e preciso, o que corresponde às expectativas iniciais de seus pesquisadores, que

podem agora propô-lo aos especialistas como um modo padrão de avaliação do desgaste abrasivo de resinas compostas.

Através dos ensaios realizados e da análise estatística empregada para a interpretação dos resultados, as resinas testadas podem ser assim classificadas quanto à resistência ao desgaste, em ordem crescente: Charisma (menos resistente ao desgaste), Tetric, TPH, Herculite e Z-100 (mais resistente ao desgaste) ($p < 0,05$).

Dos métodos apresentados na literatura formal, o que foi proposto no presente trabalho apresentou a menor variação no intervalo do coeficiente de variação. Ressalta-se também o fato de que nos métodos usuais a unidade de medida de desgaste é volume [mm^3], enquanto que no presente método a agressividade é calculada tomando-se o desgaste, de um certo volume de resina, por unidade de força aplicada e tempo de ensaios [$\text{mm}^3/\text{N.s}$], o que garante uma maior confiabilidade nos resultados obtidos.

6 - AGRADECIMENTOS

Manifestamos nossos agradecimentos a FAPESP (Fundação de Amparo à Pesquisa do Estado de São Paulo) pelo apoio cedido para este trabalho e a FUNDUNESP (Fundação Para o Desenvolvimento da UNESP) pelo apoio na obtenção da sua patente.

7 - REFERÊNCIAS

- BARKMEIER, W. W.; WILWERDING, T. M.; LATTA, M. A.; BLAKE, S. M. *In vitro* Wear Assessment of High Density Composite Resins. Journal of Dental Research, 77th General Session of the IADR, Vol. 78, p. 78, March 1999
- BOWEN, R.L. Properties of silica reenforced polymer for dental restorations. J. Amer. Dent. Ass., v. 66, n.1, p.57-64, 1963.
- BRYANT, R. W.; HODGE, K. V.; A Clinical Evaluation of Posterior Composite Resin Restorations. Australian Dental Journal. Vol. 39. Number 2. p. 77 - 81. 1994.
- CARVALHO M. E. A. B. & SALGADO F. Resina composta posterior. Artigo publicado em 31 de outubro de 1997 no www.odontologia.com.br - Catálogo da Odontologia na Internet <http://odontologia.com.br/artigos/resina-composta-posterior.html>.
- CONDON, J. R. & FERRACANI, J. L. *In vitro* Wear of Composite with Varied Cure, Filler level, and Filler Treatment. J. dent. Res., v. 76, n. 7, p. 1405-1411, January 1997.
- COSTA NETO, P.L.O. Estatística. Editora Edgard Blücher Ltda. São Paulo. p. 264, 1977.
- DAHL, B. L.; OILO, G.; *In vivo* Wear Ranking of Some Restorative Materials. Quintessence International. Vol. 25. Number 8. p. 561 - 565. 1994.
- DICKINSON, G. L.; GERBO, L. R.; LEINFELDER, K. F.; Clinical Evaluation of Highly Wear Resistant Composite. American Journal of Dentistry. Vol. 6. Number2. p. 85 - 87. 1993.
- HIRANO, S.; MAY, K. B.; WAGNER W. C.; HACKER, C. H. *In vitro* wear of resin denture teeth. The journal of prosthetic dentistry, Vol. 79, Number 2, p. 152-155, fev. 1998.

ESTUDO DA INFLUÊNCIA DOS LIGANTES (RESINÓIDE E VITRIFICADO) E DOS GRÃOS ABRASIVOS (CBN E ÓXIDO DE ALUMÍNIO) NA AGRESSIVIDADE DA SUPERFÍCIE DE CORTE

Eduardo Carlos Bianchi
Rodrigo Daun Monici
Eraldo Jannone da Silva
Paulo Roberto de Aguiar

Universidade Estadual Paulista, Departamento de Engenharia Mecânica, 17033-360, Bauru, SP, Brasil. E-mail: bianchi@bauru.unesp.br.

Resumo

Neste trabalho foi desenvolvido um estudo sobre a capacidade de remoção de material ocasionado no processo de retificação. A retificação é um dos processos utilizados para se obter um elevado grau de acabamento superficial, pequenos erros dimensionais e de forma. Assim, tal processo utiliza como ferramenta o rebolo, que é o responsável pela remoção de material, sendo que tais ferramentas são compostas basicamente por um núcleo, ligante e grãos abrasivos. Dessa forma, nesse trabalho efetuou-se um estudo sobre a capacidade de remoção de material dos rebolos, sendo tal propriedade expressa pela agressividade. As ferramentas testadas nesse trabalho foram basicamente rebolos convencionais de Óxido de Alumínio (Al_2O_3) e rebolos superabrasivos de CBN (Nitreto de Boro Cúbico), sendo que entre os rebolos superabrasivos, testou-se os rebolos de CBN com ligante resinóide, vitrificado e resinóide de alto desempenho, buscando-se assim analisar o desempenho de tais ferramentas quanto à agressividade apresentada pelas mesmas.

Palavras-chave: Rebolos, Superabrasivos, Agressividade, Ligantes

1. INTRODUÇÃO

Tradicionalmente, a operação de retificação é utilizada em processos de acabamento onde a qualidade superficial do material retificado, erros dimensionais e erros de forma são fatores de extrema importância e, conseqüentemente, devem ser controlados.

Trata-se de um processo de usinagem onde há um grande número de arestas de corte (sem geometria definida) agindo simultaneamente. O desgaste destas arestas, e da superfície de corte do rebolo, é causada por fatores mecânicos e físico-químico. Este desgaste está diretamente relacionado à usinabilidade do material, que reflete a vida útil do rebolo.

A escolha adequada das condições de usinagem e das especificações do rebolo podem otimizar a vida útil da superfície de corte do rebolo, de modo a proporcionar uma maior capacidade de remoção de material. A quantificação da capacidade de um rebolo em remover material é usualmente denominada agressividade da superfície de corte.

Este trabalho tem como objetivo o estudo da agressividade da superfície de corte de rebolos convencionais (óxido de alumínio) e superabrasivos de CBN (nitreto cúbico de boro), fabricados com ligantes resinóide, resinóide de alto desempenho e vitrificado, em função dos parâmetros de entrada: velocidade de corte, afiação do rebolo (dressagem ou perfilamento/avivamento) e tipo de ligante. Assim, através de tais parâmetros procurou-se estabelecer a correlação existente entre tais ferramentas e o parâmetro analisado.

2 - CONCEITOS GERAIS SOBRE REBOLOS

A retificação é um dos processos de acabamento mais utilizados na fabricação de peças de precisão, e que exige um excelente grau de acabamento superficial; mesmo sendo este um dos processos de usinagem ainda menos dominado tecnologicamente, se comparado aos processos convencionais de usinagem (torneamento, furação, fresamento etc.). A retificação consiste basicamente na usinagem de uma peça através de uma ferramenta chamada rebolo, cuja forma é semelhante à de um disco, constituído de um núcleo, ligante e os grãos abrasivos. Os grãos abrasivos podem ter como constituição o Óxido de Alumínio Al_2O_3 (rebolo convencional) ou de grãos de CBN - Nitreto de Boro Cúbico (rebolos superabrasivos), unidos por meio de um ligante, sendo os mais encontrados no mercado o ligante resinóide, vitrificado, convencional e resinóide de alto desempenho.

Nailor, em 1989, já afirmava que a usinagem com rebolos superabrasivos deve proporcionar um custo de produção inferior, por peça, em média 30 a 50% em relação a usinagem com rebolos convencionais, utilizando-se condições de usinagem que promovam o menor desgaste possível da sua superfície de corte (superfície do rebolo responsável pela remoção de metal da peça retificada). Entretanto, a redução de custo somente será viável se o rebolo, utilizado sob determinadas condições de usinagem e afiação, proporcionar peças com qualidade aceitável, ou seja, com erros de forma e geométricos aceitáveis, rugosidade superficial adequada e sem danos metalúrgicos significativos (modificações na microestrutura do material como encruamento, tensões residuais etc.).

Segundo Krar e Ratterman (1990), como consequência dos esforços contínuos para melhorar a qualidade dos produtos e os métodos de fabricação, têm sido desenvolvidas novas máquinas-ferramenta e materiais para as ferramentas de corte. Alguns tipos de materiais composto, comprovadamente, provocam grandes dificuldades de usinagem, ou até mesmo impossibilidade, quando torna-se necessário que sejam submetidos ao processo de retificação com rebolos convencionais.

Os rebolos superabrasivos, quando comparados com os rebolos convencionais, têm-se mostrado superiores sob vários aspectos. Porém os rebolos superabrasivos não se adaptam a todos os tipos de materiais, cabendo ressaltar que tais rebolos possuem grande eficiência na retificação de metais ferrosos, endurecidos superligas de cobalto e níquel. Os rebolos superabrasivos apresentam também grande resistência aos esforços de corte, sendo que os mesmos suportam grandes esforços físicos, quando comparados com o rebolo convencional. O rebolo superabrasivo apresenta também como característica a ocorrência de uma rugosidade média menor se comprado com o rebolo convencional, além de suportar e dissipar grandes solicitações térmicas mais facilmente diminuindo a temperatura na região de corte, impedindo assim que ocorra a queima da peça durante a retificação.

Segundo Bianchi et al. (1998), a operação de retificação é promovida através de uma ferramenta a qual é responsável pela transferência da energia da máquina à peça e dessa forma, a mesma deve apresentar grande resistência ao desgaste, característica fundamental dos rebolos superabrasivos. Assim, os rebolos superabrasivos apresentam grande resistência ao desgaste, principalmente quando utilizados na retificação de aços de difícil retificação, ou seja, DTG (Difficult To Grinding). Na retificação de aços DTG, os rebolos convencionais

perdem seus grãos abrasivos mais facilmente, gerando elevadas forças de corte, temperatura pelo desgaste excessivo, elevada rugosidade média e temperatura na região de corte. Na retificação com rebolos superabrasivos, os Grãos de CBN - Nitreto de Boro Cúbico, apresentam grande resistência ao desgaste, gerando dessa forma forças menores de corte, temperaturas inferiores pela melhor dissipação de calor ocasionada pelo rebolo superabrasivo, valores inferiores de rugosidade média e temperatura.

Segundo Klocke e König (1995) a melhoria do processo de retificação somente pode ser conseguida com a utilização de grãos superabrasivos como o CBN. O potencial de alto desempenho deste material abrasivo resulta da sua extrema dureza e resistência ao desgaste, aliadas às suas altas resistências à temperatura e condutibilidade térmica. No campo dos rebolos de CBN é observado um rápido crescimento do uso dos ligantes vitrificados na indústria. Este tipo de ligante é frágil e extremamente resistente ao desgaste e possui uma boa estabilidade térmica. Uma outra vantagem significativa da utilização de ligante vitrificado em rebolos de CBN, resulta do fato do mesmo proporcionar boa porosidade e boas propriedades de auto afiação dos rebolos, o que, usualmente, simplifica o método de condicionamento destes.

Os rebolos utilizados na operação de retificação podem apresentar dois tipos de efeitos ocasionados pelo processo de dressagem, que são o macroefeito e microefeito. O microefeito é ocasionado pela fragmentação do ligante através dos esforços mecânicos de retificação atribuídos ao mesmo e ao estado de afiação de cada grão abrasivo. O macroefeito corresponde à rosca gerada na superfície de corte do rebolo. Quando um rebolo é dressado com grau de recobrimento de dressagem próximo à unidade, os fenômenos do macro e micro efeito de dressagem são máximos. Assim, o microefeito é principalmente ocasionado pelo desprendimento do grão abrasivo do ligante devido aos esforços mecânicos pelo aumento contínuo da área de corte do topo do grão abrasivo, promovendo mais tarde seu desprendimento do ligante.

A agressividade de um determinado rebolo é diretamente relacionada com o tipo de ligante que constitui a ferramenta, sendo que os principais ligantes disponíveis no mercado são o resinóide e o vitrificado. Dessa forma tais ligantes apresentam características próprias que influem nos resultados de agressividade. As principais características de rebolos com ligante vitrificados são: Boa resistência à abrasão; boa capacidade de manutenção da forma geométrica; vida longa; geralmente mais fácil de avivar e afiar do que outros ligantes; podem gerar melhores acabamentos superficiais - concentrações de 150 a 200 podem produzir os melhores acabamentos; renovam mais facilmente o grão abrasivo; apresentam um ligante mais frágil ao impacto; possuem a menor resistência devido a má utilização.

O rebolo com ligante resinóide apresenta as seguintes características: Podem ser utilizados em um grande número de aplicações; Estão disponíveis em um grande número de formas e tamanhos; Podem ser utilizados tanto em retificação refrigerada como a seco; Apresentam um ligante mais dúctil; Boa qualidade de corte; Apresentam uma melhor retenção do grão abrasivo.

A ferramenta que apresenta o ligante convencional possui as seguintes características: Não apresenta uma retenção do grão abrasivo; Apresenta um ligante razoavelmente flexivo; São utilizados num campo mais restrito de aplicações; Vida relativamente curta.

A empresa GE Company USA (1998) recentemente divulgou os resultados de levantamento sobre a utilização dos principais tipos de ligantes, utilizados para a fabricação de rebolos superabrasivos nos anos de 1980 e 1997. De acordo com a pesquisa realizada pela empresa, pôde-se notar uma grande queda na utilização do ligante resinóide (de 76% para 31%) e um acentuado crescimento (de 4% para 32%) na utilização do ligante vitrificado. Assim, estes dois tipos de rebolos são, atualmente, os mais utilizados e em quantidades praticamente iguais.

A agressividade dos rebolos está diretamente ligada a um outro fator de muita importância, que é a porosidade apresentada pela ferramenta que expressa a quantidade de núcleos vazios (poros), ou seja a porosidade está intimamente ligada à granulometria. Assim, a granulometria expressa a quantidade de grãos abrasivos encontrados numa determinada área de superfície do rebolo, onde a ferramenta que apresentar uma maior granulometria e consequentemente uma menor porosidade irá apresentar uma agressividade menor quando comparada à uma ferramenta de características contrárias.

4 - METODOLOGIA

4.1 – Equacionamento Matemático

Segundo Coelho (1991), através de um modelamento matemático, a regressão dos pontos de deslocamento em função do tempo elevado a 2/3 resultam numa boa aproximação da curva gerada pelos mesmos; assim a forma da curva de desempenho será uma reta. Após realizada a regressão, obtém-se o valor da agressividade expressa pela equação abaixo:

$$k = \frac{2b\sqrt{8r}}{3F_n} (a_1)^{2/3} \quad [\text{mm}^3/\text{N.s}] \quad (1)$$

onde: k = Agressividade da ferramenta [$\text{mm}^3/\text{N.s}$];
 b = Largura do disco [mm];
 r = Raio do disco [mm];
 F_n = Força normal aplicada [N]
 a_1 = Coeficiente Angular Médio [--].

Assim através do Coeficiente Angular a_1 obtido por meio de regressão linear, para cada ensaio realizado foi possível a obtenção da agressividade para cada tipo de ferramenta ensaiada, através da equação 1 apresentada anteriormente.

4.2 – Desenvolvimento da balança

A obtenção dos dados quanto ao deslocamento ocasionado pelo desgaste do corpo de prova, ocorreu através da confecção de uma balança, como ilustrada na figura 1. A balança foi confeccionada de modo que a posição do corpo de prova (disco fixo), permanecesse na horizontal, podendo-se assim posicionar o apalpador eletrônico de maneira fácil e sem desvios. No braço da balança foi aplicada uma carga cujo massa foi de 620g, gerando uma força de 6,08N, aplicada diretamente no corpo de prova.

Os ensaios foram elaborados com o corpo de prova permanecendo fixo, sendo que a cada ensaio rotacionou-se o mesmo de 90°.

Os ensaios foram elaborados, de forma a se obterem dados com o maior grau de confiança e precisão possíveis, assim a cada rebolo ensaiado o processo foi repetido individualmente 6 vezes, gerando assim um conjunto de dados que permitiram a construção de gráficos, os quais foram elaborados e analisados separadamente num intervalo de tempo para cada ferramenta testada. Dos gráficos, fixou-se um intervalo de medida e a partir desse intervalo estabeleceu-se a regressão linear.

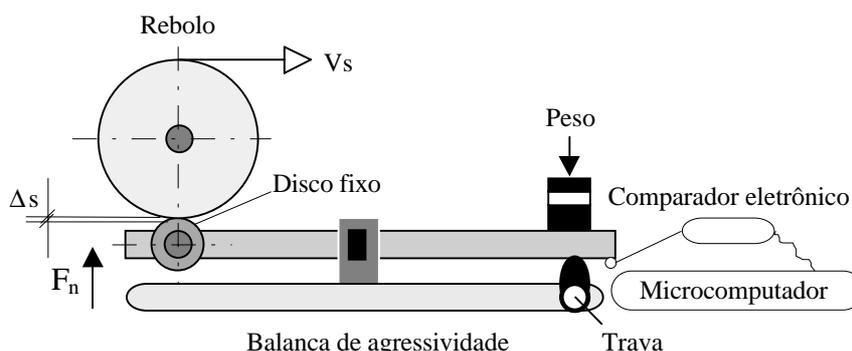


Figura 1: Apresentação esquemática um resultado típico obtido em ensaios.

4.3 – Confeção dos corpos de prova

A construção dos corpos de prova foram elaborados baseado na técnica desenvolvida por COELHO (19991) (conforme figura 1 - disco fixo), onde tais corpos de prova apresentavam diâmetro de 24mm e largura de 1,4mm

Os corpos de prova foram confeccionados com aço VC131, e dureza de 60 HRc com tratamento térmico de têmpera. Durante os ensaios o corpos de prova foram submetidos à uma carga de 6,08 N, como citado anteriormente, parâmetro necessário ao cálculo da agressividade que será apresentado adiante.

4.4 – Aquisição dos dados de deslocamento

A aquisição dos dados foi realizada utilizando-se uma seqüência de equipamentos que podem ser identificados conforme a figura 2. O comparador eletrônico continha um sensor que era posicionado no final do braço da balança, como indicado na figura 1.

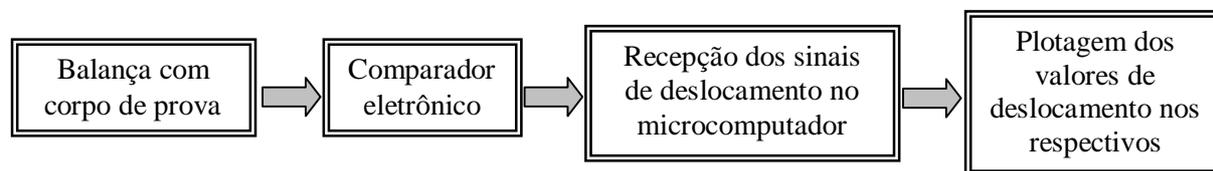


Figura 2 - Ordem de plotagem dos valores do deslocamento.

Os dados referentes ao deslocamento da balança foram monitorados através de um comparador eletrônico, que transmitia o sinal do deslocamento para um codificador próprio do comparador. Realizada a conversão o sinal era enviado para uma placa de aquisição de dados A/D, que enviava o sinal para o software desenvolvido, e por fim os valores foram plotados num arquivo específico. Para a realização do software desenvolvido para a aquisição utilizando-se o Labview 4.1 como linguagem de programação.

O comparador eletrônico foi posicionado a cada ensaio realizado, para garantir que o corpo de prova estava realmente sendo desgastado pela ferramenta. O comparador era posicionado de forma que seu indicador na tela de leitura do comparador eletrônico, indicasse um valor inferior a 50µm. Dessa forma assegurou-se que a partir desse valor o corpo de prova estaria sendo realmente desgastado, sem a interferência de possíveis diferenças entre a posição do apalpador e do corpo de prova devido à sua grande sensibilidade.

5. RESULTADOS E DISCUSSÃO

Os ensaios realizados durante o período proposto, permitiram obter dados que geraram subsídios para uma discussão clara e objetiva, das principais diferenças apresentadas entre os

rebolos de CBN com ligantes resinóide convencional, resinóide de alto desempenho, vitrificado e convencional de Óxido de Alumínio (Al_2O_3). Assim os resultados obtidos quanto à agressividade média ($k_{méd}$) e os valores do coeficiente angular médio ($a_{méd}$) para os quatro tipos de ferramentas testadas, segundo modelamento matemático apresentado.

A tabela 1 contém os valores do coeficiente angular médio ($a_{méd}$), desvio padrão apresentado pelos ensaios e a agressividade média ($k_{méd}$).

Tabela 1 - Resultados globais do Coeficiente angular médio, $a_{médio}$, Desvio padrão e Agressividade média, $K_{média}$.

Rebolo resinóide convencional		
Coeficiente angular médio, $a_{médio}$	Desvio padrão (%)	Agressividade média, $K_{média}$ [$mm^3/N.s$]
0,117	9,61	0,30
Rebolo convencional		
Coeficiente angular médio, $a_{médio}$	Desvio padrão (%)	Agressividade média, $K_{média}$ [$mm^3/N.s$]
0,506	8,99	0,95
Rebolo resinóide de alto desempenho		
Coeficiente angular médio, $a_{médio}$	Desvio padrão (%)	Agressividade média, $K_{média}$ [$mm^3/N.s$]
0,151	19,37	0,43
Rebolo vitrificado		
Coeficiente angular médio, $a_{médio}$	Desvio padrão (%)	Agressividade média, $K_{média}$ [$mm^3/N.s$]
0,125	19,42	0,38

A figura 3 apresenta os valores da agressividade média ($K_{média}$), de todos os ensaios realizados e o desvio padrão apresentados por tais ensaios.

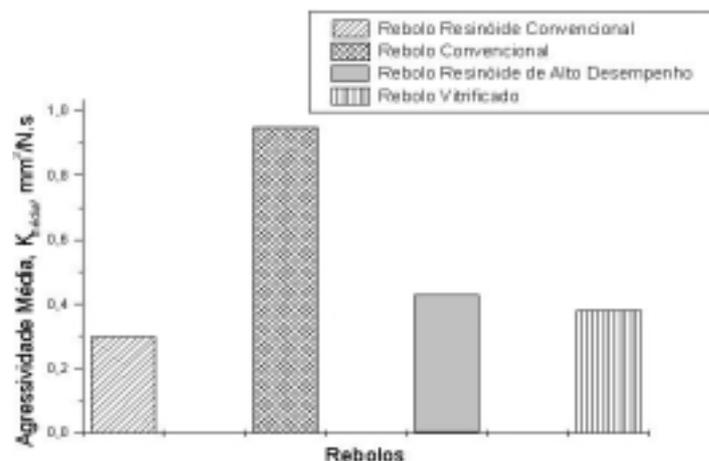


Figura 3 - Gráfico da agressividade média, $K_{média}$, em função dos rebolos.

Para a análise dos resultados de agressividade obtidos, utilizou-se o método One-Way ANOVA e o método Student-Newman-Keuls para as comparações entre os grupos de rebolos ensaiados.

Ao realizar-se o teste One-way ANOVA, com os valores originais da agressividade para cada rebolo, este conjunto de dados não apresentava uma distribuição normal, pré-requisito básico para a aplicação do teste One-way ANOVA, o qual é um teste paramétrico.

Sendo assim, visando-se obter a normalidade do conjunto de dados, os valores individuais de agressividade para cada rebolo foram transformados matematicamente, sendo-lhes extraída a raiz quadrada dos valores individuais. Utilizando-se os valores transformados de agressividade (raiz quadrada dos valores iniciais), executou-se novamente o teste One-way

ANOVA, obtendo-se então a normalidade dos dados, sendo possível a execução e a continuidade do teste.

O quadro de Análise de Variância é apresentado na tabela 2. Foi verificada diferença estatística entre os grupos ($p < 0,0001$).

Tabela 2: Análise de Variância – um critério de classificação (One-way ANOVA)

Fonte de variação	Soma dos quadrados	Graus de liberdade	Quadrado médio	“F”	p
Entre grupos	2,4970	3	0,83234	221,4	<0,0001
Resíduo	0,0714	19	0,00376		
Total	2,5685	22			

Para as comparações múltiplas entre os grupos (tipos de rebolo), utilizou-se o método de Student-Newman-Keuls, com 5% de significância. O resultado obtido é apresentado na tabela 3.

Tabela 3: Comparações múltiplas entre os grupos (* - teste significativo $p < 0,05$; N.S. - Não Significante $p < 0,05$)

	Rebolo Resinóide convencional	Rebolo Convencional	Rebolo Resinóide de alto Desempenho	Rebolo Vitrificado
Rebolo Resinóide convencional		*	N.S.	N.S.
Rebolo Convencional	*		*	*
Rebolo Resinóide de alto Desempenho	N.S.	*		N.S.
Rebolo Vitrificado	N.S.	*	N.S.	

A análise comparativa dos valores de agressividade entre os rebolos superabrasivos, não apresentaram diferenças estatisticamente significastes ($p < 0,05$), conforme apresentado na tabela 3. Este fato deve-se a característica similar dos grãos superabrasivos testados, já que todas as ferramentas superabrasivas ensaiadas são compostas de grãos de mesma dureza e granulometria. Em virtude da própria metodologia de ensaio adotada o ligante não foi solicitado de forma efetiva, sendo que a capacidade de retenção do grão pelo ligante não foi testada devido às pequenas solicitações de corte. Da mesma forma, a maior ou menor capacidade de alojamento de cavaco pelo ligante não foi verificada devido ao pequeno volume de material removido no corpo de prova. Basicamente, a agressividade destes rebolos deve-se ao microefeito gerado na operação de perfilamento, a qual foi similar para todos os rebolos, quanto às velocidades periféricas do rebolo, do dressador rotativo e velocidade de deslocamento transversal da mesa.

O rebolo convencional apresentou maior agressividade quando comparado com os rebolos superabrasivos ($p < 0,005$). Este fato deve-se às diferenças existentes entre as operações de afiação entre as ferramentas convencionais e superabrasivas. A dressagem em rebolos convencionais gera além do microefeito, uma rosca na superfície do rebolo conhecida como macroefeito, a qual é função do grau de recobrimento (Ud). A maior agressividade é obtida quando o rebolo é dressado com Ud=1, fato este adotado quando das dressagem do rebolo convencional utilizado nesta pesquisa. Apesar da menor dureza do grão abrasivo convencional de Óxido de Alumínio, quando comparado com o grão superabrasivo de CBN, nos ensaios realizados observou-se a predominância do macroefeito para o rebolo convencional resultando na maior agressividade deste. Além disso a operação de perfilamento realizada nos rebolos superabrasivos tende a desgastar a superfície do topo do grão superabrasivo, reduzindo sua agressividade.

Apesar da menor agressividade apresentada pelos rebolos superabrasivos, quando comparado aos convencionais, os primeiros têm como características a manutenção por um período de tempo muito superior ao rebolo convencional. Sendo assim o efeito negativo de sua menor agressividade inicial é compensado pela maior capacidade de manutenção desta agressividade, trazendo como benefícios e o comportamento mais estável da forças de corte, rugosidade superficial, menores temperaturas geradas na região de corte.

6. CONCLUSÃO

Os resultados obtidos em laboratório, através dos equipamentos e métodos propostos, forneceram subsídios para se atingir o objetivo da pesquisa, pois os resultados de agressividade mostraram-se estatisticamente iguais, entre os rebolos superabrasivos de CBN. Assim, o rebolo convencional apresentou um valor de agressividade superior, pelos motivos citados anteriormente, caracterizando tal ferramenta por apresentar um macroefeito superior às ferramentas superabrasivas, característica essa ocasionada pela dressagem do rebolo convencional.

Assim pode-se concluir que para operações de retificação com um reduzido espaço de tempo o rebolo convencional apresenta uma agressividade muito boa, como apresentado anteriormente, porém o mesmo comportamento não seria verificado caso a operação de retificação exigisse um tempo maior, fornecendo subsídios para a capacidade de resistência do grão abrasivo em resistir ao desgaste.

Os rebolos superabrasivos, apresentados nessa pesquisa, apresentaram valores de agressividade estatisticamente iguais, fato ocasionado pela pequena solicitação ocasionada sobre os ligantes, porém tal comportamento é apresentado de maneira mais expressiva em condições de usinagem mais severas, aplicando-se sobre o ligante esforços mecânicos mais elevados.

7. AGRADECIMENTOS

Manifestamos nossos agradecimentos a FAPESP (Fundação de Amparo à Pesquisa do Estado de São Paulo) pelo apoio cedido para este trabalho.

8. REFERÊNCIAS

- OLIVEIRA, J. F., COELHO, R. T. “Avaliação Experimental da Profundidade do Limite de Dressagem na Retificação de Precisão”, XI Congresso Brasileiro de Engenharia Mecânica - São Paulo, Dezembro 1991.
- NAILOR, B. Truling parameters for conditioning vitrified bond wheels. INTERNATIONAL CONFERENCE, 27.Illinois: GE Superabrasives, 1989. 20p.
- BIANCHI, E.C., DIAS, A. C. P., BORTOLOTO, R. G., FERNANDES, O. C., JUNIOR, C. E. S., AGUIAR, P. R., JUNIOR, M. V. “Análise do Comportamento de Rebolos Convencionais em Função dos Parâmetros de Usinagem e do tipo de Ligante.” RBCM - J. of the Braz. Soc. Mechanical Sciences, Vol. XX – N^o 3 – 1998 – pp. 390-399.
- KRAR, S. F., RATTERMAN, E. “Superabrasives: Grinding and Machining with CBN and Diamond”. *McGraw-Hill, Inc.*, USA. 1990, 196 p.
- KÖNIG, W. Fertigungverfahren Bände 2. Schleifen, Hohnen, Lappen. VDI Verlag GMBH Rudeldorf, 1972.

SEQÜÊNCIAS DE PASSES OTIMIZADAS NA LAMINAÇÃO DE TIRAS A FRIO

Regina Fátima Gibson Gonçalves

Horacio Helman

Universidade Federal de Minas Gerais, Escola de Engenharia, Departamento de Engenharia Elétrica/Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais, 30161-970, Belo Horizonte, MG, Brasil. E-mail: regina_fatima@uol.com.br

Resumo

Neste trabalho, apresenta-se um método de otimização de seqüências de passes em relação à máxima produtividade do equipamento, ou ao mínimo consumo de energia elétrica, que atenda às limitações impostas pelo equipamento, às condições de segurança da operação e à geometria desejada para o produto. O método de cálculo foi desenvolvido utilizando os conceitos da lógica difusa e dos algoritmos genéticos. A lógica difusa foi empregada na obtenção de seqüências de passes viáveis, para serem posteriormente submetidas a um algoritmo genético capaz de identificar aquela que corresponda a um dos objetivos propostos. O método foi instrumentado em microcomputador e aplicado a exemplos típicos de laminação. Dentre suas aplicações práticas, pode-se citar a análise da influência das condições operacionais sobre a produção e sobre o consumo de energia elétrica e a avaliação do efeito da adoção de diferentes graus de exigência relativos à qualidade do produto sobre a capacidade de produção.

Palavras-chave: Laminação de tiras, Lógica difusa, Algoritmos genéticos.

1. INTRODUÇÃO

Quando se deseja submeter um material a uma dada redução de espessura por meio de uma operação de laminação, é freqüente se deparar com uma situação na qual seja impossível atingir a geometria final desejada por meio de um único passe. Nestes casos, deve-se calcular uma seqüência de passes que leve à geometria pretendida, respeitando as limitações impostas pelo equipamento e pelas condições de segurança da operação.

A determinação de uma seqüência de passes corresponde à definição de um conjunto de valores para as variáveis que caracterizam a operação e é realizada a partir de critérios de cálculo preestabelecidos. Na literatura são encontrados diversos métodos de cálculo de seqüências de passes, porém cada um deles é baseado em apenas um dos critérios usuais. Neste trabalho, emprega-se um método desenvolvido, utilizando-se a lógica difusa, para permitir a combinação de diferentes critérios em um mesmo cálculo.

A solução para o problema do cálculo de seqüências de passes normalmente não é única. A escolha da seqüência de passes a ser adotada em uma dada aplicação é feita, então, em função de objetivos adicionais, tais como o requisito de que o consumo de energia elétrica seja o menor possível, ou que a produtividade do equipamento seja máxima, por exemplo.

Neste tipo de problema, são freqüentes os casos em que o número de soluções viáveis é muito grande, o que leva à necessidade de se recorrer a um método de otimização para se escolher a solução mais indicada. Neste trabalho, apresenta-se um método, utilizando

algoritmos genéticos, que permite que se escolha a seqüência de passes que satisfaça a um dos dois objetivos citados.

2. CÁLCULO DAS SEQÜÊNCIAS DE PASSES

A literatura sobre o cálculo de seqüências de passes evidencia sua importância, por influenciar as características do produto final, a produtividade do equipamento e o desgaste dos cilindros, dentre outras variáveis operacionais.

A filosofia básica nesses projetos é a de se aproveitar ao máximo a produtividade do equipamento em uso, respeitando-se condições impostas pelas interações entre, por exemplo, geometria desejada, coroa térmica e carga de laminação. Há diversos critérios para se estabelecer uma seqüência de passes. Pode-se dividir estes critérios em dois grandes grupos: aqueles nos quais o parâmetro principal é a produtividade, apresentados por Helman (1988), por Sarmiento et al. (1988) e por Ávila & Helman (1989), e aqueles nos quais esse parâmetro é a forma da tira, apresentados por Bryant (1973), por Nakajima (1985), por Pataro et al. (1994), por Batista & Helman (1995) e por Shigaki & Helman (1998).

Do exposto, observa-se que há na literatura diversos métodos de cálculo de seqüência de passes, mas cada um deles é desenvolvido contemplando apenas um dos critérios.

Para os propósitos deste trabalho, foi empregado um método de cálculo de seqüência de passes desenvolvido utilizando os conceitos da lógica difusa e descrito em Gonçalves (s.d.), que permite que se contemple mais de um critério ao mesmo tempo (sendo cada um deles parcialmente atendido). Para isto, são estabelecidas faixas de valores aceitáveis para a carga e a potência de laminação e para a coroa da tira em cada passe. Estas faixas variam de acordo com o peso relativo atribuído a cada critério de cálculo, sempre respeitando os limites de faixas mais amplas, que correspondem a limites impostos pelas características do equipamento e pelo nível mínimo admissível de qualidade geométrica do produto.

3. OTIMIZAÇÃO DAS SEQÜÊNCIAS DE PASSES

Os problemas de otimização aparecem em muitas áreas da indústria, sendo constantemente despendidos esforços na determinação das melhores formas de realização de processos existentes ou projetados.

Numerosas técnicas de otimização têm sido propostas com o objetivo de aprimorar o projeto e o desempenho dos sistemas de engenharia. Apesar da grande variedade de técnicas disponíveis (Box et al., s.d.), não há nenhum método inteiramente satisfatório em todo o espectro de problemas com os quais se defronta o engenheiro. Há uma dualidade entre os conceitos de busca e otimização, de forma que todo problema de busca pode ser considerado um problema de otimização e vice-versa. Embora o objetivo de uma busca possa ser a localização de um valor máximo ou de um valor mínimo, qualquer problema de otimização pode ser expresso como um problema de localização de um ponto de máximo. Via de regra, esta estratégia é adotada.

Normalmente os cálculos são iterativos, o que introduz uma grande dificuldade, relacionada à convergência. Um ponto de mínimo nunca será atingido, mas pode-se eventualmente chegar a um ponto de sela, ou a um máximo local e não ao máximo global. Nenhum método iterativo pode garantir que localizará o máximo global. O problema de se decidir se já se atingiu a convergência é muito difícil.

Ribeiro Filho et al. (1994) e Tanomaru (1995a) classificam as técnicas de busca em três grandes grupos (técnicas baseadas em cálculos, enumerativas e probabilísticas), com uma sé-

rie de subgrupos. Os algoritmos genéticos¹, procedimentos de busca com base filosófica na biologia molecular, incluem-se no grupo das técnicas probabilísticas. Na literatura são encontrados diversos exemplos de utilização dos algoritmos genéticos em uma série de aplicações, apresentadas por Ribeiro Filho et al. (1994), Tanomaru (1995b), Pearce & Cowley (1996) e Man et al. (1996).

O problema de otimização de que trata este trabalho consiste na busca do conjunto de pesos relativos para os critérios de cálculo de seqüências de passes que propicie a melhor forma de realização do processo de laminação de tiras a frio, representada pela obtenção da máxima produção horária, ou, alternativamente, do mínimo consumo de energia elétrica, atendendo a certas condições relativas ao processo e ao produto. Trata-se, portanto, de um problema não-linear, multi-variável e multimodal, caso típico para a aplicação de algoritmos genéticos.

O procedimento da busca inicia-se com a obtenção da população inicial. Representa-se cada indivíduo desta população em forma codificada, avaliam-se as funções de adequabilidade para cada indivíduo, identificam-se os melhores indivíduos e constrói-se a roleta. Forma-se a geração seguinte, aplicando-se os operadores de reprodução, recombinação e mutação, e repete-se o procedimento, até que as condições de convergência sejam atingidas. Sua principal limitação relaciona-se ao tempo de processamento, sendo a maior parte deste tempo consumida no cálculo da adequabilidade dos indivíduos.

Para instrumentação do algoritmo apresentado, foi elaborado um programa para micro-computador, em linguagem C, sendo seu fluxograma simplificado apresentado na Figura 1. O programa é modularizado, o que o torna mais versátil, no sentido de permitir sua aplicação, com facilidade, a outras aplicações. São contempladas as particularidades descritas a seguir.

O tamanho da população é um dado de entrada do programa. A obtenção da população inicial é feita aleatoriamente. Foi adotada uma representação cromossômica em cadeia binária com 16 dígitos para cada variável. Desta forma, a precisão dos resultados irá depender da faixa de valores aceitáveis para cada variável (informada na fase de entrada de dados), sendo, no mínimo, de 3 casas decimais, já que a maior faixa de variação prevista é de 0 a 10.

O critério de seleção é o da roleta modificada. Inicialmente, as adequabilidades absolutas são elevadas a uma potência, cujo expoente é escolhido na fase de entrada de dados do programa². Estes valores são acumulados. As adequabilidades relativas são calculadas dividindo-se as novas adequabilidades absolutas por este total. A área da roleta correspondente a cada indivíduo é proporcional à sua adequabilidade relativa. Quanto maior o valor do expoente, mais seletiva será a roleta. Antes de se iniciar os cálculos para a construção da roleta, os piores indivíduos são substituídos por cópias do melhor indivíduo já localizado. A quantidade de indivíduos que será substituída em cada geração é escolhida na fase de entrada de dados do programa.

Para garantir a presença de informação nova em todas as gerações e ao mesmo tempo evitar a necessidade de adoção de uma alta probabilidade de mutação, apenas uma parcela de cada geração nova provém da aplicação dos operadores genéticos aos indivíduos da geração anterior. Os indivíduos restantes são obtidos da mesma maneira que os da população inicial. O número de indivíduos que serão gerados com este procedimento é também um dos dados de entrada do programa. Esta prática equivale à realização de duas buscas simultâneas, uma genética e outra aleatória. Os resultados da busca aleatória alimentam a busca genética.

¹ Uma importante característica dos algoritmos genéticos é trabalhar partindo não de um ponto inicial, como no caso dos métodos de otimização tradicionais, mas de um conjunto de pontos. Cada um destes pontos, ou soluções candidatas, é referenciado como sendo um indivíduo e o conjunto de pontos, uma população. A cada iteração, denominada geração, são realizados sorteios entre os indivíduos. A forma mais usual para possibilitar estes sorteios é construir-se uma roleta, com uma subdivisão para cada indivíduo, de tal forma que indivíduos que apresentem melhor desempenho tenham maior probabilidade de serem sorteados.

² A função de adequabilidade deve ser definida de tal forma que as adequabilidades absolutas dos indivíduos nunca sejam negativas, caso se escolha um expoente ímpar para esta operação.

É adotada operação de recombinação simples, a partir de um ponto da cadeia escolhido aleatoriamente. A operação de mutação é efetuada em um ponto da cadeia, também escolhido aleatoriamente.

O critério de convergência leva em conta um número mínimo de gerações e um certo número de gerações estagnadas (estes números fazem parte dos dados de entrada do programa). O conceito de estagnação refere-se apenas ao valor da função no ponto de máximo, sem levar em conta estagnação das coordenadas do ponto, já que o programa destina-se principalmente à otimização de funções com mais de uma ocorrência do valor máximo.

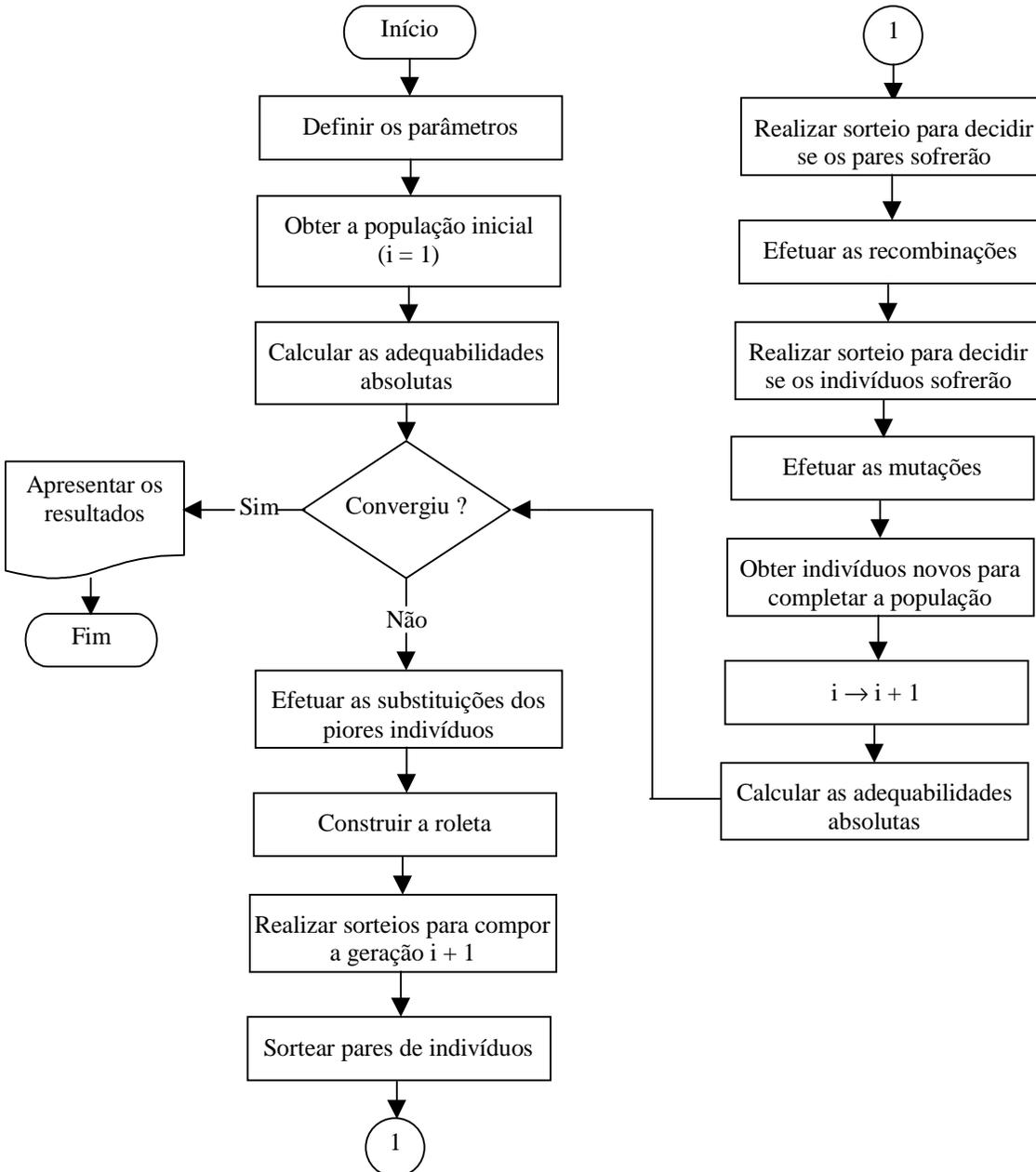


Figura 1 - Fluxograma simplificado

4. EXEMPLOS DE APLICAÇÃO E ANÁLISE DE RESULTADOS

Os exemplos apresentados foram executados em um microcomputador Pentium II de 266 MHz. Os tempos de processamento informados são todos referentes a esta máquina.

No primeiro exemplo, o programa foi utilizado para realizar 2 buscas sucessivas, sendo a primeira com o objetivo de obter a máxima produção horária e a segunda, o mínimo consumo de energia elétrica, na laminação de uma tira de aço, utilizando-se um laminador quádruplo. Os dados de entrada utilizados estão listados no Apêndice 1.

Os cálculos são realizados permitindo ajustes nos valores de velocidade de laminação e de tensões a frente e a ré, na determinação de cada passe.

Para a busca relativa à máxima produção horária, o resultado, obtido em 915 segundos, corresponde a uma seqüência com 6 passes, com uma produção de 54,822 t/h e um consumo de energia elétrica de 40,693 kWh/t. No caso da busca relativa ao mínimo consumo de energia elétrica, o resultado, obtido em 2482 segundos, conduziu a uma seqüência com 11 passes, consumo de 40,220 kWh/t e produção de 25,532 t/h.

Observa-se que, neste exemplo, ao se buscar a máxima produção, o consumo de energia para a melhor seqüência de passes é 1,2% maior do que o mínimo consumo de energia elétrica encontrado. Entretanto, quando se visa obter o mínimo consumo de energia elétrica, a produção horária de tiras é de apenas 46,6% da produção máxima verificada.

As condições de cálculo das seqüências de passes influenciam estes valores, de tal forma a provocar variações significativas tanto no acréscimo de consumo de energia em relação ao valor mínimo, quando se otimiza em relação à máxima produção, como na redução da produção, em relação à máxima, que se impõe quando a otimização é feita em relação ao mínimo consumo de energia. Entretanto, pode-se observar que, de modo geral, a variação de consumo de energia elétrica não se apresenta muito significativa, enquanto a produção horária apresenta variações sensivelmente maiores, o que desencoraja a adoção do mínimo consumo de energia como objetivo de projeto. Esta diferença de comportamento reflete-se inclusive nos tempos de processamento, que são mais longos quando o objetivo da busca é o mínimo consumo de energia elétrica.

Alguns aspectos relativos à influência da escolha das condições de cálculo das seqüências de passes são discutidos a seguir.

A análise apresentada é apenas ilustrativa das potencialidades do método desenvolvido, já que uma análise suficientemente criteriosa para permitir a formulação de conclusões genéricas sobre esse comportamento demandaria uma quantidade de simulações que fugiria ao escopo deste trabalho. Como a variação de consumo de energia elétrica usualmente não é muito expressiva, a análise será restrita a buscas relativas à máxima produção horária.

A Figura 2 ilustra os resultados obtidos mantendo-se os dados do primeiro exemplo, porém variando-se a largura da tira, a diferença de temperatura entre seu centro e suas bordas (ΔT) e a coroa mecânica imposta aos cilindros.

Pode-se observar que, neste caso, os valores de produção horária crescem com o valor da largura da tira. O valor máximo de produção (110,204 t/h) foi obtido para uma tira com 1100 mm de largura, sendo laminada com uma coroa imposta de 0,015 mm e 60°C de diferença de temperatura entre seu centro e suas bordas. O pior resultado (3,618 t/h) foi encontrado para uma tira com 1000 mm de largura, laminada com uma coroa imposta de 0,045 mm e 20°C de diferença de temperatura entre seu centro e suas bordas.

Analisando-se o efeito da variação de um parâmetro de cada vez, conclui-se que o aumento da coroa mecânica reduz os valores de produção, enquanto o aumento da diferença de temperatura produz o efeito inverso. Com relação à qualidade dimensional da tira, o melhor resultado³ foi obtido para uma tira com 1000 mm de largura, laminada com uma coroa imposta de 0,015 mm e 60°C de diferença de temperatura entre seu centro e suas bordas. Nestas condições a produtividade é de 97,297 t/h. É importante notar que um aumento na qualidade geométrica da tira nem sempre é acompanhado de uma redução na produtividade.

³ Correspondente à seqüência de passes com o maior peso do critério da coroa (9,53).

A Figura 3 ilustra os resultados obtidos mantendo-se os dados do primeiro exemplo, porém variando-se a largura da mesa, a diferença de temperatura entre o centro e as bordas da tira (ΔT) e a coroa mecânica imposta aos cilindros.

Neste caso, observa-se que o efeito da variação da largura da mesa sobre os valores de produção horária não apresenta um padrão uniforme. Com relação à coroa mecânica e à diferença de temperatura entre o centro e as bordas da tira, nota-se uma tendência de aumento da produtividade com o aumento da diferença de temperatura e com a redução da coroa mecânica. Entretanto, esta tendência não se confirma em alguns casos, como ilustra a figura. O valor máximo de produção (102,467 t/h) foi obtido para uma mesa com 1500 mm de largura, com uma coroa imposta de 0,015 mm e 40°C de diferença de temperatura entre o centro e as bordas da tira. O pior resultado (3,618 t/h) foi encontrado para uma tira com 1000 mm de largura, laminada com uma coroa imposta de 0,045 mm e 20°C de diferença de temperatura entre seu centro e suas bordas.

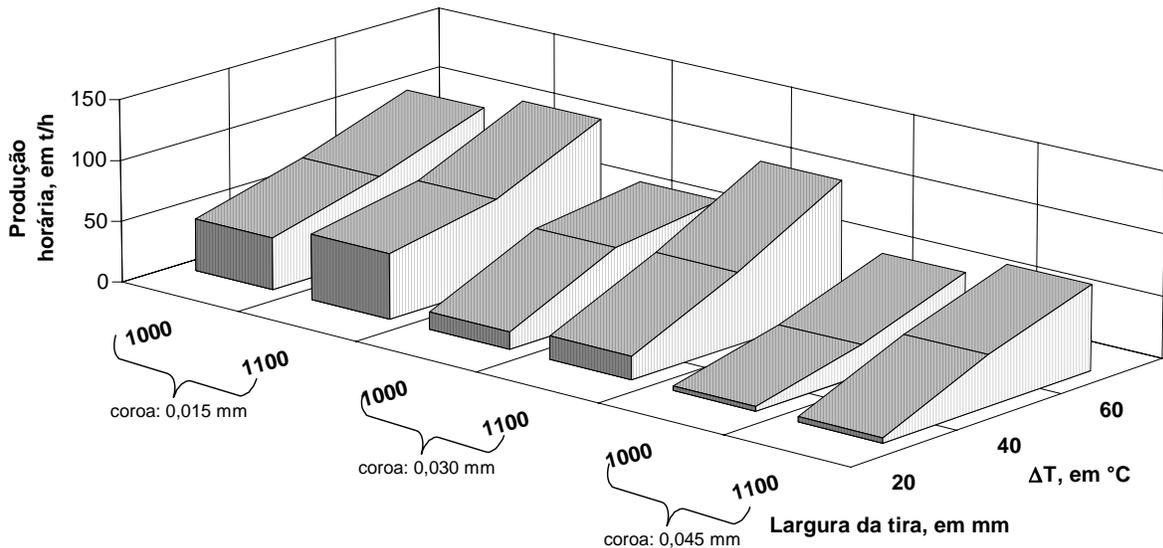


Figura 2 - Influência de parâmetros sobre a produção horária, mantida a largura da mesa

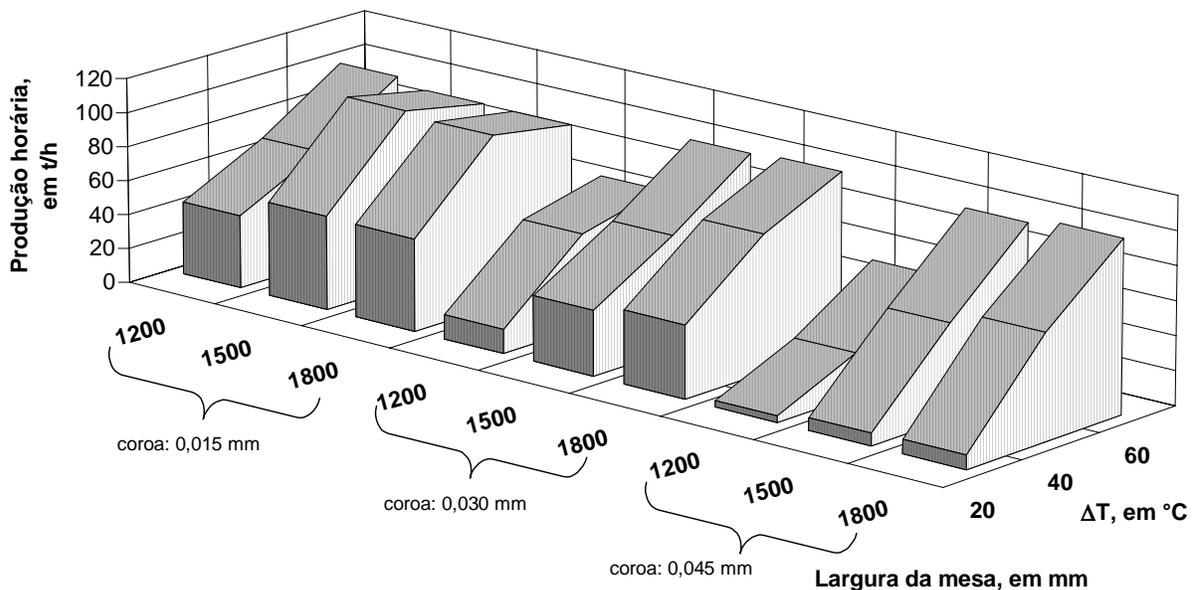


Figura 3 - Influência de parâmetros sobre a produção horária, mantida a largura da tira

5. CONCLUSÕES

A busca genética, como qualquer outro método numérico de otimização, não garante que o ponto de ótimo global seja realmente localizado. Além disto, o tempo de processamento necessário para que a busca se complete pode variar significativamente de uma simulação para outra, mesmo que o resultado final seja o mesmo.

Observa-se também que os valores dos parâmetros da busca devem ser cuidadosamente escolhidos, para que a busca seja eficaz, no menor tempo de processamento possível. Entretanto, esta escolha, além de não ser trivial, não pode ser amplamente generalizada.

Um fato que merece destaque é a ocorrência de valores de produtividade semelhantes, para diferentes condições operacionais. Nestes casos, observa-se que os valores do peso do critério da coroa, em geral, são distintos. Estes pesos estão relacionados às coroas das tiras laminadas, de tal forma que, quanto maiores seus valores, menores as variações de coroa, em relação ao valor objetivado, nos diversos passes. Uma alternativa aparentemente promissora seria a escolha da seqüência de passes que apresentasse, conjuntamente, os maiores valores de produtividade e de peso do critério da coroa. Pode-se pensar, inclusive na realização de buscas com objetivos mais complexos, que levem em conta, também, outros fatores que sejam relevantes nesta escolha e que poderiam ser definidos, por exemplo, com o auxílio da lógica difusa. A maneira como o programa foi escrito permite que seja adaptado facilmente para atender a tais modificações.

As conclusões a respeito da influência dos parâmetros sobre os resultados não podem ser generalizadas, em função do reduzido número de casos estudados. Entretanto, tornam-se evidentes as potencialidades do método apresentado, que pode ser utilizado no dimensionamento de equipamentos para novas instalações, na determinação de condições operacionais econômicas, em levantamentos de custos, etc.

6. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- ÁVILA, A. F., HELMAN, H. Um modelo matemático para um laminador “tandem” a frio. *RBCM - J. Of the Braz. Soc. Mech. Sc*, v.11, n.2, p.157-170, 1989.
- BATISTA, J. C., HELMAN, H. Modelo matemático para controle de planicidade de tiras de aço. In: SEMINÁRIO DE LAMINAÇÃO. ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE METAIS, 37, 1995, Curitiba. Anais... p.327-344.
- BRYANT, G. F. *Automation of tandem mills*. London: The Iron And Steel Institute, 1973. 412p.
- BOX, M. J., DAVIES, D., SWANN, W. H. *Mathematical and statistical techniques for industry; monograph no.5 - non-linear optimization techniques*. Published for Imperial Chemical Industries Limited by Oliver & Boyd, 60p.
- GONÇALVES, R. F. G. *Otimização de seqüências de passes no processo de laminação*. Belo Horizonte: Escola de Engenharia da UFMG. s. n. t. (Tese, Doutorado em Engenharia Metalúrgica, em andamento).
- HELMAN, H. *Fundamentos da laminação de produtos planos*. São Paulo: ABM-FCO, 1988. 396p.
- MAN, K. F., TANG, K. S., KWONG, S. Genetic algorithms: concepts and applications. *IEEE Transactions on Industrial Electronics*, New York, v.43, n.5, p.519-534, oct. 1996.
- NAKAJIMA, K. et al. New plate mill draft scheduling system for crown and flatness control. *Transactions ISIJ*, Tokyo, v.25, n.3, p.212-218, mar. 1985.
- PATARO, C. D. M., RESENDE, P., HELMAN, H. Geração Automática de uma seqüência de passes na laminação de produtos planos. In: CONGRESSO ANUAL DA ABM, 49, 1994, São Paulo. Anais... v.5, p.365-372.

- PEARCE, R., COWLEY, P. H. Use of fuzzy logic to describe constraints derived from engineering judgment in genetic algorithms. *IEEE Transactions on Industrial Electronics*, New York, v.43, n.5, p.535-540, oct. 1996.
- RIBEIRO FILHO, J. L., TRELEAVEN, P. C., ALIPPI, C. Genetic-algorithm programming environments. *IEEE Computer*, p.28-43, jun. 1994.
- SARMENTO, E. C., PIORKO, I., HELMAN, H. A temperatura da tira como parâmetro de um modelo de cálculo de escala de passes de um laminador "tandem" a frio. *Metalurgia - ABM*, São Paulo, v.44, n.373, p.1260-1264, dez. 1988.
- SHIGAKI, Y., HELMAN, H. Uma análise crítica do critério de carga constante no processo de laminação. In: CONGRESSO ANUAL DA ABM, 53, 1998. Anais...
- TANOMARU, J. Motivação, fundamentos e aplicações de algoritmos genéticos. In: CONGRESSO BRASILEIRO DE REDES NEURAIAS, 2, ESCOLA DE REDES NEURAIAS, 3, 1995a, Curitiba.
- TANOMARU, J. Planejamento de mão-de-obra por um algoritmo genético. In: CONGRESSO BRASILEIRO DE REDES NEURAIAS, 2, ESCOLA DE REDES NEURAIAS, 3, 1995b, Curitiba.

Apêndice I

Dados da tira:

Peso da bobina	15 t	Deformação logarítmica prévia	0
Largura	1000 mm	Coroa objetivada	2,5 % de h_f
Espessura de entrada	6 mm	Coroa máxima admissível	4% de h_f
Espessura de saída (h_f)	1,5 mm		

Dados da operação e critérios de cálculo:

Coefficiente de atrito	0,1	Tensões a frente e a ré máximas	85
Dif. de temperatura entre bordas e centro	40°C	Temperatura máxima admissível da tira	160°C
Coef. de transferência térmica ..	3000 kcal/m ² /h/°C	Carga de laminação nominal	800 t
Velocidade de laminação nominal	300 m/min	Potência de laminação nominal	1800 kW
Tensões a frente e a ré nominais ⁴	75	Pesos admissíveis dos critérios de cálculo ⁵ ..	0 a 10
Tensões a frente e a ré mínimas	5		

Dados da busca genética:

Tamanho da população	250 indivíduos	Probabilidade de recombinação	0,6
Número mínimo de gerações	10	Probabilidade de mutação	0,001
Número de gerações estagnadas	5		

Máxima produção horária Mínimo consumo de energia

Grau de sensibilidade da roleta	1	2
Número de indivíduos novos em cada geração	1	4
Número de indivíduos eliminados em cada geração	6	1

Dados do equipamento:

Carga máxima de laminação	1000 t	Distância entre apoios	2250 mm
Potência máxima de laminação	3000 kW	Semi-comprimento do pescoço	375 mm
Velocidade máxima de laminação	450 m/min	Rendimento dos motores de acionamento	1
Aceleração	0,11 m/s ²	Módulo de rigidez do laminador	500 t/mm
Diâmetro dos cilindros de trabalho	300 mm	Precisão do ajuste da abertura dos cilindros	0,001 mm
Diâmetro dos cilindros de encosto	1100 mm	Coroa mecânica imposta por usinagem .	0,030 mm
Largura da mesa	1200 mm	Módulo de Poisson	0,31
Distância percorrida pela tira entre 2 passes consecutivos	8 m		
Tempo necessário para a inversão do sentido de laminação	5 s		
Diâmetro do pescoço dos cilindros de encosto	830 mm		
Módulo de Young dos cilindros de trabalho e de encosto	2245 MPa		
Módulo de cisalhamento dos cilindros de trabalho e de encosto	866 MPa		
Coefficiente de expansão linear	11 x 10 ⁻⁶ mm/mm/°C		

⁴ As tensões a ré e a frente são expressas em percentagem das tensões de escoamento da tira à entrada e à saída do passe.

⁵ As relações entre esses pesos e as faixas de valores admissíveis são lineares, sendo que, para pesos nulos as faixas de valores aceitáveis se estendem de 0 até os limites máximos admissíveis e, para pesos máximos, as faixas de valores aceitáveis são compreendidas entre $\pm 1\%$ dos valores nominais escolhidos.

EFEITO DA ADIÇÃO DE PÓ DE CARBONETO DE SÍLCIO NO FLUIDO DIELÉTRICO SOBRE O DESEMPENHO DA USINAGEM POR DESCARGAS ELÉTRICAS DO AÇO ABNT M2

Luciano Antônio Fernandes

Claudionor Cruz

Alberto Arnaldo Raslan

Universidade Federal de Uberlândia / FEMEC Faculdade de Engenharia Mecânica
CEP - 38400-902, Uberlândia, MG, Brasil / E-mail: secposmec@mecanica.ufu.br

Resumo

O presente trabalho relata experimentos feitos em moderno equipamento de usinagem por descargas elétricas (EDM) na geração de entalhes semi-circulares em aço-rápido ABNT M2 em regime de desbaste. As condições dos experimentos incluem a comparação entre os pós de silício e carboneto de silício, adicionados ao fluido dielétrico. Além disso, foram investigados a taxa de remoção de material e o desgaste da ferramenta. Os resultados indicam que a adição de SiC é mais benéfica ao processo que a adição de Si nos testes realizados com querosene. Os testes realizados com adição de SiC com granulometria de 15 μ m (600 mesh) na concentração de 30 g/l adicionado a três fluidos dielétricos comerciais indicaram os seguintes resultados: melhora significativa na taxa de remoção de material, razoável melhoria na relação de desgaste em comparação com os testes realizados sem adição de SiC.

Palavras-chave: Usinagem por descargas elétricas, Aço-rápido ABNT M2, Adição de pó, Fluido dielétrico.

INTRODUÇÃO

É digno de nota que dos processos não tradicionais de usinagem, o processo EDM por se tratar de um dos primeiros a serem estabelecidos na indústria, é ainda um dos processos em franca evolução no sentido de corresponder a novas exigências da engenharia de fabricação.

Porém, apesar da grande evolução verificada nas últimas décadas, o processo EDM ainda é referenciado como um processo que tem uma limitação no nível de acabamento superficial e por apresentar uma baixa taxa de remoção de material, quando comparado com os processos tradicionais e de afetar metalurgicamente a superfície e camadas sub-superficiais das peças usinadas, Kobayashi (1995).

Conforme comenta Fernandes (1999), alguns pesquisadores recomendam que as superfícies usinadas por EDM devam ser acabadas por um processo eletroquímico, ultrassônico ou de fluxo abrasivo, para eliminação da camada refundida, pobre em propriedades mecânicas, e mesmo para melhorar o acabamento superficial, visando a otimização do desempenho das peças submetidas, principalmente, a esforços dinâmicos.

Entretanto esta recomendação é discutível, pois a própria concepção dos meios de produção atuais visam diminuir as operações de fabricação e o número de processos envolvidos.

Todos estes fatores têm sido os impulsionadores da própria evolução que o processo EDM tem experimentado e a adição de pós ao fluido dielétrico faz parte desta, sendo referida como uma nova tecnologia. Alguns trabalhos como os de Rodrigues (1999) e Fernandes (1999) tem mostrado que a adição de pós ao fluido dielétrico no processo EDM tem contribuído consideravelmente na obtenção de peças com boa textura e integridade superficial. Além disso, esta tecnologia tem apresentado outras vantagens como o aumento na taxa de remoção de material, a redução do desgaste da ferramenta além de promover maior estabilidade do processo de geração de descargas pela fonte de alimentação.

Este trabalho apresenta resultados que mostram a viabilidade de poder se trabalhar em regimes de desbaste, ou seja, alta energia de descarga e obter resultados consideráveis na taxa de remoção de material e na relação de desgaste sem no entanto afetar o acabamento da superfície usinada, no caso específico, do aço-rápido ABNT M2.

PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

DISPOSITIVO AUXILIAR

Um dispositivo auxiliar de mistura e de injeção do FAP (fluido com adição de pó), é acoplado ao equipamento EDM, uma Engemaq 440 NC. Este dispositivo torna possível a obtenção de uma mistura homogênea, para uma concentração previamente estabelecida.

Outro propósito deste dispositivo é garantir a presença do FAP na região da interface ferramenta-peça durante a usinagem dos bits. A Figura 1 mostra um desenho esquemático deste equipamento de mistura e de injeção do FAP. Além disso, este dispositivo presta-se a um terceiro objetivo, o de evitar que os 420 litros de fluido dielétrico do reservatório do equipamento EDM fossem contaminados com os resíduos do FAP e que as tubulações e conexões da máquina fossem danificados com a ação abrasiva dos pós.

É interessante ressaltar que os testes sem adição de pó foram feitos utilizando o mesmo dispositivo por uma questão de coerência, em vista da dinâmica do processo, para que os resultados viessem a ser compatíveis com os testes feitos com adição de pó.

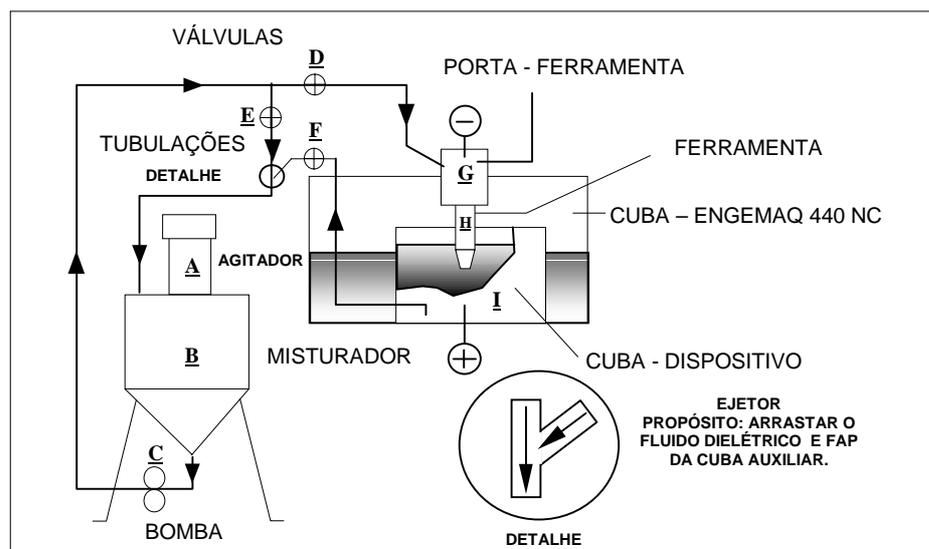


Figura 1 . Dispositivo auxiliar de mistura e injeção do FAP.

Fazem parte deste dispositivo auxiliar, um reservatório para dielétrico ou FAP com capacidade para 36 l (B) com agitador (A) com variação de velocidade até 3000rpm e potência de 0,42 CV, uma bomba centrífuga (C) de potência de 1/3 CV e 3480 rpm para impulsionar o fluido na região de trabalho, através de tubulações rígidas e flexíveis para dentro da cuba (I) de dimensões 250 x 250 x 250 mm.

O funcionamento deste dispositivo baseia-se no controle das válvulas (D, E, F). O controle da vazão do fluido através do porta-ferramenta (G) e ferramenta (H) é feito por meio das válvulas (E) e (D). Visto que a tubulação após a válvula (D) limita a vazão nominal da bomba, a válvula (E) tem a função de dosar a passagem de todo excesso de fluido, que não passaria pela válvula (D), desviando este para o reservatório (B). Isto faz com que a bomba não sofra recalque e não se formem bolhas nas tubulações, que aqueceriam todo o sistema.

As válvulas (D e F) controlam o nível de fluido dentro da cuba do dispositivo (I), um balanço entre entrada e saída do fluido. Na própria cuba é feita um filtragem magnética por meio de ímãs que retêm os resíduos metálicos provenientes da usinagem do aço ABNT M2 pelo processo EDM, permitindo que somente o fluido retorne ao reservatório.

Este retorno é conseguido por ação de um efeito de arraste na junção das tubulações onde estão colocadas as válvulas (E e F), mostrado no detalhe da Figura 1. Este ejetor, propriamente dito, é capaz de contrabalançar a vazão de entrada com o auxílio da válvula (E), com que evita ser preciso colocar mais uma bomba no sistema.

TAXA DE REMOÇÃO DE MATERIAL - TRM

A TRM é o volume de material removido da peça pelo tempo de usinagem, expressa em mm^3/min e calculada empregando-se a expressão 1:

$$TRM = \frac{V_p}{\Delta t} \quad (1)$$

Onde:

V_p = Volume de material removido da peça - [mm^3]

Δt = Tempo de usinagem - [min].

Portanto, fez-se necessário medir o volume de material removido da peça e o tempo da operação de um ensaio. O volume de material removido da peça é obtido pela expressão 2:

$$V_p = \frac{\Delta m_p}{\rho} \quad (2)$$

Onde:

Δm_p = Diferença entre a massa inicial e final do material da peça – [g];

ρ = Peso específico do aço rápido ABNT M2 – $0,00768 \text{ [g/mm}^3\text{]}$;

A diferença entre a massa inicial e final do material da peça foi quantificada através de uma balança analítica, marca Bosch S 2000, com resolução de 10^{-4} g, logo após uma limpeza a que as amostras sofreram. O tempo de operação de uma usinagem é fornecido pela própria máquina EDM, através do cronômetro interno no painel de controle.

RUGOSIDADE MÉDIA ARITMÉTICA (R_a)

Foram levantados diversos parâmetros de rugosidade porém, as análises restringem-se à rugosidade R_a , por apresentar os menores desvios.

Para tanto utilizou-se um rugosímetro SURTRONIC 3+ da Rank Taylor Hobson com interface computacional de aquisição de dados. O comprimento de amostragem (*cut-off*) adotado foi 2.5 mm, conforme a norma ISO 4287/1. Para cada amostra, foram feitas leituras no sentido perpendicular ao eixo central da amostra, de acordo com o esquema da Figura 2.

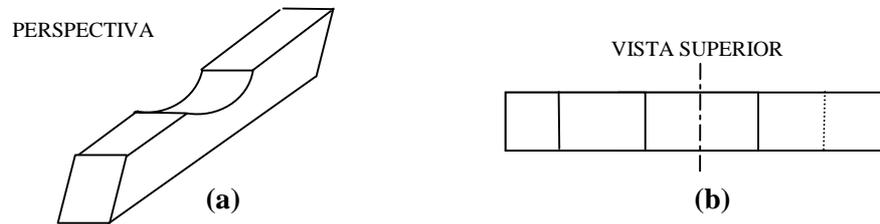


Figura 2. (a) Perspectiva da geometria usinada em aço-rápido ABNT M2 (b) Vista superior, na qual a linha de centro define o local onde foram realizadas as medições do parâmetro Ra.

RELAÇÃO DE DESGASTE - RD

A RD é definida como a relação entre o volume de material removido da peça e o volume de material gasto da ferramenta, conforme a expressão 3 a seguir:

$$RD = \frac{V_p}{V_f} \quad (3)$$

Onde:

V_p = volume de material removido da peça - [mm³];

V_f = volume de material gasto da ferramenta - [mm³];

De forma análoga, fez necessário medir o volume de material removido da peça e o volume de material gasto da ferramenta. O volume de material removido da peça é obtido segundo a expressão 2, apresentada anteriormente, e o volume de material gasto da ferramenta é obtido através da expressão 4:

$$V_f = \frac{\Delta m_f}{\gamma} \quad (4)$$

Onde:

Δm_f = diferença entre a massa inicial e final da ferramenta [g];

γ = massa específica do material da ferramenta - 0,0089 [g/mm³];

As mesmas preocupações com relação à limpeza da peça são tomadas também com a ferramenta antes do momento da pesagem. Ainda vale lembrar que, cada valor de pesagem é o resultado da média de três pesagens. E que os valores obtidos de TRM e RD para cada condição é a média de seis resultados ou repetições.

RESULTADOS

O teste comparativo entre silício e carboneto de silício foi realizado em termos dos parâmetros: TRM e Ra, tendo o querosene como fluido dielétrico básico. Esse teste acha-se resumido na Figura 3 na qual os parâmetros de TRM e Ra são avaliados em três condições, sendo a primeira sem adição e as demais com adição Si e SiC, no regime de desgaste.

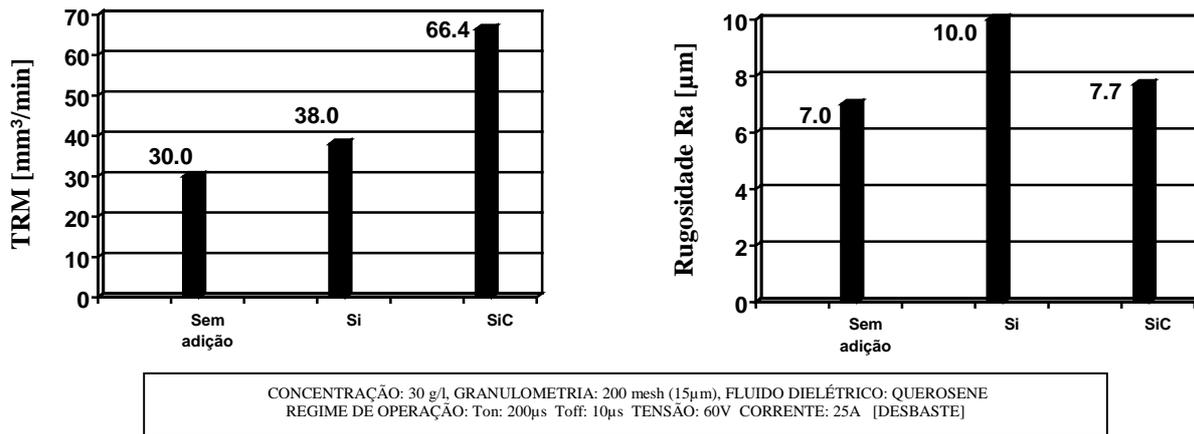


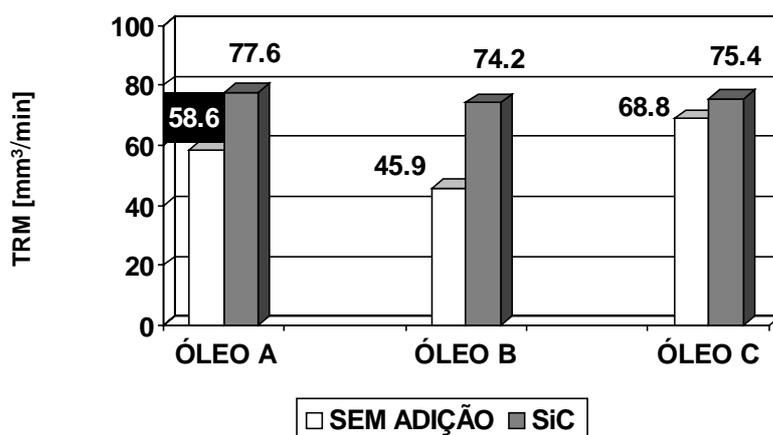
Figura 3 . Teste comparativo para avaliação da adição de pó de Si e SiC comparados ao fluido dielétrico sem adição, em termos de TRM e Ra.

A concentração de 30 g/l foi adotada segundo sugestões feitas por Narumiya et al., (1989) e a granulometria da adição de 50 µm (220 mesh) foi escolhida em função da disponibilidade. O silício foi cedido pela empresa LIASA nessa granulometria que também era uma das disponíveis para o carboneto de silício do laboratório LTM.

Da Figura 3 conclui-se que a adição de carboneto de silício (SiC) mostrou ser mais eficiente que o silício (Si) tanto em relação à TRM quanto à rugosidade. Em relação à TRM, o SiC promoveu o arranque de 66 mm³/min, ao passo que o Si promoveu o arranque de 38 mm³/min, enquanto que o fluido dielétrico sem adição (querosene) ficou na faixa de 30 mm³/min. Em termos relativos, o fluido (querosene + SiC) foi 121% superior ao querosene puro enquanto que o fluido (querosene + Si) foi apenas cerca de 75% melhor que o querosene puro. Em relação ao acabamento, a adição de Si piorou a rugosidade Ra em relação ao querosene puro (10,0 µm contra 7,0 µm) enquanto que a adição de SiC praticamente manteve a mesma rugosidade Ra (7,7 µm contra 7,0 µm).

Um aspecto a ser considerado em relação a adição de pós é promover maior arranque de material mantendo certo nível de acabamento na superfície usinada. Um segundo aspecto relevante é a menor potência utilizada no processo de usinagem. Uma comparação entre querosene puro e querosene com adição de carboneto de silício se nota este fato, onde para a mesma potência empregada tem-se TRM completamente diferentes. Portanto, reproduzir o mesmo nível de arranque de material alcançado com adição de SiC com querosene puro necessitaria de maior potência empregada o que conduziria a níveis de acabamentos bem inferiores.

A Figura 4 apresenta os resultados médios de TRM que compara o desempenho entre as situações com e sem adição de SiC para três tipos de fluidos dielétricos comerciais pesquisados, referidos apenas como óleos A, B e C. A referida figura mostra que a adição de SiC nos três fluidos dielétricos comerciais promoveu aumento na TRM. O aumento percentual foi de 32%, 62% e 10% respectivamente para os fluidos dielétricos A, B e C. Basicamente, este ganho provém do efeito de dispersão das descargas e do aumento da interface ferramenta-peça como mencionado por Narumiya et al. (1989). O primeiro diz respeito a formação de menores partículas erodidas geradas no processo e a segunda com a facilidade de saída destas da interface ferramenta-peça. Jeswani (1981), menciona ainda que a adição de pós ao fluido dielétrico reduz a queda de voltagem produzindo ciclos ativos de descarga de maior eficiência do que o processo EDM convencional, ou seja, sem adições de pó. Porém observa-se que com o fluido B o efeito de adição é mais pronunciado.



CONCENTRAÇÃO: 30 g/l. GRANULOMETRIA: 600 mesh (50 μ m)
 REGIME DE OPERAÇÃO: Ton: 200 μ s Toff: 10 μ s TENSÃO: 60V CORRENTE: 25A [DESBASTE]

Figura 4 . Taxas de Remoção de Materiais (TRM) - geradas no processo EDM com fluidos dielétricos A, B e C com e sem adição de SiC.

Analisando a Tabela 1 que apresenta algumas propriedades dos fluidos dielétricos empregados, percebe-se que o fluido B apresenta a menor viscosidade em relação aos fluidos A e C.

Tabela 1. Propriedades físicas dos fluidos dielétricos usados nos ensaios definitivos para usinagem no regime de desbaste do aço rápido ABNT M2.

Fluidos dielétricos	Viscosidade cSt a 40 ° C	Massa específica ρ/cm^3	Ponto de Fulgor °C
Óleo A	4,1	0,873	150
Óleo B	1 - 2	0,76 - 0,82	150 - 300
Óleo C	3,7 - 4,7	0,836 - 0,933	min.104

Segundo o manual Engemaq (1996), quanto menor a viscosidade tem-se descargas menos concentradas, que retiram menor quantidade de material da peça.

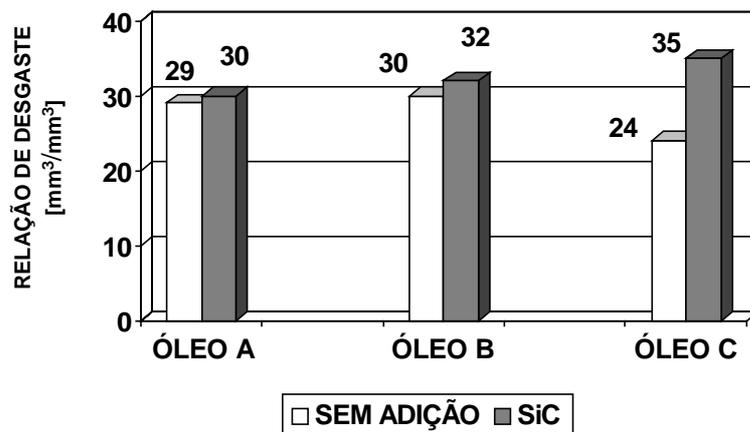
Embora a adição de pós ao fluido dielétrico não tenha objetivo de concentrar as descargas, mas de promover as dispersão das mesmas, isto faz com que a quantidade de material removido seja maior justamente pela multiplicação das descargas por toda a superfície da peça. E o efeito torna-se mais pronunciado pela baixa viscosidade do fluido dielétrico B, pois quanto maior a viscosidade maiores são as dificuldades na expulsão dos produtos da erosão, pela própria movimentação das mesmas na interface ferramenta-peça (McGeough, 1987).

Além disso, suspeita-se que para os fluidos A e C, que apresentam maior viscosidade, há uma maior sustentação das partículas do que no caso do fluido dielétrico B, que tem maior tendência à precipitação. Assim, as partículas de SiC são usinadas antes da peça propriamente dita. Conforme comenta König et al (1988), o SiC é um material semi-condutor, que o processo EDM consegue usiná-lo com relativo sucesso e que as descargas preferem a menor distância para se propagar (Benedict, 1987).

Isso, faz com que a eficiência da adição, nestes casos, não seja tão pronunciada, uma vez que uma parcela deste efeito é gasto para se usinar as próprias partículas adicionadas.

Mas o aspecto de maior destaque quanto a adição de SiC é o de nivelar as propriedades físicas e químicas dos fluidos dielétricos. É notória a diferença destas propriedades pelos resultados de TRM apresentados sem a adição de SiC, onde a única variável foi o próprio fluido dielétrico. A condutividade do SiC pode ser um indicativo deste resultado pela alteração da rigidez dielétrica do fluido dielétrico, ou seja, a resistência à passagem da descarga.

A Figura 5 apresenta os resultados médios da relação de desgaste utilizados na comparação entre as situações com e sem adição de SiC, para três tipos de fluidos dielétricos comerciais pesquisados.



CONCENTRAÇÃO: 30 g/l, GRANULOMETRIA: 600 mesh (50µm)
REGIME DE OPERAÇÃO: Ton: 200µs Toff: 10µs TENSÃO: 60V CORRENTE: 25A [DESBASTE]

Figura 5 . Relações de Desgaste - geradas no processo EDM com fluidos dielétricos A, B e C com e sem adição de SiC.

Pelos resultados de relação de desgaste apresentados na Figura 5, nota-se que a adição de SiC trouxe benefício real somente para o fluido dielétrico C, com aumento na RD em mais de 45%. Nos outros casos os aumentos na RD foram mínimos. Normalmente, no processo EDM convencional, o aumento da TRM se relaciona com a redução da RD. Entretanto, isto não ocorreu em nenhum caso com a adição de SiC, e que por sinal, apresentou aumentos consideráveis na TRM. Este é um indicativo de que consegue-se realizar tarefas com maior rapidez e com pouco desgaste da ferramenta.

CONCLUSÕES

Estes resultados somente dão mostra do potencial que a adição de SiC tem mesmo em regime de desgaste.

- A adição de SiC mostrou ser mais eficiente do que a de Si, pelo que mostraram os resultados da TRM e da rugosidade Ra. A TRM apresentada pela adição de 30 g/l de SiC foi de aproximadamente 121% superior ao querosene puro enquanto que nas mesmas condições a adição de pó de Si foi apenas cerca de 75% melhor do que o querosene puro. Em relação ao acabamento, a adição de pó de Si piorou a rugosidade média em relação ao querosene puro (10,0 µm contra 7,0 µm), enquanto que a adição de SiC praticamente manteve a mesma rugosidade (7,7 µm contra 7,0 µm).

- Foram observados aumentos consideráveis na TRM, de cerca de 32%, 62% e 10% respectivamente para os fluidos dielétricos comerciais A, B e C, com o emprego da adição de SiC. Os fluidos dielétricos originais apresentaram resultados da TRM bastante diferentes entre si, conforme Figura 4, óleo A = 58,6 [mm³/min], óleo B = 45,9 [mm³/min], óleo C = 68,8 [mm³/min]. Em contrapartida a adição de SiC teve um efeito de nivelar o desempenho dos fluidos dielétricos testados, tendo em vista que apresentaram resultados da TRM com um desvio máximo entre si de 2,5%.
- Por meio dos resultados de relação de desgaste apresentados, nota-se que a adição de SiC trouxe benefício real somente para o fluido dielétrico C, com aumento na RD em mais de 45,0%. Nos outros casos, os aumentos na RD foram pequenos em cerca de 3,4% e 6,7% respectivamente para os fluidos dielétricos A e B.

AGRADECIMENTOS

Os autores agradecem à CAPES como órgão financiador da pesquisa, bem como a empresa fornecedora de Si – LIASA, pela disposição em atender nossa solicitação.

REFERÊNCIAS

- Benedict, G. F., 1987, "Nontraditional Manufacturing Process", New York, Marcel Dekker, pp. 207-246.
- Engemaq, 1996, "Manual de Instalação, Operação e Programação", Engemaq Eletroerosão, Key West Co, Julho.
- Fernandes, L.A., 1999, "Efeito da Adição de Carboneto de Silício nos Fluidos Dielétricos sobre o Desempenho da Usinagem por Descargas Elétricas do Aço Rápido ABNT M2", Dissertação de Mestrado, UFU, Uberlândia-MG, 72 pgs.
- Jeswani. M.L., 1981, "Effect of the Addition of Graphite Powder to Kerosene used as the Dielectric Fluid in Electrical Discharge Machining", Wear, Vol. 70, pp. 133-139.
- Kobayashi, K., 1995, "The Present and Future Developments of EDM and ECM", International Symposium for Electromachining - ISEM XI, Lausanne, pp. 29-47.
- König, W. & Dauw, D.F., 1988, "EDM-Future Steps Towards the Machining of Ceramics", Annals of the CIRP, Vol. 37, n° 2, pp. 1-9.
- McGeough, J. A., 1988, "Advanced Methods of Machining", Chapman and Hall, 1° Edition, London, Chapter 6 – Electrodischarge Machining, pp. 128-152.
- Narumiya, H., Mohri, N., Saito, N., Ootake, H., Tsunekawa, Y., Takawashi, T., Kobayashi, K., 1989, "EDM by Powder Suspended Working Fluid", Proceedings of International Symposium for Electro-machining – ISEM IX, Nagoya/Japan, pp. 5-8.
- Rodrigues, J.R.P., 1999, "Efeito da Adição de Carboneto de Silício em Pó na Geração de Microtrincas e na Topografia da Superfície Usinada por Descargas Elétricas do Aço Rápido ABNT M2", Dissertação de Mestrado, UFU, Uberlândia-MG, 47 pgs.

INFLUÊNCIA DA VARIAÇÃO DA VAZÃO DO ARGÔNIO NA FORMAÇÃO DA ZONA EQUIAXIAL DO ZINCO E DA LIGA EUTÉTICA Zn-5Al CONSIDERANDO DIFERENTES NÍVEIS DE SUPERAQUECIMENTO

João Lobo Peralta

Antonio Luciano Seabra Moreira

Centro Federal de Educação Tecnológica do Pará, Coordenação de Metalurgia e Materiais, Av. Almirante Barroso, 1155, 66000-000, Belém, PA, Brasil. E-mail: aslp@interconnect.com.br / jlperalta@fem.unicamp.br

Resumo

Durante o processo de fundição de metais, de maneira geral, procuram-se conseguir estruturas isotrópicas com grãos de pequenas dimensões e sem orientação preferencial cuja obtenção, em condições normais, torna-se bastante difícil. Logo, tem sido necessário o desenvolvimento de estudos que possibilitem condições favoráveis capazes de controlar tais características proporcionando, assim, propriedades superiores aos produtos obtidos. Um dos processos mecânicos mais conhecidos e utilizados na uniformização estrutural é aquele baseado no borbulhamento gasoso do metal líquido que, de acordo com as teorias propostas, se mostra bastante eficiente. Neste trabalho, é estudado o comportamento do zinco e da liga eutética Zn-5Al quando submetidos à injeção do gás argônio durante o processo de solidificação, em diferentes níveis de superaquecimento durante o vazamento. Alguns resultados experimentais apresentam um comportamento diferente daquele previsto por teorias tradicionalmente aceitas sobre o assunto.

Palavras-chave: Grão, Fundição, Ligas, Refino, Solidificação.

1. INTRODUÇÃO

Um dos maiores objetivos da metalurgia física nas últimas décadas, conforme é observado por Ohno (1976), tem sido o desenvolvimento de técnicas capazes de controlar a dimensão, forma, distribuição e orientação de grãos cristalinos de produtos fundidos visando a obtenção de estruturas de solidificação compatíveis com as propriedades mecânicas exigidas (Vives, 1996; Gandin *et al.*, 1997; Abramov *et al.*, 1997).

A utilização de estruturas com grãos de pequenas dimensões é importante uma vez que os mesmos elevam o índice de isotropia, proporcionando assim, propriedades superiores. Para o desenvolvimento das mesmas, entretanto, tornar-se necessário suprimir nos materiais o crescimento de grãos colunares por meio do estímulo de condições favoráveis à formação de núcleos equiaxiais. Identificar técnicas que controlam o tamanho, a forma a distribuição e orientação do grão e, a partir das mesmas, produzir um material fundido com estrutura homogeneamente composta por grãos finos e equiaxiais tem sido, também, objetivo dos metalurgistas.

Diversos trabalhos desenvolvidos demonstram que os efeitos promovidos pela convecção forçada, no líquido que solidifica, contribuem para a ativação de mecanismos formadores de

grãos finos e equiaxiais (Yeh *et al.*, 1996; Wang & Beckermann, 1996; Appolaire *et al.*, 1997).

A formação da zona equiaxial em um dado sistema metálico depende de condições particulares entretanto, de acordo com Morales e colaboradores (1978), trabalhos de pesquisa e a prática convencional de fundição apontam o mecanismo de nucleação extensiva heterogênea, por inoculação de substratos, e o mecanismo da multiplicação cristalina, no desenvolvimento do conjunto de processos de refino de grão de materiais metálicos, como sendo os de maior importância. Esses métodos de refino de grão (Ohno & Motegi, 1975; Peralta, 1998) podem ser térmicos (consistem essencialmente em controlar o fluxo de calor que atua no sistema metal/molde), mecânicos (baseiam-se no controle das correntes convectivas no material líquido com o fim de provocar erosão no sólido formado ou a quebra das dendritas em formação) e químicos (interferem físico-quimicamente na massa líquida do metal que solidifica controlando o surgimento de substratos de nucleação).

Com base no acima exposto estabeleceu-se como principal objetivo deste trabalho, analisar a influência de cinco diferentes vazões do gás argônio na formação da zona equiaxial central do zinco e da liga eutética Zn-5Al vazados a partir de três diferentes níveis de superaquecimento.

2. PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

No caso do zinco foram realizados vazamentos às temperaturas de 420, 462 e 504 ° C enquanto que para o eutético Zn-5Al as temperaturas de vazamento foram 382, 420 e 458 ° C sendo que, em ambos os materiais, esses valores corresponderam pela ordem a superaquecimentos de 0%, 10% e 20% acima das respectivas temperaturas de fusão.

Os vazamentos foram realizados em lingoteira de aço ABNT 1045 de formato cilíndrico com 92 mm de altura, 62 mm de diâmetro médio interno e 5 mm de espessura não sendo aplicado revestimento de proteção à mesma. Para cada material, os três primeiros vazamentos com as temperaturas de superaquecimento citadas acima, foram realizados sem injeção de gás inerte, com objetivo de se observar o comportamento estrutural e também medir a profundidade do rechupe formado.

Determinada então a profundidade média do rechupe, procederam-se aos vazamentos do material puro e da liga submetidos à injeção do gás argônio através de um tubo de aço inoxidável com 6,5 mm de diâmetro, introduzido no centro da lingoteira a uma profundidade de 40 mm a partir da superfície garantindo, assim, a permanência do mesmo em contato com o metal líquido até sua completa solidificação.

As vazões do gás argônio injetado, em ambos os materiais, foram de 0,2 , 0,4 , 0,6 , 0,8 e 1,0 l/min cujo tempo correspondeu ao período entre o momento do contato do tubo com o metal líquido até sua completa solidificação.

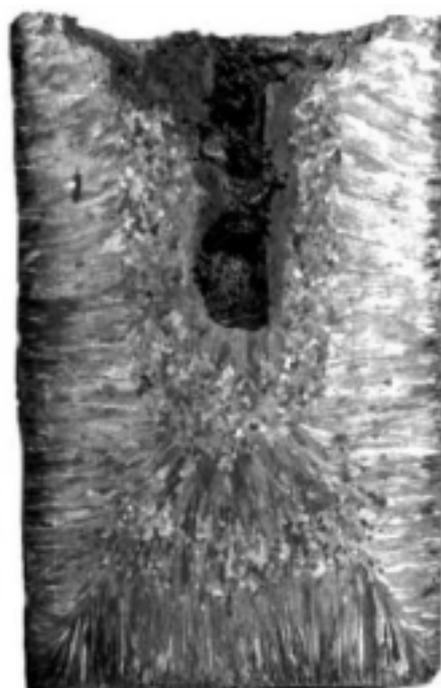
Após a obtenção dos lingotes, realizaram-se análises macro e micrográficas dos mesmos a fim de avaliar-se os efeitos promovidos pela convecção forçada no líquido. Nas figuras 1 e 2 são mostradas algumas macroestruturas obtidas para os materiais estudados segundo as condições de solidificação assumidas. O tamanho médio do grão foi medido através do método do Intercepto baseado no Processo Heyn, conforme norma ABNT – NB 1323 (Peralta, 1998).

3. ANÁLISE DOS RESULTADOS

A figura 3(a) apresenta o efeito da variação da vazão do argônio sobre o diâmetro médio do grão equiaxial formado no zinco nos diversos níveis de superaquecimento considerados. De acordo com a mesma, verifica-se que para o caso do superaquecimento nulo, o aumento



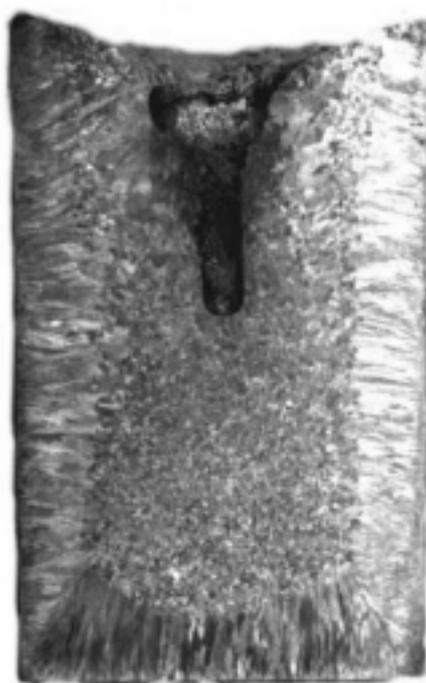
(a)



(b)



(c)



(d)

Figura 1. Macroestruturas de solidificação obtidas para o zinco:
(a) Superaquecimento nulo e vazão de gás de 0,8 l/min;
(b) Superaquecimento de 10% e vazão de gás de 0,6 l/min;
(c) Superaquecimento de 20% e vazão de gás nula;
(d) Superaquecimento de 20% e vazão de gás de 0,2 l/min.

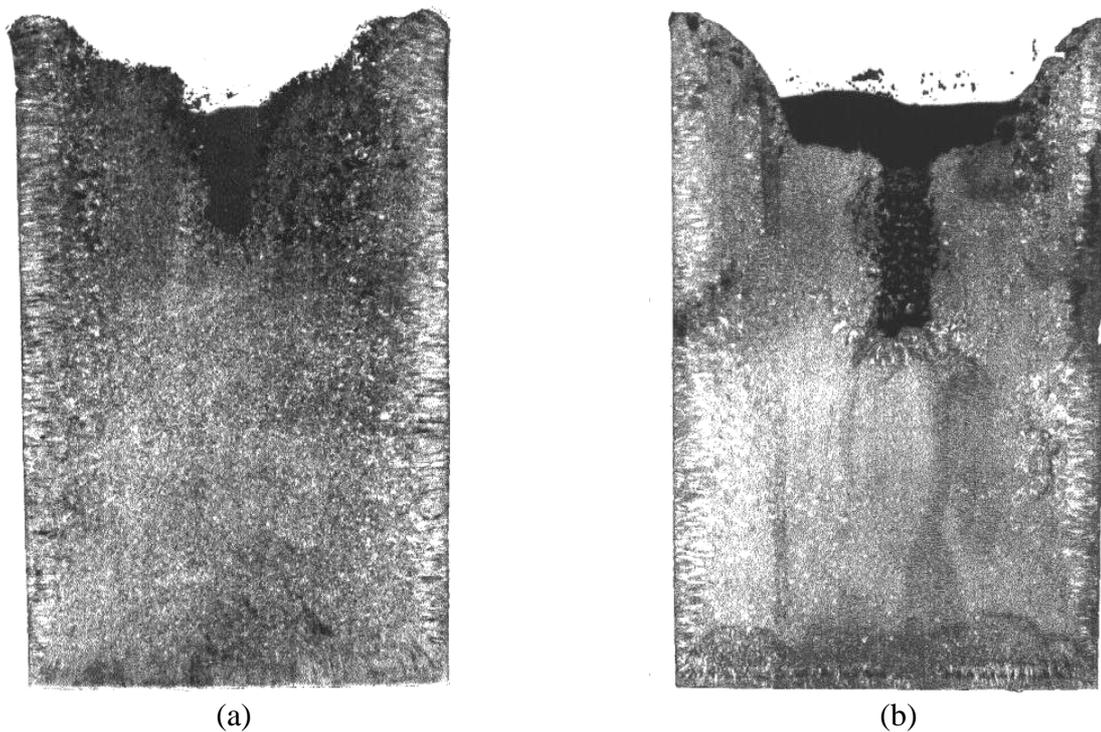


Figura 2. Macroestruturas de solidificação obtidas para o eutético Zn-5Al:
 (a) Superaquecimento nulo e vazão de gás de 0,6 l/min;
 (b) Superaquecimento de 20% e vazão de gás de 1,0 l/min.

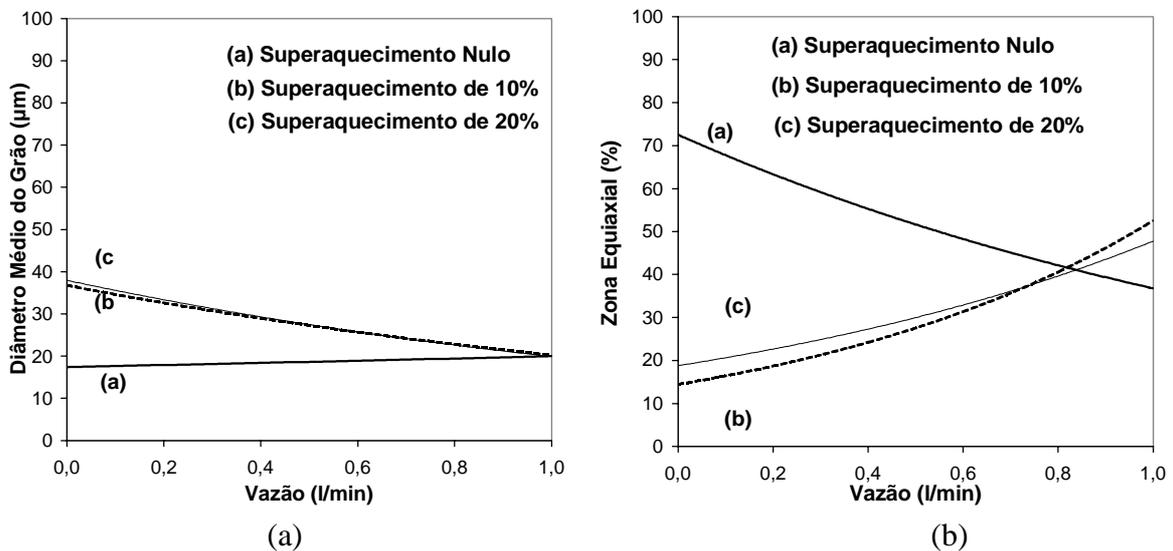


Figura 3. (a) Diâmetro médio do grão equiaxial em função da variação da vazão do gás para o zinco;
 (b) Porcentagem da zona equiaxial central em função da variação da vazão do gás para o zinco.

progressivo da vazão de gás praticamente não influencia a variação do tamanho médio do grão constituído, o que contraria fortemente teorias propostas por alguns autores sobre a eficiência da convecção forçada no metal líquido (Ohno & Motegi, 1975 e Ohno & Motegi

1977), na formação de grãos equiaxiais finos. Tal fato pode ser justificado pela intensa presença de grãos colunares no lingote à vazão de 1,0 l/min a qual, provavelmente, promoveu uma elevada taxa de extração de calor possibilitando a constituição de uma casca sólida na interface metal/molde favorecendo, desta forma, a inibição da zona equiaxial central, efeito não previsto nas teorias até hoje propostas para a formação desta zona. Por outro lado, para os superaquecimentos correspondentes a 10% e 20% acima da temperatura de fusão, observa-se praticamente a mesma tendência no sentido de tornar mais reduzidas as dimensões dos grãos equiaxiais em função da convecção proporcionada pelo borbulhamento do gás.

Na figura 3(b) são mostrados os efeitos da variação da vazão do gás sobre a porcentagem de zona equiaxial formada no zinco considerando os diversos superaquecimentos adotados. Confirmando os resultados da figura anterior nota-se que, ao levarmos em conta o superaquecimento nulo, a quantidade de zona equiaxial formada diminui progressivamente à medida que a vazão do gás injetado aumenta contrariando as teorias existentes na literatura, fato que pode ser explicado pelos mesmos motivos citados durante a análise da figura anterior. Ao considerarmos superaquecimentos de 10% e 20% acima da temperatura de fusão observamos significativo aumento na quantidade da referida zona, o que significa dizer que os efeitos impostos pela convecção forçada predominam diante daqueles proporcionados pelos superaquecimentos assumidos.

Na figura 4(a) é apresentada a relação entre o diâmetro médio do grão equiaxial e a variação da vazão do gás para o eutético Zn-5Al. Verifica-se que, para os diversos níveis de superaquecimentos considerados, ocorre uma tendência de não se obter o refino do grão, ou seja, a diminuição de sua dimensão à medida que aumenta a vazão do gás.

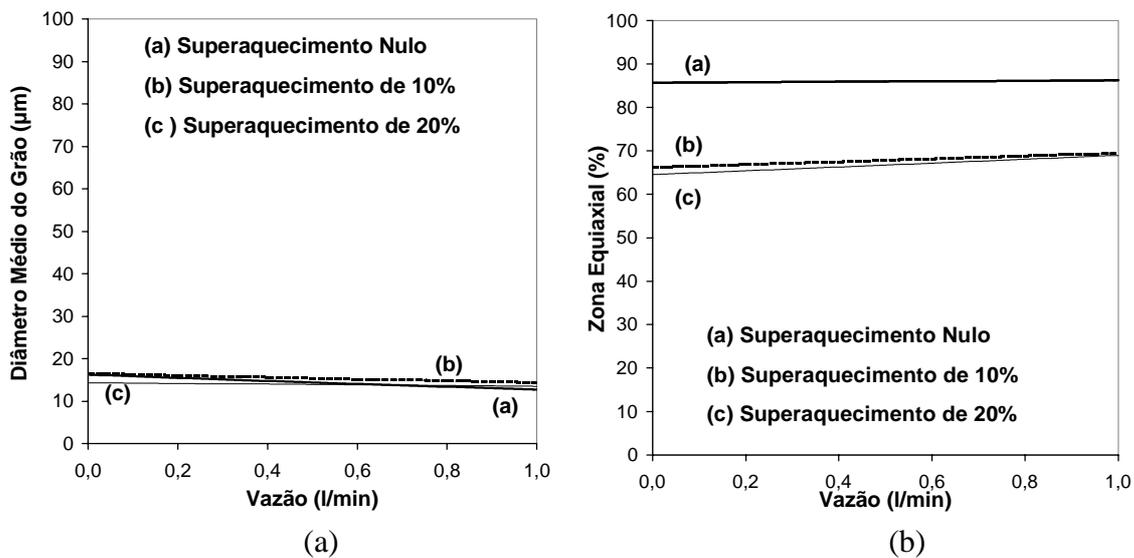


Figura 4. (a) Diâmetro médio do grão equiaxial em função da variação da vazão do gás para a liga eutética Zn-5Al;

(b) Porcentagem da zona equiaxial central em função da variação da vazão do gás para a liga eutética Zn-5Al.

Na figura 4(b) são mostrados os efeitos da variação do gás sobre a porcentagem de zona equiaxial formada no eutético Zn-5Al levando em conta os diversos superaquecimentos adotados. Neste caso, observa-se que para o superaquecimento nulo praticamente não ocorre aumento desta zona. Para os casos em que se promoveu a presença de superaquecimento há um discreto aumento da zona equiaxial.

Na figura 5(a) é apresentada uma análise comparativa do comportamento do diâmetro médio do grão, em função da vazão do gás, para o zinco comercialmente puro e para o eutético Zn-5Al, segundo mesmas condições de solidificação. De acordo com a mesma, nota-se que o efeito da convecção forçada para a liga é menos significativo do que para o zinco. Isto, possivelmente, se deve à presença do alumínio no eutético Zn-5Al, que atua como um refinador de grão da liga.

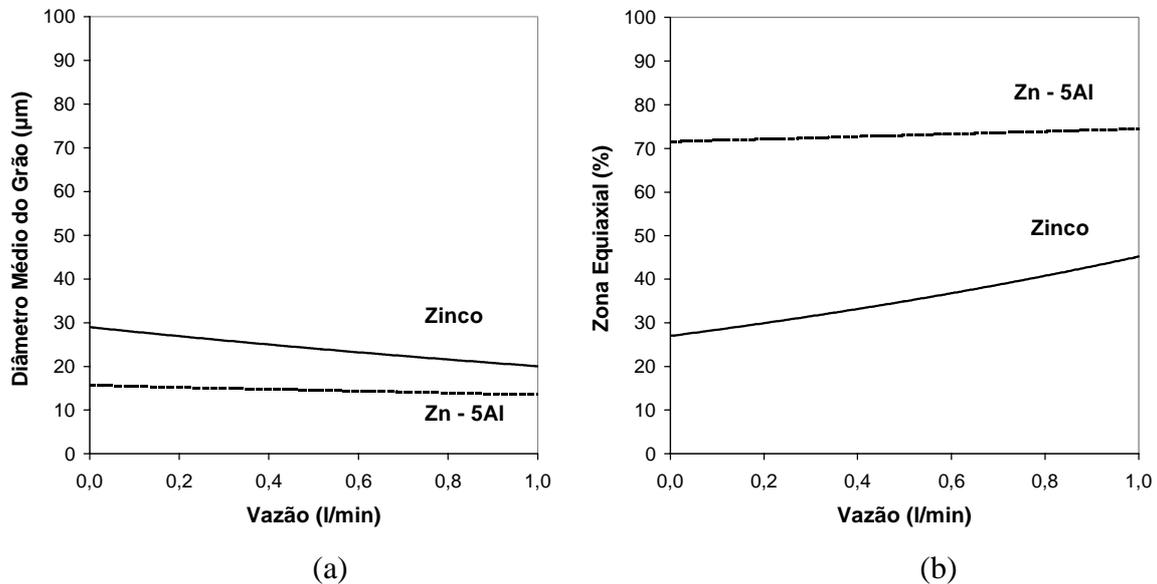


Figura 5. (a) Análise comparativa do tamanho médio do grão equiaxial do eutético Zn-5Al e o zinco em função da vazão de argônio;
 (b) Análise comparativa da quantidade de zona equiaxial formada no eutético Zn-5Al e no zinco em função da vazão de argônio.

Na figura 5(b) é mostrada uma análise comparativa da quantidade de zona equiaxial formada, em função da vazão do gás, para o zinco comercialmente puro e para a liga Zn-5Al segundo as condições de solidificação impostas inicialmente. Verifica-se que o efeito da convecção forçada na formação da zona equiaxial central é muito mais significativo para o zinco do que para a liga, contudo, a percentagem desta zona é maior para o eutético Zn - 5Al.

4. CONCLUSÃO

No que se refere ao zinco comercialmente puro, os grãos equiaxiais formados praticamente não sofrem modificações em suas dimensões quando submetidos, na presença de superaquecimento nulo, à variação da vazão de um gás inerte. Contudo, são observadas significativas reduções no tamanho do grão equiaxial, quando são considerados superaquecimentos correspondentes a 10% e 20% acima da temperatura de fusão, nas referidas condições de solidificação. Os efeitos proporcionados pela convecção forçada devido ao borbulhamento do gás inerte no líquido, na ausência de superaquecimento, tendem a diminuir a formação da zona equiaxial. A presença de superaquecimento, no entanto, provoca uma importante modificação na macroestrutura, promovendo um aumento na quantidade desta zona. Quanto ao eutético Zn-5Al, considerando-se as vazões e os superaquecimentos adotados, observa-se em todos os casos analisados uma tendência de não se obter a diminuição do tamanho do grão. Com relação à zona equiaxial na liga estudada, somente são observados discretos aumentos na quantidade de formação da mesma na

presença de superaquecimentos de 10% e 20% acima da temperatura de fusão. Considerando-se as mesmas condições de vazão do gás inerte e nível de superaquecimento, para o zinco e o eutético Zn-5Al, verifica-se que o efeito de diminuição do tamanho do grão assim como do aumento da quantidade da zona equiaxial é bem mais significativo no zinco. Assim, levando em conta os resultados obtidos neste trabalho, é possível afirmar que algumas teorias convencionais apresentadas e tradicionalmente aceitas que tentam descrever, com base em determinados mecanismos, a formação da zona equiaxial central em materiais metálicos, podem ser restritas somente a certos tipos de materiais quando submetidos a condições particulares de solidificação.

5. REFERÊNCIAS

- Abramov, V. O., Abramov, O. V. and Sommer, F., 1997, "Ultrasonic Treatment of Liquid and Solidifying Metals", Proceedings of the 4th Decennial International Conference on Solidification Processing, Sheffield, pp. 58-61.
- Appolaire, B., Combeau, H. and Lesoult, G., 1997, "Modelling of Equiaxed Growth with Convection", Proceedings of the 4th Decennial International Conference on Solidification Processing, Sheffield, pp. 295-298.
- Gandin, Ch., -A., *et al.*, 1997, "3D Modelling of Dendritic Grain Structures in a Turbine Blade Investment Cast Part", Proceedings of the 4th Decennial International Conference on Solidification Processing, Sheffield, pp. 289-294.
- Morales, A., Glicksman, M. E. and Biloni, H., 1978, "The Influence of Mold Wall Microgeometry on Casting Structure", Sheffield International Conference on Solidification and Casting, Sheffield, pp. 641-672.
- Ohno, A. and Motegi, T., 1975, "Principles of Grain Refining of Cast Structures", AFS Cast Metals Research Journal, pp. 45-51.
- Ohno, A. and Motegi, T., 1977, "Formation Mechanism Equiaxed Zones in Cast Metals", AFS International Cast Metals Journal, pp. 28-36.
- Peralta, J. L., 1998, "Influência do Superaquecimento e da Vazão de um Gás Inerte no Refino de Grão do Zinco e do Eutético Zn - 5Al", Universidade Federal do Pará, Belém, PA, Brasil, 121p.
- Vives, C., 1996, "Effects of Forced Electromagnetic Vibrations During the Solidification of Aluminum Alloys: Part I and II", Metallurgical and Materials Transactions, Vol. 27 B, pp. 445-464.
- Wang, Y. and Beckermann, C., 1996, "Equiaxed Dendritic Solidification with Convection: Part I, II and III", Metallurgical and Materials Transactions, Vol. 27 A, pp. 2754-2795.
- Yeh, J., Jong, S. and Liu, W., 1996, "The Improved Microstructures and Properties of 7075 Alloys Produced by a Water-Cooling Centrifugal Casting Method", Metallurgical and Materials Transactions, Vol. 27 A, pp. 1933-1943.

AVALIAÇÃO EXPERIMENTAL DAS CARACTERÍSTICAS DA ESTRUTURA CRISTALINA DE GRÃOS DIAMANTADOS

Eduardo Carlos Bianchi

Eraldo Jannone da Silva

Fábio Andreassa Guedes Cezar

Universidade Estadual Paulista, Departamento de Engenharia Mecânica, 17033-360, Bauru, SP, Brasil. E-mail: bianchi@bauru.unesp.br

César Antunes de Freitas

Ana Rita Rodrigues Bianchi

Universidade de São Paulo, Departamento de Dentística, Endodontia e Materiais Dentários, 17043-101, Bauru, SP, Brasil.

Resumo

Através de um trabalho multidisciplinar entre Engenheiros e Dentistas, foram estudados oito diferentes tipos de grãos abrasivos de diamantes para a fabricação de pontas diamantadas, e/ou rebolos, de pequeno diâmetro, a fim de se verificar qual o mais adequado para ser utilizado em equipamentos que possuam um pequeno torque disponível. Nos ensaios, o vidro foi desgastado, enquanto a força tangencial de corte era monitorada em tempo real, via computador. O melhor tipo de diamante, dentre os pesquisados, foi aquele que pode remover mais material até que, uma determinada força tangencial de corte máxima fosse alcançada. Desta forma o melhor tipo de diamante foi aquele que apresentou, ao mesmo tempo, as melhores condições de remoção de material e o menor preço.

Palavras-chave: Diamantes, retificação, grãos abrasivos

1. INTRODUÇÃO

Pontas diamantadas, e/ou rebolos de pequeno diâmetro, são ferramentas abrasivas normalmente utilizadas em equipamentos que possuem elevadas rotações, baixo torque e pouca rigidez, se comparados a rebolos com diâmetros maiores. O acionamento destes instrumentos pode ser feito por turbina movida a ar comprimido ou motor elétrico. O acionamento a ar comprimido, em geral, proporciona menor valor de torque disponível e maior rotação. Para acionamento com motor elétrico, o torque disponível é maior; porém a rotação é inferior. Em ambos os casos o tipo de grão abrasivo utilizado para a fabricação das pontas é fundamental, devido a capacidade de corte destes durante o processo produtivo.

Com a evolução dos materiais e dos processos de fabricação, os grãos de diamante das pontas começaram a ser fixados à ferramenta através do processo de eletrodeposição ou

metalização elétrica com material de união à base de níquel, cromo, ou níquel-cromo. Neste processo a ferramenta (cátodo), de material metálico (geralmente aço inoxidável), é imersa numa solução contendo íons metálicos, juntamente com um eletrodo (ânodo) do material metálico que se deseja depositar (geralmente níquel). Usando-se uma membrana porosa, grãos de diamante são mantidos em contato com o que será a superfície ativa da ferramenta. Submete-se então ambos (cátodo e ânodo) a uma diferença de potencial de modo que os íons metálicos se depositem na superfície da ferramenta (cátodo). A deposição contínua destes íons vagarosamente cria uma camada que, por sua vez, envolve os grãos de diamante fixando-os à ferramenta. Isto cria uma superfície abrasiva composta de uma camada de grãos de diamante envolvidos parcialmente por um “ligante” metálico (Chattopadhyay e Hintermann, 1993). Tanto o diamante natural como o sintético podem ser empregados na fabricação destas ferramentas. Desta forma, qual o melhor tipo de diamante para a fabricação de uma ponta para esta aplicação específica? De imediato poderia se imaginar que se o diamante mais nobre fosse utilizado em todas as aplicações sempre o melhor resultado seria possível. Este raciocínio não é correto pois para cada aplicação existe um tipo de diamante que pode aliar desempenho e custo.

Neste sentido, no presente trabalho buscou-se encontrar o melhor tipo de grão de diamante, dentre oito selecionados, para a fabricação de pontas diamantadas para aplicação em equipamentos que possuam um pequeno torque disponível. Optou-se por selecionar oito tipos de grãos abrasivos com diferentes estruturas cristalinas e submetê-los a condições idênticas de ensaio. Procurou-se aliar à análise dos diamantes ao custo de aquisição destes e a respectiva manutenção da capacidade de corte ao longo dos ensaios.

2. ESCOLHA DE GRÃOS DIAMANTADOS

Segundo Davis, P.R. *et al.*(1996), a dificuldade em se avaliar o comportamento de um grão de diamante é um problema que sempre preocupou fabricantes e usuários de ferramentas diamantadas. Embora alguns atributos importantes, tais como o tamanho, resistência a fratura e a estabilidade térmica do grão, têm sido reconhecidos como regras básicas na seleção do grão para uma determinada aplicação, a seleção do diamante mais adequado torna-se complexa.

A primeira grande complexidade reside na dificuldade em se identificar a condição exata de carregamento sobre um grão individual durante uma determinada aplicação. A natureza do processo de corte é influenciada por uma infinidade de grãos, a qual resulta em uma distribuição randômica das forças de corte operantes na interface grão-peça (Davis, P.R. *et al.*,1996).

O advento do diamante sintético possibilitou a obtenção de grãos de diamante, com diferentes propriedades mecânicas e físicas modificando-se apenas o processo de síntese. Atualmente, é possível a produção de diamantes sintéticos na escala que abrange desde grãos menores que 3 µm a grãos maiores que 3 mm, possibilitando ainda uma imensa variedade de formas, resistência e estabilidade térmica. Essa diversidade de características permite que o diamante sintético seja utilizado em uma larga variedade de aplicações abrasivas, como o polimento de cerâmicas ou o corte das pedras de granito de alta dureza (Davis, P.R. *et al.*,1996).

A seguir são apresentadas algumas características dos diamantes utilizados no presente trabalho, bem como sugestões de aplicação e uso, segundo Bailey, M.W. *et al.*1994).

Com a finalidade de auxiliar os fabricantes de ferramentas diamantadas, a empresa De Beers Industrial Diamond Division desenvolveu a tabela 1, onde são encontradas indicações comparativas entre os 12 tipos de diamantes da série PremaDia (Diamantes de Primeira Linha). Para cada tipo, 3 diferentes propriedades são apresentadas, cada uma delas

proporcionalmente quantificada dentro de uma série de 9 quadrículas, através de cores. Na primeira coluna é indicada a resistência do grão ao impacto, à temperatura ambiente, na segunda, esta mesma resistência, após tratamento térmico controlado, e na última, à esquerda da tabela, a estrutura do grão, quanto à sua aparência cristalina. Um número qualquer (que expressa os níveis das 3 citadas propriedades, na ordem descrita), se maior que um outro, não indica que um determinado tipo seja sempre o que possibilita as melhores condições de trabalho. O tipo mais adequado à uma determinada condição de trabalho será aquele que apresentar características de friabilidade (facilidade para fraturar o grão em pedaços, sob uma determinada força ou impacto) tais que possibilitem a existência permanente de arestas cortantes sobre a superfície da ferramenta e que não apresente desgaste demasiadamente acelerado.

Tabela 1 - Algumas características dos diamantes da série PremaDia segundo o catálogo (traduzido) da empresa De Beers Industrial Diamond Division.

Série PremaDia de abrasivos de diamante de primeira linha para a indústria mecânica

	Resistência das partículas à temperatura ambiente		Resistência das partículas à temperatura elevada		Estrutura das partículas		
	Friável	Forte	Friável	Forte	Mosaico	Arestas vivas	Cristalina
PremaDia PDA 999							
PremaDia PDA 989							
PremaDia PDA 878							
PremaDia PDA 768							
PremaDia PDA 657							
PremaDia PDA 656							
PremaDia PDA 446							
PremaDia PDA 665							
PremaDia PDA 555							
PremaDia PDA 545							
PremaDia PDA 433							
PremaDia PDA 321							

Dentre os vários tipos de diamantes produzidos pela De Beers Industrial Diamond Division, listados na tabela 1, foram escolhidos para serem avaliados apenas os identificados pelas siglas PDA 433, PDA 555, PDA 665, PDA 768 e PDA 878 visto que estes são representativos dos vários tipos básicos do conjunto.

Os diamantes da série PremaDia, segundo a empresa De Beers do Brasil LTDA., são apresentados, a seguir em ordem decrescente de friabilidade.

PDA 433: apesar de ser um produto eminentemente adequado para uso com ligantes resinóides, rotineiramente é fixado com níquel; constitui uma solução econômica para uma grande variedade de aplicações de uso geral. Trata-se de um diamante sintético, sendo o mais friável dentre todos os testados, segundo catálogo PremaDia NC1000793, da empresa De Beers Industrial Diamond Division.

PDA 555: projetado para aplicações em que se necessite de uma partícula (grão) mais friável, é um abrasivo de diamante natural, de partículas compactas e com formas irregulares; tem alta resistência térmica e as características do poder cortante dos diamantes naturais.

PDA 665: é afetado apenas a temperaturas extremamente elevadas, como todo o diamante natural; é considerado de primeira classe, por apresentar partículas compactas e bem formadas, presta-se a muitas aplicações de retificação, e suas características o fazem eminentemente adequado para a fabricação de ferramentas por eletrodeposição.

PDA 768: apresenta partículas de arestas vivas, selecionados especialmente, assim como algumas partículas cristalinas compactas, combinação particular de formas que faz com que esse produto seja adequado para uma grande diversidade de aplicações que não requerem um material de resistência muito elevada como o PDA 878.

PDA 878: é um abrasivo de uso geral, destinado a ser utilizado com ligante metálico, é um material cristalino com alta resistência ao impacto a temperaturas ambiente ou elevadas; foi concebido para apresentar um bom comportamento em uma grande variedade de aplicações, com ligante metálico; suas propriedades estão compreendidas entre as do PDA 768 e as do PDA 989.

Além dos diamantes da série PremaDia, foram testados os seguintes diamantes:

TED-II: é um abrasivo com friabilidade e características apropriadas para fabricação de ferramentas por eletrodeposição, onde máquinas de torque razoavelmente elevado são utilizadas.

DMB-G: aplica-se a ferramentas de torque não muito elevado, apresentando friabilidade pouco mais elevada que o diamante PDA-555.

DMB-T: apresenta propriedades semelhantes ao diamante DMB-G, porém é pouco mais friável.

6 - MATERIAL E MÉTODO

Para o estudo comparativo do desempenho de diferentes tipos de grãos de diamante empregados na fabricação de pontas diamantadas foram fabricadas pontas recobertas com grãos superabrasivos de diamantes naturais e sintéticos (granulometria D120/140). Utilizou-se o processo de eletrodeposição de níquel para a fixação dos grãos de diamante na parte ativa da haste metálica, cujo comprimento útil de utilização é de 12mm. O controle da distribuição dos grãos de diamante ao longo deste comprimento útil depende das variáveis do processo produtivo, tais como: tamanho médio dos grãos, intensidade de corrente galvânica, dentre outros. Estas pontas foram ensaiadas em um banco de ensaio composto por três partes básicas: mecânica, eletrônica e computacional.

A parte mecânica do banco de ensaios é constituída de uma máquina retificadora plana, marca *Reti Lite*, com 600 mm de curso longitudinal, 400 mm de curso transversal e com 400 mm de altura entre o rebolo e a mesa. O movimento transversal da mesa é controlado por um motor de corrente contínua com velocidade mínima de 20 mm/min e máxima de 500 mm/min. O movimento longitudinal da mesa é feito por meio de um sistema hidráulico.

No cabeçote da retificadora foi fixado um micromotor de corrente contínua de 31 V de tensão de alimentação, marca DENTEC, apresentando rotação máxima de 24.000 rpm. A

fixação da peça ao cabeçote foi feita com o auxílio de uma peça de nylon, elaborada para que a caneta não se danifique durante o processo de usinagem. Sobre a mesa da máquina retificadora, utilizou-se uma morsa para a fixação dos corpos-de-prova.

A parte eletrônica do banco de ensaios é responsável pela aquisição dos valores de tensão e corrente elétrica que agem sobre o micromotor e conversão desses valores em intensidades compatíveis com a placa de aquisição A/D, da marca NOVUS, com tempo de conversão de 17 ms.

A conversão de valores pela parte eletrônica da montagem consistiu na conversão do valor de corrente consumida pelo micromotor em tensão compatível com a placa de aquisição A/D, conversão do valor de tensão aplicada sobre o micromotor em valores compatíveis com a placa de aquisição A/D e conversão da frequência de rotação do eixo do micromotor em tensão compatível com a placa de aquisição A/D.

Na placa de aquisição A/D os valores de tensão foram transformados em sinais digitais, possíveis de serem interpretados pelo computador e processados por um software desenvolvido para a realização desse trabalho.

O objetivo do software é tratar matematicamente e armazenar em arquivos os valores enviados pela placa de aquisição A/D, a fim de se obter em tempo real a intensidade da força tangencial de corte. Ao final da realização de cada cálculo, o software está habilitado a identificar um ponto, que representa a intensidade da força de corte, em um gráfico Força Tangencial de Corte x Número de Passadas, apresentado diretamente no monitor de vídeo do computador.

O valor da força tangencial de corte (F_t) da ponta pode ser obtida pela equação:

$$T = F_t \cdot (d_s / 2) \quad (1)$$

onde d_s é o diâmetro externo da ponta e T é o torque aplicado pelo micromotor que é obtido pela equação:

$$T = (I \cdot V \cdot 60) / (2 \cdot \pi \cdot n) \quad (2)$$

sendo I e V são os valores de corrente e tensão elétrica aplicados no micromotor da caneta odontológica, e n o número de rotações no eixo do micromotor.

Logo, dois dos valores para a determinação da intensidade do torque instantâneo (T) são variáveis diretamente conhecidas, pois os valores de corrente elétrica instantânea (I) e tensão elétrica instantânea (V) são transformados pela placa A/D em sinais digitais e enviados ao software.

O número de rotações na unidade de tempo (n) no eixo não é obtido diretamente pela montagem eletrônica, devido as dificuldades físicas para a instalação de um medidor de rotação como, por exemplo, um “encoder” no eixo árvore da caneta. Com a utilização dos valores de tensão e corrente elétrica instantâneos é possível determinar a rotação instantânea do eixo árvore do micromotor com a utilização de um modelo matemático, desenvolvido por Aguiar e Rotta (1990), que simula o funcionamento do micromotor de corrente contínua da caneta odontológica.

Escolheu-se o vidro (temperado plano, tipo cristal) como material para a confecção dos corpos-de-prova, pois esse apresenta características mais uniforme, fazendo com que se preste para o estudo da eficiência de corte de grãos de diamante (Vaz, J.C. *et al.*, 1981). Por gentileza da empresa Norton Indústria e Comércio Ltda. (São Paulo - SP), tal material foi caracterizado como apresentando dureza média SPB de 3,98, após jateamento com quartzo de granulação

20/30 e pressão de 19,1 psi (1,34 kgf/cm²), por 30 segundos, em uma área cilíndrica delimitada de 0,785 cm². As dimensões dos corpos-de-prova são 155 mm x 90 mm x 8 mm. O corte foi realizado na comprimento de corte foi de 90 mm.

As pontas diamantadas foram submetidas a ensaios de retificação do tipo tangencial plana de mergulho. Nesses ensaios a velocidade de deslocamento transversal da mesa da máquina retificadora (que coincide corpo a velocidade do corpo-de-provas) foi 0,0055 m/s, a velocidade de corte da ponta diamantada 7,1 m/s e a penetração da ponta diamantada no corpo-de-provas foi de 400 µm por passada. Estes valores foram mantidos constantes para a realização de todos os ensaios experimentais.

As pontas diamantadas foram solicitadas até o momento em que, por elevação excessiva do torque, ocorria o travamento do eixo do micromotor (fim de ensaio). Consequentemente, como o comportamento de cada ponta diamantada foi distinto, o volume de material removido (determinado pelo produto entre o número de passadas da ponta sobre o corpo-de-prova e a área superficial deste) diferenciou para cada ensaio realizado.

6 - RESULTADOS E DISCUSSÃO

Pôde-se notar em todos os ensaios uma grande dispersão dos resultados num mesmo lotes de pontas. Esse fato já era esperado, pois sabe-se que as melhores pontas são aquelas onde há espaçamentos maiores e homogêneos entre os grãos de diamantes. As dificuldades em se assegurar a homogeneidade no processo de fabricação, por se tratar de uma eletrodeposição, não confere as mesmas qualidades para todas as pontas diamantadas, mesmo que essas pertençam a um mesmo lote de fabricação. Sempre ocorre diferenças relacionadas ao espaçamento médio entre os grãos, a densidade de grãos abrasivos de diamante, qualidade de Ni depositado, dentre outros.

Assim, em pontas com maiores espaçamentos o número de grãos ativos é menor e, conseqüentemente, os cavacos arrancados apresentam maiores espessuras. Dessa forma, os grãos abrasivos são submetidos a maiores esforços de corte, tendendo a desgastarem-se mais rapidamente e desprenderem-se antecipadamente da superfície de corte da ponta. Ressalta-se, todavia, que espaçamentos excessivos são prejudiciais a eficiência de corte da ponta.

Verificou-se que a tendência de remoção de material conferida as pontas confeccionadas com o diamante PDA-878e foi a menor entre todas. Este tipo de diamante é o que apresenta estrutura mais cristalina dentre os diamantes estudados. Portanto, é o menos friável. Assim, necessita de grandes esforços de corte para a geração de novas arestas no topo dos grãos abrasivos.

Considerando-se o pequeno torque disponível no eixo do micromotor utilizado neste trabalho, os valores de força tangencial de corte foram insuficientes para fraturar os grãos abrasivos. Desta forma ocorreu a elevação da área de contato entre os grãos abrasivos e o material, elevando rapidamente os valores de força tangencial de corte, o que causou o travamento do eixo do micromotor.

Em seqüência, as pontas confeccionadas com os diamantes TED-II, PDA-768e, PDA-665e, PDA-555, DMB-G, DMB-T e PDA-433, apresentaram progressivamente maior capacidade de remoção de material, devido as estruturas dos grãos serem cada vez menos cristalinas; ou seja, são respectivamente mais friáveis. Desta forma, há uma maior geração de novas arestas de corte no topo dos grãos abrasivos, fazendo com que as pontas permaneçam agressivas (com capacidade da ponta em remover material) por mais tempo. Na tabela 2 são apresentados os valores de volume de material removido em todos os ensaios de passagem realizados, com os quais foi desenvolvida uma análise estatística para 95% de confiança .

Tabela 2: Valores de volume de material removido em todos os ensaios e análise estatística.

Material Removido (mm ³) - valores em ordem crescente						
DMB-T	1488	3472	16864	19344	19344	
PDA-878e	1984	1984	2480	5952	5952	
PDA-555	992	992	2976	17460	23808	31744
PDA-433	2976	26784	40176	44144		
PDA-665e	998	1984	1984	8928	10416	34224
PDA-768e	992	992	1488	3472	16368	28768
DMB-G	6448	13392	13392	18352	21824	
TED-II	1488	1984	3472	16368		
Em destaque os valores que se enquadram dentro dos limites de confiança, são os mesmos valores utilizados para o cálculo da média (μ)						
Limites						
	Média(x)	Variância	Erro	Inferior	Superior	Média(μ)
DMB-T	12102,4	8869,9	7774,8	4327,6	19877,2	18517
PDA-878e	3670,4	2092,6	1834,3	1836,1	5504,7	2149
PDA-555	12995,3	13243,2	10596,7	2398,6	23592	6812
PDA-433	28520	18578,5	18206,9	10313,1	46726,9	37034
PDA-665e	9755,7	12627,9	10104,4	0	19860,1	4862
PDA-768e	8680	11486,4	9191,1	0	17871,1	4662
DMB-G	14681,6	5822,5	5103,6	9578	19785,2	15045
TED-II	5828	7077,1	6935,3	0	12763,3	2315
Média (x) = média de toda a população						
Média (μ) = média dos valores que se enquadram dentro dos limites de confiança						
Erro calculado para 95% de confiança						

Posteriormente, foi elaborada a figura 1, relacionando o tipo de diamante utilizado com o volume médio de material removido, média (μ). Para o cálculo desta média, utilizou-se somente os valores que se enquadraram dentro dos limites de confiança inferior e superior (tabela 2).

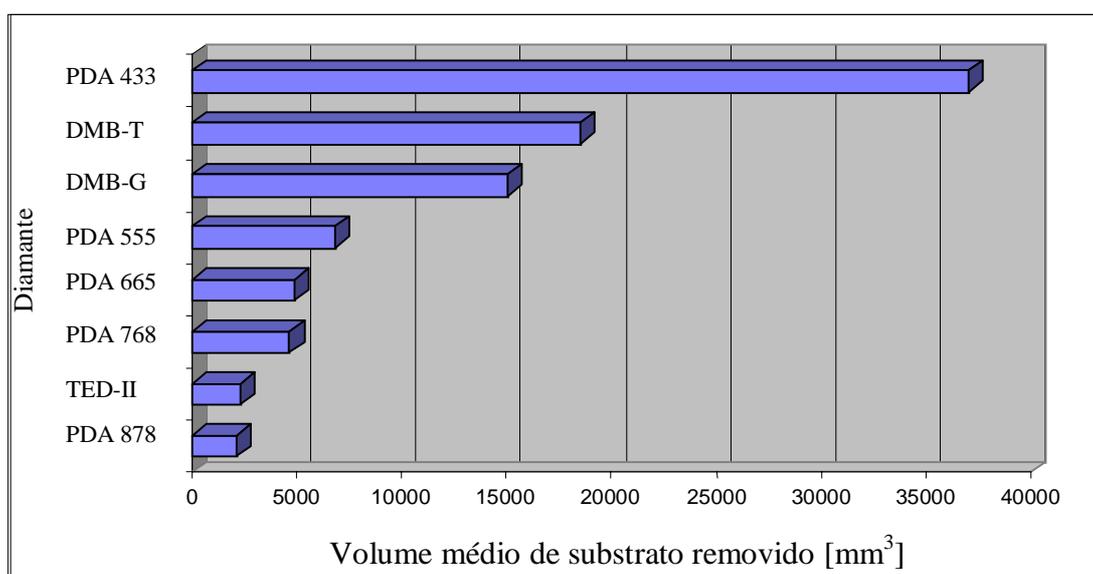


Figura 1 - Volume médio de material removido em função do tipo de diamante utilizado.

Nota-se claramente que as pontas confeccionadas com o diamante PDA-433 apresentaram maior vida útil pelo melhor aproveitamento dos grãos. Isso somente foi possível pela excelente capacidade deste grão em gerar novas arestas de corte, fazendo com que a força tangencial de corte permanecesse num patamar inferior por mais tempo, com relação aos outros diamantes utilizados, removendo mais material antes que o valor limite de torque suportado pelo eixo do micromotor da caneta odontológica fosse atingido.

Pode-se verificar que as pontas confeccionadas com o diamante PDA-433 apresentaram uma capacidade significativamente superior na remoção de material, em relação aos outros diamantes. Ressalta-se que essa capacidade foi substancialmente maior se comparada a dos diamantes naturais PDA-555 e PDA-665e, os quais são utilizados atualmente pela maioria das empresas na confecção de pontas odontológicas.

7 - CONCLUSÕES

Dos resultados obtidos neste trabalho pode-se concluir que:

Utilizando-se equipamentos de baixo torque, a estrutura cristalina do diamante e, conseqüentemente, de sua friabilidade exercem grande influência no comportamento das pontas diamantadas. Com a progressiva melhoria da estrutura cristalina (maior homogeneidade da estrutura do grão) o grão torna-se menos friável, assim, as forças de corte desenvolvidas não são suficientes para a geração de novas arestas no topo dos grãos abrasivos. Desta forma, há a elevação da área no topo dos grãos abrasivos, elevando a força tangencial de corte, o que limita a vida útil da ponta odontológica, pelo travamento do eixo do micromotor.

O diamante PDA-433 apresentou maior capacidade de remoção de material, em relação aos outros tipos de diamantes devido a sua maior friabilidade, a qual está associada à sua menor resistência ao impacto, resultado de sua baixa dureza e pureza. Seu menor custo em relação aos demais diamantes testados torna-o mais adequado para a fabricação de pontas utilizadas em instrumentos que possuem baixo torque, além da menor relação custo/benefício.

REFERÊNCIAS

- AGUIAR, P.R.& ROTTA, I. - *A simulação da máquina de corrente contínua a partir da determinação dos parâmetros método não convencional*. IV Congresso Latino Americano de Controle Automático - Puebla, México, pp. 946-950, novembro de 1990.
- BAILEY, M.W. & JUCHEM, H.O. - *Selection and use of PremaDia* - Industrial Diamond Review - p.8 a 11 - janeiro 1994
- CHATTOPADHYAY, A.K.; HINTERMANN, H.E. *On Improved Bonding of TiC-Coated CBN Grits in Nickel-Based Matrix*, In Annals of the CIRP, vol 42/1, p413-415, 1993.
- DAVIS, P. R.; FISH, M. L.; PEACOCK, S.; WRIGHT, D. N. *An indicator system for saw grit*. Industrial Diamond Review. v.56, n.570, p.78-87, Mar. 1996.
- DE BEERS INDUSTRIAL DIAMOND DIVISION. Catálogo PremaDia. NC1000793. Berkshire, Inglaterra.
- VAZ, J.C.; STEAGALL, L.; ISSAO, M. - *Eficiência de instrumentos de diamante no desgaste do esmalte de dentes humanos e vidro. Ensaio preliminar com instrumentos nacionais e estrangeiros*. - Rev. Ass. Paul. Cirurg. Dent. - Vol. 35 - n. 1 - p.82 a 91 - jan/fev 1981.

TEMPERATURA E GRAU DE CURA NO PROCESSO DE PULTRUSÃO DE FIBRAS DE CARBONO REFORÇADAS COM RESINA EPÓXI

Cláudia Regina de Andrade

Aluisio Viais Pantaleão

Edson Luiz Zaparoli

Instituto Tecnológico de Aeronáutica, Departamento de Energia, Pça Marechal Eduardo Gomes, 50, Vila das Acácias, São José dos Campos, SP, Brasil. E-mail: zaparoli@mec.ita.br

Francisco M.C. Dias

Cenic, Avenida Marginal B, 1648, Chácara Reunidas, São José dos Campos, SP, Brasil. E-mail: cenicfra@iconet.com.br

Resumo

Os materiais compostos possuem vasta aplicação industrial (estruturas espaciais e aeronáuticas, peças automobilísticas, varas de pesca, raquetes de tênis, entre outras). Um dos processos de baixo custo, empregado na fabricação de barras de materiais compostos com seção transversal constante, é o de pultrusão. Neste processo, um feixe de fibras impregnadas em um banho de resina passa por um molde aquecido, onde ocorrem reações exotérmicas de cinética de cura (polimerização). Neste trabalho o processo de pultrusão de fibras de carbono reforçadas com resina epóxi, utilizando moldes de seção transversal circular, é simulado numericamente. As equações de temperatura e cinética de cura do material composto são resolvidas pelo método de elementos finitos de Taylor-Galerkin. Os resultados numéricos obtidos para o perfil de temperatura e grau de cura foram comparados com resultados da literatura e mostraram boa concordância. Analisou-se ainda a influência da temperatura do molde e da fração em volume da fibra no grau de cura final do material composto.

Palavras-chave: Pultrusão, Material Composto, Fibra de Carbono, Resina Epóxi

1. INTRODUÇÃO

Um dos processos mais utilizados na fabricação de materiais compostos com seção transversal constante é o de pultrusão, devido ao seu baixo custo e larga aplicação industrial. Neste processo, um feixe de fibras impregnadas em um banho de resina passa por um molde aquecido, onde ocorrem reações exotérmicas de cura (polimerização), conforme apresentado na Fig. 1.

A velocidade de pultrusão, a fração em volume das fibras, o perfil axial de temperatura do molde, o tipo e a qualidade das fibras e resinas, as propriedades térmicas do composto e os dados da reação química de polimerização da resina são importantes parâmetros que determinam a qualidade e performance do material fabricado. Uma vez que as propriedades do composto dependem da evolução da reação de cinética de cura, o cálculo deste fenômeno é importante para o projeto do molde visando a obtenção de produtos finais de alta qualidade.

Na literatura, existem diversos estudos sobre o processo de pultrusão incluindo ensaios experimentais e simulações computacionais. O trabalho numérico de Gorthala et al. (1994) apresenta soluções para o perfil de temperatura e grau de cura de materiais compostos, em

uma geometria cilíndrica utilizando um modelo bidimensional baseado na técnica de diferenças finitas.

O estudo numérico de Chachad et al. (1996) trata do processo de pultrusão de barras de seção transversal irregular. Utilizando o método de volumes finitos, os autores determinam a distribuição de temperatura e o grau de cura em regime não-permanente.

Em Roux et al. (1998) são apresentados tanto resultados numéricos como medidas experimentais para os perfis de temperatura e grau de cura durante o processo de pultrusão do material composto. Os dados numéricos também são obtidos aplicando a técnica de volumes finitos.

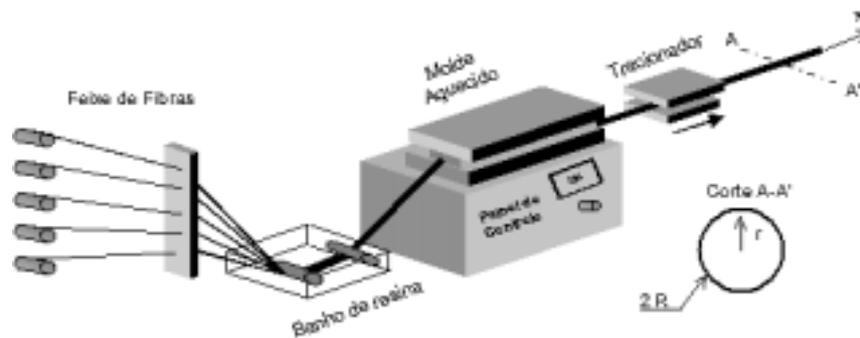


Figura 1. Representação esquemática do processo de pultrusão

Utilizando o método de elementos finitos, Kim et al. (1997) fazem o modelamento numérico do processo de pultrusão de compostos termofixos. Os resultados são comparados com dados experimentais e mostraram boa concordância.

O trabalho de Suratno et al. (1998) trata da simulação numérica de fibras de carbono reforçadas com resina epóxi, utilizando uma solução baseada no método de elementos finitos. Os autores mostram o efeito da velocidade de tração da barra nos perfis axiais de temperatura e grau de cura do composto.

Neste trabalho, estuda-se o processo de pultrusão de barras de seção transversal circular, utilizando o método de elementos finitos de Taylor-Galerkin (Comini et al., 1995). Os resultados numéricos obtidos para os perfis axiais de temperatura e grau de cura são comparados com resultados disponíveis na literatura e apresentam boa concordância. Analisa-se também a influência da temperatura do molde e da fração em volume da fibra no grau de polimerização final do material composto (fibra de carbono reforçada com resina epóxi). Os dados obtidos fornecem informações importantes sobre os parâmetros que determinam a qualidade do produto final.

2. MODELO MATEMÁTICO

O modelo matemático para o processo de pultrusão representado esquematicamente na Fig. 1. é constituído pela equação da energia (transferência de calor) e uma equação relativa à cinética da reação química de cura (polimerização). São obtidas as variações da temperatura e grau de cura ao longo do eixo e da seção transversal da barra, permitindo o dimensionamento do molde e das características do sistema de aquecimento.

Durante o processo de pultrusão, a cinética das reações químicas de cura da resina envolve fenômenos bastante complexos. Normalmente, adota-se as seguintes hipóteses simplificadoras:

1- Todas as propriedades do material (calor específico, densidade e condutividade térmica) são constantes durante o processo, independente do estado de cura e da temperatura;

- 2- Supõe-se regime permanente;
- 3- A convecção devido ao escoamento da resina é desconsiderada.

2.1 Modelo para a transferência de calor

O processo de transferência de calor, que ocorre no interior do material composto é modelado de acordo com a expressão:

$$\rho_m C_{p_m} u \frac{\partial T}{\partial x} - k_m \left[\frac{1}{r} \frac{\partial}{\partial r} \left(r \frac{\partial T}{\partial r} \right) + \frac{\partial^2 T}{\partial x^2} \right] = \dot{q} \quad (1)$$

com as seguintes condições de contorno:

$$\text{em } x = 0 \text{ (entrada do molde)} \Rightarrow T = T_e \quad (1a)$$

$$\text{em } r = R \text{ (superfície externa da barra)} T = T_w(x) \quad (1b)$$

onde:

r é a coordenada radial;

x é a coordenada axial;

u é a velocidade na direção axial;

T é o campo de temperatura;

ρ é a densidade.

A densidade média do composto é calculada pela equação abaixo, que leva em conta a fração em volume da fibra (FV):

$$\rho_m = \frac{1}{\frac{M_f}{\rho_f} + \frac{M_r}{\rho_r}}, \quad \text{com } M_f = \frac{FV}{FV + \left(\frac{\rho_r}{\rho_f} (1 - FV) \right)} \quad (2)$$

M é a fração em massa e os subíndices f , r e m referem-se à fibra, à resina e ao material composto, respectivamente. De maneira análoga, tem-se uma condutividade térmica média (k_m) expressa por:

$$k_m = \frac{1}{\frac{M_f}{k_f} + \frac{M_r}{k_r}} \quad (3)$$

Utilizando a fração em volume da fibra (FV) determinou-se o calor específico médio C_{p_m} da seguinte forma:

$$C_{p_m} = FV C_{p_f} + (1 - FV) C_{p_r} \quad (4)$$

2.2 Modelo de cinética de cura para a resina epóxi

Neste trabalho as barras pultrusadas são constituídas de fibras de carbono reforçadas com resina da família epóxi. A cinética de cura para esta resina é calculada por uma equação de Arrhenius de primeira ordem. A taxa de calor liberada pela reação de cura (\dot{q}) é dada por:

$$\dot{q} = \rho_r (1 - FV) \Delta H \frac{D\alpha}{Dt} \quad (5)$$

sendo ΔH a energia total de reação e $\frac{D(\)}{Dt} = u \frac{\partial(\)}{\partial x}$.

O grau de cura alfa (α) é definido como a razão entre a energia liberada pela reação até um instante de tempo (t) e a energia total liberada em toda a reação de cura. A variação do grau de cura com o tempo é calculada por:

$$\frac{D\alpha}{Dt} = \left[A \exp\left(\frac{E}{T}\right) \right] (1-\alpha)^n \quad (6)$$

A – coeficiente pré-exponencial e energia de ativação, respectivamente;
n – expoente da equação de cinética de cura.

Os parâmetros da Eq. (6) acima referentes à reação de cinética de cura da resina, fornecidos por Suratno et al. (1997), são apresentados na Tabela 1.

Tabela 1. Parâmetros da Cinética de Cura para a Resina Epóxi

Parâmetro	Símbolo	Valor
Constante pré-exponencial	A	$1,914 \cdot 10^5$ (s ⁻¹)
Energia de Ativação	E	$6,05 \cdot 10^4$ (J mol ⁻¹)
Calor de Reação	ΔH	$3,237 \cdot 10^2$ (J g ⁻¹)
Ordem de Reação	n	1,69

Esses dados são obtidos através de medidas experimentais, normalmente realizadas com calorímetros diferenciais (DSC- *Differential Scanning Calorimetry*).

3. METODOLOGIA DE SOLUÇÃO

As equações (1) e (6) têm uma classificação análoga às equações de quantidade de movimento e da energia utilizadas na simulação de problemas de mecânica dos fluidos e transferência de calor por convecção. Elas podem ser colocadas na seguinte forma geral:

$$\frac{\partial \phi}{\partial t} + u \frac{\partial \phi}{\partial x} = \Gamma \left[\frac{1}{r} \frac{\partial}{\partial r} \left(r \frac{\partial \phi}{\partial r} \right) + \frac{\partial^2 \phi}{\partial x^2} \right] + G \quad (7)$$

onde Γ = condutividade térmica ou viscosidade ou coeficiente de difusão.

O primeiro termo do lado esquerdo representa a variação temporal de ϕ e o segundo o transporte convectivo de ϕ . Já o primeiro termo do lado direito indica o transporte difusivo e o segundo, o termo fonte de ϕ . Na solução numérica destes problemas surgem oscilações espúrias (não-físicas) quando o número de Péclét (Pe) da malha computacional é maior que 2, onde:

$$Pe = \frac{\rho u h}{\Gamma} > 2 \quad (8)$$

com h = dimensão característica da malha (tamanho do elemento).

Na equação da energia (Eq. 1) tem-se um termo correspondente ao laplaciano e multiplicado pela condutividade térmica do composto, resultando em um número de Péclet finito que pode ser maior que 2, dependendo da malha e da velocidade de pultrusão. Problema maior surge na solução da equação para o grau de cura (Eq. 6). Nesta equação não existe um termo equivalente ao laplaciano, resultando em um número de Péclet infinito.

Para resolver este problema de oscilações espúrias foram desenvolvidos vários esquemas de discretização das equações, principalmente no tratamento dos termos convectivos, como apresentado em Patankar (1980). Uma forma alternativa para tratar deste problema foi proposta por Donea (1984) e Comini et al.(1995). Trata-se de calcular o problema em regime permanente como o resultado assintótico de um processo transiente ou pseudotransiente, quando não há interesse nos resultados em função do tempo. Na área de elementos finitos, esta abordagem é denominada de Método de Taylor-Galerkin. Este método consiste na partição do operador (equação) onde na primeira metade do intervalo de tempo de integração atuam os termos convectivos e na segunda metade, os termos difusivos e fontes. Assim, a equação Eq. 7 fica desmembrada como:

$$\phi' = \frac{\partial \phi}{\partial t} = -u \frac{\partial \phi}{\partial x} \quad (9)$$

$$\phi' = \frac{\partial \phi}{\partial t} = \Gamma \left[\frac{1}{r} \frac{\partial}{\partial r} \left(r \frac{\partial \phi}{\partial r} \right) + \frac{\partial^2 \phi}{\partial x^2} \right] + G \quad (10)$$

Para a Equação (9) calcula-se a variação temporal de ϕ com uma expansão em série de Taylor, considerando os termos de primeira e segunda derivada em relação ao tempo.

$$\phi^{n+1/2} - \phi^n = \phi' \Delta t + \phi'' \frac{\Delta t^2}{2} + \dots \quad (11)$$

onde Δt = metade do intervalo de tempo de integração.

Da equação (9) tem-se:

$$\phi' = \frac{\partial \phi}{\partial t} = -u \frac{\partial \phi}{\partial x} \quad \text{e} \quad \phi'' = \frac{\partial}{\partial t} [\phi'] = \frac{\partial}{\partial t} \left[-u \frac{\partial \phi}{\partial x} \right] = -u \frac{\partial \phi'}{\partial x} = -u \frac{\partial}{\partial x} \left[-u \frac{\partial \phi}{\partial x} \right] = u^2 \frac{\partial^2 \phi}{\partial x^2} \quad (12)$$

Substituindo em (11), resulta:

$$\phi^{n+1/2} - \phi^n \approx \left[-u \frac{\partial \phi}{\partial x} \right] \Delta t + \left[u^2 \frac{\partial^2 \phi}{\partial x^2} \right] \frac{\Delta t^2}{2} \quad (13)$$

No caso da Equação (10), adota-se uma expansão em série de Taylor considerando somente o termo de primeira derivada, resultando:

$$\phi^{n+1} - \phi^{n+1/2} = \phi' \Delta t + \dots \quad (14)$$

Substituindo a Eq. 10 na Eq. 14, tem-se:

$$\phi^{n+1} - \phi^{n+1/2} \approx \left\{ \Gamma \left[\frac{1}{r} \frac{\partial}{\partial r} \left(r \frac{\partial \phi}{\partial r} \right) + \frac{\partial^2 \phi}{\partial x^2} \right] + G \right\} \Delta t \quad (15)$$

Como neste caso, não há interesse nos resultados intermediários do transiente, o problema será resolvido por um esquema pseudotransiente. Para tanto, somam-se as equações (13) e (15), obtém-se:

$$\phi^{n+1} - \phi^n \approx \left\{ -u \frac{\partial \phi}{\partial x} + \Gamma \left[\frac{1}{r} \frac{\partial}{\partial r} \left(r \frac{\partial \phi}{\partial r} \right) + \frac{\partial^2 \phi}{\partial x^2} \right] + G \right\} \Delta t + \left[u^2 \frac{\partial^2 \phi}{\partial x^2} \right] \frac{\Delta t^2}{2} \quad (16)$$

Na solução do problema de pultrusão esquematizado na Fig. 1, o sistema de equações diferenciais constituído pelas equações (1) e (6), representadas em uma forma geral pela equação (16). Esse sistema foi discretizado aplicando a técnica de elementos finitos de Galerkin, com uma malha triangular não-estruturada de seis nós por elemento e utilizando polinômios de interpolação do 2^o grau. As equações algébricas foram resolvidas iterativamente de uma forma acoplada (não-segregada) combinando os métodos do Gradiente Conjugado e Newton-Raphson. Utilizou-se também um procedimento de refinamento sucessivo da malha computacional, nas regiões de maiores gradientes das variáveis dependentes.

Na Fig. 2 é apresentado um trecho do domínio computacional para uma malha intermediária no processo de solução. Foi simulada apenas a região do material composto (resina + fibra) que está sendo aquecido com uma temperatura $T_w(x)$ imposta na interface com o molde e tracionado à velocidade constante u (Fig.1).

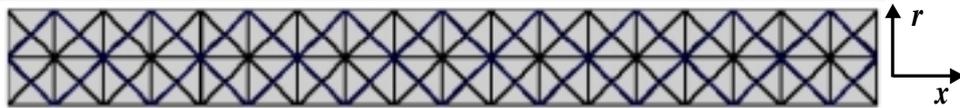


Figura 2. Trecho de malha computacional utilizada na metodologia de solução

4. RESULTADOS

As simulações numéricas foram realizadas utilizando os parâmetros da Tabela 1 e os dados da Tabela 2, onde são fornecidos os valores para as propriedades da fibra e resina.

Tabela 2. Valores numéricos utilizados para as propriedades da fibra e resina

	fibra de carbono	resina epóxi
ρ (kg/m ³)	1790	1260
k (w/m·K)	11,6	0,2
C_p (J/kg·K)	712	1255

Os resultados para o campo de temperatura e grau de cura na linha de centro foram comparados com os dados de Suratno et al. (1998) e são apresentados nas Figuras 3 e 4: Verifica-se que no início do processo de pultrusão a temperatura na linha de centro é menor do que a temperatura na interface com o molde (T_w - linha tracejada na Fig. 3). À medida que a polimerização ocorre, verifica-se a liberação de calor (reação exotérmica) fazendo com que a temperatura aumente rapidamente atingindo um pico, superior à própria temperatura na

parede do molde. A comparação dos perfis de temperatura obtidos numericamente neste trabalho com os resultados de Suratno et al. (1998) mostraram boa concordância.

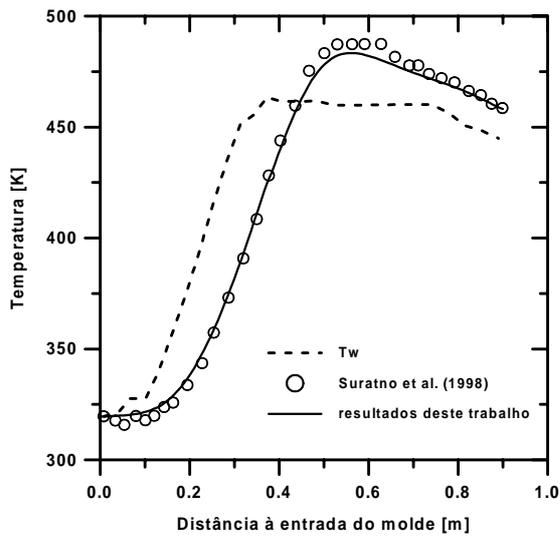


Figura 3. Perfis de temperatura ao longo da barra com $u = 0,30/60$ [$\text{m}\cdot\text{s}^{-1}$] e $FV = 0,65$

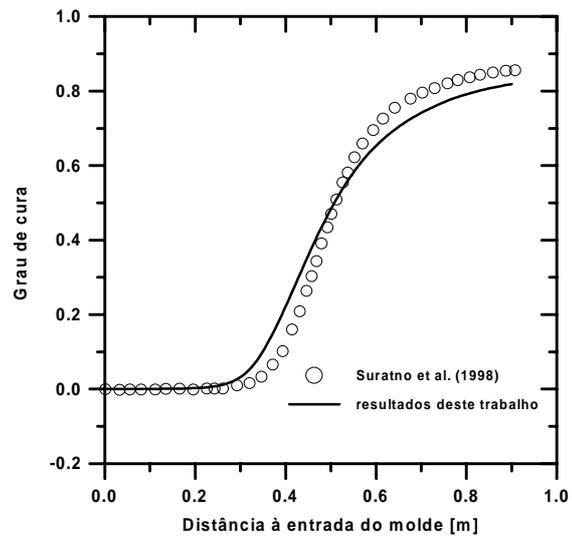


Figura 4. Grau de cura na linha de centro da barra com $u = 0,30/60$ [$\text{m}\cdot\text{s}^{-1}$] e $FV = 0,65$

Na Fig. 4 são apresentados os dados para o grau de cura na linha de centro. Nota-se que na entrada do molde a variação do grau de cura é pequena, e se eleva rapidamente com a evolução da reação de polimerização, atingindo quase 90% na saída do molde. Esse processo está associado com a elevação da temperatura no material composto, a qual também sofre influência da evolução do grau de cura, devido ao acoplamento desses fenômenos. A comparação com os resultados de Suratno et al. (1998) mostrou um grau de cura ligeiramente menor na saída do molde pois a utilização do método de Taylor-Galerkin introduz efeitos de difusão axial do grau de cura na barra pultrusada (modelo elíptico).

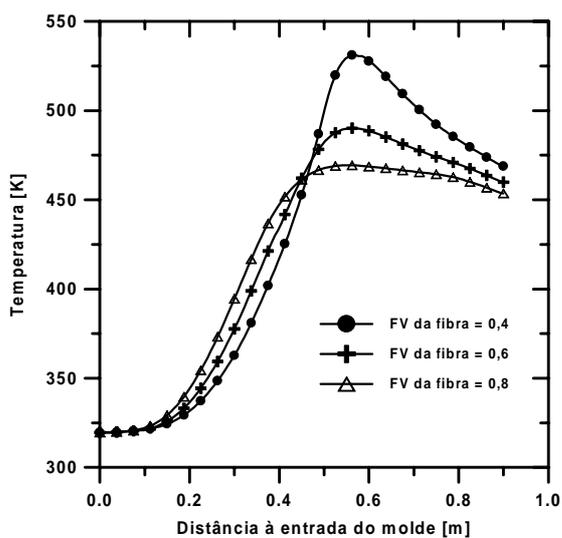


Figura 5. Perfis de temperatura em função da fração em volume da fibra com $u = 0,30/60$ [$\text{m}\cdot\text{s}^{-1}$]

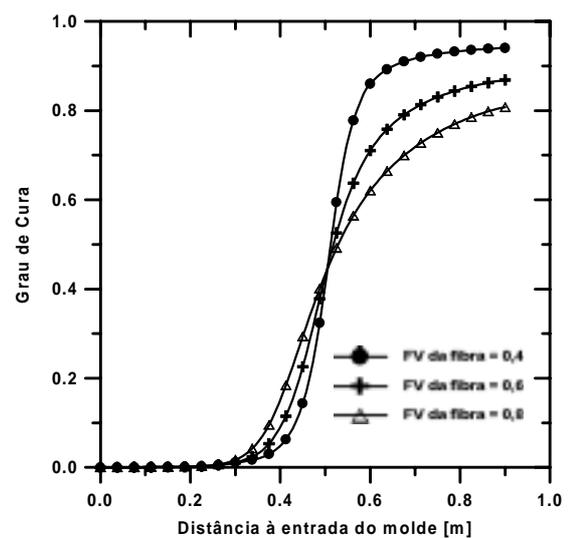


Figura 6. Grau de cura na linha de centro em função da fração em volume da fibra com $u = 0,30/60$ [$\text{m}\cdot\text{s}^{-1}$]

A influência da fração em volume da fibra na distribuição de temperatura e grau de cura na linha de centro é apresentada nas Figuras 5 e 6. Verifica-se que, quando a fração em volume de fibra é menor (e de resina é maior), o pico de temperatura na linha de centro da barra circular é mais acentuado ($FV = 0,4$ na Fig. 5) em função do maior efeito da liberação de calor pela reação exotérmica de cura. O perfil do grau de cura na linha de centro (Fig. 6) mostra que menores valores de FV da fibra implicam em um retardamento na reação de cura. No entanto, para $FV = 0,4$ ocorre uma elevação abrupta da curva devido à maior concentração de resina, obtendo-se um maior grau de cura na saída do molde como resultado das características intrínsecas da reação de polimerização e não do aquecimento fornecido pelo molde. No entanto, a fabricação de composto com pequena porcentagem de fibra pode vir a comprometer a resistência mecânica do produto.

5. CONCLUSÕES

Neste trabalho simulou-se numericamente o processo de pultrusão de materiais compostos, utilizando o método de elementos finitos de Taylor-Galerkin. Os resultados mostraram que a fração em volume de fibra é um importante parâmetro que influencia no grau de cura e, portanto, na qualidade do produto final. A metodologia utilizada mostrou-se adequada para analisar as características do sistema de aquecimento, permitindo um melhor dimensionamento do equipamento, podendo inclusive ser aplicada em compostos utilizando outras fibras e resinas.

6. AGRADECIMENTOS

Os autores agradecem à FAPESP, processo nº 99/03471-5 e ao CNPq, processo nº 146405/1999-4) pelo apoio para o desenvolvimento deste trabalho.

7. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- Chachad, Y. R., Roux, J.A., Vaughan, J.G. e Arafat, E. S., 1996, "*Thermal Model for Three - Dimensional Irregular Shaped Pultruded Fiberglass Composites*", Journal of Composites Materials, 30(6): 692-721.
- Comini, G., Manzan, M. e Nonino, C., 1995, "Analysis of Finite Element Schemes for Convective-Type Problems ", International Journal for Numerical Methods in Fluids, 20: 443-458.
- Donea, J., 1984, "A Taylor-Galerkin Method for Convective Transport Problems", International Journal for Numerical Methods in Engineering, 20: 101-119.
- Gorthala, R., Roux, J.A. e Vaughan, J.G., 1994, "Resin Flow, Cure and Heat Transfer Analysis for Pultrusion Process", Journal of Composites Materials, 28(6): 486-506.
- Kim, D. W., Han, P. G., Jin, G. H. e Lee, W. I., 1997, "A Model for Thermosetting Composite Pultrusion Process", Journal of Composites Materials, 31: 2105-2122.
- Patankar, S.V., 1980, "Numerical Heat Transfer and Fluid Flow", Hemisphere Publishing Corporation, Washington.
- Suratno, R. B., Ye, L. e Mai, Y. W., 1998, "Simulation of Temperature and Curing Profiles in Pultruded Composites Rods", Composites Science and Technology, 58: 191-197.
- Roux, J.A, Vaughan, J.G., Shanku, R., Arafat, E. S., Bruce, J. L. e Johnson, V. R., 1998, "Comparison of Measurement and Modeling for Pultrusion of a Fiberglass-Epoxy I-Beam", Journal of Reinforced Plastics and Composites, 17: 1557-1579.

APLICAÇÃO DAS TÉCNICAS DE PROCESSAMENTO DIGITAL DE IMAGENS NA CARACTERIZAÇÃO QUANTITATIVA DE MATERIAIS COMPÓSITOS

Fernando de Azevedo Silva ^(a)

Jean-Jacques Ammann ^(b)

Ana Maria Martinez Nazar ^(b)

(a)Universidade Estadual Paulista – UNESP, Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá, Departamento de Mecânica, CP 205, 12.500-000, Guaratinguetá, SP. E-mail: fazevedo@feg.unesp.br

(b)Universidade Estadual de Campinas – UNICAMP, Faculdade de Engenharia Mecânica, Departamento de Engenharia de Materiais, CP 6122, 13.083-970, Campinas, SP.

Resumo

Uma metodologia automática de processamento de imagens e análise foi desenvolvida para a caracterização quantitativa de materiais compósitos. Para o desenvolvimento desta é utilizado o sistema Khoros que oferece diversos algoritmos, ferramentas morfológicas básicas e uma linguagem de programação visual e flexível. Estas técnicas de processamento digital de imagens são implementadas em um ambiente altamente orientado que permite ao usuário adaptar cada etapa do processamento para suas necessidades específicas.

Para ilustrar a implementação e performance desta metodologia, imagens de dois diferentes materiais são processadas para caracterização microestrutural. Os resultados são apresentados através da determinação do tamanho real e distribuição dos elementos constituintes, bem como a fração volumétrica.

Palavras-chave: Processamento de imagens, Microscopia quantitativa, Materiais compósitos.

1. INTRODUÇÃO

O desenvolvimento e o entendimento do comportamento de novos materiais somente torna-se possível através de uma caracterização quantitativa precisa de suas microestruturas (Kurzydowski, 1995). A determinação acurada de parâmetros morfológicos, tais como: tamanho de grãos, densidade de colônias de precipitados, etc., exige o desenvolvimento de métodos que não são mais compatíveis com as medições manuais (metalografia quantitativa). Computadores e algoritmos de processamento digital de imagens apresentam-se como ferramentas altamente eficientes para o desenvolvimento de sistemas de processamento e análise de imagens automáticos, proporcionando aos pesquisadores a precisão necessária para analisar o comportamento dos materiais (Russ, 1995 e Serra, 1982).

A aplicação das técnicas de processamento digital de imagens no estudo de materiais envolve geralmente, a necessidade de se empregar rotinas de melhoramento, segmentação e análise para se obter as medições desejadas. Dependendo do tipo de material e das características morfológicas a serem determinadas, diferentes procedimentos tem que ser considerados para proporcionar uma elevada precisão e confiabilidade dos resultados (Parker, 1996 e Silva, 1996).

Neste contexto, a proposta do trabalho é apresentar uma metodologia baseada em técnicas de processamento digital de imagens, implementada utilizando o sistema Khoros v. 1.0.5 (ambiente de programação visual orientado ao usuário), para caracterizar quantitativamente materiais compósitos. Para ilustrar o desempenho desta metodologia, imagens obtidas de dois diferentes materiais são digitalizadas para a caracterização das respectivas microestruturas. O programa modular desenvolvido e implementado visa a caracterização dos elementos constituintes, buscando-se obter resultados precisos e reprodutíveis relacionados com os parâmetros globais e específicos.

2. MATERIAIS E MÉTODOS

Como já mencionado, duas espécies de materiais foram usadas para caracterização neste trabalho:

- Compósito de matriz de cobalto metálico reforçada com partículas de carbeto de tungstênio (*cermet WC - Co*).

As micrografias desse material são provenientes de microscopia eletrônica de varredura e as microestruturas foram caracterizadas com a finalidade de obter resultados relacionados com o elemento ligante (fase cobalto), como: fração volumétrica, tamanho (área real em μm^2), número de partículas, além de uma análise estatística dos dados.

- Compósito de matriz de resina epóxi reforçada com fibras de carbono.

As micrografias desse material são provenientes de microscopia óptica e, o elemento de reforço (fibras de carbono) foi caracterizado obtendo os mesmos parâmetros de interesse da amostra anterior. Nesta aplicação também foi realizado o cálculo da excentricidade de cada fibra.

O sistema de processamento de imagens consistiu de um *scanner* de mesa *Hewlett Packard*, modelo *ScanJet Iip*, monocromático com resolução de 300 *dpi* (300 pontos por polegada) e 256 níveis de cinza (8 *bits*), acoplado a um microcomputador tipo PC, utilizado nas etapas de aquisição ou digitalização. Posteriormente as imagens foram transferidas a uma estação de trabalho SUN modelo *Sparc Station 20*, onde foram executados todos os procedimentos de tratamento das imagens.

Para a implementação desta técnica foram aplicados diversos algoritmos através da utilização do *software* gráfico Khoros, em ambiente UNIX. Este *software*, de acesso aberto foi desenvolvido pela *University of New Mexico* nos Estados Unidos e, oferece um conjunto de programas caracterizados pela sua interface gráfica e grande versatilidade. Sua biblioteca de rotinas permitiu o emprego de grande parte das técnicas de manipulação e avaliação digital de imagens, o que possibilitou a determinação de seqüências de processamento para cada objetivo do trabalho (Silva, 1996).

Independentemente do tipo de material a ser caracterizado, cinco etapas fundamentais formam parte do processamento. Entre as quais: aquisição ou digitalização de imagens, pré-processamento, segmentação, extração de dados e representação (Russ, 1990 e Silva, 1998).

3. RESULTADOS

Duas imagens são usadas para ilustrar a metodologia implementada. A primeira é uma micrografia do compósito *WC - Co* (figura 1) caracterizada pelas partículas de carbeto de tungstênio (regiões claras na imagem em níveis de cinza), além da fase cobalto (regiões escuras).



Figura 1 - Imagem original da microestrutura do metal-duro $WC - Co$.

A segunda imagem (figura 2) corresponde a microestrutura do compósito epóxi - fibras de carbono constituída pela matriz de epóxi (regiões mais escuras na imagem), além das fibras de carbono (regiões claras).

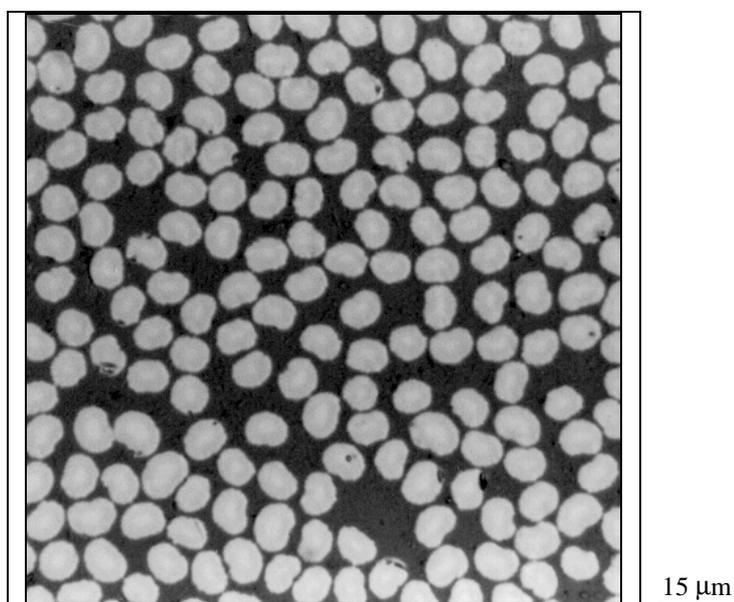


Figura 2 - Imagem original da microestrutura do compósito epóxi - fibras de carbono.

Devido a grande diferença de morfologia desses dois materiais, tornou-se necessário implementar diferentes processamentos para a caracterização quantitativa de cada caso.

3.1. COMPÓSITO DE MATRIZ DE COBALTO REFORÇADA COM CARBETO DE TUNGSTÊNIO

A imagem original (figura 1) foi digitalizada com uma resolução de 300 *dpi*, 256 níveis de tons de cinza e, processada num tamanho de 875 por 614 *pixels*.

Após foi efetuada uma operação de filtragem no domínio espacial, (etapa de pré-processamento), através da utilização de um filtro da mediana. Esta operação matemática foi realizada com o objetivo de corrigir alguns defeitos presentes na imagem digitalizada (figura 1). Essa correção foi executada atenuando o ruído presente e tornando o brilho mais homogêneo.

Com isso, realizou-se a operação de limiarização da imagem filtrada (etapa de segmentação), cujo objetivo principal foi salientar a fase *Co* das partículas de *WC*, possibilitando a identificação de todos os *pixels* que constituem essa fase. Nesta operação são exploradas características de similaridade dos níveis de cinza dos objetos de interesse. Para isso, foi escolhido o valor “141” como nível de limiarização. Este valor representa o limiar de separação dos objetos de interesse (partículas da fase *Co*), e do *background* da imagem processada (partículas de *WC*). Após a execução desta operação a imagem resultante é do tipo binário, figura 3 - (b).

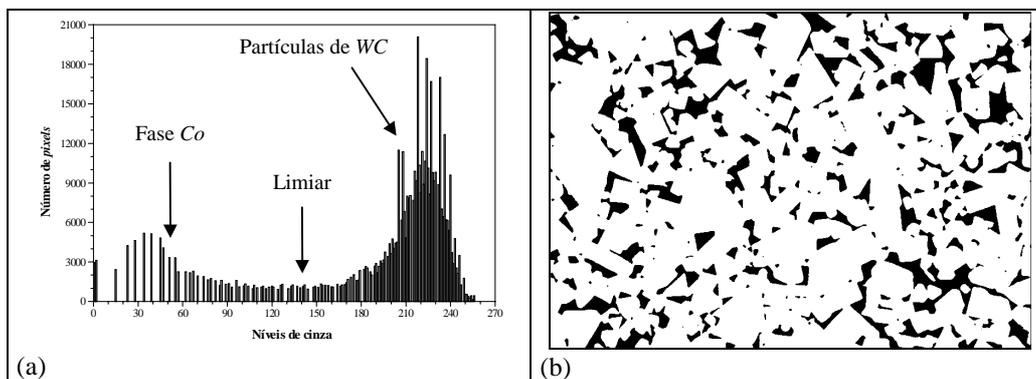


Figura 3 – (a) Histograma mostrando os dois picos (*Co* e *WC*) e o valor escolhido para a operação de limiarização; (b) Imagem binária.

Em seguida, no programa implementado executou-se uma seqüência de operações de modo alcançar os seguintes objetivos: eliminação da “moldura” contida na imagem binária e remoção das partículas constituintes da fase cobalto em contato ou intersectadas nos limites que definem as bordas da imagem binária.

As operações de inversão e extração dos objetos em contato com as bordas relacionadas com a realização do segundo objetivo, são de caráter opcional, sendo efetuadas somente na determinação do tamanho (área real da superfície) das partículas de *Co*. Assim, não se considerou nestes cálculos partículas incompletas.

A figura 4 - (a) apresenta a imagem resultante da execução dessa seqüência de operações.

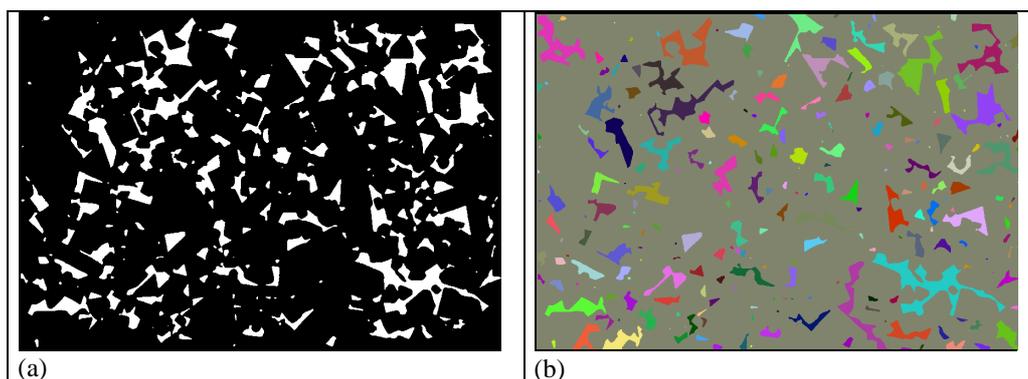


Figura 4 – (a) Imagem segmentada sem as partículas das bordas; (b) Imagem do composto *WC – Co* com as partículas da fase *Co* identificadas.

Com isso, as operações que foram aplicadas sucessivamente nas etapas anteriores permitiram, a partir da identificação das partículas da fase cobalto, figura 4 – (b), realizar as etapas de extração de dados e representação.

Na imagem da figura 4 – (b) pode-se observar que, para cada partícula foi associado um nível de cinza diferente, facilitando a sua distinção e permitindo a caracterização de cada partícula individualmente.

O método implementado permitiu a caracterização das partículas constituintes da fase cobalto numa amostra de compósito de esqueleto de carvão de tungstênio, através de uma determinação precisa de parâmetros globais que caracterizaram o tamanho médio (área real média da superfície) e a fração em volume.

Os dados estatísticos da área real das partículas da fase cobalto correspondentes a amostra do material, bem como a fração em volume, estão apresentados na tabela 1.

Tabela 1 - Principais valores obtidos da caracterização das partículas da fase cobalto.

<i>Parâmetros de interesse</i>	<i>Valores obtidos</i>
Número de partículas analisadas sem <i>edgeoff</i>	240
Número de partículas analisadas com <i>edgeoff</i>	207
Área real média	0,67 μm^2
Área real mínima	0,0108 μm^2
Área real máxima	10,74 μm^2
Fração volumétrica das partículas da fase <i>Co</i>	17,12 %
Fração volumétrica do esqueleto cerâmico de <i>WC</i>	82,88 %

3.2. COMPÓSITO DE MATRIZ DE RESINA EPÓXI REFORÇADA COM FIBRAS DE CARBONO

Nesta aplicação foram analisadas duas amostras distintas do compósito, permitindo ilustrar a versatilidade da metodologia implementada.

A imagem original correspondente a microestrutura da amostra nº 2 analisada (figura 2), foi digitalizada com uma resolução de 150 *dpi*, 256 níveis de cinza e, processada num tamanho de 450 por 450 *pixels*. Esta apresenta um bom contraste, permitindo não efetuar a etapa de pré-processamento.

Desta forma, realizou-se a operação de limiarização cujo objetivo foi salientar as fibras de carbono. Assim, foi escolhido o valor “128” como nível de limiar. Este valor, conforme pode-se observar no histograma da figura 5 – (a), representa o limiar de distinção dos objetos de interesse (fibras de carbono) e do *background* da imagem (matriz epóxi).

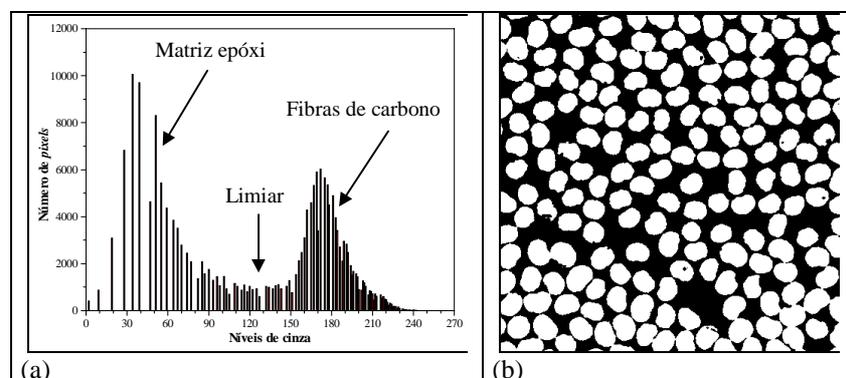


Figura 5 – (a) Histograma da imagem original, mostrando os dois picos correspondentes a matriz epóxi e as fibras de carbono, bem como, a escolha do nível de limiarização; (b) Imagem binária resultante.

Após a execução desta operação a imagem resultante é do tipo binário, como apresentado na figura 5 – (b). Nesta imagem observa-se a presença de algumas fibras de carbono parcialmente ou totalmente unidas. Estas serão separadas posteriormente, para que possam ser analisadas e quantificadas separadamente.

Em seguida, no programa implementado executou-se uma seqüência de operações com o objetivo principal de separar de forma precisa as fibras de carbono unidas. Para isto foi utilizado o algoritmo morfológico de segmentação SKIZ aperfeiçoado. Na referência (Silva, 1996) este algoritmo foi apresentado, sendo descrito de forma detalhada.

Com a execução do procedimento, as fibras de carbono presentes na imagem binária, figura 5 – (b), são completamente erodidas, de modo que fiquem totalmente separadas entre si, figura 6 - (a). Assim, executa-se o procedimento SKIZ a partir desta imagem.

A figura 6 - (b) apresenta o esqueleto do *background* montado sobre as fibras erodidas. Nesta imagem é possível observar as linhas do esqueleto definindo os locais de separação entre as fibras de carbono. Nota-se que o posicionamento dessas linhas, ocorre de tal forma, que a proporção existente entre as dimensões de fibras vizinhas é respeitada.

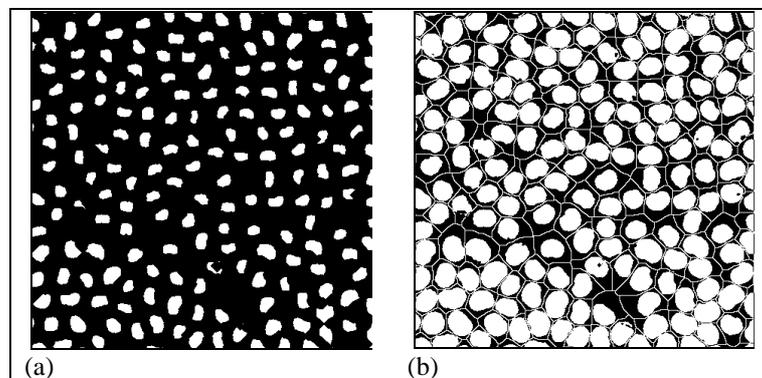


Figura 6 - Resultados obtidos do algoritmo SKIZ aperfeiçoado: (a) Fibras de carbono completamente erodidas; (b) Montagem do esqueleto nas fibras erodidas.

A figura 7 – (a) mostra o resultado final alcançado pela utilização do algoritmo SKIZ melhorado, com destaque para todas as fibras de carbono separadas.

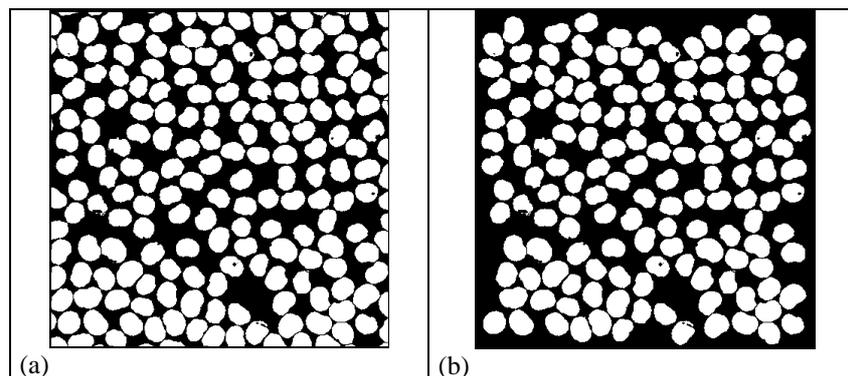


Figura 7 – (a) Fibras de carbono completamente separadas; (b) Imagem segmentada do compósito epóxi - fibras de carbono, sem as fibras das bordas.

Após a segmentação dos objetos de interesse executou-se uma operação de morfologia matemática com o objetivo de remover as fibras de carbono em contato ou intersectadas pela borda da imagem segmentada, figura 7 – (a). Entretanto, estas são de caráter opcional, pois

somente são executadas na determinação do tamanho e na forma das fibras de carbono, de modo que, fibras incompletas não são consideradas nos referidos cálculos. A figura 7 – (b) mostra o resultado obtido pela operação.

As operações aritméticas, lógicas e de morfologia matemática que foram aplicadas na etapa anterior permitiram, a partir da segmentação das fibras, identificá-las, figura 8 – (a), e extrair os parâmetros de interesse, dentre os quais: tamanho médio, em termos de área real e diâmetro equivalente, e a fração volumétrica. Foi possível também, determinar parâmetros específicos, incluindo tamanho e forma (excentricidade) de fibras individuais.

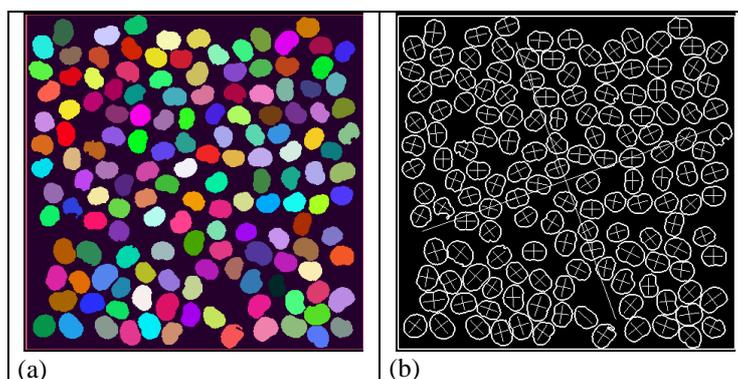


Figura 8 – (a) Imagem do compósito epóxi - fibras de carbono com as fibras identificadas; (b) Imagem dos contornos das fibras associados aos semi-eixos.

A figura 8 – (b) mostra os contornos das fibras de carbono associados com os seus respectivos semi-eixos. Esta imagem foi utilizada no cálculo da excentricidade de cada uma das fibras. O procedimento de cálculo da excentricidade de objetos reais foi descrito de forma detalhada na referência (Silva, 1996).

Os dados estatísticos correspondentes a cada amostra do material, bem como a fração em volume das fibras, apresentam-se na tabela 2.

Tabela 2 - Principais valores obtidos da caracterização das fibras de carbono.

<i>Parâmetros obtidos</i>	<i>Amostra nº 1</i>	<i>Amostra nº 2</i>
Número de fibras analisadas sem <i>edgeoff</i>	195	193
Número de fibras analisadas com <i>edgeoff</i>	151	149
Área real média	28,22 μm^2	28,56 μm^2
Desvio padrão da área real	3,12 μm^2	3,89 μm^2
Área real mínima	20,79 μm^2	18,68 μm^2
Área real máxima	39,74 μm^2	41,40 μm^2
Diâmetro equivalente médio	5,99 μm	6,02 μm
Desvio padrão do diâmetro equivalente	0,33 μm	0,40 μm
Diâmetro equivalente mínimo	5,14 μm	4,88 μm
Diâmetro equivalente máximo	7,11 μm	7,26 μm
Excentricidade média	0,7730	0,7684
Desvio padrão da excentricidade	0,0613	0,0620
Excentricidade mínima	0,66	0,64
Excentricidade máxima	0,92	1,00
Fração volumétrica das fibras de carbono	56,02 %	55,75 %
Fração volumétrica da matriz de epóxi	43,98 %	44,25 %

4. COMENTÁRIOS FINAIS E CONCLUSÕES

A caracterização microestrutural de materiais através das técnicas de Processamento Digital de Imagens é um assunto pouco difundido e, dada sua importância tecnológica, espera-se que este trabalho represente uma contribuição significativa.

Os processamentos desenvolvidos superam facilmente, pequenas variações que podem ocorrer quanto aos aspectos superficiais das microestruturas dos materiais analisados, principalmente decorrentes da preparação e qualidade superficial.

A escolha do nível correto da operação de limiarização baseou-se na utilização dos histogramas apresentados nas figuras 3 – (a) e 5 – (a), sendo realizada de forma interativa.

Em relação ao programa implementado na primeira aplicação, fazendo pequenas adaptações e ajustes neste, seria possível também, quantificar as partículas de WC de maneira similar. Mas para isto, seria necessário efetuar nas amostras um ataque químico seletivo para salientar os contornos das mesmas.

Como foi comprovado na segunda aplicação, os métodos ilustrados através de micrografias particulares generalizam-se com muita facilidade em imagens similares, para obter um grande número de dados o que permite o tratamento estatístico dos dados de interesse.

5. AGRADECIMENTOS

Os autores agradecem à FAPESP pelo suporte financeiro concedido.

6. REFERÊNCIAS

- Kurzydowski, K. J., Brunel, B. R., 1995, “The Quantitative Description of the Microstructure of Materials”, CRC Press: Boca Raton, 432 p.
- Parker, J. R., 1996, “Algorithms for Image Processing and Computer Vision”, John Wiley: New York, 417 p.
- Russ, J. C., 1990, “Computer Assisted Microscopy”, Plenum Press: New York, 453 p.
- Russ, J. C., 1995, “The Image Processing Handbook”, CRC Press: Boca Raton, 2^a. ed., 674 p.
- Serra, J., 1982, “Image Analysis and Mathematical Morphology”, Academic Press, vol. 1, Paris.
- Silva, F. A., 1996, “Aplicação das Técnicas de Processamento Digital de Imagens na Caracterização de Materiais”, Tese de Doutorado, Universidade Estadual de Campinas, Campinas, SP, 284 p.
- Silva, F. A., Hein, L. R. O., Ammann, J. J. and Nazar, A. M. M., 1998, “Quantitative Characterization of Multi-Phase Materials by Digital Image Processing”, Practical Metallography, 35, pp. 499-508.

5. AGRADECIMENTOS

A CAPES pelo auxílio financeiro a J.C.S.Pires, (Convênio DS-44/97).

A FAPESP pelo suporte financeiro para os gastos com análises químicas entre outros (Processo nº 97/10654-3).

6. REFERÊNCIAS

- ABRAFE –Associação Brasileira dos Produtores de Ferroligas e Silício Metálico, Anuário da indústria brasileira de ferroligas e de silício metálico,1998.
- Bathey, B.R., Cretella, M.C., 1982, Review: “Solar Grade Silicon”, *Journal of Materials Science*, v.17, p. 3077-3096.
- Braga, A.F.B., Otubo, J., Mei, P.R., 1998(a), “The electron beam melting influence on the metallurgical-grade silicon purification for solar-grade silicon”. In: 9th CIMTEC international meeting, jun, Florença, Itália.
- Braga, A.F.B., Otubo, J., Mei, P.R., 1998(b), “The purification of leached metallurgical grade silicon by electron beam melting”. In: The Third Pacific Rim International Conference on Advanced Materials and Processing, jul, Honolulu, Hawaii, USA, v.1, p.1057-1062.
- Casenave, D., Gauthier, R. e Pinard, P., 1981, “A study of the purification process during the elaboration by electron bombardeament of polysilicon ribbons designed for photovoltaic conversion”, *Solar Energy Materials*, v.5, p.417-423.
- Choudhury, A., Hengsberger, E., 1992, Review: “Electron beam melting and refining of metals and alloys”, *ISIJ International*, v.32, n.5, p.673-681.
- Ikeda, T., Maeda, M., 1996, “Elimination of boron in molten silicon by reactive rotating plasma arc melting”, *Materials Transactions, JIM*, v.37, n.5, p.983-987.
- Ikeda, T., Maeda, M., 1992, “Purification of metallurgical silicon for solar grade silicon by electron beam button melting”, *ISIJ International*, v.32, n.5, p.635-642.
- Ikeda, T., Maeda, M., 1993, “Refining of silicon for solar cells”, In: First International Conference on Processing Materials For Properties, nov, Honolulu, Hawaii, USA, p.441-445
- Norman, C.E., Absi, E.M., Thomas, R.E., 1985, “Solar grade silicon substrates by a powder-to-ribbon process”, *Canadian journal of Physics*, v.63, p.859-862.
- Pizzini, S., 1982, “Solar grade silicon as a potential candidate materials for low-cost terrestrial solar cells”, *Solar Energy Materials*, v. 6, p. 253-297.
- Sakagushi, Y., Ishizaki, M., Kawahara, *et al.*, 1992, “Production of high purity silicon by carbothermic reduction of silica using AC-arc furnace with heated shaft”, *ISIJ International*, v.32, n.5, p. 643-649.
- Suzuki, K., Kumagai, T., Sano, N., 1992, “Removal of boron from metallurgical-grade silicon by applying the plasma treatment”, *ISIJ International*, v. 32, n. 5, p. 630-634.

segregação muito próximo da unidade. Da mesma forma a purificação por evaporação é mais efetiva para aqueles elementos que possuem uma pressão de vapor próxima ou mais alta que a do silício que é da ordem de $5 \times 10^{-1} \text{ Pa}$ a 1500°C . Valores da pressão de vapor para algumas impurezas presentes no Si-GM podem ser observados na tabela 3.2. Na figura 3.3 pode ser visto um gráfico mostrando a eficiência de remoção dessas impurezas em função de suas pressões de vapor. Observa-se claramente o que todos os elementos com pressão de vapor mais elevada ou próxima da pressão de vapor do silício tiveram alta eficiência de remoção durante as fusões no FFE em alto vácuo. Apenas o boro não foi extraído pois sua pressão é muito baixa.

Tabela 3.2 Valores de pressão de vapor de algumas impurezas presentes no silício.

Elemento	Pressão de vapor a 1500°C (Pa)
Si	0,5
Fe	5
Al	70
Ca	10^5
B	10^{-4}
Ti	8×10^{-3}
P	$>10^5$
Cu	30
Mn	2×10^3
V	8×10^{-3}
Mg	10^6

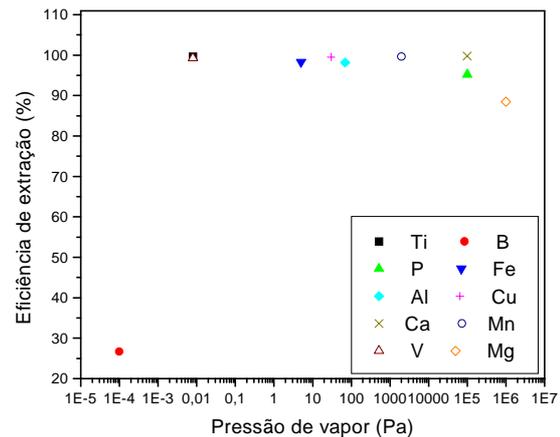


Figura 3.3 Gráfico mostrando a eficiência de extração das impurezas em função de suas pressões de vapor.

Nesse trabalho obteve-se ótima extração do ferro e do titânio e uma extração parcial do boro. Este fato não foi observado por Ikeda *et al.* (1992 e 1993) que não removeram estes elementos, do Si-GM, durante a purificação no FFE. Segundo Ikeda *et al.* (1996) o conteúdo de boro no silício deve ser menor que 1ppm, pois este é um dos elementos dopantes no silício para células solares. Segundo Suzuki *et al.* (1992), o processo normalmente utilizado para a remoção de boro é o plasma com um meio oxidante, O_2 , CO_2 ou H_2O . Segundo Ikeda *et al.* (1996) em trabalho onde eles utilizaram um plasma de argônio e vapor de água, o conteúdo de boro caiu de 12 para menos de 1ppm em 15 minutos de tratamento. Portanto um tratamento com plasma em meio oxidante, anterior ao FFE, seria necessário para a remoção deste elemento.

4. CONCLUSÕES

Os resultados demonstram que o a fusão de silício em FFE é capaz de produzir um material com baixa concentração de impurezas. Porém as várias fusões sucessivas não melhoram a pureza final do material.

Analisando os resultados da tabela 3.1 verifica-se que não houve grandes diferenças entre os processos estático e dinâmico e que os resultados finais foram bastante parecidos. Como o processo dinâmico é mais trabalhoso, com relação à preparação da barra a ser fundida, o processo estático passa a ser mais vantajoso e mais prático.

Com relação ao processo estático apenas duas refusões seriam necessárias para atingir o limite de extração das impurezas.

A rápida extração de calor pelo fundo do disco de silício, provocada pelo cadinho de cobre refrigerado, fornece uma estrutura de grãos colunares que crescem na direção do topo da amostra. Isso pode ser visualizado pela macrografia apresentada na figura 3.2 onde a estrutura é revelada sem o uso de nenhum tipo de ataque químico.

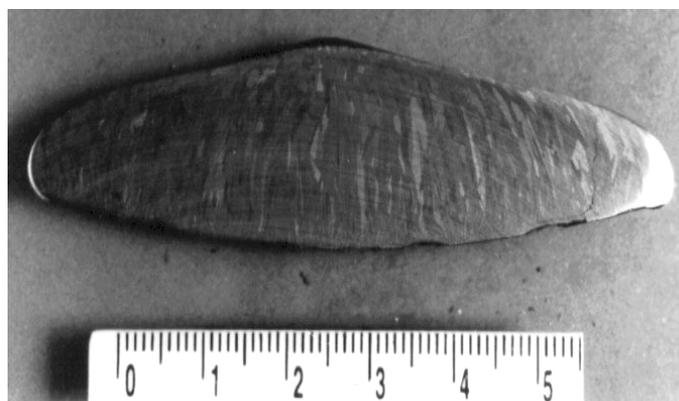


Figura 3.2 – Corte longitudinal de um disco de silício mostrando a estrutura de grãos colunares.

3.2 Concentração das impurezas

As impurezas presentes no silício, após cada fusão, foram analisadas pelo método Espectrometria de Massa por Descarga Incandescente. Os resultados para as principais impurezas presentes nos discos de silício obtidos nas diferentes fusões são mostrados a seguir.

Tabela 3.1 – Resultados de análises químicas para os diferentes processos. Os valores estão em ppm

Elemento	Si-GM Lixiviado	E-01	E-02	E-02-R1	E-02-R2	E-02-R3	D-01-R1	D-01-R2
Al	53	0,09	0,95	0,028	0,007	0,008	0,09	0,003
B	15	10	11	9,9	9,7	11	11	11
Cu	1,8	0,014	0,008	0,016	0,007	0,004	0,008	0,076
Fe	31	0,031	0,53	0,16	0,046	0,021	0,21	0,006
Na	480,0	0,043	0,086	0,024	0,006	0,01	0,01	0,009
P	23	0,41	1,1	0,016	0,002	0,002	0,004	0,004
Ti	3	0,002	0,01	0,006	0,001	0,001	0,016	0,001
Outros	253,18	1,25	4,16	1,65	1,17	1,15	1,37	1,29
Total	859,98	11,84	17,85	11,80	10,94	12,2	12,71	12,39
Pureza(%)	99,91	99,9988	99,9982	99,9988	99,9989	99,9987	99,9987	99,9987

Levando-se em conta os valores finais de eficiência, nota-se que a extração das impurezas foi expressiva em ambos os processos. A purificação por feixe de elétrons é viável para a obtenção de silício com um grau de pureza bastante elevado. É possível observar que todas as impurezas foram extraídas quase que totalmente a menos do boro que precisa ser melhor estudado.

Segundo Ikeda *et al.* (1992) a purificação de silício via fusão em FFE ocorre pela ação de dois processos simultâneos. Um resultante da segregação de impurezas para o topo dos disco durante a solidificação e outro devido a evaporação das impurezas no vácuo. Porém a purificação devido à segregação de impurezas é efetiva apenas para aquelas que possuem um baixo coeficiente de segregação (k). Esse não é o caso do boro que possui um coeficiente de

Tabela 2.2 – Parâmetros experimentais utilizados nas fusões.

Tempo de Fusão (min)	20
Potência do Feixe (kW)	14 a 17
Pressão interna da câmara (Pa)	10^{-4} a 10^{-2}

2.2 Processo estático e processo dinâmico.

O processo estático consiste em carregar todo o material no cadinho de uma única vez, neste caso o cadinho funciona também como lingoteira. O formato da amostra depende do cadinho utilizado. No caso foi utilizado uma lingoteira de cobre em forma de calota obtendo-se amostras em forma de disco. No processo dinâmico o material foi alimentado de maneira contínua sob a incidência do feixe de elétrons e fundido na forma de gotas que eram recolhidas na mesma lingoteira de cobre. Em ambos os processos de purificação trabalhou-se com um vácuo na ordem de 10^{-3} Pa que favoreceu a extração das impurezas por evaporação. O cadinho de cobre utilizado nas fusões foi refrigerado a água diminuindo os riscos de contaminação das amostras.

3. RESULTADOS E DISCUSSÕES

3.1 Discos de silício obtidos no FFE

Em ambos os processos, as amostras obtidas no FFE apresentaram a forma de um disco com diâmetro de aproximadamente 90mm e espessura em torno de 30mm. A geometria do cadinho e o fato deste ser refrigerado favoreceram a formação de gradientes de temperatura do fundo para o centro do disco. Isso pode ser visualizado pelos anéis formados na superfície demonstrando que houve uma frente de solidificação da borda para o topo da amostra, que é a última região a se solidificar. Outro detalhe que pode ser observado nos discos de silício é a saliência formada no centro pela expansão durante a solidificação, esta é uma característica do silício que ao contrário dos metais se expande ao se solidificar. A figura 3.1 apresenta uma amostra obtida no FFE. Nesta figura pode-se observar uma vista do topo e uma vista do fundo da amostra, nota-se que, devido ao contato desta com o cadinho de cobre refrigerado, o fundo do disco não se apresentou perfeitamente fundido.

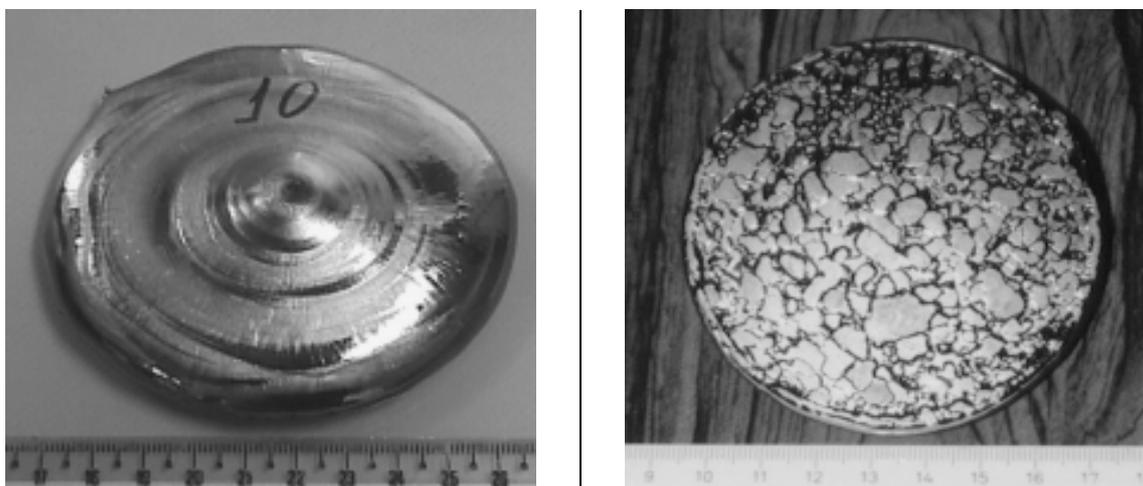


Figura 3.1 – Vistas do topo e do fundo de um disco de silício obtido em uma fusão estática no FFE.

2.1 Experiências realizadas

Esse trabalho foi realizado em duas etapas. Na primeira etapa utilizou-se o processo estático e realizaram-se as experiências E-01 e E-02 partindo-se de Si-GM lixiviado na forma de pó, com 99,91% de pureza. Na segunda etapa utilizaram-se os processos estático e dinâmico para as refusões das amostras obtidas nas experiências E-01 e E-02. Nessa etapa foram realizadas as experiências E-02-R1, E-02-R2 e E-02-R3 que são as refusões da amostra E-02 e as experiências D-01-R1 e D-01-R2 que são as refusões da amostra E-01. Um resumo das experiências realizadas pode ser visto na tabela 2.1.

Tabela 2.1 – Resumo das experiências realizadas nesse trabalho.

	Experiências	Processo	Material de partida
1ª etapa	E-01	Estático	Pó de Si-GM lixiviado
	E-02	Estático	Pó de Si-GM lixiviado
2ª etapa	E-02-R1	Estático	Amostra E-02 sem a parte central
	E-02-R2	Estático	Amostra E-02-R1 sem a parte central
	E-02-R3	Estático	Amostra E-02-R2 sem a parte central
	D-01-R1	Dinâmico	Amostra E-01 sem a parte central
	D-01-R2	Dinâmico	Amostra D-01-R1 sem a parte central

O procedimento experimental utilizado em todas as experiências pode ser visto na figura 2.1. Os parâmetros de processo estão mostrados na tabela 2.2.

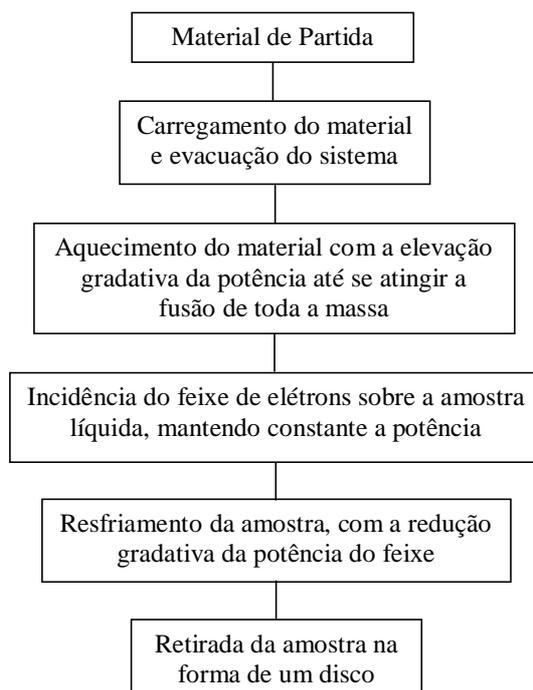


Figura 2.1 Procedimento experimental utilizado durante as experiências desse trabalho.

em massa de impurezas pode ser usado para produzir células solares com uma eficiência mínima de 11,5%. Outra definição para o silício grau solar é dada por Pizzini *et al.* (1982) e também está relacionada à eficiência de conversão da célula. Segundo eles, a definição de silício grau solar é puramente operacional. O material deve permitir a produção de células com eficiência de conversão de energia superior a 10%. Essa eficiência além de estar relacionada à composição química e à presença de defeitos estruturais no silício, também é decorrente do processo de fabricação da célula solar.

Segundo Choudhury *et al.* (1992), a fusão em Forno de Feixe de Elétrons (FFE) vem se apontando como uma rota satisfatória e capaz de purificar silício, devido as suas características como:

- Fusão em alto vácuo, na faixa de 10^{-4} a 10^{-2} Pa, em cadinho de cobre refrigerado a água e livre de contaminação.
- Alta flexibilidade de taxa de fusão e condições para remoção de elementos voláteis.
- Temperaturas de fusão quase ilimitada.
- Alta densidade de potência, da ordem de 10^3 a 10^6 W/cm³ disponível para superaquecimento local.

Apesar das características inerentes a esse processo, o FFE não foi bastante explorado nas últimas duas décadas. Casenave *et al.* (1981) e Norman *et al.* (1985) utilizaram esse processo para a purificação de fitas de silício policristalino. Na década de 90, Ikeda *et al.* (1992 e 1993) purificaram silício grau metalúrgico em forno de fusão por feixe de elétrons obtendo amostras na forma de calotas com 50 gramas. Um trabalho mais recente utilizando a técnica de purificação de silício grau metalúrgico em FFE foi realizado por Braga *et al.* (1998a e 1998b). Nestes trabalhos os autores apresentam resultados da purificação de amostras de 280g de Si-GM lixiviado, na forma de pó de 150 a 250µm com 99,97% de pureza, fundidas em cadinho de cobre refrigerado a água. Os autores estudaram a influência de algumas variáveis como a potência do feixe e o tempo de incidência deste sobre a amostra para avaliar a eficiência do processo. A pressão no interior da câmara foi mantida na faixa de 10^{-2} Pa durante os experimentos. Os autores observaram a segregação de impurezas como o Fe, Al, Ca para o centro da amostra que é a última região a se solidificar. Obtiveram também ótima extração das impurezas por volatilização, inclusive o Fe e Ti que não foram removidos no trabalho de Ikeda *et al.* (1992 e 1993). Observou-se também a dificuldade de remoção do boro devido as suas propriedades, como: coeficiente de segregação próximo de 1 e sua baixa pressão de vapor em relação ao silício (10^{-4} Pa para o boro e 10^{-1} Pa para o silício, a 1500°C). Como resultado final eles obtiveram uma pureza de 99,999% próximo as bordas da amostra.

Neste trabalho foram realizadas várias fusões e refusões de Si-GM lixiviado na forma de pó com 99,91% de pureza, visando estudar o limite de purificação em FFE.

2. PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

Seguindo a mesma linha de pesquisa iniciada pelo grupo do Departamento de Engenharia de Materiais da Faculdade de Engenharia Mecânica da UNICAMP, continuou-se o estudo da purificação de silício via fusão em um forno de feixe de elétrons. O forno utilizado foi o modelo EMO 80, 80 kW de potência, marca LEW, fabricado na Alemanha. Esse forno é bastante versátil permitindo o processamento de materiais de alto ponto de fusão e produtos de algumas gramas até lingotes de 100mm de diâmetro por 800mm de comprimento. Existem algumas possibilidades de fusão de materiais neste forno. As duas utilizadas neste trabalho para a purificação do silício foram a fusão em cadinho refrigerado (processo estático) e a fusão com alimentação contínua de silício (processo dinâmico).

OBTENÇÃO DE SILÍCIO GRAU SOLAR VIA FUSÃO EM FORNO DE FEIXE DE ELÉTRONS

José Carlos S. Pires

Paulo R. Mei

Universidade Estadual de Campinas, Faculdade de Engenharia Mecânica Departamento de Engenharia de Materiais, Cx. P. 6122 - 13083-970, Campinas, SP.

Adriana F. B. Braga

Universidade São Francisco, Faculdade de Engenharia, Itatiba, SP.

Jorge Otubo

Instituto Tecnológico de Aeronáutica, Centro Técnico Aeroespacial, 12228-900, S. J. dos Campos, SP.

Resumo.

A purificação de silício via fusão por feixe de elétrons é um processo viável, possibilitando obter silício grau solar (Si-GSo) a partir do silício grau metalúrgico (Si-GM). Além disso este processo pode eliminar a etapa de purificação química o que contribui para a minimização do impacto ambiental. Neste trabalho Si-GM lixiviado com 99,91% em massa foi purificado em forno de fusão por feixe de elétrons sob um vácuo de 10^{-3} Pa. Ti e V, que são impurezas danosas à eficiência da célula, foram efetivamente removidos. Obteve-se boa remoção de B, Fe, P, Al e Ca. Os resultados demonstram uma pureza em torno de 99,999% em massa de Si. As amostras foram submetidas a várias refusões sendo fixados os parâmetros do processo como potência e tempo de exposição das amostras ao feixe de elétrons.

Palavras-chave: Silício grau metalúrgico, Silício grau solar, Fusão por feixe de elétrons, Purificação.

1. INTRODUÇÃO

O Brasil possui uma das maiores reservas de quartzo (SiO_2), matéria prima básica para a produção de silício grau metalúrgico (Si-GM) e é um dos maiores produtores e exportadores desse produto. Segundo a Associação Brasileira de Produtores de Ferro-ligas e Silício Metálico (ABRAFE, 1998), existem atualmente, no país, sete empresas produtoras de Si-GM, com uma capacidade instalada para a produção de aproximadamente 200.000 t/ano. O Si-GM produzido no Brasil apresenta melhor qualidade se comparado com o disponível no mundo devido a matéria prima nacional (sílica e carvão vegetal) ser de ótima qualidade. Alguns pesquisadores, Sakaguchi *et al.* (1992), relataram em seus trabalhos o uso de Si-GM com 98% a 99% de pureza, enquanto que o silício brasileiro apresenta de 99% a 99,5%. Portanto, a produção de silício grau solar policristalino a partir do silício grau metalúrgico, produzido no Brasil, é uma rota capaz de reduzir o custo de fabricação de células solares.

Existem algumas controvérsias com relação à definição de silício para produção de células solares. Bathey *et al.* (1982) estabeleceram que o silício contendo cerca de 120ppm

IMPORTÂNCIA DA VARIAÇÃO DA VAZÃO DE UM GÁS INERTE E DO SUPERAQUECIMENTO NA TRANSIÇÃO COLUNAR/EQUIAXIAL DO ALUMÍNIO E DO EUTÉTICO Al-33Cu

Otávio Fernandes Lima da Rocha

Antonio Luciano Seabra Moreira

Centro Federal de Educação Tecnológica do Pará, Coordenação de Metalurgia e Materiais, 66.000-000, Belém, Pa, Brasil. E-mail: orocha@amazon.com.br

Resumo

É sabido que um dos maiores objetivos da metalurgia física nas últimas décadas tem sido o desenvolvimento de técnicas capazes de controlar a dimensão, geometria, distribuição e orientação dos grãos cristalinos de produtos fundidos, visando a obtenção de estruturas de solidificação compatíveis com as propriedades mecânicas exigidas. Logo, observa-se a real dependência dessas propriedades em função também da estrutura obtida. Assim, verifica-se que, em quase todas as aplicações práticas, com raras exceções, procuram-se produzir fundidos com estruturas constituídas de grãos equiaxiais refinados pois as mesmas, por serem isotrópicas, apresentam propriedades superiores. Considerando o exposto, este trabalho apresenta como principal objetivo o desenvolvimento de um estudo experimental sobre a influência da convecção forçada, promovida pelo borbulhamento do gás Hélio, a partir de diferentes níveis de superaquecimento, na transição da zona colunar para a zona equiaxial central no alumínio e no eutético Al-33Cu. Para tanto foram levadas em conta, durante o vazamento, variações de vazão do gás inerte correspondentes a zero, 0,2, 0,4, 0,6, 0,8 e 1,0 l/min e superaquecimentos equivalentes a zero, 10% e 20% acima da temperatura de solidificação dos referidos materiais.

Palavras-chave: Alumínio, Solidificação, Grão, Vazão, Superaquecimento.

1. INTRODUÇÃO

Podemos entender como transição da zona colunar para zona equiaxial de um material como sendo a obtenção de estruturas fundidas constituídas por grãos de dimensões bastantes reduzidas, distribuídos por toda a seção da peça e sem orientação preferencial de crescimento, isto é, a formação dessas estruturas implica necessariamente na supressão da zona colunar, geralmente presente inicialmente nas mesmas (Ohno, 1976 e Rocha, 1998).

A ativação dos mecanismos de formação da zona equiaxial depende, basicamente, de parâmetros de natureza operacional, ou seja, superaquecimento do metal líquido, presença de convecção forçada, composição do material, forma de extração de calor do sistema metal/molde, espaçamento interdendrítico, dimensões e geometria do molde, etc (Appolaire et al, 1997; Quaresma, 1999; e Wang & Beckermann, 1996). Na prática, são apontados os mecanismos de nucleação extensiva, inoculação de substratos e da multiplicação cristalina como sendo os de maior importância na utilização de processos de refino de grão de materiais

metálicos, os quais encontram-se classificados com base nos seguintes métodos (Peralta, 1998 e Siqueira, 1998):

Método Térmico: consiste em controlar o fluxo de extração de calor do sistema metal/molde impondo ao metal líquido que solidifica flutuações térmicas por convecção/condução, gradientes de temperaturas e cinéticas de solidificação (Santos, 1997).

Método Mecânico: consiste em controlar os movimentos convectivos da massa líquida, através da vibração do molde, irradiação ultra-sônica do banho, agitação eletromagnética, agitação gasosa, controle da geometria e superfície de alimentadores (Vives, 1996).

Método Químico: consiste essencialmente em interferir físico-quimicamente na massa líquida do metal que solidifica, através da adição de elementos de liga, inoculação de agentes nucleantes e compostos químicos adequados (Robert, 1983).

2. MATERIAIS E MÉTODOS

Foram realizados vazamentos com superaquecimentos correspondentes a $\Delta T = 0\%$, 10% e 20% acima da temperatura de fusão dos materiais, ou seja, 660 °C, 725 °C e 790 °C, para o alumínio e 548°C, 602°C e 657°C, para o eutético Al-33Cu. O sistema completo de injeção de gás (Rocha, 1998) , é composto por um cilindro de alta pressão, rotâmetro, regulador de pressão, molde cilíndrico de aço ABNT 1045 e um tubo injetor de gás de aço inoxidável. As vazões de Hélio no metal líquido para produzir o borbulhamento, corresponderam a zero, 0,2 , 0,4 , 0,6 , 0,8 e 1,0 l/min. Após o processo de obtenção dos lingotes, estes foram cortados e faceados. Em seguida, os mesmos foram submetidos a um tratamento superficial e posteriormente atacados com reagente químico adequado (Rocha, 1998) o que possibilitou a obtenção de suas respectivas macroestruturas. Posteriormente, para a verificação do tamanho do grão e porcentagem de área refinada, amostras de alumínio e do eutético foram retiradas da região central de cada lingote e preparadas visando a análise micrográfica. As mesmas foram atacadas com reagente químico constituído de 10% de ácido fluorídrico concentrado e 90% de água destilada. Finalmente, as microestruturas das amostras foram reveladas e fotografadas e os grãos foram contados através do método do Intercepto de contagem de grãos equiaxiais de materiais metálicos, baseado no Processo Heyn, conforme norma ABNT – NB 1323 (Rocha, 1998 e Peralta, 1998).

3. RESULTADOS E DISCUSSÕES

Nas figuras 1 e 2 são apresentadas, para efeito de ilustração, algumas macroestruturas encontradas para o alumínio e o eutético Al-33Cu em determinadas condições de solidificação assumidas neste trabalho.

A figura 3 apresenta os resultados da quantidade percentual de zona equiaxial formada em função da vazão de gás, a partir de diferentes níveis de superaquecimento, para o alumínio e a liga eutética Al-33Cu. Para o alumínio, podemos observar, para os menores valores de vazão do gás, a convecção forçada como importante mecanismo de formação da zona equiaxial central. No entanto, apesar do aumento progressivo da vazão do gás, verifica-se que a quantidade de zona equiaxial constituída mantém-se praticamente constante ao longo do processo em todos os níveis de superaquecimento considerados. No caso do eutético analisado, notamos um comportamento bastante diferente do observado no alumínio bem como daquele previsto pelas teorias que estudam o assunto (Ohno, 1976), ou seja, o aumento da vazão do gás contribui para a diminuição da zona equiaxial formada principalmente na presença de baixos graus de superaquecimento.

Na figura 4 são mostrados os resultados da quantidade percentual de zona equiaxial formada em função do superaquecimento, a partir de diferentes níveis de vazão do gás para o

alumínio e a liga eutética Al-33Cu. No caso do alumínio, podemos observar que aumentos no superaquecimento, para os valores de vazão de gás assumidos, atuam como fatores inibidores do processo em questão, conforme previsto pelas teorias propostas. Por outro lado, para o

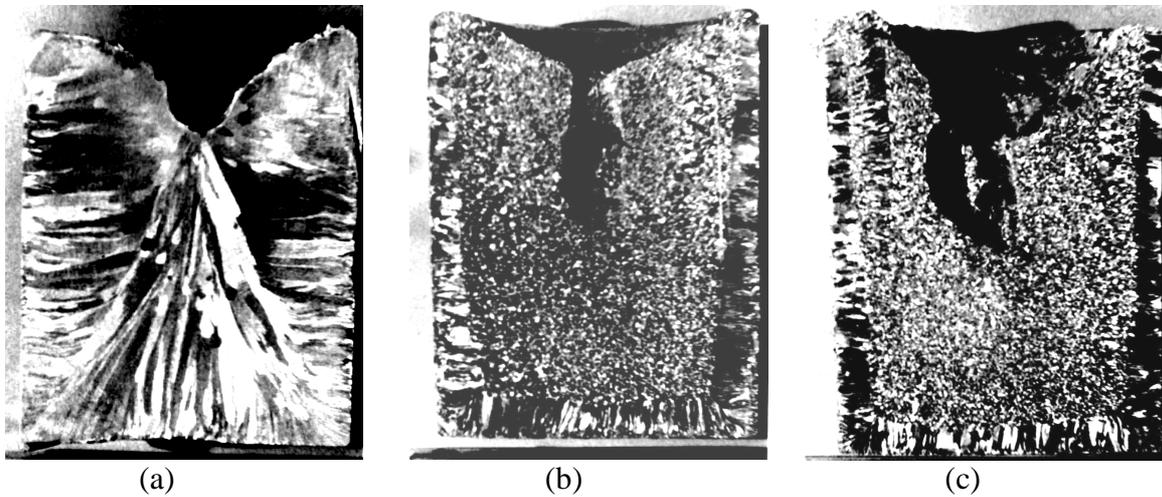


Figura 1. Macroestruturas obtidas para o alumínio solidificado com superaquecimento de 10% acima da temperatura de fusão e vazões de gás correspondentes a (Redução 3x):
(a) Nula;
(b) 0,4 l/min
(c) 0,8 l/min

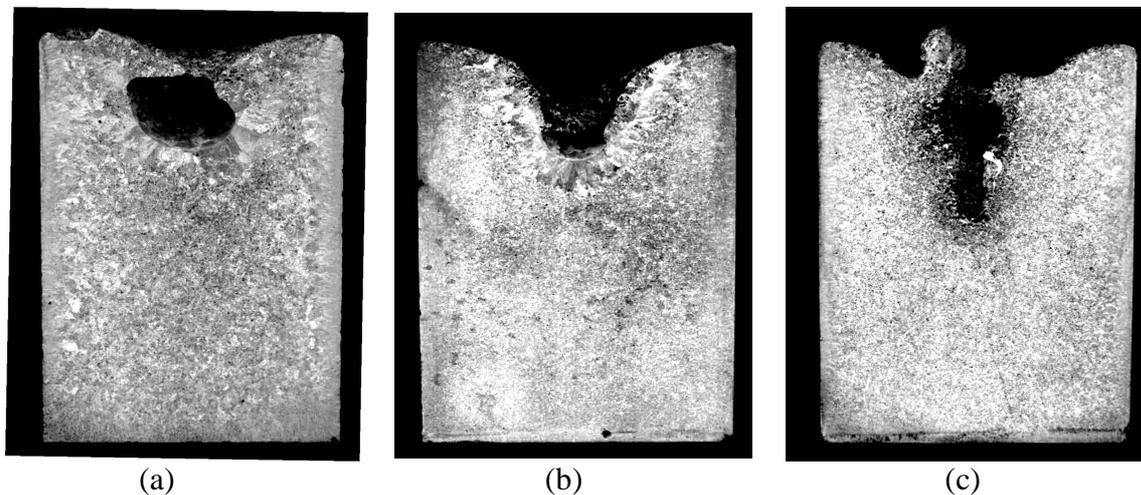


Figura 2. Macroestruturas obtidas para o eutético Al-33Cu solidificado com superaquecimento de 20% acima da temperatura de fusão e vazões de gás correspondentes a (Redução 3x):
(a) Nula;
(b) 0,4 l/min
(c) 0,8 l/min

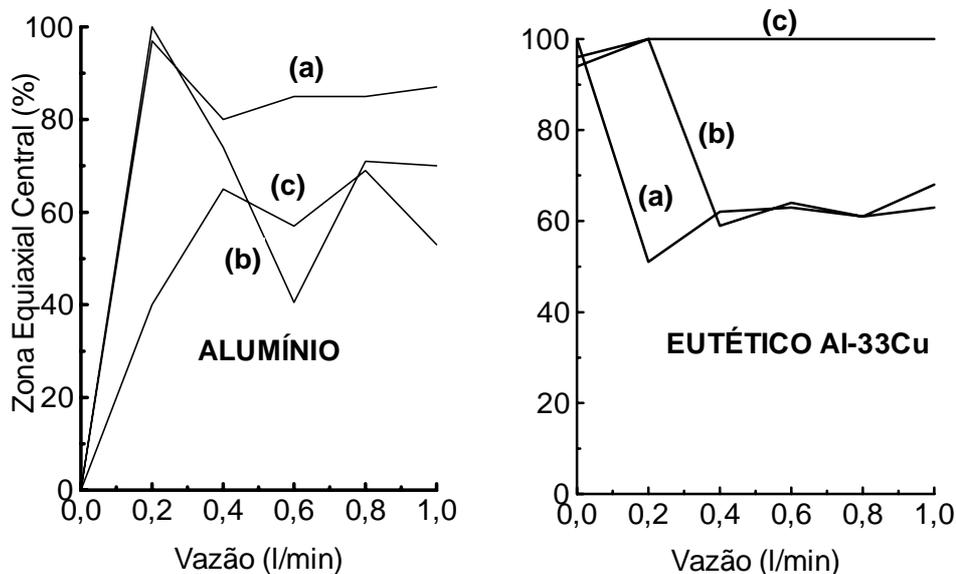


Figura 3. Efeito da vazão de gás inerte na formação da zona equiaxial central para o alumínio e o eutético Al-33Cu solidificados a partir de diferentes níveis de superaquecimento.

- (a) nulo
- (b) 10% acima da temperatura de fusão
- (c) 20% acima da temperatura de fusão

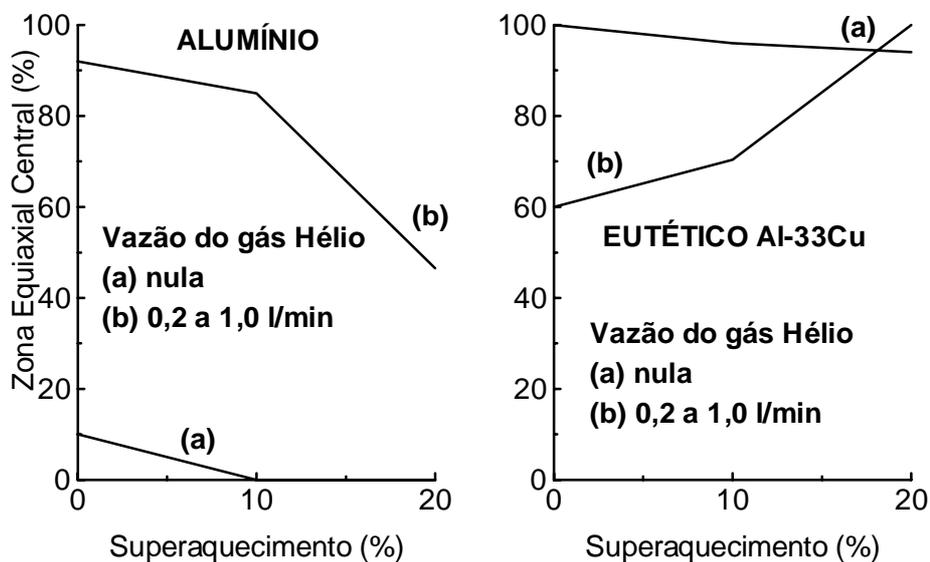


Figura 4. Efeito do superaquecimento na formação da zona equiaxial central para o alumínio e o eutético Al-33Cu solidificados a partir de diferentes valores de vazão do gás Hélio.

eutético estudado, notamos, igualmente, um comportamento contrário do verificado no alumínio bem como daquele previsto pelas mesmas teorias (Ohno, 1976), isto é, a presença de

elevados níveis de superaquecimento, para os valores de vazão de gás considerados, estimulam a transição colunar/equiaxial no referido material.

A figura 5 apresenta, respectivamente, a variação da formação da zona equiaxial central em função da vazão e do superaquecimento para o alumínio e para o eutético Al-33Cu. Podemos notar, no que se refere à vazão de gás, um comportamento diferente para ambos os materiais na formação da zona estrutural em questão, isto é, à medida que aumenta a vazão do gás verificamos, para o caso do alumínio, uma significativa influência da mesma na formação da zona equiaxial central. No que se refere ao eutético, solidificado nas mesmas condições, notamos que as vazões de gás assumidas não influenciam a formação da citada zona estrutural uma vez que ao aumentarmos progressivamente a vazão do gás ocorre uma discreta diminuição na formação da mesma. Da mesma forma, notamos que os níveis de superaquecimento aplicados proporcionam um comportamento bastante divergente na formação da zona equiaxial central nestes materiais, isto é, o aumento da temperatura de vazamento implica, para o alumínio, na diminuição da formação da zona equiaxial, no entanto, no caso do eutético os superaquecimentos considerados estimulam a formação da zona estrutural em análise.

Na figura 6 são apresentados, respectivamente, a variação do diâmetro médio do grão do alumínio em função da vazão de Hélio e do superaquecimento. Pode-se observar, claramente, a influência dos efeitos impostos pela injeção de gás, nos diferentes níveis de superaquecimento assumidos, no sentido de reduzir bastante o tamanho do grão equiaxial do alumínio, sendo que estes efeitos são discretamente inibidos à medida que o superaquecimento se eleva. Finalmente, podemos notar que aumentos progressivos da temperatura de vazamento, mesmo na presença de maiores vazões de gás, tendem a estimular o crescimento do grão equiaxial do alumínio.

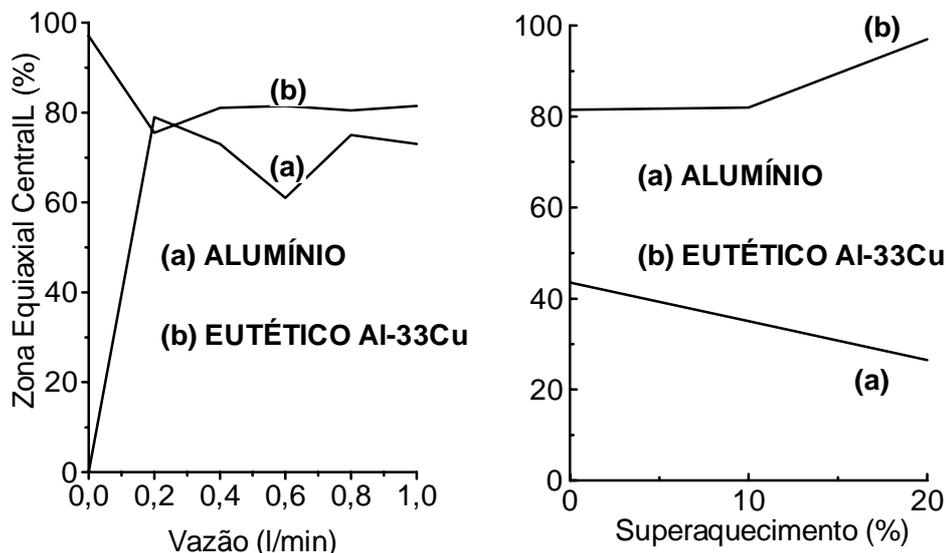


Figura 5. Análise comparativa dos efeitos da vazão de gás inerte (médias das curvas apresentadas na figura A/B) e do superaquecimento (médias das curvas apresentadas na figura C/D) na formação da zona equiaxial central do alumínio e do eutético Al-33Cu.

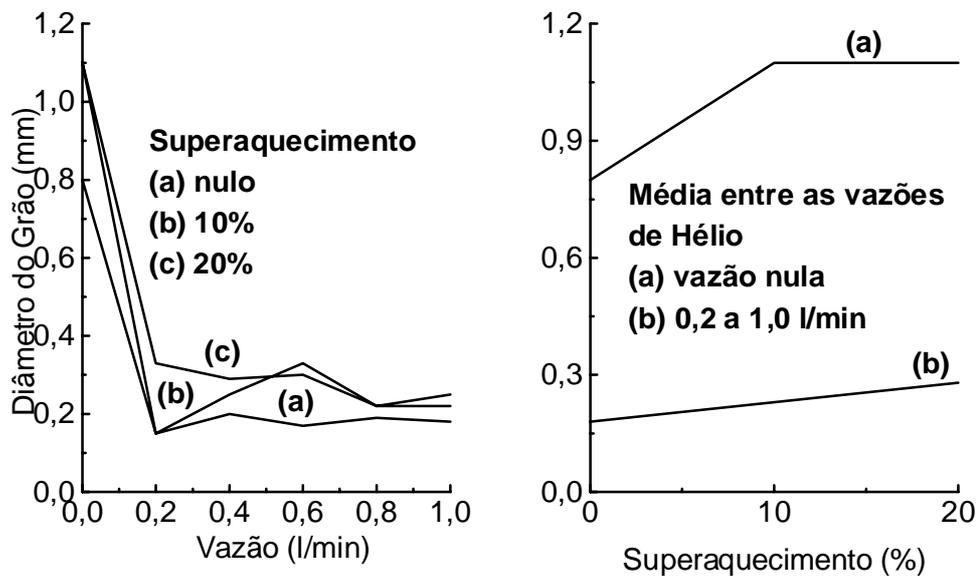


Figura 6. Variação do diâmetro médio do grão em função da vazão de gás e do superaquecimento para o alumínio.

4. CONCLUSÕES

Os resultados obtidos para o alumínio, em todas as condições de solidificação adotadas, encontram-se de acordo com as teorias existentes na literatura, pois as mesmas comprovam os importantes efeitos da convecção forçada provocada pela injeção de gases inertes na transição da zona colunar para a zona equiaxial central do alumínio. No caso da liga eutética Al-33Cu, no entanto, os resultados obtidos mostram um comportamento contrário àqueles encontrados para o alumínio comercialmente puro, pois quando a mesma é submetida ao borbulhamento do gás nos níveis de superaquecimento nulo e 10% acima da temperatura de fusão, a convecção forçada não constitui um fator importante à formação da zona equiaxial. Por outro lado, quando este eutético é submetido ao superaquecimento de 20% acima da temperatura de solidificação o borbulhamento do gás proporciona uma elevada eficiência na transição colunar/equiaxial da liga em questão. Logo, os efeitos da convecção promovida pela injeção de gases inertes, no processo de transição colunar/equiaxial de materiais metálicos, pode não ser inquestionável. Assim, de acordo com os resultados obtidos neste trabalho, podemos concluir que algumas teorias propostas anteriormente e atualmente aceitas, formuladas a partir de determinados tipos de mecanismos que visam estimular esta transição não são genéricas, ou seja, podem ser restritas somente a certos materiais submetidos a condições específicas de solidificação.

5. REFERÊNCIAS

- Appolaire, B.; Combeau, H & Lesoult, G., 1997. "Modelling growth with convection". Proceedings of the 4th Decennial International Conference on Solidification Processing, Sheffield, p. 295-298,.
- Ohno, A., 1976. "The Solidification of Metals", Chijin Shokan, Co. Ltd. , Japan.

- Peralta, J. L., 1998. “Influência do superaquecimento e da vazão de um gás inerte no refino de grão do Zn e do eutético Zn-5Al”, Tese de Mestrado em Engenharia Mecânica, DEM/CT/UFPA, 121p.
- Quaresma, J. M. V., 1999. “Correlação entre condições de solidificação, microestrutura e resistência mecânica”, Tese de Doutorado, Universidade Estadual de Campinas, Campinas, SP, Brasil, 180p.
- Robert, M. H., 1983. “Refino de estruturas de alumínio pela adição de nióbio, zircônio e titânio via sais halogenados, e implicações nas suas propriedades mecânicas e elétricas”, Tese de Doutorado, Universidade Estadual de Campinas, Campinas, SP, Brasil, 225p.
- Rocha, O. F. L., 1998. “Influência do superaquecimento e da vazão de um gás inerte na formação da macroestrutura de solidificação do alumínio e do eutético Al-33Cu”, Tese de Mestrado, Universidade Federal do Pará, Belém, Pa, Brasil, 159p.
- Santos, C. A., 1997. “Influência da taxas direcionais de resfriamento na evolução da solidificação em sistemas metal/molde”, Tese de Mestrado, 125p
- Siqueira, C. A. F., 1998. “Influência da pressão e da vazão de um gás inerte na macroestrutura de solidificação do alumínio em lingoteiras de dimensões variadas”, Universidade Federal do Pará, Belém, Pa, Brasil, 168p.
- Vives, C., 1996. “Effects of Forced Elettromagnetic Vibrations during the Solidification of Aluminium Alloys”: Part I e II, Metallurgical Transactions, v. 27 B, p.445-454,
- Wang, C.Y.; Beckermann C., 1996. “Equiaxed Dendritic Solidification with Convection”, Metallurgical Transactions., v. 27 A, p. 2754-2792.

DETERMINAÇÃO DA TEMPERATURA E GRAU DE CURA NO PROCESSO DE PULTRUSÃO UTILIZANDO UM MODELO TRIDIMENSIONAL PARABÓLICO

Aluisio Viais Pantaleão
Cláudia Regina de Andrade
Edson Luiz Zaparoli

Instituto Tecnológico de Aeronáutica, Departamento de Energia, Pça Marechal Eduardo Gomes, 50, Vila das Acácias, São José dos Campos, SP, Brasil. E-mail: zaparoli@mec.ita.br

Francisco M.C. Dias

Cenic, Avenida Marginal B, 1648, Chácaras Reunidas, São José dos Campos, SP, Brasil. E-mail: cenicfra@iconet.com.br

Resumo

O processo de pultrusão tem sido utilizado nas indústrias para reforçar fibras de vidro e carbono, devido ao seu baixo custo de implementação e vasta aplicação. Consiste basicamente de um sistema de tracionamento a velocidade constante, onde a fibra é impregnada em um banho de resina passando posteriormente por um molde aquecido. Neste trabalho simula-se numericamente o processo de pultrusão de fibras de vidro reforçadas com resina éster-vinil, utilizando moldes de seção transversal retangular. As equações de energia e cinética de cura do material composto, simplificadas em um modelo parabólico, são resolvidas pelo método de elementos finitos de Galerkin. O sistema de equações diferenciais é discretizado utilizando uma malha triangular não-estruturada sendo que as equações algébricas resultantes são resolvidas iterativamente. Analisou-se o efeito da velocidade de tração da barra no grau de cura final do material composto. Verificou-se que para a utilização de velocidades mais altas necessita-se de maiores temperaturas e/ou maior extensão do molde.

Palavras-chave: Pultrusão, Material Composto, Fibra de Vidro, Resina Éster-Vinil

1. INTRODUÇÃO

O processo de pultrusão é uma das muitas técnicas de manufatura de materiais compostos cujo interesse industrial vem crescendo devido ao seu baixo custo de implementação e sua alta taxa de produtividade, além do vasto campo de aplicação tecnológica. Este processo, ilustrado pela figura 1, permite a produção de componentes estruturais de seção transversal constante obtidos através de um sistema de tracionamento a velocidade uniforme, onde a fibra é impregnada em um banho de resina passando posteriormente por um molde aquecido que fornece energia térmica para ativação de reações químicas exotérmicas que provocam a polimerização do material composto. Este processo é aplicado para a fabricação de materiais compostos dos tipos termofixos e termoplásticos.

O estudo e o controle dos parâmetros da pultrusão é uma parte fundamental do processo. A velocidade de pultrusão, a fração em volume das fibras, o perfil axial de temperatura do molde, o tipo e a qualidade das fibras e resinas, as propriedades térmicas do composto e os dados da reação química de polimerização da resina são importantes parâmetros que determinam a qualidade e performance do produto final.

Existem vários estudos sobre pultrusão na literatura, incluindo tanto modelos matemáticos como ensaios experimentais. Podemos destacar entre os trabalhos teóricos o estudo computacional de Gorthala et al. (1994) que utilizaram a técnica de diferenças finitas para analisar um processo de pultrusão, considerando um modelo bidimensional em regime estacionário, com o objetivo de produzir materiais compostos de seção transversal cilíndrica.

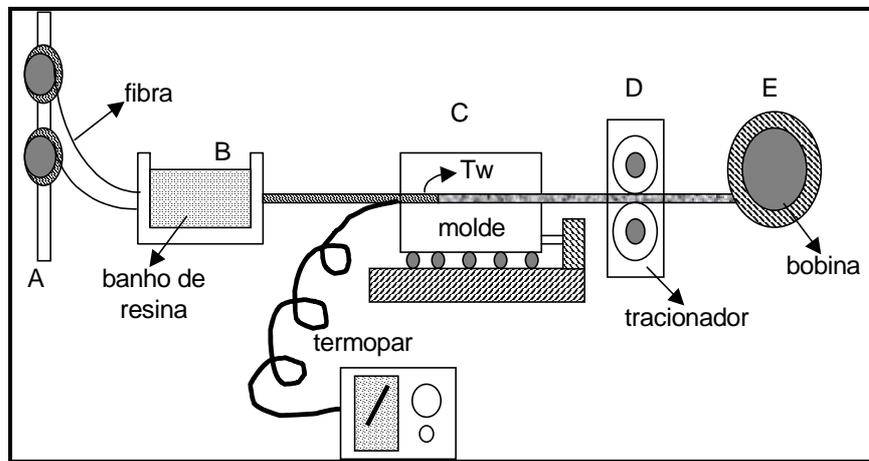


Figura 1. Representação esquemática do processo de pultrusão.

O trabalho de Suratno et al. (1998) trata da simulação numérica do processo de pultrusão de fibras de carbono reforçadas com resina epóxi, utilizando uma solução baseada no método de elementos finitos. Foram obtidos perfis de temperatura e grau de cura na linha de centro do material composto.

Chachad et al. (1996) realizaram uma simulação do processo de pultrusão calculando a distribuição de temperatura e do grau de cura em regime não permanente. As equações foram resolvidas pela técnica de volumes finitos.

O processo de pultrusão de compostos termofixos foi modelado por Kim et al. (1997) para calcular a distribuição de temperatura e grau de cura no interior da barra pultrusada através do método de elementos finitos. Paralelamente, a força necessária para tracionar a barra através do molde foi avaliada por um modelo proposto por estes autores.

No presente trabalho estuda-se, com um modelo tri-dimensional parabólico, o processo de pultrusão de uma barra de seção transversal retangular para a fabricação de materiais compostos de fibra de vidro e resina da família éster-vinil. Na figura 2 é representado um esquema da seção transversal da barra e do domínio computacional (área hachurada).

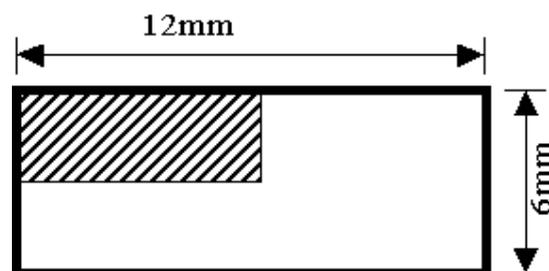


Figura 2. Seção transversal da barra retangular.

O modelo matemático é constituído por uma equação da energia (transferência de calor) e uma equação relativa à cinética da reação química de cura (polimerização). Foram obtidas as variações da temperatura e grau de cura ao longo do eixo e da seção transversal da barra, permitindo o dimensionamento do molde e das características do sistema de aquecimento.

2. FORMULAÇÃO MATEMÁTICA

2.1 Modelo de cinética de cura para a resina éster-vinil

Durante o processo de pultrusão, a cinética das reações químicas de cura da resina envolve fenômenos relativamente complexos. Para a simulação desse processo são utilizados modelos aproximados. Neste trabalho são adotadas as seguintes hipóteses simplificadoras:

- 1- Todas as propriedades do material (calor específico, densidade e condutividade térmica) são constantes durante o processo, independente do estado de cura e da temperatura;
- 2- Supõe-se regime permanente;
- 3- A convecção devido ao escoamento da resina é desconsiderada.
- 4- A condução na direção axial é desconsiderada, que reduz o modelo elíptico a um modelo parabólico.

A cinética de cura (taxa de cura igual a variação do grau de cura com o tempo) é calculada por um modelo apropriado para a resina em estudo. Os modelos empregados nos trabalhos sobre pultrusão utilizam uma equação de Arrhenius de primeira ordem para calcular a taxa de cura. O grau de cura alfa (α) é definido com a razão entre a energia liberada pela reação até um instante de tempo (t) e a energia total liberada em toda a reação de cura.

A taxa de calor liberada pela reação de cura (\dot{q}) é dada por:

$$\dot{q} = \rho_r (1 - FV) \Delta H \frac{D\alpha}{Dt} \quad (1)$$

onde:

ρ_r é a densidade da resina;

FV é a fração em volume da fibra;

ΔH é a energia total de reação;

$$\frac{D(\)}{Dt} = u \frac{\partial(\)}{\partial x};$$

u é a velocidade na direção axial (x);

A variação do grau de cura com o tempo é calculada por:

$$\frac{D\alpha}{Dt} = C \frac{D\beta}{Dt} \quad (2)$$

com $C = C_0 + C_1 T$, para $T \leq 480 K$;
 $C = 1$ para $T > 480 K$.

$$\frac{D\beta}{Dt} = \left[A_1 \exp\left(\frac{E_1}{T}\right) + A_2 \exp\left(\frac{E_2}{T}\right) (\beta)^m \right] (1 - \beta)^n \quad (3)$$

sendo

A_1 e A_2 - coeficientes pré-exponenciais;
 E_1 e E_2 – energias de ativação;
 m , n , C_0 e C_1 – parâmetros da equação de cinética de cura;
 β - grau de cura isotérmico.

Os coeficientes das Eqs. (2) e (3) acima, referentes à reação de cinética de cura dos compostos, são obtidos através de medidas experimentais realizadas com calorímetros diferenciais (DSC- *Differential Scanning Calorimetry*) como discutido em Dusi et al. (1987).

2.2 Modelo para a transferência de calor

O processo de transferência de calor que ocorre no interior do material composto (seção aquecida do molde, módulo C da Fig. 1) foi modelado de acordo com a expressão:

$$\rho C_p \frac{DT}{Dt} - k \nabla^2 T = \dot{q} \quad (4)$$

$$\text{onde } \nabla^2() = \frac{\partial^2()}{\partial y^2} + \frac{\partial^2()}{\partial z^2}$$

com as seguintes condições de contorno:

$$\text{em } x = 0 \text{ (entrada do molde)} \Rightarrow T = T_e \quad (4a)$$

$$\text{na superfície externa da barra } T = T_w(x) \quad (4b)$$

onde ρ é a densidade média do composto calculada pela equação abaixo, que leva em conta a fração em volume da fibra (FV) utilizada:

$$\rho = \frac{1}{\frac{M_f}{\rho_f} + \frac{M_r}{\rho_r}}, \quad \text{com } M_f = \frac{FV}{FV + \left(\frac{\rho_r}{\rho_f} (1 - FV) \right)} \quad (5)$$

onde M_f é a fração em massa da fibra, M_r é a fração em massa da resina e ρ_f é a densidade da fibra. De maneira análoga, tem-se uma condutividade térmica média (k) expressa por:

$$k = \frac{1}{\frac{M_f}{k_f} + \frac{M_r}{k_r}} \quad (6)$$

onde k_f e k_r são as condutividades térmicas da fibra e da resina, respectivamente.

Utilizando a fração em volume da fibra (FV) determinou-se o calor específico médio C_p da seguinte forma:

$$C_p = FV C_{p_f} + (1 - FV) C_{p_r} \quad (7)$$

onde C_{p_f} e C_{p_r} são os calores específicos da fibra e da resina, respectivamente.

3. METODOLOGIA DE SOLUÇÃO

A solução do problema de pultrusão esquematizado na Fig. 1 foi obtida por meio de simulações numéricas, utilizando um sistema de coordenadas cartesianas. O sistema de equações diferenciais parciais foi discretizado no plano transversal aplicando a técnica de elementos finitos de Galerkin, com uma malha triangular não-estruturada de seis nós por elemento utilizando polinômios de interpolação do 2^o grau. O sistema resultante de equações algébricas foi resolvido iterativamente de uma forma acoplada (não-segregada) combinando os métodos do Gradiente Conjugado e Newton-Raphson (Ferziger, 1981). Utilizou-se também um procedimento de refinamento adaptativo da malha computacional, nas regiões de maiores gradientes das variáveis que estão sendo calculadas. O processo de solução parte da posição $x = 0$ e evolui até o final do molde, $x = L$.

Na Fig. 3 é apresentada uma malha computacional intermediária do processo de solução, aplicada à área hachurada da seção transversal em uma posição axial x . Foi simulada apenas a região do material composto (módulo C - resina+fibra) que está sendo aquecido à temperatura T_w e tracionado à velocidade constante u . É importante lembrar que T_w (temperatura na interface molde e material composto) é variável ao longo da direção axial.

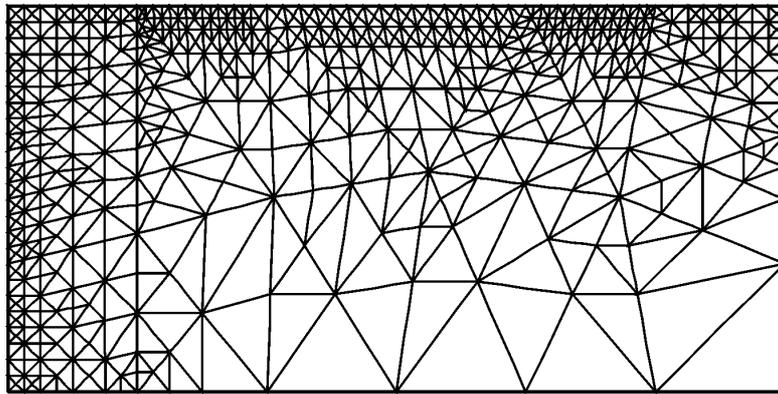


Figura 3. Malha computacional intermediária do processo de solução.

4- RESULTADOS

Neste trabalho todas as simulações do processo de pultrusão estudado foram realizadas com $FV = 0,7$. Os parâmetros indicados na Tabela 1 referem-se aos coeficientes que aparecem na Eq. 3 enquanto na Tabela 2 são indicadas as propriedades da fibra e da resina utilizadas.

Tabela 1. Parâmetros da cinética de cura para a resina éster-vinil

C_0	-8,8466
C_1	0,02639 (1/K)
A_1	$2,805 \cdot 10^8$ (1/s)
A_2	$3,406 \cdot 10^9$ (1/s)
E_1	$- 1,0484 \cdot 10^4$ (K)
E_2	$- 9,50558 \cdot 10^3$ (K)
m	0,693
n	1,327
ΔH	$2,79 \cdot 10^5$ (J/kg)

Tabela 2. Valores numéricos utilizados para as propriedades da fibra e resina

	fibra de vidro	resina éster-vinil
ρ (kg/m ³)	1030	2540
k (w/m·K)	0,76	0,193
C_p (J/kg·K)	835	1900

Para efeito de validação do modelo utilizado, foram comparados os resultados numéricos obtidos para o perfil de temperatura e grau de cura na linha de centro com os dados do trabalho de Kim et al. (1997), apresentando uma boa concordância (Figs. 4 e 5). Verificou-se, tanto nos resultados experimentais quanto nos numéricos, a presença de um pico no valor da temperatura. Este fato deve-se ao comportamento da reação de cinética da resina utilizada. Notou-se no intervalo $0,2 \text{ m} < x < 0,4 \text{ m}$ uma rápida ativação da reação exotérmica provocando um valor da temperatura na linha de centro superior à temperatura na interface com o molde (linha tracejada da Fig. 4). Neste intervalo também ocorreu um crescimento muito acentuado do grau de cura na linha de centro, como apresentado na Fig. 5, liberando energia na região central da barra, o que provoca temperaturas mais elevadas no interior da barra.

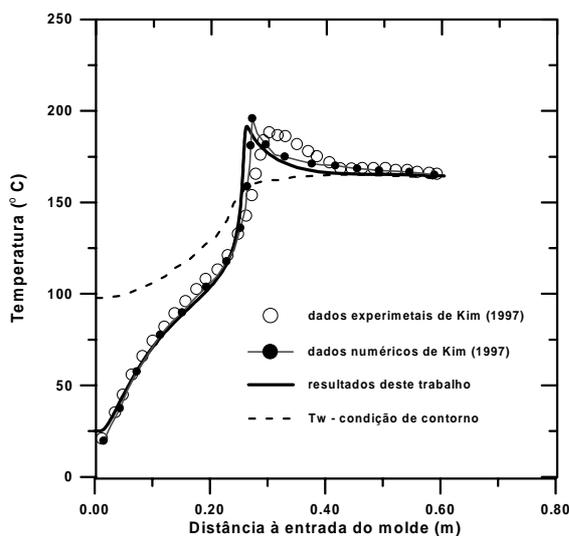


Figura 4. Perfis de temperatura ao longo da barra pultrusada com $u = 0,29/60 \text{ [m}\cdot\text{s}^{-1}]$

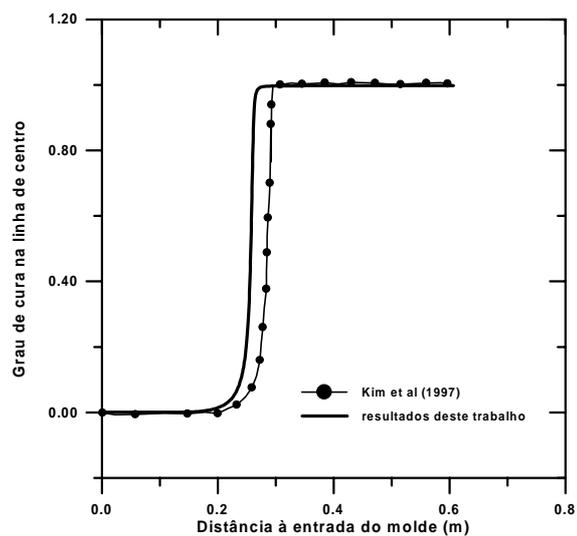


Figura 5. Grau de cura na linha de centro da barra pultrusada com $u = 0,29/60 \text{ [m}\cdot\text{s}^{-1}]$

Os resultados obtidos no presente trabalho também permitiram um conhecimento mais detalhado do processo. Na Fig. 6 são apresentadas as isotérmicas em uma seção transversal da barra pultrusada (correspondente à área hachurada da Fig. 2).

A análise das isotérmicas permite prever as regiões onde o processo de cura termicamente ativado será mais rápido ou mais lento, dependendo dos níveis de temperatura. Os contornos do grau de cura na seção transversais da barra são mostrados na Fig. 5, permitindo avaliar se os níveis desejados de cura foram atingidos através da evolução do processo de polimerização em todo o domínio.

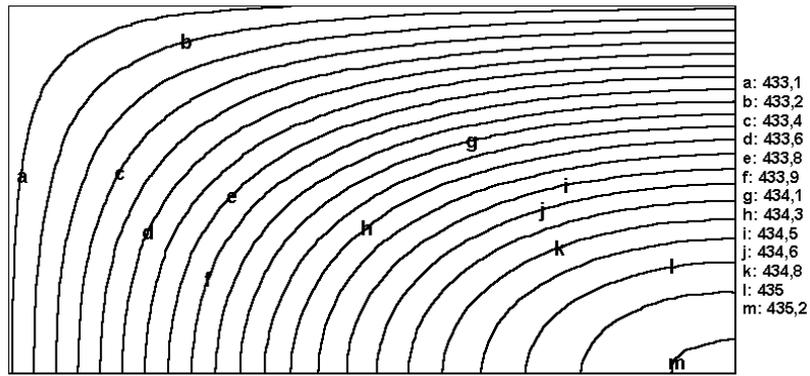


Figura 6. Distribuição de temperatura na seção transversal da barra.

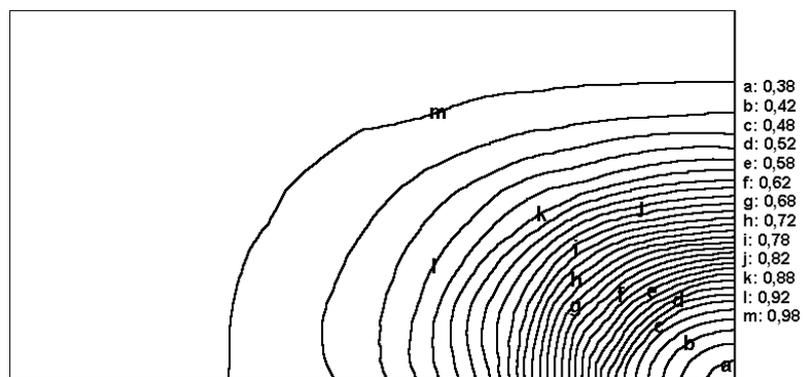


Figura 7. Distribuição do grau de cura na seção transversal da barra.

Como exemplo, nas Figs 8 e 9 analisa-se o efeito da velocidade de tração axial nos perfis de temperatura e no grau de cura na linha de centro da barra.

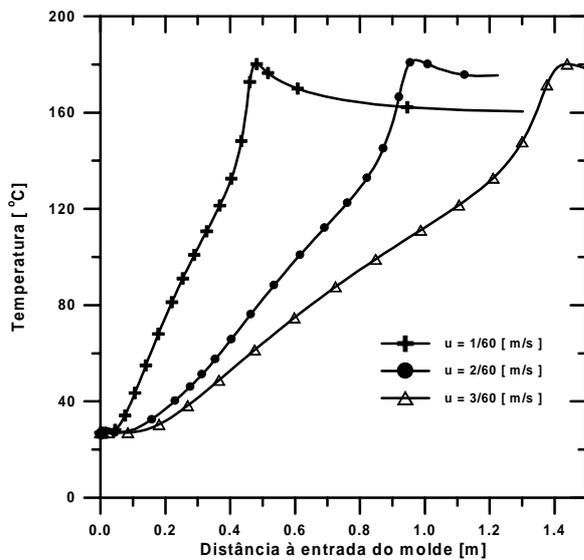


Figura 8. Perfil de temperatura na linha de centro da barra em função da velocidade de tração com $FV = 0,7$

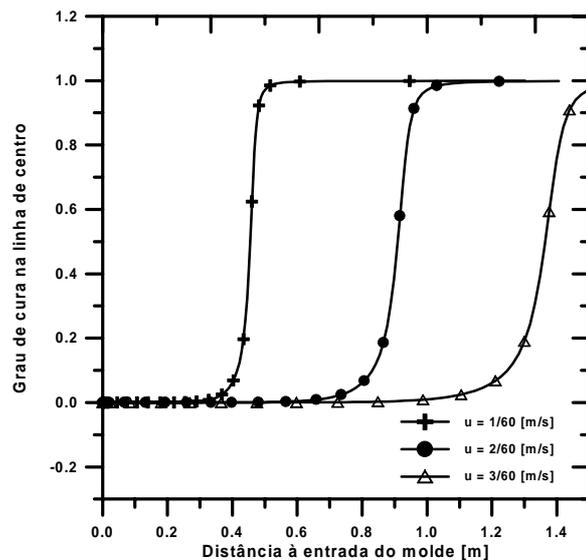


Figura 9. Grau de cura na linha de centro da barra em função da velocidade de tração com $FV = 0,7$

Com o aumento da velocidade verifica-se um retardamento nos picos de temperatura e na posição em que ocorre o “salto” no grau de cura. Este comportamento mostra que, fixando-se os demais parâmetros, o dimensionamento do molde depende do grau de cura desejado na saída e da velocidade de tração.

5. CONCLUSÃO

Neste trabalho, o processo de fabricação de materiais compostos de fibra de vidro com resina da família éster-vinil em barras de seção transversal retangular foi simulado numericamente utilizando um modelo tri-dimensional parabólico. Na comparação com os resultados disponíveis na literatura obteve-se uma boa concordância. Mostrou-se que a velocidade de tração é um dos parâmetros importantes que controlam o grau de cura e influenciam na qualidade do produto fabricado. A metodologia adotada mostrou-se adequada para analisar o efeito desses parâmetros, podendo inclusive ser aplicada para outras fibras e diferentes resinas, permitindo assim, um melhor dimensionamento dos equipamentos térmicos envolvidos no processo de pultrusão de materiais compostos.

6. AGRADECIMENTOS

Os autores agradecem à FAPESP (Fundação de Amparo à Pesquisa do Estado de São Paulo – processo nº 99/03471-5) e ao CNPq (Conselho Nacional de Desenvolvimento Científico e Tecnológico – processo nº 146405/1999-4) pelo apoio para o desenvolvimento deste trabalho.

7. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- Chachad, Y. R., Roux, J.A., Vaughan, J.G. e Arafat, E. S, 1996, "*Thermal Model for Three - Dimensional Irregular Shaped Pultruded Fiberglass Composites*", Journal of Composites Materials, 30(6): 692-721.
- Dusi, M. R., Lee, W. I., Ciriscioli, P. R. e Springer, G. S., 1987, "*Cure Kinetics and Viscosity of Fiberite 976 Resin*", Journal of Composites Materials, 21: 243-261.
- Ferziger, J.H., 1981, "*Numerical Methods for Engineering Application*", John Wiley & Sons.
- Gorthala, R., Roux, J.A. e Vaughan, J.G., 1994, "*Resin Flow, Cure and Heat Transfer Analysis for Pultrusion Process*", Journal of Composites Materials, 28(6): 486-506.
- Kim, D. W., Han, P. G., Jin, G. H. e Lee, W. I., 1997, "*A Model for Thermosetting Composite Pultrusion Process*", Journal of Composites Materials, 31: 2105-2122.
- Suratno, R. B., Ye, L. e Mai, Y. W. 1998, "*Simulation of Temperature and Curing Profiles in Pultruded Composites Rods*", Composites Science and Technology, 58: 191-197.

INFLUÊNCIA DE PARÂMETROS DO PROCESSO NA QUALIDADE DE PEÇAS RETIFICADAS

Celso Minoru Hara

Anselmo Eduardo Diniz

Amauri Hassui

Universidade Estadual de Campinas, Faculdade de Engenharia Mecânica, Departamento de Engenharia de Fabricação, 13083-970, Campinas, SP, Brasil. E-mail:

anselmo@fem.unicamp.br

Resumo

A retificação é o processo de usinagem menos conhecido pelo pessoal que com ele trabalha no meio produtivo. O objetivo deste trabalho é entender a relação entre parâmetros de qualidade da peça retificada (rugosidade) e parâmetros do processo (velocidade da peça, avanço e espessura equivalente) em processo de retificação cilíndrica de mergulho. Para a consecução destes objetivos, retificou-se aço ABNT 52100, variando-se a velocidade da peça e o avanço. Após a retificação, as peças tinham suas rugosidades medidas. Dentre as várias conclusões, as principais foram: apesar de ter havido leve tendência de crescimento da rugosidade ao longo do tempo total de corte, pode-se afirmar que não houve relação direta entre rugosidade e velocidade da peça e nem entre aquela e o avanço; comparando-se condições diferentes de usinagem com espessuras de corte equivalente iguais, verificou-se que a rugosidade não se manteve constante.

Palavras-chave: Retificação, Monitoramento, Rugosidade

Introdução

Os resultados aqui apresentados fazem parte de um trabalho mais amplo, em que a principal finalidade foi verificar a eficácia da utilização de redes neurais artificiais “Back Propagation” para a análise de sinais provenientes de diferentes sensores. Esses sensores eram acoplados ao rebolo no processo de retificação cilíndrica de mergulho de aços, com o fim de se aumentar a confiabilidade da decisão automática do momento de dressagem do rebolo. Um segundo objetivo, que será objeto deste trabalho, foi verificar o comportamento de um parâmetro de qualidade da peça (rugosidade) à medida que se variavam a velocidade da peça, o avanço e o estado de afiação do rebolo. Para isso, diversos ensaios foram realizados, retificando-se aço ABNT 52100 endurecido por têmpera em diferentes condições de usinagem. O tempo de centelhamento adotado em cada corpo de prova foi de 10 segundos, que se revelou suficiente para a finalidade de medição da rugosidade da peça. Este tempo garantia que em todas as condições testadas o centelhamento fosse completamente realizado. As principais conclusões foram: não se observou nenhuma relação direta entre a rugosidade e velocidade da peça e nem entre aquela e o avanço; além disso, a

rugosidade não se manteve constante para condições de ensaio que apresentaram espessuras de corte equivalente iguais, ao contrário do que afirma a literatura.

Crítérios de Fim de Vida do Rebolo

O fim de vida dos rebolos pode ser estabelecido através do surgimento de algum tipo de comportamento que implique dificuldade de remoção de material. BIANCHI, 1990, relacionou os principais critérios utilizados para definição do fim de vida do rebolo:

- perda da integridade superficial da peça: causada pelo aumento de temperatura da peça retificada;
- erros de forma: causados por distorções térmicas na peça (o que é típico de rebolos duros) ou perda diametral do rebolo não uniforme (típico de rebolos moles);
- vibração: se o rebolo se desgasta de uma maneira não uniforme, há a variação nas forças de corte, que gera aumento de vibração do sistema;
- rugosidade da peça retificada: quando os poros e vazios do rebolo são preenchidos com cavacos, a superfície é danificada, aumentando sua rugosidade. A vibração também pode ser geradora de um aumento da rugosidade;
- aumento excessivo das forças de corte: à medida que os grãos abrasivos se desgastam e os poros são preenchidos com cavacos, o atrito aumenta, causando o aumento nas forças de corte, com menor remoção de material.

HASSUI, 1997, mostrou que a rugosidade média pode ser usada como critério de fim de vida do rebolo, pois em seu trabalho ocorreu um crescimento de seus valores à medida que o rebolo se desgastava. No entanto, a circularidade não indicou o fim de vida do rebolo, levando-se em conta a regra prática de que a tolerância de forma é igual à metade da tolerância dimensional.

Espessura equivalente de corte (h_{eq})

A espessura equivalente de corte pode ser interpretada fisicamente como a espessura da camada de material que é removida pelo rebolo, com a velocidade periférica deste, e cuja taxa de remoção específica equivale à taxa de material que é retirada da peça no tempo. Em outras palavras, trata-se da espessura que teria uma fita de cavaco caso fosse possível retirá-la na retificação. Tal parâmetro pode ser definido pela expressão (1) (SNOEY et alli, 1971 – apud SHAW, 1996):

$$h_{eq} = a \frac{V_w}{V_s} \quad (1)$$

onde a é o avanço (f) na retificação cilíndrica de mergulho e a espessura de penetração (a_e) na retificação plana tangencial [mm], V_w é a velocidade periférica da peça [m/s] e V_s = velocidade periférica do rebolo [m/s]

PETERS e DECNEUT, 1975, apud VIEIRA, 1992, afirmam que esse parâmetro é o principal caracterizador da retificação, já que contempla três parâmetros de processo cujas influências isoladas sobre os resultados da retificação podem ser conhecidas. Como exemplo, a velocidade V_s é responsável pela chamada “dureza dinâmica” do rebolo. Quando se aumenta essa velocidade, o ângulo de penetração do

grão na peça diminui, fazendo com que os grãos abrasivos sejam menos sujeitos a esforços de corte, propiciando maior vida do rebolo. Assim, o comportamento do rebolo é tido como “mais duro”, já que os grãos ficariam mais tempo ligados à banda de corte do rebolo. No caso inverso, diminuindo-se V_s , o comportamento é o oposto e o rebolo pode ser tido como “mais mole”.

Diversos autores, citados por VIEIRA, 1992, concluíram que para quaisquer valores de processo que se escolham, pode-se antever os resultados da retificação, fixando-se o valor de h_{eq} desejado, pois forças de corte, vidas de ferramenta e rugosidade deveriam se manter dentro de uma mesma faixa de valores para um determinado valor de h_{eq} , independentemente dos valores de a , V_w e V_s .

Materiais, Equipamentos e Procedimento Experimental

O experimento foi dividido em duas etapas: a primeira variando-se o avanço e a velocidade da peça com critério de fim de ensaio de 40 peças (cerca de 6 mm de comprimento de avanço) e a segunda verificando a repetibilidade de algumas condições de usinagem.

Os ensaios consistiram na retificação cilíndrica de mergulho de aço 52100 endurecido por têmpera, com dureza de 58 HRC, quando se retirava um sobremetal de 0,3 mm no diâmetro e com as seguintes condições de corte:

- velocidade periférica da peça: 15 m/min, 17,5 m/min e 20 m/min
- avanço: 0,004 mm, 0,0055 mm e 0,007 mm

O rebolo utilizado teve as seguintes características:

- especificação: AA80J5V11
- dimensões: (406 x 125 x 50) mm
- velocidade do rebolo: 45 m/min

Condições de dressagem:

- velocidade de avanço de dressagem: 253,6 mm/min
- largura de atuação de dressagem $b_d = 0,578$ mm
- grau de recobrimento do rebolo $U_d = 5,0$

A rugosidade média R_a era medida num rugosímetro *Mitutoyo Surf test 211* com *cut-off* ajustado em 0,8 mm a cada cinco peças retificadas com a mesma condição de usinagem, tendo sido realizadas três medições em pontos equidistantes na mesma peça e efetuada sua média aritmética como valor representativo.

A figura 1 representa esquematicamente a montagem experimental.

Análise dos resultados de retificação cilíndrica

Comportamento da Rugosidade (R_a)

Conforme pode ser visto na figura 2 (Rugosidade (R_a) versus Volume Específico de Cavaco), as seguintes tendências foram verificadas:

- houve uma leve tendência de crescimento do valor de Ra ao longo do tempo total de corte para quase todas as velocidades da peça, devido à perda de afiação dos grãos de rebolo. Porém, pode-se notar em alguns casos que a rugosidade não cresceu com o volume de cavaco removido (como quando $V_w = 20$ m/min e $f = 0,0055$ mm) ou cresceu e depois voltou a cair ($V_w = 20$ m/min e $f = 0,004$ mm).;

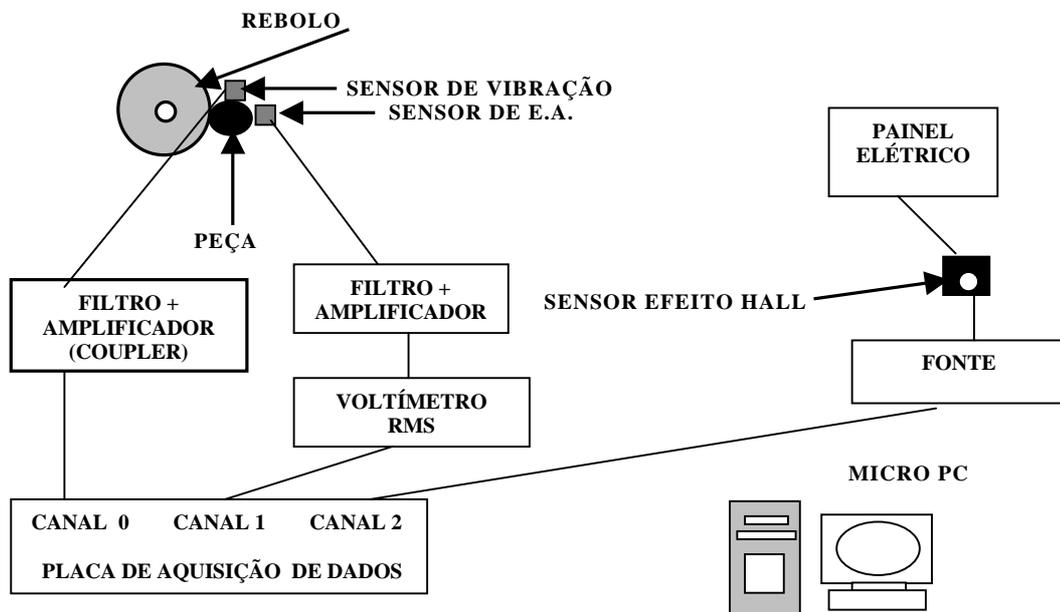


Figura 1 - montagem experimental

- não se observou nenhuma relação direta entre rugosidade e velocidade da peça. Vê-se que à maior velocidade (20 m/min) não se verificaram rugosidades maiores, ficando seus valores em uma faixa intermediária entre as duas menores velocidades até um volume específico de $240 \text{ mm}^3/\text{mm}$. A partir de então, a essa velocidade foram correspondidas as menores rugosidades observadas;

- igualmente, não se notou relação entre rugosidade e avanço. A comparação entre as curvas mostrou que para uma mesma velocidade o aumento do avanço não refletiu necessariamente em aumento da rugosidade. Ao invés disso, para as três velocidades ensaiadas, o efeito verificado pelo aumento do avanço de 0,004mm, passando por 0,0055 mm e por fim, 0,007 mm foi totalmente aleatório, não revelando nenhum tipo de padrão de comportamento identificável;

- esta independência da rugosidade com relação aos parâmetros de corte está ligada principalmente à etapa de faiscamento do rebolo. Como se sabe, ao fim do ciclo de retificação, o rebolo fica rodando parado na mesma posição radial (avanço igual a zero), mas, mesmo assim, a remoção de material continua, diminuindo a cada volta da peça, até atingir zero. Isto é devido à recuperação elástica do eixo do rebolo e da peça, deformados no início do ciclo, logo após o rebolo ter entrado em contato com a peça (MALKIN, 1989). Assim, no final da remoção de cavaco, quando o acabamento superficial da peça é definido, a operação não está mais com o avanço que teve durante todo o ciclo, mas sim com um avanço decrescente, que depende da rigidez do sistema;

- mesmo após as 40 peças usinadas (cerca de 6 mm de comprimento de avanço), a rugosidade ainda está em um nível bastante aceitável. Somente na condição $V_w = 17,5$ m/min

e $f = 0,0055$ mm houve um crescimento acentuado do valor de Ra, fazendo com que este parâmetro ultrapassasse $0,6 \mu\text{m}$, que é um valor tido como limite em operações de retificação. Nesta condição, pode-se levantar os seguintes pontos:

- 1) havia pouco macroefeito de dressagem no rebolo desde o início de corte (já que o grau de recobrimento do rebolo, era $U_d = 5$). Assim, a rugosidade começa a crescer desde o início do ensaio, não havendo uma queda inicial devido à perda do macroefeito;
- 2) ao que parece, o grão do rebolo perde microefeito, e também ocorre empastamento do rebolo ao longo do tempo (a observação visual do rebolo, embora não seja totalmente confiável, pareceu corroborar com esta afirmação), o que gerou aumento na vibração e crescimento na rugosidade;
- 3) apesar disso a rugosidade se manteve em valores relativamente baixos (sempre abaixo de $0,60 \mu\text{m}$, mesmo com a tendência crescente).

Esses comportamentos citados 1) a 3) ocorreram em menor escala na maioria dos ensaios realizados. Porém, em alguns dos ensaios, esta tendência de crescimento não ocorreu, como no caso em que a condição era $V_w = 20$ m/min e $f = 0,0055$ mm, em que Ra se manteve praticamente constante ao longo de todo o ensaio. Muito provavelmente nestes casos, por alguma razão que não pôde ser observada, o empastamento do rebolo não ocorreu, possibilitando a estabilidade dos valores de Ra.

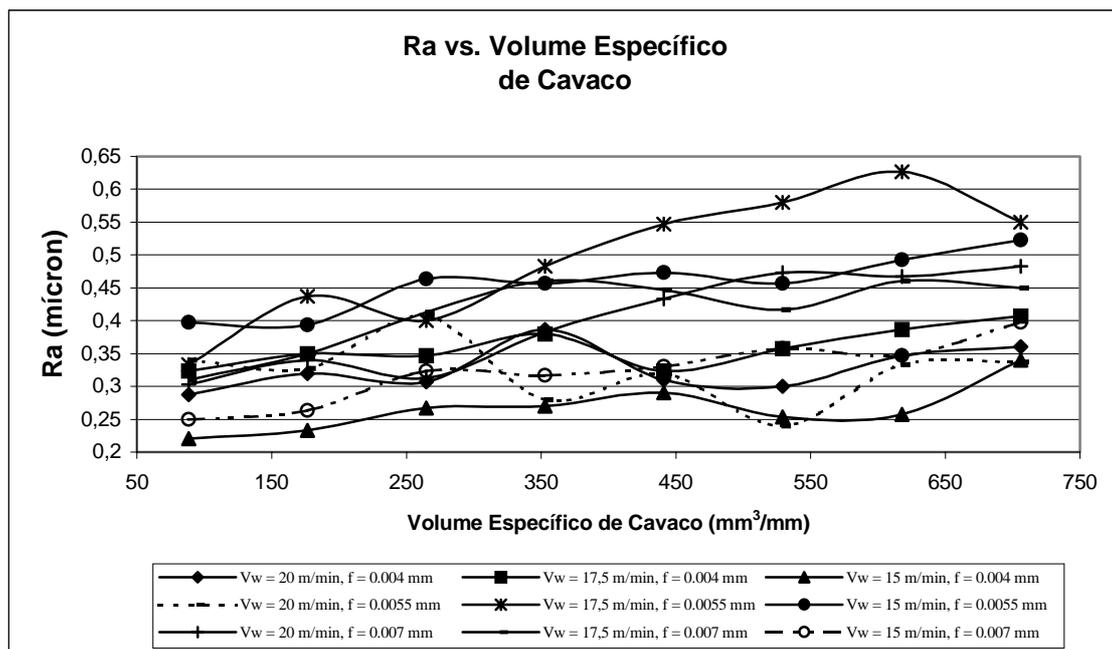


Figura 2 - Rugosidade (μm) versus Volume específico de cavaco (mm^3/mm)

Espessura de Corte Equivalente (h_{eq}) X Rugosidade (Ra)

Quatro condições de usinagem puderam ser agrupadas em 2 pares específicos, já que ambos os pares apresentaram espessuras de corte equivalentes (h_{eq}) muito próximas entre si, podendo-se aceitá-las como que quase idênticos.

O primeiro par com espessuras equivalentes aproximadamente iguais, refere-se às condições $V_w = 20$ m/min, $f = 0,0055$ mm e $V_w = 15$ m/min e $f = 0,0070$ mm, com h_{eq}

aproximadamente igual a $3,9 \times 10^{-5}$ mm (ver figura 3), e o outro par atende às seguintes condições: $V_w = 20$ m/min, $f = 0,004$ mm e $V_w = 15$ m/min e $f = 0,0055$ mm , com h_{eq} aproximadamente igual a $3,0 \times 10^{-5}$ mm (ver figura 4). Dessas duas figuras, depreende-se que:

- apesar das espessuras de corte equivalentes serem praticamente iguais em ambos os pares de condições, a rugosidade não apresentou valores semelhantes em nenhum dos dois casos. Na figura 3, vê-se que os valores iniciais e as tendências das duas curvas foram distintas, havendo uma dispersão muito grande dos valores. Na figura 4, a ordem de grandeza da diferença entre os valores médios das duas curvas é relativamente alta, confirmando o que foi afirmado acima;

- Isto contraria a literatura que afirma que, dado um determinado valor de h_{eq} , a rugosidade se mantém constante, independentemente dos valores dos parâmetros que o formam (f , V_w e V_s);

- A comparação entre as figuras 3 e 4 mostra que os valores de R_a estão em uma mesma faixa (entre 0,25 e 0,5 μ m), não importando a espessura equivalente utilizada. Isto demonstra que, para esta faixa, h_{eq} não influencia a rugosidade.

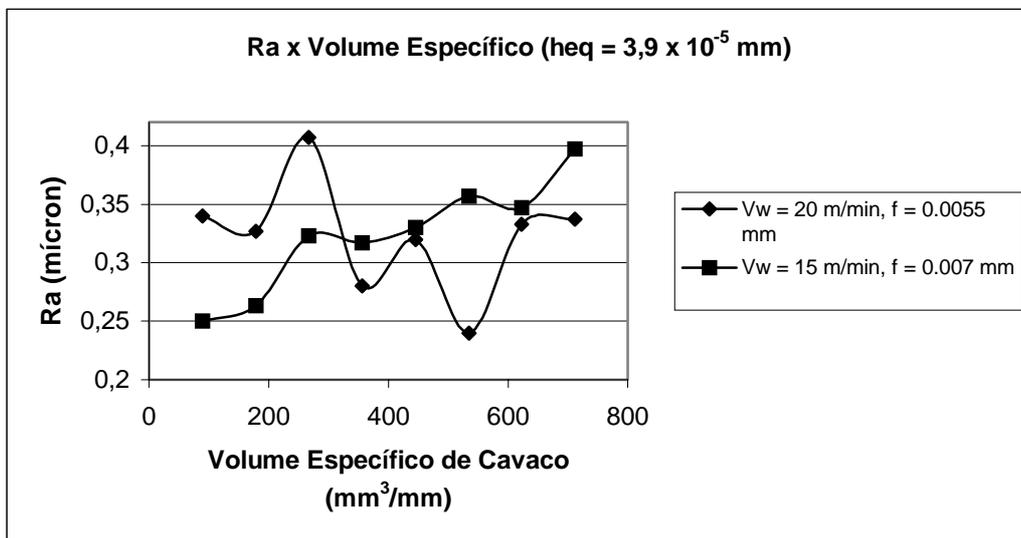


Figura 3 – Ra versus Volume de Cavaco (espessuras de corte semelhantes)

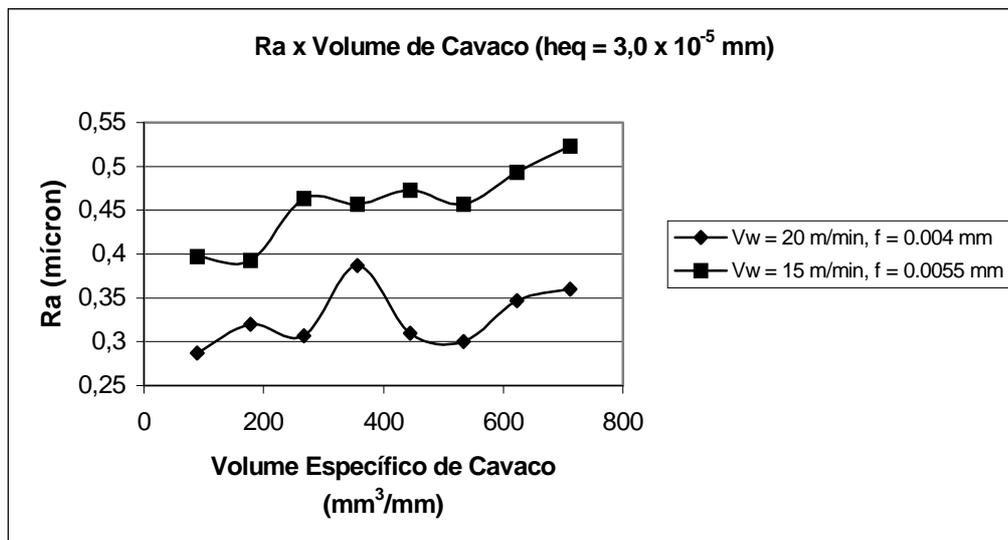


Figura 4 – Ra versus Volume de Cavaco (espessuras de corte semelhantes)

Ensaio de Repetição (Segunda Etapa Experimental)

A figura 5 mostra a rugosidade (Ra) para uma das condições de ensaio repetidos em função do volume específico de cavaco removido e mostra que a repetitibilidade em processos de retificação cilíndrica de mergulho é muito difícil de ser obtida. Pode-se verificar, no entanto, que todas as curvas apresentaram tendências similares de crescimento de Ra com o volume específico de cavaco removido, apesar de estarem com níveis de Ra diferentes.

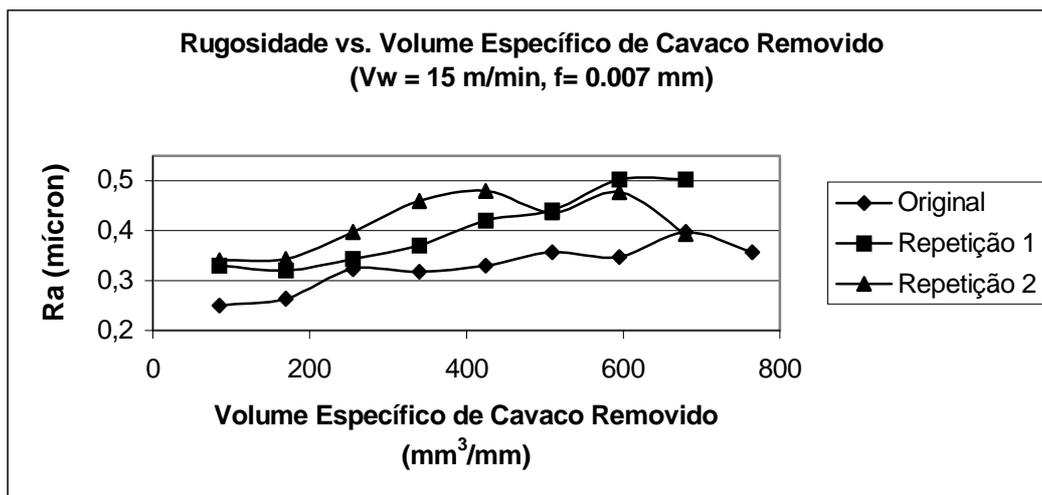


Figura 5 – Rugosidade x Volume Específico de Cavaco (ensaios de repetição)

Conclusões

A partir do que foi visto, algumas conclusões se destacam e podem ser extraídas para as condições testadas neste trabalho:

- Houve leve tendência de crescimento da rugosidade com a evolução do tempo total de corte para a maioria das condições de usinagem testadas, causada pela perda da afiação dos grãos do rebolo;
- No entanto, em algumas condições, a rugosidade não cresceu com o volume de cavaco removido, apresentando um comportamento aleatório. Isso condiz com a conclusão de alguns autores e reforça a idéia de que a retificação é um processo difícil de ser controlado;
- Não houve relação direta entre rugosidade e velocidade da peça e nem entre rugosidade e avanço. Velocidades e avanços mais elevados não corresponderam necessariamente a maiores valores de rugosidade. Nenhum padrão de comportamento nítido foi observado;
- Não foram observados valores semelhantes de rugosidade para condições de usinagem com espessuras de corte equivalentes (h_{eq}) iguais em nenhuma vez. Isso contraria a literatura, que afirma que nesses casos, os valores de rugosidade deveriam ser iguais;
- A rugosidade foi definida na fase de faiscamento, quando se processa a recuperação total das deformações elásticas do sistema. Dessa forma, a rugosidade independe totalmente das condições de usinagem, pois o é feito sem as mesmas condições de usinagem do restante do ciclo.

Agradecimentos

Os autores deste trabalho prestam seus mais sinceros agradecimentos à FAPESP, pelo seu suporte financeiro, que possibilitou a consecução dos objetivos propostos.

Referências Bibliográficas

BIANCHI, Eduardo Carlos, 1990, “Ação das Condições de Dressagem na Vida de Rebolos na Retificação de Precisão”, São Carlos: EESC, Universidade de São Paulo, Dissertação de Mestrado.

HASSUI, Amauri, 1997, “Comparação sobre a Utilização de Diferentes Sensores no Monitoramento do Processo de Retificação”, UNICAMP, Campinas (S.P.), Dissertação de Mestrado, , 103 pp.

MALKIN, Sergei, 1989, “Grinding Technology Theory and Applications of Machining with Abrasives”, Chichester: Ellis Horwood Limited, 275 pp.

SHAW, Milton C., 1996, “Principles of Abrasive Processing”, Clarendon Press Oxford, N.Y., USA.

VIEIRA JR., Mílton, 1992, “Metodologia para Determinação das Condições de Usinagem e de Operação no Processo de Retificação”, Dissertação de mestrado, EESC, Universidade de São Paulo.

INFLUÊNCIA DO ÂNGULO DE POSIÇÃO SECUNDÁRIO E DA APLICAÇÃO DE UM PEQUENO VOLUME DE FLUIDO NO ACABAMENTO DE SUPERFÍCIES USINADAS EM PRESENÇA DE ARESTA POSTIÇA DE CORTE

Alexandre Martins Reis

Bergson Merchiorato Ferreira Maia

Márcio Bacci da Silva

UFU – Universidade Federal de Uberlândia

Faculdade de Engenharia Mecânica

Campus Santa Mônica

CEP: 38400-902 Uberlândia, MG, Brasil

E-mail: amreis@mecanica.ufu.br

Resumo

Este trabalho analisa a influência do ângulo de posição secundário da ferramenta (χ') sobre o acabamento de peças de aço ABNT 1045, torneadas em condições de APC (aresta postiça de corte). Utilizou-se ferramentas de aço rápido com cunhas cortantes de mesma geometria, variando-se apenas o χ' . A medida do Ra das superfícies usinadas a seco praticamente não variou com o χ' . O Ra teórico foi menor que o medido para valores de χ' menores que 15° , e o contrário para χ' maiores. Analisou-se também o efeito conjunto do χ' e da aplicação de fluido por gotejamento (vazão = 12ml/min), no acabamento. O fluido, gotejado sobre a peça próxima à ponta da ferramenta, diminui o Ra principalmente para χ' pequenos. A forma de aplicação e o pequeno volume de fluido sugerem um mecanismo de lubrificação onde o fluido melhora o acabamento sem penetrar na interface cavaco-ferramenta e eliminar a APC.

Palavras-chave: Acabamento de Superfícies Usinadas, Ângulo de Posição Secundário, Aresta Postiça de Corte, Fluido de corte.

1. INTRODUÇÃO

O estudo do acabamento das superfícies de peças usinadas é muito importante, pois este afeta as condições de funcionamento e a confiabilidade dos componentes mecânicos. O acabamento da superfície usinada é composto de quatro elementos (Machado et al, 1993): rugosidade, ondulações, marcas de avanço, falhas. Estes quatro elementos podem ser assim definidos :

- Rugosidade : São irregularidades finas resultantes da ação inerente do processo de corte (marcas de avanço), e que são medidas em um pequeno comprimento denominado “cut – off”.
- Ondulações : Consistem de todas irregularidades superficiais cujos espaçamentos são maiores que o “cut – off”.

- Marcas denotando direções das irregularidades : Apontam as direções predominantes das irregularidades superficiais. Elas dependem da orientação da peça e da ferramenta de corte na máquina e da natureza do movimento relativo entre as duas.
- Falhas : São interrupções na topografia típica da superfície de um componente. São não intencionais, inesperadas e indesejáveis.

Entre eles o mais usado na caracterização do acabamento da superfície usinada é a rugosidade, que por sua vez pode ser medida por vários parâmetros, sendo mais comuns os seguintes :

- R_a : É o valor médio aritmético de todos os desvios do perfil de rugosidade da linha média dentro do comprimento de medição “L” (ISO 4287/1, Din4768). Este valor é obtido medindo-se os desvios dos picos e vales em relação a uma linha de centro (Machado et al, 1993), calculado através da equação 1. Esta linha de centro é tal que as áreas abaixo e acima do traço do perfil são iguais.

$$R_a = \frac{1}{L} \int_0^L |Y(x)|.dx \quad (1)$$

- R_{max} : É a distância entre duas linhas paralelas à linha média que tangenciam o perfil no pico mais alto e no vale mais profundo, em um comprimento de amostragem definido.

Os valores teóricos de R_a e R_{max} , no torneamento, podem ser calculados em função da geometria do processo de acordo com as equações 2 e 3 respectivamente. Estes valores são chamados de teóricos porque só levam em consideração a influência geométrica do avanço (f) e do raio de ponta da ferramenta (r)(Shaw, 1986).

$$R_a = \frac{f^2}{18\sqrt{3}r} \quad , \text{ onde: } f = \text{avanço (mm/volta);} \quad (2)$$

$r = \text{raio de ponta (mm).}$

$$R_{max} = \frac{f^2}{8.r} \quad , \text{ onde: } f = \text{avanço (mm/volta);} \quad (3)$$

$r = \text{raio de ponta (mm).}$

Para ferramentas sem raio de ponta (Figura 1) , os valores teóricos de R_a e R_{max} no torneamento, podem ser calculados em função do avanço, do ângulo de posição principal (χ) e do ângulo de posição secundário (χ'), através das equações 4 e 5 (Machado e da Silva, 1993).

$$R_a = \frac{f}{4(\cot\chi + \cot\chi')} \quad (4)$$

$$R_{max} = \frac{f}{(\cot\chi + \cot\chi')} \quad (5)$$

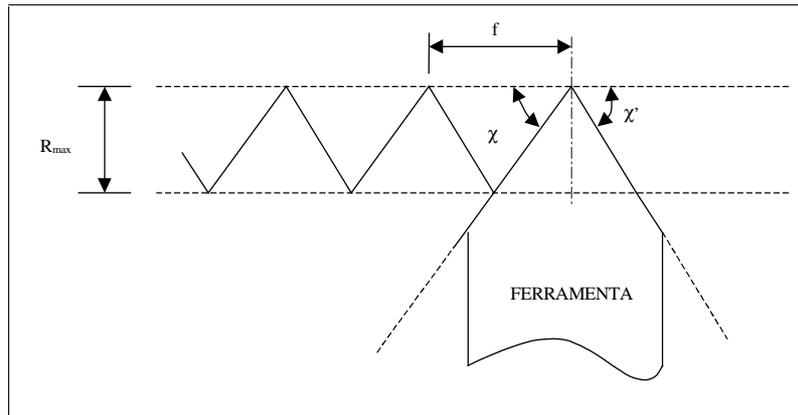


Figura 1 - Ferramenta sem raio de ponta.

O tipo de rugosidade produzida pela operação de torneamento, é altamente dependente da geometria da ferramenta de corte, principalmente dos ângulos de posição principal (χ) e secundário (χ').

Quando um bom acabamento da superfície usinada é desejado, a operação de usinagem é normalmente realizada em elevadas velocidades de corte. Isto porque em baixas velocidades de corte ocorre a formação de APC (aresta postiça de corte) que é uma das principais causas da pobre qualidade da superfície nestas condições. Entretanto, ainda existem operações tais como brochamento, rosqueamento e furação de pequenos diâmetros, onde o emprego de velocidades de corte elevadas não é viável.

O melhoramento conhecido do acabamento da superfície usinada, pela aplicação de fluido de corte em baixas velocidades é freqüentemente atribuído ao efeito da lubrificação da superfície de saída da ferramenta que previne a formação da APC. Entretanto testes realizados por da Silva (1998) mostraram que a lubrificação não tem efeito sobre o tamanho e a forma da APC, mesmo assim influencia o acabamento da superfície usinada.

Assim, este trabalho tem dois objetivos principais: 1) Verificar a influência do χ' sobre o acabamento das superfícies de peças de aço ABNT 1045, torneadas em condições de APC ($V_c = 28$ m/min); 2) Analisar o efeito conjunto do χ' e da aplicação de fluido por gotejamento (vazão = 12ml/min), sobre o acabamento da superfície usinada.

2. PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

Neste trabalho, usando-se um torno IMOR Max XI – II – 520, foram realizados testes de torneamento em barras de aço ABNT 1045, com dimensões iniciais $\phi = 100$ mm e $L=350$ mm e com a seguinte composição química (% em massa) : 0,48% C; 0,24% Si; 0,70% Mn; 0,10% Cr; 0,07% Ni; 0,02% Mo; 0,04% Cu; 0,027% Al; 0,024% P; 0,020% S .

Para verificar o efeito do ângulo de posição secundário, sobre o acabamento da superfície usinada, foram utilizadas ferramentas de aço rápido cujas cunhas cortantes possuíam a mesma geometria ($\alpha = 5^\circ$, $\gamma = 5^\circ$, $\lambda = 0$, $\chi = 45^\circ$), diferenciando-se apenas pelo ângulo de posição secundário ($\chi' = 1^\circ, 2^\circ, 3^\circ, 4^\circ, 5^\circ, 10^\circ, 15^\circ, 20^\circ, 25^\circ, 30^\circ, 35^\circ, 40^\circ, 45^\circ$).

Os testes foram divididos em duas etapas principais : 1) a seco; 2) com fluido de corte em pequeno volume (na posição sobre cabeça).

Na segunda etapa, o fluido utilizado foi um óleo mineral integral com aditivos de extrema pressão, recomendado para uma ampla faixa de operação, de condições de corte leves a pesadas nos processos de torneamento, fresamento e furação, apresentando boas propriedades

lubrificantes e anticorrosivas. Este fluido foi gotejado, com uma vazão de 12 ml/min, sobre a peça visando molhar a superfície usinada próximo à ponta da ferramenta.

As condições de corte utilizadas foram as seguintes : $V_C = 28\text{m/min}$; $a_p = 2\text{mm}$; $f = 0,095, 0,116, 0,141\text{ mm}$. Para cada ferramenta foram feitos testes com cada avanço, usinando um comprimento de 15mm sobre a peça.

Após os testes, o parâmetro Ra das superfícies usinadas foram medidos, na direção perpendicular as marcas de avanço, com um rugosímetro portátil Mitutoyo/SurfTest F 211. Foram tomadas 4 medidas de rugosidade para cada teste e tirada a média dos valores. Amostras das superfícies usinadas com cada uma das ferramentas ($f = 0,116\text{mm}$) foram analisadas em um Microscópio Eletrônico de Varredura (MEV), Mod. Leo 940 A. Fab. Zeiss.

3. RESULTADOS E DISCUSSÕES

As condições de corte utilizadas neste trabalho favorecem à formação de APC, para todos os testes, de acordo com resultados experimentais encontrados na literatura. No entanto, a presença ou não de APC pode ser verificada por várias maneiras, uma delas é a simples observação da superfície inferior do cavaco (Nakayama et al, 1956)(Sata, 1963).

Analisando a superfície inferior dos cavacos provenientes de todos os testes realizados, inclusive daqueles com fluido de corte, observou-se a presença de riscos paralelos à direção longitudinal do cavaco e de partículas de APC em forma de linhas perpendiculares à direção de corte. Estes resultados já eram esperados devido a baixa velocidade de corte utilizada e a forma de aplicação do fluido (pequena quantidade e com a pressão atmosférica), que não permite a penetração do mesmo na interface cavaco-ferramenta e conseqüentemente a eliminação da APC.

Observando o gráfico da rugosidade média (Ra) em função do χ' , para os três avanços usados nos testes à seco (Figura 2 a), nota-se que a rugosidade aumenta com o aumento do avanço, como era de se esperar pela equação teórica (equação 4). Nesta mesma figura, nota-se também que a rugosidade tem uma tendência muito leve a diminuir com a redução do χ' . Esse resultado foi de uma certa forma surpreendente, pois esperava-se que a rugosidade aumentasse bastante com o aumento do χ' , isso porque valores elevados destes ângulos levam a um aumento na profundidade dos vales, aumentando por conseqüência a rugosidade média (Ra).

A Figura 2 b) mostra os valores teóricos da rugosidade média (Ra) em função do χ' , comparados com os valores práticos medidos nos testes à seco com avanço $f = 0,116\text{mm/volta}$ (vale ressaltar que gráficos semelhantes foram obtidos com os demais avanços). Nesta figura observamos que para valores de χ' menores que 15° , a rugosidade teórica foi menor que a rugosidade medida, para valores de χ' maiores que 15° ocorreu o contrário. Este resultado pode estar relacionado com a geometria das marcas de avanço e com a disposição de partículas aderidas à superfície usinada. As Figura 3 a) e 3 b) mostram um esquema da geometria da superfície usinada por ferramentas com χ' grande e pequeno, respectivamente, procurando ressaltar as marcas de avanço e partículas aderidas à superfície. Este esquema sugere que para χ' grande, partículas aderidas à superfície da peça, “camuflam” a profundidade real dos vales, fazendo com que a leitura do rugosímetro indique valores de Ra menores que o teórico. Para χ' pequeno, estas partículas agem de forma oposta e a leitura do rugosímetro indica valores de Ra maiores que o teórico.

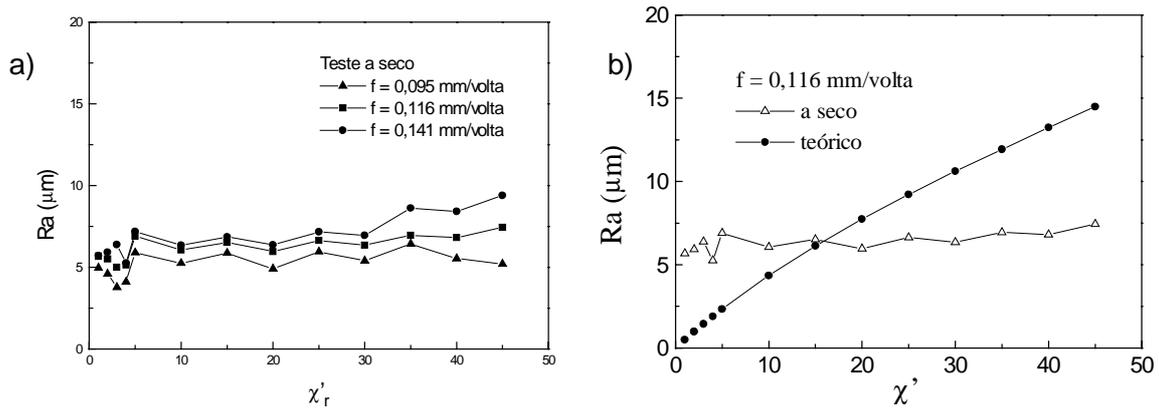


Figura 2 – a) Rugosidade média (Ra) em função do χ' , para os três avanços, nos testes à seco; b) Valores teóricos de Ra em função do χ' , comparados com os valores práticos medidos nos testes à seco com avanço $f = 0,116$ mm/volta.

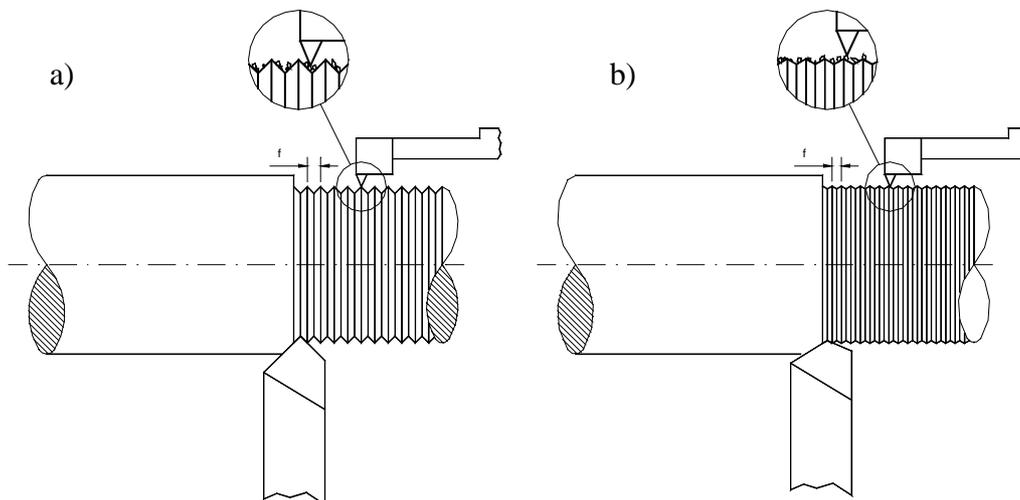


Figura 3 – Esquema da geometria da superfície usinada por ferramentas com χ' : a) grande e b) pequeno.

Quando se usou pequenas quantidades de fluido de corte (vazão = 12 ml/min), gotejado sobre a peça, de tal forma que a superfície usinada fosse molhada, obteve-se alguns resultados interessantes. A Figura 4 mostra o gráfico comparativo de Ra em função de χ' , para as condições de usinagem à seco e com fluido de corte. Neste gráfico pode-se perceber que o uso do fluido de corte, de uma maneira geral, melhorou o acabamento da superfície usinada em termos do Ra. Porém, esta melhora se deu de maneira mais acentuada para valores de χ' pequenos ($\chi' = 1^\circ, 2^\circ, 3^\circ, 4^\circ$).

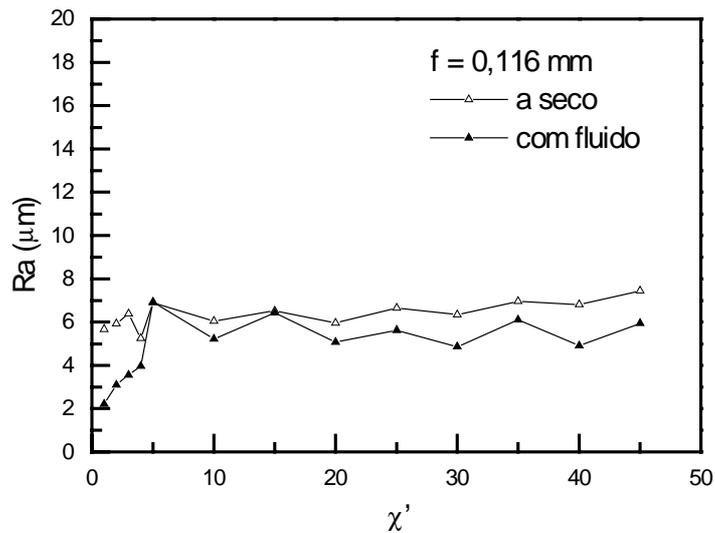


Figura 4 - Gráfico comparativo de Ra em função de χ' , para usinagem à seco e com fluido, $f=0,116$ mm.

Amostras retiradas das superfícies usinadas foram analisadas no MEV, na tentativa de identificar possíveis diferenças entre elas. Em todas as amostras analisadas, foram encontradas algumas das características das superfícies usinadas listadas por Field et al (1971), tais como deformações plásticas, trincas, sulcos, lascas, e também as marcas de avanço. A Figura 5a) mostra uma foto (tirada no MEV, com uma ampliação de 200X), da superfície da amostra usinada por uma ferramenta com $\chi' = 45^\circ$, na condição a seco. Nesta figura, nota-se que as marcas de avanço são bem visíveis sobre a superfície, mas em alguns pontos elas são cobertas por partículas que parecem ter sido depositadas sobre a superfície recém usinada da peça. Isso porque estas partículas apresentam sob elas, riscos paralelos as marcas de avanço, sugerindo que a ferramenta em um passo subsequente à formação da superfície usinada, tenha comprimido estas partículas sobre a superfície. Tais partículas, que serão chamadas aqui de partículas T, também foram visualizadas por Da Silva (1998), que as identificou como sendo partículas de APC. Este autor sugere que a APC se deforma na direção da aresta de corte, aderindo à superfície usinada da peça, após esta ser formada. Ao se desprenderem do corpo da APC, as partículas T caem entre a aresta de corte secundária da ferramenta e a superfície da peça em usinagem secundária, sendo comprimidas pela ponta da ferramenta contra esta última. Assim as partículas T são atritadas contra a superfície recém usinada da peça e se aderem periodicamente à ela na direção perpendicular à direção de corte. Desta forma tais partículas contribuem para modificar a geometria da superfície.

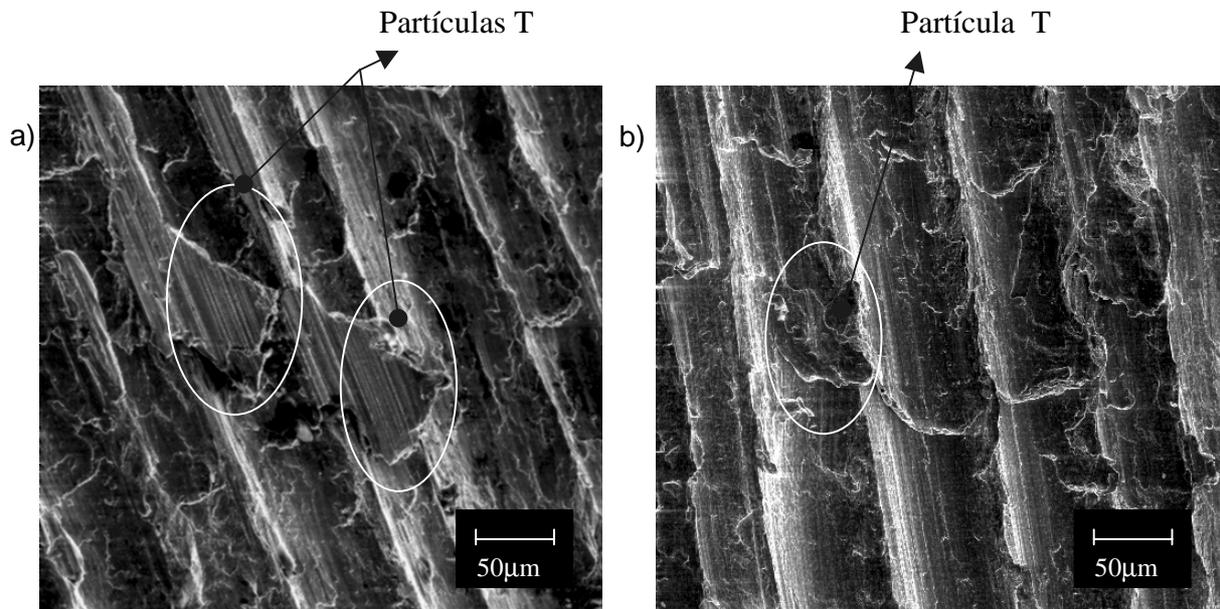


Figura 5 – Superfícies usinadas à seco (ampliação 200X) por ferramentas: a) $\chi' = 45^\circ$, b) $\chi' = 1^\circ$.

As partículas T foram observadas em todas as superfícies usinadas a seco, independentemente, do χ' da ferramenta de corte utilizada. Cabe ressaltar porém que estas partículas apresentaram larguras menores nas amostras usinadas com ferramentas onde o χ' é grande ($\chi' = 10^\circ, 15^\circ, 20^\circ, 25^\circ, 30^\circ, 35^\circ, 40^\circ, 45^\circ$). Já nas amostras usinadas por ferramentas com o χ' pequeno ($\chi' = 5^\circ, 4^\circ, 3^\circ, 2^\circ, 1^\circ$), as partículas T se confundem com outros tipos de partículas de APC que caem pela superfície principal de folga e são aderidas a peça ao longo da direção de corte. A Figura 5 b) mostra uma foto (tirada no MEV, com uma ampliação de 200X), da superfície da amostra usinada por uma ferramenta com $\chi' = 1^\circ$, na condição a seco. Comparando-se a Figura 6 a), que mostra a foto (tirada no MEV, com uma ampliação igual a 200X) da superfície usinada por uma ferramenta com $\chi' = 1^\circ$, usando uma pequena quantidade de fluido de corte, com a figura 5 b), percebe-se que as partículas T de APC aderidas sobre a superfície usinada desapareceram, quando se usou fluido de corte. Apesar da Figura 6 a) não mostrar nenhuma partícula T, na análise de outras regiões desta mesma superfície, consegue-se identificar uma pequena quantidade de partículas T aderidas. Este fato pode ter ocorrido devido ao efeito conjunto do fluido de corte, que diminui a aderência das partículas T sobre a superfície formada, com χ' pequeno, que permite o “raspamento” da superfície, retirando desta forma as partículas T aderidas sobre ela. Isto explica de uma certa forma a redução do Ra das superfícies usinadas por ferramentas com χ' pequeno. Por outro lado, comparando-se a foto da superfície usinada por uma ferramenta com $\chi' = 45^\circ$, usando fluido de corte, mostrada na Figura 6 b), com a foto mostrada na Figura 5 a), nota-se que as partículas T, mesmo na usinagem com a aplicação de fluido de corte, ainda estão presentes sobre a superfície da peça em uma quantidade considerável. Nestas condições, o fluido de corte continua atuando, mas como χ' é grande o efeito de “raspamento” diminui bastante. Esta ação solitária do fluido não foi suficiente para diminuir de maneira satisfatória a quantidade de partículas T aderidas sobre a superfície da peça. Isto explica porque o Ra variou muito pouco com a aplicação do fluido nos testes com χ' grande.

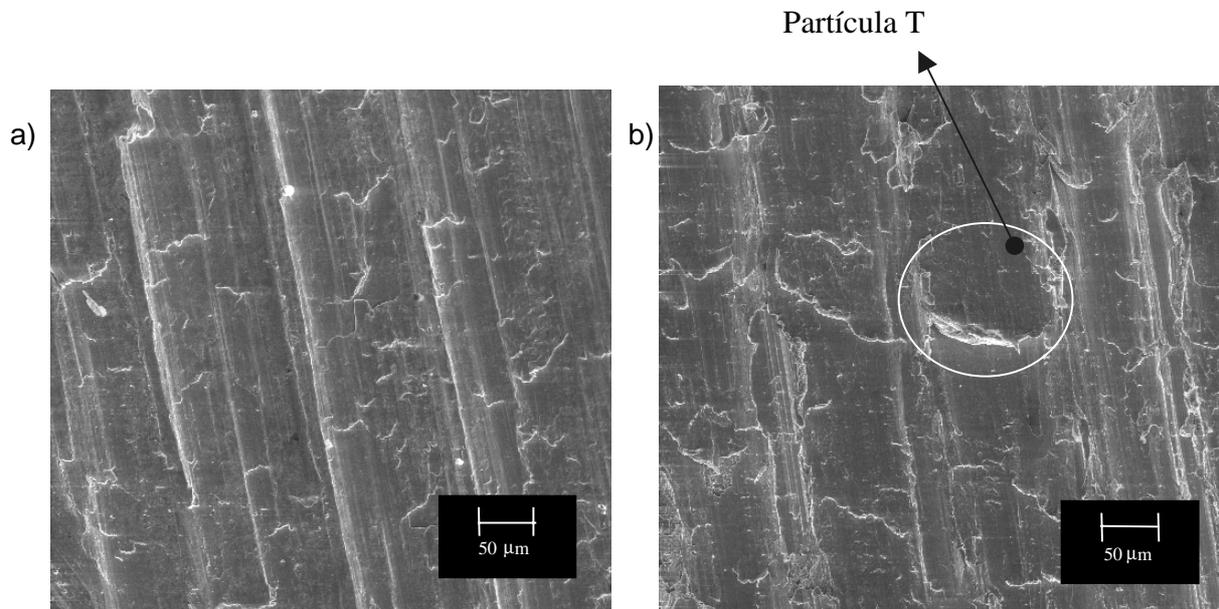


Figura 6 – Amostra usinada com fluido (ampliação 200X) por ferramentas: a) $\chi' = 1^\circ$, b) $\chi' = 5^\circ$.

4. CONCLUSÕES

Os testes realizados permitiram que se chega-se às seguintes conclusões :

- A rugosidade medida praticamente não variou com o χ' , nos testes realizados a seco. Este resultado contraria a teoria, pois segundo esta o Ra deveria aumentar consideravelmente com o aumento do χ' . Desta forma, a medida do parâmetro Ra não se mostrou eficaz na determinação da influência do χ' sobre o acabamento da superfície usinada em condições de APC.
- Para valores de χ' menores que 15° a rugosidade teórica foi menor que a rugosidade medida, e para χ' maiores que 15° ocorreu o contrário. Este fato está relacionado com a geometria das marcas de avanço e com a disposição de partículas de APC aderidas à superfície usinada.
- As análises no MEV das superfícies usinadas, permitiram identificar, além das características típicas das superfícies usinadas (lascas, trincas, rebarbas, fluxo lateral de material da peça, e partículas de APC aderidas à superfície da peça na direção de corte), partículas de APC aderidas sobre a peça na direção perpendicular a direção de corte e que alteram o perfil de rugosidade da superfície usinada nesta direção e são denominadas neste trabalho de partículas T .
- O uso do fluido de corte, gotejado sobre a peça, melhora o acabamento da superfície usinada em termos de Ra, pela lubrificação da superfície recém usinada diminuindo a aderência de partículas T sobre esta superfície. Esta melhora se dá de maneira muito mais acentuada para valores pequenos de χ' .

Referências Bibliográficas

Machado, A. R., Da Silva, M. B., 1993, “Usinagem dos Metais”, Apostila, DEEME – UFU, 174p.

Shaw, M. C., 1986, “Metal Cutting Principles”, Oxford University Press, New York, .

Da Silva, M. B., 1998, “Lubrication in Metal Cutting Under Built-Up Edge Conditions”, PhD Thesis, University of WarWick, England, UK, 235p.

Sata, T., 1963, “ Surface Finish in metal cutting”, Annals CIRP, Vol 12, pp.190-197.

Field, M., kahles, J. F., 1971, “Review of Surface Integrity of Machined Components”, Annals of the CIRP, Vol. 20/2, pp. 153 – 163.

DETERMINAÇÃO DA EQUAÇÃO DE TAYLOR EXPANDIDA ATRAVÉS DAS TÉCNICAS DE ANÁLISE DIMENSIONAL E DE OTIMIZAÇÃO DE ENSAIOS

Sandro Cardoso Santos

Júlio César Giubilei Milan

Márcio Bacci da Silva

Universidade Federal de Uberlândia, Faculdade de Engenharia Mecânica, 38400-000, Uberlândia, Minas Gerais, Brasil. E-mail: scsantos@mecanica.ufu.br

Resumo

Este trabalho tem como objetivo apresentar os resultados da equação de Taylor expandida, obtidas para o estudo da usinabilidade de um aço para fabricação de moldes. Uma das amostras do aço foi tratada com cálcio, com o objetivo de ter sua usinabilidade melhorada, enquanto a outra foi obtida através de tratamento convencional. As amostras tiveram a equação de Taylor expandida, para o fresamento de topo, obtidas através das técnicas de análise dimensional e de otimização de ensaios. Ambas as técnicas apresentaram resultados com desvios significativos para a predição do fim da vida das ferramentas. Como indicadores da usinabilidade, as equações obtidas apresentaram resultados satisfatórios.

Palavras chave: Equação de Taylor, usinabilidade

1. Introdução

A evolução do desgaste da ferramenta é responsável por alterações nas características do corte, tais como aumento do nível de vibração, aumento da força de usinagem, piora no acabamento superficial, perda do controle dimensional das peças produzidas e aumento da temperatura na interface cavaco-ferramenta. Quando as alterações provocadas pelo desgaste se tornam críticas, diz-se que a ferramenta de corte atingiu o fim de vida. Desta forma a vida de uma ferramenta de corte pode ser definida como o período durante o qual o seu desempenho segue critérios previamente estabelecidos, conhecidos como critérios de fim de vida. Os critérios de fim de vida são fixados com base na alteração de uma ou mais das características citadas anteriormente.

A vida da ferramenta pode ser expressa através da curva de vida, que representam a vida da ferramenta em função da velocidade de corte, conhecida como equação de Taylor. Estas curvas são fundamentais no estudo das condições econômicas de corte. Uma análise mais completa relaciona a vida da ferramenta com os demais parâmetros de corte, resultando na chamada equação de Taylor expandida (Machado et al., 1998).

A equação de Taylor expandida é um dos mais eficientes indicadores da usinabilidade de um material, por estabelecer uma relação entre a vida da ferramenta, os parâmetros de usinagem e o critério de fim de vida adotado. A equação de Taylor expandida pode ser representada na forma:

$$T = k \cdot v_c^{x1} \cdot f_z^{x2} \cdot a_p^{x3} \cdot VB_B^{x4} \quad (1)$$

Onde:

T = vida da ferramenta

k = constante

v_c = velocidade de corte
 f_z = avanço por dente
 a_p = profundidade de corte
 VB_B = desgaste de flanco médio

De modo geral, os trabalhos que têm por objetivo estudar a usinabilidade de materiais o fazem através da determinação da equação de Taylor expandida (Lourenço, 1996; Milan, 1999).

Uma dificuldade encontrada para o equacionamento da vida da ferramenta é o fato de envolver a medida do desgaste, que apresenta caráter sistêmico, de modo que o relacionamento de todas as variáveis que influenciam o fenômeno é uma tarefa de difícil realização. Como a equação de Taylor expandida não envolve todos os parâmetros que afetam o desgaste, é natural que os resultados indicados apresentem desvios em relação aos reais. Este fato tem justificado a realização de trabalhos cujo objetivo é desenvolver recursos computacionais que permitam a obtenção da equação de Taylor expandida através da realização de um número mínimo de ensaios (dos Santos, 1996).

Este trabalho tem por objetivo apresentar a equação de Taylor expandida obtida através de duas técnicas distintas: a análise dimensional e um programa computacional desenvolvido especificamente para este fim (dos Santos 1996).

O programa computacional otimiza os ensaios experimentais, de modo que sejam realizados um número mínimo de experimentos. A princípio são fornecidos ao programa as faixas de velocidade de corte, avanço e profundidade de corte, admissíveis para o par ferramenta-peça. Com base nestes valores, o programa fornece quatro condições de corte. Para cada condição, deve-se criar uma matriz cujas colunas correspondem às condições de corte e ao valor do desgaste, medido ao longo da vida das ferramentas. A partir dos dados obtidos com as quatro primeiras condições, o programa calcula os coeficientes da equação de Taylor expandida, o erro correspondente e fornece uma nova condição de corte. Alimenta-se o programa com a matriz obtida a partir desta nova condição e um novo valor do erro. O programa continua fornecendo novas condições de corte até que o erro obtido convirja para um valor, o procedimento é então encerrado. Este método de cálculo dos coeficientes da equação de Taylor expandida apresenta como aspecto positivo o grande número de valores utilizados nos cálculos, de modo que os resultados tendem a se tornar mais confiáveis. Outro ponto positivo do método é que os procedimentos são encerrados após a convergência do valor do erro, ou seja, há a garantia de que novos experimentos realizados a partir daí não reduzirão o erro. Um ponto negativo é o fato de que o método não permite o planejamento prévio dos experimentos, pois o número de testes a serem realizados é, a princípio, desconhecido.

A análise dimensional é uma técnica que, aplicada ao estudo de um experimento, permite a sistematização da coleta de dados e a redução do número de variáveis para o equacionamento de um fenômeno físico. A análise dimensional é fundamentada no teorema de Buckingham (Murphy, 1984; Carneiro, 1996) que diz que “se uma operação envolvendo k variáveis é completa, então esta equação pode ser reduzida a $k - m$ números independentes adimensionais, onde m é o número de variáveis primárias”. A aplicação do teorema de Buckingham além de reduzir o número de variáveis envolvidas permite a verificação da influência isolada de cada uma das variáveis no fenômeno físico, através das chamadas equações componentes, que combinadas formam a equação descritiva do fenômeno. A técnica tem como aspecto positivo o fato de os testes poderem ser planejados previamente e o menor número de dados necessários para o cálculo. O aspecto negativo da técnica é que os resultados podem apresentar grandes erros devido ao fato de serem utilizados um número menor de pontos para a determinação dos coeficientes da equação.

2. Procedimentos Experimentais

2.1 Materiais utilizados

Foram utilizados dois tipos de aço para matrizes, VP20 e VP20 UF, cuja composição química é apresentada na tabela 1. Os dois materiais apresentam a mesma composição química e faixa de dureza, diferenciando-se entre si apenas pelo tratamento ao cálcio, pelo qual o VP20 UF foi submetido com o objetivo de melhorar a sua usinabilidade.

Tabela 1 -Composição química dos aços

Elem. químico	C	Mn	Cr	Mo	Ni
Teor (%)	0,36	1,30	1,80	0,20	1,00

2.2 Peça

A preparação do material consistiu em cortar os blocos nas dimensões mostradas na figura 1. Em seguida o material foi colocados na mesa de trabalho da máquina, onde suas superfícies, inferior e superior, foram aplainadas através de fresamento frontal, com o objetivo de garantir a planicidade e o paralelismo destas superfícies.

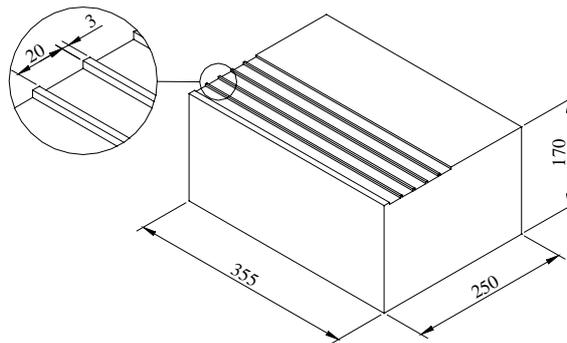


Figura 1. Dimensões dos blocos utilizados nos ensaios

Todos blocos foram utilizados inicialmente nestas dimensões, e os canais foram feitos no sentido da maior dimensão (355 mm). A cada 10 canais, com distância de 3mm entre eles, a superfície do bloco foi aplainada com uma fresa frontal para que não houvesse qualquer tipo de interferência (rebarbas) dos canais anteriormente usinados sobre a superfície da ferramenta.

2.3 Ferramentas

As ferramentas utilizadas nos ensaios de vida no fresamento de topo foram as R215.44-09 02 08M-WH 4030, pastilhas de metal duro com revestimento múltiplo de TiN, TiC e Al₂O₃, classe P25 . A fresa utilizada foi a R215 44 20 BD 09C, fresa de topo de 20 mm de diâmetro com 03 pastilhas intercambiáveis.

2.4 Equipamentos utilizados

Os ensaios para determinação da vida da ferramenta foram realizados em uma Fresadora CNC ROMI INTERACT IV, com 22 cv . (16 KW) de potência. O desgaste foi medido em um microscópio ferramenteiro desenvolvido no LEPU, especificamente para medição de desgaste em ferramentas multicortantes. A figura 2 mostra, de forma esquemática, o equipamento utilizado para a medida do desgaste.

2.5 Metodologia

A metodologia adotada para o desenvolvimento do trabalho consistiu basicamente na medida do desgaste de flanco médio ao longo da vida das ferramentas, em diferentes condições de corte.

As condições de cortes adotadas para a realização dos ensaios foram tomadas dentro das faixas de valores indicadas pelo fabricante da pastilha. A tabela 2 apresenta esses valores.

Tabela 2. Faixa de condições de corte indicada pelo fabricante.

	Mín.	Máx.
V_c (m/min)	120	220
a_p (mm)	1,0	3,0
f_z (mm/dente)	0,075	0,15

Os valores apresentados na tabela 2 alimentaram o programa de otimização de ensaios que forneceu as seguintes condições de corte iniciais:

- 1 - $v_c = 123$ m/min – $f_z = 0,141$ mm/dente
- 2 - $v_c = 196$ m/min – $f_z = 0,098$ mm/dente
- 3 - $v_c = 208$ m/min – $f_z = 0,090$ mm/dente
- 4 - $v_c = 128$ m/min – $f_z = 0,084$ mm/dente

condições de corte adicionais:

- 5 - $v_c = 220$ m/min – $f_z = 0,082$ mm/dente
- 6 - $v_c = 220$ m/min – $f_z = 0,091$ mm/dente
- 7 - $v_c = 220$ m/min – $f_z = 0,093$ mm/dente
- 8 - $v_c = 120$ m/min – $f_z = 0,113$ mm/dente

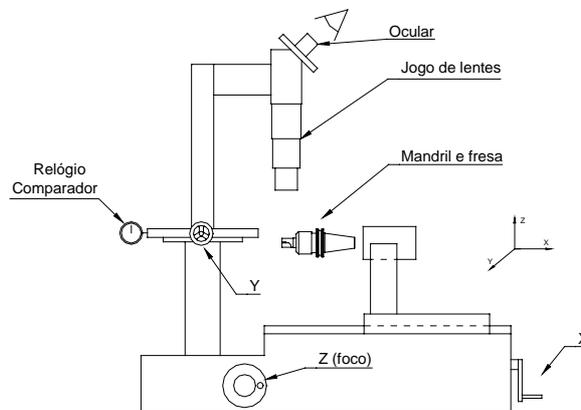


Figura 2. Esquema de funcionamento do microscópio ferramenteiro utilizado na medição do desgaste.

O intervalo de medição do desgaste da ferramenta varia de acordo com a severidade dos testes. O parâmetro utilizado como critério de fim de vida foi o desgaste de flanco médio $VB_B = 0,4$ mm. Assim que apenas uma ou mais pastilhas atingiu este valor ou valor superior o ensaio foi encerrado.

2.6 Determinação dos π -termos

O cálculo dos termos adimensionais (π -termos) utilizados na determinação da equação de Taylor é apresentado a seguir:

A – Levantamento das variáveis que influenciam o fenômeno:

$$\mathbf{T} = \mathbf{f}(\mathbf{v}_c, \mathbf{f}_z, \mathbf{VB}_B), \text{ onde:}$$

T = vida da ferramenta (min)

v_c = velocidade de corte (m/min)

f_z = avanço por dente (mm/dente)

VB_B = desgaste de flanco médio (mm)

Foi verificada a não influência da profundidade de corte no fenômeno (Milan, 1999).

B – Determinação dos π -termos

Análise dimensional

$$[T]^a \cdot [v_c]^b \cdot [f_z]^c \cdot [VB_B]^d = 1 \rightarrow [T]^a \cdot [L \cdot T^{-1}]^b \cdot [L]^c \cdot [L]^d = 1$$

$$k = 4; m = 2 \rightarrow 2 \pi\text{-termos}$$

$$T \rightarrow a - b = 0$$

$$L \rightarrow b + c + d = 0$$

$$\pi_1 : a = 1 \rightarrow b = 1 ; d = 0 \rightarrow c = -1 \rightarrow \pi_1 = T \cdot v_c / f_z$$

$$\pi_2 : a = 0 \rightarrow b = 0 ; c = 1 \rightarrow d = -1 \rightarrow \pi_2 = f_z / VB_B$$

3. Resultados e Discussões

Os gráficos da figura 3 mostram as curvas de regressão obtidas para os π -termos referentes aos dois materiais analisados. As curvas apresentam um comportamento esperado para estudo de fenômenos relacionados com o desgaste. Pode-se verificar que os pontos ocupam uma faixa de valores ao longo da reta de regressão. Este comportamento pode ser explicado pela dificuldade de se determinar a medida exata do desgaste.

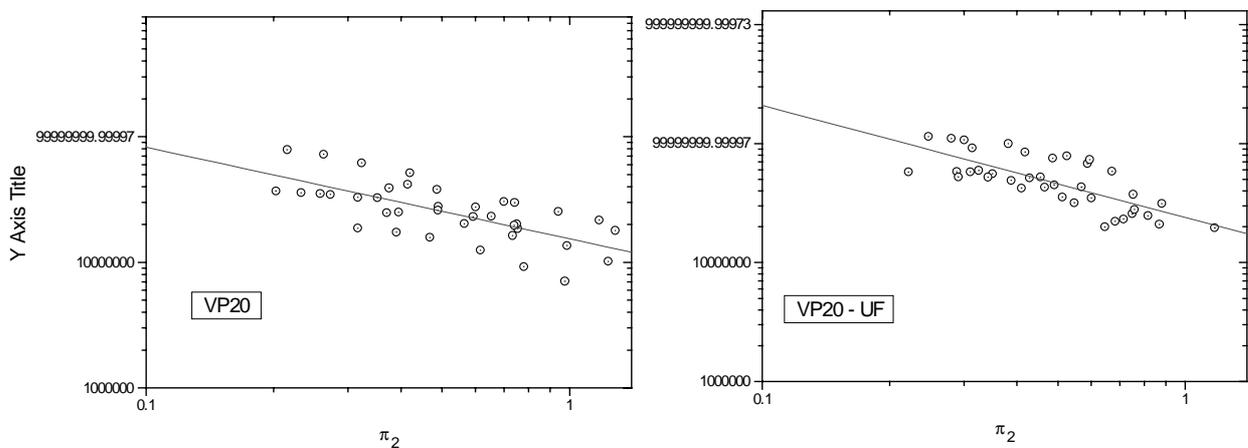


Figura 3. Curva de regressão para os π -termos referentes à vida dos aços VP20 e VP20-UF

As equações referentes à vida das ferramentas, obtidas pela análise dimensional são apresentadas abaixo:

Para o aço VP20:

$$T = 15,374 \cdot 10^6 \cdot v_c^{-1} \cdot f_z^{0,27103} \cdot VB_B^{0,72897} \quad (2)$$

Para o aço VP20-UF

$$T = 23,912 \cdot 10^6 \cdot v_c^{-1} \cdot f_z^{0,05907} \cdot VB_B^{0,94093} \quad (3)$$

As equações fornecidas pelo método de otimização de ensaios são:

Para o aço VP20:

$$T = 6,72 \cdot 10^6 \cdot v_c^{-2,3746} \cdot f_z^{-0,3723} \cdot VB_B^{0,99887} \quad (4)$$

Para o aço VP20-UF

$$T = 3,974 \cdot 10^6 \cdot v_c^{-1,3639} \cdot f_z^{0,7991} \cdot VB_B^{1,8865} \quad (5)$$

Os gráficos das figuras 4 e 5 mostram a comparação entre as curvas de desgaste obtidas a partir das duas técnicas com o valor real medido durante os ensaios.

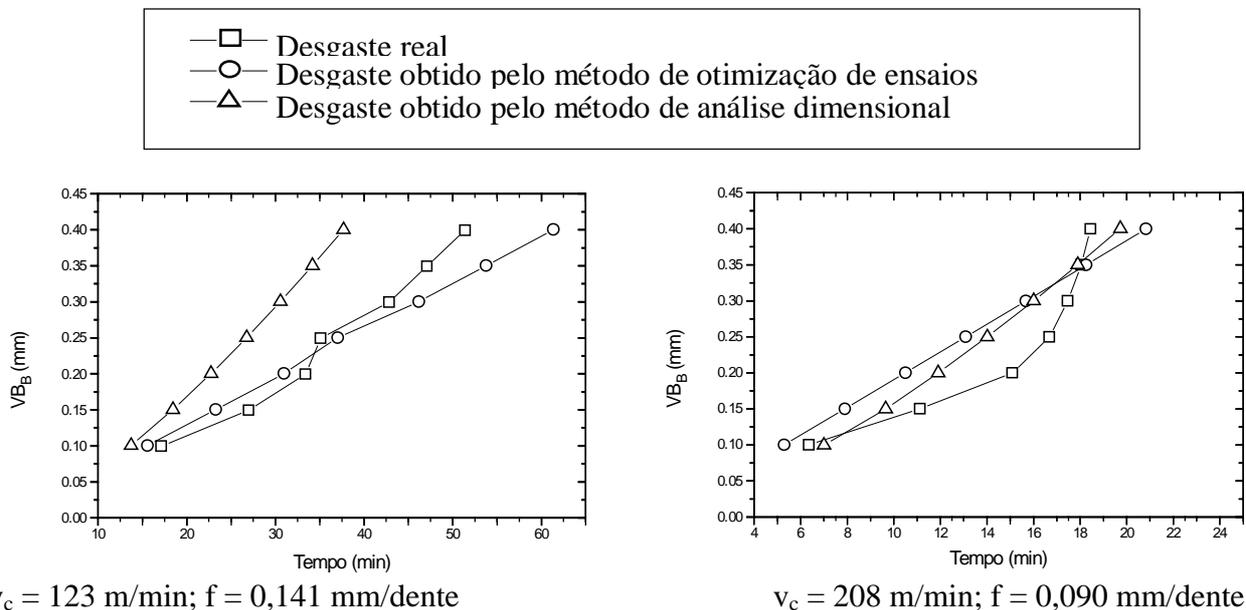


Figura 4. curvas de evolução do desgaste obtidas para o aço VP20

As curvas mostradas nas figuras 4 e 5 mostram que os valores de desgaste calculados apresentam menores desvios em relação aos obtidos experimentalmente no início da vida das ferramentas. Nota-se que os desvios tornam-se maiores com o desenvolvimento do desgaste. Isto ocorre devido ao fato de que à medida que o desgaste torna-se maior, a camada de revestimento é

removida e com isso o substrato da ferramenta passa a entrar em contato direto com a peça. O aumento da taxa de desgaste observado na curva de desgaste real a partir do momento em que a ferramenta atinge um desgaste de aproximadamente 0,2 mm evidencia a perda do revestimento. Pode-se definir então duas regiões distintas, com taxas de desgaste diferentes.

Os resultados obtidos a partir do método de otimização de ensaios foram mais próximos dos valores experimentais para a menor velocidade de corte adotada. Para a velocidade de corte de 208 m/min e avanço de 0,090 mm/dente os resultados obtidos através das duas técnicas apresentaram valores de desvios próximos.

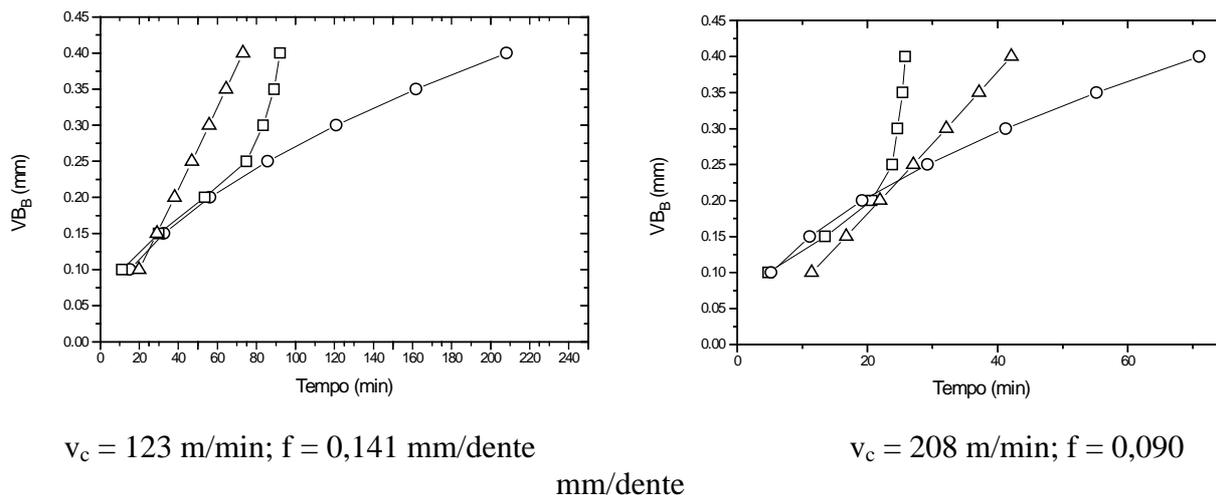


Figura 5. Curvas de evolução do desgaste obtidas para o aço VP20- UF

A figura 6 mostra o aspecto das superfícies de folga desgastadas, obtidas através de um microscópio eletrônico de varredura.

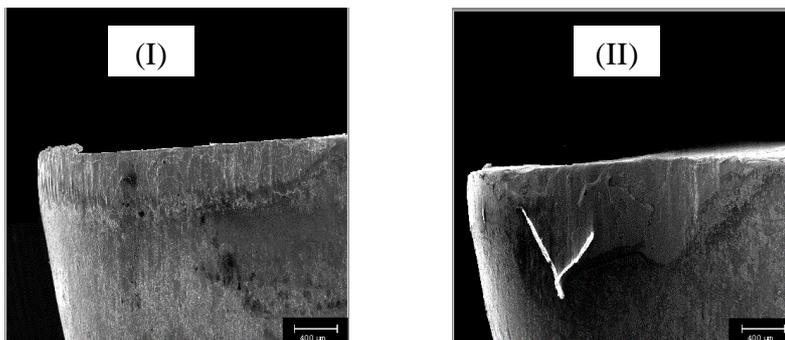


Figura 6. Desgaste de flanco na usinagem do VP20 (I) e VP20-UF (II) ($v_c = 123 \text{ m/min}$, $f_z = 0,141 \text{ mm/dente}$, $a_p = 1,7 \text{ mm}$).

O aspecto irregular da superfície desgastada em ferramentas utilizadas na usinagem de dos dois tipos de aço dificulta o estabelecimento de uma medida exata para o desgaste de flanco médio, o que contribui para que os valores dos erros encontrados no equacionamento sejam elevados. A tabela 3 mostra os valores dos tempos de vida para as ferramentas para os dois materiais usinados, tendo como critério de fim de vida o desgaste de flanco médio de 0,4 mm.

Os valores de vida das ferramentas, para a usinagem de um mesmo material nas mesmas condições de corte apresentam diferenças, por motivos já discutidos. Os resultados encontrados para a usinagem dos diferentes materiais em condições de corte idênticas, mostram que a vida das ferramentas é consideravelmente maior quando se usina o aço VP20-UF, independente do método utilizado para se obter estes valores. Isto qualifica a equação de Taylor expandida como uma ferramenta eficiente no “ranqueamento” da usinabilidade de diferentes materiais, independente da técnica utilizada para a sua obtenção.

Tabela 3. Tempo de vida das ferramentas – critério de fim de vida $VB_B = 0,4$ mm

Material	Condição de corte	Vida da ferramenta (min)		
		Real	Técnica de otimização de ensaios	Técnica de análise dimensional
VP20	$v_c = 123$ m/min, $f_z = 0,141$ mm/dente	51,39	61,37	37,69
	$v_c = 208$ m/min; $f_z = 0,090$ mm/dente	18,45	20,83	19,73
VP20 - UF	$v_c = 123$ m/min $f_z = 0,141$ mm/dente	92,07	208,08	73,12
	$v_c = 208$ m/min $f_z = 0,090$ mm/dente	25,81	70,99	42,11

4. – Conclusões

Com base nos resultados obtidos pode-se concluir que:

- A análise dimensional, apesar de ser uma técnica relativamente simples, permite a estimação da equação de Taylor, sem apresentar erros significativamente maiores que o apresentado pela técnica de otimização de ensaios.
- Valores elevados de erro relativo são verificados para ambas as técnicas analisadas, principalmente em valores elevados de desgaste, que ocorre devido às características próprias do fenômeno, como a remoção da camada de revestimento e geometria irregular do desgaste.
- Os resultados mostram a dificuldade de obter um modelo matemático associado à vida da ferramenta e justificam a tentativa de se obter equações que correspondam melhor aos valores experimentais.
- As equações obtidas não apresentaram bons resultados no que se refere à predição do fim de vida da ferramenta, porém se mostraram eficientes na classificação de usinabilidade dos diferentes materiais.

5. – Referências Bibliográficas

- dos Santos, A. L. B. 1996, “Otimização de Ensaios Utilizados na Determinação dos Coeficientes da Equação de Taylor Expandida”, Dissertação de Mestrado, Universidade Federal de Uberlândia, Uberlândia, MG, Brasil.
- Carneiro, F. L. 1996, “Análise Dimensional e Teoria da Semelhança de Modelos” 2ª edição Ed. UFRJ Rio de Janeiro.
- Lourenço, C. J., 1996, “A Usinabilidade do Aço Inoxidável Austenítico ABNT 304, Dissertação de Mestrado, Universidade Federal de Uberlândia, Uberlândia, MG, Brasil.

- Machado, A. R., da Silva, M. B., 1998, “Usinagem dos Metais” Ed. UFU Uberlândia.
- Milan, J. C. G., 1999 “Usinabilidade de Aços para Matrizes de Injeção de Plásticos”, Dissertação de Mestrado, Universidade Federal de Uberlândia, Uberlândia, MG, Brasil.
- Murphy, G., 1984 “Similitude in Engineering” The Ronald Press Company New York.

SOLDA A LASER EM CHAPAS FINAS DE AÇO BAIXO CARBONO

Luiz Carlos Vicentin

Maria Clara F. Ierardi

Amauri Garcia

Universidade Estadual de Campinas, Departamento de Engenharia de Materiais, CP 6122, 13083-97, Campinas, SP, Brasil. E-mail vicentin@fem.unicamp.br

Resumo

Foi utilizado um laser pulsado de Nd:YAG para a produção de blanks de aço baixo carbono soldados. Os parâmetros de soldagem adotados asseguraram um cordão de solda com penetração total em toda sua extensão. O bico de gás projetado promoveu a eliminação do plasma e a proteção do cordão de solda da oxidação. A relação entre a microdureza da zona fundida / metal base foi de 1,3. O ensaio de embutimento realizado nas chapas soldadas mostrou que houve uma redução de 9,4% na profundidade da calota em relação à chapa sem solda.

Palavras-chave: Solda a laser, Chapas finas, Laser pulsado, Nd:YAG.

INTRODUÇÃO

Muitas propriedades dos materiais dependem das características estruturais dos mesmos como tamanho de grão, microestrutura dendritica, variações de composição, tensões residuais, corrosão e características que determinam o comportamento mecânico em uso. A otimização de todas estas propriedades no volume inteiro de um componente fabricado não é sempre a melhor solução. Técnicas de modificação superficial emergem como uma alternativa para o melhoramento das propriedades superficiais. Nas últimas duas décadas, modificações controladas da microestrutura ou da composição química próxima à superfície foram alcançadas com a utilização do laser (*cladding*, *alloying* e tratamento térmico no estado sólido), etc [Ierardi,1999 – Gadag,1995]. Tais modificações aumentam a vida útil e a confiabilidade dos componentes, além de prevenir a inicialização de trincas na superfície.

A soldagem a laser oferece uma combinação única de alta velocidade e precisão de soldagem e provê uma consistente integridade de soldadura e baixa distorção de calor quando comparada com soldagem convencional. Esta combinação de vantagens é particularmente atraente para a indústria automobilística, até mesmo quando comparada a outras técnicas de soldagem alternativas como solda com feixe de elétrons [Riches, 1993 - Wang, 1194]. A solda a laser é utilizada para a fabricação de componentes automotivos como: transmissão, alternadores, injetores de combustível, filtros de combustível e ar e particularmente a solda a laser de chapas finas de aço baixo carbono (*blanks*) usadas na indústria automobilística. Um *blank* inclui duas ou mais chapas finas de aço com materiais idênticos ou dissimilares, e diferentes espessuras soldadas. As vantagens principais deste processo são: método efetivo de fabricação para alguns componentes do corpo do carro, habilidade para unir materiais de espessuras diferentes, uso de material dissimilar, fusão e zona afetado pelo calor (ZTA)

estreitas, associadas com pequena distorção e o alto grau de automação [Riches, 1993 – Saunders, 1996]. Desvantagens incluem custos elevados relacionados com a preparação da solda e o equipamento de laser.

Com o aumento da potência dos equipamentos de laser de Nd:YAG e com a possibilidade em transmitir o feixe de laser por um cabo de fibra ótica é cada vez mais viável o uso do laser de Nd:YAG na indústria automobilística [Riches, 1993]. A qualidade da solda a laser depende geralmente de uma reunião de exigências, como: geometria de solda, penetração completa e pequena zona afetada pelo calor entre outras. A solda laser envolve vários parâmetros de controle como: potência, velocidade de deslocamento do feixe, desfocagem e proteção do cordão. Estes parâmetros afetarão a profundidade de penetração, forma e estrutura final da zona fundida (ZF), que em troca influenciará nas propriedades mecânicas da solda [Baysore, 1995 - Batahgy, 1997]. O objetivo do trabalho presente é estudar a estampabilidade das chapas finas de aço soldadas com laser usadas pela indústria automobilística.

PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

Materiais

As chapas de aço baixo carbono utilizadas para a confecção dos *blanks*, com composição química descrita na Tabela I, podem ser classificadas como EEP (estampagem extraprofunda, resistente ao envelhecimento) de acordo com a norma NBR5915/1984.

Foram preparados corpos de prova com as chapas de aço com espessura de 1 mm, largura de 40 mm e comprimento de 150 mm, sendo que uma de suas laterais foi usinada para que as mesmas tivessem um bom contato. Este contato proporcionou um *GAP* entre os corpos de prova menor que 0,1 mm, o que não interferiu na qualidade do cordão de solda pela falta de material. Na Figura 1 é visualizado o suporte desenvolvido para a fixação das chapas. O suporte mostrou-se eficiente, pois as chapas soldadas não apresentaram distorções.

Para prevenir a contaminação e eliminação do plasma utilizou-se o gás argônio, com vazão de 20 l/min, através de um bico injetor como se pode observar na Figura 2, mantendo-se assim a qualidade da solda.

Tabela I – Composição química do aço (wt %).

%C	%S	%Mn	%Si	%P
0,08	0,010	0,21	0,13	0,019

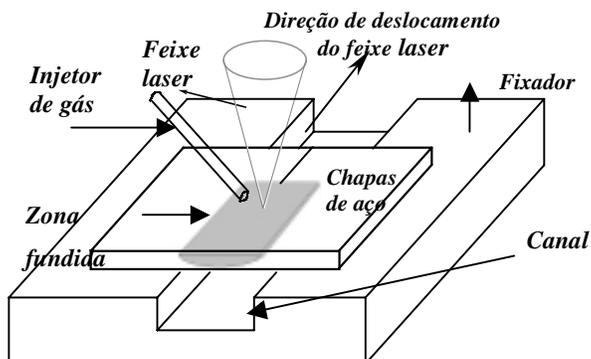


Figura 1 – Suporte de fixação.

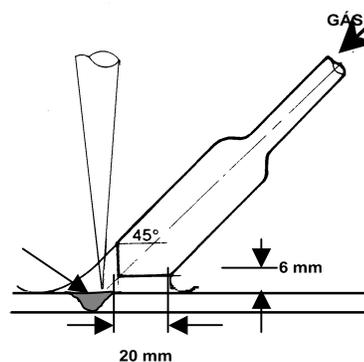


Figura 2 – Bico injetor de gás.

Fonte laser

Um laser pulsado de Nd:YAG com potência média de 300 W, pertencente ao CTM em São Paulo, foi utilizado para a realização deste trabalho. Os parâmetros de operação do laser adotados para a realização dos experimentos estão descritos na Tabela II.

Tabela II - Parâmetros de soldagem.

Intensidade do pulso	14 J
Duração do pulso	3,5 ms
Desfocagem	0 mm
Distância focal da lente	150 mm
Diâmetro do feixe laser	0,6 mm
Velocidade de soldagem	4,8 mm/s
Frequência de pulsação	20 Hz
Sobreposição	80 %

Microscópio óptico e eletrônico de varredura

Depois de soldados os corpos de prova foram submetidos a cortes transversais na direção de soldagem. Foram examinadas as microestruturas da região fundida e ZTA, através do microscópio óptico e microscópio eletrônico de varredura (MEV). A microdureza transversal ao cordão de solda foi analisada através do medidor de microdureza com carga de 20g acoplado ao Microscópio Óptico *Neophot 32*.

Estampabilidade

O ensaio de embutimento consiste em deformar, com um penetrador provido de um extremo esférico, um corpo de prova com lubrificante recomendado pela norma ASTM E 643-84. O corpo de prova é preso a uma matriz e a um anel de fixação, até ocorrer o início da ruptura e neste momento, determina-se a profundidade da calota produzida. Foram realizados seis ensaios para a determinação do índice de embutimento (IE).

RESULTADOS E DISCUSSÕES

A avaliação da qualidade da solda baseou-se na análise de profundidade de penetração total da zona fundida e superfície do cordão de solda. Na Figura 3 é apresentada uma micrografia da secção transversal do cordão de solda obtido com os parâmetros da Tabela II. Pode ser visto que o desenvolvimento do cordão de solda é essencialmente simétrico sobre o eixo do feixe laser. A velocidade de deslocamento do feixe laser pode ser considerada baixa, devido às limitações do equipamento utilizado. A profundidade de penetração diminui nitidamente com variações na intensidade e duração do pulso. Uma redução de cerca de 50% foi observada quando a intensidade do pulso foi diminuída para 10 J e a duração do pulso foi aumentada para 4 ms, como pode ser visto em Figura 4.

Na Figura 5 é observada uma micrografia típica de soldagem a laser. Na Figura 5a, interface metal base / ZTA, visualiza-se claramente os grãos de ferrita alongados na direção da laminação a frio, como também a microestrutura recozida da ZTA, que consiste em grãos de ferrita com carbonetos nos limites de grão. A microestrutura da ZF, mostrada na Figura 5b, é constituída essencialmente de ferrita fina acicular e bainita.

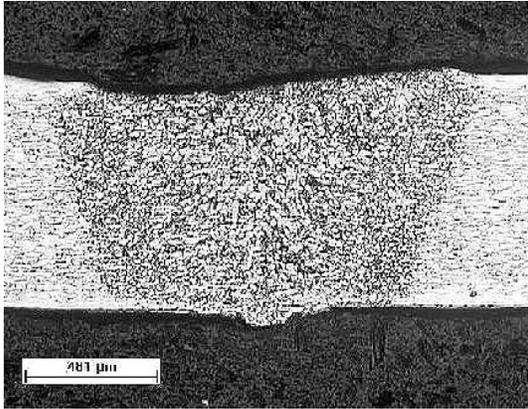


Figura 3 - Micrografia da secção transversal do cordão de solda a laser, parâmetros de soldagem da Tabela II.

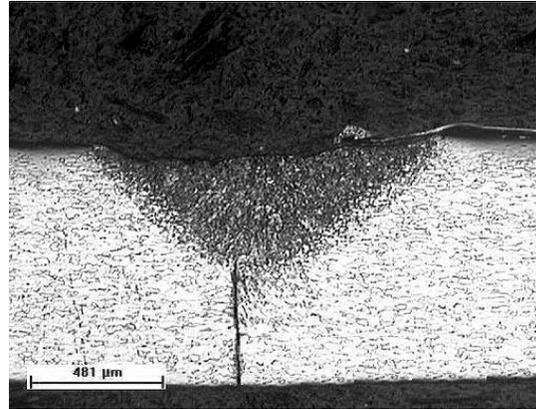
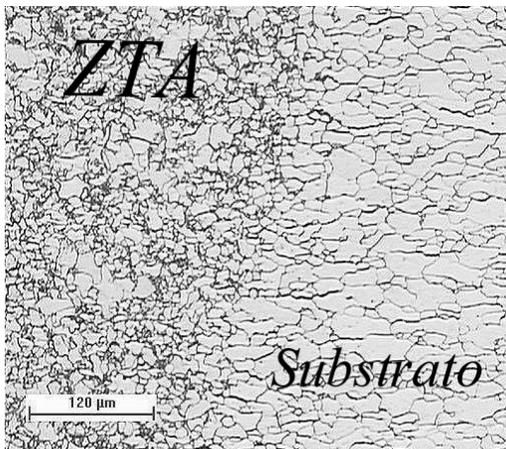
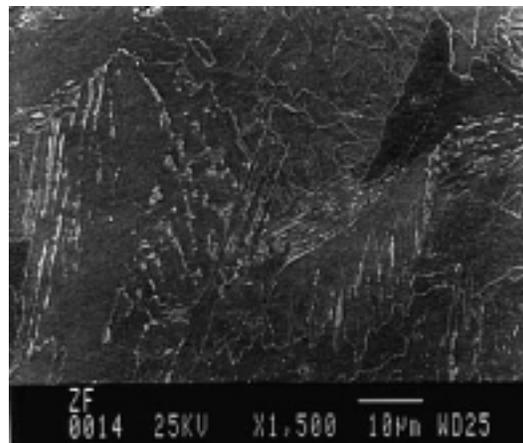


Figura 4 - Micrografia da secção transversal do cordão de solda a laser, parâmetros de soldagem da Tabela II, alterando-se a intensidade (10 J) e duração (4 ms) do pulso.



a)



b)

Figura 5 – Micrografia de solda a laser: (a) material base e zona afetada pelo calor (ZTA) e (b) zona fundida (ZF).

Para caracterizar a largura da zona de solda, a microdureza foi medida ao longo da secção transversal, com resultados típicos apresentados na Figura 6. Os dados informados são a média de quatro resultados individuais. Valores até 30% maiores que a dureza encontrada no substrato (150 - 160 HV) foram medidos na zona de fusão da solda. Medidas de microdureza ao longo de uma linha vertical no centro da zona de fusão indicaram que o valor máximo observado (aproximadamente 200 HV) é essencialmente constante ao longo da solda. A plasticidade das partes soldadas a laser pode ser avaliada pela relação entre zona fundida / metal base e, de acordo com a literatura, uma relação máxima de 2,0 foi estabelecida como aceitável [Baysore, 1995] (no caso presente esta relação é aproximadamente 1,3).

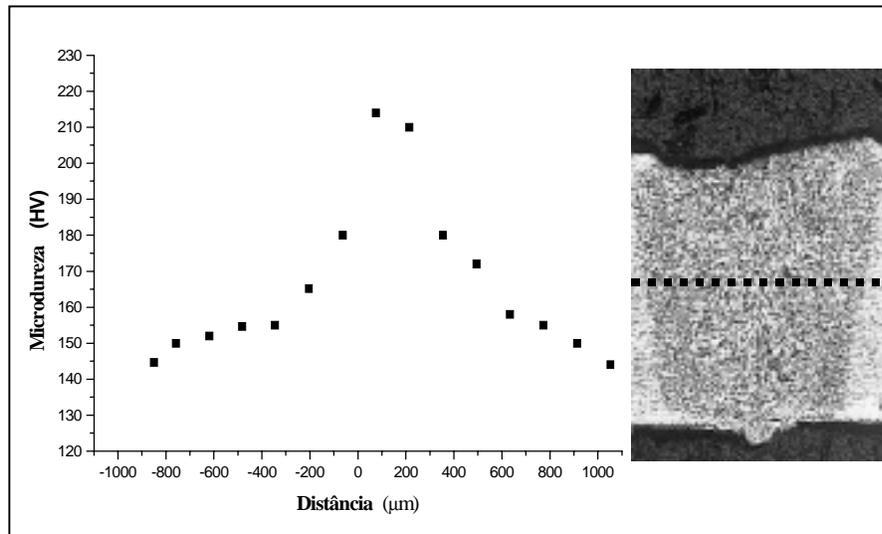


Figura 6 - Microdureza típica em soldas a laser.

Estampabilidade

O resultado obtido nos ensaios de estampabilidade por estiramento *Erichsen* é apresentado de acordo com a norma ASTM E 643-84 e visualizado na Tabela III. Na Figura 7 pode-se visualizar o gráfico de um dos ensaios de *Erichsen* realizados neste trabalho. Este gráfico determina o índice de embutimento para um dos testes executados. Na Figura 8 visualiza-se a ruptura das chapas soldadas quando submetidas ao ensaio de embutimento.

Tabela III - Resultado obtido no ensaio *Erichsen*

Identificação do material	Chapas de aço baixo carbono EEP
Espessura	1 mm
Método da determinação de ruptura	Computadorizado
Numero de teste	6
Tipo de lubrificação	NIKAL
Valor médio do IE sem solda	11,06 mm
Valor médio do IE	10,02 mm
Carga média máxima (se souber)	170 kgf
Força nos corpos de prova	Proporcional
Força de fixação nos corpos de prova (se souber)	não

A profundidade da calota foi diminuída 9,4% pela presença do cordão de solda a laser (não soldadas 11,06 mm e soldadas 10,02 mm). Esta redução em ductilidade exibida pelas chapas soldadas pode ser considerada aceitável em termos de conformação. Nos ensaios de embutimento realizados observou-se que a ruptura nos corpos de prova ocorreu transversalmente ao cordão de solda, como mostrado na Figura 8.

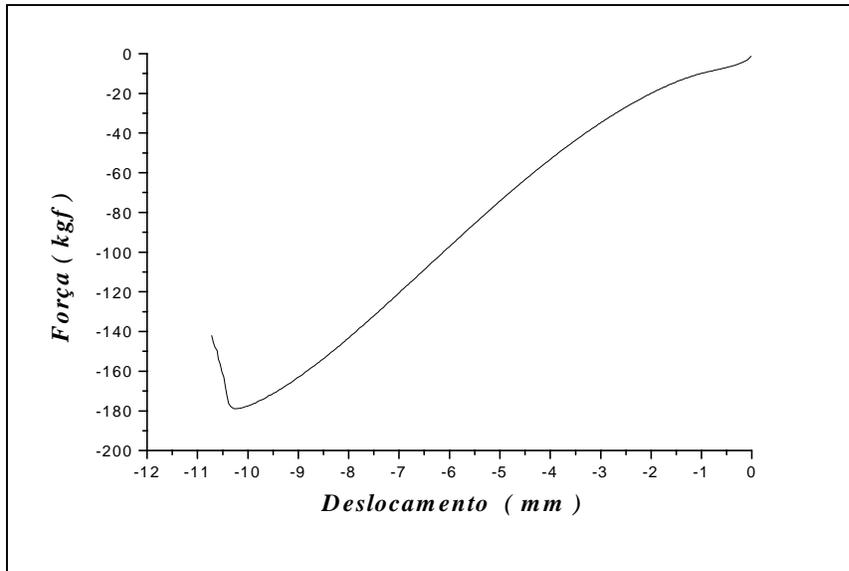


Figura 7 – Curva característica do deslocamento do penetrador durante testes de estampabilidade.

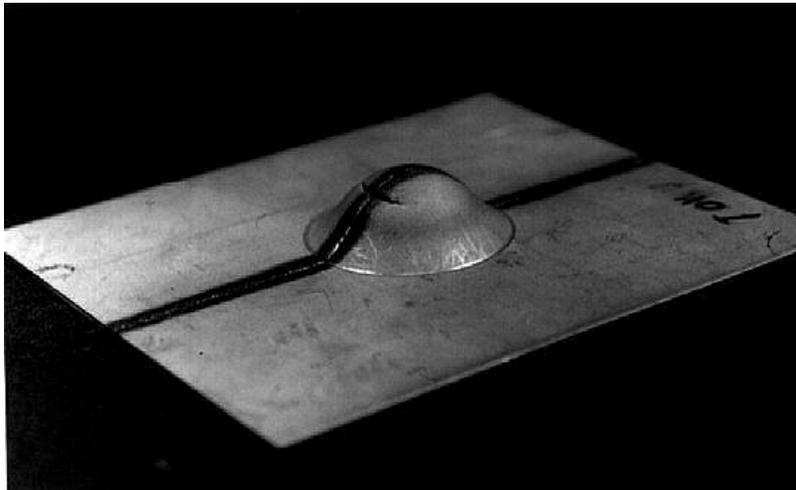


Figura 8 - Calota resultante do ensaio de embutimento.

CONCLUSÃO

O laser de Nd:YAG utilizado nos ensaios de solda produziu *blanks* com qualidade e alcançou uma penetração completa do cordão. O bico injetor de gás proveu a supressão do plasma e protegeu o cordão de solda contra a oxidação. A microdureza observada ao longo da secção soldada apresenta uma relação de dureza, zona fundida / metal base de 1,3, indicando que a plasticidade está de acordo com a relação aceitável sugerida na literatura. O ensaio de deformação usado para avaliar a plasticidade indicou uma redução de 9,4% na profundidade da calota pela presença da solda de laser.

REFERÊNCIA BIBLIOGRÁFICA

- Akgun, O. V. e O. T. Inal, *J. Mater. Sci.*, **30**, 6097 (1995)
- Batahgy, A. M., *Materials Letters*, **32**, 155 (1997)
- Baysore, J. K., M. S. Williamson, Y. Adonyi and J. L. Milian, *Welding Research Supplement*,
- Gadag, S. P., Srinivasan, M. N. and Mordike, B. L., *Mater. Sci. Eng.*, **A196**, 145 (1995)
- Ierardi, M. C., A. Garcia, A. R. Costa and R. Vilar, *Lasers in Eng.*, **9**, 47 (1999)
- Riches, S. T., *Welding and Metal Fabrication*, 79, March (1993)
- Saunders, F. I. and R. H. Wagoner, *Metall. Mater. Trans.*, **27 A**, 2605 (1996)
- Postacioglu, N., P. Kapadia and J. M. Dowden, *J. Phys. D: Appl. Phys.*, **30**, 2304 (1997)
345, October (1995)
- Yoshida, M., Y. Yamasaki, S. Kabasawa and M. Ono, *NKK Technical Review*, **No. 72**, 28
- Wang, P. C. and K. M. Ewing, *Welding Research Supplement*, 210, September (1994)
(1995)

ESTUDO DO EFEITO DA DIREÇÃO DE SOLDAGEM E DO ENTALHE NA ENERGIA ABSORVIDA NO ENSAIO DE IMPACTO CHARPY DE CORDÕES DE SOLDA

Alexandre Gondim Pereira

Alexandre Queiroz Bracarense

Universidade Federal de Minas Gerais, Escola de Engenharia, Departamento de Engenharia Mecânica, 31270-901, Belo Horizonte, MG, Brasil. E-mail: gondim@demec.ufmg.br

Resumo

Dentre os vários ensaios mecânicos existentes, o ensaio de impacto Charpy tem sido muito utilizado para avaliar metais de solda. Neste ensaio, geralmente são utilizados corpos de prova de tamanho padrão e extraídos de depósitos de passes múltiplos. Já outros pesquisadores, têm escolhido corpos de prova de tamanho reduzido e extraídos de depósitos de passes simples. Este trabalho foi realizado para verificar o efeito da direção de solidificação e do entalhe na energia absorvida durante o ensaio de impacto de corpos de prova de tamanho reduzido e, posteriormente, de tamanho padrão. Cordões de solda foram depositados em chanfro e os corpos de prova foram extraídos para o ensaio de impacto Charpy. Os resultados mostraram que corpos de prova com entalhe na direção contrária à direção de soldagem apresentaram energia absorvida, em média, 10% superior àqueles com entalhe na direção de soldagem, para corpos de prova de ambos os tamanhos.

Palavras-chave: Ensaio de impacto Charpy, Solidificação em soldagem.

1 INTRODUÇÃO

Muitos tipos de ensaios e análises são utilizados para determinar o comportamento dos materiais sob solicitações dinâmicas. Dentre estes ensaios, um dos mais utilizados é o ensaio de impacto em barras entalhadas. Os ensaios de impacto são normalizados e dentre as diversas modalidades destaca-se o ensaio do tipo Charpy.

Tendo em vista a importância que o ensaio de impacto Charpy tem no campo da soldagem e também pelo fato dele estar sendo vastamente utilizado para a caracterização de metais de solda, acredita-se que uma avaliação sistemática do efeito da direção do entalhe e da direção de soldagem na energia absorvida durante o ensaio de corpos de prova de impacto Charpy seja de grande importância.

Os resultados desta pesquisa são úteis principalmente para estabelecer critérios mais precisos na escolha adequada do tamanho do corpo de prova a ser utilizado, e também para chamar a atenção para os valores ou comparações entre os valores que estão sendo utilizados, os quais podem estar comprometidos ou podem comprometer a qualidade do metal de solda.

Apesar deste tipo de ensaio apresentar muitas facilidades na sua execução, tais como rapidez e baixo custo, ele fornece informações limitadas a respeito do comportamento mecânico dos materiais. Em vista disto, tem-se procurado desenvolver testes de impacto instrumentalizados que possam fornecer um número maior de informações.

O objetivo desse trabalho é de verificar o efeito da direção de solidificação e do entalhe na energia absorvida durante o ensaio de impacto de corpos de prova de tamanho reduzido e, posteriormente, de tamanho padrão. Pela figura 1, é possível observar como é feito a retirada dos corpos de prova e a confecção do entalhe.

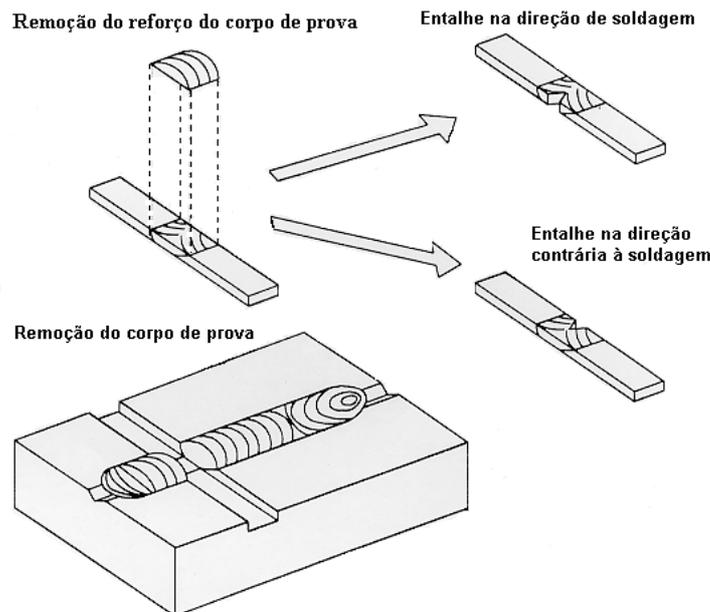


Figura 1 – Remoção do corpo de prova e confecção do entalhe

2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1 Introdução

Por muitos anos o teste de impacto Charpy vem sendo utilizado pela comunidade científica como teste de aceitação de produtos de aço, principalmente para controle de qualidade na verificação da resistência à fratura frágil.

Na área de soldagem, apesar do teste ser extremamente utilizado como critério para comparação entre metais de solda produzidos por diferentes condições de soldagem e/ou diferentes composições químicas quanto à fratura a diferentes temperaturas e, conseqüentemente, como critério para escolha de metal de base e de adição que sejam compatíveis para uma determinada aplicação [1,2], pouca atenção tem sido dada às principais variáveis inerentes ao próprio processo de soldagem e que podem afetar os resultados do teste [3-5].

2.2 Ensaios de Impacto

Basicamente, os ensaios de impacto consistem em criar um entalhe em um corpo de prova do material que se deseja analisar, com a finalidade de localizar o ponto no qual se deseja a ruptura e produzir assim, um estado triaxial de tensões. Este corpo de prova é submetido a um impacto produzido por um martelo pendular. Após a ruptura do corpo de prova, o pêndulo sobe até uma altura que é inversamente proporcional à energia absorvida

pela fratura. Esta energia é lida diretamente em um mostrador (dial) calibrado da máquina de ensaio.

Neste tipo de ensaio, os dados não fornecem, necessariamente, indicações precisas sobre o comportamento do material quando submetido ao impacto, uma vez que o único resultado quantitativo é a medida de energia absorvida. Utiliza-se ainda, a observação da superfície da fratura, para se determinar se a fratura é dúctil ou frágil, ou uma mistura destas duas. A superfície da fratura frágil possui elevada refletividade e, conseqüentemente, aparência brilhante, enquanto que a superfície da fratura dúctil é fibrosa (composta de pequenas cavidades, *dimples*) e absorve a luz incidente, tendo assim, uma aparência escura e fosca. Informações adicionais, com valores dos vários componentes de tensões existentes, não são possíveis de serem obtidos nestes ensaios convencionais.

Tendo em vista as limitações do ensaio Charpy convencional, procurou-se nas últimas duas décadas desenvolver algum tipo de instrumentação, com a finalidade de permitir a obtenção de um maior número de informações. Basicamente, todos os sistemas desenvolvidos consistem em criar uma célula de carga que mede a reação do corpo de prova durante impacto e registrar estas medidas em um gráfico de carga versus tempo ou energia versus tempo.

Uma das informações que pode ser obtida através do formato da curva de carga versus tempo é uma noção do tipo de fratura no corpo de prova. A figura 2 mostra os vários formatos de curvas que ocorrem para um material genérico que tem seu comportamento variando de frágil para dúctil.

Outra informação importante que pode ser extraída dessas curvas é a possibilidade de decomposição de energia total absorvida pelo corpo de prova em outros dois valores de energia: energia para iniciação (E_i) e energia para propagação (E_p) de trinca. A energia para iniciação de trinca é a que corresponde à área sob a curva do instante inicial do impacto até o ponto de carga máxima e a energia para propagação de trinca é a que correspondente à área sob a curva deste ponto até o final do impacto. Estes valores dão uma dimensão muito maior para o conhecimento das propriedades do material sob impacto, criando-se melhores condições para se prever o comportamento do material.

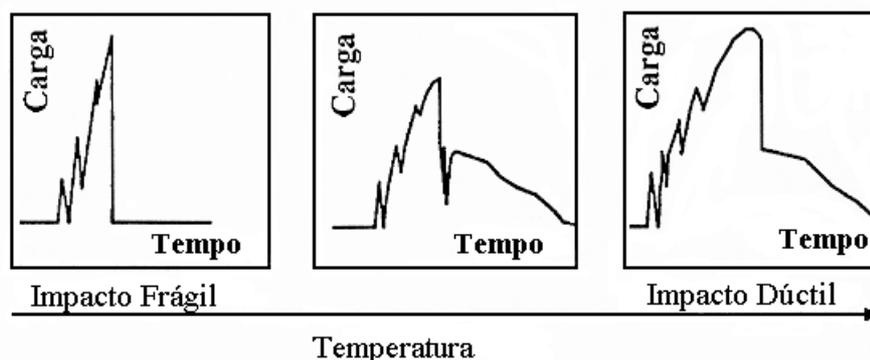


Figura 2 - Curvas esquemáticas de carga versus tempo, mostrando a transição de um impacto frágil para um impacto dúctil [10] .

3 MATERIAIS E PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL.

Para garantir o repetibilidade de resultados, além do completo domínio sobre as variáveis de soldagem, o processo GMAW (*gas metal arc welding*) foi utilizado. Para manter a repetibilidade e homogeneidade dos cordões de solda, o equipamento de

soldagem foi acoplado a um sistema mecanizado, responsável pelo deslocamento da tocha de soldagem, a qual permitiu garantir constância na velocidade de soldagem e *stick-out*.

Para a realização das soldagens foram feitos testes preliminares a fim de determinar as condições de soldagem que melhor favoreciam o aparecimento acentuado de crescimento colunar de grãos nos cordões de solda a partir do crescimento epitaxial. A partir de análises metalográficas dos cordões de solda, definiu-se a melhor combinação de parâmetros para a soldagem das chapas que estão mostradas na tabela 1, respectivamente para soldagem das chapas para extrair CP's de tamanho reduzido e de tamanho padrão.

Como metal de base utilizou-se o aço 1020 de baixo teor de carbono, não impedindo que o estudo seja futuramente estendido para outros materiais. Para o depósito de cordões de solda, no caso dos corpos de prova de tamanho reduzido, foram preparadas chapas de 8 mm de espessura, 145 mm de largura e 250 mm de comprimento. Em cada chapa foi feito um chanfro de 60° com 5 mm de profundidade no sentido longitudinal, paralelo a direção de laminação. No caso de corpos de prova de tamanho padrão, foram preparadas chapas com 12,7 mm de espessura, 32 mm de largura e 250 mm de comprimento. O ângulo de bisel escolhido foi 45°, de tal forma que quando unidas topo a topo, as chapas formassem um chanfro em "V" de 90°. O nariz do chanfro foi de 1 mm.

Executadas as soldas, a direção de soldagem foi marcada nas chapas. O início e o final do cordão de solda (cratera) foram descartados, o reforço das chapas foi retirado e a espessura das chapas foi reduzida à 2,8 mm, no caso dos corpos de prova de tamanho reduzido e para 10,8 mm, no caso de corpos de prova de tamanho padrão.

Os corpos de prova foram confeccionados segundo Norma ASTM E-23 [6], tipo C (entalhe em V) e com as dimensões de 55x10x10 mm (no caso dos corpos com tamanho padrão - extraídos de passes múltiplos) e 55x10x2,5 mm (no caso de corpos com tamanho reduzido - extraídos de passes simples). De cada chapa, tentou-se extrair o maior número possível de corpos de prova. Cada corpo de prova levou uma identificação da posição em que foi retirado da chapa e da direção de soldagem.

Tabela 1 -Parâmetros utilizados na soldagem das chapas para extração de corpos de prova.

Corpos de prova de tamanho reduzido – Passe único					
Parâmetros variados					Valores constantes
Corrente (A)	Voltagem (V)	Stick Out (mm)	Velocidade (mm/s)	Velocidade do arame (m/min)	Vazão do gás: 12 l/min Argônio+16% CO ₂ +2% O ₂ Arame: ER70S6 com 1,2 mm de diâmetro
250	30	10	3,7	5,8	
Corpos de prova de tamanho padrão – Múltiplos passes					
Parâmetros que foram variados					Valores constantes
Corrente (A)	Voltagem (V)	Stick Out (mm)	Velocidade (mm/s)	Velocidade do arame (m/min)	Vazão do gás: 12 l/min Argônio + 20% CO ₂ Arame: ER70S6 com 0,8 mm de diâmetro
130	30	10	3.13	8,22	

Os corpos de prova foram atacados com uma solução de nital de 2% para determinar a posição exata do cordão de solda. Com o cordão revelado, realizou-se os entalhes utilizando uma brochadeira. Os entalhes obedeceram a seguinte distribuição: para os CP's com numeração ímpar, o entalhe foi feito na direção contrária à de soldagem e para os CP's com numeração par, o entalhe foi feito na mesma direção de soldagem. A forma com que foram feitos os entalhes, fez com que eles abrangessem uma mesma região do

cordão. Este procedimento ajudou a minimizar diferenças de um corpo de prova para o outro, permitindo a comparação entre os corpos de prova sucessivos.

Para o ensaio dos corpos de tamanho reduzido foi utilizada uma máquina de capacidade reduzida, de até 30 J. Para o ensaio dos corpos de tamanho padrão foi usada uma máquina de ensaio Charpy marca AMETEK, de capacidade máxima de 325 J, modelo PI-2. Além das máquinas serem diferentes em tamanho, a utilizada para ensaiar os corpos de tamanho padrão é instrumentalizada. As condições de ensaio foram: temperaturas de 23°C e abertura do suporte de 40 mm. O ensaio foi feito a uma temperatura ambiente porque não se desejava verificar a faixa de temperatura de transição e sim, o efeito da direção do entalhe em relação a direção de soldagem.

4 RESULTADOS E DISCUSSÃO

4.1 Corpos de Prova com Tamanho Reduzido

Os valores da energia absorvida pelos corpos de prova de tamanho reduzido no ensaio de impacto Charpy estão apresentados na figura 3. Vale ressaltar que os corpos de prova com numeração par tiveram seus entalhes feitos na direção de soldagem e os de numeração ímpar tiveram seus entalhes na direção contrária à de soldagem.

Pela forma que foram feitos os entalhes é possível comparar os valores de energia absorvida dos CP's 1 e 2, 3 e 4, 5 e 6, 7 e 8, 9 e 10, 11 e 12, 13 e 14, 15 e 16, 17 e 18. A observação da figura confirma que existem diferenças entre os valores da energia absorvida pelos corpos de prova com entalhes nas diferentes direções. Como esperado, os valores de energia absorvida são, em média, até 10% maiores para os corpos de prova com entalhe na direção oposta a de soldagem. Nos CP's 1 e 2, os valores de energia refletem um padrão diferente do observado. Este fato pode ser previsto quando se analisa as condições da placa no momento da soldagem. Como estes CP's foram retirados próximo do início da solda ou da região feita quando a placa ainda está fria, a rápida perda do calor para o metal de base pode ter dado origem a uma microestrutura diferente da desejada.

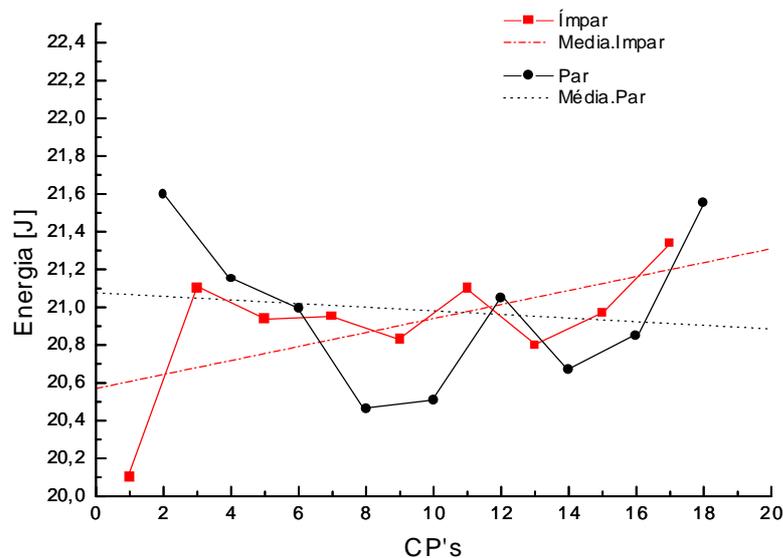


Figura 3 – Valores médios de energia absorvida pelos corpos de prova de tamanho reduzido no ensaio de impacto Charpy.

A análise da fratura dos corpos de prova com entalhes em diferentes direções (figura 4) revela que existe uma diferença entre as superfícies das fraturas. Os corpos de

prova com entalhe na direção contrária à de soldagem (figura 4a) revelaram uma superfície de fratura com aspecto mais rugoso (áspero) enquanto que os corpos de prova com entalhe na direção de soldagem (figura 4b) revelaram um superfície mais polida. Estes resultados novamente confirmam os resultados obtidos no ensaio, reforçando a evidência de que a direção de soldagem e do entalhe podem mascarar os valores do ensaio.

4.2 Corpos de Prova com Tamanho Padrão

Como já foi dito anteriormente, a segunda etapa do projeto foi feita usando uma máquina de ensaio Charpy instrumentalizada. Com isto conseguiu-se obter curvas de energia absorvida em função do tempo em vez de valores fornecidos pelo dial da máquina.

A forma das curvas encontradas revelam que a fratura em todos os corpos de prova foi do tipo dúctil. O perfil das curvas encontradas para cada corpo de prova é compatível com o esperado para o aço 1020, mesmo a fratura sendo numa região solda.

De um modo geral, pode-se notar que as curvas para corpos de prova com entalhe na direção contrária à de soldagem são bastante parecidas com aquelas para corpos de prova com entalhe na direção de soldagem, diferenciando apenas nos valores de energias. Os corpos de prova ímpar apresentam uma área abaixo da curva maior do que dos corpos de prova pares, indicando que o primeiro absorve mais energia que o segundo. Outras indicações são os valores de cargas máximas e cargas no final da propagação da trinca, os corpos ímpares apresentam cargas máximas e cargas no final da propagação maiores que os corpos pares.

O gráfico da figura 5 mostra a variação estatística de todos os corpos de prova. Cada ponto no gráfico corresponde a uma média dos valores das energia alcançadas nas quatro placas para uma mesma posição na placa. Com a curva de regressão linear, pode-se verificar que o valor do coeficiente de correlação linear (R) e o valor de desvio padrão (SD) foram de:

$R = 0.9082$	$SD = 2.70687$
--------------	----------------

para valores da curva referentes aos corpos de prova com entalhe na direção contrária à de soldagem, e de:

$R = 0.97739$	$SD = 2.50249$
---------------	----------------

para valores da curva referentes aos corpos de prova com entalhe na direção de soldagem. Com base nesses valores pode-se verificar que houve pouca dispersão dos valores.

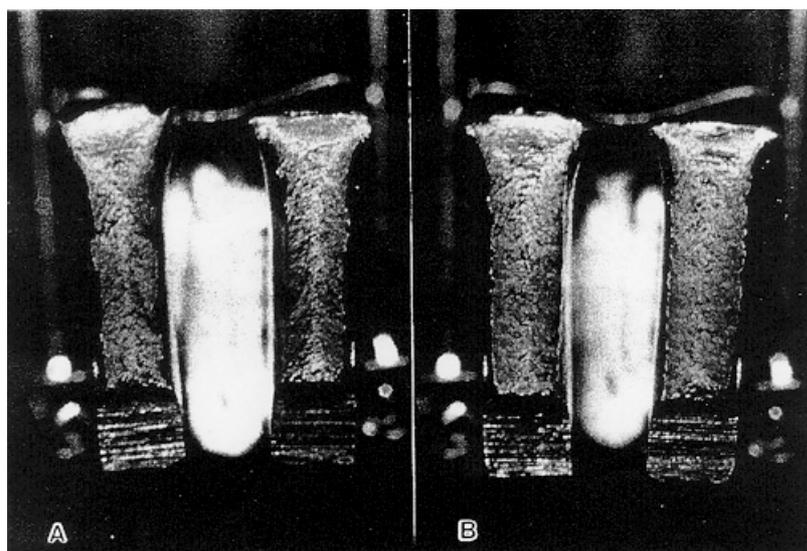


Figura 4 – Vista da superfície de fratura de corpos de prova com entalhe na direção contrária à de soldagem (a) e na direção de soldagem (b).

No gráfico da figura 5, pode-se verificar que realmente ocorre um aumento de diferença dos valores de energia a medida que caminha-se ao final da chapa.

Este fenômeno de aumento da diferença entre os valores de energia à medida que se chega ao final da chapa, talvez seja devido à evolução dos campos de temperatura ao longo do cordão de solda durante a soldagem. No começo da soldagem a taxa de resfriamento é maior e portanto tem-se grãos colunares menores e no final eles são maiores, facilitando a discrepância de energia

No início da chapa tem-se um maior número de grãos equiaxiais e grãos colunares menores, já no fim do cordão estas quantidades se invertem. A trinca, no início da chapa, propaga-se por entre os grãos equiaxiais, tanto nos corpos pares quanto nos ímpares. Em direção ao fim da chapa a quantidade de grãos colunares aumenta e com isso, nos corpos pares (entalhe na direção de soldagem), a energia tende a diminuir, certamente devido ao fato da trinca se propagar numa direção facilitada pela orientação dos grãos colunares. Já os corpos ímpares (entalhe na direção contrária à de soldagem), a trinca tende a se propagar numa direção contrária à orientação dos grãos colunares, resultando com isso num aumento da energia absorvida.

As figuras 6a e 6b comparam as superfícies de fratura de dois corpos de prova, um par e um ímpar (CP's 14 e 15 da placa 01), respectivamente. Através de inspeção visual pode-se notar que na superfície de fratura dos corpos pares, aparece com mais frequência uma região brilhante, indicada por uma seta, indicando provavelmente a propagação da trinca contornando os grãos colunares intergranulares. Deve-se ressaltar que se a região brilhante observada no CP 14 for um defeito de soldagem, ele apareceria no CP seguinte, o que não aconteceu.

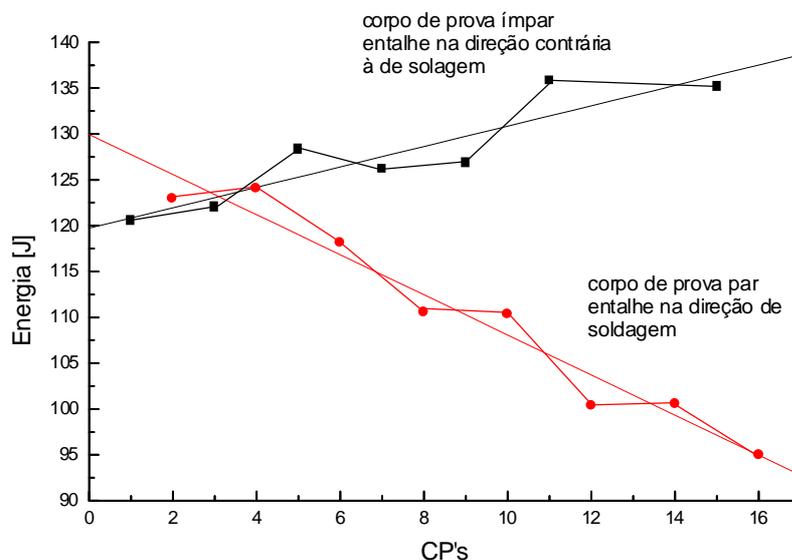


Figura 5 - Curva de valores médios de energia versus CP's para todas as placas

Esta observação pode ser explicada pelo fato da trinca tender a acompanhar os contornos de grãos colunares, absorvendo menos energia. Nos corpos ímpares, onde a direção do entalhe é contrária à direção de soldagem a trinca tem tendência a penetrar os grãos (transgranular) absorvendo mais energia. O plano brilhante, quando aparece nesses corpos de prova é menos evidente que nos corpos de prova pares.

Na formação desses planos brilhantes, há uma tendência de que eles fiquem mais evidentes em direção ao fim das chapas, ou seja, nos corpos de prova com numeração maior. Isso talvez possa ser explicado pela formação de uma microestrutura mais grossa no final do cordão de solda devido ao aumento dos campos de temperatura. Observou-se

também a ocorrência da formação de “orelhas” nas superfícies fraturadas, indicadas por setas na figura 6. Nos corpos ímpares, essas “orelhas” são mais bem formadas e localizam-se em uma das metades do corpo de prova. Nos corpos de prova pares, elas não são tão bem definidas e, na maioria das vezes, cada “orelha” aparece em uma das superfícies.

5 CONCLUSÕES

Os resultados obtidos corresponderam ao esperado. Tanto nos corpos de prova de tamanho reduzido, onde foram utilizados passes simples, quanto nos corpos de prova de tamanho padrão, onde foram utilizados passes múltiplos, encontrou-se os maiores valores de energia absorvida nos corpos de prova com entalhe na direção contrária a de soldagem.

Em média, o valor de energia absorvida para corpos de prova com entalhe na direção contrária à de soldagem, podem apresentar valores até 10% maior do que os corpos de prova com entalhe na direção de soldagem. Sugere-se então que na preparação de corpos de prova, de ambos os tamanhos estudados nesse trabalho, utilize-se como prática colocar os entalhes na direção de soldagem, pois esta é a condição de menor energia, portanto mais crítica.

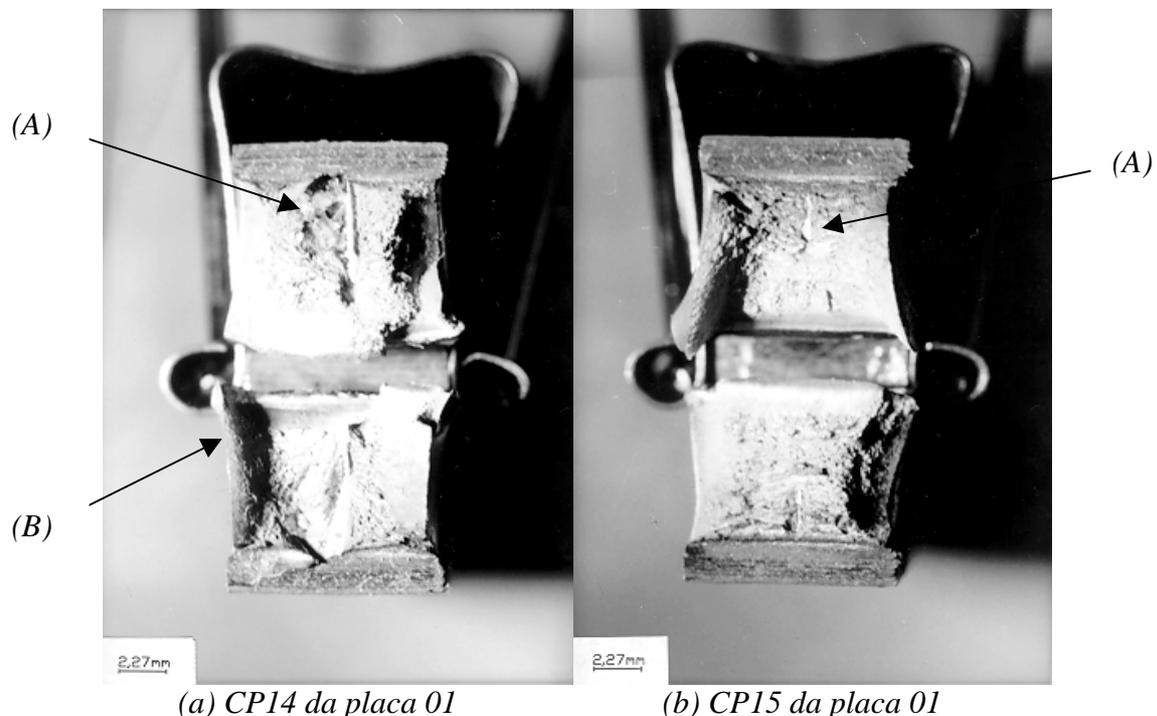


Figura 6 - Superfície de fratura dos corpos de prova. (A) Região brilhante e (B) “orelha” conforme comentado no texto.

6 REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- [1] Xi, W., “A Mathematical Treatment for Impact Test”, *Engineering Fracture Mechanics*, Vol 52, N° 2, pp 199-204, 1995.
- [2] S. Kou, “Welding Metallurgy”, *John Wiles & Sons*, 1987.
- [3] Siewert, T. A. e Vigliotti, D. P. , “The Effect of Charpy V-Notch Striker Radii on the Absorbed Energy”, *Pendulum Impact Machines: Procedures and Specimens for Verification*, ASTM STP 1248, American Society for Testing and Materials, Philadelphia, 1995.

- [4] Fink, D.A., “Quantitative Comparison and Evaluation of Various Notch Machining Methods and How They Affect ASTM E 23 and ISO R442 Testing Equipment Results”, *Charpy Impact Test: Factors and Variables*, ASTM STP 1072, American Society for Testing and Materials, Philadelphia, 1990.
- [5] Lowe, A.I., “Factors Influencing Accuracy of Charpy Impact Test Data”, *Symposium on Charpy Impact Test: Factors and Variables*, ASTM STP 1072, American Society for Testing and Materials, Philadelphia, 1990.
- [6] “E 23-93a Standard Test Method for Notch Bar Impact Testing Of Metallic Materials”, *ASTM Standards*.
- [7] J. F. Lancaster. “Metallurgy of Welding”, 5th Edition, *Chapman & Hall*, 1993.
- [8] ASM, “Welding, Brazing and Soldering”, *Metals Handbook*, Vol 6, American Society for Metals, 1994.
- [9] K Easting, “Introduction to the Physical Metallurgy of Welding”, 2nd Edition, Butterworth – Heinemann, 1992.
- [10] Quinan, M. A. D., Análise de Ensaio Instrumentado de Impacto Charpy, Universidade Federal de Minas Gerais, Dissertação de Mestrado N° 89 , Belo Horizonte, 1996, 98p.

PROCESSAMENTO DIGITAL DO SINAL DE EMISSÃO ACÚSTICA PARA A DETECÇÃO DA QUEIMA NO PROCESSO DE RETIFICAÇÃO

Paulo R de Aguiar

Departamento de Engenharia Elétrica – FE

Unesp – Bauru – SP – aguiarpr@bauru.unesp.br

Peter Willett

Zhen Wang

Electrical and Systems Engineering Department

U-157, University of Connecticut

Storrs, CT 06269, USA– willett@enr.uconn.edu

John Webster

Unicorn International Grinding Technology Centre

Tuffley Crescent, Gloucester, GL1 5NG, U.K.

Resumo

O emprego de sinais de emissão acústica (EA) no monitoramento de processos de fabricação vem se tornando cada vez mais frequente, e um número considerável de artigos tem sido publicado a esse respeito nos últimos cinco anos. Isto se deu em virtude do método direto baseado em técnicas de EA ser aplicável no monitoramento de diversos fenômenos ocorridos durante as operações de usinagem utilizando um único sensor. Porém, um grande desafio ainda é o de obter uma metodologia segura e exequível para as indústrias em determinar a ocorrência de danos causados nas peças. Nesse sentido, o presente trabalho objetivou estudar a ocorrência da queima superficial através do processamento digital dos sinais de EA, para dois tipos de materiais (aço 52100 e Inconel 718). Os ensaios foram realizados numa retificadora plana de alta performance e velocidade, com um rebolo superabrasivo. Os sinais de EA foram coletados a partir de um único sensor de EA (PAC U80D-87) montado diretamente na mesa da retificadora próximo da peça usinada. Um sistema de alta frequência de amostragem (2.56 MHz) foi utilizado para amostrar o sinal puro de emissão acústica ao invés do valor médio quadrático ou simplesmente RMS frequentemente utilizado. Os resultados obtidos mostraram indicação da ocorrência da queima no domínio da frequência, do tempo e na correlação entre as rotações do rebolo.

Palavras Chave: Emissão Acústica, Processo de Usinagem, Retificação, Queima, monitoramento

1. INTRODUÇÃO

Os processos de manufatura de precisão, especialmente a retificação, tem requerido grande habilidade de sensoriamento e experiência do operador humano para assegurar boa qualidade superficial das peças e manter as precisões à elas exigidas. A falta de operadores habilidosos nos últimos anos vem acelerando a necessidade em estabelecer sistemas de retificação autônomos que minimizem a intervenção humana (Inasaki, 1985). Muitas pesquisas tem sido conduzidas de forma a avaliar a viabilidade do uso de sistemas de sensoriamento para o controle e monitoramento nos processos de fabricação de precisão.

Os danos causados na retificação tem sido investigados por métodos de medidas, tais como força através de dinamômetros, e a potência pelo uso de células de carga e controladores eletrônicos acoplados às máquinas retificadoras, os quais são capazes de monitorar a potência

e a força no eixo árvore do rebolo. No entanto, esses sistemas ainda falham em produzir um monitoramento satisfatório e confiável dos processos e das peças fabricadas.

O uso da Emissão Acústica (EA) para o monitoramento e controle do processo de retificação é uma tecnologia relativamente recente (Benett, 1994), porém é muito mais sensível às variações das condições de usinagem do que as medidas de força e potência (Webster et. al, 1994), fornecendo uma técnica promissora para o monitoramento do processo. A relativa facilidade do processamento do sinal médio quadrático (RMS) de emissão acústica (AERms) tem encorajado abordagens que se utilizam desse parâmetro. Entretanto, embora o sinal AERms contenha muita informação de interesse, as operações inerentes de média envolvidas na determinação desse o faz de certo modo insensível à eventos impulsivos tais como a queima e trincas na peça (Bennett, 1994). O presente trabalho é diferenciado dos demais por investigar a queima superficial de peças no processo de retificação plana usando um conversor analógico digital de alta frequência de amostragem (2.56 MHz) acoplado com uma unidade robusta de armazenamento de dados, através do processamento do sinal puro de EA. São apresentados os ensaios definitivos realizados para dois tipos de materiais, aço 52100 e Inconel; as configurações e instrumentações utilizadas nos referidos ensaios; e os resultados de integridade superficial pós-retificação das peças usinadas. Em seguida, são apresentados os resultados a partir de diversas ferramentas de processamento de sinais utilizadas, dando-se ênfase para aquelas que são de amplitude independente, onde as características não são afetadas pela potência do sinal de EA. Isto se justifica devido ao fato de que a potência do sinal de EA pode sofrer variações durante o processo de usinagem que tenham relações menos expressivas com a condição da peça do que com a sua geometria. A Análise dos resultados advindos do processamento dos sinais bem como uma discussão do trabalho são apresentadas.

2. EXPERIMENTAÇÃO

Os ensaios experimentais foram realizados numa máquina retificadora plana de alta performance do fabricante Edgetek Machine Corp., onde dados do sinal puro de emissão acústica foram coletados para treze (13) experimentos diferentes, à uma frequência de amostragem de 2.56 MHz. A constante de integração utilizada no circuito amplificador do sinal de emissão acústica foi de 1 ms. Dois tipos diferentes de materiais foram utilizados, um deles sendo relativamente difícil de usinar (Inconel 718) e o outro de fácil usinabilidade (Aço 52100). A maioria dos parâmetros foi mantida constante ao longo dos ensaios. Entretanto, a profundidade de corte foi variada de graus denominados de bem suave até agressivo. Todas as peças foram submetidas à testes pós-retificação, e os sinais de queima foram assinalados. A configuração experimental para esses ensaios é mostrada conforme figura 1.

Os parâmetros de usinagem incluem:

- Velocidade periférica do Rebolo : 75.8 m/s (aprox. 7500 rpm)
- Velocidade da peça: 12.7 mm/s
- Tipo de fluido refrigerante: Master Chemical VHP 200
- Vazão do fluido: 109.78 l/min = 29 gal/min
- Tipo do Rebolo: WOLFCO, CBN 1012, 100/120-CBN, M.O.S. 6115
- Diâmetro do Rebolo: 0.1905 m = 7.5 pol
- Dimensões da Peça: 52100 \Rightarrow 78.0 x 6.0 x 9.0 mm
Inconel \Rightarrow 76.5 x 12.0 x 24.0 mm

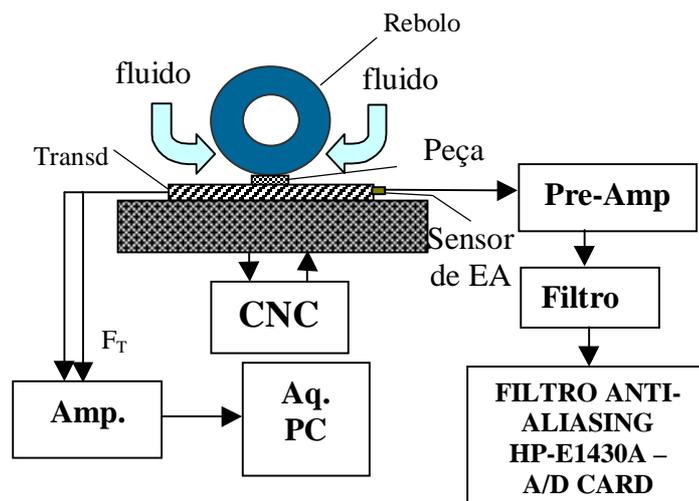


Figura 1. Configuração Experimental

Os dados foram coletados a partir do sensor de emissão acústica do Fabricante Physical Acoustics, modelo PAC U80D-87 e do transdutor de força do fabricante Piezo-Instrumentation Kistler, os quais foram montados diretamente na mesa da máquina. O sistema de aquisição de dados da HP foi configurado para trabalhar numa frequência de amostragem de 2.56×10^6 amostras por segundo, com uma precisão de 16 bits por amostra.

A tabela 1 mostra os detalhes dos ensaios realizados para o aço Inconel e a tabela 2 para o aço 52100.

Tabela 1. Ensaios para o Aço Inconel

AÇO INCONEL 718			
Ensaio no.	Profundidade de Corte (μm)	Localização da Queima (mm)	Observação
1	635.00	65.00	Queima branda
2	254.00	68.00	Queima muito branda
3	127.00	-	Sem queima visível
4	889.00	62.00	Queima
5	1143.00	50.00	Queima severa
6	1143.00	60.00	Queima severa – corte com ângulo

Tabela 2. Ensaios para o Aço 52100

AÇO 52100			
Ensaio no.	Profundidade de Corte (μm)	Localização da Queima (mm)	Observação
1	508.00	-	Sem queima Visível
2	254.00	-	Sem queima Visível
3	508.00	-	Sem queima visível
4	762.00	71.00	Queima branda
5	1016.00	68.50	Queima branda
6	1270.00	66.00	Queima branda
7	1778.00	60.00	Queima severa

Para as amostras de aço 52100, a queima da peça foi analisada visualmente e através de testes de laboratório denominados *Nital Etch* e microdureza superficial. A tabela 3 mostra o sumário desses testes. No caso das amostras de Inconel 718, a queima superficial nas mesmas pôde ser analisada apenas visualmente.

Tabela 3. Sumário dos Danos Térmicos para as amostras de aço 52100. Amolecimento Metalúrgico é denotado por TB e camada de martensita endurecida por RL.

Ensaio no.	Início	Meio	Fim	Todo
1	Leve TB e RL	Leve TB e RL	Leve TB e RL	Satisfatório
2	Leve TB	Leve TB e RL	Leve RL	Satisfatório
3	Levíssimo TB	Leve TB	LevíssimoTB+ RL	Bom
4	Levíssimo TB	Leve TB+RL	Levíssimo TB	Bom
5	Moderado TB	Pouco TB	Moderado TB	Pobre
6	Moderado TB	Moderado TB	Ruim TB	Severo
7	Ruim TB	Não testado	Péssimo TB+RL	Muito Severo

3. PROCESSAMENTO DE SINAIS

Um número de ferramentas estatísticas de processamento de sinais foram aplicadas nos dados coletados de EA. Muitas dessas, tais como momentos (Kurtosis) e preditibilidade (saída de um *Wiener Whitener* adaptativo), não correlacionaram bem com a qualidade de usinagem, e portanto não foram reportados no presente trabalho.

Para a maioria das amostras, procurou-se normalizar o sinal com relação à potência do sinal de EA, uma vez que a potência ou valor RMS do sinal de EA possui oscilações que não estão relacionadas com a queima da peça.

3.1 O Espectro de Potência do Sinal de EA

O conteúdo em frequência de qualquer sinal que está sendo investigado tem um papel importante no processamento de sinais. Para calcular o espectro de potência do sinal de EA foi utilizado a transformada rápida de Fourier (FFT), com comprimento de 1024, e a raiz quadrada de sua magnitude foi realizada conforme o procedimento de Bartlett (Proakis, 1992). As densidades espectrais de potência do sinal de EA antes do contato com o rebolo e durante uma usinagem normal são mostradas na Figura 2. Pode ser observado com nitidez que a área de usinagem, para o caso “antes do contato”, é caracterizada por amplitudes elevadas para uma faixa estreita de frequências, enquanto que para o caso da usinagem normal pode-se observar que as amplitudes, além de serem maiores do que aquelas antes do contato, variam bastante para uma faixa de frequência bem maior. Isso pode ser entendido tendo-se em mente que quando da usinagem, um maior número de variáveis são envolvidas, isto é, contato do rebolo com a peça, geração de cavacos, fluxos de calor, desgaste do rebolo, maior vibração da máquina, deformações e tensões na peça usinada entre outras. O espectro inclui evidentemente todo o sistema, inclusive o sensor de EA.

Também foi computado o espectro normalizado de potência para um tempo curto, isto é, o espectro de potência estimado para blocos de dados de 1024 pontos cada, dividido pela média da potência do sinal de emissão acústica. Utilizou-se uma função gráfica do MATLAB para a obtenção dos gráficos mostrados nas Figuras 3 e 4. As áreas mais claras nesses gráficos representam níveis maiores de potência requerida na usinagem para uma dada frequência

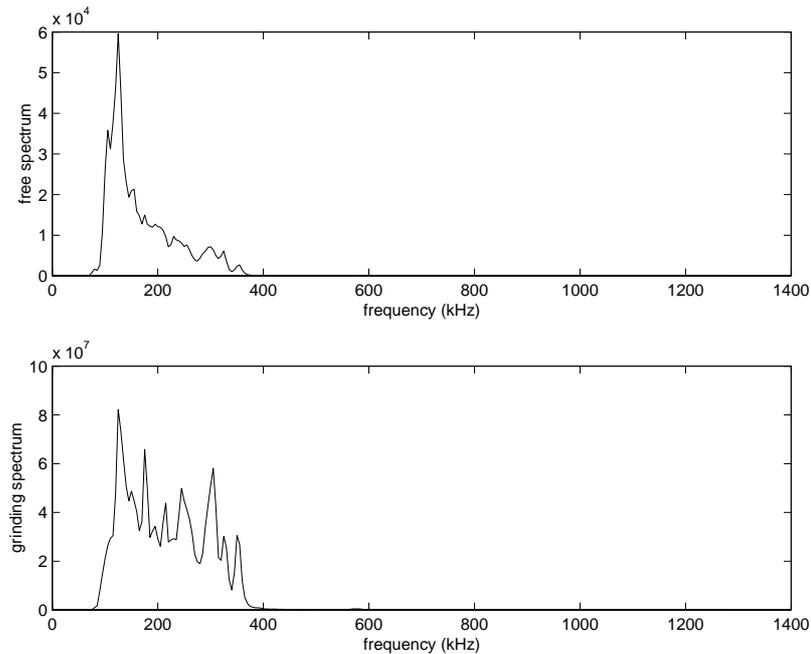


Figura 2. Acima: Um típico espectro de potência do sinal de Emissão Acústica observado antes do contato rebolo-peça. Abaixo: Um típico espectro de frequência durante uma usinagem normal.

num determinado tempo. Escalas logarítmicas foram utilizada nos gráficos para evitar problemas de ajuste dinâmico. As figuras 3 e 4 mostram esses resultados para duas das amostras ensaiadas.

3.2 Estatística de Nuttall

Uma das ferramentas muito atrativas em processamento de sinais que vem sendo empregada ultimamente é a Lei Estatística de Nuttall (Nuttall, 1994), cuja forma é dada por:

$$T(x) = \frac{\sum_k |X_k|^5}{\left[\sum_k |X_k|^2 \right]^{2.5}} \quad (1)$$

onde $X(k)$ é a k -ésima FFT, e a soma é sobre qualquer faixa de frequência especificada. O denominador da equação 1 reforça o fato de se tratar de uma função estatística independente da potência. O expoente do numerador foi escolhido de maneira que se obtivesse uma robustez para a maioria das aplicações.

Essencialmente, a estatística de Nuttall mede um momento no domínio da frequência. Na verdade, se os expoentes da equação 1 fossem 4 ao invés de 2 e 5 ao invés de 2.5, a equação acima representaria Kurtosis (Bennett, 1994). A Estatística de Nuttall foi derivada a partir de várias análises as quais mostraram que o seu nível é consideravelmente aumentado quando eventos transitórios, em geral de qualquer natureza, estão presentes nos blocos de dados que estão sendo processados. Na usinagem por abrasão, fenômenos físicos tais como *Film Boiling*, fraturas ou trincas, ou simplesmente a passagem de um grão abrasivo pela superfície da peça sendo usinada (mecanismo de desgaste normal) podem ser entendidos como eventos transitórios de energia, explicando a motivação em explorar esse tipo de estatística neste trabalho. Nas Figuras 3 e 4 são mostrados os resultados para dois ensaios.

3.3 Correlação do Período do Rebolo

Pela observação de uma auto-correlação típica do sinal de emissão acústica a qual não pode ser incluída aqui por falta de espaço, pode-se notar com clareza que a característica do sinal de emissão acústica para uma revolução do rebolo sobre a peça que está sendo usinada é muito semelhante da característica do sinal na revolução seguinte. Isto ocorre devido ao perfil de corte deixado pelo rebolo, o qual permanece praticamente constante ao longo da usinagem.

Utilizou-se o valor da correlação do pico do sinal como uma forma de estatística, e também como uma medida do período do rebolo. Para as medidas das magnitudes e das posições dos picos, foi utilizado a interpolação parabólica de três pontos. Dos resultados dessa correlação, vale salientar que o sinal de emissão acústica pode, portanto, ser utilizado como uma medida muito precisa da velocidade de rotação do rebolo.

A autocorrelação do período do rebolo foi implementada conforme técnica alternativa descrita por Proakis (Proakis, 1992).

Especificamente, calcula-se

$$\hat{r}(m) = \frac{1}{2N} \sum_{k=0}^{2N-1} |X_k|^2 e^{j2\pi km/2N} \quad (2)$$

Para qualquer $m \in \{0, \dots, N-1\}$, onde

$$X_k = \sum_{n=0}^{N-1} x_n e^{-j2\pi kn/2N} \quad (3)$$

As Figuras 3 e 4 mostram a autocorrelação normalizada pela potência do sinal de emissão acústica para duas das amostras ensaiadas.

3.4 Correlação da Potência do Período do Rebolo

Considerando que a correlação do Período do Rebolo anteriormente descrita é muito sensível aos efeitos randomicos de sinais, tais como ruído de fase (É improvável que uma revolução do rebolo corresponda a um número de integrais dos pontos amostrados do sinal de emissão acústica) e escorregamento dos grãos abrasivos (uma pequena deformação do rebolo pode resultar numa perda considerável da correlação), resolveu-se implementar as mesmas operações acima descritas, porém o sinal puro de emissão acústica na equação (4) é substituído por

$$y_n = \left(\sum_{l=L+1}^{L-1} \left(1 - \frac{|l|}{L} \right) x_{n+l}^2 \right) - \bar{y} \quad (4)$$

Pode-se dizer previamente que essa estatística fornece uma avaliação mais precisa e robusta do perfil do rebolo do que a correlação anterior. Para a presente implementação, foi utilizado o valor de $L=10$.

Os resultados para a presente estatística são mostrados nas Figuras 3 e 4.

4 – RESULTADOS E DISCUSSÃO

As estatísticas dos ensaios com inconel 6 (com ângulo e queima), e do ensaio 7 com aço 52100 são mostrados nas Figuras 3 e 4, respectivamente. Pode-se observar do espectro normalizado que para uma usinagem normal, isto é, sem queima, o espectro apresenta uma

desordem visual. Porém no início da queima, o espectro permanece de alguma forma consistente. Apesar de ser notório esta característica, é ainda difícil dizer que esta estatística seja útil para a detecção da queima.

Da Lei de Estatística de Nuttall, não é evidente qualquer indicação que poderia ser útil na avaliação da integridade superficial da peça. Ela revelou-se pobre mesmo em transmitir informação concernente ao ruído gerado quando a peça não está sendo usinada.

Para a correlação do período do rebolo, nota-se que a queima pode ser efetivamente caracterizada. Isto é mais evidente, como esperado, quando observamos a correlação da Potência do Período do Rebolo (Potência Filtrada). Pode-se dizer que este fenômeno é devido a um amolecimento metalúrgico durante a usinagem, isto é, o rebolo atrita e escorrega sobre a superfície da peça ao invés de usinar, e sua variação de uma revolução para outra é conseqüentemente menor. Evidências sobre esse mesmo fenômeno podem ser observadas pelos dados da velocidade do rebolo, onde é bem caracterizado o aumento da velocidade do rebolo – o tempo entre os picos da correlação é menor – quando a queima ocorre. Salienta-se neste ponto que este efeito poderia ser medido também usando outras técnicas menos sofisticadas do que um sistema de emissão acústica de alta frequência de amostragem, mas este fenômeno foi observado pela primeira vez num trabalho sobre EA.

Comparando-se os gráficos de Inconel e aço 52100 observa-se que a correlação é maior no último do que no primeiro. Isto é esperado, uma vez que o aço 52100 é relativamente macio.

Se a correlação do Período do Rebolo for empregada como um indicador da queima da peça, um aumento relativo do nível do sinal deve ser pesquisado.

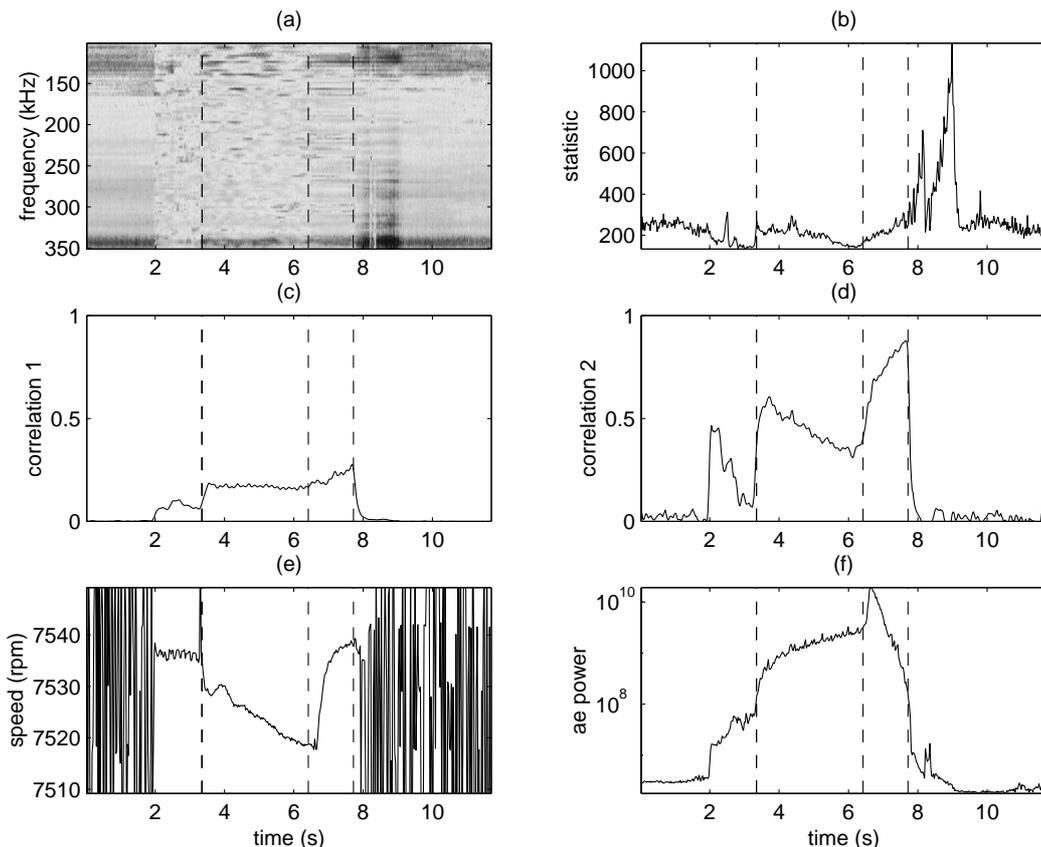


Figura 3. Dados do Ensaio 6 com Inconel. a) Espectro de Frequência Normalizado. b) Estatística de Nuttall. c) Correlação do Período do Rebolo. d) Correlação da Potência do Período do Rebolo. e) Velocidade do Rebolo medida a partir do sinal de EA. f) Potência do sinal de EA. As linhas pontilhadas representam: primeiro contato, queima, último contato. Este foi um corte em rampa, sendo que o primeiro e o último contato coincidem-se.

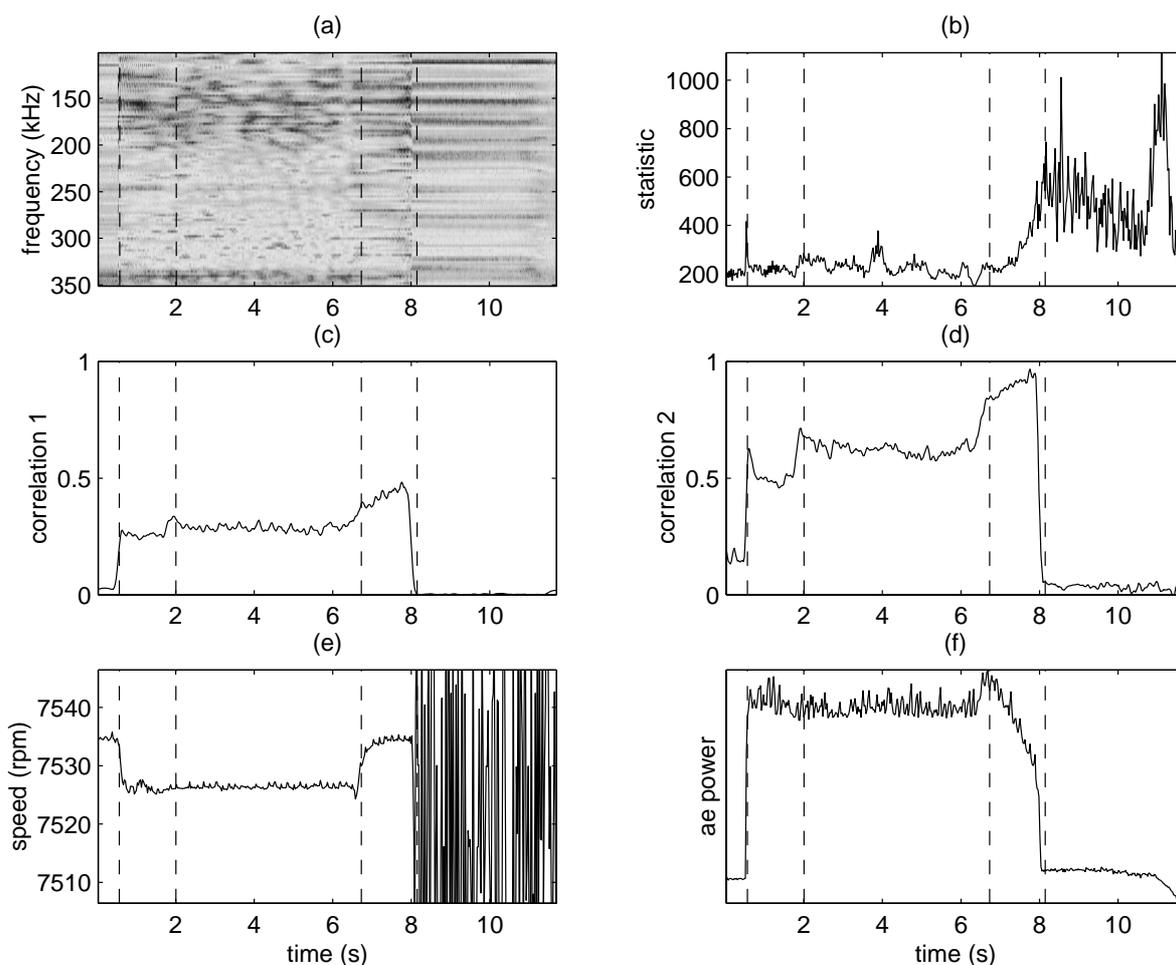


Figura 4. Dados do Ensaio 7 com aço 52100. a) Espectro de Frequência Normalizado. b) Estatística de Nuttall. c) Correlação do Período do Rebolo. d) Correlação da Potência do Período do Rebolo. e) Velocidade do Rebolo medida a partir do sinal de EA. f) Potência do sinal de EA. As linhas pontilhadas representam: primeiro contato, contato pleno, queima, ultimo contato.

Salienta-se aqui que os demais resultados não foram apresentados devido à falta de espaço.

5 – CONCLUSÃO

Neste trabalho foi realizada uma análise dos dados de sinais de emissão acústica, amostrados em alta frequência, através do emprego de algumas ferramentas estatísticas como forma de indicar a ocorrência da queima superficial na peça retificada. Os resultados mostraram que o amolecimento metálico acompanhado de queima causam menos variação do sinal de emissão acústica entre revoluções do rebolo do que quando o metal não foi danificado. Isto foi observado pelo aumento do nível da correlação estatística, e também no grau de auto-similaridade entre espectros de curta duração temporal. Foi também observado, e de certa forma surpreendente, que a rotação do rebolo (velocidade rotacional) pode ser determinada precisamente a partir dos dados de emissão acústica.

6 – AGRADECIMENTOS

Os autores agradecem o suporte financeiro dado ao pesquisador Paulo R. de Aguiar, bolsa de Pós-Doutrado, proc. FAPESP No. 98/00461-6, e também ao National Science Foundation, contrato DMI-9634859.

7 – REFERÊNCIAS

- Inasaki, I. "Monitoring of Dressing and Grinding Process with Acoustic Emission Signals", Annals of the CIRP, Vol. 34/1/1985, pp. 277-280.
- Bennett, R. T. "Acoustic Emission in Grinding", Master of Science Thesis, University of Connecticut, 1994.
- Webster, J., Marinescu, I. & Bennett, R. "Acoustic Emission for Process Control and Monitoring of Surface Integrity during Grinding", Annals of the CIRP, Vol. 43/1/1994, pp. 299-304.
- Proakis, J., C. Rader, F. Ling, E C. Nikias, 'Advanced Digital Signal Processing', MacMillan, 1992.
- Nuttall, A. "Detection Performance of Power-Law Processors for Random Signals of Unknown Location, Structure, Extent, and Strength," Naval Undersea Warfare Center Technical Report 10751, 1994.

ESTUDO DA DETECÇÃO DE CONTATO ENTRE REBOLO E PEÇA-OBRA ATRAVÉS DE EMISSÃO ACÚSTICA

Paulo Roberto de Aguiar

Unesp – Bauru, SP, Brasil – DEE-FE – E-mail: aguiarpr@bauru.unesp.br

Zhen Wang

Peter Willett

Electrical and Systems Engineering Department, U-157, University of Connecticut, Storrs, CT 06269, USA – Email: willett@enr.uconn.edu

John Webster

Unicorn International Grinding Tech Centre, Tuffley Crescent, Gloucester, GL1 5NG, U.K.

Resumo

O presente trabalho faz um estudo da aplicação do sinal de EA para a detecção de contato entre rebolo e peça de trabalho, diferenciando-se de outros por analisar o sinal puro de emissão acústica ao invés do sinal RMS e, também por explorar a detecção do contato dos primeiros grãos abrasivos com a peça em vez do contato rebolo-peça. Os sinais de EA foram medidos por um único sensor de EA (PAC U80D-87) montado diretamente na mesa da retificadora plana utilizada. Um sistema de aquisição de dados de alta frequência de amostragem (2.56 MHz) foi utilizado. Os resultados das avaliações experimentais são apresentados. Vários métodos estudados incluem Kurtosis, Skew, MVD, ROP, Cruzamento Zero e Teste de Page.

Palavras-Chave: Detecção de Contato, Retificação, Emissão Acústica, Monitoramento

1. INTRODUÇÃO

O processo de retificação é o principal dentre os processos de fabricação, perfazendo 25 % do gasto total referente aos processos de usinagem (Malkin, 1989). Além disso, embora a retificação seja empregada para alguns materiais como uma escolha ou opção, para outros como as cerâmicas avançadas não se tem outra alternativa. Essa importância industrial e o fato da usinagem por retificação ser de alto custo e demandar muito tempo, a faz apropriada para estudos de otimização.

Um aspecto dessa otimização é o da eliminação do espaço de tempo entre o contato do rebolo e da peça à ser usinada. Os dois elementos devem se encontrar, porém se a velocidade de aproximação for muito alta pode haver choque (Dong et al, 1995), enquanto que para velocidades muito baixa perde-se tempo com o rebolo girando livremente. Existindo um sinal rápido de alerta ou controle no momento do contato entre rebolo e peça, então poder-se-ia diminuir a velocidade de avanço do rebolo a tempo de não ocorrer qualquer dano. O presente trabalho versa exatamente sobre esse aspecto da usinagem.

O uso do sinal de emissão acústica (EA) tem sido inicialmente usado como uma técnica para detectar pulsos de energia devido à esforços causados por deformações, desenvolvimento de trincas e mudanças de fases nos materiais sólidos (Aburatani et al, 1996), para detecção de contato (Dornfeld et al, 1984; Inasaki et al, 1985; Dong et al, 1997), e tem se mostrado um método mais conveniente e sensível do que aqueles que utilizam força e potência (Dong et al, 1995; Inasaki et al, 1985; Kakino et al, 1982). Entretanto, analisando os trabalhos de pesquisa anteriores, observa-se que a maioria deles utilizou-se o sinal RMS de emissão acústica (EARms) e o sinal bruto tem recebido pouca atenção. Devido a sua natureza de média

estatística, o sinal EArms não traz algumas características importantes, e talvez, o instante inicial do contato dos grãos do rebolo com a peça seja perdido.

Nas próximas seções, serão apresentados brevemente o banco de ensaio e as bases teóricas empregadas. Em seguida, é apresentado na secção 3 um número de alternativas ao sinal EArms baseadas em estatísticas para a detecção de contato, onde pode ser visto que todas as alternativas oferecem um aprimoramento considerável em termos de tempo de alerta.

2. PARTE EXPERIMENTAL

Os ensaios foram realizados numa máquina retificadora superabrasiva do fabricante Edgetek, onde se utilizou o material Inconel 718. A figura 1 mostra a configuração utilizada para os ensaios. O sinal de EA foi monitorado por um sensor do tipo U80D-87 do fabricante Physical Acoustics Corp, cuja resposta em frequência é conhecida, e montado diretamente na peça-obra. O sistema consiste do sensor, um pré-amplificador, um pós-amplificador e um sistema de aquisição de dados, modelo HP E1430A, o qual amostrou o sinal em modo contínuo à uma frequência de 2.56 MHz. Os parâmetros de usinagem foram:

- Velocidade rotacional do rebolo: 7500 rpm
- Velocidade de avanço do rebolo: 12,7 mm/s
- Diâmetro do Rebolo: 190,5 mm
- Fluido Refrigerante: Master Chemical VHP 200
- Vazão do Fluido: 1,83 litros/s
- Rebolo: 100/120-CBN

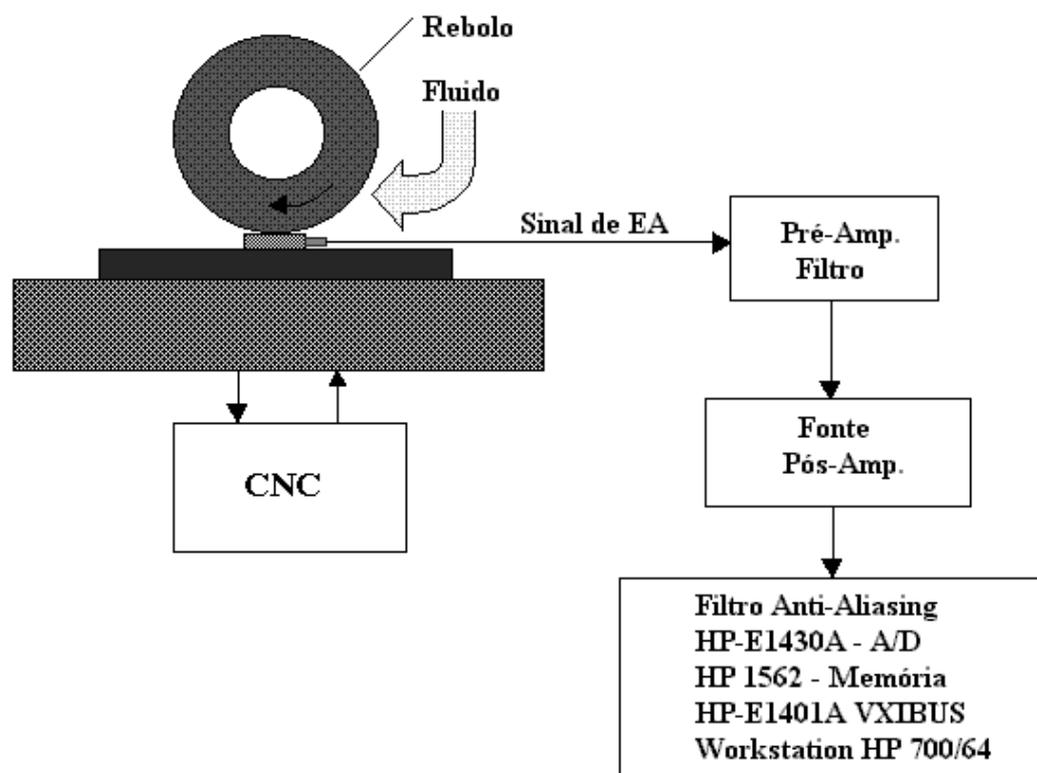


Figura1. Configuração utilizada para os Ensaiois

O contato entre rebolo e a peça tem dois estágios. Um deles pode ser denominado de “contato do grão”, significando que os grãos mais proeminentes no rebolo realizando contatos

intermitentes com a peça produzem uma característica do tipo *burst* no sinal de EA. O outro estágio é o “contato do rebolo” no qual o rebolo está continuamente em contato com a peça, resultando num sinal bastante variável e de maior amplitude de EA. Portanto, é muito mais útil detectar-se o “contato do grão”, o qual está milissegundos à frente do contato pleno do rebolo com a peça e o possível e concomitante choque.

A figura 2 mostra um exemplo do sinal de emissão acústica em torno da região de contato para um dos ensaios realizados. Pode-se observar claramente que existe uma pequena espessura da energia acústica antes do engajamento pleno do rebolo na peça, possivelmente causado pelo contato do grão abrasivo do rebolo. Este fenômeno é um objetivo que o trabalho pretende alcançar. Também pode ser notado na mesma figura que o processamento do sinal pela técnica denominada *Whitening*, a qual é a deconvolução da resposta em frequência do sistema, traz um melhoramento dessa característica. Por outro lado, essa característica não é obviamente observada no sinal EArms. Entretanto, a observação que se faz, em geral, é sobre a amplitude do sinal, e naturalmente a magnitude do sinal EArms. Na verdade, a espessura observada na Figura 2 não pode ser considerada neste ponto como representativa do primeiro contato do rebolo e peça. O objetivo, portanto, é extrair características pelas quais esse contato dos grãos presumido seja de fato evidenciado mais fortemente, sendo necessário para isso, o processamento do sinal de EA na sua forma bruta.

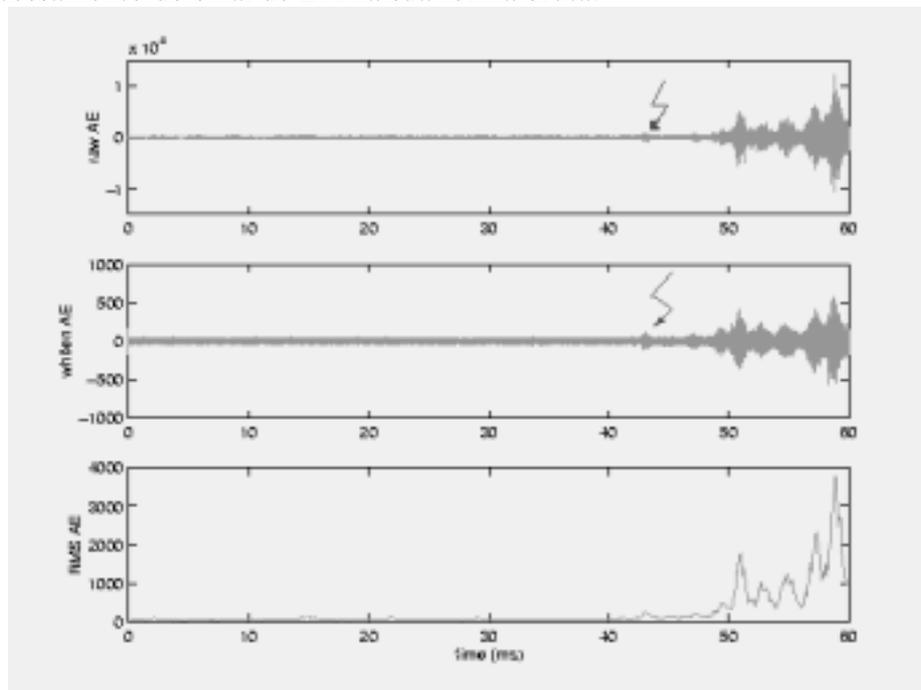


Figura 2. Dados de EA em torno da região de contato para um dado ensaio. Acima: Sinal bruto de EA. Meio: Sinal de EA após *Whitening*. Abaixo: Sinal EArms com um filtro de 5 kHz. As setas indicam o contato inicial dos grãos abrasivos.

3. PROCESSAMENTO DE SINAIS

O critério utilizado por Webster (Webster et al, 1996) para a detecção de contato estabelece que o sinal EArms esteja acima de um limite de potência para um dado limite de tempo, de forma a evitar alarmes falsos e geralmente detectados quando do contato pleno do rebolo com a peça-obra. Nos próximos itens, sugere-se ferramentas de processamento de sinais as quais trazem algum aprimoramento. Algumas técnicas, tais como a “Estatística da Lei da Potência no Domínio da Frequência” de Nuttall, (Nuttall, 1997) não apresentaram bons resultados, e portanto, não foram aqui apresentadas.

3.1 Kurtosis e Skew

As estatísticas de Kurtosis e Skew, as quais são respectivamente as medidas do quarto e terceiro momento normalizado, tem despertado grande interesse entre pesquisadores (Otman, 1998). Em termos estatísticos, tem-se

$$K = \frac{\varepsilon\{X^4\}}{\varepsilon\{X^2\}^2} \quad ; \quad S = \frac{\varepsilon\{X^3\}}{\varepsilon\{X^2\}^{3/2}} \quad (01)$$

onde ε é a média estatística, e naturalmente ela pode ser obtida pela média empírica dos dados de EA. No caso da ausência do sinal bruto de EA, é ainda possível estimar Kurtosis e Skew diretamente do sinal EA_{rms} (Otman, 1998), através das equações:

$$K(r,s) = \frac{6((r-s)^2(r+s+1) - rs(r+s+2))}{rs(r+s+2)(r+s+3)} \quad ; \quad S(r,s) = \frac{2(s-r)(r+s+1)^{1/2}}{(r+s+2)(rs)^{1/2}} \quad (02)$$

onde r e s são:

$$r = \frac{A\hat{E}rms}{\sigma^2} (A\hat{E}rms - A\hat{E}^2rms - \sigma^2) \quad ; \quad s = \frac{1 - A\hat{E}rms}{\sigma^2} (A\hat{E}rms - A\hat{E}^2rms - \sigma^2) \quad (03)$$

onde A_Erms são os dados empíricos RMS do sinal de EA e σ^2 é a variância empírica do sinal EA_{rms}. Utilizou-se blocos de 256 amostras para o processamento dos sinais, isto é, de duração de 0.1 ms.

3.2 Cruzamento Zero

Para um sinal monocromático, o tempo entre os cruzamentos zero é o recíproco da frequência. Para formas de ondas mais complexas a interpretação é menos óbvia, porém é razoável esperar que uma variação entre o estado de ruído e o estado em regime (antes do contato) pode ter um efeito na taxa de cruzamento zero (Ying, 1987). Como o próprio nome sugere, conta-se o número de eventos que cruzam o nível zero do sinal bruto de emissão acústica $x(n)$ durante cada bloco de tempo T . Escolheu-se aqui $T = 0.1$ ms, o que corresponde blocos de 256 amostras por contagem.

3.3 Relação de Potência (ROP)

O conteúdo espectral do sinal de EA é destacadamente diferente antes e após o contato, como pode ser visto na Figura 3. A estatística ROP é útil nesse aspecto, isto é, mede a quantidade relativa de potência para um dada largura de banda espectral em relação a potência total. A expressão para essa estatística é dada por

$$ROP = \frac{\sum_{k=n_1}^{n_2} |X_k|^2}{\sum_{k=0}^{N-1} |X_k|^2} \quad (04)$$

onde N é o número de pontos escolhidos para o cálculo da FFT, X_k é a k^{th} FFT, e a somatória é sobre um intervalo de frequência especificado e representado por n_1 e n_2 . No presente trabalho, utilizou-se a faixa de frequência de 300 a 400 kHz.

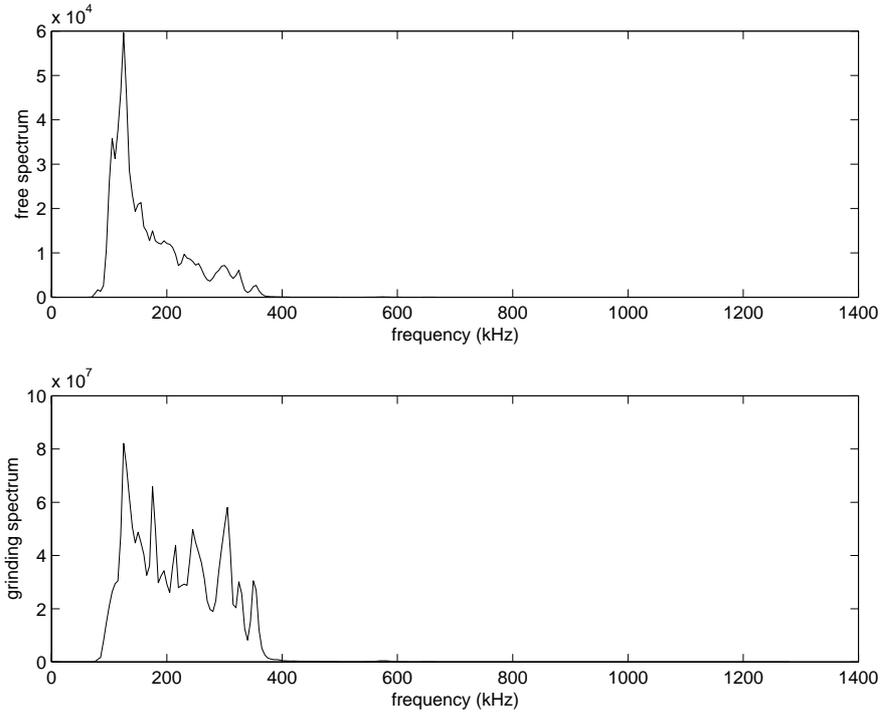


Figura 3. Exemplo de conteúdo espectral do sinal de EA antes (acima) e após o contato (abaixo).

3.4 Dispersão Do Valor Médio (MVD)

A forma usual dessa estatística é dada pela expressão:

$$MVD(X) = \sum_{k=0}^{N-1} \log \left(\frac{\frac{1}{N} \sum_{l=0}^{N-1} X_l}{X_k} \right) \quad (05)$$

onde $X(k)$ denota a k^{th} FFT de um bloco de $N \times n$, o sinal bruto de EA. O teste MVD é baseado no conceito estatístico de *overdispersion* (Chen et al, 1998), mas pode ser entendido como sendo um teste de homogeneidade dentre as amostras de FFT de magnitudes quadráticas, uma identidade aparentemente violada pelo contato dos grãos abrasivos. A estatística MVD não requer normalização pela potência do ruído, mas é baseada na hipótese que o espectro do sinal antes do contato é branco. Como não se tem aqui um espectro dessa natureza, utilizou-se portanto uma versão de banda limitada da estatística MVD. Assim, a forma adaptada é representada por

$$MVD(X) = \sum_{k=n_1}^{n_2} \log \left(\frac{\frac{1}{n_2 - n_1 + 1} \sum_{l=n_1}^{n_2} X_l}{X_k} \right) \quad (06)$$

A banda de frequência é determinada por n_1 e n_2 . Utilizou-se duas bandas de frequência, de 600-650 kHz e 1200-1280 kHz.

3.5 Teste de Page

Até certo ponto, o contato do rebolo com a peça dispara uma chave de um modo estatístico (principalmente o som do fluido refrigerante) para outro (a retificação propriamente dita). Assume-se que nesse intervalo existe um seguimento independente de observação x_n e um chaveamento no tempo desconhecido n_0 para o qual

$$x_n \text{ possui densidade } \begin{cases} f_0(x_n), & \text{se } n \leq n_0 \\ f_1(x_n), & \text{se } n \geq n_0 \end{cases} \quad (07)$$

O teste de Page (Page, 1954) é geralmente aceito como uma técnica rápida para problemas de detecção. Toda vez que a estatística CUSUM

$$Z_n = \max(0, Z_{n-1} + g(x_n)), \text{ com } Z_0 = 0 \quad (08)$$

passa pelo *threshold* h , a detecção é declarada. Para o presente trabalho, escolheu-se

$$g(x_n) = x_n^2 - 0.5 \max_{\text{no contact}} \{x_n^2\} \quad (09)$$

no qual o último termo refere-se à um segmento de dados antes do contato e que seguramente o mesmo não ocorreu.

4. RESULTADOS E DISCUSSÃO

A figura 4 mostra os resultados obtidos para um exemplo, ensaio 2 utilizando Inconel, empregando as estatísticas apresentadas anteriormente. Observa-se que a linha hachurada assinala a detecção do contato.

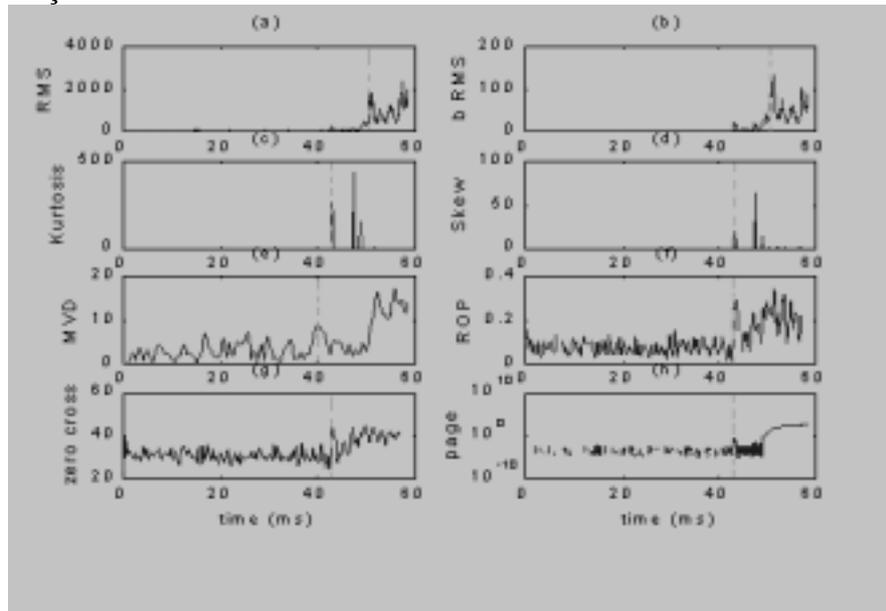


Figura 4. Resultados do ensaio 2 com Inconel. (a) AE RMS. (b) AE RMS (300<f<400 kHz). (c) Kurtosis. (d) Skew. (e) MVD com banda limitada. (f) ROP (300<f<400 kHz). (g) Cruzamento Zero. (h) Teste de Page. As linhas hachuradas verticais indicam o tempo da detecção do contato.

As estatísticas implementadas são comparadas com o método tradicional RMS o qual foi implementado em banda larga e banda limitada de frequência. Notar que ambos os sinais RMS trazem a mesma informação, e portanto, utilizou-se aqui apenas o sinal em banda larga. No método de Cruzamento Zero, um filtro foi usado como ultimo estágio na implementação. Observa-se na Figura 4 (c) e (d) nas estatísticas de Kurtosis e Skew que o primeiro pico está relacionado com o contato do grão e o segundo com o contato do rebolo propriamente dito. Para as outras estatísticas, o contato do grão também apresenta-se impulsivo, enquanto que o contato do rebolo é caracterizado por um crescimento sustentado do sinal. Para cada uma das estatísticas empregadas, um *threshold* mínimo foi escolhido convenientemente de forma a evitar falsos alarmes. Este valor foi referido como o valor médio da estatística antes do contato. O tempo de contato (*t*) é comparado com aquele do método RMS para se avaliar a eficiência da estatística empregada. Os resultados são mostrados na Tabela 1.

Tabela 1. Detecção do Contato usando os diferentes Métodos

Método	Threshold <i>h</i>	<i>t</i> (ms)	<i>t</i> _{RMS} - <i>t</i> (ms)
RMS	10E(<i>v_b</i>)=850	50.6	-
Kurtosis	100E(<i>v_b</i>)=35	42.9	7.7
Skew	100E(<i>v_b</i>)=37	42.9	7.7
MVD	1.3E(<i>v_b</i>)=15	42.8	7.8
ROP	5E(<i>v_b</i>)=0.45	43.0	7.6
Cruz. Zero	1.4E(<i>v_b</i>)=42	43.0	7.6
Page	0.01-0.1	42.9	7.7

As estatísticas discutidas foram aplicadas para seis ensaios com Inconel como mostra a Tabela 2, onde *t*_{RMS-t} é o atraso de contato T, E(T) traduz o atraso médio empírico e σ^2 corresponde a variância. Observa-se que a diferença do valor do “threshold” para os diferentes testes está dentro dos 10 % para os métodos MVD, ROP, Cruzamento Zero e Page.

Tabela 2. Detecção do Contato para 6 diferentes ensaios

Método	E(T)(ms)	σ^2	Min(T)	Max(T)
Kurtosis	3.3	5.7	1.2	7.7
Skew	3.3	5.7	1.2	7.7
MVD	5.8	12.0	1.6	10.0
ROP	4.4	7.8	1.3	7.6
Cruz. Zero	3.6	5.1	1.3	7.6
Page	4.4	8.1	1.2	7.7

Observa-se que o método RMS apresentou o maior tempo de detecção do contato, o que significa que é o menos sensível, e que as outras estatísticas contribuem de forma mais rápida e segura para a detecção de contato no processo de retificação.

5. CONCLUSÃO

O objetivo do presente trabalho foi investigar a detecção de contato entre rebolo e peça-obra através do processamento do sinal bruto de emissão acústica. A técnica tradicional é observar o crescimento da potência acústica, isto é, o cruzamento do sinal EA_{RMS} por um *threshold*. Pela sua natureza, o sinal EA_{RMS} é sensível às variações em larga escala, isto é, o contato pleno entre o rebolo e a peça-obra. Devido à sua inerente característica em calcular a média, esse sinal é insensível à eventos menores, tal como a passagem dos primeiros grãos abrasivos do rebolo pela peça.

Foram exploradas várias estatísticas usando-se o sinal bruto de EA amostrado em alta frequência para avaliar a detecção de contato. Em todos os ensaios testados, as estatísticas se revelaram oferecer uma melhora no tempo de detecção de contato em comparação à tradicional abordagem do sinal EA_{RMS} .

6. AGRADECIMENTOS

Os autores agradecem o suporte financeiro dado ao pesquisador Paulo R. de Aguiar, bolsa de Pós-Doutorado, proc. FAPESP No. 98/00461-6, e também ao National Science Foundation, contrato DMI-9634859.

7. REFERÊNCIAS

- Malkin, S., 1989, "Grinding Technology, Theory and Application of Machining with Abrasives", Ellis Horwood Limited, Chichester, England.
- Dong, J., Webster, J. & Willett, P., 1995, "Application of AE to Wheel/Work and Wheel/Truer Contact Detection in High-Speed Cylindrical Operations", Report 3, CGRD, University of Connecticut, USA.
- Aburatani, H. & Uchino, K., 1996, "Acoustic Emission Measurement Technique in Piezoelectric Ceramics", Jpn. J. Appl. Phys., Vol. 35, pp. 516-518.
- Dornfeld, D. A. & Cai, H. G., 1984, "An Investigation of Grinding and Wheel Loading using Acoustic Emission", Trans. Of the ASME, Journal of Engineering For Industry, Vol. 106, 1984, pp. 28-33.
- Inasaki, I. & Okamura, K., 1985, "Monitoring of Dressing and Grinding Processes with Acoustic Emission Signals", Annals of the CIRP, Vol 34, pp. 277-280.
- Dong, J., Webster, J. & Willett, P., 1997, "Laboratory and Industrial Testing of a Micro-Processor-Based Acoustic Emission System for Gap Elimination and Dressing Verification", CGRD, University of Connecticut, USA.
- Kakino, Y., Eda, H. & Kishi, K., 1982, "Detection of Starting Time of Grinding by Making use of Acoustic Emission", Journal of the Japan Society of Mechanical Engineering, Vol. 48, No. 3, pp. 50-54.
- Webster, J., Dong, J. & Lindsay, R., 1996, "Raw Acoustic Emission Signal Analysis of Grinding Process", Annals of the CIRP, Vol. 45/1.
- Jemielniak, K. & Otman, O., 1998, "Tool Failure Detection Based on Analysis of Acoustic Emission Signals" Jr. of Materials Proc. Technology, Vol. 76, pp. 192-197.
- Nuttall, A., 1997, "Performance of Power-Law Processor with Normalization for Random Signals of Unknown Structure", NUWC-NPT Technical Report 10,760.
- Chen, B., Willett, P. & Streit, R., 1998, "A Test of Overdispersion in a Data Set with Application to Transient Detection" Proceedings of the CISS, Princeton, NJ.
- Page, E. S., 1954, "Continuous Inspection Schemes" Biometrika, Vol. 41, pp. 100-114.

INFLUÊNCIA DE CARREGAMENTOS CÍCLICOS NAS TENSÕES RESIDUAIS INTRODUZIDAS POR SHOT PEENING EM JUNTAS SOLDADAS DE TUBULAÇÃO

Maria da Penha Cindra Fonseca (cindra@metalmat.ufrj.br)¹

Joel Regueira Teodósio (teodosio@metalmat.ufrj.br)¹

João Marcos Alcoforado Rebelo (jmarcos@metalmat.ufrj.br)¹

António Barata Correia da Cruz (accruz@isq.pt)²

- 1- Universidade Federal do Rio de Janeiro – COPPE/UFRJ - Programa de Engenharia Metalúrgica e de Materiais, C.P. 68505 – CEP21945-970 – Rio de Janeiro – Brasil
- 2- Instituto de Soldadura e Qualidade – ISQ, Taguspark, Apartado 119, 2781 Oeiras Codex, Portugal

Resumo

Foi estudado o comportamento das tensões residuais de compressão introduzidas por shot peening em juntas soldadas de tubulação de aço API 5L X-70, durante ciclos de fadiga. Foram analisados os encontros dos cordões de solda de fabricação do tubo com os cordões de solda circunferenciais de montagem da tubulação. Os ensaios de fadiga controlada por tensão foram feitos com cargas equivalentes a 60%, 70% e 80% do limite de escoamento do metal de base. As tensões residuais foram medidas por difração de raios-X, com os métodos de $\sin^2\psi$ e o de dupla exposição. Verificou-se que para carga de 60% do limite de escoamento, as tensões de compressão permanecem estáveis para um elevado número de ciclos até a fratura, enquanto que para 80% são aliviadas e tornam-se de tração para um baixo número de ciclos. Para cargas de 70% do limite de escoamento houve alívio parcial das tensões de compressão.

Palavras-chave: tensões residuais, fadiga, shot peening.

1. Introdução

A resistência mecânica, particularmente a resistência à fadiga das estruturas e equipamentos, depende entre outros fatores, do estado de tensões residuais nas camadas superficiais do material.

A falha por fadiga não era um problema usualmente associado às tubulações de gasodutos e oleodutos. Entretanto, a utilização dos aços de alta resistência, tem levado a um aumento dos níveis de tensão em operação e, conseqüentemente, a uma necessidade de maiores estudos nesta área (James *et Al.*, 1971).

Geralmente considera-se que, os campos de tensões residuais de tração facilitam o surgimento e a propagação de trincas de fadiga, enquanto que os campos de tensões residuais de compressão dificultam o surgimento destas trincas (Wanab & Nguyen, 1994 e Gurney, 1977).

As tensões residuais são tensões auto-equilibradas existentes nos materiais em condições de temperatura uniforme e sem carregamento externo. Tais tensões são sempre produzidas, se regiões de um material sofrem deformação plástica ou elástica heterogêneas [4]. As tensões residuais existem em praticamente todas as peças rígidas, metálicas ou não. Elas são o produto da história metalúrgica e mecânica de cada ponto da peça ou da peça como um todo e, geralmente, surgem durante os tratamentos mecânicos, termomecânicos e térmicos dos processos de fabricação (Lu *et Al.*, 1994 e Benning, 1989).

O método de shot peening de tratamento superficial dos metais é largamente utilizado para aumentar a resistência à fadiga. Este aumento da resistência à fadiga é explicado considerando que na camada superficial do material, durante o jateamento, surgem tensões residuais de compressão. As tensões residuais diminuem o nível das tensões de tração aplicadas e, conseqüentemente aumentam o limite de resistência à fadiga do material (Esterman *et Al.*, 1996). Considerando que as trincas de fadiga não se iniciam ou se propagam em uma zona de tensões de compressão, o tratamento superficial por shot peening produziria considerável aumento na sobrevida em fadiga da estrutura ou do componente (Diepart, 1994).

Neste trabalho, analisa-se a evolução de estado de tensões residuais compressivas, introduzidas por shot peening, em juntas soldadas de tubulação de aço API5LX-70, durante o desenvolvimento de ciclos de fadiga. Foram analisados os encontros das juntas soldadas de fabricação do tubo com as juntas soldadas circunferenciais de montagem da tubulação.

2. Materiais e Métodos

No presente trabalho foi usado o aço de alta resistência e baixa liga (ARBL), fabricado conforme a norma API 5L X-70, por laminação a quente, usado em tubulação de gasodutos. A composição química e as propriedades mecânicas do aço são apresentadas nas Tabelas 1 e 2.

Tabela 1 – Composição química, especificada e analisada, do aço (% em peso).

Máximo	C	Mn	P	S	Nb	Ti	V	Ni
Chapa – Norma API 5L X70	0,076	1,512	0,016	0,002	0,048	0,018	0,046	-
Chapa – analisada	0,07	1,54	0,010	0,002	0,048	0,019	0,042	0,025
Metal de Solda Longitudinal	0,06	1,71	0,028	0,010	0,030	0,010	0,029	0,026
Metal de Solda Circunferencial	0,06	1,19	0,009	0,009	0,010	0,008	0,014	0,024

Tabela 2 – Propriedades mecânicas do aço.

	Limite de Escoamento (MPa)	Limite de Resistência (MPa)	Alongamento (%)
Norma API 5L X70	575	637	40

A soldagem longitudinal dos tubos foi feita pelo processo de arco submerso, com três arames e três fontes em um passe interno e outro externo. A soldagem circunferencial da tubulação foi executada com parâmetros qualificados, semelhantes aos usualmente utilizados na montagem de campo de gasodutos, compreendendo um passe de raiz executado pelo processo TIG e subsequentes passes de enchimento realizados pelo processo de soldagem com eletrodo revestido.

Antes do tratamento de shot peening, foi realizado um tratamento térmico de alívio de tensões a 620°C, por 2 horas, em forno a vácuo, com posterior arrefecimento no forno. O processo de shot peening foi realizado utilizando uma intensidade Almen de 0,016A e cobertura de 200%.

Após o shot peening as tensões residuais foram medidas para verificação do estado inicial, antes dos carregamentos em fadiga e estes valores equívalem a N=0 nos gráficos apresentados.

Os ensaios de fadiga foram realizados a tração-tração. Utilizou-se uma máquina servo-hidráulica, com capacidade dinâmica de 250kN, à temperatura ambiente, em atmosfera normal de laboratório, em carregamento controlado com onda em forma senoidal, razão de carga de 0,1,

com frequência de 10Hz e interrompidos para a medição das tensões, conforme os parâmetros apresentados na Tabela 3.

As tensões residuais foram medidas por difração de raios-X, pelos métodos de $\text{sen}^2\psi$ e de dupla exposição, utilizando radiação $\text{CrK}\alpha$. A figura 1 mostra os pontos, no metal de base (MB), na zona termicamente afetada (ZTA), no metal de solda (MS) e as direções de medição das tensões residuais (L - direção longitudinal e T - direção transversal ao corpo de prova). As medições de tensões foram sempre realizadas com o corpo de prova descarregado, após a aplicação do número correspondente de ciclos.

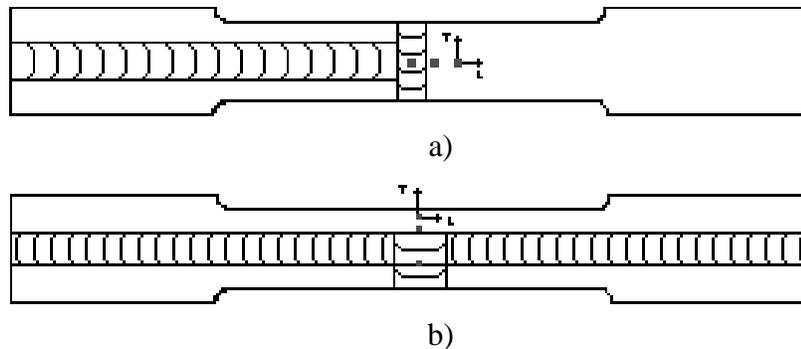


Figura 1 – Esquema dos corpos de prova contendo encontros de cordões de solda.

- a) encontro do cordão de solda de fabricação do tubo longitudinal, com o cordão de solda circunferencial de montagem da tubulação, transversal ao corpo de prova.
- b) encontro do cordão de solda de montagem da tubulação longitudinal, com o cordão de solda de fabricação do tubo, transversal ao corpo de prova.

Tabela 3 – Parâmetros dos ensaios de fadiga.

Corpo de prova	Tensão (MPa) - %LE	$F_{\text{máx}}$ (kN)	$F_{\text{min.}}$ (kN)	$F_{\text{méd.}}$ (kN)	$F_{\text{alt.}}$ (kN)	Frequência f (Hz)
A (b)	322 – 56%	57	5,7	31	27	10
	345 – 60%	62	6,2	34	28	10
B (b)	403 – 70%	47	4,7	26	21	10
	460 – 80%	53	5,3	29	24	10
C (a)	247 – 43%	45	4,5	25	20	10
	345 – 60%	62	6,2	34	28	10
D (a)	460 – 80%	72	7,2	40	32	10
E (a)	403 – 70%	59	5,9	32	26	10

3. Resultados e Discussões

O primeiro corpo de prova testado, CpC, foi inicialmente submetido à fadiga até 2.000.000 de ciclos, usando um nível de carga equivalente à 43% do limite de escoamento do material de base. Os ensaios de fadiga foram interrompidos para medição das tensões residuais superficiais. As tensões residuais não apresentaram nenhuma variação significativa em nenhum dos pontos medidos (fig.2), razão pela qual a tensão usada para cálculo do carregamento foi aumentada para 60% do limite de escoamento do material, permanecendo inalterados os demais parâmetros de ensaio.

Os ensaios continuaram e verificou-se que as tensões começaram a sofrer algumas alterações consideráveis quando atingiu 3.000.000 de ciclos e somente na direção longitudinal (fig.3).

A fratura ocorreu na região do encontro dos cordões de solda. O corpo de prova fraturou com 3.380.500 ciclos de fadiga.

Simultaneamente ao CpC, foi testado o CpA. Foi utilizado um nível de carga maior e equivalente a 56% do limite de escoamento do material. Os ensaios de fadiga foram interrompidos para medição das tensões residuais superficiais. Entretanto, verificou-se após 2.000.000 de ciclos de fadiga que as tensões residuais não sofreram alterações relevantes, (fig. 4). Então, o nível de carga foi ajustado para 60% do limite de escoamento do material, permanecendo os demais parâmetros inalterados.

O corpo de prova CpA rompeu a 2.716.000 ciclos fora da zona útil. As tensões, que estavam sendo medidas na região do encontro dos cordões, permaneceram nos mesmos níveis, isto é, não se modificaram (fig. 5).

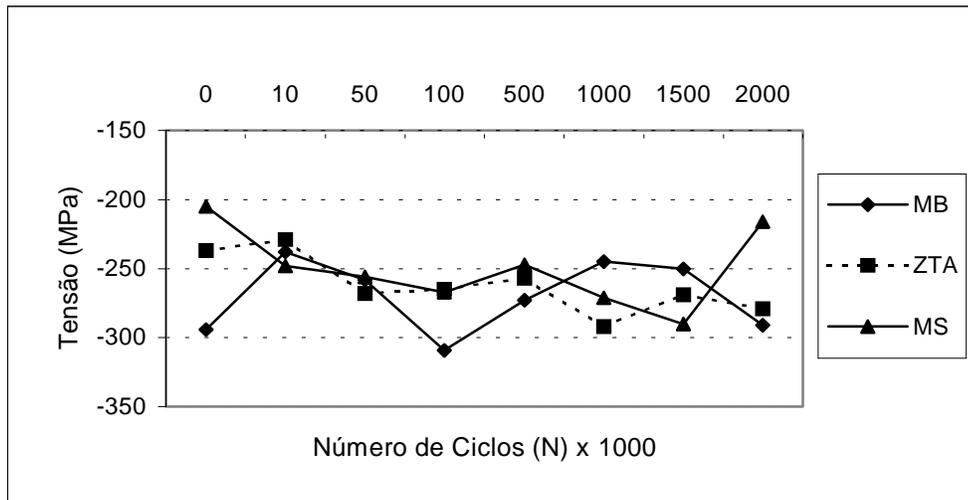


Figura 2 – Evolução das tensões residuais longitudinais, no corpo de prova CpC, com carga equivalente a 43% do limite de escoamento do material de base.

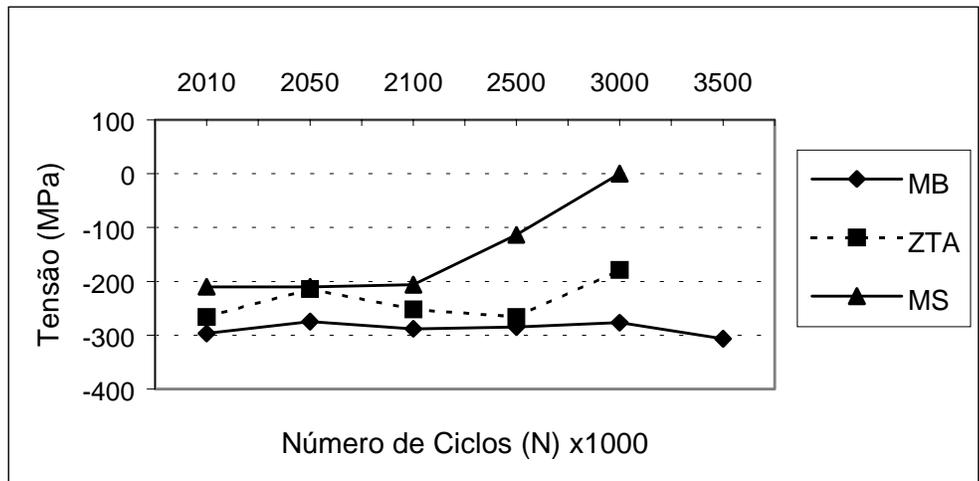


Figura 3 – Evolução das tensões residuais longitudinais no corpo de prova CpC, com carga equivalente a 60% do limite de escoamento do material de base, até a fratura.

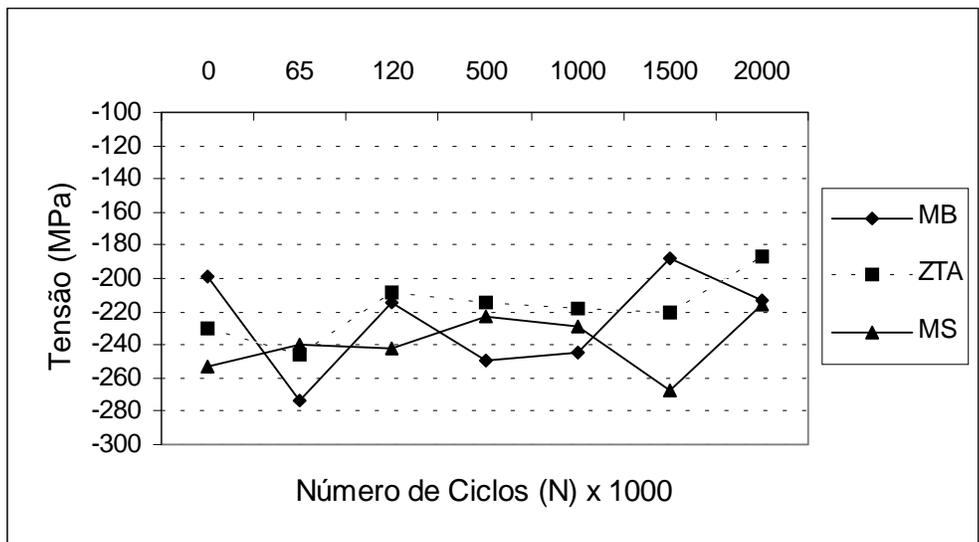


Figura 4 – Evolução das tensões residuais longitudinais, no corpo de prova CpA, com carga equivalente a 54% do limite de escoamento do material de base.

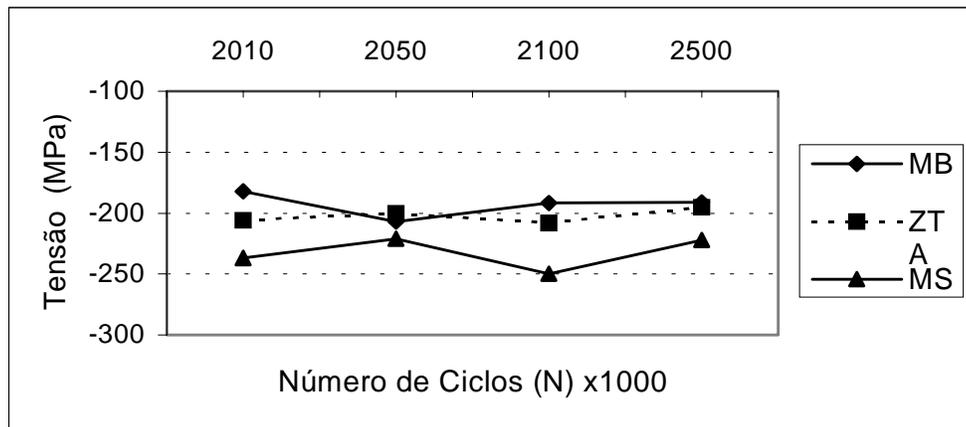


Figura 5 – Evolução das tensões residuais longitudinais, no corpo de prova CpA, com carga equivalente a 60% do limite de escoamento do material de base, até a fratura.

Após estes resultados e usando como referência os valores de tensão usados nos testes dos gasodutos, optou-se por usar cargas equivalentes a 80% do limite de escoamento do material. As tensões residuais modificaram-se abruptamente e o corpo de prova fraturou na região do encontro dos cordões, onde as tensões estavam sendo medidas, com apenas 69.000 ciclos de fadiga (corpo de prova CpD, fig 6).

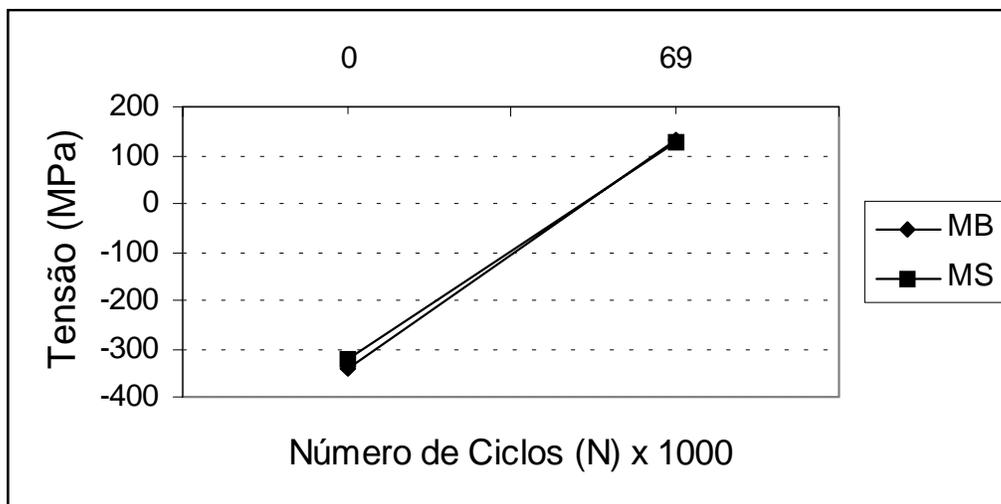


Figura 6 – Evolução das tensões residuais no corpo de prova CpD com carga equivalente a 80% do limite de escoamento do material de base, até a fratura.

Dois novos corpos de prova foram então testados utilizando-se um nível de carga intermediário e equivalente a 70% do limite de escoamento do material, a fim de possibilitar uma variação não tão lenta quanto a 60% do LE utilizada inicialmente, e menos lenta que os 80%. Estes corpos de prova (CpB e CpE - fig.7 e fig.8), tiveram um comportamento completamente diferentes entre si. O primeiro resistiu a cerca de 3.000.000 de ciclos de fadiga, enquanto que o

segundo suportou apenas 450.000 ciclos, fraturando na zona dos encontro dos cordões, onde as tensões residuais estavam sendo medidas.

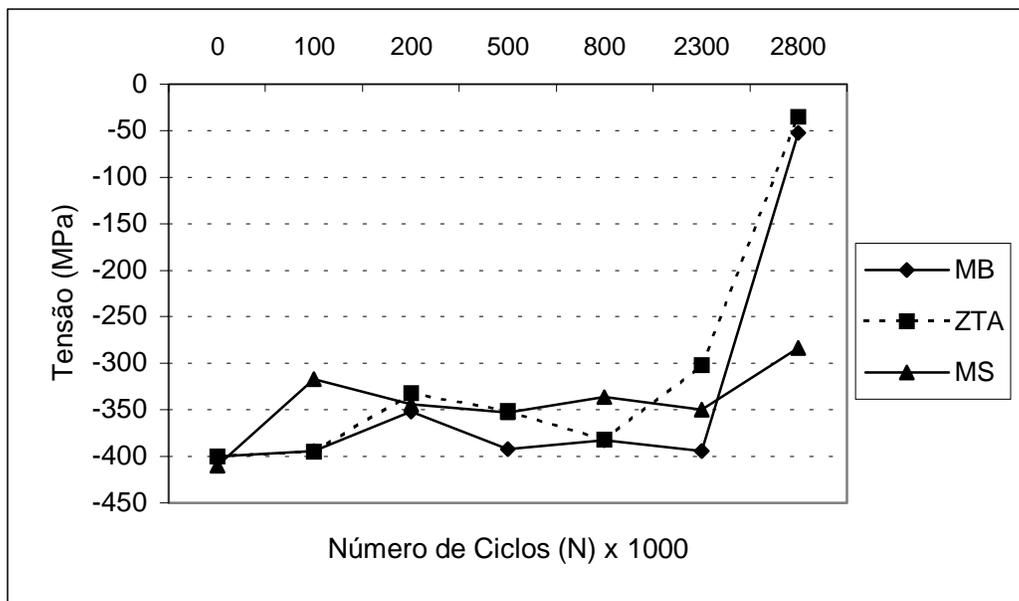


Figura 7 – Evolução das tensões residuais no corpo de prova CpB, com carga equivalente a 70% do limite de escoamento do material de base, até a fratura.

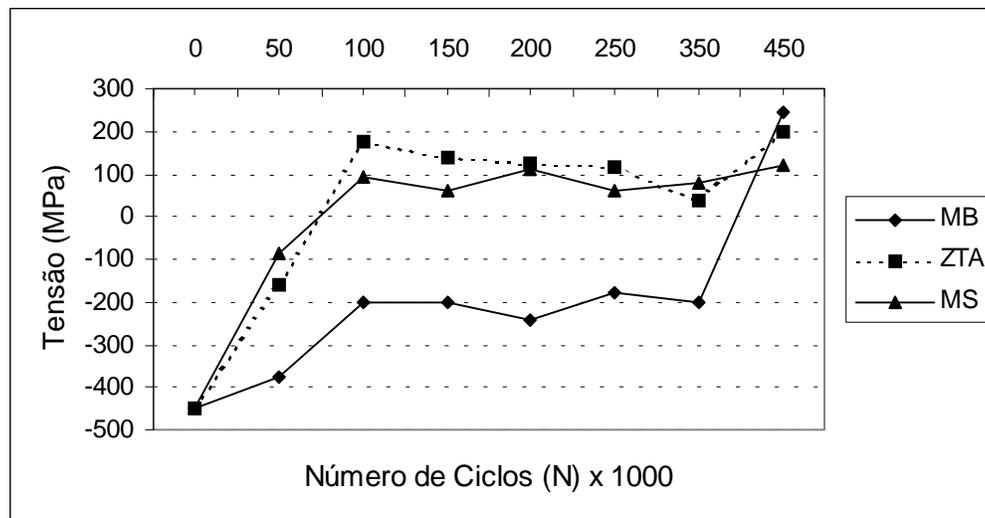


Figura 8 – Evolução das tensões residuais no corpo de prova CpE, com carga equivalente a 70% do limite de escoamento do material de base, até a fratura.

4. Conclusões

Foi analisado o comportamento das tensões residuais de compressão introduzidas por shot peening em juntas soldadas de tubulação de aço API5LX-70, durante o desenvolvimento de ciclos de fadiga, em corpos de prova contendo o encontro de cordões de solda de fabricação do tubo com os cordões de solda circunferenciais de montagem da tubulação. Os resultados indicam que:

1. Para cargas tração-tração equivalentes a 60% do limite de escoamento do metal de base, as tensões residuais permanecem compressivas e estáveis para um elevado número de ciclos, até a fratura;
2. Para cargas tração-tração equivalentes a 80% do limite de escoamento do metal de base, as tensões residuais compressivas tornam-se de tração, para um pequeno número de ciclos;
3. Para cargas tração-tração equivalentes a 70% do limite de escoamento do metal de base, as tensões residuais permanecem compressivas, mas diminuem de valor absoluto durante o desenvolvimento dos ciclos de fadiga.

6. Referências Bibliográficas

- 1) Benning, I.O. 1989, "Non-destructive determination of Load and Residual Stresses by the X-ray stress method", The Rigaku Journal, v. 6, n. 2.
- 2) Diepart, C.P., 1994, "Modelling of Shot Peening Residual Stresses - Practical Applications", Materials Science Forum v. 163-165, pp. 457-464.
- 3) Esterman, M., Navares, I.M., Ishii, K., Nelson, D.V., 1996, "Robust Design for Fatigue Performance: Shot Peening". In: Proceedings of the 1990 ASME Engineering Technical Conference and Computers on Experimental Mechanics Engineering, Irvine, USA.
- 4) Gurney, T.R., 1977, "Some Recent Work relating to the Influence of Residual Stresses on Fatigue Strength", International Conference on Residual Stress in Welded Construction and their Effect, v. 1, pp.151-164, London.
- 5) James, D.P., Edward, D.C., Christian, J.R., 1971, Proc. Conf. "Improving Welded Product Design" The Welding Institute, 16-18 Nov, v.1.
- 6) Lu, J., Bouhelier, C., Lieurade, H.P., et al., 1994, "Study of Welding Residual Stress Using The Step-by-Step Hole Drilling and X-Ray Diffraction Method", Welding in the World, v. 33, n. 2, pp. 16- 26.
- 7) Macherauch, E., Kloos, K. H., 1987, "Origin, Measurements and Evaluation of Residual Stress in Science and Technology" Ed. By E. Macherauch, V. Hauk, DGM Verlag.
- 8) Wanab, M. A., Nguyen, T. N., 1994, "Effect of Residual Stresses Produced by Mechanical Means on the Fatigue Life of Welded Structures". Second Australian International Conference on Surface Engineering, Coatings and Surface Treatments in Manufacturing, Adelaide, Austrália.

MODELO ANALÍTICO DE CÁLCULO
DE TENSÕES RESIDUAIS EM SOLDA CIRCUNFERENCIAL

Guilherme Victor Peixoto Donato¹ ; Joel Regueira Teodósio²

1 – PETROBRAS – Centro de Pesquisas e Desenv. Leopoldo A. Miguez de
Mello < donato@cenpes.petrobras.com.br >

2- COPPE/EE – Universidade Federal do Rio de Janeiro
< teodosio@metalmat.ufrj.br >

RESUMO

Foi desenvolvido um modelo analítico para o cálculo de tensões residuais externas e internas, em solda circunferencial de tubos. O modelo permite calcular as tensões circunferenciais ao tubo (longitudinais ao cordão de solda) e axiais (transversais ao cordão de solda). Os resultados previstos pelo modelo foram comparados com dados experimentais obtidos por outros autores, bem como com tensões residuais medidas por difratometria de raios-X. Os resultados indicam que o modelo adapta-se bem aos dados experimentais.

LISTA DE SÍMBOLOS

c_p	calor específico do metal depositado
E	módulo de elasticidade do material na temperatura ambiente
f	fator da tensão de escoamento para equilibrar as tensões residuais
I	corrente aplicada no passe depositado
k	coeficiente de condutividade térmica do metal depositado
L_1, L_2, L_3	dimensões limites para a distribuição de tensões
R	raio médio da tubulação
S_y	tensão de escoamento do material na temperatura ambiente
t	tempo após iniciado o depósito do passe analisado

t_c	espessura do cilindro
T	temperatura de equilíbrio após soldagem
T_n	temperatura no ponto distando “r” do centro do passe depositado
q	“input” de calor durante o processo de soldagem
v_p	velocidade de soldagem no passe
V	voltagem aplicada no passe depositado
x, y, z	coordenadas do sistema cartesiano utilizado
$y(x)$	deslocamento radial médio da tubulação
$y''(x)$	segunda derivada da função deslocamento $y(x)$,
β	fator geométrico = $[3.(1 - \nu^2) / (R^2.t_c^2)]^{1/4}$
$\kappa = \frac{E.t_c}{R^2}$	
$\lambda = \frac{\rho c_p}{2k}$	
η	eficiência da troca térmica no processo de soldagem
ν	coeficiente de Poisson
$\xi = z - v_p.t = 0$	
ρ	densidade do metal depositado
$\sigma_H(x)$	distribuição de tensões residuais em uma chapa soldada de tampo
$\sigma_\theta(x,z)$	distribuição de tensões circunferenciais na tubulação
$\sigma_a(x,z)$	distribuição de tensões axiais na tubulação
τ	temperatura necessária para alcançar a plastificação do material

1. INTRODUÇÃO

A utilização de elementos finitos para a previsão de tensões residuais em juntas soldadas depende da análise de grande quantidade de dados e a utilização intensiva de recursos computacionais, o que torna prolongado o tempo de resposta. O desenvolvimento de uma solução analítica para o cálculo de tensões residuais para uma geometria definida, possibilita a obtenção de resultados que, apesar de simples, permitem o estudo adequado de parâmetros de soldagem.

No presente trabalho foi desenvolvido um modelo analítico baseado na formulação de Vaidaynathan *et al* (1973). Este autor considera que o estado final de tensões residuais é o resultado de uma configuração geométrica onde os deslocamentos e rotações, após o equilíbrio, procuram minimizar a energia elástica armazenada durante o processo de soldagem.

Na medida em que se alcançam temperaturas elevadas durante a soldagem e, apesar dos tempos de resfriamento reduzidos, o material sofre um alívio em pontos de mais altas restrições. Estas alterações geométricas ficam orientadas no sentido de minimizar a energia total do sistema de tensões atuantes. A configuração final é resultado de uma distribuição de tensões residuais conhecida, que é alterada de forma a reduzir a energia, compatibilizando deslocamentos e rotações.

O modelo proposto considera as seguintes variáveis : propriedades mecânicas e físicas dos materiais de base e metal de adição (tensão de escoamento, módulo de elasticidade, coeficiente de expansão térmica, temperatura de fusão, coeficiente de condutividade térmica, calor específico,...), parâmetros de soldagem (corrente, velocidade de deposição e voltagem), distribuição de temperaturas no tubo, eficiência da troca térmica, velocidade de resfriamento, dimensões do tubo, temperatura de equilíbrio após soldagem e um campo inicial de tensões residuais auto-equilibrado.

Assume-se que apenas o primeiro e o último passes contribuem para a formação do estado final de tensões residuais.

2. RESULTADOS E DISCUSSÃO

A metodologia empregada por Vaidaynathan *et al* (1973)], utiliza uma distribuição de tensões residuais, longitudinais ao cordão de uma solda de topo, em uma chapa plana. Para uma geometria cilíndrica esta distribuição é alterada como a seguir.

1- Tensão circunferencial (longitudinal ao cordão de solda):

$$\sigma_{\theta}(x, z) = \sigma_H(x) - \frac{E \cdot y(x)}{R} + \nu \cdot \sigma_a(x, z) \quad (1)$$

2- Tensão axial (transversal ao cordão de solda):

$$\sigma_a(x, z) = \frac{E}{(1-\nu^2)} \cdot y'' \cdot z \Rightarrow y'' = \frac{d^2y}{dx^2} \quad (2)$$

A equação final da energia de deformação pode ser escrita como abaixo:

$$\bar{U} = \int_{-\infty}^{\infty} \frac{\sigma_H(x)^2 \cdot t_c}{2 \cdot E} \cdot dx - \int_{-\infty}^{\infty} \sigma_H(x) \cdot \frac{y(x) \cdot t_c}{R} \cdot dx + \int_{-\infty}^{\infty} \frac{E \cdot y(x)^2 \cdot t_c}{2R^2} \cdot dx + \int_{-\infty}^{\infty} \frac{E \cdot (y'')^2 \cdot t_c^3}{24 \cdot (1 - \nu^2)} \cdot dx \quad (3)$$

Com a função deslocamento dada por.

$$y(x) = \int_1^{\infty} \frac{p(x)\beta}{2\kappa} \cdot e^{-\beta \cdot (x-1)} \cdot (\cos \beta \cdot (x-1) + \text{sen} \beta \cdot (x-1)) dx + \int_{-\infty}^1 \frac{p(x)\beta}{2\kappa} \cdot e^{-\beta \cdot (1-x)} \cdot (\cos \beta \cdot (1-x) + \text{sen} \beta \cdot (1-x)) dx \quad (4)$$

Para a obtenção do campo de tensões residuais final na estrutura, é necessária a utilização de um modelo de distribuição de temperaturas e o cálculo do valor máximo alcançado em cada ponto. O centro de geração da energia térmica, é considerado como o ponto central do cordão de solda depositado. A relação entre a temperatura máxima e a distância do ponto, escolhida para o desenvolvimento do trabalho, é dada por Rosenthal *et al* (1941):

$$T_n = \frac{\eta \cdot q \cdot e^{-\lambda \cdot vr}}{2 \cdot \pi \cdot k \cdot r} \quad (5)$$

O modelo térmico baseia-se em uma função $f(T) \propto e^{-r/r}$, diferentemente do estudo original de Vaidyanathan, que relaciona a dimensão com o inverso da temperatura, ou seja $f(T) \propto 1/r$, o que altera a distribuição de tensões residuais após soldagem.

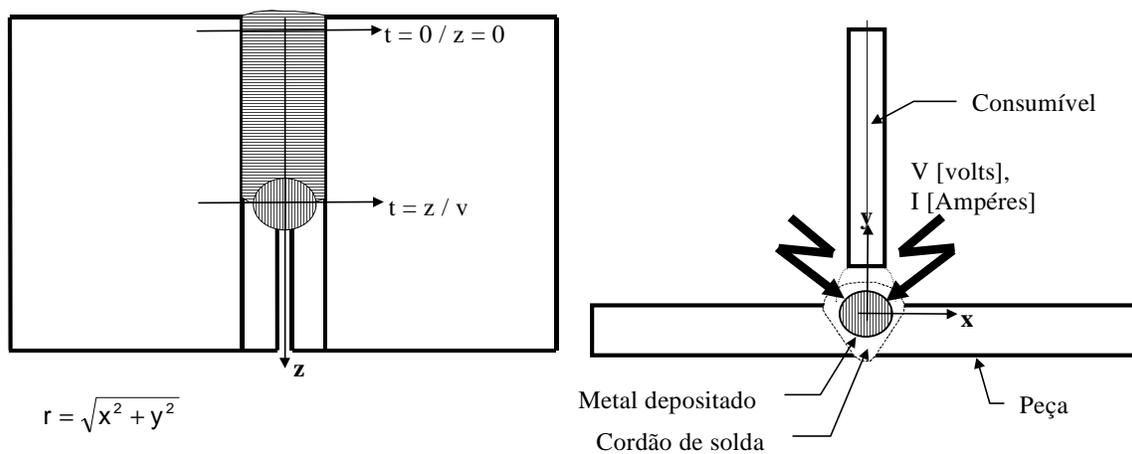


Figura 1 - Sistema de coordenadas envolvido no modelo térmico

A distribuição de tensões residuais inicial utilizada é indicada pela figura 2. Essa distribuição de tensões é simplificada, permitindo uma solução analítica sem a utilização de cálculos numéricos na integração das funções.

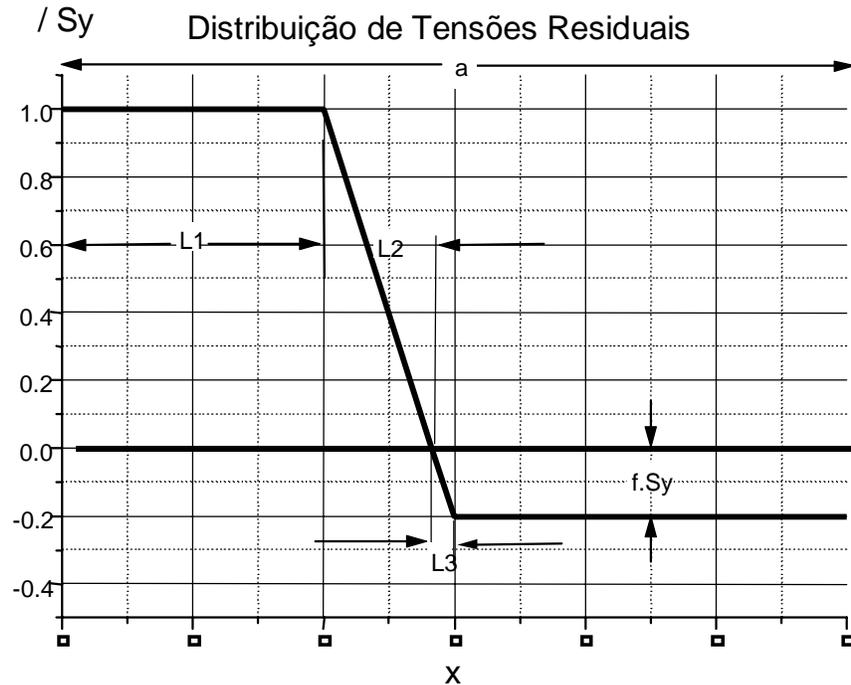


Figura 2 - Distribuição de tensões residuais equilibradas $\sigma_H(x)$ em solda de tampo

Da equação (5), obtêm-se as expressões para os limites (L_1 , L_2 e L_3) de distribuição das tensões residuais $\sigma_H(x)$.

$$(T + 2.\tau) = \frac{\eta.q.e^{-\lambda v L_1}}{2.\pi.k.L_1} \quad (6)$$

$$(T + \tau) = \frac{\eta.q.e^{-\lambda v(L_1+L_2)}}{2.\pi.k.(L_1 + L_2)} \quad (7)$$

$$(T) = \frac{\eta.q.e^{-\lambda v(L_1+L_2+L_3)}}{2.\pi.k.(L_1 + L_2 + L_3)} \quad (8)$$

Com esses limites, é possível a definição das funções que representam a curva de distribuição de tensões indicada na figura 2. É garantida a condição de equilíbrio dessa distribuição de tensões residuais, ao longo do eixo longitudinal da chapa, através da determinação do fator “f”.

A função deslocamento $y(x)$, dada pela equação (4), é resultado da integração, ao longo do eixo longitudinal do tubo, em pontos discretos, aproximando-se por uma sucessão de segmentos de reta ligando os valores

calculados. Após a obtenção de $y(x)$ e suas derivadas, é possível calcular a distribuição de tensões residuais que minimizam a energia elástica do sistema.

A figura 3 compara os resultados calculados pelo modelo desenvolvido, indicando a adaptação aos resultados experimentais obtidos por Vaidyanathan *et al* (1993).

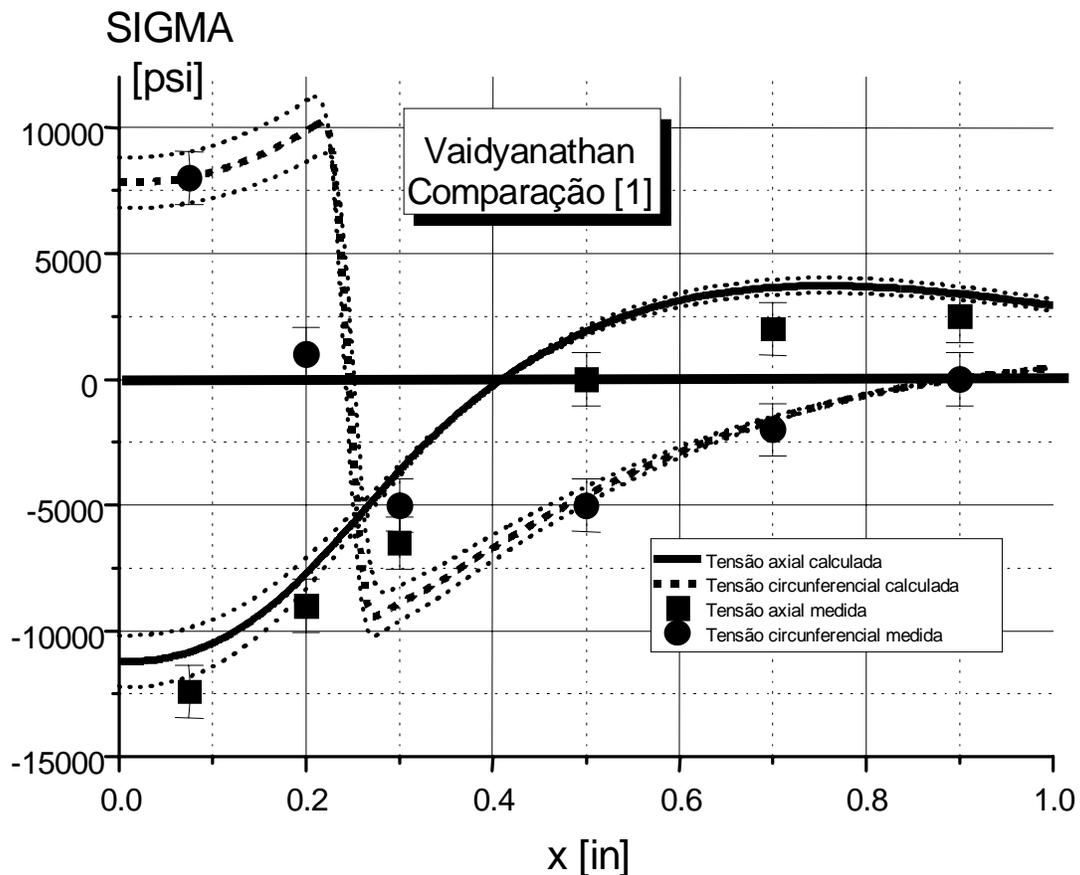


Figura 3 - Tensões axiais e circunferenciais no tubo

As figuras 4 e 5, mostram a comparação das curvas previstas pelo modelo desenvolvido, com os resultados experimentais obtidos por Fujita *et al* (1980). As figuras indicam uma boa adequação dos valores calculados, com exceção dos pontos próximos ao centro do cordão de solda. Isto se deve ao valor do escoamento do metal de solda superior ao do metal de base, que pode se alterado com a introdução de um fator de correção nos cálculos.

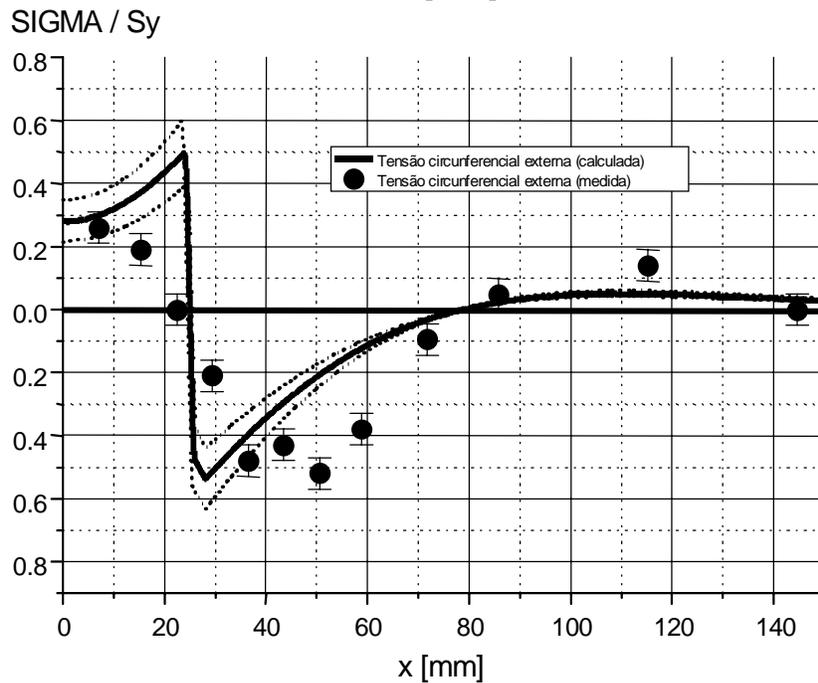
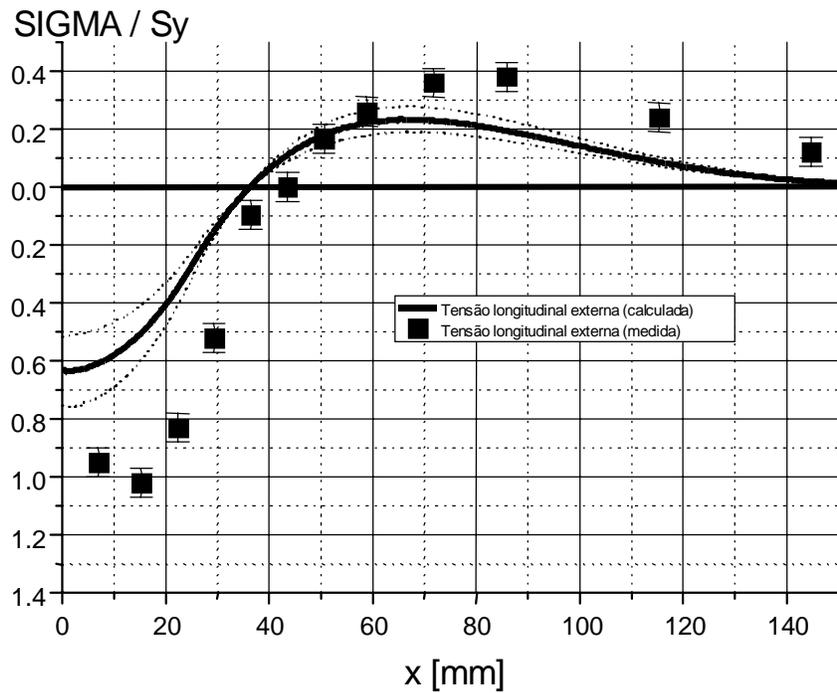


Figura 4 – Tensões residuais axiais e circunferenciais externas

A figura 6, compara as curvas previstas pelo modelo desenvolvido, com resultados experimentais, em solda circunferencial de tubo, obtidos através de difratometria de raios-X, utilizando-se o equipamento portátil descrito por Donato *et al* (1999).

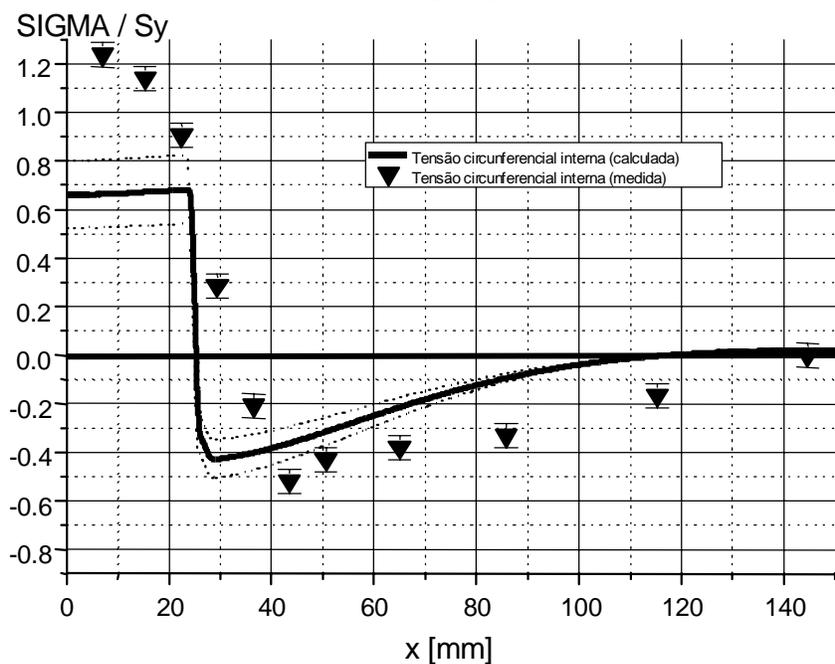
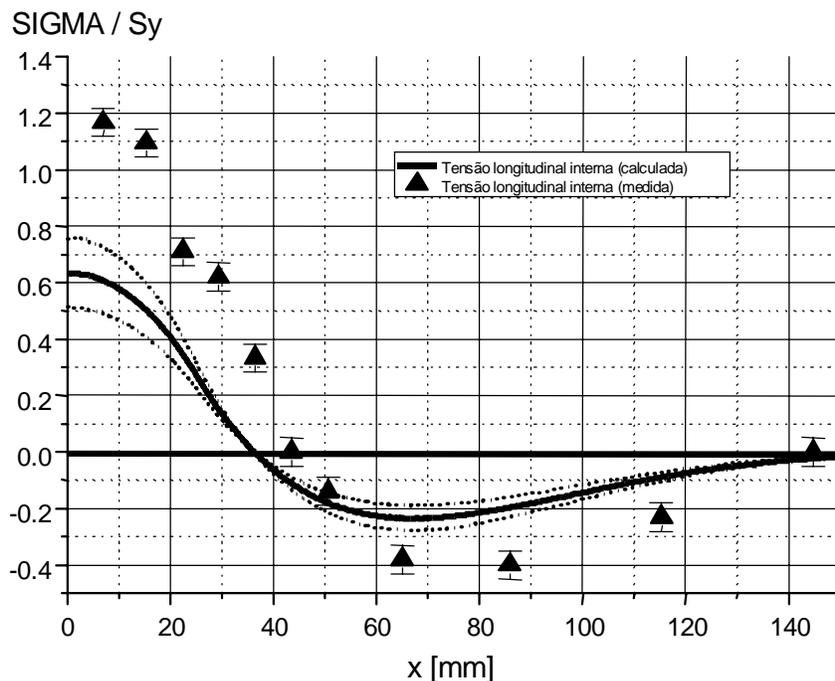


Figura 5 - Tensões residuais axiais e circunferenciais internas

O tubo é de material SA -106 Gr. B e o metal de adição foi o ER-70S3, com a utilização do processo de soldagem TIG. O tubo possui 50,8 mm de diâmetro e 5,54 mm de espessura. Nos cálculos foram utilizados os valores de escoamento do metal de solda e do metal de base. É obtida uma boa adequação entre os resultados experimentais e os calculados pelo modelo, inclusive no cordão de solda.

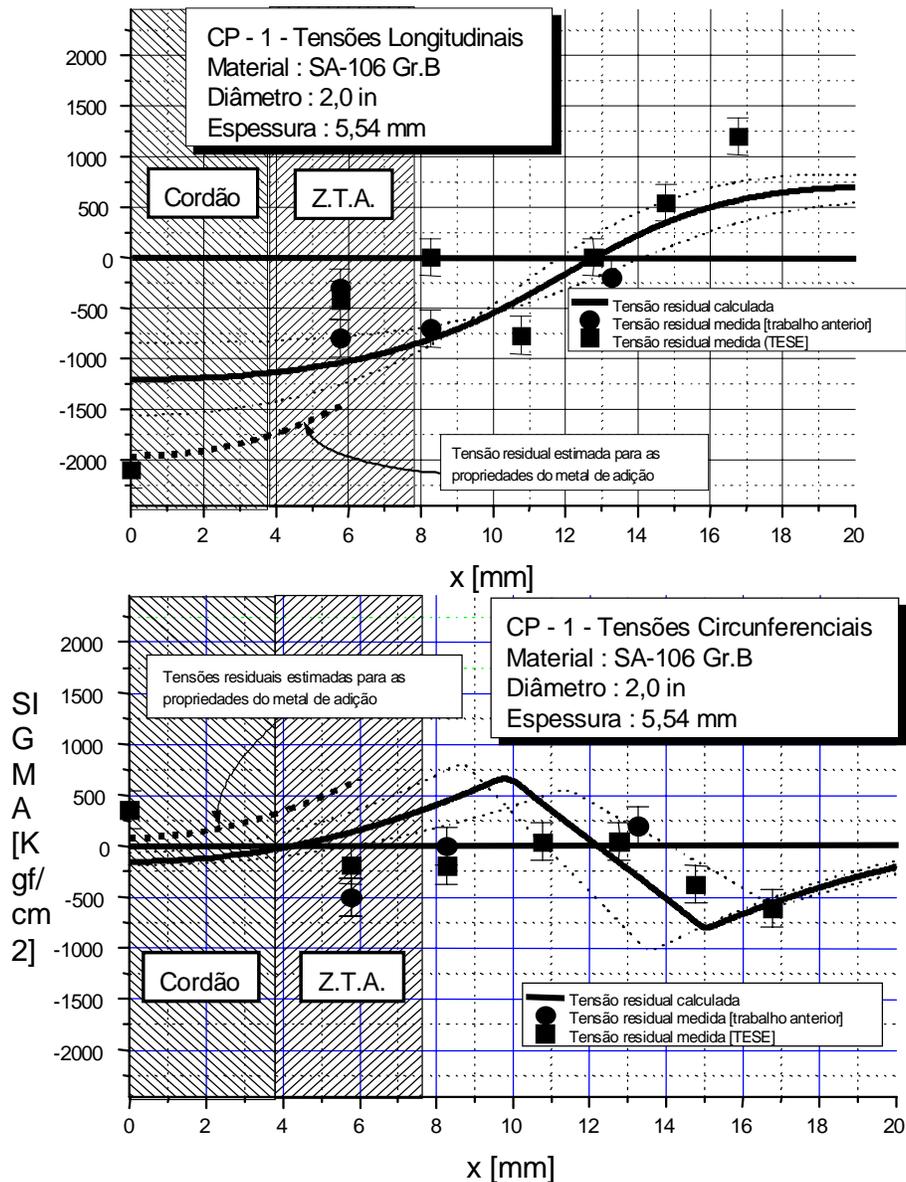


Figura 6 - Tensões Longitudinais e Circunferenciais no corpo de prova n.1

3. CONCLUSÕES

- 1 – Foi desenvolvido um modelo analítico que permite calcular com precisão, as tensões residuais internas e externas de solda circunferencial em tubo;
- 2 – Os valores calculados pelo modelo foram comparados com resultados experimentais obtidos por difração de raios-X, e com resultados experimentais obtidos por outros autores. Os valores calculados coincidem.
- 3 - Para pontos localizados no cordão de solda, é necessário utilizar o limite de escoamento do metal de solda no cálculo das tensões.

4. REFERÊNCIAS

Donato, Guilherme V. P., 1999, “Previsão de Tensões Residuais em Juntas Circunferenciais de Tubulações”, Tese de Doutorado, COPPE – Universidade Federal do Rio de Janeiro, 195p.

Fujita Y., Nomoto T. and Hasegawa H., 1980, “Deformations and Residual Stresses in Butt-Welded Pipes and Spheres”, IIW DOc.X, pp-963-980.

Rosenthal D., 1941, “Mathematical Theory of Heat Distribution During Welding and Cutting”, Welding Journal Research Supplement, pp.220-234.

Vaidyanathan S., Todaro A.D., Finniew I., 1973; “Residual Stresses due to circumferential welds”, Journal of Engineering Materials and Technology, Transactions of the ASME, pp 233-237.

CONTACT ON TOOL FLANK FACE IN MACHINING

Bergson Merchiolato Ferreira Maia

Alexandre Martins Reis

Marcio Bacci da Silva

Universidade Federal de Uberlândia, Faculdade de Engenharia Mecânica, Bloco 1M Campus Santa Mônica, 38400-089, Uberlândia, MG, Brasil. E-mail: mbacci@mecanica.ufu.br

Abstract

It is probable and has been observed that during machining there is contact between the machined surface and tool flank face due to spring back of the material passing the cutting edge. This recovery suggests that a minimum depth of cut is expected. The contact length and the minimum depth of cut is estimated in this work using theoretical relationship and experimental measurements from residual cutting forces (ploughing forces). These forces are obtained measuring the cutting forces for different feed rates and then extrapolating back to zero feed rate. The theoretical calculation of the contact using the equation derived for the static situation does not give consistent results, both for the length of the contact and the stress involved in the process. However there is some experimental evidence that indicates the proportion of the contact, which could be due to elastic recovery of the material.

Keywords: Machining, Mechanical Contact, Tribology

1. INTRODUCTION

The majority of work in metal cutting admits contact between the workpiece and the tool flank face only if there is flank wear and the tool is not sharp. The focus of attention is the region of contact on the rake face. Therefore in a turning operation with a single point tool three forces are considered: the cutting force in the direction of cutting speed; feed force in the direction of feed and thrust force in the direction perpendicular to the feed. These forces are a consequence of the force necessary to shear the material on the primary shear plane to form the chip and the new machined surface and the force necessary to overcome the resistance to chip movement on the rake face of the tool, the secondary shear zone. The contact on the flank face is not taken into account concerning the distribution of force.

Considering that the material machined is not a perfect plastic material, there could be some elastic deformation involved in the process. In fact the temperature achieved by the cutting zone and the high strain rate can affect the behaviour of the material during cutting. Because the strain rates during machining are so high, and there are no means to test a material under such conditions, the fundamental behaviour of the material is unknown. However for most ductile materials some elastic deformation during cut could be considered. Thus this elastic behaviour of the material suggests a contact of the machined surface with the tool flank face. It means that the tool needs to penetrate a specific depth into the material before starting to cut it. In other words, there is a minimum depth of cut that will depend on many factors, but mainly on the properties of the material. For values less than this minimum the material will not be cut, just be deformed.

Some authors named the forces due to the contact between workpiece surface and tool flank face residual cutting forces or ploughing force, Albrecht (1960), and believe that they are independent of feed rate. Therefore considering that there is no BUE the residual forces

can be calculated by means of extrapolation of a curve of cutting forces back to zero feed rate. This is done assuming that the residual forces, and so the contact length on the flank face, will not change with feed. Thus the forces during cutting are composed of the force necessary to shear the material and form chip and new surface on the shear zone, the force to overcome friction (and shear the chip) on the rake face and the residual forces on the flank face.

When there is a BUE, depending on its size and shape the situation can change. The BUE formed avoids contact with the flank face, but there is still elastic recovery after the material passes the BUE. However if extrapolation of the forces as above is used to calculate the residual cutting forces, the results will be misleading, because the conditions in the cutting zone will change with the feed rate when a BUE is present.

2. CONTACT LENGTH ON THE FLANK FACE

The usual representation of orthogonal cutting considers that the machined surface is being formed exactly at the cutting edge and will not have contact with the tool flank face. It is reasonable to consider chip formation by shearing action along a plane inclined with the direction of cut.

In the orthogonal cutting when the tool touches the workpiece, before it starts to cut some elastic deformation takes place. As the tool advances towards the workpiece the elastic limit of the material is reached and it starts to flow plastically. At this point there is no plastic deformation of the material but elastic deflection and no cutting. Eventually point is reached where the plastic deformation above the cutting edge compels the material to shear along the primary shear plane, and starts the chip formation. This contact with the tool rake face has a great effect on machining and the secondary shear zone. Figure 1 illustrates these situations.

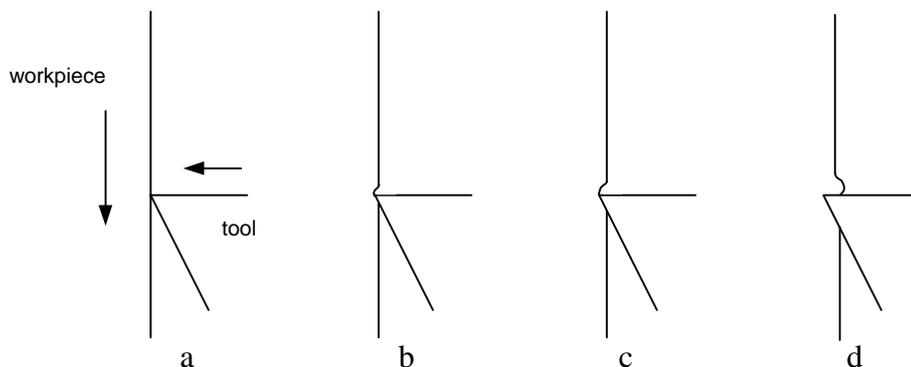


Figure 1. Initiation of cut: a-tool touches the workpiece; b-elastic deformation; c-plastic deformation; d-about to start to cut.

After the cut has started the situation can change and either there is no more contact on the flank face or the contact can continue independent of what happens above the cutting edge. Wallbank (1978) found evidence of this contact below the cutting edge when cutting different materials, suggesting that the contact can still exist during the cut.

Considering a tool with a rounded cutting edge instead of sharp wedge, when it touches the workpiece, and before it starts to cut, the movement is similar to the ploughing action of a hard particle sliding against a rigid plastic body. In this case the ridge of deformed material is pushed along ahead of the slider, no material is removed from the surface, instead the material flows beneath the particle. Three modes of sliding can be distinguished: cutting, wedge formation, and ploughing. The attack angle (inclination of the rake face) of the slider (particle in abrasion) and the conditions of the interface determine the transition between them. In experiments using a single particle as abrasive, the inclination of the cutting face determines whether material is removed or not, Sedricks et al. (1963).

When the sliding action results in removal of material the attack angle is the angle between the rake face and the direction of cutting speed. However, considering a rounded cutting edge at the moment when the tool touches the surface of the workpiece (without cutting) this angle is zero. As the tool penetrates into the surface this angle varies from zero to the attack angle of the tool. Therefore if the tool edge geometry is a cylinder then the depth of penetration will control the attack angle. Consequently the mode of sliding will depend on the penetration.

Figure 2 illustrates the effect of the attack angle or depth of penetration in the sliding mode for three materials. A sphere sliding against a plane surface. The interfacial shear strength, f , is the ratio between the shear stress at the interface (tangential force necessary to continue the movement) and the shear yield stress of the material of the plane surface.

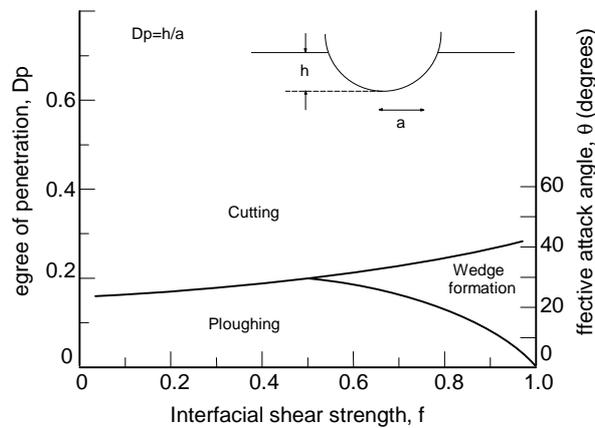


Figure 2. Modes of deformation observed in the sliding of a hard spherical indenter on α -brass, plain carbon steel (0.45% C) and an austenitic stainless steel (AISI 304), Hokkirigawa et al., 1988 (after Hutchings, 1992).

The mode of sliding depends on the force (normal load), radius of the indenter, and shear strength of the contact. According to the experimental results at low speeds, the transition from one mode of sliding to another depends on the lubrication. For experiment in Hokkirigawa et al. (1988) the load was about 0.7N and the radius of the indenter 27 μ m (and 62 μ m).

This above graph (figure 2) shows the condition at the rake face at the start of cutting. For example if there is complete adherence the cut starts when the attack angle is higher than 40 degrees, or degree of penetration is 0.3. When there is perfect lubrication however, the degree of penetration necessary to start cutting is less than 0.2.

In this experiment an interesting result was obtained that over a certain value of D_p the coefficient of friction is the same for both conditions, lubricated or dry.

The contact length could be estimated if the value of the forces acting on the contact is known. Direct measuring of the load F in cutting is not possible because it will be necessary to adjust the depth of cut to the minimum value, which is unknown. However there are other methods to estimate this force. Supposing the contact does not depend on feed rate it is possible to measure this force for various feeds and then extrapolate back to zero feed rate as in Chu (1998). Gordon (1967) used a split cutting tool device to measure and separate the forces acting on the rake face and flank face, but some extrapolation is still needed for values close to the cutting edge.

3.EXPERIMENTAL WORK

The machining process used was external turning of an AISI1040 rolled steel with an average hardness of 199Hv. The composition of the material was:

0.43%C 0.83%Mn 0.19%Si 0.035%S 0.007%P 0.19%Cu 0.11%Ni 0.14%Cr 0.05%Mo 0.027%Al 0.04%Ti

The tool was cemented carbide designated ISO M35 with a TiN-TiC-TiN coating. It has geometry given by SNMG 120404. When mounted in the tool holder the approach angle was 45 degrees, the rake angle was 5 degrees, the clearance angle 5 degrees and zero inclination of the cutting edge. This tool has rounded cutting edges with a radius of 0.0425mm measured in the optical microscope.

Three cutting speeds were used: 22, 30, and 40m/min. Cutting forces are measured for several feed rates (0.005, 0.01, 0.02, 0.03, 0.04, 0.05, 0.10, 0.15mm/rev) and then extrapolated to zero feed. These cutting speeds are in the region of BUE formation (for the highest feed rates), which could affect the extrapolation, however at low feed rates there is no BUE.

4.RESULTS AND DISCUSSION

The results of the force measurements (cutting force and feed force) and the curve used to fit them are shown in figure 3, as well as the correlation factor, which is very good, for each curve.

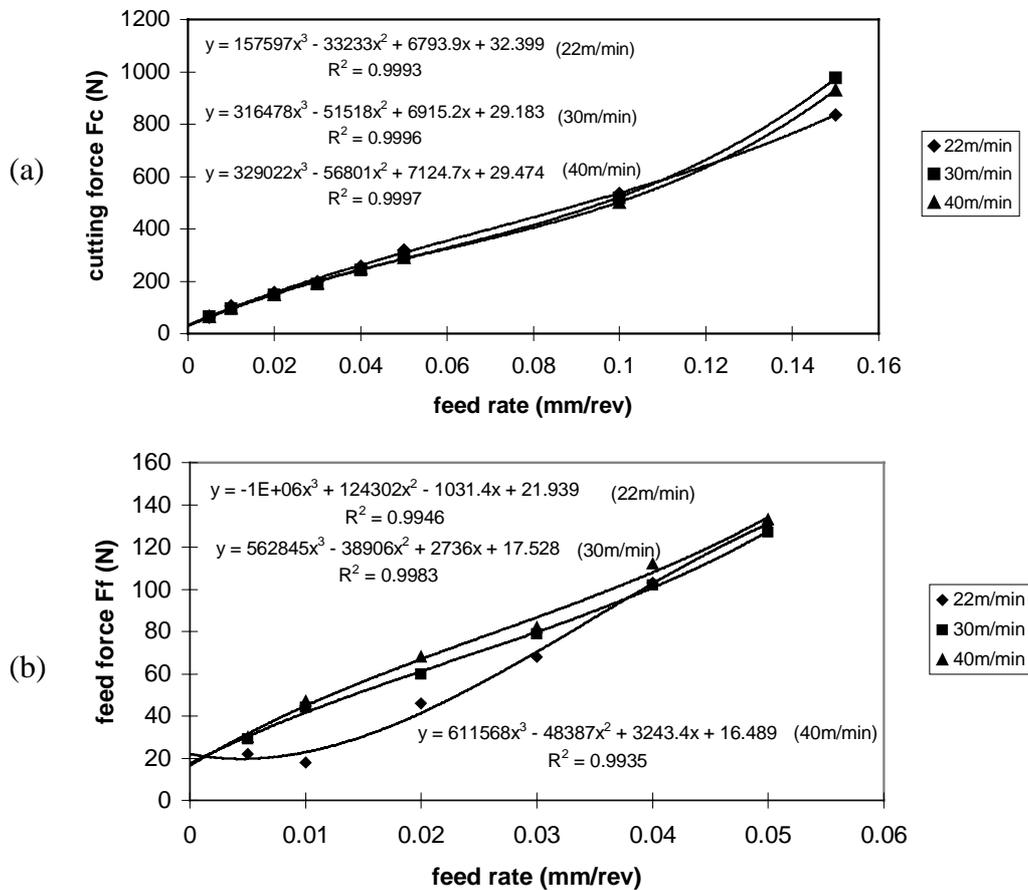


Figure 3. Residual cutting forces. a-cutting force F_c , b-feed force F_f .

According to these graphs the following residual forces are obtained:

Vc (m/min)	Fc (N)	Ff (N)
22	32	23
30	29	25
40	29	31

Feed force is the result of the measurement but resolved in the direction of the chip flow, which means the extrapolated value divided by $\sin(45^\circ)$.

In the case of zero feed rate, the movement of the tool against the workpiece can be considered as a mechanism of metallic friction. The force required to move the slider (tool) is considered to be the force to shear the junctions that form between the surfaces and the force necessary to displace the material of the workpiece from the front of the tool, Bowden et al. (1958).

According to the theory, the ploughing force depends on the width of the track. In the case of machining the width of the cut is the depth of cut, or the length of the cutting edge that is in action.

Wallbank (1978) measured a contact length of approximately 0.180mm for mild steel and dry conditions using a special quick stop device where the tool moves horizontally. The minimum depth of cut for a contact length of 0.180mm is approximately 10 μ m. This value is obtained by the geometry of the tool. The area of contact is then approximately 0.6mm², which gives a normal stress of 42N/mm² (25/0.6). Considering Young's modulus of 20x10⁴ N/mm² for steel, the engineering strain causing such deformation should be in the order of 10⁻³. The same calculation for all conditions indicates an engineering strain between 10⁻⁴ to 10⁻³ (the strain at the limit of proportionality in a normal tension test is of the order 3x10⁻³ for steels), depending on the cutting speed. This suggests that a minimum depth of cut of 10 μ m (generating a contact on the flank face of 0.180mm) could well be elastic deformation of the workpiece.

For the static situation, the theory predicts that plastic deformation begins when the mean pressure is 1.1Y, where Y is the uniaxial yield stress of the material. This value is about 350N/mm² for the AISI1040. Assuming that cutting will start at the onset of plastic deformation the results of the tests gives very high values for the mean pressure to start chip formation.

Form et al. (1970) consider that there will be a contact length below the cutting edge on the flank face, but this contact is formed by a dead material that adheres and envelopes the cutting edge. This dead material is similar to a BUE extended to the flank face. He suggests that the new surfaces (machined surface and chip) are formed by cracks that initiate at the extremity of this dead zone which have to exist independent of the cutting conditions, otherwise separation of material is not possible. In the experiments of Wallbank (1978) using a horizontal quick stop, there is no sign of fracture on the contact band, which would be expected if the contact is formed by dead zone of material adhered to the tool. However this can be a mechanism of formation of the surfaces when there is BUE. Depending on the shape of the BUE formed it can extend into the workpiece, changing the tool edge geometry (edge rounding) and avoiding contact between machined surface and tool.

To calculate the contact length using expressions for the static situation it is assumed that when pressing the tool against the material the contact will persist when the tool starts to move. At this point it is interesting to recall that the hardness indentation will leave a mark in the material that depends on the ductility. For example, if we use a pyramidal indenter the

shapes shown on figure 4 are possible, and the last one are typical of ductile materials.



Figure 4 Exaggerated shapes left on the material by a pyramidal indenter, Dieter (1976).

If this could persist when the indenter moves, the contact length on flank face will certainly be higher than the ones obtained by the theoretical calculations.

In the experiments of Sedricks (1963) to simulate the abrasive process, a pyramidal indenter was used as the tool. It was observed that the normal force is supported just by the friction of the chip with the rake face and therefore no contact with the flank face. The contact existed just for the static situation.

Assuming that it is true that the tool has to penetrate a certain depth to start to cut material and that the residual forces represents the forces acting on the cutting edge just before the cut starts it is possible to give experimental evidence of this critical penetration. In the graph of cutting force against time, the time necessary for the force to reach the mean value (and oscillate around it), represents the time since the tool first touches the surface until it is removing material at a constant undeformed chip thickness. As an example, the graph of figure 5 presents the behaviour of cutting force against time for $V_c=22\text{m/min}$ and $f=0.001\text{mm/rev}$, for the same material and depth of cut used in this work.

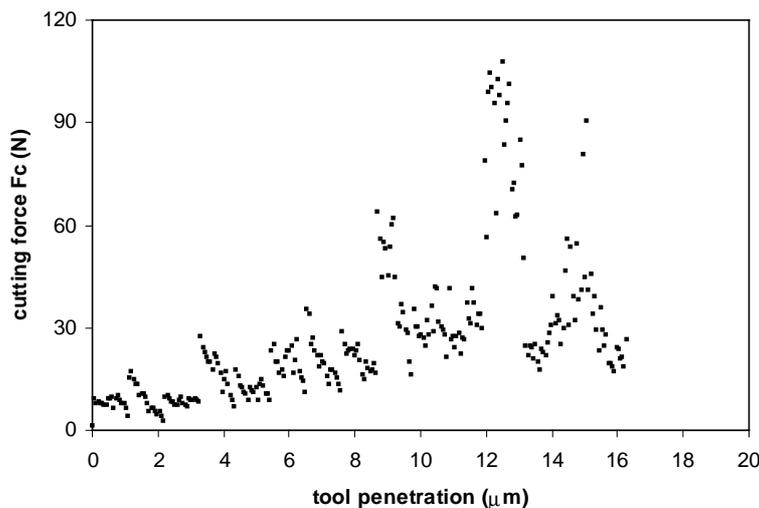


Figure 5. Cutting force against time, 22m/min, 0.001mm/rev.

The diameter of the workpiece was 180mm, which means that the angular speed was 39rpm. The feed speed is therefore 0.04mm/min, or 0.0007mm/s. It takes about 13s for the force to reach the mean value. The force in this graph was measured at a frequency of 12 s^{-1} . At this frequency and for the feed speed it means that the force was measure every time the tool travelled $0.05\mu\text{m}$ in the direction of the feed. According to the graph the value of 32N, which is the residual cutting force for 22m/min, is reached when the tool had penetrated more than $9\mu\text{m}$. This value is very close to the one that would give a contact length on the flank face of 0.18mm.

If this contact persists unchanged during the cut, it will generate heat to increase the temperature of the workpiece and tool. Part of the heat generated on the primary shear plane to form the chip is dissipated into the workpiece increasing its temperature. After forming the

chip, there is the contact with the tool flank face and heat generation, and a further increase in the workpiece temperature will be seen. Therefore, when using the relationship to calculate the temperature of the workpiece due to heat coming from the primary shear plane, like the one proposed for Boothroyd et al. (1989), another term due to the contact with the flank face has to be added.

5.CONCLUSIONS

This work shows some evidence for contact between machined surface and tool flank face. Direct measurement of this contact is very difficult, if not impossible, but it seems reasonable to expect that it will happen in machining. There is some experimental evidence that indicates the proportion of the contact, which could be due to elastic recovery of the material.

6.REFERENCES

Albrecht, P., 1960, "New Developments in the Theory of the Metal-Cutting Process – Part 1. The Ploughing Process in Metal Cutting", *Trans. of ASME, Journal of Engineering for Industry*, November, pp 348-358.

Boothroyd, G. and Knight, W.A., 1989, "Fundamentals of Machining and Machine Tools", Marcel Dekker, Inc, 2nd edition, New York, USA.

Bowden, F.P. and Tabor, D., 1958, "The Friction and Lubrication of Solids", Oxford University Press, London, UK.

Chu, T.H., 1998, "An Experimental Study of the Workpiece Temperature on the Machined Surface During Metal Cutting", PhD thesis, University of Warwick, UK.

Dieter, G.E., 1976, "Mechanical Metallurgy", McGraw-Hill, Inc., New York, USA.

Form, G.W. and Beglinger, H., 1970, "Fundamental Considerations in Mechanical Chip Formation", *Annals of the CIRP*, vol. XVIII, pp 153-167.

Hokkirigawa, K. and Kato, K., 1988, "An Experimental and Theoretical Investigation of Ploughing, Cutting and Wedge Formation During Abrasive Wear", *Tribology International*, February, vol. 21, n 1, pp 51-57.

Gordon, M.B., 1967, "The Applicability of the Binomial Law to the Process of Friction in the Cutting of Metals" - *Wear*, vol. 10, pp 274-290.

Hutchings, I.M., 1992, "Tribology - Friction and Wear of Engineering Materials", Edward Arnold, London, UK.

Sedricks, A.J. and Mulhearn, T.O., 1963, "Mechanics of Cutting and Rubbing in Simulated Abrasive Processes", *Wear*, vol. 6, pp 457-466.

Wallbank, J., 1978, "Flow at the Cutting Edge and the Generation of New Surfaces During Metal Cutting", PhD Thesis, University of Birmingham, UK.

MICROESTRUTURA DA LIGA EUTÉTICA Sn-Pb SUPER-RESFRIADA

Walman Benício de Castro

Manuel de Lucena Maia

Universidade Federal da Paraíba – Centro de Ciências e Tecnologia – Departamento de Engenharia Mecânica, Caixa Postal 10069, 58109-970, Campina Grande, PB, Brasil.
E-mail: walman@dem.ufpb.br

Resumo

A Solidificação Rápida pode ser estabelecida pela aplicação de altas taxas de resfriamento ($10^2 - 10^6$ K/s) ou pela aplicação de altos níveis de super-resfriamento, os quais ocorrem quando sítios de nucleação heterogênea são reduzidos ou eliminados. Várias técnicas tem sido desenvolvidas com o objetivo de reduzir ou eliminar sítios de nucleação heterogênea como é o caso da técnica de fluxo usada neste trabalho. O objetivo do presente trabalho foi verificar a influência do nível de super-resfriamento na morfologia da liga de composição eutética do sistema Sn-Pb, utilizando a Técnica de Fluxo. Quando o super-resfriamento aumentou de 6 para 23 graus foi observado uma transição na morfologia de eutético lamelar para eutético anômalo. Morfologia de eutético anômalo é típico de um processo de solidificação rápida. Isto mostra que, com o aumento do super-resfriamento, mais rápido é o crescimento das fases presentes no estágio inicial de solidificação, provocando com isso mudanças morfológicas em suas microestruturas.

Palavras-chave: Liga eutética Pb-Sn, Super-resfriamento, Solidificação.

1. INTRODUÇÃO

O processo de solidificação rápida de metais e ligas metálicas pode produzir estruturas com características bem particulares e de grande interesse tecnológico tais como grãos refinados, estruturas homogêneas sem segregações, soluções sólidas supersaturadas, fases metaestáveis, e estruturas amorfas (Perepezko *et al.*, 1995). Um processo de solidificação rápida pode ser alcançada através da aplicação de altas taxas de resfriamento ($10^2 - 10^6$ K/s) ou pela imposição de altos níveis de super-resfriamento através da minimização ou eliminação de agentes nucleantes. As técnicas que reduzem os agentes nucleantes com alto potencial catalítico possibilitam a obtenção de altos graus de super-resfriamentos com baixas taxas de resfriamento, da ordem de 1 K/s, como também possuem a vantagem de um monitoramento preciso da temperatura, inclusive a medida da temperatura de nucleação e conseqüentemente o super-resfriamento do metal líquido. Os agentes nucleantes que promovem a nucleação heterogênea podem estar presentes nos materiais usados para

confeção da liga, podem ser do resultado de reações molde/metal, ou ainda podem ser formados durante a operação de fusão por oxidação de elementos do metal ou liga. A própria parede do cadinho pode atuar como um substrato para ocorrência da nucleação heterogênea, caso o ângulo de molhamento entre o metal fundido e a parede do cadinho for pequeno, sendo esta uma das formas mais eficientes de sítios catalíticos (Tewari, 1987). Dentre as técnicas que utilizam o princípio da minimização ou eliminação de agentes nucleantes, se encontra a técnica de Fusão em Presença de Fluxo, que consiste em fundir e resfriar o metal ou liga envolto em um fluxo. Esse fluxo, que além de evitar o contato do metal fundido com as paredes do cadinho que são sítios de nucleação, pode atuar como agente de limpeza, absorvendo óxidos superficiais e/ou impurezas que possam vir a atuar como agentes de nucleação heterogênea (Kelton, 1991). A técnica de fluxo é a que apresenta melhores perspectivas de aplicação tecnológica por ter relativa simplicidade e por não ser restrita a pequenos volumes, como algumas técnicas que utilizam o mesmo princípio. O fluxo utilizado deve possuir algumas características adequadas (Bingbo *et al.*, 1991), tais como: temperatura de amolecimento inferior a temperatura de fusão do metal utilizado, taxa de contração também inferior para que tensões de compressão possam ser evitadas, apresentar boa molhabilidade com o metal e não deve reagir com o metal nem com o cadinho. Esta técnica já foi aplicada com êxito na produção de palhetas de turbina para obtenção de estrutura monocristalina através de solidificação controlada de superligas à base de níquel super-resfriadas (Ludwing *et al.*, 1994). Esta técnica também foi aplicada com sucesso por Kui *et al.* (1984), onde obtiveram a formação de estrutura sólida amorfa para um volume de 10^{-2} cm^3 da liga $\text{Pd}_{40}\text{Ni}_{40}\text{P}_{20}$, usando B_2O_3 como fluxo e taxa de resfriamento de apenas 1 K/s.

Para uma grande variedade de ligas de composição eutética de sistemas como Ag-Cu, Al-Cu, Ni-Sn, Co-Sb, Co-Sn e Ni-Si (Leonhardt *et al.*, 1997), uma transição morfológica de eutético lamelar para eutético anômalo tem sido observado em amostras solidificadas rapidamente.

O objetivo do presente trabalho foi verificar a influência do super-resfriamento na microestrutura da liga eutética Pb-61,9%Sn utilizando a técnica de fusão e solidificação em presença de fluxo.

2. PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

A liga com Pb-69,1% (composição eutética) em peso de Sn foi preparada a partir de Chumbo (Pb) e Estanho (Sn) da Aldrich Chemical Company, E.U.A, com pureza de 99,998%. Os metais foram pesados de acordo com a respectiva composição e colocados em ampolas de quartzo para em seguida serem seladas sob vácuo. Como existe uma diferença de densidades entre Sn e Pb, $7,29 \text{ g/cm}^3$ e $11,34 \text{ g/cm}^3$ (Shackelford, 1996) respectivamente, foi utilizado para preparação da liga um forno que possui um movimento do tipo “gangorra”, para evitar que houvesse uma segregação do metal mais pesado e para uma melhor homogeneização da liga. Para possibilitar a oscilação unidade de aquecimento, a mesma foi conectada a uma manivela excêntrica, que por sua vez era acionada através de um motor de corrente contínua. O sistema junto com as ampolas seladas foram inicialmente aquecidos até 773 K para uma total fusão dos metais, para em seguida ser ligado o sistema de oscilação. O tempo de preparação e homogeneização foi de 10 horas.

Amostras de $0,27 \text{ cm}^3$ (2g) da liga junto com o fluxo à base de 30% P_2O_5 20% SnO 50% SnF_2 (% mol), foram colocados em cadinho de quartzo e submetidos a ciclos aquecimento, até a temperatura acima a de fusão e resfriamento até a ocorrência de nucleação. Considerando que uma maximização da taxa de resfriamento é desejável e que a vida útil do forno pode ser comprometida com os ciclos aquecimento-resfriamento contínuos, o sistema experimental é concebido de tal maneira que o forno possui uma base onde é fixado

o cadinho e que pode ser transladado verticalmente. Assim, o resfriamento se dá sem o resfriamento do forno, mas sim pelo abaixamento desta base, expondo ao ar o cadinho com a amostra, como é mostrado na Figura 1. O aquecimento para o próximo ciclo fusão/solidificação se dá pelo levantamento desta base, resultando em rápido aquecimento.

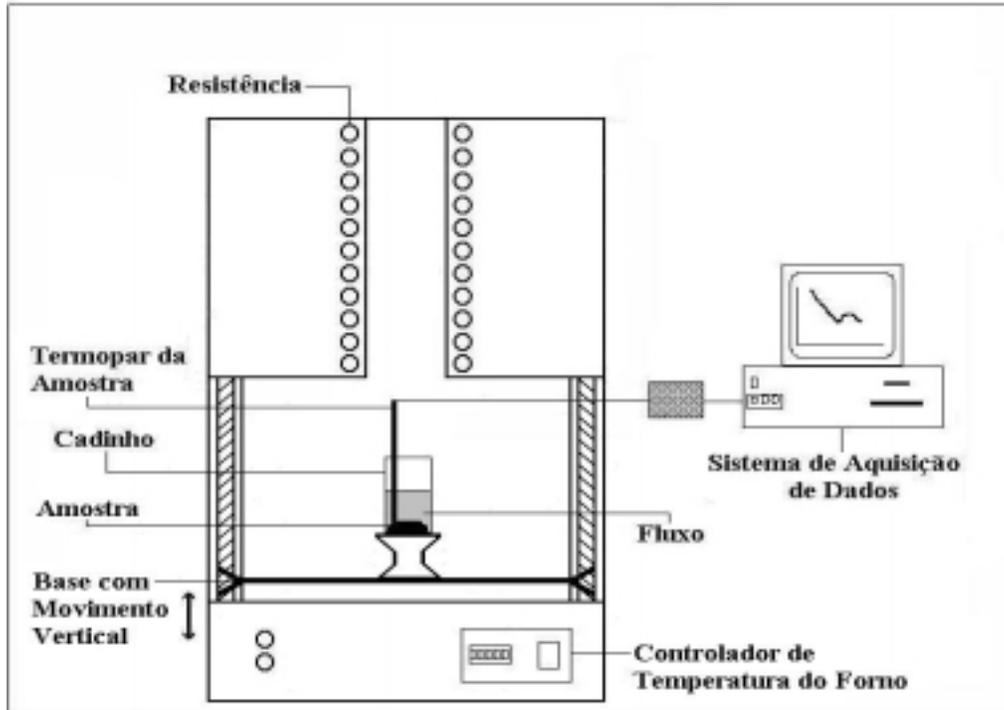


Figura 1- Detalhes do sistema experimental.

A temperatura de nucleação foi detectada por uma inflexão da curva de temperatura versus tempo de resfriamento, inflexão esta causada pela liberação do calor latente de solidificação (recalescência). O monitoramento da temperatura e a aquisição de dados durante os experimentos foram feitas por um termopar tipo J (cobre-constantan) e por um sistema de aquisição computadorizado, com uma aquisição média de 100 pontos/seg. As microestruturas das amostras solidificadas, a partir do estado super-resfriado, foram analisadas, sem ataque metalográfico, via microscopia eletrônica de varredura (MEV), por retroespalhamento.

3. RESULTADOS E DISCUSSÕES

A Tabela 1 apresenta os resultados do nível de super-resfriamento, onde T_{ne} é a temperatura de nucleação do eutético e ΔT_e é o nível de super-resfriamento do eutético.

Tabela 1- Resultados de super-resfriamento da liga eutética Pb-Sn.

LIGA Pb-Sn	T_e (K)	Amostras	T_{ne} (K)	$\Delta T_e = T_e - T_{ne}$ (K)	Figuras
61,9	456	A	450	6	2a
		B	449	7	2b
		C	433	23	2c

A Figura 2 mostra a microestrutura das amostras super-resfriadas, onde a fase clara é Pb e a fase escura é β Sn. Observa-se uma mudança na morfologia quando o nível de super-resfriamento aumenta. Quando o nível de super-resfriamento é em torno de $\Delta T = 6$ graus, o eutético lamelar é a única morfologia que cresce com espaçamento lamelar da ordem de $1\mu\text{m}$, mas quando o super-resfriamento aumenta para $\Delta T = 23$ graus, apenas a morfologia de eutético anômalo é observada. Morfologia de eutético anômalo é típico de um processo de solidificação rápida, enquanto eutético lamelar forma em condições de solidificação lenta (Wei & Herlach, 1997).

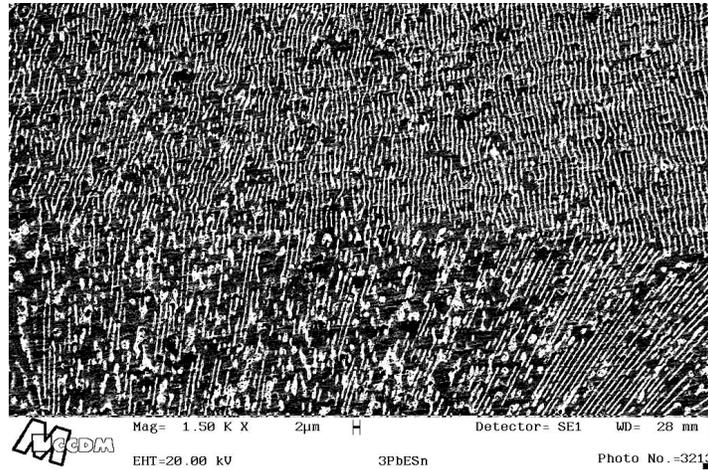
Observa-se na microestrutura da amostra A da liga de composição eutética que a morfologia do eutético é completamente lamelar quando o super-resfriamento (ΔT_e) é de 6 graus (Figura 2a), enquanto na microestrutura do eutético da amostra B a morfologia do eutético apresenta-se mista de eutético lamelar e eutético anômalo quando o super-resfriamento (ΔT_e) é de 7 graus (Figura 2b). Diante disso, podemos concluir que existe no sistema Pb-Sn um super-resfriamento crítico para o eutético, ΔT_e^* , onde: se o super-resfriamento crítico for menor que 7 graus, $\Delta T_e^* < 7$ K, a morfologia de eutético lamelar é a única microestrutura que cresce, e se o super-resfriamento crítico for maior que 7 graus, $\Delta T_e^* > 7$ K, eutético anômalo é a morfologia que predomina na microestrutura.

A formação de eutético anômalo é sempre acompanhado por uma recalescência marcante, enquanto que eutético lamelar cresce induzido apenas por uma baixa recalescência. Isso é comprovado pelas curvas de resfriamento das amostras apresentadas nas Figura 3, e justifica a suposição de que a morfologia de eutético anômalo é típico de um processo de solidificação rápida, enquanto eutético lamelar forma em condições de solidificação lenta.

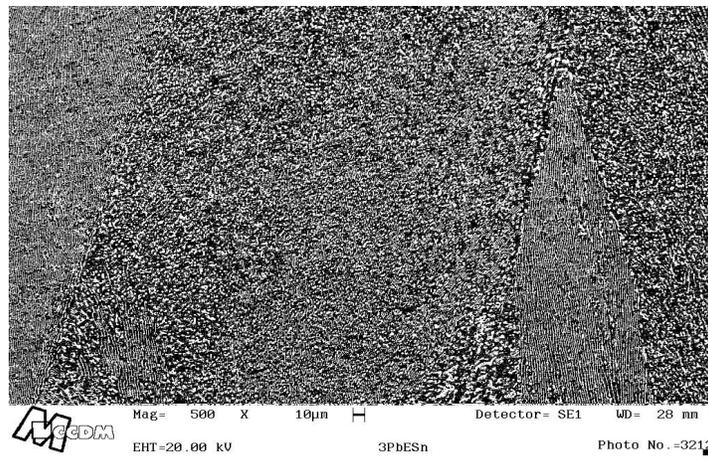
Numa liga eutética super-resfriada, uma maior quantidade de energia interfacial é armazenada na estrutura eutética lamelar em comparação com o ganho de energia de volume. A redução da energia interfacial age como uma força motriz para a atuação do mecanismo de fragmentação, levando a uma transformação da microestrutura de eutético lamelar para uma microestrutura de eutético anômalo. A redução da energia interfacial age como uma força motriz (Diferença da energia livre de Gibb's entre o sólido e o fundido super-resfriado) para a atuação do mecanismo de fragmentação, levando a uma transformação da morfologia de eutético lamelar para uma morfologia de eutético anômalo [Goetzinger *et al.*, 1998]. Segundo Wei & Herlach (1994), as possíveis condições necessárias para que a morfologia de eutético anômalo seja a única microestrutura de solidificação são: com o aumento do super-resfriamento (1) a nucleação do eutético pode ocorrer de maneira não-recíproca, ou seja, nenhuma fase influencia na nucleação da outra, não favorecendo o crescimento cooperativo do eutético lamelar e ambas as fases Pb e β Sn são capazes de nuclear independentemente; e (2) o número de grãos eutéticos anômalos e suas velocidades de crescimento sejam suficientemente altas para provocar a fragmentação das lamelas.

4- CONCLUSÃO

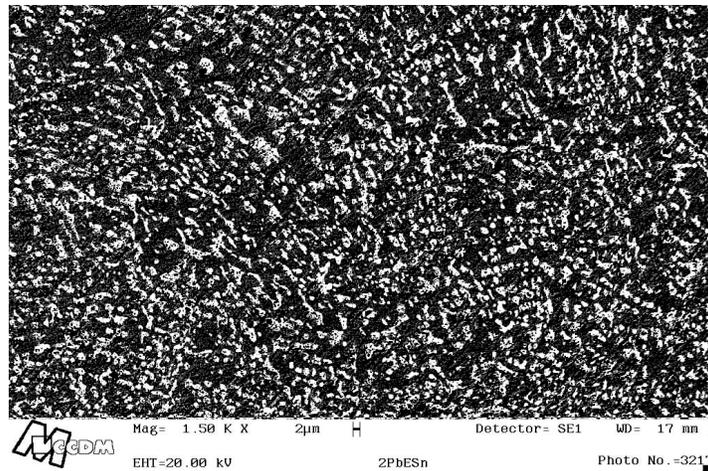
Amostras da liga de composição eutética do sistema Pb-Sn foram solidificadas rapidamente a partir do estado super-resfriado utilizando a técnica de fusão fluxo. Observou-se uma mudança na morfologia do eutético, onde uma tendência para uma transição de microestrutura regular lamelar para uma microestrutura eutética anômala foi favorecida com o aumento do nível de super-resfriamento. Quando o super-resfriamento crítico era $\Delta T_e^* < 7$ K, a morfologia do eutético foi tipicamente regular lamelar, enquanto que para o super-resfriamento crítico de $\Delta T_e^* > 7$ K, a morfologia do eutético tornou-se completamente anômala. Morfologia de eutético anômalo é típico de um processo de solidificação rápida. Isso mostra que as microestruturas eutéticas de solidificação são totalmente degeneradas quando aumenta-se o nível de super-resfriamento durante a solidificação.



(a)



(b)



(c)

Figura 2- Transição microestrutural do eutético com o aumento do super-resfriamento. (a) $\Delta T_e = 6$ K, apresenta uma morfologia completamente lamelar; (b) $\Delta T_e = 7$ K, apresenta uma morfologia mista de eutético lamelar e eutético anômalo. (c) $\Delta T_e = 23$ K, apresenta uma morfologia completamente anômala.

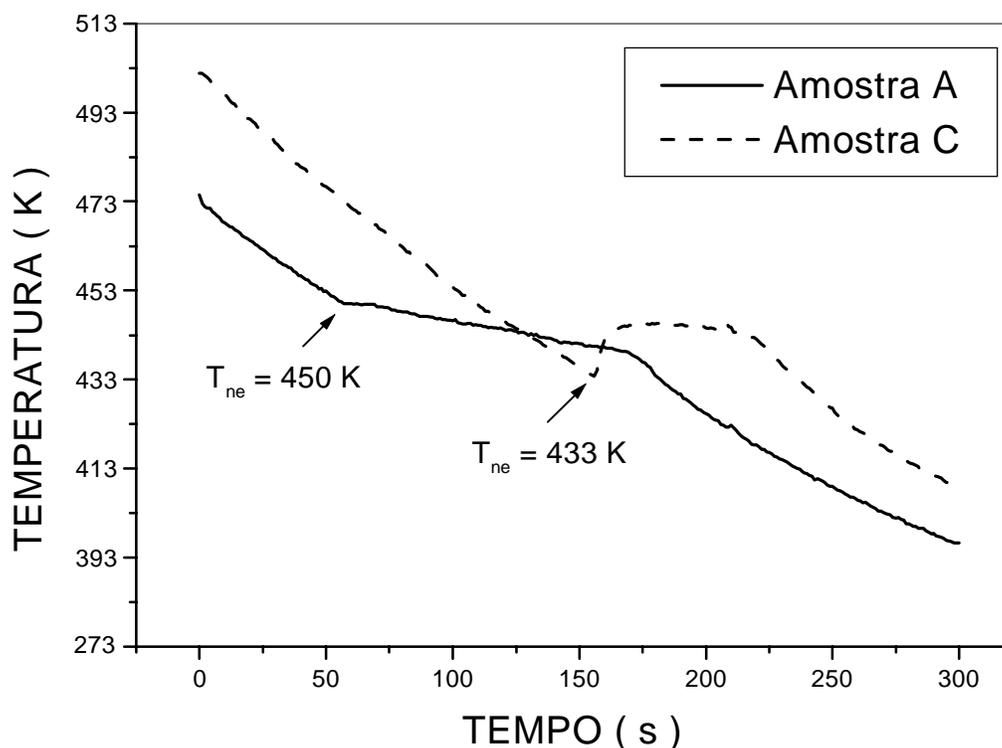


Figura 3- Curva de resfriamento das amostras da liga eutética, mostrando a liberação do calor latente durante a nucleação.

5- REFERÊNCIAS

- Bingbo, W., Gencang, Y. and Yaohe, Z., 1991, "High undercooling and rapid solidification of Ni-32.5%Sn eutectic alloy", *Acta Metallurgical Materialia.*, vol. 39, n. 6, pp. 1249-1258.
- Goetzinger, R., Barth, M. and Herlach, D. M., 1998, "Mechanism of formation of the anomalous eutectic structure in rapidly solidified Ni-Si, Co-Sb and Ni-Al-Ti alloys", *Acta Materialia*, vol. 46, n. 5, pp. 1647-1655.
- Kelton, K. F., 1991, "Crystal nucleation in liquids and glasses", *Solid State Physics*, vol. 45, pp. 75-177.
- Kui, H. W., Greer, A. L. and Turnbull, D., 1984, "Formation of bulk metallic glass by fluxing", *Applied Physics Letters*, vol. 45, pp. 615-616.
- Leonhardt, M., Hermann, R., Lindenkreuz, H.-G and Löser, W., 1997, "Undercooling and Rapid Solidification Processing of Eutectic Nb-Al Melts", *Proceedings of the 4th Decennial International Conference on Solidification Processing*, July 7-10, Sherffield, vol.1, pp. 472-476.
- Ludwing, A., Wager, I., Laakmann, J. and Sahn, P. R., 1994, "Undercooling of superalloys melts: basic of a new manufacturing technique for single-crystal turbine blades", *Materials Science and Engineering*, vol. 178A, pp. 299-303.
- Perepezko, J. H. & Uttormark, M. J., 1995, "Undercooling and nucleation during solidification", *ISIJ International*, vol. 35, pp. 580-588.
- Shackelford, J. F., 1996, "Introduction to Materials Science for Engineers", Ed. By Prentice-Hall, USA.

- Tewari, S. N., 1987, "Effect of undercooling on the microstructure of Ni-35 At. Pct. Mo (eutectic) and Ni-38 At. Pct Mo (hypereutectic) alloys", Metallurgical Transactions A, vol. 18A, pp. 525-539.
- Wei, B. & Herlach, D. M., 1994, "Rapid dendritic and eutectic solidification of undercooled Co-Mo alloys", Materials Science and Engineering, vol. 41, pp. 1150-1157.
- Wei, B. & Herlach, D. M., 1997, "Dendrite growth during rapid solidification of Co-Sb alloys", Materials Science and Engineering, vols. 226A-228A, pp. 799-803.

RESISTÊNCIA A *SCUFFING* DE AÇO CARBONO NITRETADO

Adelci Menezes de Oliveira¹

Deniol Katsuki Tanaka¹

Amiltom Sinatora¹

Glauco Vargas Castilho²

¹ Universidade de São Paulo, Escola Politécnica da USP, Departamento de Engenharia Mecânica, 05508-900, São Paulo, SP, Brasil. E-mail: adelci@yahoo.com

Resumo.

Foi estudada a resistência a “*scuffing*” de amostras nitretadas. Utilizou-se como critério para identificação da iminência de “*scuffing*”, visualização da fumaça proveniente da queima de óleo lubrificante e medição do nível de vibração dos mancais da máquina de ensaios, através de acelerômetro. Os ensaios foram realizados em uma máquina projetada e construída no Laboratório de Fenômenos de Superfície (LFS) – EPUSP. As amostras foram construídas de aço AISI 1020 (para pastilha) e AISI 1045 (para anel) e nitretadas em banho de sais e em atmosfera gasosa, na temperatura de 570 °C por 4 horas. Os ensaios foram realizados em amostras nitretadas nas rotações de 1000, 3000 e 4500 rpm. A aplicação de carga foi realizada através de degraus com patamares com duração de 5 minutos cada. A resistência a “*scuffing*” foi medida como sendo a máxima carga suportada pelas amostras antes da queima do óleo lubrificante ou aumento brusco na aceleração dos mancais. As amostras nitretadas em banho de sais apresentaram maior resistência à “*scuffing*” que as nitretadas a gás. O fenômeno segue uma lei $PV^n = \text{constante}$, como citado na literatura, embora uma lei exponencial, $P = a.e^{b.V}$, tenha melhor se ajustado aos resultados.

Palavras-chave: Nitretação, “*Scuffing*”, Desgaste, Vibração, Queima de óleo.

1. INTRODUÇÃO

Componentes mecânicos geralmente quando em funcionamento sob movimento relativo são submetidos a desgaste progressivo e, em alguns casos, podem sofrer danos severos. Para o primeiro tipo de dano, há modelos capazes de prever vida, pelo menos de forma aproximada. Para o último caso, de dano severo, uma predição já é mais complicada.

São considerados como danos severos, “*scuffing*”, “*galling*”, “*scoring*” e “*seizing*”. Segundo Park e Ludema (1994), “*seizing*” representa um dano em que ocorre parada total dos corpos em contato, o elemento motor do sistema não sendo capaz de vencer a força de atrito existente entre corpo e contra-corpo. “*Galling*” é o processo de aumento de rugosidade da superfície de contato proveniente das altas pressões de contato, em baixa velocidade, sem lubrificante, a não ser os lubrificantes de natureza óxida ou de gases adsorvidos nas

superfícies. “*Scuffing*” e “*scoring*” são referidos a danos em sistemas bem lubrificadas, em que a temperatura do contato e o coeficiente de atrito sobem repentinamente. São modos de falha diferentes, muito embora o mecanismo de início do dano seja o mesmo.

“*Scuffing*” normalmente ocorre em sistemas came-seguidor, engrenagens, anel de segmento/cilindro em máquinas com movimento alternado e enfim em sistemas em que haja uma componente de deslizamento entre corpo e contra-corpo.

No presente trabalho será estudada a resistência a “*scuffing*” de aço carbono nitretado a gás e em banho de sais, citando-se as formas de detecção utilizadas, para o dano, bem como será apresentada uma discussão do mecanismo de dano.

2. “SCUFFING”

Muitos autores têm atribuído ao “*scuffing*” a natureza adesiva, como é o caso de Hersey (1966), Kang e Ludema (1986) e Park e Ludema (1994), enquanto outros atribuem ao “*scuffing*” um dano da natureza de fadiga de baixo ciclo, como é o caso de Jiajun *et al.* (1990). Hofer, apud Hersey (1966), concluiu, em 1931, que a carga de “*scuffing*” é inversamente proporcional à velocidade, tal como uma lei $PV^n = \text{cte}$.

Blok, apud Lee e Cheng (1991), postulou que quando a temperatura de contato entre dois corpos atinge um valor crítico, ocorre “*scuffing*”. Genkin e co-autores, apud Hersey (1966), verificaram que a temperatura crítica de Blok era excedida quando prevaleciam condições de alta pressão hidrodinâmica, no contato. Isto também foi confirmado por Lee e Cheng (1991). Este fenômeno está baseado na influência da pressão e temperatura na concentração de compostos adsorvidos nas superfícies de contato.

Existem outros critérios para predição de “*scuffing*”. Existe o critério λ que declara que quando a espessura do filme lubrificante, no contato, for menor que a rugosidade das superfícies compósitas, ocorrerá “*scuffing*”. Existe, ainda, o critério do índice de plasticidade, que declara que “*scuffing*” ocorrerá quando as asperezas deformarem plasticamente durante o contato, numa pequena extensão de 2 %, de acordo com Wilson e Sheus (1988). Parece que o critério que melhor explica o fenômeno de “*scuffing*” é aquele que leva em consideração a influência da pressão e temperatura do contato.

Normalmente, quando são realizados ensaios para identificar a carga de “*scuffing*” para um determinado sistema tribológico, é aplicada carga em degraus, com uma duração finita. No momento em que o coeficiente de atrito e a temperatura do contato sobem rapidamente, a carga aplicada é a carga crítica de “*scuffing*”. Nesse momento, ou ligeiramente antes, ocorre queima do lubrificante, um fenômeno denominado “*white smoke*”, como observado por Soejima *et al.* (1995).

Associada ao aumento brusco de temperatura do contato, aumento brusco do coeficiente de atrito, queima de lubrificante, está a mudança de fases que podem sofrer os corpos em contato durante a ocorrência de “*scuffing*”. Torrance e Cameron (1974) verificaram austenitização, transformação martensítica bem como subsequente revenimento.

3. MATERIAIS E MÉTODOS

Foram utilizadas amostras de aço AISI 1045 (para anel) e AISI 1020 (para pastilha). A configuração do contato entre estes corpos pode ser vista na Figura 1. O contato ocorreu entre uma pastilha (corpo inferior) e um anel (corpo superior), buscando simular um sistema came-seguidor. Este sistema foi montado em uma máquina de ensaios projetada e construída no LFS (Laboratório de Fenômenos de Superfície) – EPUSP. Esta máquina é constituída, fundamentalmente, por bloco estrutural e um cabeçote, no qual são montadas as amostras, um motor AC para acionamento do eixo-árvore, um sistema de lubrificação constituído de reservatório, bomba de óleo de deslocamento positivo, filtro de óleo, condutos e manômetro

para monitorar a pressão do lubrificante. Ainda são utilizados inversores de frequência que permitem controlar e monitorar a rotação do eixo-árvore e da bomba de óleo. No bloco é montado o sistema de aplicação de carga (P), através da compressão de uma mola helicoidal.

Os corpos de prova tinham as seguintes dimensões: pastilha tinha diâmetro de 25 mm por 7 de altura; o anel tinha 37 mm de diâmetro por 5 de espessura. O acabamento superficial das amostras foi um acabamento de torneamento mecânico (R_a aproximadamente $5 \mu\text{m}$).

As amostras após usinagem foram submetidas à limpeza em ultrassom, sob banho de álcool PA, com finalidade de que resíduos de fluido refrigerante e cavacos de usinagem fossem eliminados. Após limpeza foi procedido o tratamento de nitretação gasosa e em banho de sais, em temperatura de $570 \text{ }^\circ\text{C}$, por 4 horas.

Anteriormente a cada ensaio, as amostras foram submetidas a outra fase de limpeza, ultrassonicamente em álcool PA. As amostras, então, foram montadas no eixo-árvore e no porta-pastilha. O carregamento foi efetuado em degraus, cada degrau com duração de 5 minutos, até que a carga crítica de “*scuffing*” fosse atingida. A forma de carregamento pode ser vista na Figura 2.

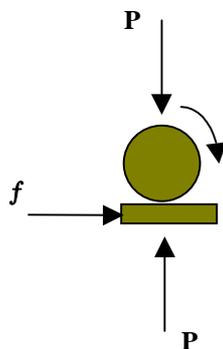


Figura 1. Desenho esquemático das amostras utilizadas, representando as forças envolvidas: força normal e de atrito.

O processo de “*running-in*” foi realizado por um período de 5 minutos, sob carga mínima de contato. As amostras foram lubrificadas através do método de lubrificação padrão utilizado em motores de combustão interna (vazamento lateral dos mancais hidrodinâmicos, do eixo-árvore). Em geral o processo de “*running-in*” é realizado sob carga mínima de contato, monitorando-se a evolução do coeficiente de atrito, até que este atinja um valor estável. No presente equipamento não foi possível realizar este procedimento, visto o fato de, ainda, não ser possível medir o coeficiente de atrito.

Para o monitoramento do início do processo de “*scuffing*” foi utilizado um acelerômetro e inspeção visual da queima de lubrificante, “*white smoke*”. O acelerômetro foi um sensor alternativo, visto o fato de não ter sido possível medir coeficiente de atrito e temperatura de contato. O princípio que direcionou a detecção do início de “*scuffing*” através de acelerômetro, foi aquele de que a natureza do fenômeno é adesiva, e que durante o início de “*scuffing*”, “soldas” intermitentes ocorreriam entre os corpos em contato. Estas soldas intermitentes atuariam como sinal perturbador, levando os mancais e estrutura da máquina a modificarem abruptamente o comportamento dinâmico. No instante que iniciava o dano por “*scuffing*”, conhecia-se a carga crítica para aquele sistema tribológico, que era a carga limite acima da qual ocorreria o dano.

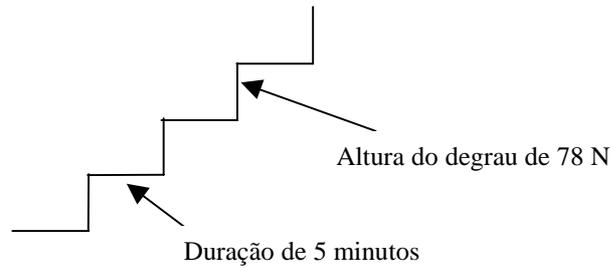


Figura 2. Representação da forma de carregamento, até se atingir a carga crítica de “scuffing”.

Os ensaios foram realizados em rotações de 1000 rpm (1,94 m/s), 3000 rpm (5,81 m/s) e 4500 rpm (8,72 m/s).

4. RESULTADOS E DISCUSSÃO

Na Figura 3 pode-se visualizar as amostras nitretadas a gás e nitretadas em banho de sais.

A espessura de camada de compostos (camada branca) para amostra nitretada a gás é em média duas vezes a espessura para a amostra nitretada em banho de sais, sendo cerca de 30 μm e 15 μm , respectivamente. Na amostra nitretada a gás a camada de compostos é formada por duas fases: uma externa porosa e uma interna compacta. Esta camada porosa pode ser o nitreto ϵ , enquanto a compacta pode ser γ' . Na amostra nitretada em banho de sais há, predominantemente, apenas um tipo de nitreto na camada composta, o nitreto ϵ . A existência de uma camada dupla na amostra nitretada em atmosfera gasosa, através das propriedades diferentes que têm as fases, cria uma zona de tensão na interface, que pode acelerar o processo de dano, de “scuffing”.

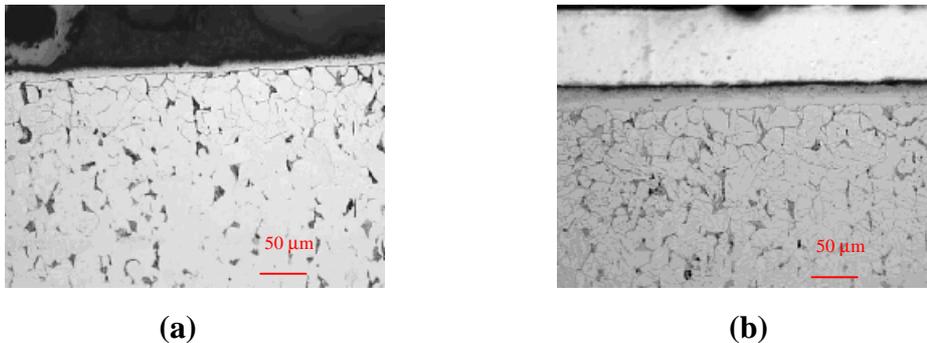


Figura 3. Amostras nitretadas. (a) banho de sais e (b) a gás. 500x.

As camadas apresentam microdureza superficial de 1000 a 1100 HV0,05 e em torno de 600 HV0,05 no substrato, para ambas amostras (Figuras 4 e 5).

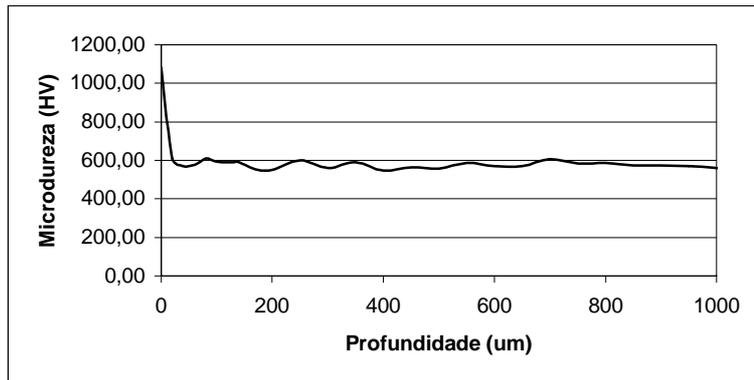


Figura 4. Perfil de microdureza para amostra nitretada em gás.

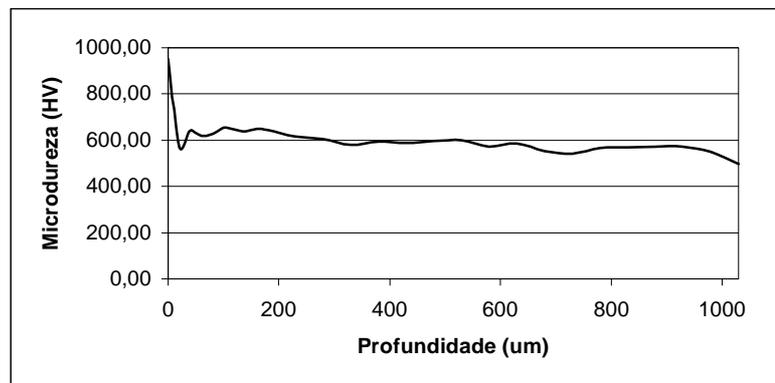


Figura 5. Perfil de microdureza para amostra nitretada em banho de sais.

Na Figura 6 pode-se visualizar a resposta das amostras nitretadas em banho de sais e a gás, referente à carga crítica de “*scuffing*”.

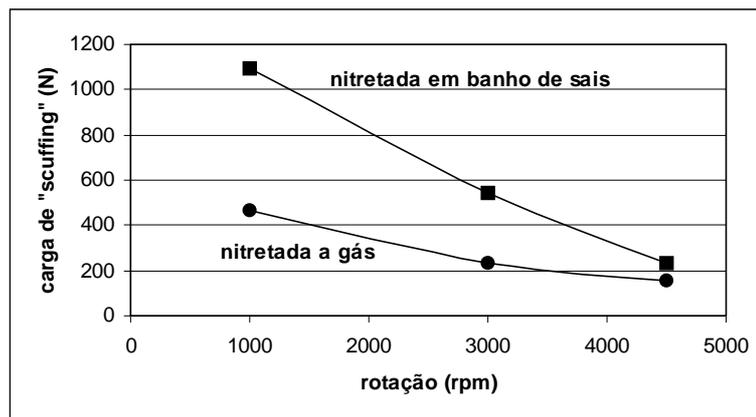


Figura 6. Resposta de amostras nitretadas a gás e em banho de sais à carga crítica de “*scuffing*”.

Os resultados apresentados na Figura 6 confirmam os resultados de Hofer, de que a carga crítica de “*scuffing*” é inversamente proporcional à velocidade em que os ensaios são realizados. Uma análise do comportamento das curvas também confirmam os resultados de

Hofer, no sentido de que $PV^n = \text{constante (k)}$. No entanto um comportamento $P = a.e^{b.V}$ tem-se ajustado melhor aos resultados, conforme pode-se verificar nas Tabelas 1 e 2.

Onde

(P) – Carga crítica de “*scuffing*” (N).

(V) – Velocidade de ensaio (m/s).

(n), (k), (a) e (b) – Constantes que dependem do sistema tribológico.

(e) – Base exponencial, característica de processos termicamente ativados.

Tabela 1. Comparação de ajustes para amostras nitretadas a gás.

	k	N	A	B	R²
Proposto por Hofer	763,14	-0,7103			0,9930
Exponencial			630,06	-0,1630	0,9962

Tabela 2. Comparação de ajustes para amostras nitretadas em banho de sais.

	k	N	A	B	R²
Proposto por Hofer	2193,19	-0,9428			0,9315
Exponencial			1780,15	-0,2246	0,9793

O comportamento exponencial sugere que o dano por “*scuffing*” seja um fenômeno de natureza termicamente ativada, uma vez que a temperatura de contato é função da velocidade, dentre outras variáveis, tais como propriedades dos materiais das amostras. Isto confirma qualitativamente o modelo de Lee e Cheng (1991) que contempla a influência da pressão hidrodinâmica e a temperatura do contato, e portanto, a natureza adesiva do fenômeno.

A melhor resposta das amostras nitretadas em banho de sais pode ser devida à interação mecânica e química entre as superfícies, provavelmente composta de nitretos diferentes daqueles formados na superfície das amostras nitretadas a gás. Uma outra possibilidade pode ser o fato de que a maior espessura de camada das amostras nitretadas a gás, composta por nitretos diferentes, seja um elemento que facilite sua fratura, quebra, permitindo a remoção dos compostos formados (provenientes da ação mecânica e química dos contatos lubrificadas) e o contato entre substratos seja efetivado, acelerando portanto o fenômeno de “*scuffing*”.

Um aspecto que deve ser observado é a carga crítica de “*scuffing*” para os dois tipos de amostras, para ensaios realizados em alta velocidade (4500 rpm). Esta resposta mostra que pode haver uma velocidade crítica, na qual a atuação dos sistemas tribológicos em estudo é idêntica, independente dos compostos intermetálicos (nitretos) formados e dos compostos provenientes da ação mecânica e química dos contatos.

As cargas críticas de “*scuffing*” foram determinadas através de dois métodos. Um método visual, através do qual podia-se ver uma fumaça branca, “*white smoke*”, proveniente da queima do óleo lubrificante. Esta fumaça era um indicativo da queda na eficiência do lubrificante, da remoção dos compostos moleculares protetores das superfícies. O segundo método foi o monitoramento da aceleração dos mancais do eixo-árvore. A utilização de acelerômetro foi baseada na hipótese de que o fenômeno de “*scuffing*” era de natureza adesiva e que no momento de sua ocorrência as “soldagens” intermitentes entre as superfícies em contato seriam traduzidas através de um aumento na aceleração dos mancais. Na Figura 7 é apresentada uma curva de resposta do acelerômetro instalado sobre os mancais do eixo árvore. Este sinal é um indicativo do início de “*scuffing*”, através do aumento brusco na aceleração dos mancais. É uma confirmação adicional da natureza adesiva do fenômeno de “*scuffing*”.

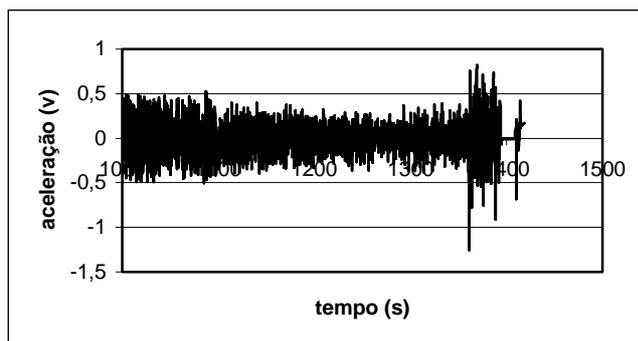


Figura 7. Resposta do acelerômetro sobre mancais do eixo árvore. Um dos métodos usados para identificação de início de “*scuffing*”.

Trabalhos futuros estão sendo realizados, no sentido de verificar a influência dos nitretos formados e da espessura de camada branca sobre a carga crítica de “*scuffing*”.

5. CONCLUSÕES

Deste trabalho pode-se concluir:

Nitretados em banho de sais apresentam maior eficiência no que diz respeito à carga de “*scuffing*” em relação às amostras nitretadas a gás. Isto pode ser devido à influência das fases formadas, da espessura da camada de compostos ou ainda da interação entre estes dois fatores.

O comportamento exponencial dos resultados sugere que o fenômeno é termicamente ativado. Sendo assim, a teoria de remoção de camadas protetoras moleculares (compostos adsorvidos nas superfícies) e atuação adesiva entre as superfícies é confirmada.

A partir de uma dada rotação de ensaio os sistemas tribológicos em estudo parecem atuar de forma idêntica, independente do tipo de tratamento utilizado, dos compostos formados e da espessura de camada branca (camada de compostos).

É possível identificar início de “*scuffing*” através de medição da aceleração dos mancais, o que mais uma vez fortalece a hipótese da natureza adesiva, para fenômeno de “*scuffing*”.

6. Agradecimentos

Agradecemos à FAPESP (Fundação de Amparo à Pesquisa do Estado de São Paulo) pelo apoio financeiro, concedido através da bolsa de doutorado do pesquisador Adelci M. Oliveira.

7. REFERÊNCIAS

HERSEY, M.D. Theory and Research in Lubrication – foundations for future developments. John Wiley & Sons, Inc, 1966. 487p. p. 320-367.

JIAJUN, L.; ZHIQIANG, L. and YINQIAN, C. The Study of Scuffing and Pitting Failure of Cam-Tappet Rubbing Pair. Wear, v.140, p.135-147, 1990.

KANG,S.C. and LUDEMA, K.C. The “Breaking-in” of Lubricated Surfaces. Wear, vol. 108, p.375-384, 1986.

LEE, S.C. and CHENG, H.S. Correlation of Scuffing Experiments with EHL Analysis of Rough Surfaces. Transactions of the ASME, v.113, p.318-326, 1991.

LEE, S.C. and CHENG, H.S. Scuffing Theory Modeling and Experimental Correlations. Journal of Tribology, v.113, p.327-334, 1991.

PARK, K.B. and LUDEMA, K.C. Evaluation of the Plasticity Index as a Scuffing Criterion. Wear, vol. 175, p. 123-131, 1994.

SOEJIMA, M. et al. Scuffing Characteristics of Cam and Tappet. Japanese Journal of Tribology, v. 40, n.8, p.761-775, 1995.

TORRANCE, A.A. and CAMERON, A. Surface Transformations in Scuffing. Wear, v.28, p. 299-311, 1974.

WILSON, W.R.D. and SHEU, S. Influence of Surface Topography on Viscoplastic Asperity Lubrication. Wear, p.311-325, 1988.

CONSTRUÇÃO E ENSAIO DE PÁS PARA MISTURA DE GRANULADOS NUM MISTURADOR DE CORPO FIXO

Célio Losnak

Geraldo Luiz Palma

Augusto Ronchi Junior

Luiz Eduardo de Ângelo Sanches

Universidade Estadual Paulista UNESP, Departamento de Engenharia Mecânica, Av. Luiz Edmundo Carrijo Coube, s/n, CEP 17033-360, Cx. Postal 473, Bauru, SP, Brasil.

E-mail: losnak@bauru.unesp.br

Resumo

Em anos recentes a homogeneização de sólidos particulados tornou-se mais importante em razão de crescentes exigências, principalmente no processo de sinterização utilizado na indústria mecânica. A homogeneidade da mistura de sólidos particulados depende de características do misturador e das partículas como: granulometria, densidade, umidade, carga eletrostática, taxa de enchimento, entre outras. No misturador de corpo fixo, utilizado neste trabalho, a qualidade da mistura depende também da forma das pás, da área e da rotação. Na indústria farmacêutica a homogeneidade é um requisito mais exigente devido a necessidade das drogas cumprirem padrões internacionais de qualidade. O objetivo deste trabalho foi de construir e experimentar um jogo de pás com formato diferente dos convencionais. Essas pás receberam o nome de “pás curvas com abas”, com mesma área de outras já ensaiadas. As abas limitam o volume de material que é levado para a superfície livre onde ocorre seu lançamento e conseqüente homogeneização. Variou-se o tempo e manteve-se a rotação. Avaliou-se então o desempenho das pás em função da homogeneidade alcançada pela mistura. Para a realização deste trabalho foram utilizadas partículas de arenito e cloreto de sódio com granulometrias e densidades próximas. O melhor resultado, com desvio em relação à mistura ideal de 0,07%, ocorreu aos 15 segundos e taxa de enchimento 40%. Constatou-se ainda que o espaço livre acima do material granulado é um fator muito importante na operação de mistura.

Palavras-chave: Formato das pás, Misturador de pós, Pás misturadoras.

1. INTRODUÇÃO

A homogeneização de sólidos particulados é um fenômeno bastante complexo, principalmente quando os elementos a serem misturados possuem características diferentes.

Os misturadores, classificam-se em: de corpo móvel e de corpo fixo. Os de corpo móvel são divididos em: duplo cone, em V, em Y, em cubo, cilíndricos horizontal e inclinado. Os misturadores mais usados são os de corpo móvel pois funcionam com baixa rotação e exigem baixa potência, no entanto exigem mais tempo de operação. Neles, os elementos a serem misturados são colocados em proporções desejadas no seu interior e quando o corpo do misturador gira os componentes vão se misturando através de queda livre e escorregamento.

No misturador de corpo fixo obtém-se homogeneização em tempo reduzido, entretanto exigem-se maiores rotação e potência. Estes misturadores são constituídos por um cilindro horizontal estático e no seu interior um eixo rotativo com pás ou tiras helicoidais movimentam as partículas. Uma mistura é perfeita quando o resultado de um estudo estatístico feito com amostras, indica a mesma proporção em que foram colocadas no misturador.

Várias características dos sólidos particulados influem na operação de homogeneização. As mais relevantes são: a) Distribuição quanto ao tamanho- é a proporção de diferentes tamanhos dos vários componentes; b) Densidade- é a massa por unidade de volume de uma quantidade de partículas sólidas; c) Formato- existem vários tipos como os ovais, cubos, esferas, flocos, cavacos, barras, filamentos cristais ou formas irregulares; d) Características superficiais- isto inclui área superficial, tendência a reter cargas eletrostáticas e rugosidade; e) Habilidade friável- tendência do material em dividir-se em pedaços menores no decorrer da operação. Existem testes quantitativos especialmente desenvolvidos para certos materiais como carvão, podendo ser usado para estimar essas propriedades; f) Estado de aglomeração- refere-se ao estado das partículas moverem-se independentes ou aderidas a outras, em blocos. Este tipo de aglomeração e o grau de energia empregada durante a mistura afetarão a extensão da quebra do aglomerado e dispersão de partículas; g) Umidade ou líquido nos sólidos- freqüentemente uma pequena quantidade de líquido pode ser adicionada para diminuir poeira ou exigências especiais. O produto resultante pode ter tanto a aparência de um sólido seco quanto o de pasta; h) Limitadores de temperatura dos ingredientes- são alguns efeitos não usuais quando há mudança de temperatura podendo ocorrer alteração ou reação.

O conhecimento sobre uma mistura de partículas sólidas é feito através de ensaios e avaliando-se as amostras. O grau de homogeneidade das misturas é mensurado a partir do número de amostras. Na composição das amostras podem ocorrer diferenças devido ao local e do procedimento da retirada e da técnica da análise.

2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

Dankwerts (1953), cita que a importância da operação de mistura em um processo químico é diferente de um processo mecânico. Destacou a necessidade de estabelecer dois parâmetros distintos para se obter uma mistura perfeita: segregação e grau de mistura. A segregação descreve o estado de subdivisões em grupos. O grau de mistura é para expressar as diferenças de composições dentro da mistura e verificar entre os elementos constituintes os que apresentam a menor variação entre eles, comparando com as taxas de enchimento em várias condições. Esses dois parâmetros indicam que a melhor mistura é tanto melhor quanto menor forem seus valores.

Brumber & Maritz (1953), foram os primeiros pesquisadores que trabalharam com mistura e apresentaram as primeiras definições baseadas em conceitos estatísticos citando que a estimativa de homogeneidade é um processo complexo.

Carley et al. (1964) citam que durante a avaliação do tempo ideal de mistura, esta operação passa a apresentar um outro fenômeno característico, a separação dos componentes.

Wang & Fan (1972), afirmam que o estado final da mistura pode ser analisada como um equilíbrio dinâmico. É um processo reversível entre a segregação e a homogeneidade, da qual depende a qualidade do produto. Definiu que a segregação é o processo que produz separação das partículas. Uma mistura é perfeita, quando em uma amostra existem as mesmas espécies de partículas que as introduzidas inicialmente e na mesma proporção da carga inicial.

Para Quaglia (1992), o grau de mistura consiste em verificar entre os elementos que fazem parte da mistura os que apresentam a menor variação em relação às proporções das

taxas de enchimento em várias condições. Cita ainda que uma mistura uniforme ocorre após determinado tempo de funcionamento do misturador.

Losnak, (1996), constatou que ao misturar pós com mesma granulometria em misturador de corpo fixo, a pá de menor área apresentou menor consumo de potência, mas não tão eficiente para homogeneização quanto as pás de áreas maiores.

Losnak, (1999), realizou pesquisa de homogeneização de grãos nitrogenados (N) com diâmetros de 2 a 4 mm e densidade aparente 829kg/m^3 ; grãos fosfáticos (P) entre 2,36 e 4,75 mm e densidade aparente 1.179 kg/m^3 e grãos potássicos (K) entre 0,355 e 1,4 mm e densidade aparente 1.263 kg/m^3 , levados à estufa com temperatura de $75\text{ }^\circ\text{C}$ por 24 horas. Foram pesadas as amostras nas porcentagens de 20% (N), 50% (P) e 30% (K) da mistura e colocadas no misturador em ordem granulométrica de (NPK), perfazendo 50% da capacidade útil do misturador. A rotação do misturador foi de 500 rpm durante 6 intervalos de tempo definidos; 15, 30, 45, 60, 75 e 90 segundos, onde para cada tempo foram coletadas 4 amostras. Após o processo de mistura foi realizada a separação dos elementos e pesados novamente para a quantificação da mistura por amostra. Concluiu-se que o tempo ótimo para a formulação de fertilizantes granulados ocorreram nos tempos 30 e 90 segundos e que no intervalo de tempo entre 45 e 75 segundos ocorreu segregação de partículas. Isto é uma característica cíclica durante o processo de homogeneização.

Losnak (1999), ensaiou misturador de corpo fixo, com eixo-árvore girando a 330 rpm, adaptando-se no rotor dois tipos de pás com formatos diferentes, sendo pá curva angular e reta. A pá curva angular, vista na figura 1, com formato aiveca possui uma curvatura frontal e curvaturas laterais. No movimento giratório, as faces das pás atuam nos granulados movimentando-os radialmente e lateralmente no interior do misturador promovendo a homogeneização do particulado. A pá reta, como apresentada na figura 2, é aquela que no movimento giratório, a face frontal atua sobre os granulados no sentido de arrastá-los,

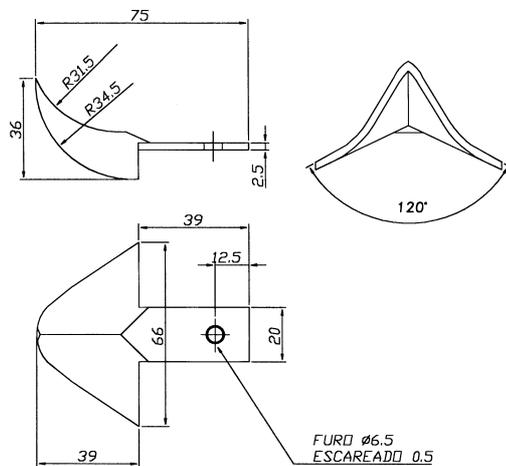


Figura 1. Pá curva angular

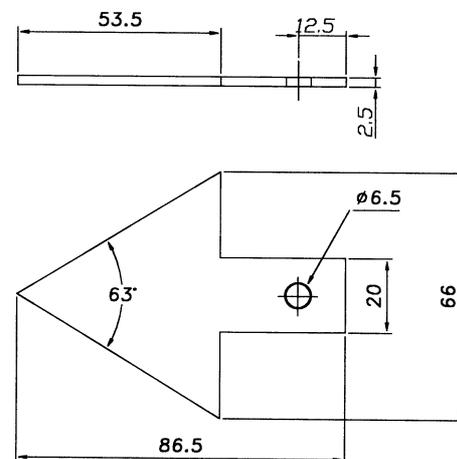


Figura 2. Pá reta

permitindo seu escorregamento e realizando homogeneização dos granulados. Com a pá curva angular, os melhores resultados foram alcançados com taxas de 40% e 50% do volume útil do misturador, nos primeiros 30 segundos. Com a pá reta, com taxa de enchimento de 40% e 50% obteve-se bons resultados a partir de 90 segundos.

3. MATERIAL E MÉTODOS

O equipamento utilizado nos experimentos foi um misturador de corpo fixo para pós, descrito em Losnak (1995) e esquematizado parcialmente na figura 3.

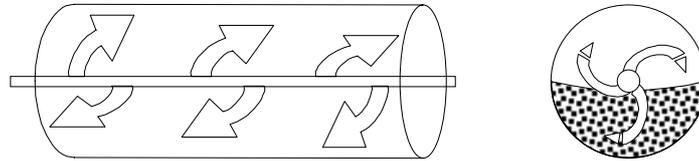


Figura 3. Esquema do cilindro com pás misturadoras.

Foram utilizados ainda: motor elétrico trifásico, tacômetro eletrônico digital, temporizador eletro-mecânico, peneiras, vibrador para peneiras, balanças eletrônicas, estufa, coletor de amostras, bandejas, funis, béquer, pisseta e filtros de papel. Os materiais a serem misturados foram cloreto de sódio e arenito, ambos com diâmetro 0,30 mm.

Foi construído um jogo de 6 de pás com áreas iguais as já ensaiadas e com formato de ataque diferente. A pá curva com abas, mostrada na figura 4, atua no sentido radial e frontal.

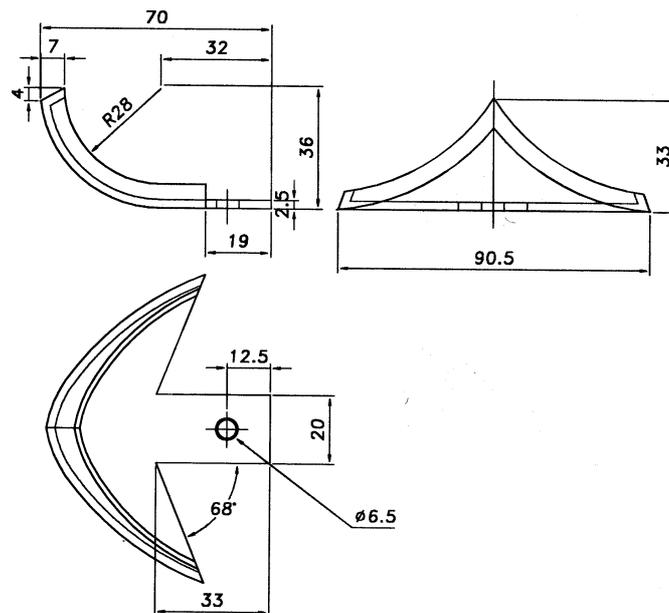


Figura 4. Pá curva com abas.

As pás fixadas ao rotor giram e passam a carregar o material a ser homogeneizado que está no fundo do misturador. As abas não permitem escorregamento lateral dos pós. Quando a pá chega na superfície livre acima do particulado, os pós são atirados no espaço livre. No fundo do misturador ocorre escorregamento do material preenchendo o sulco deixado. Assim tem-se um processo de homogeneização com o lançamento de material pela pá no espaço livre e outro por escorregamento no fundo do misturador.

Os sólidos utilizados nesse trabalho foram cloreto de sódio e arenito após terem passado pelo controle granulométrico apresentado em Losnak (1998). Utilizou-se taxas de enchimento de 40, 50 e 60% da capacidade útil do misturador. Cada taxa de enchimento era

composta de 50% de cloreto de sódio e 50% de arenito. No experimento utilizou-se um jogo composto de 6 pás curvas com abas.

A mistura ideal é de 50% de arenito e 50% de cloreto de sódio em cada amostra. A rotação do rotor do misturador foi de 330 rpm. As pás foram confeccionadas no Laboratório de Mecânica e os ensaios foram realizados no Laboratório de Misturas, ambos do Departamento de Engenharia Mecânica da UNESP, Campus de Bauru.

As amostras foram retiradas aos 30, 60, 90, 120, 150 e 180 segundos de operação e cada ensaio foi repetido 3 vezes, calculando-se a média dos resultados. As densidades aparentes (ρ) do cloreto de sódio e do arenito foram calculadas pela equação (1)

$$\rho = M_{cr} / V_{ur} \quad (1)$$

onde: M_{cr} = Massa contida no recipiente e V_{ur} = Volume do recipiente.

O desempenho de cada jogo de pás foi avaliado por gráficos, através das proporções nas amostras em função do tempo e da rotação. A mistura ideal é a que contém 50% de cada elemento da amostra.

As análises da mistura foram realizadas pelos seguintes processos: pesagem, filtragem e secagem. Foram calculadas as porcentagens de mistura pelas equações (2), (3), (4), (5) e (6).

$$Ml = F_{tt} - F1 \quad (2)$$

$$Ma = Fa - F1 \quad (3)$$

$$Ms = Ml - Ma \quad (4)$$

$$Pa = (Ma / Ml) 100 \quad (5)$$

$$Ps = (Ms / Ml) 100 \quad (6)$$

onde: Ml – massa líquida; F_{tt} – massa total (filtro+areia+cloreto de sódio); $F1$ – massa do filtro; Ma – massa de arenito; Fa – massa (filtro + arenito); Ms – massa de cloreto de sódio; Ps – porcentagem de cloreto de sódio e Pa – porcentagem de arenito.

4. RESULTADOS

Com taxa de enchimento de 40% no misturador pode-se constatar que aos 15 segundos e depois somente ao 150 segundos a homogeneização se mostrou satisfatória, com desvio em relação à mistura ideal de 0,07%. A figura 5, mostra que após os 30 segundos apresentou segregação, voltando a ocorrer homogeneização aos 75 segundos, mantendo segregação e homogeneização até aos 135 segundos. Pela reta de linearização nota-se que aumentando o tempo de mistura existe tendência em manter um desvio médio de 0,90% da mistura ideal.

Aumentando a taxa de enchimento do misturador para 50%, a homogeneização desse ensaio foi apresentada aos 75 segundos como a melhor mistura com diferença da mistura ideal em 0,70 e depois passou a apresentar segregação. A média da diferença da mistura ideal foi de 1,98%. Como apresenta a figura 6, se a operação de mistura for prolongada por muito tempo, a tendência é de permanência da mesma média.

Com a taxa de enchimento de 60% começou a homogeneização e depois passou a apresentar segregação até os 75 segundos. Aos 90 segundos apresentou homogeneização satisfatória. Voltou a segregar novamente até os 165 segundos. Já aos 180 segundos voltou a apresentar a melhor homogeneização desse ensaio como mostra a figura 7. Se continuasse com mais tempo de operação as retas de linearidade tenderiam a se cruzar e aí teríamos uma mistura ideal.

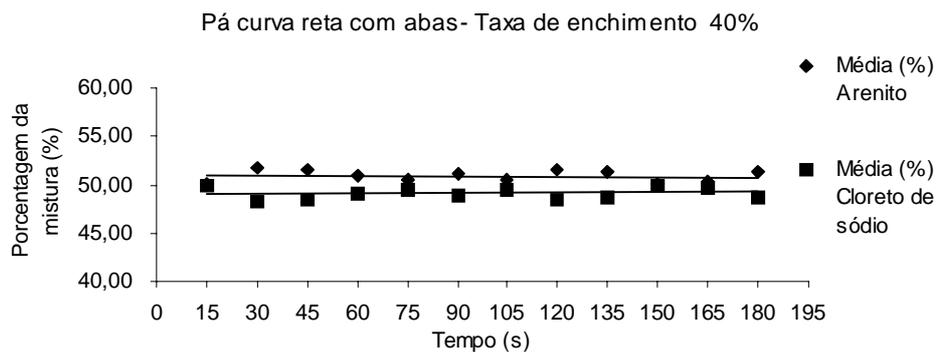


Figura 5. Porcentagem da mistura em função do tempo.

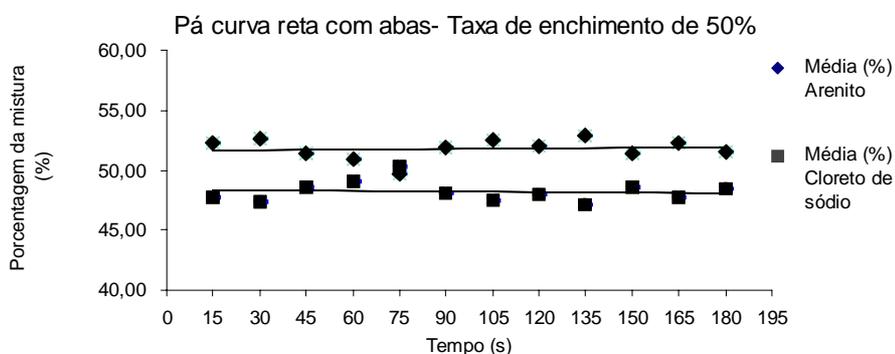


Figura 6. Porcentagem da mistura em função do tempo.

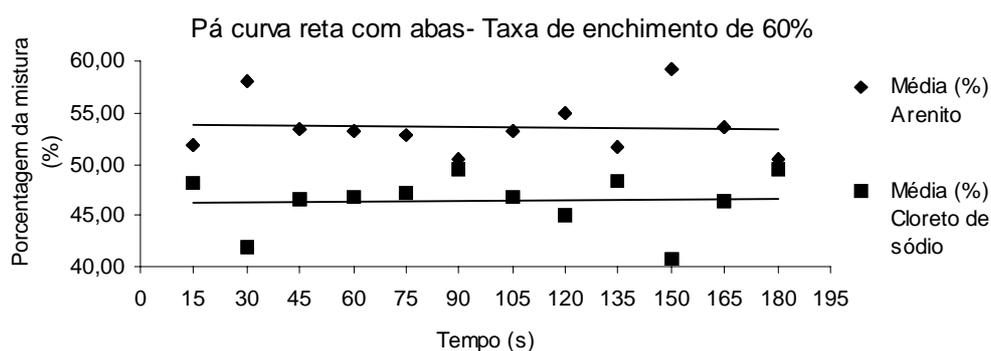


Figura 7. Porcentagem da mistura em função do tempo.

5. CONCLUSÕES

A melhor homogeneização ocorreu com a taxa de 40% de enchimento aos 15 segundos, com diferença da mistura ideal em 0,07%.

Constata-se que o espaço livre do misturador é preponderante. Com esse tipo de pá as abas limitam o volume de material a ser levado para o espaço para ocorrer a pulverização. Pelas retas de linearização nota-se que aumentando a taxa de enchimento, consequentemente diminui o espaço livre, daí a diferença da mistura ideal foi aumentando perdendo a qualidade da homogeneização.

Assim podemos afirmar que o escorregamento do material no fundo do misturador não influenciou na homogeneização. Constatamos ainda que na operação de mistura de pós com esse tipo de misturador, ocorre a homogeneização nos primeiros minutos. Quando as retas de linearização permanecerem paralelas, isso indica que mesmo o aumento do tempo de operação não melhora a qualidade da mistura.

6. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- Blumber, G. ; Maritz, J. S., 1953, “Mixing of solid particles. Chemical Engineering Science” Vol.2, September. p. 240-246
- Carley, K.W. & Donald, M.B., 1964, “The mixing of solids in tumbling mixers- II”. Chemical Engineering Science . v.19. p 191-199.
- Danckwerts, P.V. 1953, “Theory of mixtures and mixing. Research: Science and its application in industry.” Vol.6, n.9, p.355-361.
- Quaglia, G. Sienza e Tecnologia de Alimenti. Milão: Chiciotti Editori, 1992. P. 328-330.
- Losnak, C.,1996, “Avaliação da potência consumida em misturador de corpo fixo”. XXV Congresso Brasileiro de Engenharia Agrícola e II Congresso Latinoamericano de Engenharia Agrícola. Inserida no CD-ROM, nº MAG 034 dos ANAIS do XXV CONBEA- - Bauru/SP.
- Losnak, C. & Sanchez, L.E.A, 1998, “Avaliação de um agitador de peneiras para controle granulométrico”. In Anais. Poços de Caldas: Sociedade Brasileira de Engenharia Agrícola, p. 31-33.
- Wang.R.H.; Fan,L.T.(1977) Stochastic modelling of segregation in a motionless mixer. Chemical Engineering Science, v. 32, p. 695–701.
- Losnak, C. 1999, Palma, G. L., Sanchez, L.E.A. “Comparação da eficiência do ataque frontal das pás do misturador rápido de corpo fixo para homogeneização de pós. IV Congreso Iberoamericano de Ingeniería Mecánica/CIDIM 99. Santiago–CHILE - Vol.1- Manufatura.

COMPARAÇÃO ENTRE AS DIFERENTES FORMULAÇÕES PARA A MODELAGEM MATEMÁTICA DA TRANSFERÊNCIA DE CALOR NO LINGOTAMENTO CONTÍNUO DE AÇOS

Carlos Alexandre dos Santos

Noé Cheung

Marco Olívio Sotelo

Jaime Alvares Spim Jr

Amauri Garcia

Universidade Estadual de Campinas – Faculdade de Engenharia Mecânica - Departamento de Engenharia de Materiais - C.P.: 6122 - CEP.: 13083-970 Campinas - SP - Brasil

Tel.: (19) 788.3309 // 788.3308 - Fax: (19) 289.3722

E-mail: alex@fem.unicamp.br, cheung@fem.unicamp.br, spim@fem.unicamp.br, amaurig@fem.unicamp.br

Resumo

O controle da qualidade dos produtos obtidos pelo processo de Lingotamento Contínuo de aços para produção de tarugos e placas é necessário para minimizar custos, tempo de processamento e defeitos, além da obtenção de reprodutibilidade nas operações. A compreensão do comportamento do lingote frente à sua interação com a máquina de lingotamento contínuo, bem como das condições operacionais durante todo o fenômeno da solidificação é de suma importância para a perfeita representação e caracterização do processo por meio de simulações via modelagem matemática. Assim, a definição dos parâmetros térmicos envolvidos em cada etapa do sistema e suas influências na qualidade do produto final são os objetivos principais deste trabalho. Utilizando-se de um modelo matemático, de dados da literatura e de valores experimentais do processo de lingotamento contínuo, estabeleceram-se as melhores formulações para representar os resfriamentos primário e secundário no equipamento.

Palavras-chave: Lingotamento Contínuo, Solidificação, Modelagem Matemática.

1. INTRODUÇÃO

Nos processos de lingotamento contínuo de metais, principalmente de aços, é essencial a implementação de sistemas de controle ao longo das diferentes etapas do processo. Um método que procura sistematicamente alcançar as condições operacionais ótimas no equipamento deve atender a critérios metalúrgicos para preservar a qualidade do produto final e as limitações tecnológicas envolvidas no equipamento determinados por modelos. Para o controle do processo é necessário sensoriar continuamente os pontos estratégicos do equipamento, e a modelagem matemática do processo oferece uma alternativa interessante ao produtor, que consiste na possibilidade da simulação de diferentes condições operacionais, até que um conjunto ótimo de ajustes do equipamento seja alcançado (Thomas, 1987; Spim, 1997; Filipic, 1997, Kominami, 1991, Lally, 1990, Kumar, 1993). O objetivo do presente trabalho é apresentar a comparação entre as diferentes formulações existentes na literatura para o

tratamento da transferência de calor entre as etapas de resfriamento, e determinar aquelas que apresentam melhores resultados quando comparados com dados experimentais da literatura.

A Figura 1 mostra um esquema do sistema de lingotamento contínuo convencional.

FORMULAÇÃO DO MODELO MATEMÁTICO

A equação de interesse para a transferência de calor em sistema de solidificação é a equação geral da condução de calor em regime transitório, dada por (Incropera, 1994):

$$\rho.c. \frac{\partial T}{\partial t} = \nabla \cdot (k \cdot \nabla T) + \overset{\circ}{q}, \quad (1)$$

onde ρ é a massa específica do material [kg/m^3]; c o calor específico [$\text{J}/\text{kg}\cdot\text{K}$]; k a condutividade térmica [$\text{W}/\text{m}\cdot\text{K}$]; $\frac{\partial T}{\partial t}$ a taxa de resfriamento ou aquecimento e $\overset{\circ}{q}$ [W/m^3] representa o termo de geração interna de calor, associado à transformação de fase.

Aplicando MDF (método de diferenças finitas) à equação (1) e rearranjando, tem-se:

$$T_i^{n+1} = \left(\frac{\alpha \cdot \Delta t}{\Delta x^2} \right) \cdot T_{i+1}^n + \left(1 - \frac{2\alpha \cdot \Delta t}{\Delta x^2} \right) \cdot T_i^n + \left(\frac{\alpha \cdot \Delta t}{\Delta x^2} \right) \cdot T_{i-1}^n + \frac{\overset{\circ}{q} \cdot \Delta t}{\rho \cdot c}, \quad (2)$$

onde T_i^{n+1} é a temperatura do nó (i) no tempo posterior; T_i^n a temperatura do nó (i) no tempo atual; $\alpha = k/\rho \cdot c$ é a difusividade térmica do material [m^2/s], t é o tempo [s] e o critério de estabilidade do sistema é dado pela condição de $\Delta t < \frac{\Delta x^2}{2\alpha}$.

Tratamento da Transformação de Fase:

Nas equações descritas anteriormente, o termo de geração de calor devido a transformação de fase pode ser expresso por (Incropera, 1994):

$$\overset{\circ}{q} = \rho \cdot L \cdot \frac{\partial f_s}{\partial t}, \quad (3)$$

onde f_s corresponde a fração de sólido formada e L ao calor latente de fusão da liga [J/kg].

A fração sólida pode ser função de uma série de parâmetros envolvidos. No sistema de fundição. No entanto, na modelagem matemática é importante assumir a variação como função da temperatura, isto é:

$$f_s = F(T) \quad \text{para} \quad T_s < T < T_L. \quad (4)$$

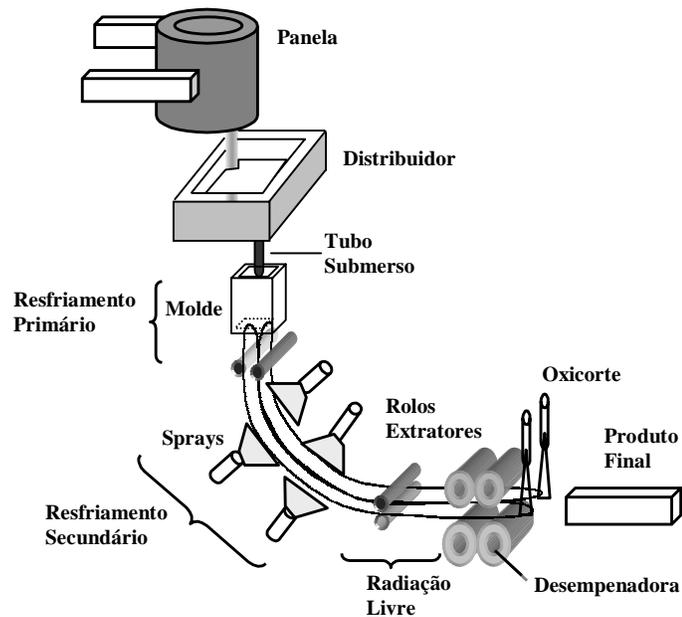


Figura 1 - Diagrama básico de sistema de lingotamento contínuo.

A formulação correta de f_s é dependente dos constituintes internos da liga e da forma com que interagem durante a solidificação do sistema, e para o caso de aço carbono, aplica-se a *Regra da Alavanca*, dada por;

$$f_s = \frac{(T_L - T)}{(T_f - T)} \cdot \frac{1}{(1 - k')}, \quad (5)$$

sendo T_s e T_L as temperaturas solidus e liquidus, e k' o coeficiente de redistribuição do soluto.

Assim, considerando a correlação com calor específico, teremos a Eq. (1) dada como:

$$\rho \cdot c' \cdot \frac{\partial T}{\partial t} = k \cdot \frac{\partial^2 T}{\partial x^2}, \quad (6)$$

onde: $c' = c - L \cdot \frac{df_s}{dT}$ e o termo $\left(L \cdot \frac{df_s}{dT} \right)$ é chamado de *pseudo calor específico*, onde a velocidade de solidificação é controlada pela relação entre o pseudo calor específico que representa a liberação de calor latente do material na transformação de fase e o calor específico do material. Assim a Eq. (6) se transforma em:

$$\rho \cdot \left(c - L \cdot \frac{df_s}{dT} \right) \frac{\partial T}{\partial t} = k_x \cdot \frac{\partial^2 T}{\partial x^2}. \quad (7)$$

As propriedades termofísicas do metal como massa específica, condutividade térmica e calor específico são variáveis com o estado de agregação do material. Essas propriedades variam com a temperatura dentro da região do intervalo de transformação de fase sólido-líquido, segundo: $k_{sL} = (k_s - k_L) \cdot f_s + k_L$; $c_{sL} = (c_s - c_L) \cdot f_s + c_L - (\rho_L \cdot df_s/dT)$; $\rho_{sL} = (\rho_s - \rho_L) \cdot f_s + \rho_L$.

Analogia entre Sistemas Térmicos e Circuitos Elétricos

Fazendo a analogia entre sistemas térmicos e circuitos elétricos, tem-se (Welty, 1974):

$$T_i^{n+1} = \frac{\Delta t}{C_t} \left(\frac{T_{i-1}^n}{R_{t_{i-1}} + R_t} + \frac{T_{i+1}^n}{R_t + R_{t_{i+1}}} \right) + \left[1 - \frac{\Delta t}{C_t} \left(\frac{1}{R_{t_{i-1}} + R_t} + \frac{1}{R_t + R_{t_{i+1}}} \right) \right] \cdot T_i^n \quad (8)$$

sendo o critério de estabilidade dado por: $\Delta t \leq \frac{C_{t_i} \cdot (R_{t_i} + R_{t_{i+1}}) + C_{t_i} \cdot (R_{t_{i-1}} + R_{t_i})}{C_{t_i} \cdot (R_{t_i} + R_{t_{i+1}}) \cdot C_{t_i} \cdot (R_{t_{i-1}} + R_{t_i})}$ e:

$$C_{ti} = A_t \cdot \Delta x_i \cdot \rho_i \cdot c_i^H; \quad R_{t_{i-1}} = \frac{\Delta x_{i-1}}{2 \cdot k_{i-1} \cdot A_t}; \quad R_{t_i} = \frac{\Delta x_i}{2 \cdot k_i \cdot A_t}; \quad R_{t_{i+1}} = \frac{\Delta x_{i+1}}{2 \cdot k_{i+1} \cdot A_t} \quad (9)$$

onde C_{ti} é a capacitância térmica, R_t é a resistência térmica, Δx corresponde à distância percorrida pelo fluxo de calor entre os pontos nodais, $A_t \cdot \Delta x_i$ corresponde ao volume do elemento finito "i" e c^H é o pseudo calor específico devido a transformação de fase.

Condições de Contorno

Para calcular o fluxo de calor entre o metal e o molde/"sprays" no lingotamento contínuo, algumas considerações foram incorporadas no modelo matemático, podendo-se destacar:

(1) fluxo de calor na direção de extração do lingote (z) é desprezado, sendo $\frac{\partial T}{\partial z} = 0$,

(2) um volume de controle foi posicionado na seção transversal do lingote, desde o metal até a superfície externa do molde, sendo este deslocado do topo do molde até a região de

desempeno e corte segundo: $Z = V_{\text{ling}} \cdot \Delta t$ [m]; V_{ling} [m/s] e t [s];

(3) devido à simetria do fluxo de calor na seção transversal, será considerado apenas um quarto da seção transversal do lingote, admitindo-se que as condições de resfriamento em cada lado sejam idênticas;

(4) a superfície do menisco é plana;

(5) a solidificação é essencialmente sobre condições de equilíbrio;

(6) efeitos causados pela segregação, oscilação do molde ou curvatura do lingote são desprezados;

(7) o molde é assumido como uniforme e apresenta temperatura inicial igual a ambiente;

(8) a temperatura da superfície do metal líquido é considerada igual à temperatura de vazamento;

(9) a influência da turbulência no líquido e a transferência de calor por convecção foram consideradas por meio de um artifício matemático, no qual a condutividade térmica do líquido é tratada por uma condutividade efetiva dada por: $k_{\text{efetiva}} = k_L \cdot A$; onde A é uma constante e usualmente assume o valor de 3 - 7 (Toledo, 1993; Louhenkilpi, 1994);

(10) para determinar ou estimar os coeficientes de transferência de calor metal/molde (h_{molde}) e “sprays” (h_{sprays}), autores utilizam várias formulações, como apresentadas nas Tabelas 1 e 2.

Tabela 1 – Formulações para o coeficiente de transferência de calor no molde (h_g)

Referência	Formulação	Uso	Comentário
Samarasekera 1988	$h_{\text{molde}} = \frac{m \cdot c_f \cdot (T_{fs} - T_{fe})}{A \cdot (T_{sL} - T_{H2O})}$ [W/m ² .K]	tarugos placas	. valor médio e constante, . balanço térmico lingote/H ₂ O
Toledo 1993	$h_{\text{molde}} = (0,07128 \cdot e^{-\text{tempo}} + 2,328 \cdot e^{-\text{tempo}/9,5} + 0,698) \cdot 1000$ [W/m ² .K]	tarugos placas	. valor variável ao longo do molde, . obtido experimentalmente e onde tempo = z / V_{ling}
Brimacombe 1984	$h_{\text{molde}} = 1,551 \cdot \left[\frac{L}{c \cdot \rho \cdot k \cdot V_{\text{ling}}} \right]^{0,141} \cdot \left[\frac{q_o}{T_s} \right]^{1,282}$ [Kcal/m ² .s.°C]	tarugos	. valor médio e constante, . função propriedades e fluxo calor - $q_o = 640 - 53 \cdot \sqrt{t_{\text{molde}}}$ [kcal/m ² .s]
Lait 1974	$h_{\text{molde}} = (1,696 - 0,0162 \cdot t_{\text{molde}}) \cdot 1000$ [W/m ² .K]	tarugos placas	. valor médio e constante, . obtido experimentalmente
Hills 1969	$h_{\text{molde}} = \sqrt{\frac{z^* \cdot c_s \cdot \rho_s \cdot k_s \cdot V_{\text{ling}}}{z}}$ [W/m ² .K]	tarugos placas	. cálculo de z^* por meio de um gráfico e da equação $Q^* = \frac{m \cdot c_f \cdot (T_{fs} - T_{fe})}{(z \cdot V_{\text{ling}} \cdot c_s \cdot \rho_s \cdot k_s)^{0,5} \cdot T_s}$

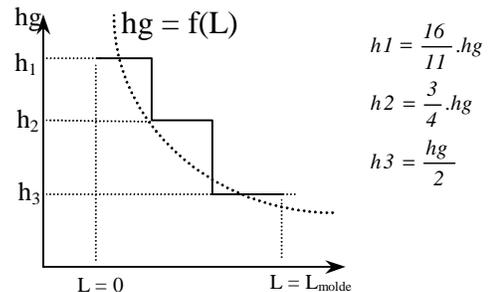
Para as formulações, as unidades de h e Q^* são W/m².K e l/s, respectivamente, e onde tem-se: c_s , ρ_s e k_s = propriedades do metal lingotado; c_f , ρ_f e k_f = propriedades do fluido de refrigeração (água); T_{fe} e T_{fs} = temperatura de entrada e saída do fluido no molde; T_{sL} =

temperatura da superfície do lingote enquanto no molde; T_{H_2O} = temperatura do fluido; A = área de troca térmica; L = comprimento do molde, \dot{q} = fluxo de calor médio entre o lingote e a refrigeração e t_{molde} = tempo de residência no molde.

Tabela 2 – Formulações para o coeficiente de transferência de calor nos “sprays” (h_{sprays})

Referência	Formulação	Procedimento Experimental
Shimada (Brimacombe, 84 A)	$h_{sprays} = [1,57.m^{0,55} \cdot (1 - 0,0075.T_{H_2O})].1000$ [W/m ² .K]	Placa aço carbono horizontal, T _{inicial} = 930 °C, Temp. água = 38 °C
Mizikar 1970	$h_{sprays} = [0,0776.m^0].1000$ [W/m ² .K]	Placa inox 304 vertical, T _{inicial} = 1090 °C Pressão = 69-620 MPa, Distância bicos/lingote = 102 mm
Muller (Brimacombe, 84 A)	$h_{sprays} = [0,01.V_{ling} + (0,107 + 0,00068.V_{ling}) \cdot m^0].1000$ [W/m ² .K]	Placa aço carbono vertical, T _{inicial} = 1200 °C Pressão > 1100 MPa, Distância bicos/lingote = 100-200 mm
Nozaki 1978	$h_{sprays} = [0,3925.m^{0,55} \cdot (1 - 0,0075.T_{H_2O})].1000$ [W/m ² .K]	Placa aço carbono horizontal, T _{inicial} = 930 °C, Ajuste empírico e melhor para placa
Bolle 1979	$h_{sprays} = (0,36.m^{0,556}).1000$ [W/m ² .K]	Placa inox 309 horizontal, T _{inicial} = 600-1100 °C
Sasaki (Brimacombe, 84 A)	$h_{sprays} = (708.m^{0,75} \cdot T_s^{-1,2} + 0,116).1000$ [W/m ² .K]	Placa inox vertical, T _{inicial} = 700-1200 °C, Distância bicos/lingote = 100-500 mm

A partir dos valores de hg médios determinados pelas relações descritas, é possível estimar um valor variável para o coeficiente ao longo do comprimento do molde, dividindo-se o molde em 3 regiões e aplicando a metodologia ilustrada ao lado. Construindo o gráfico, é possível obter uma equação de ajuste, conforme mostra a Figura 2.



RESULTADOS E DISCUSSÃO

Com o objetivo de demonstrar a validação do modelo proposto, foram realizadas simulações utilizando parâmetros de operação encontrados na literatura. Inicialmente realizou-se uma simulação para o caso de tarugos com h_{molde} constante, objetivando demonstrar a influência da adoção da condutividade efetiva no metal líquido, comparando os resultados gerados pelo modelo com resultados simulados obtidos por Lally (Lally, 1990). Para este caso, o autor adotou a consideração de $k_{efetivo} = 7. k_L$ para o metal líquido (não para o mushy zone). Os dados utilizados podem ser vistos na Tabela 3, e o gráfico da Figura 3 apresenta a evolução da casca sólida ao longo do molde para um aço carbono 1010. A Figura 4 mostra a comparação entre os resultados obtidos para o caso de placas e a Tabela 4 apresenta os parâmetros de entrada dos modelos. O autor adotou $k_{efetivo} = 3. k_L$.

Figura 2. Método de determinação de $hg = f(L)$

Tabela 3 - Parâmetros de entrada dos modelos matemáticos – Tarugos (Lally, 1990)

Molde			
Dimensões:	Comprimento [m] = 0,61	Largura [m] = 0,18	Espessura [m] = 0,18
Refrigeração:	Temp. de Refrigeração [C] = 25	Coef. de Retirada de Calor [W/m ² .K] = 2700	
Metal			
c _s [J/kg.K] = 682	ρ _s [kg/m ³] = 7400	k _s [W/m.K] = 36,6	L [J/kg] = 272.000
c _l = 710	ρ _l = 7000	k _l = 36,6	T _s [°C] = 1477 T _L = 1522 f = 1535
Parâmetros de Controle			
Velocidade de Produção [m/s] = 0,030			
Temp. de Vaza//to do Metal Líq. [C] = 1600		Aço Carbono 1010	

Tabela 4 - Parâmetros de entrada dos modelos matemáticos – Placas (Lally, 1990)

Molde			
Dimensões:	Comprimento [m] = 0,76	Largura [m] = 1,32	Espessura [m] = 0,20
Refrigeração:	Temp. de Refrigeração [C] = 25	Coef. de Retirada de Calor [W/m ² .K] = 1100	
Metal			
c _s [J/kg.K] = 628	ρ _s [kg/m ³] = 7500	k _s [W/m.K] = 34,3	L [J/kg] = 270.000
c _l = 712	ρ _l = 7500	k _l = 34,3	T _s [°C] = 1399 T _L = 1449 T _f = 1535
Parâmetros de Controle			
Velocidade de Produção [m/s] = 0,0144			
Temp. de Vaza//to do Metal Líq. [C] = 1500		Aço Inoxidável	

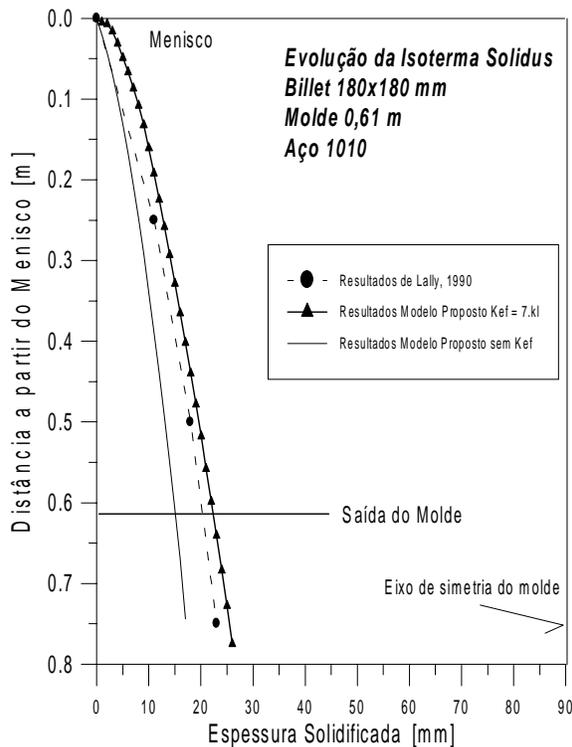


Figura 3 – Comparação entre os resultados da evolução da casca sólida (tarugos).

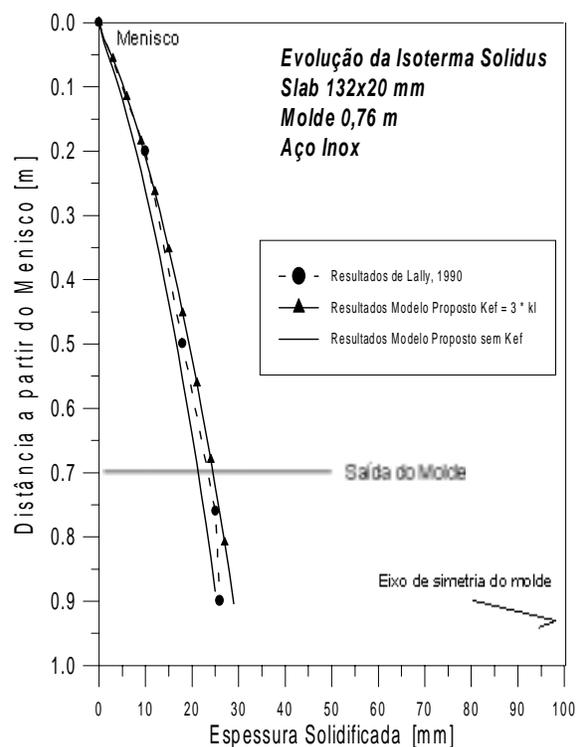


Figura 4 – Comparação entre os resultados da evolução da casca sólida (placas).

Para selecionar a melhor formulação de h_{molde} e h_{sprays} , além de verificar se a adoção de $k_{efetivo}$ proporciona melhores resultados, foram realizadas várias simulações empregando as equações das Tabelas 1 e 2 e confrontaram-se os resultados com dados de temperatura da superfície do lingote obtidos experimentalmente em equipamentos industriais tanto de tarugos quanto de placas. Os parâmetros de entrada podem ser vistos nas Tabelas 5 e 6, e os gráficos das Figuras 5 e 6 apresentam comparativamente os melhores resultados gerados.

Tabela 5 - Parâmetros de entrada experimental - Tarugo (Louhenkilpi, 1994)

Molde					
Dimensões:	Comprimento [m] = 0,60	Largura [m] = 0,16	Espessura [m] = 0,16		
Refrigeração:	Temp. de Refrigeração [C] = 25		Nível de Metal Líquido [m] = 0		
Metal					
c_s [J/kg.K] = 678	ρ_s [kg/m ³] = 7850	k_s [W/m.K] = 30,13	L [J/kg] = 260.000		
c_l = 758	ρ_l = 7300	k_l = 34,5	T_s [°C] = 1360	T_L = 1458	T_f = 1535
Sprays					
Zonas	Comprimento [m]	Vazão [l/min]	Vazão [l/s]		
1	2,80	88	1,47		
2	1,80	69	1,15		
3	2,70	33	0,55		
Parâmetros de Controle					
Velocidade de Produção [m/s] = 0,0245			Comprimento Metalúrgico [m] = 10		
Temp. de Vaza//to do Metal Líq. [C] = 1485			Aço Carbono 1080		

Tabela 6 - Parâmetros de entrada experimental - Placa (El-Bealy, 1997)

Molde					
Dimensões:	Comprimento [m] = 0,70	Largura [m] = 1,68	Espessura [m] = 0,22		
Refrigeração:	Temp. de Refrigeração [C] = 25		Nível de Metal Líquido [m] = 0		
Metal					
c_s [J/kg.K] = 700	ρ_s [kg/m ³] = 7400	k_s [W/m.K] = 28	L [J/kg] = 260.000		
c_l = 700	ρ_l = 7400	k_l = 28	T_s [°C] = 1471	T_L = 1541	f = 1535
Sprays					
Zonas	Comprimento [m]	Vazão [l/min]	Vazão [l/s]		
1	0,485	230	3,83		
2	0,900	215	3,58		
3	1,285	160	2,66		
4	1,580	200	3,33		
5	1,280	123	2,10		
6	1,540	100	1,66		
7	2.380	280	4,66		
8	4.500	118	1,96		
Parâmetros de Controle					
Velocidade de Produção [m/s] = 0,0183			Comprimento Metalúrgico [m] = 14		
Temp. de Vaza//to do Metal Líq. [C] = 1600			Aço Carbono 1012		

As Figuras 7 e 8 mostram o comportamento gráfico das diferentes formulações de h_{molde} e h_{sprays} para os casos analisados, onde se pode observar a grande variação existente.

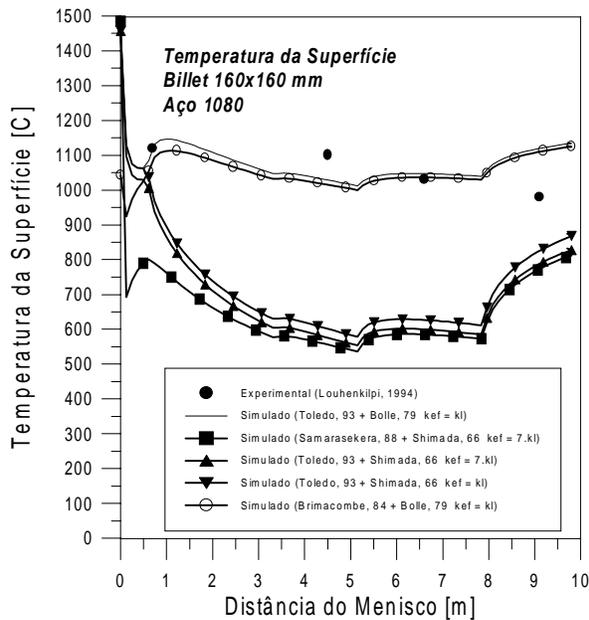


Figura 5 – Resultados da temperatura da superfície do lingote (tarugos).

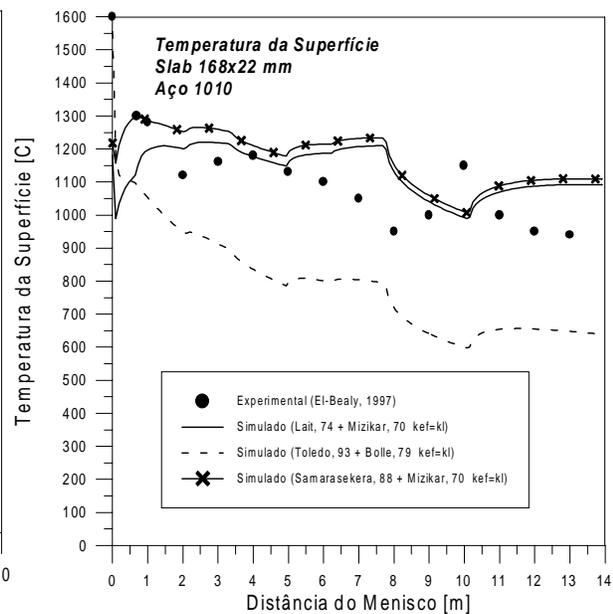


Figura 6 – Resultados da temperatura da superfície do lingote (placas).

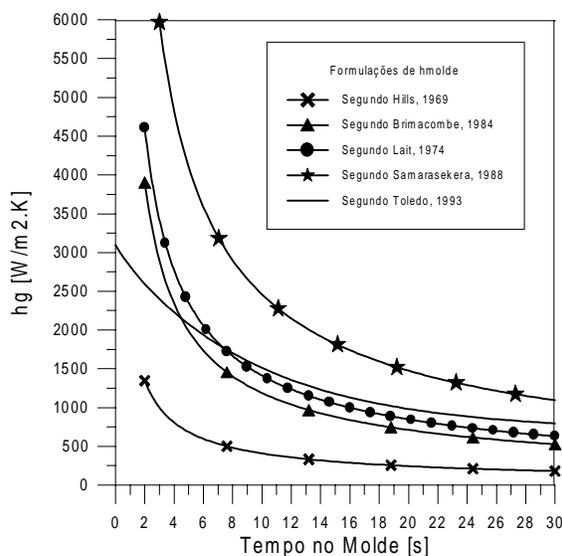


Figura 7 – Comportamento de h_{molde} para as diferentes formulações [Tabela 1].

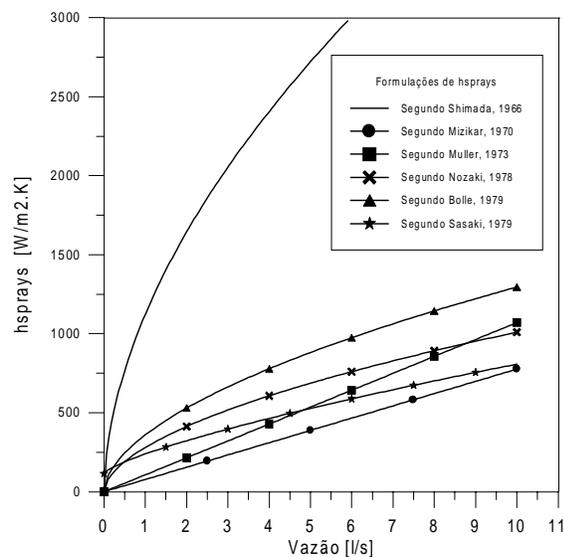


Figura 8 – Comportamento de h_{sprays} para as diferentes formulações [Tabela 2].

CONCLUSÕES

Diante dos resultados obtidos pelo modelo matemático proposto e suas comparações com resultados de modelo matemáticos encontrados na literatura e dados obtidos experimentalmente em equipamento de lingotamento contínuo, pode-se concluir que as melhores formulações para abordar o problema da transferência de calor nas regiões do molde e dos sprays são:

Tarugos: h_{molde} : Toledo, 1993 ; h_{sprays} : Bolle, 1979
 Placas: h_{molde} : Samarasekera, 1988 ; h_{sprays} : Mizikar, 1970

AGRADECIMENTOS

Os autores agradecem À FAPESP, ao CNPq e à UNICAMP.

BIBLIOGRAFIA

- Bolle, E. and Moureau, J.C., 1079, Experimental Study of Heat Transfer by Spray Cooling, Int. Conf. On Heat and Mass Transfer Metallurgical Processes, Dubrovnik, Yugoslavia.
- Brimacombe, J.K., Lait, J.E. and Weinberg, F., 1984, Application of Mathematical Models to Predict Pool Profiles in Continuously Cast Steel, Continuous Casting – Heat Flow, Solidification and Crack Formation – Vol I – Iron & Steel Society of AIME, pp. 174-186.
- Brimacombe, J.K. and Baptista, L.A., 1984A, Spray Cooling in the Continuous Casting of Steel, Continuous Casting – Heat Flow, Solidification and Crack Formation – Vol I – Iron & Steel Society of AIME, pp. 109-123.
- El-Bealy, M., 1997, Fluctuated Cooling Conditions and Solid Shell Resistance in Continuously Cast Steel Slabs, Canadian Metallurgical Quarterly, vol 36, n. 3, pp. 203-22.
- Filipic, B. and Sarler, B., 1997, Continuous Casting Simulator – a Tool for Improved Quality and Productivity; Proceedings of the 2nd International Metallurgical Conference Continuous Casting of Billets, Trinec, Czech Republic, pp. 161-168.
- Hills, A.W.D., 1969, Trans. Met. Soc. AIME, 239, pp. 1471-1479.
- Incropera, F.P. and Dewit, D.P., 1994, Fundamentals of Heat and Mass Transfer, John Wiley and Sons, 3th edition.
- Kominami, H. et al., 1991, Neural Network System for Breakout Prediction in Continuous Casting Process, Nippon Steel Technical Report, pp. 34-38.
- Kumar, S.; Meech, J.A.; Samarasekera, I.V. and Brimacombe, J.K., 1993, Knowledge Engineering an Expert Systems to Troubleshoot Quality Problems in the Continuous Casting of Steel Billets ; Iron & Steelmaker; pp. 29-36.
- Kumar, S.; Walker, B.N.; Samarasekera, I.V. and Brimacombe, J.K., 1993, Chaos at the Menisco – The Genesis of Defects in Continuously Cast Steel Billets; 13 Th PTD Conference Proceeding; pp. 119-141.
- Lally, B.; Biegler, L.T. and Henein, H., 1990, Finite Difference Heat Transfer Modeling for Continuous Casting; Metallurgical Transactions B, vol 21B, pp. 761-770.
- Lait, J.E., Brimacombe, J.K. and Weinberg, F., 1974, Mathematical Modeling of Heat Flow in the Continuous Casting of Steel, Ironmaking & Steelmaking, n.23, pp. 90-97.
- Louhenkilpi, S., 1994, Study of the Heat Transfer in a Continuous Billet Casting Machine, Scandinavian Journal OF Metallurgy, 23, pp. 9-17.
- Mizikar, E.A.; 1970, Spray Cooling Investigation for Continuous Casting of Billets and Blooms; Iron and Steel Institute, pp. 53-60.
- Nozaki, T, Matsumo, K., Ooi, H. and Kodama, M., 1978, A Secondary Cooling Pattern for Preventing Surface Cracks of Continuous Casting Slabs, ISIJ, vol 18, pp. 330-338.

- Samarasekera, I.V. and Brimacombe, J.K., 1988, Heat Extraction Capability of Continuous-Casting Billet Moulds”, W.O. Philbrook Memorial Symposium Conference Proceedings, pp. 157-171.
- Spim Jr., J. A.; Santos, C. A.; Ierardi, M. C. F. & Garcia, A., 1997, The Use of Artificial Intelligence Techniques in a Heat Transfer Model for the Control of Solidification During Continuous Casting, Proceedings of 4th Decennial International Conference on Solidification Processing, University of Sheffield, pp. 166-169.
- Thomas, B.G., Samarasekera, I.V. and Brimacombe, J.K., 1987, Mathematical Model of the Thermal Processing of Steel Ingots: Part I. Heat Flow Model, Metallurgical Transactions B, vol 18B, pp. 119-1987.
- Toledo, G.A, Laitnez, J. and Ciri3n, J.C., 1993, Model Optimization of Continuous Casting Secondary Cooling, Materials Science and Engineering, A173, pp. 287-291.
- Welty, J. R., 1976, Engineering Heat Transfer, New York: John Wiley and Sons,.

DESGASTE ABRASIVO DE FERRAMENTAS DE CORTE UTILIZADAS NA INDÚSTRIA MADEIREIRA

Giuseppe Pintaúde

Maria Cristina Moré Farias

Magno Kohnlein

Deniol K. Tanaka

Amilton Sinatora

Universidade de São Paulo, Laboratório de Fenômenos de Superfície, Departamento de Engenharia Mecânica, Escola Politécnica da USP, Av. Prof. Mello Moraes, 2231, 05.508-900, São Paulo, SP – Brasil. E-mail: juja@usp.br

Resumo

Este trabalho apresenta resultados de desgaste abrasivo de duas famílias de ligas utilizadas como ferramentas de corte de madeira. Os materiais ensaiados foram: duas ligas fundidas para ferramentas, "Stellite" tipos 01 e 06, e duas ligas de metal duro (WC-Co). Os ensaios foram conduzidos na configuração pino-sobre-lixo, utilizando pinos de 3 mm de diâmetro. Os materiais foram caracterizados por meio de durezas macroscópica e microscópica. As taxas de desgaste determinadas mostraram um desempenho superior das ligas WC-Co, sendo uma ordem de grandeza menores em relação às taxas das ligas fundidas. Os resultados de dureza, microdureza e coeficiente de atrito dos materiais justificaram a diferença observada nas taxas de desgaste entre as duas famílias de materiais e servindo também para classificá-los por desempenho.

Palavras-Chave: ferramentas de corte, desgaste abrasivo, ligas fundidas para ferramentas, metal duro.

1. INTRODUÇÃO

O desgaste em ferramentas utilizadas na indústria madeireira é provocado basicamente por abrasão e corrosão [Bayoumi,1989]. As madeiras da região Amazônica possuem grande quantidade de sílica, o que faz com que as operações de corte e acabamento dos produtos derivados fiquem sujeitos ao desgaste abrasivo. Dois grupos de materiais são bastante utilizados nestes casos, em função do tipo de operação de usinagem: ferramentas de metal duro e ligas de cobalto.

As ferramentas de metal duro são classificadas de acordo com a aplicação e com a composição química. O Metals Handbook [1985] indica para usinagem de madeira as ligas tipo K, ou seja, WC-Co "puros", sem adição de outros elementos formadores de carbonetos (Ta e Ti). A literatura [Bayuomi,1989; Metals Handbook,1985] mostra que os melhores desempenhos quanto ao desgaste abrasivo são obtidos com materiais de maior dureza possível, propriedade esta obtida por meio de menores tamanhos de grão e menores teores de ligantes metálicos, que podem ser além do cobalto, níquel e cromo.

A outra família de materiais amplamente utilizada na usinagem e acabamento de madeira são as ligas fundidas "Stellite". Esta família de materiais é utilizada em componentes com geometria mais complexa do que os "bits", tais como revestimentos para saibros e mancais. Resultados de Kosel e colaboradores [1980] mostram que o desempenho das ligas "Stellite" quanto ao desgaste abrasivo é função da fração volumétrica e da morfologia dos carbonetos.

Este trabalho apresenta resultados de ensaio de desgaste abrasivo de dois materiais das ligas fundidas "Stellite" e outros dois das ligas de metal duro, utilizados na usinagem e no acabamento de madeiras da região Amazônica.

2. MATERIAIS E MÉTODOS

Os materiais ensaiados foram identificados com a nomenclatura apresentada na Tabela 1, sendo duas ligas fundidas para ferramentas, comumente denominadas por "Stellite", e duas ligas do composto WC-Co, comumente denominados por metal duro.

Tabela 1. Nomenclatura utilizada para os materiais ensaiados.

Material	Nomenclatura
Stellite tipo 01	Co1
Stellite tipo 06	Co6
WC-Co fornecedor 1	WC-Co1
WC-Co fornecedor 2	WC-Co2

As composições químicas das ligas fundidas estão apresentadas na Tabela 2.

Tabela 2. Composição química das ligas fundidas para ferramentas (% massa).

Material	Cr	W	Fe	C	Ni	Si	Mn	Mo	Co
Co1	30,4	12,7	2,40	2,30	2,50	1,00	0,05	0,10	BAL
Co6	29,8	14,5	1,15	0,98	1,06	0,60	0,08	0,20	BAL

BAL: balanço

A dureza dos materiais foi determinada nas escalas Rockwell A (60 kgf) e C (150 kgf) utilizando-se equipamento WOLPERT TESTOR HT1. Os resultados médios apresentados correspondem a três determinações para as ligas fundidas e sete determinações para as ligas metal duro. A microdureza dos materiais foi determinada em escala Vickers, utilizando-se 100 gf de carga, sendo que os resultados médios corresponderam a 10 determinações para todos os materiais.

Os ensaios de desgaste foram realizados em um tribômetro do tipo pino-sobre-disco, fabricação PLINT & PARTNERS LTD, modelo TE-79. Os ensaios foram realizados em corpos-de-prova cilíndricos com 3 mm de diâmetro e comprimento entre 21 e 23 mm.

O dispositivo de ensaio possui um sistema de carregamento no qual a carga é transmitida diretamente ao corpo-de-prova através de peso-morto. O corpo-de-prova é submetido a uma trajetória sobre a lixa em forma de espiral, mantendo-se a velocidade de rotação do disco constante. Em conjunto com a movimentação do disco, a mesa onde todo o sistema é apoiado se desloca linearmente, com velocidade de 20 mm/min.

O método de ensaio utilizado segue as recomendações da norma ASTM G-99/90, cujos principais requisitos são:

- perpendicularidade entre os eixos de centro do disco e do pino de $\pm 1^\circ$;
- paralelismo entre a superfície de contato do pino com o plano do disco;
- limpeza dos corpos-de-prova antes de cada ensaio e;
- realização de ensaios com amostras adicionais.

As condições de ensaio utilizadas neste trabalho foram:

- Rotação do disco: 30 rpm;
- Percurso em espiral com raio inicial de 40 mm e final de 5 mm, com incremento de 0,65 mm por revolução; o que resulta em uma distância total percorrida para cada lixa de aproximadamente 7,5 m;
- Carga: 15 N;
- Abrasivo: lixa abrasiva de óxido de alumínio (Al_2O_3) de grana 80 em costado de pano (código NORTON K246) substituído a cada ensaio.

Foi realizado um assentamento prévio da superfície do pino utilizando-se lixa de grana 80 e carga entre 2 e 5 N.

Adotou-se a seguinte seqüência para os ensaios, repetida 10 vezes, para cada corpo-de-prova:

- Limpeza da amostra em equipamento de ultra-som, utilizando álcool etílico;
- Pesagem inicial;
- Ensaio com lixa de grana 80;
- Nova limpeza da amostra e;
- Pesagem final.

As perdas de massa foram determinadas utilizando-se uma balança analítica, fabricação Mettler Toledo, modelo AB204, com precisão de décimo de milésimos de grama. Para cálculos da perda volumétrica, foram determinadas as densidades dos materiais com base no princípio de Arquimedes.

Durante os ensaios de desgaste foi monitorado o coeficiente de atrito, por meio de uma célula de carga. A frequência de aquisição foi de 1 Hz, o que corresponde para cada lixa abrasiva um total de 105 pontos.

3. RESULTADOS E DISCUSSÃO

3.1. DESGASTE ABRASIVO

Os valores médios de perda volumétrica e as densidades dos materiais são apresentados na Tabela 3.

Tabela 3. Resultados de perda volumétrica [mm³].

Material	Amostra 1	Amostra 2	Amostra 3	Densidade [g/cm ³]
Co1	1,94 ± 0,02	1,88 ± 0,04	1,86 ± 0,05	7,59
Co6	2,32 ± 0,04	2,31 ± 0,05	2,32 ± 0,05	7,49
WC-Co1	0,113 ± 0,007	0,099 ± 0,011	0,102 ± 0,010	14,01
WC-Co2	0,084 ± 0,007	0,080 ± 0,008	0,076 ± 0,009	15,64

Os valores de perda volumétrica determinados para as ligas metal duro foram uma ordem de grandeza menores do que para as ligas fundidas. A comparação entre as ligas de cada família mostra uma perda volumétrica do material Co6 aproximadamente 20% maior do que a do material Co1, e para as ligas metal duro, o material WC-Co1 desgastou aproximadamente 20% mais que o material WC-Co2. Os desvios-padrão determinados foram maiores para as ligas metal duro, em torno de 10%, enquanto que para as ligas fundidas os mesmos ficaram em torno de 2,5%, valores semelhantes aos descritos na literatura [Kosel *et al.*,1980; Moore & King,1980].

3.2. DUREZA

Os valores médios de dureza e microdureza estão apresentados na Tabela 4.

Tabela 4. Resultados de dureza (Rockwell A e C) e microdureza Vickers.

Material	Dureza HRC	Dureza HRA	Microdureza [HV 0,1]
Co1	59,4 ± 0,6	76,8 ± 0,3	750 ± 42
Co6	43,2 ± 0,8	69,3 ± 1,0	501 ± 38
WC-Co1	70,1 ± 0,6	83,4 ± 0,4	1036 ± 111
WC-Co2	74,5 ± 0,6	85,1 ± 0,4	1047 ± 118

Os resultados apresentados na Tabela 4 mostram que para os materiais com menores durezas (em todas as escalas), maiores perdas volumétricas foram observadas.

A comparação dos resultados das Tabelas 3 e 4 com os resultados obtidos por Bozzi e colaboradores [1998] facilita o entendimento entre a relação taxas de desgaste e dureza. Estes pesquisadores verificaram o desempenho de duas ligas eutéticas de ferro fundido branco e de um revestimento WC-12%Co, em ensaio abrasivo a três corpos, utilizando óxido de alumínio como abrasivo, com a mesma granulometria utilizada neste trabalho. O resumo dos resultados de Bozzi e colaboradores está apresentado na Tabela 5.

Tabela 5. Resultados de Bozzi e colaboradores [1998] em ensaio abrasivo a três corpos.

Material	Microdureza [HV 0,3]	Taxa de Desgaste [mg/h.mm ²]
Recobrimento WC-12%Co	1.190 ± 221	0,99
Ferro fundido branco (liga 1)	844	1,62
Ferro fundido branco (liga 2)	830	1,70

A primeira observação que pode ser feita entre os dados da Tabela 4 e 5 se refere aos valores de microdureza Vickers para as ligas WC-Co, que são similares, inclusive quando considera-se o desvio-padrão associado, que está relacionado com a heterogeneidade destes materiais.

Com relação à severidade do desgaste, utilizando-se como critério a relação H_A/H_M (dureza do abrasivo/dureza do material), e como valor de microdureza do Al_2O_3 2147 ± 80 HV 0,05 [Berns & Franco,1994], obtém-se a indicação de ocorrência de regime severo de desgaste para todos os materiais, ou seja, os valores para a relação H_A/H_M são maiores do que 1,2.

As diferenças nas taxas de desgaste observadas por Bozzi e colaboradores entre as ligas de ferro fundido branco e o revestimento WC-12%Co é pequena, conforme mostra a Tabela 5, sendo razoável que os materiais ensaiados permanecessem sob o mesmo regime de desgaste, neste caso, severo. Por outro lado, os resultados da Tabela 3 mostram uma grande diferença nas taxas de desgaste entre as ligas fundidas e as ligas metal duro, que não justifica estes materiais permanecerem sob mesmo regime de desgaste. Isto leva a crer que no caso das ligas WC-Co1 e WC-Co2 o desgaste foi controlado pelos carbonetos WC, que possuem microdureza 2562 ± 312 HV 0,05 [Berns & Franco,1994]. Considerando apenas a dureza deste microconstituente, a relação entre dureza do abrasivo e dureza do carboneto WC é menor do que 1, indicando a ocorrência de desgaste moderado.

A decisão em se considerar valores de dureza dos microconstituintes ou valores de dureza macroscópicas para avaliar o regime de desgaste abrasivo é uma questão relevante, e de certa forma ainda em discussão na literatura [Pintaúde *et al.*,2000]. Por um lado, métodos em escala microscópica de dureza são sujeitos ao efeito de escala, o que faz com que os valores fiquem sujeitos a carga aplicada para determinação da dureza, enquanto que valores obtidos de forma macroscópica podem não corresponder às características do tribossistema, principalmente no caso de partículas abrasivas de pequeno tamanho.

3.3. COEFICIENTE DE ATRITO

Os valores de coeficiente de atrito estão apresentados na Tabela 6.

Tabela 6. Coeficiente de atrito médio.

Material	Coeficiente de atrito médio (desvio padrão)
Co1	$0,431 \pm 0,010$
Co6	$0,447 \pm 0,008$
WC-Co1	$0,314 \pm 0,004$
WC-Co2	$0,299 \pm 0,004$

A Figura 1 mostra a variação do coeficiente de atrito durante o ensaio de desgaste.

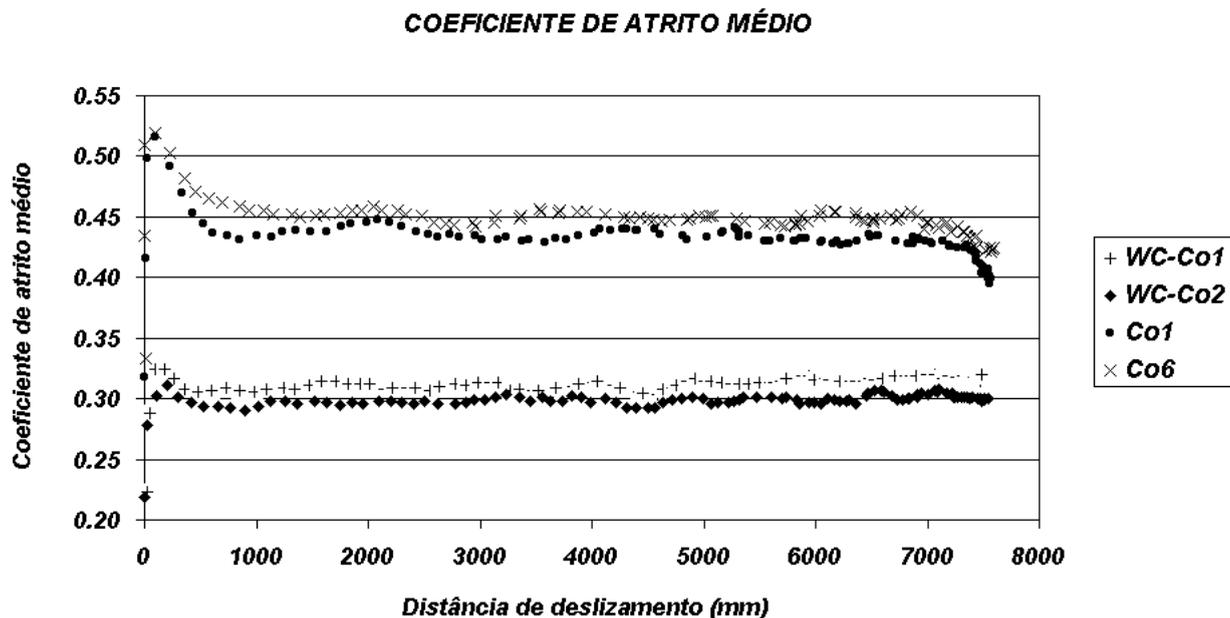


Figura 1. Variação do coeficiente de atrito médio em função da distância percorrida (mm).

Os resultados apresentados na Figura 1 mostram que há uma correlação entre a perda volumétrica observada nos ensaios de desgaste e o coeficiente de atrito dos mesmos, ou seja, maiores coeficientes de atrito corresponderam a maiores perdas volumétricas. Por meio do coeficiente de atrito é possível distinguir famílias de materiais e materiais da mesma família, onde as diferenças são significativas, embora pequenas.

A utilização do coeficiente de atrito como parâmetro de avaliação do desgaste abrasivo não é tão habitual como a utilização de dureza. Sin e colaboradores [1979] atribuíram ao coeficiente de atrito uma das parcelas correspondentes ao coeficiente de desgaste, em específico à geometria das partículas abrasivas. Este conceito é limitado no sentido de que o coeficiente de atrito não depende apenas do material abrasivo, mas é uma propriedade do sistema. Os resultados apresentados na Figura 1 mostram claramente a dependência do coeficiente de atrito com o tipo de material.

O trabalho de Hokkirigawa e Kato [1989] é mais completo que o de Sin e colaboradores no sentido de abranger a resposta do material e ao coeficiente de atrito como parcela do desgaste. Estes pesquisadores mostraram que o desgaste abrasivo é dependente da condição interfacial e desenvolveram uma teoria para materiais monofásicos e de durezas relativamente baixas (13 a 330 HV), na qual relaciona o ângulo de ataque do abrasivo com a condição interfacial.

Segundo Hokkirigawa e Kato, uma das parcelas do coeficiente de desgaste é a fração de partículas abrasivas cortantes, ou seja, a fração na qual os ângulos de ataque das partículas são maiores do que o ângulo de ataque crítico do material, parâmetro que pode ser determinado em um ensaio de esclerometria. O conceito de ângulo crítico de ataque foi introduzido por Mulhearn e Samuels [1962].

Para o sistema utilizado neste trabalho (alumina com grana 80), Hokkirigawa e Kato determinaram a fração cortante de abrasivos entre 0,33 e 0,53. Os valores de coeficiente de atrito determinados neste trabalho situam-se dentro desta faixa. Embora tenham sido determinados para materiais com durezas maiores que os empregados por Hokkirigawa e Kato e bifásicos, corrobora para a hipótese que o coeficiente de atrito é uma medida indireta da fração cortante das partículas abrasivas, e uma das parcelas do coeficiente de desgaste.

4. CONCLUSÕES

Nas condições experimentais utilizadas neste trabalho, pode-se concluir que:

1. Por ordem de desempenho, os materiais apresentaram perdas volumétricas crescentes na seguinte ordem:

$$\text{WC-Co2} < \text{WC-Co1} < \text{Co1} < \text{Co6}$$

2. Maiores valores de dureza e microdureza resultaram em menores perdas volumétricas;
3. As diferenças entre as taxas de desgaste observadas para as ligas “Stellite” e metal duro sugerem que o desgaste das ligas metal duro é controlado pela dureza dos carbonetos WC;
4. Menores valores de coeficiente de atrito resultaram em menores perdas volumétricas e;
5. Os resultados do presente trabalho sugerem que a teoria de Hokkirigawa e Kato podem ser extendidas para materiais com maiores durezas e bifásicos.

AGRADECIMENTOS

Os autores agradecem a Central Laminações Ltda. pela autorização na divulgação dos resultados. GP e MCMF agradecem a FAPESP pela concessão das bolsas de doutoramento.

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- Bayoumi, A. M. et al.; 1983, Comparison of the wear resistance of various grades of cemented carbides that may find application in wood machining, *Wear*, v. 89, pp. 185-200.
- Berns, H.; Franco, S.D.; 1994, Properties of hard particles at room and elevated temperatures, III Seminário Brasileiro de Materiais Resistentes ao Desgaste, Anais, ABM, Fortaleza, pp. 131-146.
- Bozzi, A. C.; Santana, S. A.; de Mello, J.D.B.; 1998, Comparação da performance de recobrimentos de WC-12%Co depositados por “spray” térmico e a de ferros fundidos brancos de alto cromo em ensaios de abrasão a três corpos, IV Seminário de Desgaste (Desgaste e Proteção), Anais, ABM, São Paulo, pp. 01-13.

- Hokkirigawa, K. Kato, K.; 1989, Theoretical estimation of abrasive wear resistance based on microscopic wear mechanism, Wear of Materials Conference, Proceedings, ASME, Ludema, K.C., ed., pp. 1-8.
- Kosel, T.H. et al.; 1980, Microstructure and wear in high alloys, Symposium on Corrosion-Erosion of Materials, Proceedings, Transactions of AIME, pp.190-208.
- Metals Handbook Desk Edition, 1985, Boyer, H.E.; Gall, T.L., eds., ASM, Metals Park Ohio 44073.
- Moore, M. A.; King, F. S.; 1980, Abrasive wear of brittle solids, Wear, v. 60, pp. 123-140.
- Mulhearn, T. O.; Samuels, L.E.; 1962, The abrasion of metals: a model of the process, Wear, v. 5, pp. 478-498.
- Pintaúde, G.; Tanaka, D.K.; Sinatora, A.; 2000, Avaliação da dureza como critério para determinação do regime de desgaste abrasivo, Trabalho a ser apresentado no 55º Congresso Anual da ABM, 24-28 de julho de 2000, Rio de Janeiro – RJ.
- Sin, H.; Saka, N.; Suh, N. P.; 1979, Abrasive wear mechanisms and the grit size effect, Wear, v. 55, pp. 163-190.