



16th Brazilian Congress of Mechanical Engineering

Engineering for the New Millennium

TRIBOLOGY

ISBN 85-85769-06-6

Tribology

TRB0047 EFFECT OF SLIP-FLOW ON THE DYNAMIC BEHAVIOR OF POROUS RADIAL BEARINGS Hermes, Christian Johann Losso Prata, Alvaro Toubes	6
TRB0106 CONSTRUCTION AND VALIDATION TESTS OF A PIN-ON-DISC EQUIPMENT Bressan, José Divo Hesse, Rubens	16
TRB0135 INFLUENCE OF SLIDING SPEED ON THE WEAR BEHAVIOUR OF Al-Si/SiCp - CAST IRON PAIR Crnkovic, Sergio João Miranda, Antonio Sousa Gomes, José Ramos	26
TRB0180 INVESTIGATION OF THE FLUID BEHAVIOR WITH DIFFERENT RIGID SLEEVE SEAL GEOMETRY Soares, Leonardo Pinhel Oliveira, Sylvio José Ribeiro de Wiehler, Kay	33
TRB0203 EXPERIMENTAL STUDY OF A PLAIN JOURNAL BEARING : INFLUENCE OF DIRECTION AND INTENSITY OF MISALIGNMENT TORQUE ON BEARING PERFORMANCES FILLON, Michel BOUYER, Jean	42
TRB0255 THE COMPARISON OF THE HEAT AFFECTED ZONE FORMATION DURING GRINDING OF PARTS OF CONVENTIONAL STEEL AND OF SINTERED PARTS Vieira, Milton, Jr. Lima, André de Libardi, Rodolfo Cancilieri, Honório Alberto	50
TRB0304 FRICTION AND WEAR CHARACTERISTICS OF CARBON-CARBON COMPOSITES Gomes, José Ramos Silva, Olivério Macedo Silva, Cosme Moreira Pardini, Luiz Cláudio Silva, Rui Ferreira	58
TRB0312 CONSTRUCTION OF A MECHANICAL SEAL TESTS OF BANCH Goretti, Mario Castro, Luiz Carlos/Vidal Oliveira, Sylvio José/Ribeiro	67
TRB0550 SOME PERFORMANCE CHARACTERISTICS OF HIGH SPEED HYDRODYNAMIC GAS BEARINGS Faria, Marco T. C.	77

TRB0773	85
ABRASIVE WEAR OF QUARTZ CRYSTALS AS STUDIED BY ULTRASONIC MACHINING	
Guzzo, Pedro Luiz	
Rezende, Jean Carlos Campos	
Raslan, Alberto Arnaldo	
Costa, Henara Lillian	
Shinohara, Armando Hideki	
De Mello, José Daniel Biasoli	
TRB0834	93
ROLLING CONTACT FATIGUE WEAR OF NITRIDING AUSTEMPERED DUCTILE IRON (ADI)-ADI DISCS	
FIGUEROA, Carlos R.	
MEDEIROS, João Telésforo Nóbrega de	
ORDOÑEZ, Francisco Urbano	
OLIVEIRA, Adelci Menezes	
SINATORA, Amilton	
TANAKA, Deniol Katsuki	
TRB0875	101
THE INFLUENCE OF PARTICLE SIZE AND HARDNESS OF ABRASIVE PARTICLES ON THE SEVERITY OF TWO-BODY SYSTEM	
Pintaude, Giuseppe	
Tanaka, Deniol Katsuki	
Sinatora, Amilton	
TRB0898	110
EFFECT OF COMPACTION PRESSURE AND POWDER GRADE ON THE MICROSTRUCTURE AND HARDNESS OF STEAM OXIDIZED SINTERED IRON	
De Mello, JDB	
Binder, Roberto	
Klein, Aloisio Nelmo	
Hutchings, Ian	
TRB1083	120
STRESS FIELD ASSESSMENT OF RAILWAY WHEELS	
Pinto, Rosa Irene Terra	
Strohaecker, Telmo Roberto	
TRB1122	130
DYNAMIC SIGNAL ANALYSES IN DRY SLIDING WEAR TESTS FOR HIGH SPEED STEEL	
Bergantin, Renato	
Maru, Marcia / Marie	
Farias, Maria / Cristina Moré	
Padovese, Linilson / Rodrigues	
TRB1174	135
WEAR IN AUTOMOBILE DISC BRAKE WEAR IN AUTOMOBILE DISC BRAKE	
Cueva, Gustavo	
Tschiptschin, André Paulo	
Sinatora, Amilton	
Guesser, Wilson Luiz	
TRB1290	143
TRIBOLOGICAL PERFORMANCE IN RECIPROCATING SLIDING TESTS WITH DIFFERENT LUBRICANTS	
Maru, Marcia Marie	
Sinatora, Amilton	

TRB1504	152
SURFACE MODIFICATIONS IN ABRASION-MACHINED LITHIUM FLUORIDE (LiF)	
Costa, Henara Lillian	
DE ROSSI, Wagner	
Baldochi, Sonia Licia	
Raslan, Alberto Arnaldo	
TRB1559	158
EVALUATION OF ABRASIVE WEAR RESISTANCE OF PLASMA-NITRATED CARBON STEEL	
Costa, Henara Lillian	
Klein, Aloísio Nelmo	
De Mello, José Daniel Biasoli	
TRB1584	168
OXIDATION EFFECTS ON THE TRIBOLOGICAL BEHAVIOUR OF HIGH SPEED STEEL	
Milan, Júlio César Giubilei	
Franco, Sinésio Domingues	
de Melo, José Daniel Biasoli	
Carvalho, Miguel Ângelo	
Xavier, Renato Rufino	
TRB1599	178
STUDY ON THE EFFECTS OF MODE I AND MODE II STRESS INTENSITY FACTORS ON THE PROPAGATION OF CRACKS LOCATED AT THE SURFACE OF COATED SYSTEMS SUBJECTED TO INDENTATION WITH NORMAL LOADS	
SOUZA, ROBERTO MARTINS	
Sinatora, Amilton	
TRB1744	
ON THE DRY CUTTING PERFORMANCE OF DUPLEX COATED DRILLS	
Silva, Ismael Ferreira	
Sheid, Vladimir Baggio	
Branco, José Roberto Tavares	
Soares Vieira, Gustavo	
TRB2002	193
EFFECT OF THE ION NITRIDING AND CARBONITRIDING IN THE WEAR RESISTANCE OF CHROMIUM COATING ELECTROPLATED	
Muñoz Riofano, Rosamel Melita	
Casteletti, Luiz Carlos	
Benassi, Carlos	
Tremiliosi Filho, Germano	
Da Silva Bento, Carlos Alberto	
TRB2165	199
ANALYSIS OF FORCE COEFFICIENTS FOR HYDRODYNAMIC THRUST BEARINGS	
Barros, Paulo José Brüzzi	
Faria, Marco Túlio Corrêa	
TRB2318	209
TRIBOLOGICAL ANALYSIS OF PET AND BLENDS PET-PMMA FOR TEST PIN-ON-DISK THE DRY	
Santos, Maria da Saúde Batista de Paula	
Pinto, Fábio Jorge	
Branco, José Roberto	

TRB2336	217
THE INFLUENCE OF ENVIRONMENTAL HUMIDITY IN KINETIC FRICTION COEFFICIENT BETWEEN ON Al ₂ O ₃ -YAG Nbc ON ALUMINA	
Ferreira, Vanderlei Silva, Carlos Henrique Bressiani, José Carlos Amilton, Sinatora	
TRB2501	225
EFFECT OF INDUSTRIAL PROCESSING PARAMETERS ON THE SURFACE DURABILITY OF STEAM OXIDISED SINTERED	
Bozzi, Antônio César de Mello, José Daniel Biasoli Binder, Roberto	
TRB2507	235
DEVELOPMENT OF A NEW ABRASIVE WEAR TESTER	
Costa, Henara Lillian De Mello, José Daniel Biasoli	
TRB2583	245
EQUIVALENT WEAR RESISTENCE: A NEW WAY TO ACCESS ABRASIVE WEAR RESISTENCE OF CERAMIC TILES	
Gonçalves, Rafael Ariza de Mello, José Daniel Da Rosa, Francisco Guimarães Aguiar, Kassiana Maldonado	
TRB2592	251
ABRASIVE WEAR OF NITRIDED PISTON RINGS FOR DIESEL ENGINE	
Franco, Sinésio Domingues Da Silva Júnior, Washington Martins Rodrigues, José Roberto Pereira	
TRB2593	261
DEVELOPMENT OF A MICROINDENTATION / MICROSCRATCHING EQUIPMENT FOR HIGH TEMPERATURE USING LOAD AND DISPLACEMENT SENSING INDENTATION	
Franco, Sinésio Domingues Pélizer, Mário César Soares, Alcimar Barbosa	
TRB2595	271
THE EFFECT OF HEAT TREATMENT ON THE TWO-BODY ABRASIVE WEAR RESISTANCE OF HIGH- CHROMIUM WHITE CAST IRONS CONTAINING UP TO 1,5% OF NIOBIUM	
Franco, Sinésio Domingues Máscia, Roberto Barbosa Neto, Teófilo Ferreira	
TRB2620	282
NUMERICAL SIMULATION OF NON CONFORMING CONTACT USING FINITE ELEMENT MODEL	
Santos, Marcelo Braga dos Lépore Neto, Francisco Paulo Mello, José Daniel Biasoli de	
TRB2659	291
MICROSTRUCTURAL CHARACTERIZATION OF STEAM TREATED SINTERED IRON	
Silva, Flavio Jose da de Mello, José Daniel Biasoli Binder, Roberto	

EFEITO DO DESLIZAMENTO INTERFACIAL SOBRE O COMPORTAMENTO DINÂMICO DE MANCAIS RADIAIS POROSOS

Christian Johann Losso Hermes

Alvaro Toubes Prata

Núcleo de Pesquisa em Refrigeração, Ventilação e Condicionamento de Ar
Departamento de Engenharia Mecânica, Universidade Federal de Santa Catarina
Caixa Postal 476, 88040-900, Florianópolis, SC, Brasil
hermes@nrva.ufsc.br, prata@nrva.ufsc.br

Resumo. O efeito do deslizamento na interface entre o filme de óleo e o meio poroso sobre o comportamento dinâmico de mancais radiais porosos é investigado. Para tal, um modelo bidimensional capaz de descrever o escoamento de óleo em mancais radiais porosos foi desenvolvido. O modelo baseia-se na equação de Reynolds para o cálculo do campo de pressão na folga radial e na equação de Darcy para descrever o escoamento no meio poroso. O deslizamento interfacial foi modelado através da condição de contorno de Beavers & Joseph (1967). A dinâmica do munhão foi incluída no modelo para determinar instantaneamente a sua órbita. Os resultados são comparados com um modelo sem deslizamento e com um modelo de mancal curto, tanto na condição de equilíbrio como na operação dinâmica do munhão. Também são realizadas comparações com evidências experimentais.

Palavras chave: mancais radiais porosos, deslizamento interfacial, comportamento hidrodinâmico, dinâmica do munhão.

1. Introdução

Mancais porosos caracterizam-se por serem fabricados através da técnica de metalurgia do pó, mais especificamente pelo processo de sinterização, no qual particulado metálico é imerso em meio ligante e submetido a um processo de compressão em matriz. Os materiais geralmente empregados na manufatura são ferro, cobre e carbono. O processo de sinterização garante a elevada porosidade, o que implica na perda de tenacidade e de condutividade térmica. A redução da tenacidade limita o uso destes mancais à aplicações de baixo impacto e a baixa condutividade térmica restringe o uso à situações onde não há necessidade de dissipação do calor gerado pelo atrito. Além disso, estes mancais suportam cargas menores que os mancais impermeáveis em virtude do escoamento de óleo da folga radial para a bucha porosa. Como principal vantagem destaca-se a característica auto-lubrificante, que dispensa a retroalimentação de óleo. Outras vantagens são a elevada dureza e a resistência ao desgaste, típicas do material compósito. Em virtude destas características, os mancais radiais porosos têm sido amplamente utilizados em equipamentos aeroespaciais. Daí a necessidade de compreender e de simular o comportamento físico deste componente.

Segundo Cameron (1966), as primeiras aplicações de produtos porosos na confecção de mancais auto-lubrificadas datam da década de 1920. Tinha por objeto substituir os mancais de madeira imersos em óleo, que se distinguiam pela limitada condutividade térmica. Entre as décadas de 1950 e 1970, auge da chamada “Guerra Fria”, o interesse dos blocos soviético e norte-americano na pesquisa aeroespacial cresceu intensamente, o que implicou no desenvolvimento de componentes capazes de satisfazer requisitos como eficiência, confiabilidade e manutenibilidade. Neste contexto, o estudo de mancais porosos tornou-se intenso. Modelos analíticos para mancais porosos foram estudados por Morgan & Cameron (1957), Joseph & Tao (1966), Shir & Joseph (1966), Booker (1969), Cusano (1972), Murti (1971, 1973), Rouleau & Steiner (1974), Prakash & Vij (1972, 1974), entre muitos outros trabalhos. Praticamente todos os modelos desenvolvidos foram baseados na equação de Reynolds, para descrever o escoamento na folga radial, e na Lei de Darcy, para modelar o escoamento de óleo no meio poroso. Com exceção do trabalho de Booker (1969), todos os demais foram desenvolvidos para a condição de carregamento estático.

Nos últimos anos, um grupo de pesquisadores japoneses realizou uma série de estudos experimentais com o objetivo de compreender o mecanismo da lubrificação em mancais radiais porosos. Kaneko et al. (1994a) investigaram experimentalmente o fenômeno da cavitação em mancais porosos, dando ênfase à visualização da formação do campo de pressão na folga radial e do escoamento em estrias devido à cavitação. Ainda naquele ano, Kaneko et al. (1994b) avaliaram os efeitos da pressão de alimentação nas características estáticas do mancal poroso, comparando os resultados experimentais com um modelo numérico simplificado. Posteriormente, Kaneko et al. (1997) propuseram um modelo mais sofisticado, que considera o fenômeno de cavitação.

Na literatura, entretanto, não foram encontrados modelos capazes de descrever a dinâmica do munhão operando em mancais radiais porosos, o que caracteriza a maior parte das aplicações. Uma alternativa consiste na aplicação do modelo de mancal radial poroso curto, proposta por Morgan & Cameron (1957), na simulação dinâmica do munhão. Embora possua solução analítica, o modelo se limita à situações onde a relação (L/D) é pequena.

Num trabalho prévio (Hermes & Prata, 2000), foram realizadas comparações entre resultados obtidos com o modelo de Morgan & Cameron (1957) e resultados de um modelo de referência (bidimensional), observando-se um razoável nível de concordância para $L/D \leq 1$. O modelo de referência era, contudo, baseado na condição de não deslizamento na superfície do meio poroso, o que pode gerar erros consideráveis (Chattopadhyay & Majumdar, 1984). Decidiu-se, portanto, incluir uma condição de deslizamento no modelo anterior e investigar, com mais rigor, a aplicabilidade da teoria de mancais curtos na condição dinâmica de operação. Existem várias condições de deslizamento na literatura (Nield & Bejan, 1992). Optou-se pela tradicional condição de contorno de Beavers & Joseph (1967), empregada por Murti (1973), Prakash & Vij (1974) e Kaneko (1997) na modelagem de mancais radiais porosos.

2. Formulação Matemática

A formulação matemática de um modelo dinâmico para o mancal radial poroso bidimensional envolve a obtenção de uma equação para caracterizar o escoamento de óleo na folga radial e de outra para o escoamento no meio poroso. Com o campo de pressão do óleo, calcula-se as componentes da força hidrodinâmica e, através da 2ª Lei de Newton, determina-se a trajetória do munhão ao longo do tempo.

A Fig. (1) apresenta um esquema de um mancal radial poroso. Nesta figura, observa-se a variação angular da folga radial, $h=h(\theta)$, que se deve à excentricidade entre o mancal e o munhão. Nota-se também o escoamento de óleo em duas regiões distintas: folga radial e matriz porosa. Desprezando-se os efeitos de curvatura, pode-se linearizar o par mancal-munhão, como mostrado na Fig. (2). Isto é possível tendo em vista a reduzida ordem de grandeza da folga radial.

Com base nesta figura, deve-se notar que na região próxima a $\theta=\pi$ (início da cunha divergente) há escoamento de óleo da folga radial para a bucha porosa devido às elevadas pressões na cunha. Observa-se ainda a presença do “efeito de filme espremido” devido à velocidade relativa entre o munhão e o mancal na direção radial.

A seguir, será descrito o modelo do escoamento de óleo num mancal poroso bidimensional, o modelo analítico para mancais porosos curtos, e o modelo da dinâmica do munhão. Para finalizar, a metodologia de solução será apresentada.

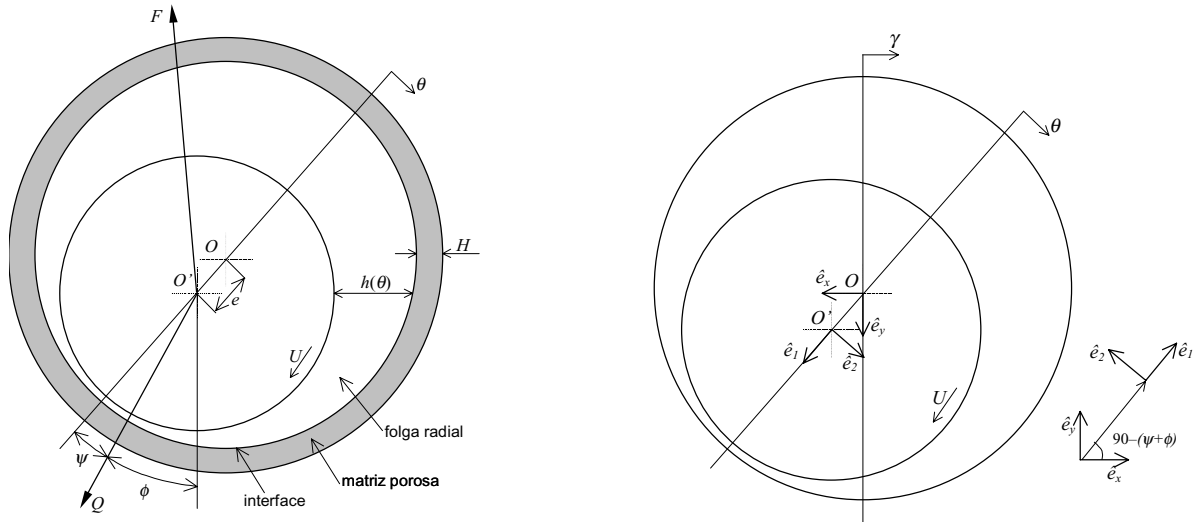


Figura 1. (a) Esquema do mancal poroso; (b) Sistemas coordenados.

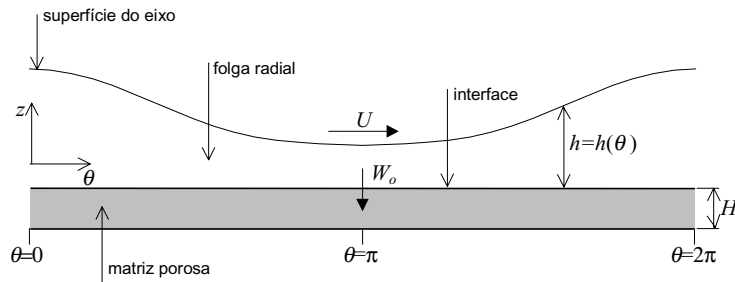


Figura 2. Linearização do par mancal-munhão.

Modelo do Escoamento de Óleo na Folga Radial e na Matriz Porosa

O escoamento de óleo na folga radial é descrito pela equação de Reynolds modificada. Esta equação é obtida através das equações de conservação da massa e da quantidade de movimento linear que, para escoamentos incompressíveis de fluidos newtonianos com viscosidade constante, são dadas respectivamente por:

$$\nabla \cdot \vec{u} = 0 \tag{1}$$

$$\rho \vec{u} \cdot \nabla \vec{u} = -\nabla p + \mu \nabla^2 \vec{u} \tag{2}$$

onde p representa a pressão do óleo na folga radial [Pa], μ a viscosidade absoluta do óleo [Pa.s], ρ a massa específica [kg/m³], e $\vec{u} = (u, v)$ o vetor velocidade do óleo na folga radial [m/s].

Tendo em vista que este escoamento se caracteriza por um número de Reynolds bastante pequeno, pode-se concluir que os termos viscosos são predominantes tanto sobre os termos inerciais como sobre o termo transiente. Uma análise de ordem de grandeza permite concluir também que os gradientes são mais importantes ao longo da coordenada z , de modo que a Eq. (2) pode ser escrita para as componentes u e v do vetor velocidade da seguinte forma:

$$\mu \frac{\partial^2 u}{\partial z^2} = \frac{\partial p}{\partial x} \quad (3)$$

$$\mu \frac{\partial^2 v}{\partial z^2} = \frac{\partial p}{\partial y} \quad (4)$$

As condições de contorno para estas equações são dadas pela condição de não deslizamento na superfície do eixo e pela condição de deslizamento de Beavers & Joseph (1967) para a interface com o meio poroso:

$$\begin{cases} \left. \frac{\partial u}{\partial z} \right|_{z=0^+} = \frac{\alpha}{\kappa^{1/2}} (u - u') \\ \left. \frac{\partial v}{\partial z} \right|_{z=0^+} = \frac{\alpha}{\kappa^{1/2}} (v - v') \\ u(z=h) = U \\ v(z=h) = 0 \end{cases} \quad (5)$$

onde κ é a permeabilidade do meio [m^2], U a velocidade na superfície do eixo [m/s], α um parâmetro empírico de proporcionalidade ($\sim 0,1$), e $\vec{u}' = (u', v')$ o vetor velocidade do escoamento no meio poroso [m/s].

Utilizando estas condições de contorno na integração das equações Eq. (3) e Eq. (4), obtêm-se as expressões analíticas para as componentes do vetor velocidade, u e v . Substituindo-as na equação de conservação da massa, Eq. (1), e integrando a equação resultante ao longo da direção z , obtêm-se a equação de Reynolds modificada:

$$\frac{\partial}{\partial x} \left[h^3 (1 + \zeta_1) \frac{\partial p}{\partial x} \right] + \frac{\partial}{\partial y} \left[h^3 (1 + \zeta_1) \frac{\partial p}{\partial y} \right] = 6\mu \left[U \frac{\partial}{\partial x} [h(1 + \zeta_o)] + 2(W_h - W_o) \right] \quad (6)$$

onde,

$$\begin{cases} \zeta_o = (1 + \alpha\sigma)^{-1} \\ \zeta_1 = 3(2\alpha + \sigma)\zeta_o / \sigma \\ \sigma = h / \kappa^{1/2} \end{cases} \quad (7)$$

Nesta equação, h representa a espessura da folga radial [m], W_h a velocidade radial do eixo [m/s], e W_o a velocidade radial do óleo entre o filme e a matriz porosa [m/s]. Detalhes quanto à obtenção da Eq. (6) podem ser obtidos em Murti (1973) e Prakash & Vij (1974). Deve-se notar que, para $\zeta_o \rightarrow 0$ e $\zeta_1 \rightarrow 0$, recupera-se a equação de Reynolds para mancais impermeáveis:

$$\frac{\partial}{\partial x} \left(h^3 \frac{\partial p}{\partial x} \right) + \frac{\partial}{\partial y} \left(h^3 \frac{\partial p}{\partial y} \right) = 6\mu \left[U \frac{dh}{dx} + 2(W_h - W_o) \right] \quad (8)$$

O escoamento de óleo na matriz porosa, por sua vez, é descrito pela equação de conservação da massa e pela Lei de Darcy, dadas respectivamente por:

$$\vec{\nabla} \cdot \vec{u}' = 0 \quad (9)$$

$$\vec{u}' = -\frac{\kappa}{\mu} \vec{\nabla} p' \quad (10)$$

O escoamento foi considerado bidimensional, a exemplo da folga radial. Como hipótese adicional, considerou-se a permeabilidade do meio poroso constante.

Substituindo as expressões para as componentes u' e v' , dadas pela Lei da Darcy, na equação de conservação da massa para o meio poroso e integrando a equação resultante ao longo da direção z , obtêm-se a seguinte equação de Poisson para a pressão do óleo (p') na matriz porosa:

$$\frac{\partial^2 p'}{\partial x^2} + \frac{\partial^2 p'}{\partial y^2} + \frac{1}{H} \frac{\partial p'}{\partial z} \Big|_{z=0} = 0 \quad (11)$$

Adicionalmente, as seguintes adimensionalizações foram empregadas para os eixos coordenados e para o tempo:

$$\begin{cases} \xi = y / R \\ \theta = x / R \\ \tau = \omega t \end{cases} \quad (12)$$

Com ajuda da Fig. (1b), pode-se mostrar que, para carregamentos dinâmicos, as velocidades U e W_h são calculadas pelas seguintes equações (Prata, 1992):

$$U = \omega R + c\dot{\varepsilon} \operatorname{sen} \theta - c\varepsilon(\dot{\phi} + \dot{\psi}) \cos \theta \cong \omega R \quad (13)$$

$$W_h = c\dot{\varepsilon} \cos \theta + c\varepsilon(\dot{\phi} + \dot{\psi}) \operatorname{sen} \theta \quad (14)$$

onde $\dot{\varepsilon}$ e $\dot{\psi}$ são, respectivamente, as velocidades do eixo nas direções linear e angular. A velocidade radial na superfície interna, W_o , é calculada através da lei de Darcy,

$$W_o = -\frac{\kappa}{\mu} \frac{\partial p'}{\partial z} \Big|_{z=0} \quad (15)$$

Para finalizar, as velocidades adimensionais são definidas por:

$$\begin{cases} \dot{\varepsilon}^* = d\varepsilon/d\tau = \dot{\varepsilon}/\omega \\ \dot{\phi}^* = d\phi/d\tau = \dot{\phi}/\omega \\ \dot{\psi}^* = d\psi/d\tau = \dot{\psi}/\omega \end{cases} \quad (16)$$

A folga radial pode ser expressa pela seguinte função de θ :

$$h = c(1 + \varepsilon \cos \theta) \quad (17)$$

Para evitar que as pequenas folgas radiais gerem gradientes de pressão extremamente elevados, que necessitam de malhas computacionais muito refinadas para sua solução numérica, a seguinte adimensionalização é adotada:

$$p^* = \frac{pc^2}{6\mu UR} (1 + \varepsilon \cos \theta)^{3/2} \quad (18)$$

Nestas equações, t representa o tempo [s], c a folga radial [m], $\varepsilon=e/c$ a relação de excentricidade [-], e a excentricidade [m], R o raio do eixo [m], $D=2R$ o diâmetro do eixo [m], L o comprimento do mancal [m], θ a posição circunferencial [rad], ϕ o ângulo de fixação da carga [rad], ψ o ângulo de atuação [rad], $\gamma=\theta+\psi$ a distância angular da vertical [rad], $\omega=2\pi N$ a velocidade angular [rad/s], e N a rotação [Hz].

Substituindo estas adimensionalizações juntamente com as expressões para as velocidades U , W_h e W_o nas equações Eq. (6) e Eq. (11), obtêm-se as equações para a pressão na folga radial e na matriz porosa, dadas respectivamente por:

$$\begin{aligned} \frac{\partial^2 p^*}{\partial \xi^2} + \frac{\partial^2 p^*}{\partial \theta^2} + f_1(\theta) \frac{\partial p^*}{\partial \theta} + f_2(\theta) p^* &= f_3(\theta) + f_4(\theta) \frac{\partial p'^*}{\partial z} \Big|_{z=0} \\ \left\{ \begin{aligned} f_1(\theta) &= -\zeta'_1 h'(1 + \zeta_1)^{-1} \\ f_2(\theta) &= 3/2(1 + \zeta_1)^{-1} \{ \varepsilon \cos \theta - \zeta'_1 h' \varepsilon \operatorname{sen} \theta / (1 + \varepsilon \cos \theta) - 1/2 [\varepsilon \operatorname{sen} \theta / (1 + \varepsilon \cos \theta)]^2 \} \\ f_3(\theta) &= (1 + \zeta_1)^{-1} [2\dot{\varepsilon}^* \cos \theta + 2\varepsilon(\dot{\phi}^* + \dot{\psi}^*) \operatorname{sen} \theta + (1 + \zeta_o + \zeta'_o h) h'/c] / (1 + \varepsilon \cos \theta)^{3/2} \\ f_4(\theta) &= 12(1 + \zeta_1)^{-1} \kappa R^2 / h^3 \end{aligned} \right. \end{aligned} \quad (19)$$

$$\begin{aligned} \frac{\partial^2 p'^*}{\partial \xi^2} + \frac{\partial^2 p'^*}{\partial \theta^2} + f_1(\theta) \frac{\partial p'^*}{\partial \theta} + f_2(\theta) p'^* &= f_3(\theta) + f_4(\theta) \frac{\partial p'^*}{\partial z} \Big|_{z=0} \\ \left\{ \begin{aligned} f_1(\theta) &= 3\varepsilon \operatorname{sen} \theta / (1 + \varepsilon \cos \theta) \\ f_2(\theta) &= 3/2 \{ \varepsilon \cos \theta / (1 + \varepsilon \cos \theta) + 5/2 [\varepsilon \operatorname{sen} \theta / (1 + \varepsilon \cos \theta)]^2 \} \\ f_3(\theta) &= 0 \\ f_4(\theta) &= -R^2 / H \end{aligned} \right. \end{aligned} \quad (20)$$

onde,

$$\begin{cases} h' = dh/d\theta = -c\varepsilon \operatorname{sen} \theta \\ \zeta'_o = d\zeta_o/dh = -\alpha \zeta_o^2 / \kappa^{1/2} \\ \zeta'_1 = d\zeta_1/dh = [(2\alpha + \sigma)^{-1} - \sigma^{-1} - \alpha \zeta_o] \zeta_1 / \kappa^{1/2} \end{cases} \quad (21)$$

O gradiente de pressão em $z=0$ é responsável pelo acoplamento entre as equações Eq. (19) e Eq. (20). Estas equações necessitam, cada uma, de duas condições de contorno para cada direção coordenada (ξ, θ) :

$$\begin{cases} (\partial P^* / \partial \xi)_{\xi=0} = 0 \\ P^*(\xi = L/D) = 0 \end{cases} \quad (22)$$

$$\begin{cases} P^*(\theta = 0) = P^*(\theta = 2\pi) \\ (\partial P^* / \partial \theta)_{\theta=0} = (\partial P^* / \partial \theta)_{\theta=2\pi} \end{cases} \quad (23)$$

onde P^* é uma pressão adimensional genérica, que representa tanto p^* como p^* . As condições em ξ impõem simetria e pressão manométrica nula no bordo do mancal. As condições de contorno em θ , chamadas de condições periódicas, estão relacionadas à continuidade da função P^* no ponto $\theta=0=2\pi$. As condições periódicas, todavia, fornecem valores negativos para P^* na região onde $\theta>\pi$, onde ocorre a cavitação. Estes campos negativos devem ser anulados a fim de evitar erros no cômputo da força hidrodinâmica. Para tanto, emprega-se a notória condição de meio-Sommerfeld:

$$P^*(\theta \geq \pi) = \left\| P^*(\theta \geq \pi), 0 \right\| \tag{24}$$

Modelo Simplificado para Mancais Radiais Porosos Curtos

O modelo desenvolvido por Morgan & Cameron (1957) para mancais radiais curtos ($L/D < 1/4$) baseia-se na hipótese de que as pressões do óleo na folga radial e na matriz porosa são iguais ($p=p'$). A hipótese de não deslizamento na interface entre o filme e o meio poroso também é adotada.

Admitindo-se que os gradientes de pressão na direção x são muito menores que os gradientes de pressão na direção y , já que para mancais curtos $L \ll D$, as equações Eq. (8) e Eq. (11) assumem, respectivamente, as seguintes formas:

$$\frac{d^2 p}{dy^2} = \frac{6\mu}{h^3} \left[U \frac{dh}{dx} + 2(W_h - W_o) \right] \tag{25}$$

$$\frac{d^2 p}{dy^2} = \frac{\mu}{kH} W_o \tag{26}$$

onde, ao se escrever a Eq. (26), fez-se uso da Eq. (15). Fica evidente que são necessárias apenas condições de contorno em y , dadas por:

$$\begin{cases} (dp/dy)_{y=0} = 0 \\ p(y = L/2) = 0 \end{cases} \tag{27}$$

Isolando W_o na Eq. (26), substituindo-a na Eq. (25), e integrando a equação resultante com base nas condições de contorno mencionadas, obtém-se a seguinte expressão analítica para o campo de pressão num mancal poroso curto:

$$p(y, \theta) = 3\mu\omega \left(\frac{L}{c} \right)^2 \left[\frac{\varepsilon \sin\theta - 2\varepsilon^* \cos\theta - 2\varepsilon(\dot{\phi}^* + \dot{\psi}^*) \sin\theta}{(1 + \varepsilon \cos\theta)^3 + 12kH/c^3} \right] \left[\frac{1}{4} - \left(\frac{y}{L} \right)^2 \right] \tag{28}$$

Modelo da Dinâmica do Munhão

Na modelagem do comportamento dinâmico do munhão deve-se considerar o mancal esquematizado na Fig. (1a). Definindo um sistema coordenado fixo (\hat{e}_x, \hat{e}_y) no centro do mancal (O) e escrevendo-o em relação a um sistema coordenado móvel (\hat{e}_1, \hat{e}_2) situado no centro do eixo (O'), de acordo com a Fig. (1b), pode-se descrever a posição, as velocidades e acelerações do eixo em relação ao mancal, em cada instante de tempo. Aplicando então as equações da dinâmica para as direções ξ e θ , obtém-se:

$$\begin{cases} \Delta \cdot \cos\psi - 6(R/L)F_1^* = \Delta \cdot g^* \left[\ddot{\varepsilon}^* - \varepsilon(\dot{\phi}^* + \dot{\psi}^*)^2 \right] \\ \Delta \cdot \sin\psi - 6(R/L)F_2^* = -\Delta \cdot g^* \left[\varepsilon(\ddot{\phi}^* + \ddot{\psi}^*) + 2\dot{\varepsilon}^*(\dot{\phi}^* + \dot{\psi}^*) \right] \end{cases} \tag{29}$$

onde,

$$\begin{cases} F_1^* = -2 \int_0^{L/2} \int_0^{2\pi} p^*(\xi, \theta) \cos\theta \cdot R^2 d\theta d\xi \\ F_2^* = 2 \int_0^{L/2} \int_0^{2\pi} p^*(\xi, \theta) \sin\theta \cdot R^2 d\theta d\xi \end{cases} \tag{30}$$

Nestas equações, $\Delta = c^2 Q / \mu \omega R^3 L$ representa o número de Sommerfeld, Q a carga [N], $g^* = \omega^2 c / g$ uma adimensionalização da aceleração da gravidade, g [m/s²], e $F^* = Fc^2 / 6\mu UR^3 L$ a força hidrodinâmica adimensional.

Resolvendo as equações Eq. (19) e Eq. (20), obtém-se as pressões na folga radial e na matriz porosa. Da integração do campo de pressão no filme de óleo são obtidas as componentes da força hidrodinâmica que, para cada instante de tempo, permitem a determinação de ε e ψ através das equações da dinâmica, Eq. (29). Tanto a carga, $Q=Q(t)$, como seu ponto de aplicação, $\phi=\phi(t)$, devem ser funções conhecidas em cada instante.

3. Metodologia Numérica

O Método dos Volumes Finitos (Patankar, 1980) foi empregado na integração das equações diferenciais parciais, Eq. (19) e Eq. (20). Como ilustrado na Fig. (3), esta metodologia baseia-se na divisão do domínio computacional em pequenos volumes de controle não sobrepostos.

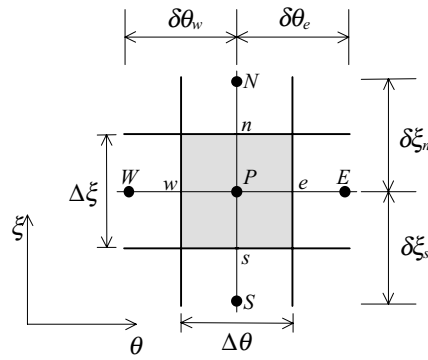


Figura 3. Volume de controle típico do domínio discretizado.

Para a discretização das equações diferenciais apresentadas, deve-se considerar a seguinte equação diferencial 2D escrita para uma pressão adimensional genérica P^* ,

$$\frac{\partial^2 P^*}{\partial \xi^2} + \frac{\partial^2 P^*}{\partial \theta^2} + f_1(\theta) \frac{\partial P^*}{\partial \theta} + f_2(\theta) P^* = f_3(\theta) + f_4(\theta) \frac{\partial p'^*}{\partial z} \Big|_{z=0} \quad (31)$$

Admitindo que $h \ll H$, o gradiente de pressão p'^* em $z=0$ pode ser aproximado da seguinte forma:

$$\frac{\partial p'^*}{\partial z} \Big|_{z=0} \cong \frac{p^* - p'^*}{H/2} \quad (32)$$

Integrando então a Eq. (31) ao longo do volume de controle bidimensional representado na Fig. (3) e aproximado as derivadas por diferenças centrais, chega-se à seguinte equação algébrica para P^* :

$$\begin{cases} A_p P_p^* = A_e P_e^* + A_w P_w^* + A_n P_n^* + A_s P_s^* + B \\ \left. \begin{aligned} A_e &= \Delta \xi / \delta \theta_e + f_1(\theta_p) \Delta \xi / 2 \\ A_w &= \Delta \xi / \delta \theta_w - f_1(\theta_p) \Delta \xi / 2 \\ A_n &= \Delta \theta / \delta \xi_n \\ A_s &= \Delta \theta / \delta \xi_s \\ A_p &= A_e + A_w + A_n + A_s - f_2(\theta_p) \Delta \xi \Delta \theta \\ B &= -f_3(\theta_p) \Delta \xi \Delta \theta + f_4(\theta_p) (p'^* - p_p^*) \Delta \xi \Delta \theta / (H/2) \end{aligned} \right\} \quad (33)$$

Vê-se claramente que a equação anterior compõe um sistema linear pentadiagonal, já que o volume P possui relação direta com os vizinhos ao norte (N), sul (S), leste (E) e oeste (W), caracterizando um problema elíptico. Estes sistemas lineares foram resolvidos pelo método linha-por-linha, empregando o TDMA (*Tri-Diagonal Matrix Algorithm*) na direção ξ , e o CTDMA (*Cyclic Tri-Diagonal Matrix Algorithm*) na direção θ . Em cada iteração, realiza-se duas iterações no TDMA e duas no CTDMA, até que o critério de convergência seja satisfeito. Detalhes acerca destes algoritmos são encontrados em Patankar et al. (1977).

A integração do campo de pressão na folga radial foi realizada simplesmente pela multiplicação da pressão de cada volume de controle pela respectiva área. Para resolver o problema dinâmico, três considerações foram adotadas: (i) a intensidade da carga Q é constante; (ii) a carga é fixa e está aplicada na vertical ($\phi=0$); e (iii) a carga foi aplicada subitamente. Assim, a Eq. (29) torna-se diferencial ordinária de 2ª ordem. Esta equação foi resolvida através de um método de Runge-Kutta de 4ª ordem (Algoritmo de Kutta). Como condições iniciais considerou-se excentricidade e velocidades nulas, além da linha de centro disposta na horizontal.

No procedimento numérico, os campos de pressão na folga radial e na matriz porosa são calculados iterativamente até que a convergência seja obtida. Com os campos de pressão convergidos, calcula-se as componentes da força hidrodinâmica e estima-se a nova posição e as novas velocidades, que serão usadas no cálculo dos novos campos de pressão. Este esquema possui uma característica explícita no tempo, o que exige incrementos pequenos ($\sim 0,001$ rad) para o avanço do tempo transformado ($\tau = \omega t$). A solução é considerada convergida quando o somatório dos erros normalizados dos campos de pressão for inferior a 10^{-3} , conforme a Eq. (34). Para a solução do sistema linear, considera-se a solução convergida quando o somatório dos resíduos normalizados for inferior a 10^{-4} , de acordo com a Eq. (35). Nas simulações, foram utilizadas malhas com 40x83 volumes (ξ, θ), para regime estacionário, e 20x43 volumes (ξ, θ), para regime dinâmico.

$$E_{p^*} = \sum |P_{n+1}^* - P_n^*| / (P_{max}^* - P_{min}^*) \quad (34)$$

$$E_{SL} = \sum |A_e P_e^* + A_w P_w^* + A_n P_n^* + A_s P_s^* + B - A_p P_p^*| / |A_p P_p^*| \quad (35)$$

4. Discussão dos Resultados

Foram analisadas duas situações: (i) comparação dos modelos com os resultados experimentais (Kaneko et al., 1997); e (ii) comparação entre os modelos propostos para diversas relações L/D . Os parâmetros utilizados nas simulações são mostrados na Tab. (1). Para validar experimentalmente os modelos propostos, foram realizadas comparações entre os valores máximos da pressão do filme fluido em $\xi=0$ (p_{max}); entre as posições onde ocorrem as máximas pressões ($\gamma_{max}=\theta_{max}+\psi_{eq}$); e entre na posição do munhão na condição equilíbrio hidrodinâmico (ϵ_{eq}). As comparações do caso (ii) foram realizadas com base nos campos de pressão obtidos para a condição de equilíbrio hidrodinâmico na linha de centro do mancal ($\xi=0$) e nas trajetórias descritas pelo munhão, mostradas em diagramas polares ($\epsilon_1=\epsilon\cos\psi$ x $\epsilon_2=\epsilon\sin\psi$). Nestas comparações, foram consideradas relações L/D de 1, 1/2 e 1/4. Adicionalmente, a seguinte notação foi empregada: 1D – mancal curto; 2D-SD – mancal finito sem deslizamento; 2D-CD – mancal finito com deslizamento.

Tabela 1. Parâmetros utilizados nas simulações.

Parâmetro	D [mm]	L/D [-]	c [μm]	μ [Pa.s]	N [Hz]	Q [N]	κ [m^2]	H [mm]	α
caso (i)	49,911	2/5	39	0,050	5/6	29,4	$8,98 \cdot 10^{-14}$	8,148	0,1
caso (ii)	100	1; 1/2; 1/4	100	0,001	50	50	$10 \cdot 10^{-14}$	5	0,1

A Tab. (2) apresenta uma comparação entre os resultados numéricos dos modelos apresentados com resultados extraídos do trabalho de Kaneko et al. (1997). Os valores entre parênteses referem-se ao erro relativo com base nas evidências experimentais. As pressões máximas estimadas pelo modelo 2D-SD apresentam boa concordância com os resultados experimentais (3,5%). Contudo, as pressões máximas estimadas tanto pelo modelo 1D como pelo 2D-CD apresentam valores bastante próximos entre si, mas levemente distintos do valor experimental (~8%). Isto pode ser explicado com base nas relações de excentricidade no equilíbrio. Para uma mesma relação de excentricidade, a carga suportada pelo mancal com deslizamento é menor, já que a velocidade do óleo na folga radial é maior e o campo de pressão é menor. Para uma mesma carga, o munhão do modelo 2D-CD se aproxima do mancal, reduzindo a relação de excentricidade e elevando os picos de pressão (ver Fig. 4). Assim, como ambos precisam suportar a carga de 29,4N, o munhão do modelo com deslizamento opera mais próximo do mancal ($\epsilon_{eq}=0,682$) que o munhão do modelo sem deslizamento ($\epsilon_{eq}=0,635$). O perfil de pressão deste último fica mais distribuído que o perfil de pressão do primeiro, mais concentrado nas regiões de alta pressão. Um efeito semelhante ocorre com o modelo 1D. Como considera iguais as pressões na folga radial e na matriz porosa, a velocidade radial na interface (W_o) é menor, de modo que o perfil de pressão também fica mais concentrado na região de pico. Isto faz com que o munhão opere mais afastado do mancal ($\epsilon_{eq}=0,658$). Deve-se observar ainda que o modelo 2D-CD apresenta bons resultados para a posição do pico de pressão (γ_{max}), com erros em torno de 1%. Os demais modelos apresentaram erros levemente superiores (~2-3%).

Os perfis de pressão no plano $\xi=0$ são mostrados na Fig. (4). Vê-se que os perfis obtidos dos modelos 1D e 2D-CD são similares, porém levemente defasados. Os resultados obtidos através dos modelo 2D-SD mostram um perfil de pressões mais distribuído, já que a relação de excentricidade no equilíbrio é menor. No entanto, esta figura deixa evidente a semelhança entre os perfis obtidos através dos três modelos. Permite observar também as pressões do escoamento na matriz porosa, tanto para o modelo 2D-SD como para o modelo 2D-CD. Deve-se lembrar que as pressões na folga radial e na matriz porosa são consideradas iguais pelo modelo 1D.

Tabela 2. Comparação com os resultados de Kaneko et al. (1997).

Parâmetro	Kaneko et al. (1997)		Presente Trabalho		
	Experimental	Numérico	Modelo 1D	Modelo 2D-SD	Modelo 2D-CD
γ_{max} [rad]	3,48 (ref.)	3,33 (4,4)	3,38 (2,9)	3,41 (2,0)	3,45 (0,9)
p_{max} [kPa]	75,0 (ref.)	70,9 (5,5)	80,9 (7,9)	77,6 (3,5)	80,9 (7,9)
ϵ_{eq} [-]	0,620 (ref.)	0,620 (0,0)	0,658 (6,1)	0,635 (2,4)	0,682 (10)

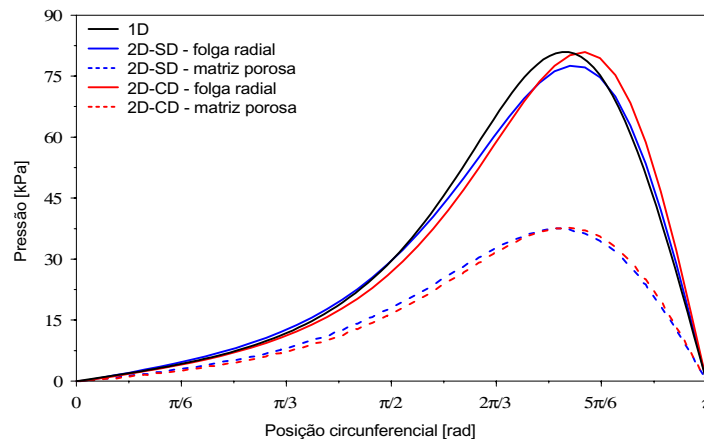


Figura 4. Perfis de pressão no plano $\xi=0$ para o equilíbrio hidrodinâmico.

A Tab. (3) mostra uma comparação entre os resultados numéricos obtidos para o caso (ii). Entre parênteses, são mostrados os erros relativos ao modelo com deslizamento. Para uma mesma relação L/D , as variações da pressão máxima (p_{max}), da sua posição (γ_{max}) e do ângulo de atuação da força hidrodinâmica (ψ_{eq}) são pouco significativas. As relações de excentricidade (ϵ_{eq}), por outro lado, apresentam diferenças mais significativas. Diferentemente do mostrado na Tab. (2), nota-se que o modelo 1D apresenta os menores valores de ϵ_{eq} . O modelo 2D-CD, por sua vez, apresenta os maiores valores. Na Fig. (5) estão apresentados os perfis de pressão, no plano $\xi=0$, correspondentes aos resultados mostrados na Tab. (3). Para L/D elevados, os perfis de pressão apresentam valores menores do que aqueles observados para pequenos valores de L/D . Isto ocorre porque a área disponível é maior e a pressão necessária para gerar a força hidrodinâmica é menor.

Tabela 3. Comparação entre os modelos para diversas relações L/D .

Parâmetro	$L/D=1/4$			$L/D=1/2$			$L/D=1$		
	1D	2D-SD	2D-CD	1D	2D-SD	2D-CD	1D	2D-SD	2D-CD
γ_{max} [rad]	3,423 (0,5)	3,420 (0,4)	3,405 (ref.)	3,465 (0,1)	3,487 (0,8)	3,461 (ref.)	3,224 (1,5)	3,179 (0,1)	3,175 (ref.)
p_{max} [kPa]	70,4 (0,7)	68,5 (2,0)	69,9 (ref.)	21,5 (0,9)	21,0 (1,4)	21,3 (ref.)	9,4 (1,0)	9,5 (0,0)	9,5 (ref.)
ψ_{eq} [rad]	0,719 (0,1)	0,733 (2,1)	0,718 (ref.)	1,230 (0,2)	1,245 (1,4)	1,228 (ref.)	1,520 (3,3)	1,476 (0,3)	1,472 (ref.)
ϵ_{eq} [-]	0,685 (5,6)	0,702 (3,3)	0,726 (ref.)	0,271 (14)	0,295 (6,6)	0,316 (ref.)	0,040 (35)	0,057 (8,1)	0,062 (ref.)

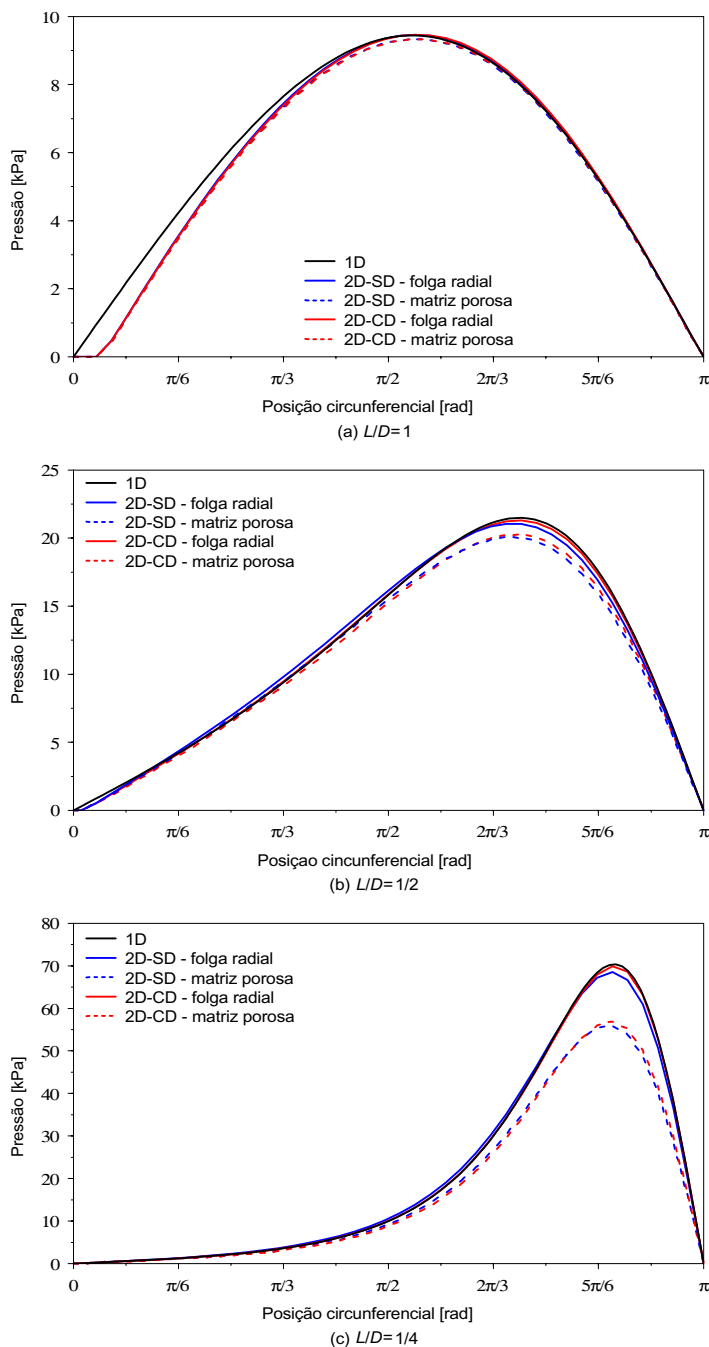


Figura 5. Perfis de pressão no plano $\xi=0$ para o equilíbrio hidrodinâmico: (a) $L/D=1$; (b) $L/D=1/2$; (c) $L/D=1/4$.

Na Fig. (5a), nota-se que para $L/D=1$, o campo de pressão do óleo que escoo no meio poroso está muito próximo do campo de pressão do filme formado na folga radial. Este fato não é observado nas figuras para L/D iguais a $1/2$ e $1/4$, onde há uma diferença um pouco mais significativa entre as pressões (Figs. 5b e 5c). Neste caso, os modelos 2D apresentam praticamente os mesmos resultados. Para L/D menores, os perfis de pressão assumem valores maiores, o que induz o escoamento para o meio poroso com uma maior velocidade radial, reduzindo a pressão do óleo na matriz porosa. Além disso, o aumento da velocidade devido ao deslizamento na interface tende a reduzir o campo de pressões. Por outro lado, à medida que o munhão se aproxima do mancal, a relação de excentricidade aumenta, e o campo de pressões se eleva. Logo, o campo de pressões obtido pelo modelo 2D-CD apresenta valores de pico maiores que os valores obtidos através do modelo 2D-SD. Ainda nesta figura, observa-se que as pressões obtidas pelo modelo 1D estão razoavelmente próximas daquelas obtidas através dos modelos 2D. Para o escoamento na matriz porosa, contudo, os erros são mais significativos.

A Fig. (6) mostra as trajetórias dos munhões simulados. Mancais com L/D maiores necessitam de maior tempo para estabilizar e apresentam menores amplitudes de excentricidade, o que diminui o risco de choque entre o mancal e o munhão. As trajetórias obtidas para os modelos 1D e 2D-SD apresentaram-se bastante próximas. As trajetórias obtidas através do modelo 2D-CD, por outro lado, mostraram-se levemente distintas das demais. Para $L/D=1$, observa-se um leve desvio no ponto de equilíbrio, podendo ser desprezado em função das baixas relações de excentricidade envolvidas. Esta figura deixa evidente que os modelos apresentam a mesma tendência e pontos de equilíbrio bastante próximos, sugerindo que aproximação de mancal curto seja válida. Para L/D menores, a diferença entre as trajetórias é mais acentuada, já que os campos de pressão são maiores, acentuando o efeito do deslizamento na interface. Para os casos analisados, entretanto, não foram observadas discrepâncias significativas (e.g. contato mancal-munhão).

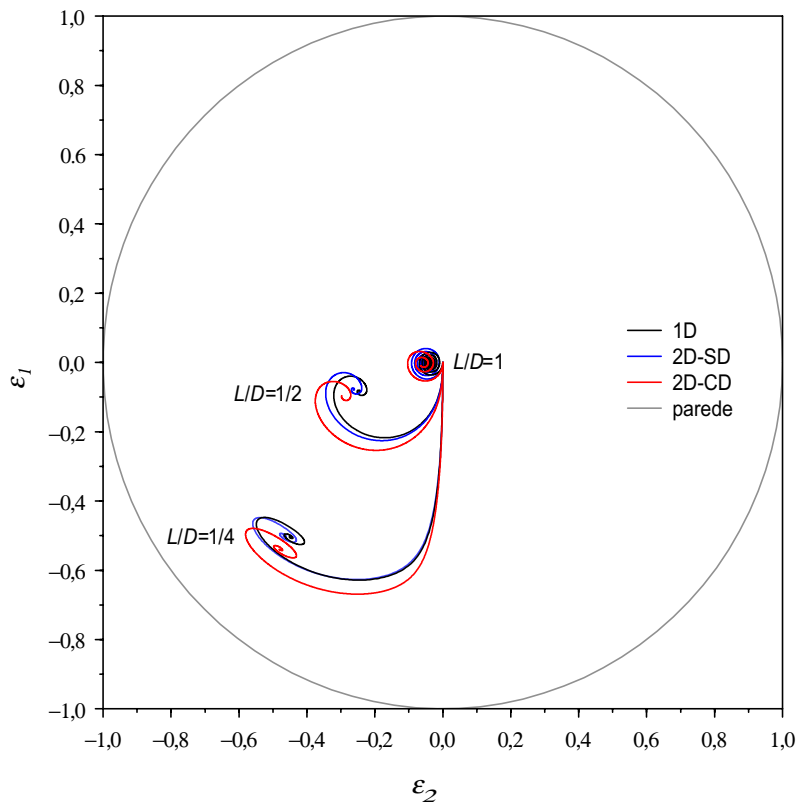


Figura 6. Trajetória do munhão em diagrama polar.

5. Conclusões

Uma investigação da influência do deslizamento interfacial no comportamento hidrodinâmico de mancais radiais porosos foi realizada. Dois modelos sem deslizamento interfacial – um 1D (Morgan & Cameron, 1967) e outro 2D (Hermes & Prata, 2000) – foram comparados com um modelo mais sofisticado, que emprega a condição de deslizamento de Beavers & Joseph (1967). Comparações com evidências experimentais também foram realizadas. Na condição de equilíbrio hidrodinâmico, não foi observada influência significativa do deslizamento interfacial no comportamento dos modelos, para os casos testados. No regime dinâmico de operação, observou-se um pequeno desvio nas trajetórias, o que não afeta a condição de equilíbrio.

Adicionalmente, mostrou-se que o modelo de Morgan & Cameron (1957) apresenta bons resultados para $L/D \leq 1$. A aproximação entre as pressões no filme de óleo que escoo na folga radial e no meio poroso é fisicamente inconsistente, mas fornece bons resultados. Como o que interessa no dimensionamento do mancal é a pressão do óleo na folga radial,

o modelo 1D torna-se uma boa alternativa. O tempo de simulação dinâmica do munhão com o modelo 1D é menor que o tempo dos modelos 2D, já que o campo de pressões é calculado através de uma expressão analítica no modelo 1D. Quando os códigos computacionais são executados em um microcomputador típico (memória RAM de 128Mb e processador Pentium III 600MHz), o modelo 1D atinge o equilíbrio com tempo de simulação 50 vezes menor que os modelos 2D.

6. Referências

- Beavers, G.S. & Joseph, D.D., 1967, "Boundary Conditions at a Naturally Permeable Wall", ASME J. Fluid Mechanics, Vol.30, Part I, pp.197-207.
- Booker, J.F., 1969, "Dynamically Loaded Porous Journal Bearings: Maximum Film Pressure", ASME J. Lub. Tech., July, pp.534-543.
- Cameron, A., 1966, "The Principles of Lubrication", Longman's Green Co., London, 591p.
- Chattopadhyay, A.K. & Majumdar, B.C., 1984, "Dynamic Characteristics of Finite Porous Journal Bearings Considering Tangential Velocity Slip", ASME J. Tribology, Vol.106, pp.534-536.
- Cusano, C., 1972, "Lubrication of Porous Journal Bearings", ASME J. Lubrication Technology, January, pp.69-73.
- Hermes, C.J.L. & Prata, A.T., 2000, "Simulação Numérica de Mancais Radiais Porosos Dinamicamente Carregados", Anais do VIII Congresso Brasileiro de Ciências Térmicas, 3 a 6 de Outubro, Porto Alegre, CD-ROM.
- Joseph, D.D. & Tao, L.N., 1966, "Lubrication of a Porous Bearing – Stokes' Solution", ASME J. Applied Mechanics, December, pp.753-760.
- Kaneko, S., Hashimoto, Y. & I, H., 1997, "Analysis of Oil-Film Pressure Distribution in Porous Journal Bearings Under Hydrodynamic Lubrication Conditions Using an Improved Boundary Condition", ASME J. Tribology, Vol.119, pp.171-178.
- Kaneko, S., Inoue, H. & Ushio, K., 1994a, "Experimental Study on Mechanism of Lubrication in Porous Journal Bearings (Oil Film Formed in Bearings Clearance)", JSME Int. Journal, Series C, Vol.37, No.1, pp.185-192.
- Kaneko, S., Ohkawa, Y. & Hashimoto, Y., 1994b, "A Study of the Mechanism of Lubrication in Porous Journal Bearings: Effects of Dimensionless Oil-Feed Pressure on Static Characteristics Under Hydrodynamic Lubrication Conditions", ASME J. Tribology, Vol.116, pp.606-611.
- Kaneko, S., Ohkawa, Y. & Hashimoto, Y., 1995, "A Study of the Mechanism of Lubrication in Porous Journal Bearings: Effects of Oil-Feed Pressure on Frictional Characteristics", ASME J. Tribology, Vol.117, pp.291-296.
- Morgan, V.T. & Cameron, A., 1957, "Mechanism of Lubrication in Porous Metal Bearings, Proceedings of Conference on Lubrication and Wear", Institution of Mechanical Engineers, London, Paper 89, pp.151-157.
- Murti, P.R.K., 1971, "Pressure Distribution in Narrow Porous Bearings", ASME J. Lub. Tech., October, pp.512-513.
- Murti, P.R.K., 1973, "Effect of Slip-Flow in Narrow Porous Bearings", ASME J. Lub. Tech., October, pp.518-523.
- Nield, D.A. & Bejan, A., 1992, "Convection in Porous Media", Springer-Verlag, New York, 408p.
- Patankar, S.V., 1980, "Numerical Heat Transfer and Fluid Flow", Hemisphere, New York, 196p.
- Patankar, S.V., Liu, C.H., Sparrow, 1977, E.M., "Fully Developed Flow and Heat Transfer in Ducts Having Streamwise-Periodic Variations of Cross-Sectional Area", ASME J. Heat Transfer, Vol.99, pp.180-186.
- Prakash, J. & Vij, S.K., 1972, "Squeeze Films in Porous Metal Bearings", ASME J. Lub. Tech., October, pp.302-305.
- Prakash, J. & Vij, S.K., 1974, "Analysis of Narrow Porous Bearing Using Beavers-Joseph Criterion of Velocity Slip", ASME J. Applied Mechanics, June, pp.348-354.
- Prata, A.T., 1992, "Lubrificação Hidrodinâmica de Mancais Radiais", Monografia, UFSC, Florianópolis, 184p.
- Rouleau, W.T. & Steiner, L.I., 1974, "Hydrodynamic Porous Journal Bearings. Part I: Finite Full Bearings", ASME J. Lub. Tech., July, pp.346-353.
- Shir, C.C. & Joseph, D.D., 1966, "Lubrication of a Porous Bearing – Reynolds' Solution", ASME J. Applied Mechanics, December, pp.761-767.

EFFECT OF SLIP-FLOW ON THE DYNAMIC BEHAVIOR OF POROUS RADIAL BEARINGS

Christian Johann Losso Hermes

Alvaro Toubes Prata

Center for HVAC&R Research, Mechanical Engineering Department, Federal University of Santa Catarina
P.O. Box 476, 88040-900, Florianópolis, SC, Brazil
hermes@nrva.ufsc.br, prata@nrva.ufsc.br

Abstract. *The effect of slip-flow on the dynamic behavior of porous radial bearings is investigated. For this purpose, a two-dimensional model was developed to describe the oil flow through porous radial bearings. The model is based on the Reynolds' equation for the oil film within the radial clearance, and Darcy's law for the oil flow through the porous matrix. The slip-flow on the oil-porous media interface is included in the model through the Beavers & Joseph (1967) boundary condition. Furthermore, the journal dynamics is included in the formulation to determine the instantaneous journal orbit. Numerical results are compared with non-slip 1D and 2D models for steady and dynamic operation. Comparisons with experimental results are also reported.*

Keywords. *porous radial bearings, slip-flow boundary condition, hydrodynamic behavior, journal dynamics.*

CONSTRUCTION AND VALIDATION TESTS OF A PIN-ON-DISC EQUIPMENT

Prof. José Divo Bressan, Eng.Mec.,M.Sc., Ph.D.

Departamento de Engenharia Mecânica - Centro de Ciências Tecnológicas - FEJ/UESC-
Campus Universitário Cx. P. 631 – 89.223-100 – Joinville – SC – Brasil. Email: dem2jdb@dcc.fej.udesc.br

Rubens Hesse, Eng. Mec., M. Eng.

Departamento de Engenharia Mecânica - Centro de Ciências Tecnológicas - FEJ/UESC-
Campus Universitário Cx. P. 631 – 89.223-100 – Joinville – SC – Brasil

Abstract: *The present work is about a simple design and easy construction for a pin-on-disc laboratory wear equipment, using a turning chuck jaw to hold the specimen and is driven by a small electric motor. Some aspects of the ASTM G99-95 procedure that rules the pin-on-disc wear test are focused. It is shown various standard tests that rule the most common wear tests. Using a cover on the rig, it is possible to do the test under controlled atmosphere. It is shown the calculations for the maximum contact pressure and maximum shear stress under the surface for the pin at the disc surface contact as function of the pin load using the Hertz theory. The equipment allows also the determination of the instant coefficient of friction using strain gauges and the pin temperature by thermocouples. A comparative study of the abrasive wear behaviour of M2 high speed steel and cemented carbide WC both coated with TiAlN and TiCN were done. The coating processes of the wear resistant film were done in an industrial equipment. The substrate and the deposited film microhardness were measured. The load, the sliding distance and velocity were kept constant during the abrasion test in order to control these variables. Two different normal loads of 19.5N and 29.5N have been used. The counter-face disks were electric steel. The material lost volume and the temperature at the pin contact end have been measured during the wear test. Comparisons of the wear resistance of the coated M2 and WC were done using a plot of lost volume versus sliding distance. SEM observations shows that the presence of hard particles at pin and disk causes formation of scratches and micro-cutting, and also the presence of porosities. The wear performance of TiAlN is superior to TiCN, according to the wear test results.*

Key-words: Wear test, Friction, Pin-on-Disc, Intermetallic.

1. Introduction

Industrial and medical applications of wear resistant materials and coatings as well as its economics implications have received much attention from researchers and institutes. It has been of great concern to advance properties of existing materials and to develop new materials capable of giving better in-service performance of components to designed functions. Many new wear resistant materials have been presented for quite different applications, but the increase in wear resistance has been attained with great efficiency by the various techniques of coatings and surface hardening treatments.

Wear of machinery parts have direct influence on efficiency, reliability and quality of manufacturing equipment, its tools and products. Therefore, it has been an issue of great concern due to components repair, failure and undesirable production line stoppages. Furthermore, the tendency is to increase the speed of production and to utilise lighter materials, and consequently the velocity and stress levels of machinery will increase and so the wear problems will increase as well.

In general, wear is defined as the progressive loss of mass from the contact surfaces at relative sliding. However, wear is classified according to the operating mechanisms of mass detachment as: sliding, abrasion, erosion, fretting, corrosion and others. Economical relevance due to their occurrence in industrial processes and equipments correspond to: abrasion: 50% ; erosion: 8%; fretting: 8%; chemical: 5%; others: 14%. Therefore, wear by hard particle is relevant in fabrication processes, slurry pumps, tooling, handling and transportation of very fine abrasive particles, earth-moving, equipment and tooling for milling rocks (William, 1997; Zum Gahr,1998). In many sliding contacts, in these broad variety of equipments, there is the possibility of abrasive wear due to the hard particles contaminations from the environment. According to Williams (1997) close to 66% of the earth's crust is made of silica based materials such as quartz, clay and sand which can exhibit hardness of approximately HV1800, superior to great majority of common engineering materials. Contaminations by hard particles is estimated to be of great prejudice to equipment and tooling.

The aim of the work was to design, build and test a "pin-on-disk" equipment of simple construction to be used as a laboratory apparatus for friction and wear research and development.

2. Mechanics of Friction and Abrasion

One main feature of wear is the friction at the contact surfaces at relative sliding. In general, except for breaks, the friction coefficient and normal pressures at surface have to stay as low as possible to guarantee sufficient wear resistance of the material employed in the machinery component.

Friction has been studied a long time ago in history as the experimental work by Leonardo da Vinci, Amontons (1699) and Coulomb (1781) (Hutchings, 1995). Nowadays, it is a consensus that friction arises from the interaction of

microscopic asperities or roughness found in all solid surfaces. The surface interactions of these asperities are mechanical deformations and chemical adhesion leading to high forces needed to do the sliding of one body over the other. As usual, the referenced earliest theory of microscopic friction interpretation is due to Bowden and Tabor (1942). They argued that the effective contact area between two solids is usually a small part of the nominal area: the asperities contact area. Thus, the pressure at the level of the roughness are, in general, much greater than the elastic limit of the material leading to plastic deformations during sliding. Besides, the friction force has to overcome the film strength at the asperities contact surface to produce sliding. Therefore, the friction coefficient is the result of two mechanisms: *plastic deformation* of asperities and *adhesion mechanism* of the film in the asperities contact region. Further relevant studies to the understanding of friction and roughness were presented by Greenwood at al. (1966), Halling (1976), Johnson (1985) and Hills at al. (1993).

Summarising, wear and friction mechanisms in metals can be investigated through the analysis of the unit event interaction of a hard asperity or hard particle with a softer material that is deformed. Thus, effective friction is the result of the interaction of asperities or hard particle occurring on the solid surfaces at the micron scale level. The friction force is divided into two parts: deformation force and adhesion force. A mathematical treatment for these forces should be done separately in order to obtain an equation for the total coefficient of friction.

In most practical and research applications sliding surfaces can be lubricated or dry. The resulting wear is then named : lubricated sliding wear and dry sliding wear. The dry mechanisms are briefly reviewed below.

In a broad sense, wear mechanisms can be classified in different modes and types, according to the material removal mechanisms, physical and chemical, and to the authors point of view as : sliding, abrasion, erosion, chemical adhesion, corrosion, fretting, gouging, scuffing, scoring, galling and delamination (Hutchings, 1995; Grigordis,1997). These last terms varies between US and EU. Fig.2 shows the classification according to Zum Gahr (1998) who stated that “*the wear processes may be classified by different modes depending on the kinematics and by mechanisms depending on the physical and chemical interactions between the elements of the tribosystem which result in detaching of material from the solid surfaces*“. The author makes distinction between sliding wear, abrasive wear and erosion wear. The interaction between hard particles and a solid surface can generally be accompanied by events of adhesion, abrasion, deformation, heating, surface fatigue and fracture (Zum Gahr,1998).

Alternatively, other classifications of wear mechanisms are possible as the classes presented by Williams (1997). The modes of *mechanical wear processes* are divided into four broad groups as:

- Abrasion (two-body, three-body, low stress abrasion, high stress abrasion, gouging),
- Erosion (cavitation, liquid impact, solid impact, slurry erosion),
- Adhesion (adhesion, fretting, scuffing, galling),
- Surface fatigue (delamination, ratchetting).

However, according to the mechanics point of view of plastic deformations there are three different abrasive wear mechanisms (Oxley at al., 1979; Kato at al, 1988; Black at al, 1993) : *ploughing*, *wedge formation* and *micro-cutting*. See Fig.1. In the ploughing mode, a plastic wave is pushed continuously in front of the hard particle and no material is removed. In the wedge formation mechanism, there is the development of a wedge or like a build-up-edge in front of the sliding hard particle that eventually is sheared off and other wedge is formed. On the other hand, in the micro-cutting mode, there is the formation of a continuous micro-chip in front of the sliding asperity or hard particle. Both wedge formation and micro-cutting promotes material removal, thus, from the mechanics point of view, abrasive wear is due to the wedge formation and micro-cutting modes only. Sliding abrasion is, therefore, due to ploughing. Other models to investigate wear has been done as the mechanics of adhesion and numerical simulations (Torrance, 1997).

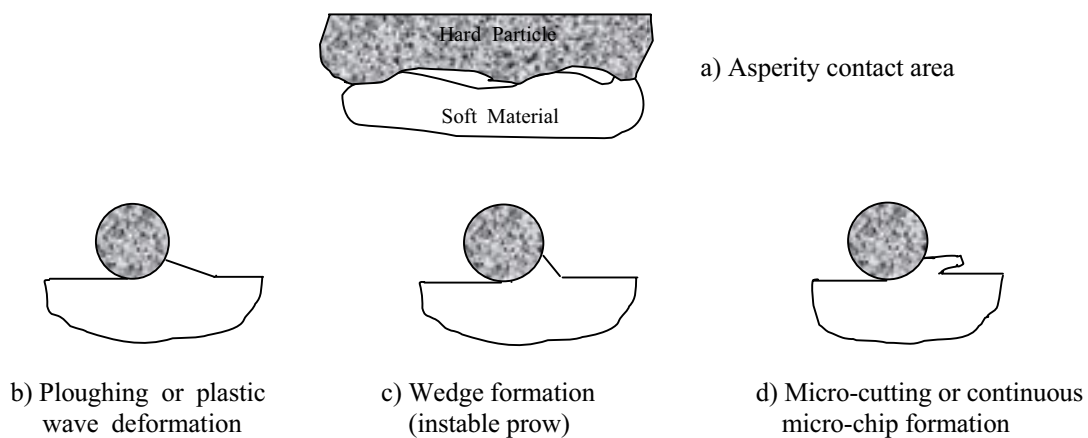


Figure1. Effective contact between asperities or hard particle and wear deformation mechanisms.

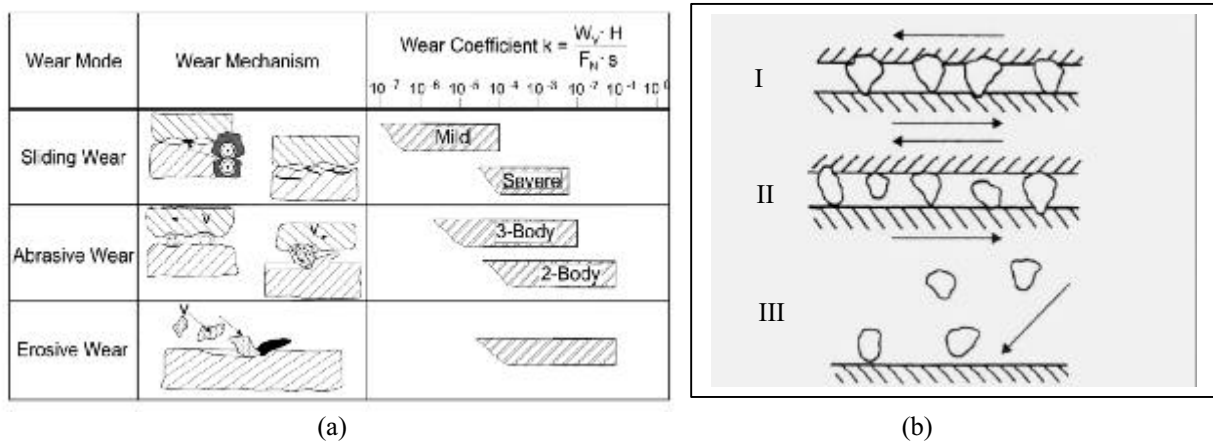


Figure 2. (a) Classification of wear mechanisms and modes according to Zum Gahr (1998). (b) Generic modes of abrasion: (I) two-body abrasion; (II) three-body abrasion ; (III) erosion by hard particles. (Williams, 1997).

Summarising the main mathematical models, analytical and numerical models of friction and wear, based on asperity contact are :

- Adhesion model,
- Hertz model for elastic contact,
- Plastic wave formation model,
- Wedge formation model,
- Cutting model,
- Numerical simulations of wear by hard particle (ANSYS, ABAQUS).

In addition, abrasion has been conventionally divided into two distinct classes: two-body abrasion and three-body abrasion. Two-body abrasion is caused by hard asperity or embedded hard particles in one surface sliding against the counterface, while in three-body abrasion the hard particles can move freely , roll or slide, between both contacting surfaces. See Fig. 2b above. Three-body abrasion can be further divided into closed and open abrasion.

On the other hand, erosive wear is defined as hard particles striking against a solid surface either carried by a flow of gas or liquid. Wear mechanism depends strongly on the angle of incidence of the impacting hard particles.

3. Laboratory Abrasive Wear Tests

As explained above, wear research is an important issue in material selection and design, consequently, a great number of laboratory tests were developed aiming at measuring the material wear resistance under controlled conditions and to classify the materials for tribological applications. The American Society for Testing Materials – ASTM – describes more than 30 experimental procedures which are listed in table 1 below.

The correlation between the laboratory simulations and its application in the design of components is of great relevance to tribology practice. However, the various nature of wear make this correlation rather difficult. Wear resistance and friction coefficient are not an intrinsic property of a material, but depends on the wear process parameters as load, temperature, velocity and environment.

Experimental standard test outcomes are used to estimate the material coefficient of wear resistance through the Archad wear equation which relates the material lost volume per unit sliding distance to the wear resistance as seen in eq. (1) (Hutchings, 1995),

$$Q = K F_n / H \quad (\text{mm}^3/\text{m}) \quad (1)$$

Where Q is the macroscopic quantity that measures wear or the lost volume (or mass) per unit sliding distance, F_n is the normal load and H is the hardness of the softer material. K is the coefficient of wear resistance: is dimensionless and less than 1. Coefficient K is of fundamental relevance to design and provides a useful parameter to compare the wear resistance and the severity of the wear process in various tribological systems. Better overall performance can be obtained if the surface structure and properties can be modified, without damaging the underlying bulk material. Surface modification or coating aimed at obtaining a good combination of surface and bulk properties which could not be possible to attain by other means, is known as *Surface Engineering*. Two main objectives of Surface Engineering for tribological applications in components are : increase its wear resistance and modify its friction behaviour. In some cases both aims are attained. Therefore, surface engineering for tribological applications in components are necessary in order to increase the material wear resistance K or modify its friction coefficient.

Table 1. ASTM Wear Tests (Williams, 1997).

ASTM Wear Tests				
ASTM	M/P/G	Material	Applications	Comments
B611	M	Tungsten carbide	Wet abrasion	Flat against wheel, slurry
C131	M	Mineral aggregate	Crushing resistance	Ball mill
C418	M	Concrete	Sand blasting	Air blasted sand
C448	M	Ceramic	Porcelain enamel	NBS lapping machine
C501	M	Ceramic	Tile	Taber abraser
C585	M	Mineral aggregate	Crushing resistance	Ball mill
C704	M	Ceramic	Refractory brick	Room temperature jet erosion
C779	M	Concrete	Abrasive sliding impact	Various rig
C808	G	Carbon -graphite	Seals	awaited
C944	M	Concrete	Rotary cutter	Drill press
D658	M	Organic coatings	Paint, lacquer, varnish	Jet abraded coupons
D968	M	Organic coatings	Paint, lacquer, varnish	Falling sand or SiC on coupons
D1395	M	Organic coatings	Floor covering	as D658 and D968
D1630	M	Rubber	Shoe soles and heels	NBS abrasive drum machine
D2714	M	Metal, Ceramic, Plastics	Sliding wear	Ring on block Falex machine
D2981	M	Bonded lubricants	Oscillatory sliding	Ring on block Falex machine
D3181	M	Textiles	clothing	Human subjective data
D3702	M	Metals	Self lubricating materials	Thrust washer Falex machine
D3884	M	Textiles	Abrasion resistance	Taber abraser
D3885	M	Textiles	Abrasion	Oscillating cylinder
D3886	M	Textiles	Abrasion	Rotary rubbing schiefer
F510	M	Organic coating	Floor coverings	Taber abraser
G6	M	insulation	Pipeline coatings	Revolving drum
G32	M	Metal, Ceramic, Plastics	Cavitation	Vibration in liquid bath
G56	M	fabric	Inked ribbon	Ribbon-wrapped drum
G65	P	Metals	Dry sand abrasion	Flowing sand-rubber wheel
G73	P	Metals, Plastics	Liquid erosion	Spinning specimen drops jets
G75	M	Metals	Slurry abrasion	Reciprocating lap in slurry
G76	P	Metals, Ceramics, Plastics	Erosion	Particles against flat
G77	P	Metals, Ceramics, Plastics	Sliding wear	Ring on block Falex machine
G81	P	Metals, composites	Jaw crushing wear	Angled crusher plates
G83	M	Metals	Sliding wear	Crossed cylinders
G99	M	Metals, ceramics	Sliding wear	Pin-on-disk
G105	M	Metals	Slurry abrasion	Similar to G65 in slurry

3.1 Pin-on-Disk Test Apparatus

The most commonly used laboratory testing of material in sliding and two-body abrasion is the pin-on-disk apparatus. For testing materials under abrasive conditions, the counter face disk is covered by emery paper which is glued with an appropriate adhesive. However, if the disk is made of metals or ceramics it may be less abrasive and, consequently the wear rate are smaller. The loss of material can be due to both sliding and/or abrasion mechanisms.

ASTM G99-95 is the standard procedure for pin-on-disk tests. This procedure gives a laboratory standard method to carry out sliding and abrasion wear tests. In the case of hard pin and softer disk, the procedure recommends a spherical pin tip with an appropriate radius of curvature to ensure a maximum contact pressure in the disk. The maximum pressure is obtained using the Hertz theory for elastic contact.

The built apparatus consists basically of a chuck jaw that is driven by an electric motor. The test disk is fixed into the jaw which has three level positions, varying ± 10 mm. The pin is supported by a balance arm which carry the loads and the force measurement sensors. Besides, the arm has a system to regulate the circular track radius made in the disk. In Fig.5 below the equipment drawings is presented. The rig is assembled on a bench which is isolated from vibrations using rubbers under the foot. The 1hp electric motor and its electronic control system is situated inside the bench.

The disk rotation is provided by a system of reduction belt of 2.5:1 and an electric mono-phase motor. The velocity is controlled by a frequency inversion: WEG-CFW-07.

The circular radius track made on the disk can vary from 0 to 60 mm. The sliding velocity is kept constant by fixing the pin position. The disk rotation can vary from 10 to 1000 rpm and the pin is in constant contact with the disk surface through the normal load, performing a circular track and removing material from the disk. The disk surface has to be flat and smooth with roughness R_a less than $0.8\mu\text{m}$. The pin tip has to be rounded and smooth.

The apparatus is equipped with an electronic revolution counter in order to monitor the number of the disk cycles, stopping at a pre-selected number of disk revolutions. The friction force is measured by an extensometer glued in the balance arm Fig.5. The pin tip temperature is monitored through a hole in the pin and a thermal couple introduced inside it. The humidity and atmosphere is controlled by a campanula over the rig.

Materials are tested by pair under abrasive conditions. The lost mass is measured by the mass difference before and after the test, using an electronic balance accurate to 0.0001g . Analysis of a broad variety of materials as metal, ceramic, polymer and composites are possible using this apparatus.

The ASTM procedure provides only general information on the shape and design of the pin-on-disk machine, leaving the majority of characteristics to the researcher or designer who can build the equipment according to his necessities. The rig can be simple or equipped with electronic sensors to monitor rotation, normal load, friction force, temperature, data acquisition and other parameters according to the research aims and requirements. The main test operating variables and parameters that can be investigated are the following :

a) Material parameters:

- Composition, quality;
- Surface topography;
- Surface hardness;
- Surface modification processes;
- Coatings, heat treatments and thermo-chemical treatments;
- Surface finish;
- Microstructure: grain size, second phase, porosity, hard particles, etc..

b) Wear process parameters:

- Sliding velocity;
- Sliding distance;
- Normal load;
- Nominal pressure;
- Lubrication;
- Humidity and atmosphere.

Laboratory testing of materials are carried out for various aims as ranking materials, surface hardening treatments, coatings in order of their coefficient of wear resistance K and coefficient of friction, helping in material selection in design. From the point of view of material wear behaviour, test may be used to provide insights in the essential physical mechanisms of surface damage and losses, leading to better analytical and mathematical models of wear mechanisms.

Nominal pressure, maximum pressure and maximum shear stress under the surface are obtained employing the elastic contact theory of Hertz (Johnson, 1985). The basic equations of Hertz are presented in Fig. 3a below. In Fig. 3b shows the maximum shear stress distribution for a sphere penetration a flat surface with no friction which could be the situation of a Pin-on-Disk test.

Summarising, the present built Pin-on-Disk apparatus typical research and development applications and technical characteristics are,

R&D applications:

- Fundamental studies of wear mechanisms;
- Drawing wear maps;
- Friction test, sliding and abrasion wear tests of : metals, ceramics, polymers, composites and coatings;
- Influence of humidity and atmosphere;
- Sliding and abrasion tests with and without lubrication.

Technical characteristics:

- Load - 5N to 100N
- Rotations - 10 to 1000 rpm
- Track radius - 0 to 60 mm
- Sliding velocity - 0 to 6,3 m/s
- Pin tip radius - 6 to 10 mm
- Electric motor - mono-phase 220V; 0,75Kw.

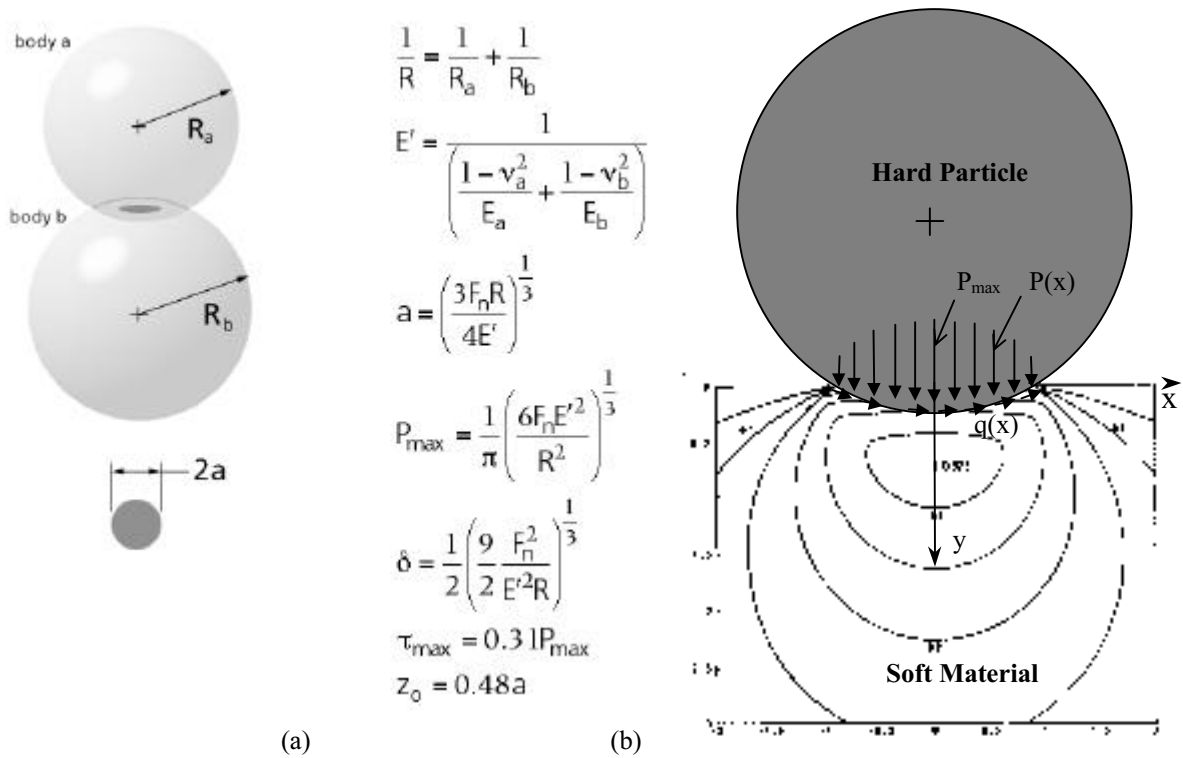


Figure 3. (a) Elastic contact Hertz's equations. (b) maximum shear stress distributions under the soft material surface for penetration with no friction in Hertz contact. Curves are isolines of τ_{max} / P_{max} . (Johnson, 1985).

Fig. 3a are Hertz's equation where R is the equivalent surface radius; R_a and R_b are the radius of body a and b; E' is the equivalent elasticity modulus; E_a and E_b are the elasticity modulus of body a and b respectively; ν_a and ν_b are the coefficient of Poisson; P_{max} is the maximum pressure at surface; F_n is the normal load; τ_{max} is the maximum shear stress; Z_0 is the coordinate point under the surface for the maximum shear stress; "a" is the half-contact length between the elastically deformed bodies; δ is the decrease in the centre distance due to the elastic straining.

In Fig.4 below the maximum surface pressure and maximum shear stress is presented for a sphere indentation in a flat surface versus normal load for three different radius of sphere, according to the Hertz elastic contact theory. The material elasticity parameters are $\nu_1 = 0,25$; $\nu_2 = 0,10$; $E_1 = 205 \text{ GN/m}^2$; $E_2 = 390 \text{ GN/m}^2$.

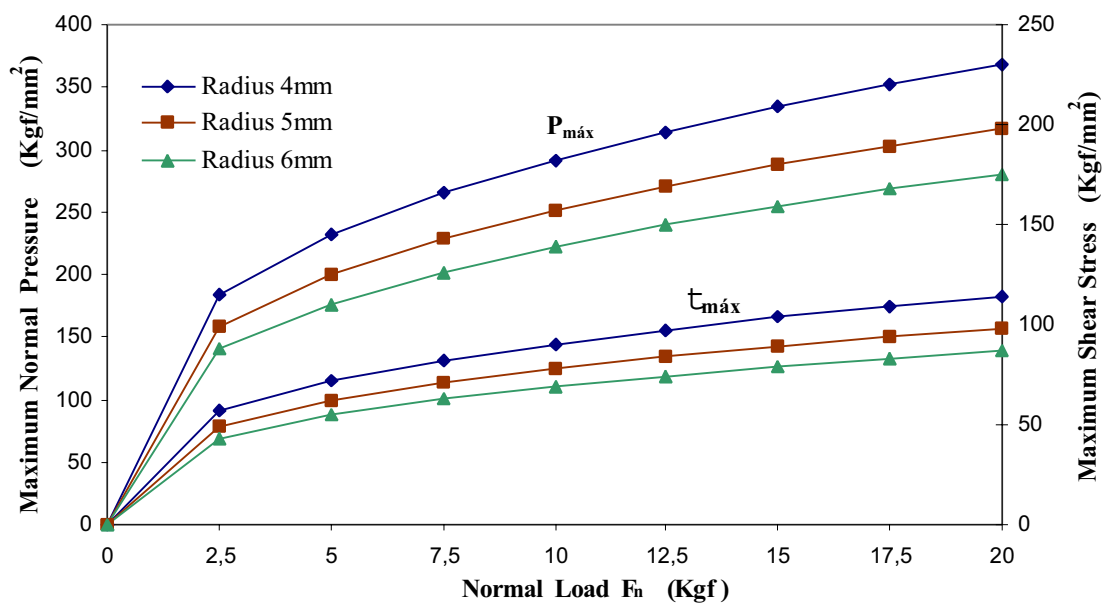


Figure 4. Calculated maximum normal pressure at interface and maximum shear stress under the surface as function of applied normal loads and radius of the sphere for Hertz contact.

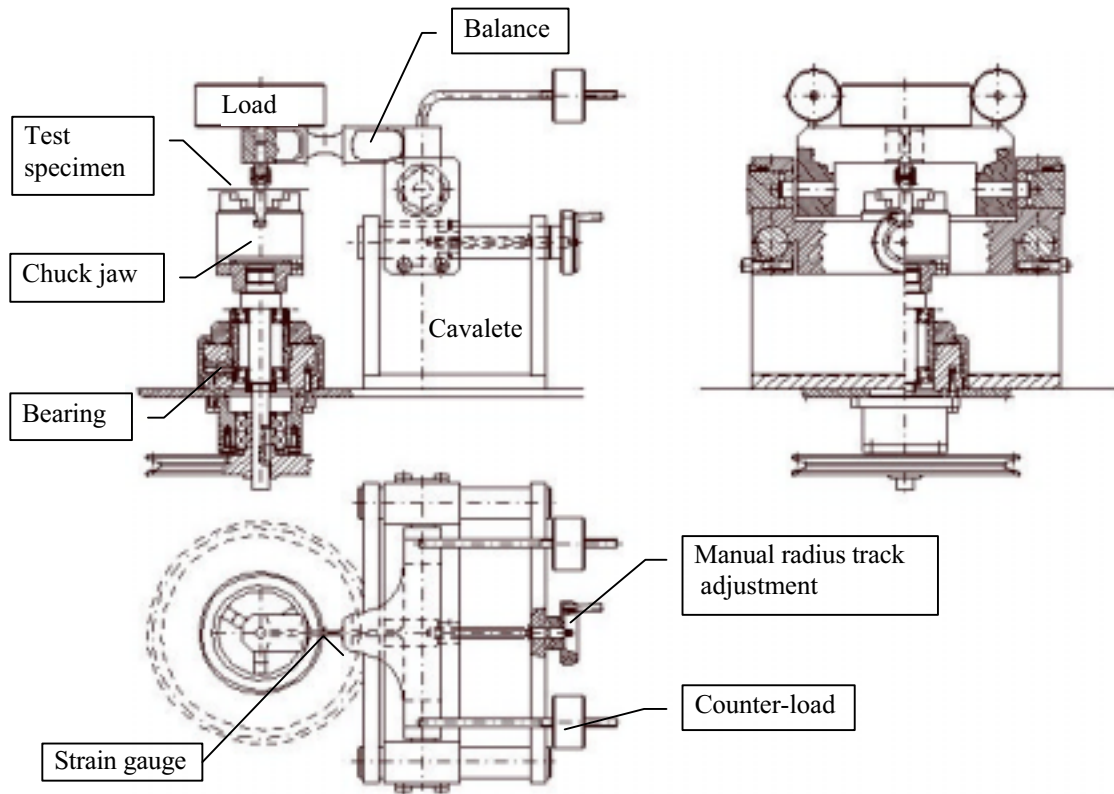


Figure 5. Drawing partial views of the present pin-on-disk apparatus built to carry out the wear tests.

3.2 Materials and Experimental Procedure

The PVD coatings processes on the pin surfaces were carried out in industrial equipment at a specialized company : coating suppliers A and B. The hardness of the coatings and the substrate materials have been experimentally measured and the values are seen in Table 2 below. The values are lower than the nominal hardness given by the suppliers due to a higher load of 5N used. The HSS steel grade M2 pin material was received from Villares of Brazil with chemical composition : 0,85%C; 0,30%Mn; 0,25%Si; 2%V; 4%Cr; 6%W; 5%Mo. The WC hard metal alloy pin material had 12%Co and grain size varying from 1 to 2 microns. The electric steel disk materials had chemical composition: 0,10%C; 0,20%Al; 2,1%Si; 0,15%Mn; 0,04%P; 0,008%S.

The wear test were run in a pin-on-disk laboratory equipment with constant load and velocity, according to the ASTM G-99-95 standard, and under normal atmosphere conditions of about 20 °C and 54 to 60% relative humidity. The pin contact ends had a curvature radius of 10 mm and were milled to give good surface finish (see Fig.6). The applied normal load were 19.5 N and 29.5 N corresponding to a maximum hertzian contact pressure of approximately 760 and 870 MPa for the HSS steel, and 970 and 1120 MPa for the hard metal. The pin sliding velocity during the test was kept constant at about 0.5 m/s and the radius of circular wear track was 16mm. The counterface disks were tested as received and were made of 0.5mm electric steel sheets received from three different suppliers: steel 1, steel 2 and steel 3 with Vickers hardness 103, 156 and 144 kgf/mm² respectively. These disks, 62mm in diameter, were glued to a steel disk base which was held by a chuck jaw and was driven by a small electric motor. The materials were tested by couples and were submitted to similar nominal abrasive conditions. The lost volume ΔV of the pin or disk materials were calculated by the measurement of mass variations,

$$\Delta V = \Delta m / \rho \quad (\text{mm}^3) \tag{2}$$

where Δm is the mass variation in relation to the initial mass, and ρ is the material density.

Every 200 m of sliding distance the test was automatically interrupted and the mass variation of pin and disk were measured using an analytic balance accurate to 0.1 mg. The lost volume of the pins was calculated by dividing the measured lost mass by the pin material density ρ: 7.85g/cm³ for HSS steel and 15.7g/cm³ for WC hard metal. Temperature of the pin contact end was measured during the tests, using a thermocouple inserted at a hole in the pin tip end. The temperature point was 2mm from the disk contact surface. The maximum temperature attained during the test has been registered and is seen in Fig.6.

4. Wear Behaviour and Results

The experimental results obtained from the pin-on-disk tests were plotted to show temperature, the lost volume

versus the sliding distance for constant sliding velocity and normal load. In all cases there were the formation of scratches on the steel disk after the first 200 m sliding distance.

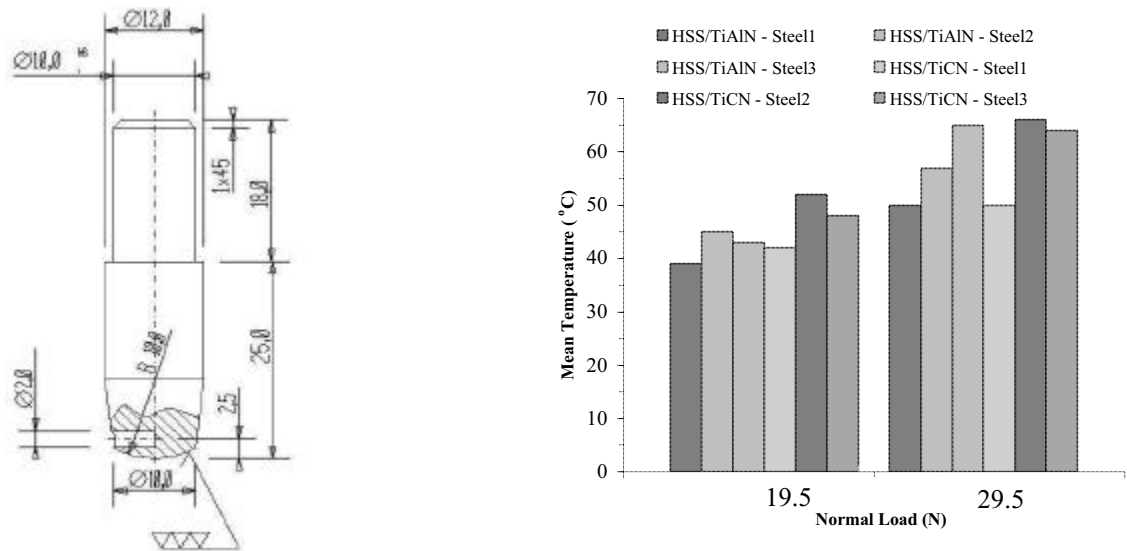


Figure 6. Pin geometry and mean temperature at pin end for HSS under normal loads of 19.5 N and 29.5 N.

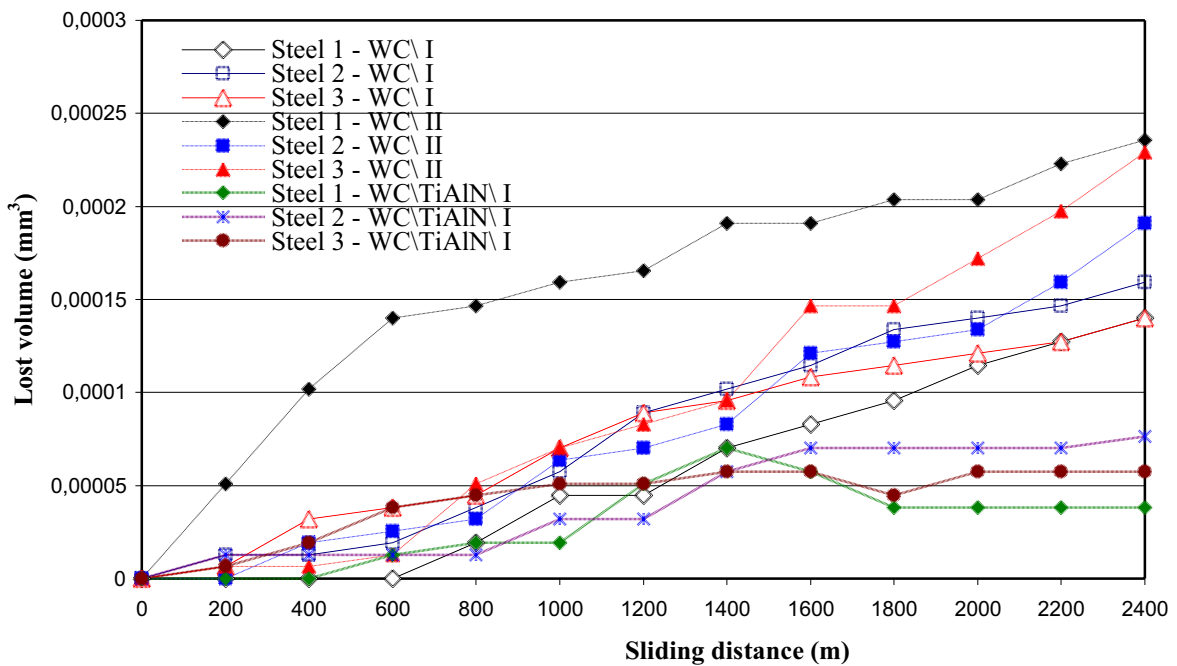


Figure 7. Lost volume for WC pin and WC pin coated with TiAlN under normal loads of 19.5 N and 29.5 N.

In Fig.6 above, the experimental mean temperatures attained during the wear test close to the pin end is shown. The point of measurement is about 2mm from the contact surface and after steady conditions were attained. Temperature rises as the load increases, but the measured are below 70°C for HSS and WC. The real contact temperature is greater.

In Fig.7 and Fig.8, the plot of lost volume, eq. (2), versus sliding distance is shown for tested pins and disks for normal loads (I) 19.5N and (II) 29.5N. As expected by the Archad equation, the observed volume wear rate Q depended on the applied normal load and material hardness. This is also true for the observed lost volume for the disk materials.

Table 2. Experimental microhardness results for pin materials substrates and the deposited TiAlN and TiCN coatings from suppliers A and B.

Material \ Coating	HSS	WC	HSS\TiCN		HSS\TiAlN		WC\TiAlN	
			A	B	A	B	A	B
Microhardness [HV 0.5]	775	1370	836	1015	940	---	1730	1675

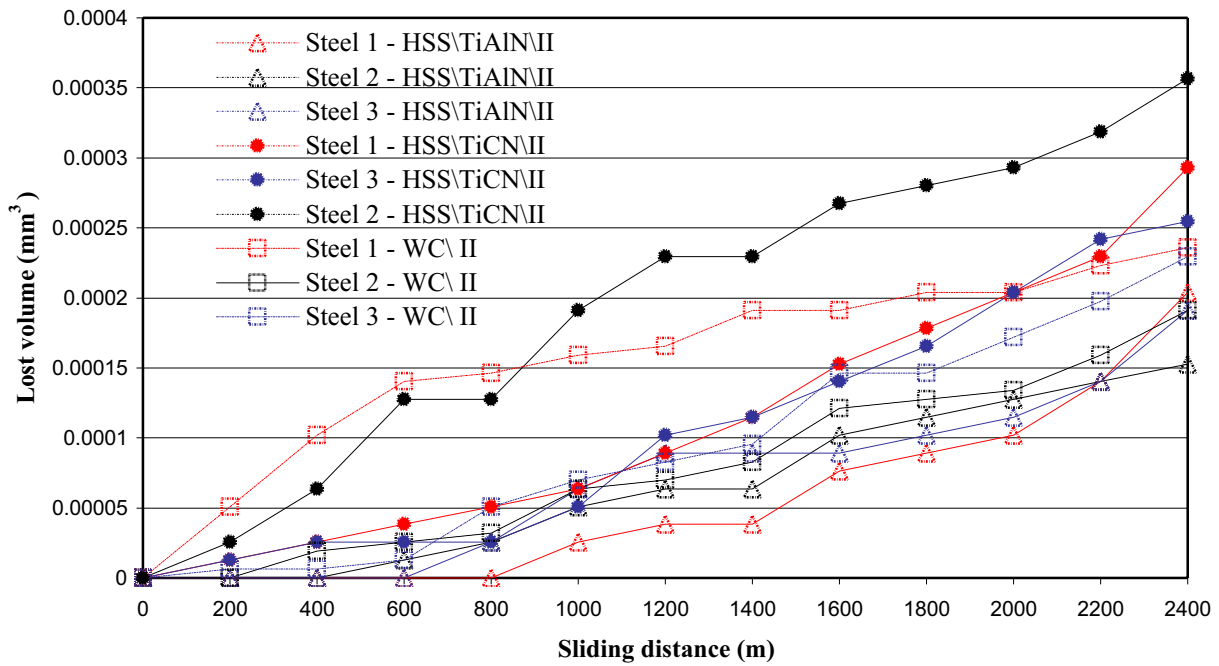


Figure 8- Lost volume versus sliding distance for WC and HSS pins and coatings. (II) Normal load 29.5N.

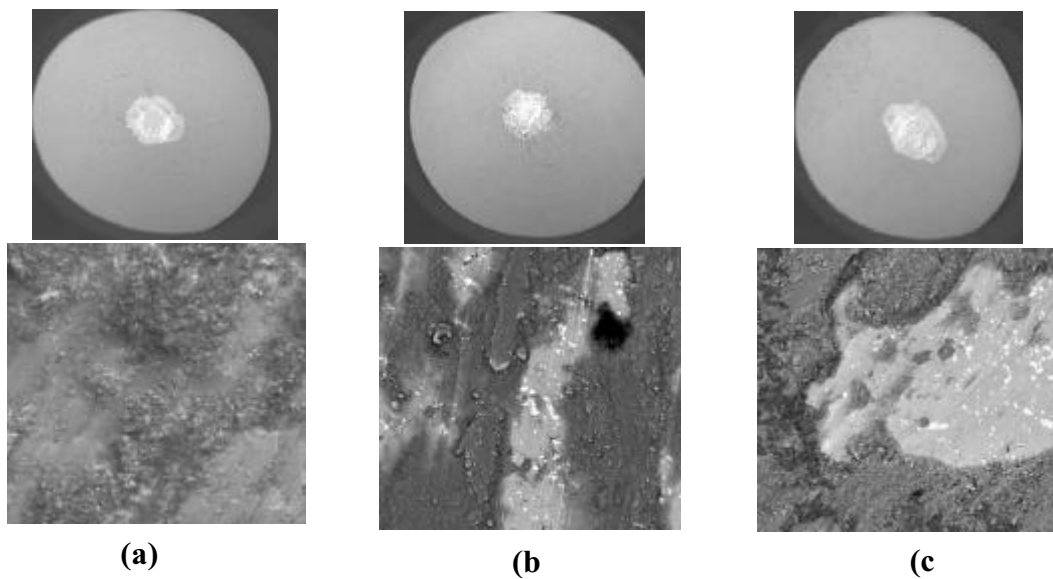


Figure 9. SEM micrographs of worn pin tips. HSS pin coated with TiAlN sliding against steel 2 disk for sliding distance of 200m (a), 600m (b) and 2000m (c). Magnifications : 10x and 1000x.

In Fig.7, the observed lost volume increase for WC/TiAlN pin, sliding against steel 1 at 1200m and 1400m, is possibly due to a procedure error or disk material adhesion to the pin tip.

In general, the wear track widens with the sliding distance and, thus, the contact pressure decrease leading to a decrease in the wear rate or lost volume as observed in Fig.7 and Fig.8.

The disk microstructures are different as observed in SEM, although they have similar compositions of electric steels. The grain size varies quite a lot and hard particles are possibly present in the grain. In Fig. 9 the SEM observation shows HSS pin tip worn surface possibly by hard particles: delamination and micro-cutting.

5. Concluding Remarks

Summarising, from the analysis of the experimental results in the present investigations the following conclusions can be drawn about the Pin-on-Disk apparatus, wear performance of the tested PVD coatings and tool materials.

- Pin-on-disk tests, micro-hardness test and SEM observations provided important insights into the wear behaviour of M2 high speed steel, WC hard metal and coatings;

- Pin-on-disk equipment can be easily constructed by assembling common mechanical and electronic components found in commercial shops. The experimental results were as expected and has validated the built equipment;
- A significant increase in the wear resistance of M2 high speed steel and WC hard metal when coated with TiAlN and TiCN was observed for a surface Hertz contact pressure about 800 MPa for HSS and 1000 MPa for hard metal. This can certainly be exploited to increase tool life and decrease tooling costs;
- The temperatures attained close to the contact surface between pin and disk during the tests are low: about 45 °C for the load 19.5N and 65 °C with the load 29.5N, for sliding velocity of 0.5 m/s ;
- The wear rate of the pin, coated or not, depended on the disk material microstructure: grain size, inclusions and hardness. Similar chemical compositions of electric steel disks led to quite different pin wear rates.
- The quality of the PVD coatings, TiAlN and TiCN, depend upon the supplier as it can vary from one to another.

The presence of pores in the coating can substantially decrease the wear resistance as was observed with TiCN using the scanning electron microscopy. However, in general the tribological performance of TiAlN is superior to TiCN.

4. Acknowledgements

The authors José Divo Bressan and Rubens Hesse would like to thankfully acknowledge the Brazilian Research Council CNPq and CAPES for the scholarships received, UDESC and the company Empresa Brasileira de Compressores - EMBRACO – for the financial and workshop support to build the equipment, and to Prof. Cesar Edil da Costa for design suggestions.

5. References

- ASTM, Designation: G99-95; 1995, Standard test method for Wear Testing with a Pin-on-Disk Apparatus, p. 386-390.
- Challen, J.M. and Oxley, P.L.B., 1979, An explanation of the different regimes of friction and wear using asperity deformation models. *Wear*, 53, pp.229-243.
- Black, A.J., Kopalinsky, E.M. and Oxley, P.L.B., 1993, Asperity deformation models for explaining the mechanism involved in metallic sliding friction and wear – a review. *Proc. Inst. Mech. Engrs.*, 207, pp.335- 353.
- Bowden, F.P. and Tabor, D., 1942, Mechanism of metallic friction. *Nature*, 150, pp.197 –199.
- Greenwood, J.A. & Williamson, J.B.P., 1966, The contact of nominally flat surfaces. *R. Soc. London, Ser.A*, 295, p.300.
- Grigoroudis, K. and Stephenson, D.J., 1997, Modelling low stress abrasive wear. *Wear*, 213, p.103-111.
- Halling, J., 1976, A contribution to the theory of friction. *Wear*, 37, pp.169-184.
- Hills, D.A.; Nowell, D. and Sackfield, A., 1993, *Mechanics of elastic contacts*. Butterworth-Heinemann, p.73.
- Hutchings, I.M., 1995, *Tribology. Friction and Wear of Engineering Materials*; Department of Materials and Metallurgy – University of Cambridge; Edward Arnold.
- Johnson, K.L., 1985, *Contact Mechanics*. Cambridge University Press, Cambridge/U.K..
- Kato, K. and Hokkirigawa, K., 1988, The effect of hardness on the transition of the abrasive wear mechanism of steels. *Wear*, 123, p.241-251.
- Torrance, A.A.; Galligan, J. and Liraut, G., 1997, A model of friction of a smooth hard surface sliding over a softer one. *Wear*, 212, p.213-220.
- Williams, J.A., 1997, The Laboratory Simulation of Abrasive Wear. *Tribotest Journal*, 3 –3 , p. 267 – 306.
- Zum Gahr, K. H., 1998, Wear by hard particles. *Tribology International*, v.31, p.587-596.

Construção e Testes de Validação de um Equipamento Pino sobre Disco

Resumo: O presente trabalho trata de um projeto simples e de fácil construção de um equipamento de teste de desgaste do tipo pino-sobre-disco, empregando-se uma castanha de torno para fixar o disco que é acionado por um pequeno motor elétrico. Alguns aspectos da norma ASTM G99-95 que trata do ensaio de pino-sobre-disco são vistos. Apresentam-se vários testes padrão que regulamentam os ensaios de desgaste mais comuns. É possível realizar o teste com atmosfera controlada, usando-se uma campânula sobre o equipamento. Mostram-se as equações e as curvas da pressão máxima de contato e a tensão de cisalhamento máxima sob a superfície de contato entre pino e disco, utilizando-se a teoria de Hertz. O equipamento permite também a determinação do coeficiente instantâneo de atrito com o uso de um strain-gauge e a temperatura do pino com o uso de termo-par. Um estudo comparativo do comportamento ao desgaste por deslizamento dos aços rápido M2 e do metal duro WC revestidos com TiAlN e TiCN foi realizado. O processo PVD dos revestimentos resistentes ao desgaste foram feitos num equipamento industrial. As microdurezas do substrato e do filme depositado foram medidas. A carga, a distância percorrida e a velocidade durante o ensaio foram mantidas constantes afim de se controlar estas variáveis. Duas cargas normais distintas de 19.5N e 29.5N foram usadas. A contra-face foram discos de aço para fins elétricos. A perda de volume do material e a temperatura de contato na ponta do pino foram medidas durante o ensaio. Comparações da resistência ao desgaste do aço rápido e do metal duro foram feitas traçando-se o gráfico do volume perdido versus a distância de escorregamento. Observações no MEV mostram que ocorreram mecanismos de desgaste por riscagem e micro-usinagem na ponta do pino, como também mostra a presença de porosidades no filme revestido. O desempenho ao desgaste do TiAlN foi superior ao TiCN.

Palavras-chave: Ensaio de Desgaste, Atrito, Pino sobre disco, Intermetálicos.

INFLUÊNCIA DA VELOCIDADE DE DESLIZAMENTO NO DESGASTE DO PAR TRIBOLÓGICO COMPÓSITO Al-Si/SiC_p - FERRO FUNDIDO

S.J. Crnkovic

Departamento de Materiais e Tecnologia, UNESP, Campus de Guaratinguetá-12500 000, São Paulo-SP- Brasil
crnkovic@feg.unesp.br

A.S. Miranda

Universidade do Minho, Departamento de Engenharia Mecânica, 4800-058 Guimarães, Portugal
asm@dem.uminho.pt

J.R. Gomes

Universidade do Minho, Departamento de Engenharia Mecânica, 4800-058 Guimarães, Portugal
jgomes@dem.uminho.pt

Resumo. Os compósitos com matriz de alumínio e reforço de partículas cerâmicas têm-se revelado promissores para aplicações tribológicas, principalmente nas indústrias automotiva, aeronáutica e aeroespacial, dado apresentarem como grande vantagem uma elevada relação resistência/peso. Inúmeros trabalhos de pesquisa têm sido realizados no que respeita a estes materiais compostos com o objetivo de caracterizar o seu comportamento ao atrito e desgaste pelo deslizamento contra aços. Entretanto, tem sido praticamente dada toda a atenção ao compósito, havendo escassas informações em relação ao comportamento de superfícies oponentes de outra natureza. Este trabalho analisou o comportamento tribológico do par compósito Al-Si/SiC_p – ferro fundido em função da velocidade de deslizamento no que respeita ao atrito e desgaste em cada um dos componentes em deslizamento.

Os testes foram realizados em um tribômetro do tipo pino-disco com velocidades de deslizamento na faixa de 0.5 a 1.5 ms⁻¹, temperatura ambiente (22°C), umidade controlada em 50% e carga normal fixa de 5 N.

Os resultados quantitativos do atrito no par tribológico e desgaste tanto no compósito Al-Si/SiC_p como na superfície oponente em ferro fundido mostraram ser visivelmente influenciados pela velocidade de deslizamento imposta. As alterações quantitativas do atrito e taxa de desgaste com a velocidade de deslizamento evidenciaram mudanças dos mecanismos de desgaste responsáveis pela remoção de material do compósito Al-Si/SiC_p e superfície oponente em ferro fundido nodular.

Palavras chave: compósitos de matriz de alumínio, ferro fundido, desgaste, atrito

1. Introdução

As ligas de alumínio-silício têm sido utilizadas frequentemente como materiais alternativos ao ferro fundido, em razão de suas propriedades tribológicas superiores aliadas a baixa relação resistência/peso (Torabian et al., 1994 e Davis e Eyre, 1994). Em virtude das propriedades tribológicas apresentadas pelas ligas de alumínio-silício, inúmeros trabalhos de pesquisa têm sido desenvolvidos com êxito incorporando-se reforços de partículas cerâmicas por diversos métodos de fabricação obtendo-se compósitos Al-Si/SiC_p (Bai et al., 1992; Gomes et al., 2001; Martín et al., 1996; Sharma et al., 1997; Zhang e Alpas, 1993 e Wilson e Alpas, 1997).

O número de variáveis relativas às condições de trabalho do par tribológico e as características microestruturais dos compósitos com matriz em liga de alumínio-silício com reforço de partículas cerâmicas, tem proporcionado dificuldades em se estabelecer comparações quantitativas do comportamento tribológico a partir dos resultados apresentados pela literatura (Alpas e Zhang, 1992 e Narayan et al., 1995) e verificam-se controvérsias de como estas variáveis afetam a resistência ao desgaste.

Em relação às condições de trabalho do par tribológico, o comportamento da taxa de desgaste dos compósitos pelo deslizamento sobre aço, tem demonstrado apresentar três regimes de desgaste com a pressão normal aplicada para as demais variáveis fixas (Martín et al., 1996 e Wilson e Alpas, 1997). No regime I, associado a baixas pressões normais de contato, as taxas de desgaste são baixas e crescem moderadamente com a pressão. Estes fatos estão associados a capacidade das partículas cerâmicas suportarem a pressão normal aplicada sem se fraturarem (Alpas e Zhang, 1994; Alpas e Zhang, 1992; Zhang e Alpas, 1993 e Wilson e Alpas, 1997), mantendo a integridade da matriz em liga de alumínio. Nesta condição, a superfície oponente em aço sofre um mecanismo de desgaste abrasivo pelas partículas cerâmicas protuberantes no compósito e a superfície do compósito incorpora parte destas partículas que são oxidadas pela temperatura gerada na interface de deslizamento, reduzindo o atrito e dando grandes vantagens em termos de resistência ao desgaste (Alpas e Zhang, 1994; Martín et al., 1996 e Alpas e Zhang, 1992), sendo o mecanismo de desgaste predominante o de fratura da camada aderente formada por triboxidação/mistura mecânica (Alpas e Zhang, 1994; Alpas e Zhang, 1992; Bai et al., 1992 e Wilson e Alpas, 1997).

No regime II de desgaste, onde as partículas de reforço cerâmico fraturam-se em razão de não resistirem às forças tangenciais aplicadas e perdem a capacidade de suportarem a pressão de contato normal, são produzidos no início deste regime severos danos ao compósito pela abrasão de três corpos (Sannino e Rack, 1995; Alpas e Zhang, 1994 e Sharma et al., 1997). A superfície oponente em aço, entra em contato direto com a matriz em liga de alumínio dando origem a grandes forças adesivas tangenciais que geram elevados gradientes de deformações subsuperficiais no compósito

(Zhang e Alpas, 1993). Com o deslizamento, estas deformações produzem a nucleação e crescimento de vazios preferencialmente localizados nas interfaces matriz-partículas de reforço cerâmico. O desenvolvimento de trincas nestas regiões e a propagação destas entre as regiões de descoesão promovem a remoção de material do compósito pelo mecanismo de desgaste por delaminação (Sannino e Rack, 1995; Alpas e Zhang, 1994; Martín et al., 1996; Alpas e Zhang, 1992 e Wilson e Alpas, 1997). Na transição do regime I para II, ocorre uma abrupta elevação da taxa de desgaste do compósito e posteriormente um crescimento moderado com a pressão normal de contato e o reforço cerâmico tem demonstrado ter pouco efeito sobre a resistência ao desgaste do compósito. Com o aumento da pressão normal de contato no regime II, atinge-se um valor crítico onde ocorre uma elevação drástica da taxa de desgaste, denominado regime III de desgaste severo. Neste regime ocorrem deformações subsuperficiais muito elevadas que produzem a fragmentação das partículas de reforço cerâmico e camadas de material deformado plasticamente são removidas por um mecanismo de desgaste similar ao de extrusão e parcialmente transferidas para a superfície oponente em aço (Martín et al., 1996).

O comportamento da taxa de desgaste do compósito demonstrou ser uma função da combinação da carga normal e da velocidade de deslizamento (Wilson e Alpas, 1997) para os demais parâmetros fixos. Nos três regimes de desgaste para a pressão normal de contato constante, tem-se observado um decréscimo da taxa de desgaste do compósito com o aumento da velocidade de deslizamento (Sannino e Rack, 1995; Ravikiran e Surappa, 1997 e Sharma et al., 1997), mas esta tendência é por vez contrariada (Sannino e Rack, 1995). Este fato, tem sido atribuído à formação de óxidos de alta temperatura no regime I de desgaste (Ravikiran e Surappa, 1997 e Wilson e Alpas, 1997) que atuam como um lubrificante e à diminuição das partículas de reforço que são fraturadas, aliviando o dano na matriz e favorecendo a formação de uma camada superficial de óxidos no regime II de desgaste (Ravikiran e Surappa, 1997 e Wilson e Alpas, 1997). Para velocidades de deslizamento mais elevadas, as temperaturas interfaciais podem exceder o ponto de fusão da matriz em liga de alumínio, resultando em uma fina película fundida que gera um efeito lubrificante (Zhang e Alpas, 1993).

A natureza do material da superfície oponente é um fator muito importante no comportamento tribológico do compósito, bem como na otimização do desgaste do par tribológico em estudo (Shipway et al., 1998). A literatura mostra que o desgaste de compósitos com matriz em liga de alumínio com reforço de partículas cerâmicas em deslizamento sobre uma superfície oponente de aço no regime I de baixas taxas de desgaste, o aço é inicialmente sujeito a abrasão de dois corpos pelas partículas cerâmicas e posteriormente a abrasão de três corpos. À medida em que eleva-se a pressão de contato neste regime de desgaste, aumenta-se o efeito abrasivo e, portanto, o desgaste da superfície oponente de aço (Alpas e Zhang, 1992; Wilson e Alpas, 1997). No regime II de desgaste moderado para o compósito, as partículas de reforço cerâmico se encontram fraturadas parcialmente e uma vez livres na interface de deslizamento como resíduos de desgaste são sujeitas a elevadas pressões normais de contato, o que leva a que uma abrasão intensa de três corpos ocorre na superfície oponente de aço, aumentando o desgaste (Sannino e Rack, 1995; Alpas e Zhang, 1994 e Sharma et al., 1997).

No presente estudo analisa-se o comportamento do atrito do par tribológico compósito Al-Si/SiC_p – ferro fundido nodular e taxa de desgaste de cada um dos componentes em função da velocidade de deslizamento usando-se a configuração de teste do tipo pino-disco. A partir da morfologia das superfícies desgastadas e análises químicas por EDS, identificam-se os mecanismos de desgaste operantes.

2. Materiais e Métodos

Os materiais selecionados neste estudo, consistiram de um compósito em matriz de alumínio-silício com 20% de reforço de partículas cerâmicas de SiC (Marca comercial *Duralcan* F3S-20S) e ferro fundido cinzento nodular, cujas composições químicas e durezas são apresentadas na Tab. 1.

Tabela 1. Composição química e dureza dos discos em compósito Al-Si/SiC_p e dos pinos em ferro fundido nodular.

Material	Composição (peso %)	Dureza (HV30)
Compósito (F3S-20S, <i>Duralcan</i>)	8.5-9.5% Si; 0.45-0.65% Mg; 0.2% Ti; 0.2% Fe (max); 0.2% Cu (max)	86
Ferro fundido cinzento nodular	3.3% C; 2.0% Si; 0.5% Mn 0.08% S (max); 0.2% P (max)	149

Os testes de atrito e desgaste foram realizados em um tribômetro Plint and Partners, modelo TE67 HT do tipo pino-disco, sendo que o pino nesta configuração foi de ferro fundido e o disco em compósito. Os ensaios foram realizados sem lubrificação na faixa de velocidades de deslizamento de 0.5 a 1.5 ms⁻¹ à temperatura ambiente (22°C), com umidade atmosférica controlada em 50% em uma carga normal constante de 5 N.

A quantificação do desgaste foi feita pelo coeficiente de desgaste, K, dado por $K=V/(W.x)$, sendo V o volume removido por desgaste em (mm³), W a carga normal em (N) e x a distância de deslizamento em (m). O coeficiente de atrito, f, foi calculado pela razão entre a força tangencial de atrito e a carga normal aplicada.

A caracterização das superfícies desgastadas foi feita por microscopia eletrônica de varredura (SEM) com análise química por dispersão de energias (EDS) em um microscópio JEOL JSM 35C.

3. Resultados e discussão

A Figura (1) ilustra o comportamento do coeficiente de atrito, f , e do coeficiente de desgaste, K , do par deslizante compósito Al-Si/SiC_p-ferro fundido nodular, na faixa de velocidades de deslizamento $v=0.5$ a 1.5 ms^{-1} . Pela análise dos resultados obtidos, verifica-se que os valores do coeficiente de desgaste do compósito Al-Si/SiC_p (K_d) encontram-se dentro do regime de desgaste moderado ($<10^{-5} \text{ mm}^3 \text{ N}^{-1} \text{ m}^{-1}$) (Chiao et al., 1993) com a velocidade de deslizamento e que o ferro fundido nodular (K_p) apresenta um baixo coeficiente de desgaste apenas no limite superior da faixa de velocidades de testes ($v=1.5 \text{ ms}^{-1}$). Para uma velocidade intermediária na faixa de testes ($v=1.0 \text{ ms}^{-1}$) observa-se valores do coeficiente de desgaste da mesma ordem de grandeza tanto para o compósito como para a superfície oponente em ferro fundido nodular. O compósito Al-Si/SiC_p em estudo, apresenta um decréscimo significativo do coeficiente de desgaste (K_d) da menor velocidade de deslizamento ($v=0.5 \text{ ms}^{-1}$) até a velocidade de deslizamento intermediária ($v=1.0 \text{ ms}^{-1}$), com crescimento posterior até a velocidade de deslizamento máxima utilizada nos testes ($v=1.5 \text{ ms}^{-1}$). Para o ferro fundido nodular verifica-se um decréscimo contínuo do coeficiente de desgaste (K_p) em toda faixa de velocidades de testes ($v=0.5$ a 1.5 ms^{-1}) (Fig. (1)). Estes resultados demonstram que o coeficiente de desgaste (K_d) do compósito Al-Si/SiC_p e (K_p) do ferro fundido nodular possuem um comportamento discordante em certas faixas de velocidades daquele apresentado pelo deslizamento do compósito Al-Si/SiC_p contra aços, onde há um decréscimo contínuo do coeficiente de desgaste do compósito e um crescimento em baixas velocidades (até 0.5 ms^{-1}) para os aços com decréscimo contínuo posteriormente com a velocidade de deslizamento (Ravikiran e Surappa, 1997). Entretanto, o comportamento ao desgaste do compósito Al-Si/SiC_p evidenciado na Fig. (1) revela-se similar ao que foi observado em anterior estudo para o deslizamento contra ferro fundido lamelar com configuração inversa no sistema pino-disco (Gomes et al., 2000).

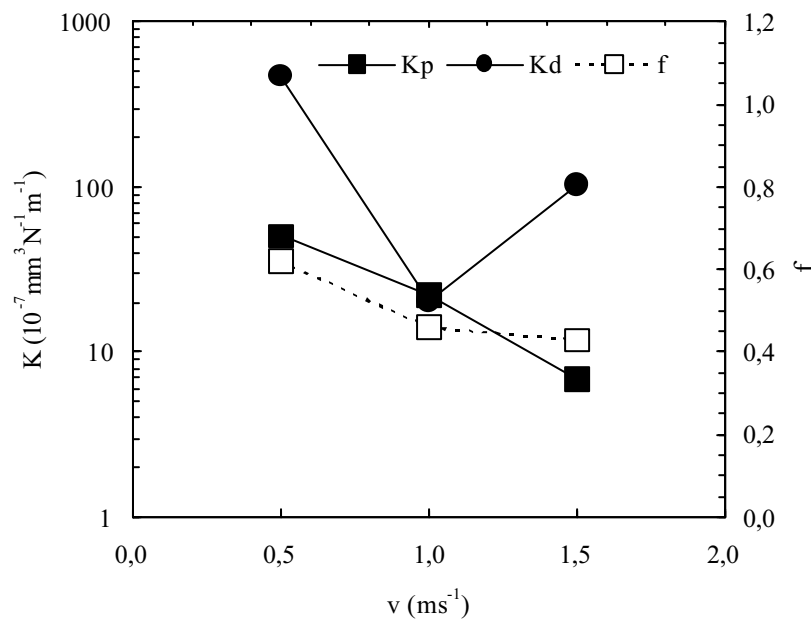


Figura 1. Coeficiente de atrito, f , e coeficiente de desgaste, K , em função da velocidade de deslizamento: (K_d) compósito Al-Si/SiC_p; (K_p) ferro fundido.

As Figuras (2) a (4) ilustram as micrografias das superfícies desgastadas do compósito Al-Si/SiC_p e superfície oponente em ferro fundido nodular na faixa de velocidades de testes ($v=0.5$ a 1.5 ms^{-1}).

Observa-se nas micrografias das superfícies desgastadas do compósito Al-Si/SiC_p (Figs. (2a), (3a) e (4a)) para todas as velocidades de testes, uma morfologia constituída de cavidades aleatoriamente intercaladas a zonas lisas com microranhuradas aparentes. A superfície desgastada apresenta um dano superficial produzido por deformação plástica generalizada, sendo que na velocidade inferior da faixa de testes ($v=0.5 \text{ ms}^{-1}$) o dano superficial apresenta-se mais intenso do que em outras velocidades. Fato similar foi observado quando os compósitos de matriz de alumínio com reforço cerâmico deslizam contra superfícies oponentes de aços em baixas velocidades de deslizamento (Ravikiran e Surappa, 1997). Para o ferro fundido nodular as micrografias das superfícies desgastadas apresentam uma morfologia de microranhuradas e cavidades típicas dos nódulos de grafite para todas as velocidades de deslizamento de testes ($v=0.5$ a 1.5 ms^{-1}) (Figs. (2b), (3b) e (4b)).

A Figura (5) ilustra as micrografias das seções longitudinal e transversal da pista de deslizamento do compósito Al-Si/SiC_p para uma velocidade intermediária ($v=1.0 \text{ ms}^{-1}$) na faixa de testes.

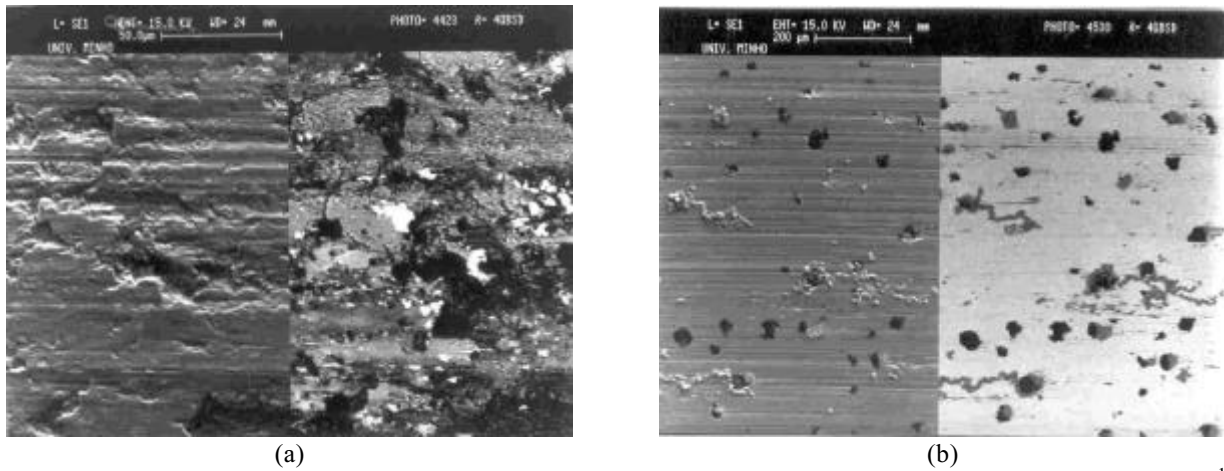


Figura 2. Micrografias das superfícies desgastadas: (a) composto Al-Si/SiC_p e (b) ferro fundido nodular ($v=0.5 \text{ ms}^{-1}$).

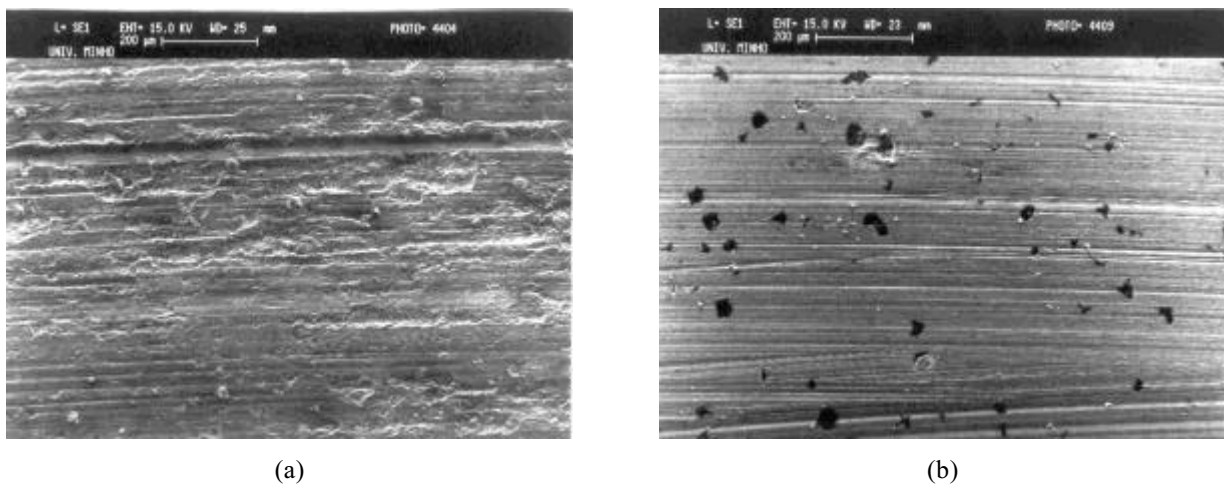


Figura 3. Micrografia das superfícies desgastadas: (a) composto Al-Si/SiC_p e (b) ferro fundido nodular ($v=1.0 \text{ ms}^{-1}$).

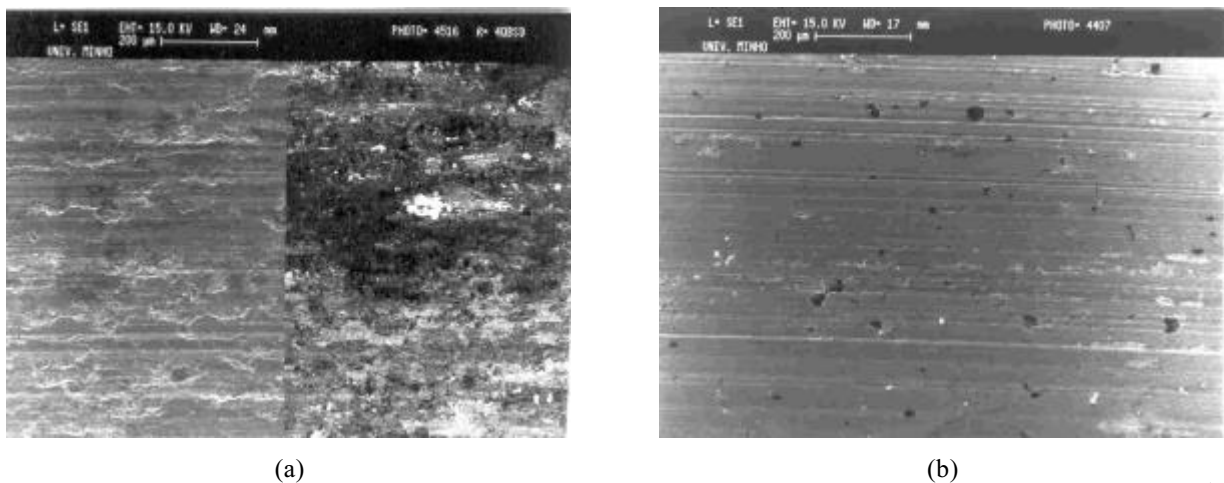


Figura 4. Micrografias das superfícies desgastadas: (a) composto Al-Si/SiC_p e (b) ferro fundido nodular ($v=1.5 \text{ ms}^{-1}$).

Da micrografia por eletrons espalhados da seção longitudinal da pista de deslizamento do composto Al-Si/SiC_p (Fig. (5a)), observa-se a presença de uma tribocamada de natureza química distinta do material da superfície do composto e uma trinca iniciando-se na superfície em direção ao substrato. Na seção transversal da pista de deslizamento (Fig. (5b)) verifica-se a formação de vazios próximos as partículas cerâmicas de carboneto de silício (SiC_p) tanto na superfície quanto no substrato e partículas de carboneto de silício (SiC_p) com superfícies planas. A análise química por EDS das superfícies desgastadas do composto Al-Si/SiC_p, além dos constituintes base do composto (Al e Si) indicou também parcelas de ferro (Fe) e oxigênio (O). Este fato encontra-se documentado no espectro EDS da Figura 6(a), o qual resultou da análise efetuada sobre uma área extensa da superfície de desgaste do composto para $v=1.0 \text{ ms}^{-1}$ mas é também representativo dos espectros obtidos para as outras velocidades consideradas

neste estudo ($v=0.5$ e 1.5 ms^{-1}). Destas observações, verifica-se que há a formação de uma tribocamada sobre a superfície do compósito Al-Si/SiC_p constituída de uma mistura de elementos de ambos os materiais em deslizamento (Figs. (5a) e (6a)) e a nucleação de vazios nas proximidades das partículas de carboneto de silício (SiC_p) (Fig. (5b)), responsáveis pela propagação de trincas que ocorrem em direções preferenciais que são as interfaces entre a matriz e as partículas cerâmicas (Fig. (5a)). Destas considerações tem-se a presença de uma tribocamada que protege o desgaste do compósito Al-Si/SiC_p e, por outro lado, uma remoção de material da superfície do compósito típica de delaminação subsuperficial.

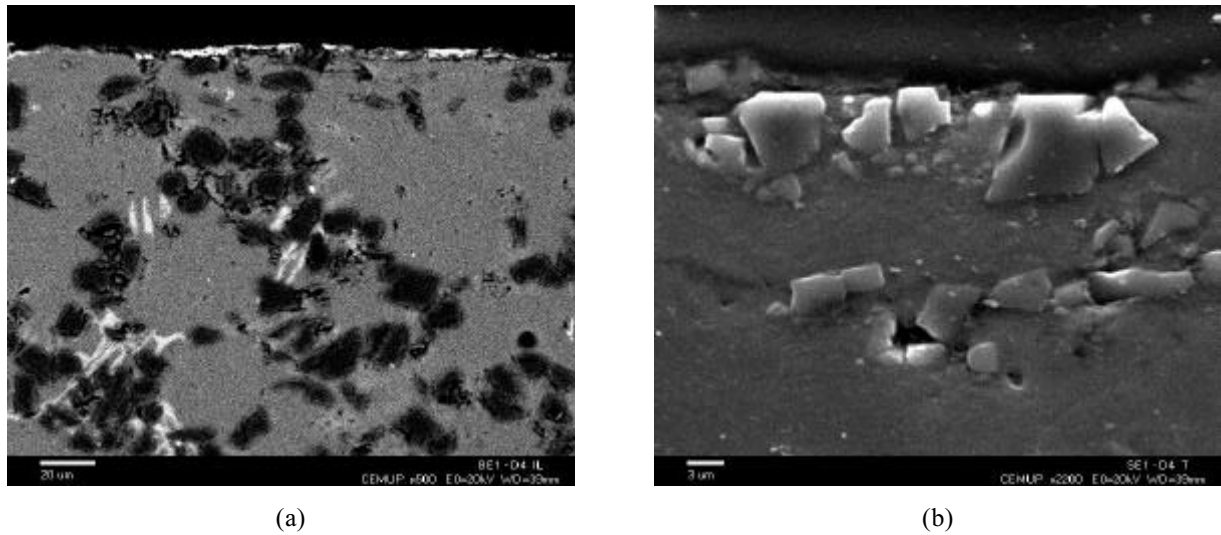


Figura 5. Micrografia das secções da pista de deslizamento do compósito Al-Si/SiC_p: (a) seção longitudinal e (b) seção transversal, para $v=1.0 \text{ ms}^{-1}$.

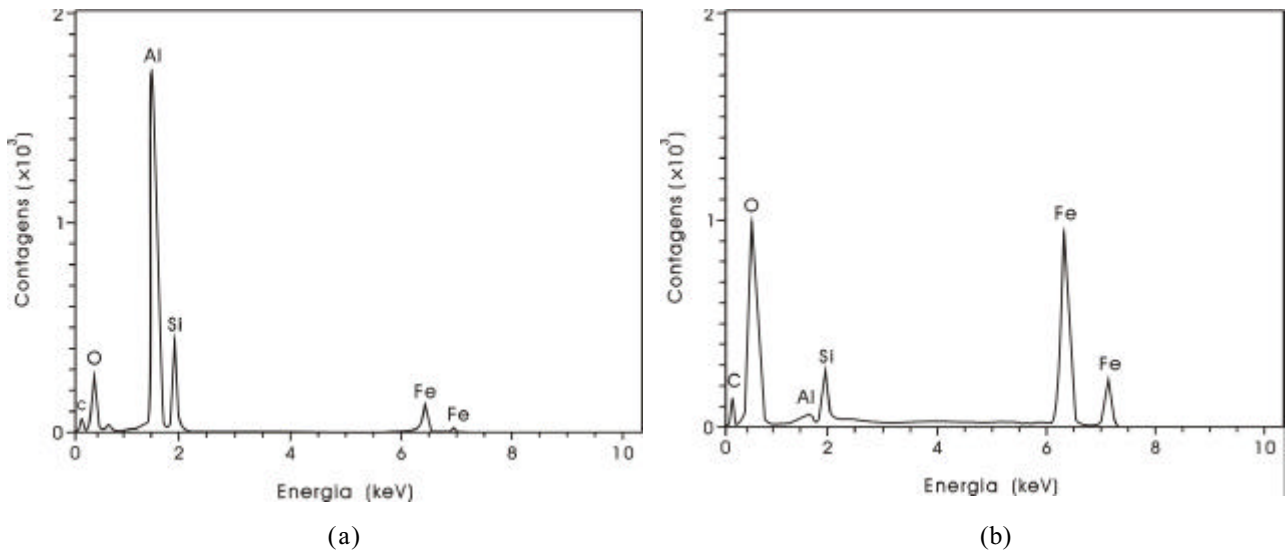


Figura 6. Análise química EDS das superfícies de desgaste: (a) compósito Al-Si/SiC_p e (b) ferro fundido nodular, para $v=1.0 \text{ ms}^{-1}$.

Ao contrário do que se observou nas superfícies desgastadas do compósito Al-Si/SiC_p, a análise química por EDS das superfícies de contato do ferro fundido nodular não evidenciou a presença de material proveniente da superfície oponente. Assim, detectaram-se apenas os elementos constituintes do ferro fundido (Fe, Si e C) e constatou-se a ausência do alumínio, conforme se comprova pelo espectro apresentado na Fig. 6(b), o qual corresponde a uma análise efetuada sobre uma área extensa da superfície desgastada do ferro fundido e é também representativo dos espectros obtidos para as outras velocidades consideradas neste trabalho. Os resíduos de desgaste no regime de desgaste estacionário, apresentaram uma morfologia composta de pequenas partículas e plaquetas, e a análise química por EDS revelou a presença de ferro (Fe), alumínio (Al), oxigênio (O) e silício (Si), sendo que para a velocidade no limite inferior de testes ($v=0.5 \text{ ms}^{-1}$) há uma quantidade significativa de ferro (Fe) quando comparado com a alta quantidade de oxigênio (O) na velocidade limite superior ($v=1.5 \text{ ms}^{-1}$) e uma quantidade de ferro (Fe) muito pequena.

As partículas cerâmicas de carboneto de silício (SiC_p) produzem uma abrasão sobre a superfície oponente de ferro fundido nodular arrancando finos resíduos que são oxidados parcialmente pelas temperaturas interfaciais resultantes do deslizamento. Os resíduos de ferro (Fe) oxidados e não oxidados que permanecem na superfície de contato são misturados mecanicamente a outros resíduos de alumínio (Al), óxidos de alumínio e partículas fraturadas de carboneto de silício (SiC_p) que não resistiram às forças adesivas tangenciais atuantes. A mistura mecanicamente mista é ancorada pelas partículas de SiC_p remanescentes que suportam parte da carga normal aplicada e se desgastam de forma a apresentarem superfícies de suporte planas (Fig. (5b)).

A elevada quantidade de ferro (Fe) relativo ao oxigênio (O) nos resíduos de desgaste para a velocidade inferior no limite da faixa de testes ($v=0.5 \text{ ms}^{-1}$), a presença de ferro (Fe) sobre a superfície do compósito Al-Si/ SiC_p observado na micrografia por elétrons espalhados (Fig. (2a)) e comprovada pela análise EDS (Fig. 6(a)), e a formação da camada misturada mecanicamente com quantidades significativas de silício (Si) (Fig. (5a)), indicam que o elevado coeficiente de desgaste do compósito Al-Si/ SiC_p nesta velocidade de deslizamento está associada ao alto dano superficial observado (Fig. (2a)), em razão de uma maior quantidade de partículas de carboneto de silício (SiC_p) serem removidas da superfície e fraturadas produzindo uma abrasão de três corpos que aumenta a quantidade de resíduos de ferro (Fe) que fazem parte da camada misturada mecanicamente que perde parte de seu poder lubrificante pela ausência de uma menor quantidade de óxidos. Em maiores velocidades de deslizamento ($v=1.0$ e 1.5 ms^{-1}) há uma diminuição das partículas de carboneto de silício (SiC_p) que são removidas e fraturadas, aumentando-se a sustentação da carga normal aplicada e melhorando a eficiência camada misturada mecanicamente com maior quantidade de óxidos, que ainda são favorecidos pelas maiores temperaturas interfaciais geradas.

O valor elevado do coeficiente de desgaste do compósito Al-Si/ SiC_p na velocidade de deslizamento inferior da faixa de teste ($v=0.5 \text{ ms}^{-1}$) está associado a um mecanismo de desgaste por delaminação, fragmentação da camada misturada mecanicamente pelas forças adesivas tangenciais e alta abrasão de três corpos produzidas pelas partículas de carboneto de silício (SiC_p) que são removidas e fraturadas durante o deslizamento. O decréscimo do coeficiente de desgaste do compósito Al-Si/ SiC_p com a velocidade de deslizamento é associado ao decréscimo do coeficiente de atrito, ou seja, há um melhor poder lubrificante da camada misturada mecanicamente que tem uma maior quantidade de óxidos, que protege de forma mais eficiente o compósito Al-Si/ SiC_p , aumenta a quantidade de partículas que suportam a carga normal, diminuindo drasticamente a abrasão de três corpos sobre o compósito. Porém, para a velocidade mais elevada ($v=1.5 \text{ ms}^{-1}$) o aumento da temperatura na interface de contacto associado à elevada quantidade de energia dissipada por atrito é significativo e conduz à degradação das propriedades mecânicas do triboelemento menos resistente do par – o compósito Al-Si/ SiC_p . Este fato justifica o aumento do coeficiente de desgaste observado no compósito para $v=1.5 \text{ ms}^{-1}$. O ferro fundido nodular é sujeito a um mecanismo de abrasão de dois corpos e um significativo mecanismo de abrasão a três corpos para a velocidade inferior na faixa de testes ($v=0.5 \text{ ms}^{-1}$) em razão das partículas de carboneto de silício (SiC_p) que são removidas e fraturadas. O aumento da velocidade de deslizamento ($v=1.0$ a 1.5 ms^{-1}) diminui a intensidade do mecanismo de abrasão de três corpos e aumenta a formação de óxidos na camada misturada mecanicamente e na superfície do ferro no ferro fundido que o protege contra a danificação superficial, diminuindo seus valores do coeficiente de desgaste.

4. Conclusões

O comportamento do coeficiente de desgaste do compósito Al-Si/ SiC_p tem um significativo decréscimo na faixa de velocidades de teste de 0.5 a 1.0 ms^{-1} e cresce posteriormente de 1.0 a 1.5 ms^{-1} , enquanto que o coeficiente de desgaste do ferro fundido nodular é decrescente ao longo de toda faixa de testes. Elevados valores do coeficiente de desgaste do compósito Al-Si/ SiC_p em baixa velocidade de deslizamento na faixa de testes ($v=0.5 \text{ ms}^{-1}$) estão associadas a um intenso mecanismo de desgaste por abrasão de três corpos, fratura da tribocamada formada por mistura mecânica/triboxidação e delaminação, enquanto que sobre o ferro fundido nodular nestas mesmas condições ocorrem os mecanismos de abrasão de dois e três corpos. O aumento da velocidade de deslizamento diminui a remoção e fratura das partículas cerâmicas de carboneto de silício (SiC_p), aumenta a geração de óxidos e diminui o intenso mecanismo de abrasão de três corpos sobre o compósito Al-Si/ SiC_p e a superfície oponente em ferro fundido nodular, proporcionando um decréscimo do coeficiente de desgaste e do coeficiente de atrito. Porém, devido ao aumento da temperatura na interface, o desgaste do compósito aumenta para velocidade de deslizamento elevada (1.5 ms^{-1}).

Agradecimentos

S.J. Crnkovic agradece a bolsa concedida pela FAPESP, Brasil.

Os autores agradecem o apoio financeiro concedido pela FCT, Portugal, no âmbito do projeto PRAXIS P/CTM/12301/1998.

Referências

Alpas, A.T. and Zhang, J., 1992, "Effect of SiC Particulate Reinforcement on the Dry Sliding Wear of Aluminium-Silicon Alloys (A356)", *Wear*, Vol.155, pp. 83-104.

- Alpas, A.T. and Zhang, J., 1994, "Effect of Microstructure (Particulate Size and Volume Fraction) and Counterface Material on the Sliding Wear Resistance of Particulate-reinforced Aluminum Matrix Composites", *Metallurgical and Materials Transactions A*, Vol.25, pp. 969.
- Bai, B.N.P., Ramasesh, B.S. and Surappa, M.K., 1992, "Dry Sliding Wear of A356-Al-SiC_p Composite", *Wear*, Vol.157, pp. 295-304.
- Chiao, Y.S., Pan, F.M. and Horng, J.L., 1993, "Studies of Al₂O_{3(p)}-6061 Al Composites under Dry Sliding Conditions Using Scanning Electron Microscopy, Energy-dispersive Spectrometry and X-ray Diffractometry", *Wear*, Vol.161, pp. 155-160.
- Davis, F.A. and Eyre, T.S., 1994, "The Effect of Silicon Content and Morphology on Wear of Aluminium-silicon Alloys under Dry and Lubricated Sliding Conditions", *Tribology International*, Vol.27, No.3, pp. 171-181.
- Gomes, J.R., Crnkovic, S.J., Pereira, R.M. and Miranda, A.S., 2000, "Comportamento Tribológico de uma Liga Al-Si e de um Compósito Al-Si/SiC_p em Deslizamento sobre Ferro Fundido", *Actas das 7^{as} Jornadas Portuguesas de Tribologia*, Porto, Portugal, pp. 101-104.
- Gomes, J.R., Miranda, A.S., Soares, D., Dias, A.E., Rocha, L.A., Crnkovic, S.J. and Silva, R.F., 2001, "Tribological Characterization of Al-Si/SiC_p Composites: MMC's vs. FGM's", *American Ceramic Society Transactions* (in press).
- Martín, A., Martínez, M.A. and Llorca, J., 1996, "Wear of SiC-reinforced Al-matrix Composites in the Temperature Range 20-200°C", *Wear*, Vol.193, pp. 169-179.
- Narayan, M., Surappa, M.K. and Bai, B.N.P., 1995, "Dry Sliding Wear of Al Alloy 2024-Al203 Particle Metal Matrix Composites", *Wear*, Vol.181-183, pp. 563-570.
- Ravikiran, A. and Surappa, M.K., 1997, "Effect of Sliding Speed on Wear Behaviour of A356 Al-30 wt.% SiC_p MMC", *Wear*, Vol.206, pp. 33-38.
- Sannino, A.P. and Rack, H.J., 1995, "Dry Sliding Wear of Discontinuously Reinforced Aluminum Composites: Review and Discussion", *Wear*, Vol.189, pp. 1-19.
- Shipway, P.H., Kennedy, A.R. and Wilkes, A.J., 1998, "Sliding Wear Behaviour of Aluminium-based Metal Matrix Composites Produced by a Novel Liquid Route", *Wear*, 216, 160-171, 1998.
- Torabian, H., Pathak, J.P. and Tiwari, S.N., 1994, "Wear Characteristics of Al-Si Alloys", *Wear*, Vol.172, pp. 49-58.
- Wilson, S. and Alpas, A.T., 1997, "Wear Mechanism Maps for Metal Matrix Composites", *Wear*, Vol.212, pp. 41-49.
- Zhang, J. and Alpas, A.T., 1993, "Wear Regimes and Transitions in Al₂O₃ Particulate-reinforced Aluminum Alloys", *Materials Science and Engineering, A*, Vol.161, pp. 273-284.

INFLUENCE OF SLIDING SPEED ON THE WEAR BEHAVIOUR OF Al-Si/SiC_p - CAST IRON PAIR

S.J. Crnkovic

Departamento de Materiais e Tecnologia, UNESP, Campus de Guaratinguetá-12500 000, SãoPaulo-SP- Brasil

A.S. Miranda

Universidade do Minho, Departamento de Engenharia Mecânica, 4800-058 Guimarães, Portugal
asm@eng.uminho.pt

J.R. Gomes

Universidade do Minho, Departamento de Engenharia Mecânica, 4800-058 Guimarães, Portugal
jgomes@eng.uminho.pt

Abstract: Aluminium matrix composites reinforced with ceramic particles are primary candidate materials for tribological applications, namely in the automotive, aeronautic and aerospace industries, due to their great advantage of a high relation resistance/weight. Several works have been carried out concerning these composite materials in order to characterise their friction and wear behaviour in sliding against steel counterfaces. However, attention has only been given to the composite surface, being scarce the information on the tribological behaviour of different mating surfaces. This work is concerned to the influence of sliding speed on the tribological behaviour of Al-Si/SiC_p – cast iron contacts, taking into account the phenomenological aspects developed in both mating materials.

Sliding experiments were conducted in a pin-on-disc tribometer at variable sliding speed, 0.5 to 1.5 ms⁻¹, room temperature (22°C) and 50% relative humidity. The normal load was fixed at 5 N in all tests.

Quantitative friction and wear results for both mating materials have shown that the tribological behaviour of Al-Si/SiC_p composite as well as of the cast iron counterface was significantly influenced by the variation of sliding speed. The friction and wear behaviour observed was corroborated by changes on the dominant wear mechanisms responsible for material removal from the Al-Si/SiC_p composite and cast iron contact surfaces.

Keywords. *Aluminium matrix composites, cast iron, wear, friction*

INVESTIGAÇÃO DO COMPORTAMENTO DE FLUIDOS EM SELOS RÍGIDOS DE DIFERENTES GEOMETRIAS

Leonardo Pinhel Soares

Universidade Federal do Rio de Janeiro, COPPE/PEM Laboratório de Metrologia, bloco I sala 241, CxPo 68503.

e-mail: pinhel@gmx.net

Sylvio José Ribeiro de Oliveira

Universidade Federal do Rio de Janeiro, COPPE/PEM Laboratório de Metrologia, bloco I sala 241, CxPo 68503.

e-mail: sjro@serv.com.ufrj.br

Dipl.-Ing. Kay Wiehler

Department of Engineering Design, Technical University Hamburg-Harburg, Denickestr. 17, 21073 Hamburg, Germany.

e-mail: wiehler@tuhh.de

Resumo. O sistema retentor/eixo/fluido de um vedador tipo RLS pode ser modelado como duas superfícies paralelas em movimento relativo, entre as quais um fluido pode ser submetido a taxas de cisalhamento superiores a 10^6s^{-1} . Nestas condições pode-se questionar se o fluido apresenta ainda comportamento newtoniano. Para estudar o comportamento dos fluidos sob altas taxas de cisalhamento, desenvolveu-se um programa de testes envolvendo soluções poliméricas em base óleo com selos rígidos de folga fixa. Estes selos, chamados selos radiais rígidos (*Rigid Sleeve Seals*, RSS), não têm contato com eixo e possuem geometria e distribuição da taxa de cisalhamento conhecidas. Os testes foram efetuados com um óleo puro e com diferentes concentrações de polímero. São utilizados diferentes tipos de selos com uma folga radial da ordem de 0,05mm. Os testes foram executados com taxas de cisalhamento da ordem de até $3,5 \times 10^5 \text{s}^{-1}$. Cada teste foi executado com pequenas quantidades de fluido e as observações indicaram que o comportamento se difere qualitativamente com e sem polímero.

Palavras chave: selos, selos rígidos, vedação, não-newtoniano, experimental.

1. Introdução

Retentores são elementos de máquina largamente empregados para a vedação de fluidos em equipamentos como motores e caixas de engrenagens, nas quais há a necessidade de se vedar os fluidos lubrificantes.

Várias teorias foram apresentadas para explicar o mecanismo de vedação dos RLSs desde que Jagger, em 1957, comprovou que o contato entre o lábio de borracha e o eixo não era seco, mas continha uma fina camada de fluido. Segundo ele, o funcionamento dos retentores se devia a tensão superficial do menisco de óleo/ar formado.

Kawahara e Hirabayashi (1978) observaram que os retentores vazavam apreciavelmente quando montados ao contrário, e que seu atrito era inferior ao da montagem convencional. Observaram também que os retentores tinham a habilidade de bombear fluido do lado ar para o lado óleo, e que associado a este fenômeno o momento de atrito entre o selo e o eixo sofria uma queda, indicando uma melhoria na lubrificação do sistema. A constatação deste fenômeno, esquematizado na Fig. (1), levou as linhas de pesquisa a procurarem teorias dinâmicas para a vedação dos retentores.

Algumas destas teorias foram compiladas por Müller (1987) que apresenta em um trabalho uma síntese das pesquisas no campo dos retentores, apresentando uma evolução dos estudos da vedação desde que Jagger observou a formação do filme lubrificante.

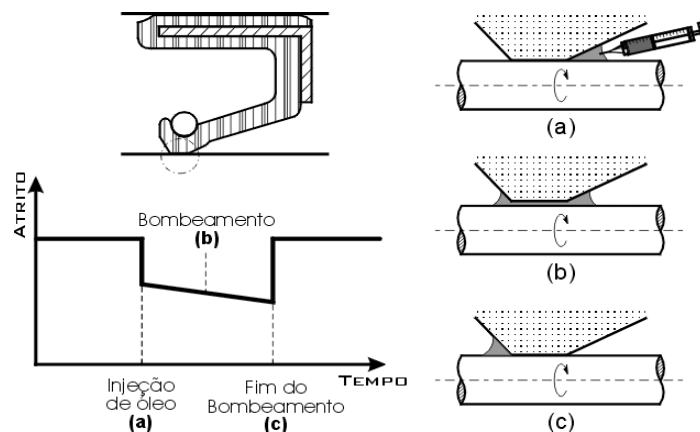


Figura 1. Esquema do fenômeno de bombeamento, Müller, 1984.

Müller e Ott (1984) desenvolveram uma experiência que comparava os retentores com selos rígidos, similares aos empregados neste experimento. Nos testes com retentores, observaram que, sob certas condições, estes vedavam mesmo com folga entre o selo e o eixo. Nos testes com selos rígidos, segundo os autores, a vedação ocorreria pela formação de vórtices de Görtler-Taylor no reservatório de óleo, provocados pela rotação do eixo, e que possivelmente levariam à vedação em retentores operando com folga, em uma determinada faixa de velocidades.

A rugosidade do retentor no contato com o eixo também passou a ser objeto de estudo. Os estudos feitos indicam que esta rugosidade pode ser a responsável pelo efeito de bombeamento. Kamüller (1986) modelou uma superfície onde as rugosidades do lábio do retentor são deformadas pelo atrito, no sentido de rotação do eixo, e de modo assimétrico, devido a assimetria na distribuição de pressão do contato, e assim funcionariam de modo similar a uma bomba, pressurizando o óleo para a região central do contato. Com a assimetria da deformação, o balanço de pressões geraria um fluxo do lado ar para o lado óleo.

Nakamura (1987) efetuou experimentos nos quais pôde visualizar a zona de vedação dos retentores, levantando a influência de alguns parâmetros como dureza da borracha, interferência e pressão de contato na eficiência do retentor e na formação de microasperidades favoráveis à vedação. Tönder e Salant (1992) modelaram ainda, matematicamente, o comportamento de deformações ideais na região de contato no retentor e obtiveram uma correlação satisfatória com os valores experimentais de bombeamento.

Estas teorias se baseiam no comportamento newtoniano do fluido. Chang e Zhao (1995) apresentam no entanto um estudo onde o comportamento da micro EHL para fluidos newtonianos e não-newtonianos seriam diferentes quando operando sob baixas pressões normais e altas velocidades.

Ainda, nem todos os retentores apresentam as microasperidades conforme modelado pelas teorias já descritas, e o mecanismo de lubrificação elasto-hidrodinâmica em si não explica o fenômeno de vedação. Estes retentores no entanto operam normalmente.

Oliveira *et al.* (1997) avaliaram uma espessura para o filme de óleo sob o lábio do retentor inferior a $1\mu\text{m}$, o que conduz a taxas de cisalhamento nos fluidos lubrificantes superiores a 10^6s^{-1} . Oliveira *et al* propuseram que o desvio do comportamento newtoniano, gerando tensões viscoelásticas nos fluidos, seria fundamental para a formação de um filme estável e sem vazamento. Desta forma, torna-se interessante investigar se os fluidos lubrificantes, sob essas condições desviam-se do comportamento newtoniano.

O comportamento esperado para a viscosidade de um fluido é apresentado na Fig. (2a) como função da taxa de cisalhamento, onde a altas taxas, depois de passar por uma reorientação molecular, o fluido se comporta novamente como newtoniano, para depois atingir uma região conhecida como dilatante.

Tratando o fluido como não-newtoniano na zona de vedação, Oliveira *et al.* (1997) apresentam um conceito que em si explica os fenômenos de lubrificação, vedação e bombeamento, e a presença do filme de óleo sob o retentor. Para um fluido newtoniano, o escoamento na zona de vedação não geraria pressão hidrodinâmica para sustentar a lubrificação e o fluido sairia da região, ou provocando vazamento ou o contato seco da borracha sobre o eixo.

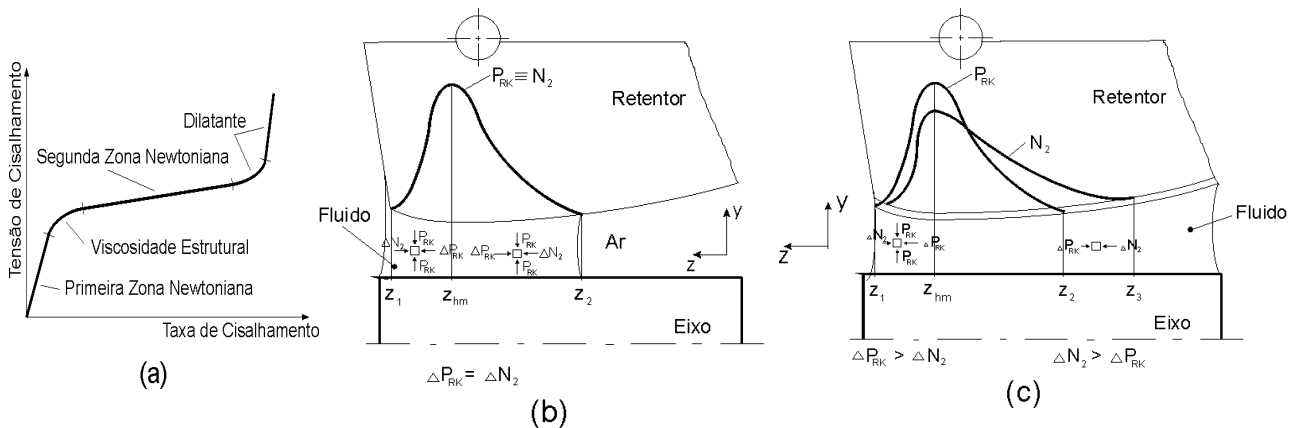


Figura 2. (a) Regiões de viscosidade. Filme de óleo (b) em equilíbrio e (c) com adição pelo lado ar, Oliveira *et al*, 1997.

As equações apresentadas sob modelagem não-newtoniana apontam no entanto para propriedades elásticas do fluido, provenientes de reorientação molecular provocada pela alta taxa de cisalhamento. Essa reorientação provocaria forças elásticas internas ao fluido, que suportam uma tração no sentido do escoamento, ou seja, tangencial ao eixo, e uma contração nas outras duas direções, axial e normal. Sob este modelo, uma quantidade de óleo adicionada no lado ar do retentor passa por uma faixa de transição do não-newtoniano para o newtoniano. A parte então que está na região não-newtoniana entra sob o lábio puxado pelas forças elásticas e uma partícula na região newtoniana se desloca para a região não-newtoniana e o processo continua até o novo equilíbrio como o apresentado na Fig. (2b).

O fluido adicionado no lado ar ainda sofre um cisalhamento suficientemente alto para provocar um comportamento não-newtoniano como o descrito, devido ao baixo ângulo de contato no lado ar, junto a região de vedação. Na Fig. (2c) a região compreendida entre Z_2 e Z_3 representa a região de comportamento não-newtoniano para o fluido adicionado. O mesmo não ocorre do lado óleo, pois o ângulo de contato é relativamente grande e um partícula de fluido imediatamente

antes do ponto Z_1 já não possui taxa de cisalhamento suficiente para induzir a viscoelasticidade.

Em uma modelagem deste sistema, Wiehler *et al.* (1997) apresentam uma possível distribuição de pressões e espessuras sob o selo e que satisfazem a descrição acima. Como a espessura do filme de fluido é da ordem de micron ou menos, o atrito viscoso do fluido sob o selo não seria a única componente do momento de atrito, mas também uma certa parcela de contato direto entre borracha e o eixo estria presente. Desta forma, o momento de atrito medido é sempre maior do que aquele calculado apenas com base no atrito viscoso. Ainda, como o efeito de bombeamento provoca um ligeiro aumento na espessura do filme de óleo, a parcela de contato borracha/eixo diminui, diminuindo assim de forma considerável o momento de atrito medido durante o evento.

2. Experimento

2.1. Selos Rígidos

Os selos rígidos, ou luvas, empregados nos testes, são peças executadas em alumínio, para diâmetro nominal de eixo de 80mm. Foram confeccionados em três perfis diferentes; o primeiro com uma região cônica e uma cilíndrica paralela à superfície do eixo; o segundo com uma região cônica e uma aresta; e o terceiro com duas regiões cônicas opostas. Apresentam-se com diferenças nos detalhes em sua geometria, conforme apresentado na Fig. (3) e classificados a seguir.

O emprego desta geometria visa a influência dos ângulos, visto serem estes importantes no funcionamento dos retentores. Os perfis 1 e 2 apresentam situações extremas do perfil 3.

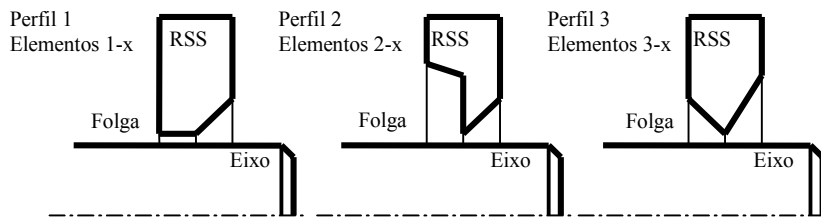


Figura 3. Tipos de perfis dos selos rígidos utilizados nos ensaios.

- Perfil 1: elemento 1-1: dia. 80,19mm, ângulo 1 de 15° e ângulo 2 de 0°;
- Perfil 2: elemento 2-1: dia. 80,19mm, ângulo 1 de 15° e ângulo 2 de 90°;
- Perfil 3: elemento 3-1: dia. 80,1mm, ângulo 1 de 15° e ângulo 2 de 45°;
 elemento 3-2: dia. 80,1mm, ângulo 1 de 30° e ângulo 2 de 45°;
 elemento 3-3: dia. 80,1mm, ângulo 1 de 20° e ângulo 2 de 20°.

2.2. Fluidos de Teste

Os testes foram feitos como base um óleo mineral puro, sem aditivos, Telura 323 da ESSO. Neste óleo se diluiu o produto comercial Viscoplex 12-410, que contém 60% de polialquilmacrilato (*polyalkylmethacrylate*), ou PAMA, e 40% de óleo básico NS100, em peso. A diluição foi efetuada em proporções que respeitassem os percentuais em peso de PAMA desejados para os diferentes fluidos de teste.

Tabela 1. Viscosidade dos 4 fluidos de testes em função da temperatura.

Temp. [°C]	Viscosidade T 323 c/ PAMA [mPa.s]			
	0%	5%	10%	15%
40	0,019	0,038	0,08	0,145
70	0,0075	0,015	0,03	0,052
100	0,0035	0,008	0,013	0,016
130	0,002	0,005	0,009	0,013

Os fluidos de trabalho são quatro, classificados como Telura puro, Telura com 5% de PAMA, Telura com 10% de PAMA e Telura com 15% de PAMA, percentuais em peso. Como se pode observar pela Tab. (1), a viscosidade com o PAMA chega a quase dez vezes a viscosidade do óleo puro para 40°C. Visto a temperatura oscilar durante os testes, além do fato desta ser inferida, levantar o comportamento exato da viscosidade pela temperatura não conduziria a nenhuma informação relevante para os testes, além de que seria necessário mapear a viscosidade também como função da taxa de cisalhamento. Ainda, o reômetro disponível atinge apenas 2% da taxa de cisalhamento máxima do teste, que

é de 300.000 s^{-1} .

A temperatura durante os testes se mantém, quando estabilizada, abaixo de 40°C . Desta forma é admitido que as viscosidades mantêm esta relação de serem algo maiores a temperatura ambiente.

2.3. Bancada de Testes

A bancada de teste utilizada nos ensaios consiste em um eixo horizontalmente montado com mancais hidrostáticos, e um mancal aerostático utilizado para efetuar as medidas de momento de atrito. O eixo é acionado por um motor elétrico com controle de velocidade em uma das extremidades, sendo a outra em balanço, onde se efetuam os testes. Uma ilustração da máquina pode ser observado na Fig. (4) junto com um esquema do teste.

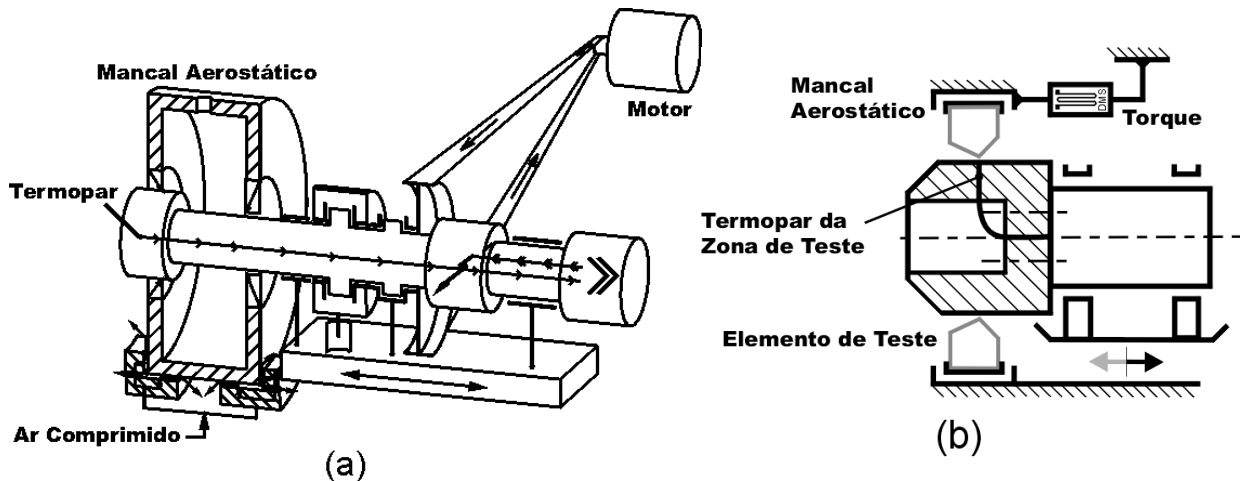


Figura 4. (a) Desenho da Bancada de Testes. (b) Esquema ilustrativo.

Na extremidade livre do eixo foi montada a ponta de eixo para teste, com diâmetro $80,00 \text{ mm}$, com termopar para medição da temperatura perto da zona de testes. O eixo utilizado é retificado não polido e segue as recomendações de Heyn, 1968, para uso com retentores, possuindo rugosidade entre $0,4$ e $0,5 R_a$.

Neste lado da máquina se encontra o mancal aerostático, cobrindo esta região. A parte externa deste mancal é, no caso, estacionária e parte da estrutura da máquina, sendo a interna rotativa e mantida fixa para a medição do momento de atrito. Nesta parte rotativa é montado então o elemento de teste, no caso um selo rígido.

A bancada de teste monitora três grandezas: o momento de atrito, a velocidade de rotação da bancada e a temperatura na zona de teste.

Estes sinais são monitorados por dois sistemas independentes, sendo um registrador analógico em papel, e um digital por meio de uma placa de aquisição de dados.

O sistema digital consiste na aquisição dos sinais, conversão para digital e processamento para escala conveniente e gravação. Os dados utilizados foram gravados em uma taxa de amostragem de 4 dados por segundo, sendo o arquivo composto ainda com o tempo relativo do teste para cada dado. Estes dados são gravados no formato ASCII para padronização dos arquivos, por ser um formato em texto universal.

2.4. Processo de Teste

Para cada teste, anotações são tomadas simultaneamente, descrevendo o observado. Ao fim de cada teste é efetuada a limpeza do fluido para evitar uma alteração significativa na concentração de polímero no fluido, bem como para depósitos de fluido não mascararem o bombeamento.

A ponta de eixo é montada com uma excentricidade dinâmica de $0,005 \text{ mm}$. Os elementos de testes, os RSSs, são montados com uma folga estática controlada em relação à ponta de eixo para que não ocorra contato entre as partes durante os testes.

Garante-se que a menor folga entre o RSS e o eixo é de $0,05 \text{ mm}$, o que junto com a excentricidade de $0,005 \text{ mm}$ combinam-se em uma folga esperada entre $0,040$ e $0,060 \text{ mm}$ na pior condição. Desta forma se garante que não há contato entre o elemento de teste e o eixo da máquina.

Os testes foram executados em ambos os sentidos de rotação para se tentar contornar influências de erro de forma ou de montagem. Com o eixo girando entre 100 a 500 rpm é adicionado fluido pelo lado externo e elevada a velocidade do eixo para efetuar os testes. Para qualquer evento classificado como característico, ou seja, uma variação na resposta do momento de atrito à velocidade, é feita a reprodução, sob as mesmas condições. Desta forma se determina se realmente é um fenômeno induzido. Os testes foram conduzidos sem óleo a ser vedado no reservatório, sendo apenas o fluido adicionado em pequenas quantidades por meio de uma seringa graduada na zona de teste, até que um menisco estável e uniforme se formasse.

3. Resultados e Observações

3.1. Momento de Atrito

É observado no sinal de momento de atrito que a viscosidade aparente do fluido varia. Esta variação ocorre entre 1000 e 2000 rpm, assim para velocidades da ordem de 4 a 8 m/s, ou taxas de cisalhamento média da ordem de 80×10^3 a $160 \times 10^3 \text{ s}^{-1}$. A taxa de cisalhamento máxima nos testes é de $350 \times 10^3 \text{ s}^{-1}$. Ainda, os fluidos com polímero aparentam ter um limite para o momento de atrito viscoso, acima do qual novos incrementos na taxa de cisalhamento não promovem um aumento sensível da tensão, como no teste apresentado à Fig. (5). Possivelmente, parte desta variação na resposta do fluido é devida ao incremento de temperatura e parte é devida a um desvio do comportamento newtoniano.

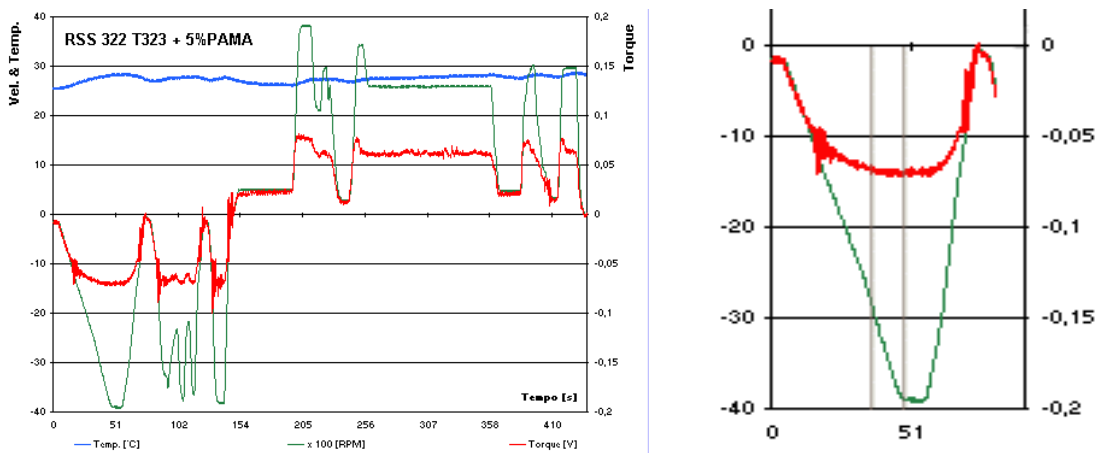


Figura 5. Teste com o elemento 3-2, com óleo com 5% de PAMA adicionado pelo menor ângulo, mostrando a variação da viscosidade e o limite para o momento de atrito.

Para cada um destes 3 fluidos de teste, foi observado que a variação da viscosidade aparente se dá a diferentes velocidades, sendo esta velocidade mais baixa quanto mais polímero há no fluido. É no entanto difícil afirmar valores para as tensões no fluido nestas condições por não se conhecer exatamente a largura da fita de óleo sob o selo, bem como a sua temperatura.

O fenômeno de bombeamento é normalmente acompanhado de uma queda no momento de atrito. Segundo Wiehler *et al* (1997), para os retentores, um aumento sutil na espessura da fita de óleo sob o mesmo promove uma redução no contato borracha/metal e uma conseqüente redução de atrito. No caso dos selos rígidos não existe contato direto, mas também se observa uma queda no momento de atrito durante o bombeamento, sendo esta no entanto associada com a redução da quantidade de fluido sendo cisalhado. No entanto, ocorre redução no momento de atrito mesmo sem a ocorrência de bombeamento. Portanto a redução no momento de atrito não pode ser atribuída unicamente ao bombeamento. A diminuição do momento de atrito sem bombeamento deve ser provocada em parte pela variação da viscosidade aparente do fluido, e em parte pela variação da largura cisalhada do filme de óleo, que se desloca sob o selo mudando portanto seu perfil de cisalhamento.

Conforme apresentado a Fig. (6), para o óleo puro, a mudança de viscosidade aparente não ocorre para a faixa de cisalhamento dos testes, enquanto que para o óleo com PAMA ocorre uma mudança com um atraso. Pode-se observar que com o aumento da quantidade de polímero, o retardo diminui e a queda se torna mais abrupta.

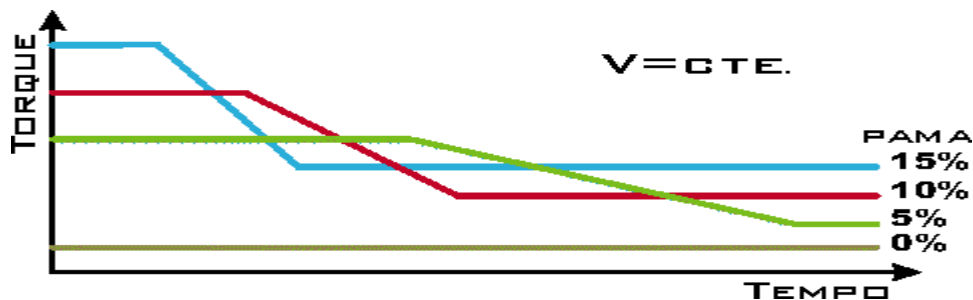


Figura 6. Comportamento do momento de atrito viscoso no tempo a velocidade constante para os 4 fluidos.

Esta queda no momento de atrito não ocorre a baixas rotações, iniciando-se tipicamente entre 1.000 e 2.000 rpm, ou 4 a 8 m/s.

Este atraso na queda do momento de atrito parece estar associada com a migração do fluido da região de adição

para a posição de equilíbrio mais estável. A interface ar/fluido demora um certo tempo para mudar sua posição de equilíbrio, e portanto seu perfil de cisalhamento. Uma primeira partícula sujeita às tensões viscoelásticas na região mais interna gera portanto tensões compressivas que tendem a atrair uma partícula vizinha para a região não newtoniana e começar o processo de migração.

O sinal de momento de atrito não apresenta diferença significativa entre as quedas com bombeamento e sem bombeamento. No entanto, a diferença pode ser observada do seguinte modo: quando da ocorrência de bombeamento, uma redução na velocidade da máquina conduz a nenhum ou pouco incremento de atrito, assim como não se observa mais o menisco de óleo do lado externo do selo ou o mesmo retorna muito pouco. Quando da inexistência do fenômeno, a redução de velocidade da máquina não só conduz a um incremento de atrito, às vezes para níveis similares aos anteriores, mas também o menisco de óleo volta a ser visível retornando à posição inicial do teste. Além destes fatores, a repetibilidade dos ensaios conduz a depósitos de fluido dentro da máquina e à observação de fluido escorrendo pela face do RSS, quando do bombeamento.

3.2. Posição do Fluido sob o Selo

A fita de óleo colocada entre o selo e o eixo assume a condição mais estável para uma dada geometria e velocidade. Foi observado que para o óleo puro, sua posição preferencial não muda com a velocidade, dentro da faixa de cisalhamento possível no teste, enquanto que para o óleo com 15% de PAMA, a posição do fluido sob o selo varia com a velocidade. Comparando com estes dois fluidos como referência, os outros dois fluidos, com 5% e 10% de PAMA, assumem um comportamento intermediário.

Para o selo que apresenta o perfil 2, a fita se posiciona incondicionalmente sob a face cônica, não passando sob a aresta para a parte aberta, se posto pelo lado cônico. Quando colocado pelo lado plano, de 90° , o óleo tende a escorrer e pouco permanece no sistema. Para este selo, nenhum sinal característico foi observado durante os testes e não houve bombeamento, para todos os fluidos de teste.

De forma genérica, o fluido com polímero procura, em altas velocidades, uma posição onde tenha menor espessura e maior taxa de cisalhamento. Segundo Oliveira, 1997, o cisalhamento de uma fita de fluido não-newtoniano gera tensões trativas tangenciais, e tensões compressivas axiais e normais. Assim, o fluido se posicionaria de forma que se tenha uma maior contração possível da espessura sem que se perca o contato e consequentemente o cisalhamento.

Observe como exemplo a Fig. (7). Para a condição de equilíbrio no selo tipo 1, temos que o fluido, para altas velocidades, assume uma posição preferencial como mostrada. No caso representado à Fig. (7a) o óleo puro tende a permanecer na região cônica, onde menos energia é necessário para cisalhá-lo. No caso da Fig. (7b), o óleo com polímero assume um comportamento não-newtoniano e passa a sofrer contração normal, e portanto sua condição mais estável é sob a região plana, para não perder o contato com o selo e se desestabilizar.

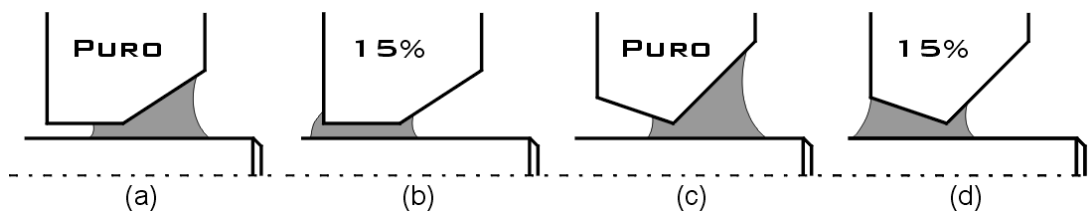


Figura 7. Posição da fita de óleo: selo de perfil 1 com óleo puro (a) e com óleo +15%PAMA (b), selo de perfil 3 com óleo puro (c) e com óleo +15%PAMA (d).

Para o caso de um selo com o perfil 3, representado às Fig. (7c) e (7d), tem-se a mesma situação, com o detalhe de que não há mais uma parte paralela, mas sim uma parte com menor ângulo e que portanto favorece a estabilidade da fita de fluido com polímero. Vale ressaltar que a quantidade de fluido empregada não é necessariamente a mesma, observado que a área da seção transversal dos filmes sob selos é ligeiramente diferente, para um mesmo perímetro.

Para a condição inicial, rotações entre 100 e 500 rpm, os fluidos tendem a permanecer no lado de menor cisalhamento e, de acordo com a quantidade de fluido adicionado, se espalhar sob o selo para se acomodar. Apesar disto, ao serem adicionados pelo menor ângulo não passam com facilidade para o maior, por terem de passar pela região de maior cisalhamento.

Aparentemente também existe uma condição de variação de volume do óleo envolvido. Ao passar pela fase de viscosidade estrutural, o fluido sofre um realinhamento molecular no sentido tangencial, reduzindo assim axialmente, quando submetido a altas taxas de cisalhamento.

3.3. Bombeamento

Um exemplo típico é apresentado à Fig. (8), onde se pode ver o momento de atrito, em vermelho, acompanhando a velocidade, em verde. O sinal em azul refere-se a temperatura. Ambas as cartas se referem ao teste com o RSS tipo 3, 1º elemento, adicionando-se fluido pelo maior ângulo. Cada teste foi rodado primeiramente em sentido horário, arbitrando-se os valores como negativos, e em seguida em sentido anti-horário, arbitrando-os positivos.

Na primeira carta, o fluido utilizado é o óleo puro, os picos no começo do teste foram provocados pela adição de óleo e o ruído no sentido horário é provocado por uma folga no sistema. Na segunda carta se apresenta o teste com 15% em massa de PAMA, sendo que os dados foram pós filtrados com 0,1 Hz passa baixa para eliminar os picos de injeção de fluido e limpeza efetuados durante o teste.

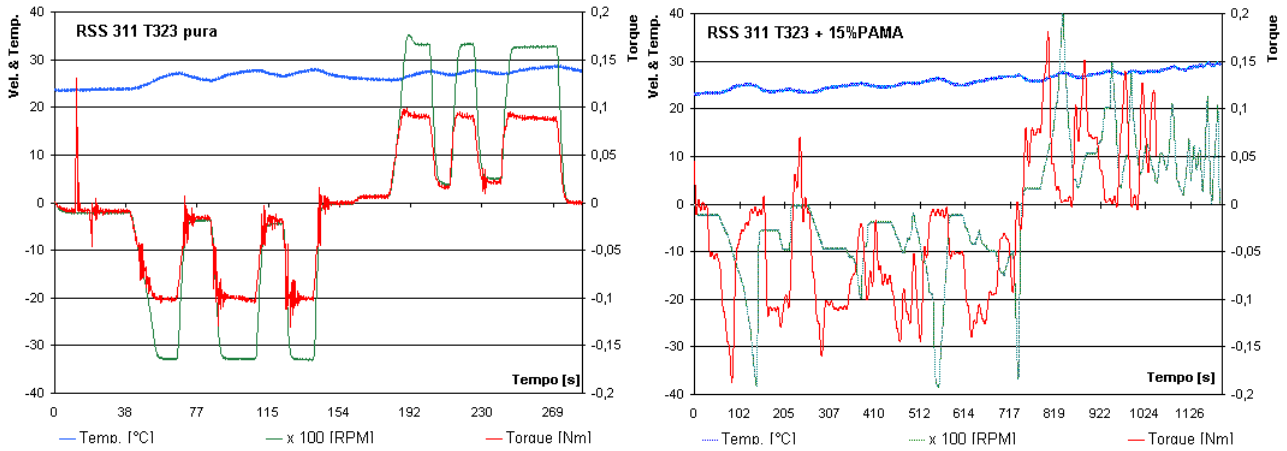


Figura 8. Resultados dos testes com o 1º elemento do tipo 1, adicionando-se fluido pelo maior ângulo. Gráficos para óleo puro e óleo com 15% em peso do polímero PAMA, respectivamente.

No teste com o óleo puro pode-se observar o comportamento do momento de atrito, acompanhando a velocidade da máquina, de forma convencional. No segundo caso, com o polímero, pode-se observar que com o incremento de velocidade, a partir de aproximadamente 1000 rpm, taxas de cisalhamento da ordem de $80 \times 10^3 \text{ s}^{-1}$, há uma queda abrupta no momento de atrito, podendo atingir zero em velocidades da ordem de 3000 rpm. Note que a rotação continuou a subir após a queda do atrito para observar a resposta a estas velocidades, e a indução do atrito a zero.

Neste ponto, ocorre o que é convencionalmente chamado de fenômeno de bombeamento, onde parte do fluido sob a zona de teste sai do sistema escorrendo por um dos lados, no caso dos selos rígidos. Com o afinamento do fluido e a perda de material na zona de teste, a queda do momento de atrito se torna bem acentuada. O fenômeno observado ocorreu nos quatro fluidos de trabalho, de forma quantitativa e qualitativamente diferentes. Em todos os casos, o escoamento de óleo foi influenciado também pelo lado onde se adicionava o fluido devido a posição preferencial do filme de fluido na zona de teste. Apesar do lado em que se adiciona o fluido não ter influenciado qualitativamente no sinal de momento de atrito, influenciou na quantidade de fluido que escorreu por um ou outro lado do RSS.

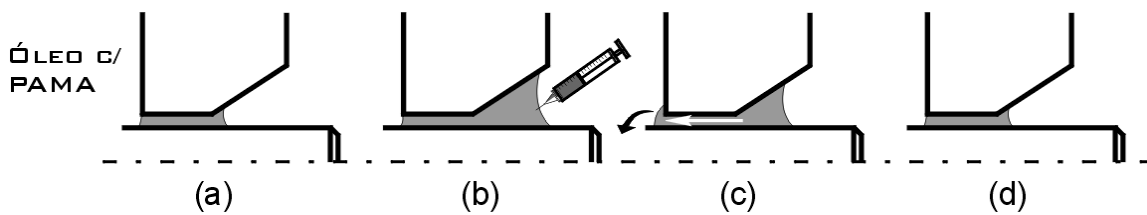


Figura 9. Seqüência de bombeamento para óleo com PAMA no RSS tipo 1.

A Fig. (9) esquematiza o processo de bombeamento para o óleo com polímero, no exemplo com o selo tipo 1. O fluido estando em equilíbrio inicialmente, é adicionado fluido pelo lado cônico. Essa adição passa então a sofrer a influência das tensões viscoelásticas da fita em equilíbrio, trativa e compressiva, e desta forma a condição de equilíbrio da fita muda e seu centro muda para a parte mais externa. O novo centro então se desloca para a parte interna para atingir sua posição de equilíbrio. Como a largura da fita de óleo passa a ser maior que a largura do selo, pela redução de seção, a região da fita que perde contato com as partes escorre.

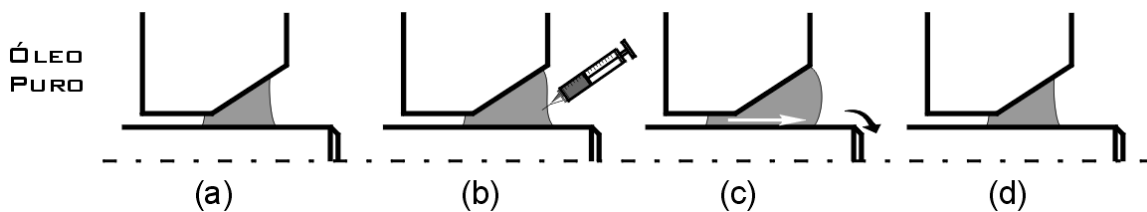


Figura 10. Seqüência de bombeamento para óleo puro no RSS tipo 1.

Este processo também ocorre para o óleo puro, sendo que para este caso a posição de equilíbrio é sob o menor cisalhamento, escorrendo portanto por este lado, como apresentado na Fig (10). De acordo, porém, com a quantidade de fluido adicionado, este pode escorrer por ambos os lados, dando ainda uma maior quantidade no lado preferencial do filme de fluido.

3.4. Outras Observações

Foi também observado que, para o elemento 3-2, o óleo com 10% de PAMA procura o menor ângulo do selo com um bom bombeamento, enquanto que para o elemento 3-1 o mesmo fluido de teste, apesar de procurar o menor ângulo, não bombeia com a mesma facilidade que no elemento 3-2, indicando que a maior taxa de cisalhamento obtida no elemento 1, de menor ângulo, torna a fita de fluido mais estável que no elemento 2 onde o ângulo é um pouco maior, sendo portanto influência da geometria é determinante.

No caso do elemento 3-1 temos que a fita de óleo se equilibra diretamente sob o menor ângulo e adições pelo maior ângulo a altas velocidades tendem a espirrar, mesmo que visivelmente parte do óleo migre para dentro. Adições pelo menor ângulo são difíceis simplesmente porque o menisco está sempre presente e pouco do óleo penetra, já que este procura se manter estável sob o menor ângulo.

Uma caso em particular pôde ser observado para o fluido com 15% de polímero. Para este, o fluido sendo cisalhado se divide em duas zonas, uma estática a volta do selo e outra móvel entre esta e o eixo, conforme mostra a Fig. (11).

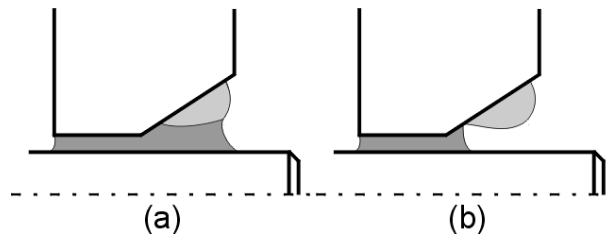


Figura 11. Comportamento bifásico observado no fluido com 15% de PAMA.

Para este caso, um anel de fluido permanece parado no selo, enquanto uma fita permanece sob cisalhamento. Nesta situação, a fita de fluido permanece mais estável, visto que a parte estacionária se porta como uma interface quase sólida, aumentando a tensão de cisalhamento do fluido na parte cônica. A espessura da parte móvel sob a estática é tal que a tensão na interface com a parte estática não seja suficiente para promover seu cisalhamento.

Apesar de se ter uma região quase estacionária em apenas poucos dos casos, é razoável que a fita de fluido apresente, sob estas condições, regiões com viscosidades diferentes ao longo de sua espessura. Desta forma, tem-se uma tensão de cisalhamento tal que a região mais afastada do eixo esteja em regime newtoniano, e a em contato direto em não-newtoniano.

Este comportamento se assemelha com o escoamento plástico de Bingham em tubos, conforme descrito por Oldroyd, 1956. Assim, a tensão de cisalhamento na interface entre as regiões da fita de óleo é tal que o fluido imediatamente acima se comporta como um sólido carregado mas sem gradiente de tensão. Para esta condição, a parte cisalhada, por estar em uma fase de baixa viscosidade, não gera tensões suficientes para provocar o cisalhamento deste óleo que está parado acima.

Adições de fluido no sistema quando em equilíbrio como mostrado na Fig. (11a), levam a um efeito de bombeamento conduzindo o sistema para a situação esquematizada na Fig. (11b), escorrendo por ambos os lados.

4. Conclusões

Os ensaios experimentais comparativos de óleo puro e óleos com adição de polímero demonstraram comportamentos qualitativamente diferentes. Enquanto o óleo puro apresenta uma situação de equilíbrio sob as menores taxas de cisalhamento (maior ângulo), os fluidos com adição de polímero se equilibram sob as maiores taxas de cisalhamento (menor ângulo).

O comportamento apresentado é um forte indício que a composição dos fluidos lubrificantes tem forte influência na formação de filmes de lubrificação estáveis sob altas taxas de cisalhamento. Estas observações podem influenciar fortemente na formulação de óleos lubrificantes para aplicações em vedações dinâmicas, como em selos mecânicos e retentores, onde os fluidos trabalham sob altas taxas de cisalhamento.

5. Agradecimentos

À CAPES (PROBRAL DAAD/CAPES 064/98) pelo apoio financeiro e ao Departamento de Técnicas de Construção II da "Technik Universität Hamburg-Harburg, pelo apoio técnico para a realização dos experimentos.

6. Referências

- Chang, L., Zhao, W., janeiro 1995, "Fundamental Differences Between Newtonian and Non-Newtonian Micro-EHL Results", Journal of Tribology, Transactions of ASME, pp.29-35.
- Heyn, W.O., abril 1968, "Shaft Surface Finish is an Important Part of the Sealing System", Journal of Lubrication Technology, Transactions of ASME, pp.375-381.
- Jagger, E.T., 1956, "Rotary Shaft Seals: The Sealing Mechanism of Synthetic Rubber Seals Running at Atmospheric Pressure", Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, pp.597-616.
- Müller, H.K., Ott, G.W., 1984, "Dynamic Sealing Mechanism of Rubber Rotary Shaft Seals", 10th International Conference on Fluid Sealing, Innsbruck, Austria, pp. 451-466.
- Müller, H.K., 1987, "Concepts of Sealing Mechanism of Rubber Lip Type Rotary Shaft Seals", 11th International Conference on Fluid Sealing, Cannes, France, pp. 698-709.
- Nakamura, K., abril 1987, "Sealing Mechanism of Rotary shaft Lip-Type Seals", Tribology International, pp.90-100.
- Oldroyd, J.G., 1956, "Rheology: Theory and Applications Volume 1, Chapter 16: Non-Newtonian Flow of Liquids and Solids", Edited by Eirich, F.R., Academy Press, pp.653-682.
- Oliveira, S.J.R.de, Wollesen, V.M., Vötter, M., 1997, "O Comportamento Visco-Elástico dos Fluidos Lubrificantes na Zona de Vedação de Retentores", anais do 14º COBEM, paper cob266.
- Tønner, K., Salant, R., julho 1992, "Non-Leaking Lip Seals: A Roughness Effect Study", Journal of Tribology, Transactions of ASME, pp.595-599.
- Wiehler, K., Oliveria, S.J.R.de, Vötter, M., 1997, "Sealing Zone Conditions of Radial Lip Seals Considering the Viscoelastic Properties of Lubricating Fluids", anais do 14º COBEM, paper cob267.

INVESTIGATION OF THE FLUID BEHAVIOR WITH DIFFERENT RIGID SLEEVE SEAL GEOMETRY

Leonardo Pinhel Soares

Rio de Janeiro Federal University, COPPE/PEM, Metrology Laboratory, building I room 241, PoBox 68503.
e-mail: pinhel@gmx.net

Sylvio José Ribeiro de Oliveira

Rio de Janeiro Federal University, COPPE/PEM, Metrology Laboratory, building I room 241, PoBox 68503.
e-mail: sjro@serv.com.ufrj.br

Dipl.-Ing. Kay Wiehler

Department of Engineering Design, Technical University Hamburg-Harburg, Denickestr. 17, 21073 Hamburg, Germany
e-mail: wiehler@tuhh.de

Abstract. *The seal/shaft/fluid system of a RLS can be modeled by two parallel surfaces in relative motion with fluid between them. The shear rates may rise up to $10^6 s^{-1}$, and it is questionable if the fluid is still exhibiting newtonian behavior. Seeking for information about the fluid compartment under these conditions, a serie of tests with oil based polymeric solutions utilizing fixed gap rigid seals is undertaken. These rigid seals, named Rigid Sleeve Seals, RSS, have no contact with the shaft and have known geometry, therefore shear rate. The tests are performed with different polymer concentrations in the same base oil, as with pure oil. There are RSS with different profiles shape, with a radial gap of about 0.05mm. The tests are performed with shear rates as high as $3.5 \times 10^5 s^{-1}$. Each test is performed with a small amount of fluid and the observations indicate that the behavior of pure oil and polymeric solution is qualitatively different*

Keywords. *seals, rigid seals, sealing, non-newtonian, experimental.*

EXPERIMENTAL STUDY OF A PLAIN JOURNAL BEARING : INFLUENCE OF DIRECTION AND INTENSITY OF MISALIGNMENT TORQUE ON BEARING PERFORMANCES.

FILLON Michel

University of Poitiers

Laboratory of solids mechanics, U.M.R C.N.R.S 6610

SP2MI, Bd Pierre et Marie Curie, BP 30179, 86962 FUTUROSCOPE CHASSENEUIL CEDEX

fillon@lms.univ-poitiers.fr

BOUYER Jean

University of Poitiers

Laboratory of solids mechanics, U.M.R C.N.R.S 6610

SP2MI, Bd Pierre et Marie Curie, BP 30179, 86962 FUTUROSCOPE CHASSENEUIL CEDEX

bouyer@lms.univ-poitiers.fr

Abstract. *Hydrodynamic journal bearings which support and guide rotating shafts are often subjected to misalignment. In the majority of the cases, the misalignment is the result of a defect in assembly or machining. It triggers significant changes in the performance of the bearing, acting on pressure field, temperature field, and minimum film thickness. The laboratory test apparatus was modified in order to apply a misalignment torque. The present work deals with the experimental determination of the performances of a plain journal bearing measuring 100 mm in diameter and submitted to a misalignment torque. Hydrodynamic pressure and temperature in the mid-plane of the bearing, temperatures in two axial directions, oil flow rate, and minimum film thickness are measured for various operating conditions and misalignment torque. Tests are carried out for rotational speed up to 4000 rpm with a maximum static load of 9000 N. The misalignment torque varies in intensity from 0 to 70 N.m and in direction along three planes (+20°, 0° and -20°) in reference to the load direction. The bearing performances are greatly affected by the misalignment with the most important changes occurring when the rotational speed or the load are low. The hydrodynamic effects are then relatively small and the bearing offers less resistance to the misalignment.*

Keywords. *Tribology, Hydrodynamic Bearing, Misalignment.*

1. Introduction

The increasingly severe operating conditions of the hydrodynamic bearings (heavy loads and high rotational speeds) lead to higher temperatures and greater maximum pressure in the oil film, hereby significantly modifying the performances of the lubricated contacts. Misalignment however can also be a factor in the behaviour of the bearing. The fluid film thickness being very small compared to the other dimensions of the bearing, a simple machining or assembly defect can induce a significant misalignment of the shaft in the bush. Sometimes, the deflection of the rotor under its own weight will be the reason for the misalignment. In fact, there are three main causes of misalignment: a geometrical defect of alignment, a misalignment torque applied to the journal due for example to helical gears or the deflection of the rotor. All machines using bearings are subjected to some degree of misalignment, which is the reason why this study is so important. Researchers will be able to introduce the misalignment factor in their calculations and to eliminate some of the discrepancies found between numerical simulations and real bearing performances.

In the past fifty years, the misalignment in thrust as well in journal bearings, has become the subject of an increasing number of studies. The first person to be interested in this subject was Fisher (1922), who observed that the misalignment could trigger noticeable differences in the axial flow at the bearing ends as well as an irregular heating of the bearing. The first work dealing with the problem of misalignment is completed by McKee and McKee (1932) who measured the pressure in the axial direction of the bearing. Piggott (1942) showed that a misalignment of 0.0002 radian could reduce the load capacity of a bearing by 40%. Buske and Rolli (1949) observed that the misalignment was affecting the axial symmetry of the pressure distribution in the bearing. In all these studies however, the misalignment only represents a small portion of the work and is treated as a singularity or a phenomenon which occurs sometimes during measurements.

The first study entirely devoted to the misalignment is carried out by Dubois, Mabie and Ocvirk (1951). They considered three cases of misalignment and showed that the pressure field of a misaligned bearing was not symmetrical. They observed that under severe conditions of misalignment, the permanent deformation of the bearing at its ends caused the maximum pressure to go up, and reduce the performance of the bearing. Dubois and Ocvirk continued their work in association with Wehe (1957) to evaluate the shaft eccentricity at the ends of the bearing, the axial flow rate, and the local temperatures in the bearing. They used the maximum misalignment for which a contact occurs between the shaft and the housing as a point of reference to quantify the misalignment with a new parameter called "degree of misalignment".

In the years to follow, the work done on the subject remains purely theoretical until 1972 when Asanabe, Akahoshi and Asai (1972) conduct a new experimental study to compare their theoretical results with experimental data. Nicolas and Frêne (1973) carried out a comparison between theory and experimentation for a bearing subjected to a central load and an unspecified torque, with the feeding groove located either at the maximum film thickness point or at the load line. Ikeuchi et al. (1985) studied the influence of the misalignment on the static performances of a circumferential grooved bearing. They measured the minimum film thickness and concluded that it was reduced at one end of the bearing by the misalignment. This reduction in minimum film thickness led in turn to a reduction in the load capacity. They also observed that this effect was intensified when the misalignment was applied in the load direction. Recently, Tieu and Qiu (1996) developed an experimental device in order to measure the oil film thickness, the pressure, and the temperature in the bearing. The same year, another study was undertaken by Prabhu (1996) on misaligned three lobe bearings. He continued his work with Arumugam and Swarnamani (1997). They analysed the static and dynamic characteristics of a circular bearing under the influence of a horizontal misalignment. Huber, Strzelecki and Steinhilper (1998) realised an experimental and theoretical study on a misaligned circular bearing under static loading. They collected data on the static characteristics of the bearing to compare them with their theoretical results. The same year, Monmousseau and Fillon (1999) studied the influence of the static and dynamic misalignment of tilting-pad journal bearings. The results of three different isothermal cases were analysed to point out the influence of the thermal and deformation effects on the bearing performance. They concluded that it was necessary to perform a complete three dimensional thermoelastohydrodynamic analysis in order to predict accurately the performance of a bearing submitted to severe misalignment. Banwait, Chandrawat and Adithan (1998) conducted a thermohydrodynamic analysis of a misaligned plain journal bearing. They studied the influence of the misalignment on static characteristics of the bearing such as pressure field, temperature field, and minimum film thickness. Pierre, Bouyer and Fillon (2001) compared experimental data with numerical results obtained from a three-dimensional thermohydrodynamic analysis.

The few experimental studies currently available give very little information. In fact, most of the published work in this field remains theoretical. The present work is meant to fill the lack of available experimental data. More specifically, it deals with the temperature distribution (both axially and circumferentially), the pressure field in the mid-plane of the bearing, and the shaft centre position in the bush.

2. Plain journal bearing test rig

The test apparatus has been used a number of times in the Laboratory of Solid Mechanics of Poitiers to study the behaviour of journal bearings. In 1983, Ferron (1983) analysed the thermal effects on a steady-state plain journal bearing while in 1992, Fillon, Bligoud and Frêne (1992) worked on the thermoelastohydrodynamic performance of tilting-pad journal bearings. The same test rig was also used to study the transient regime during start-up first by Monmousseau, Fillon and Frêne (1997) and then Kucinschi and Fillon (1999) In 2000, Costa et al. (2000) worked on the effect of groove location and supply pressure on the thermohydrodynamic performances of the bearing while Bouyer and Fillon (2000) analysed the thermal effects on a misaligned journal bearing. Since these authors have already given full details of the test apparatus, we will only briefly describe the essential parts of the test rig (a typical arrangement is shown in Fig. (1)).

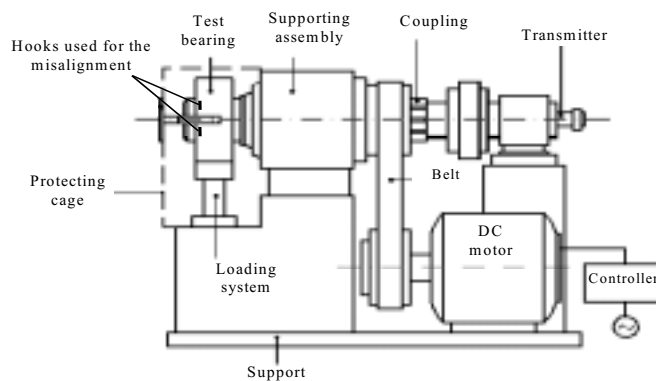


Figure 1. Experimental test rig.

The shaft is driven by a DC motor of 21 kW. The motor is connected to an electronic controller designed to control the speed with an accuracy of ± 10 rpm. The loading system is a pneumatic cylinder which allows to apply loads vertically up to 10000 N with a margin of error less than 3%. The relative position of the shaft inside the bearing is determined by four proximity sensors. The accuracy of the measurement of shaft position is better

than $\pm 5 \mu\text{m}$. The value of supply pressure is maintained at 0.08 MPa with a margin of error equal to $\pm 0.004 \text{ MPa}$. The feeding temperature is maintained to $37 \text{ }^\circ\text{C}$ with an accuracy of $\pm 1^\circ\text{C}$. High precision manometers measure the hydrodynamic pressure through a set of fifteen holes drilled in the mid-plane of the bush. Since the pressure is generally greater than 30 % of the total range of each manometer, the measurements fall within a 3 % margin of error. Sixteen type K thermocouples are located on the internal surface in the mid-plane of the bush while twelve others sit in three axial directions ($105, 180$ and 260°). The distribution of the holes and thermocouples is pictured in Fig. (2).

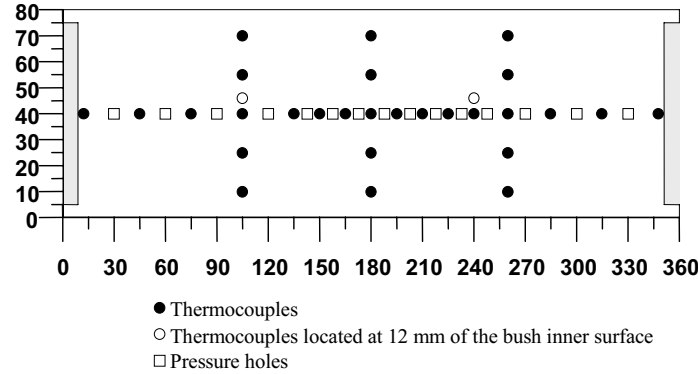


Figure 2. Distribution of pressure holes and thermocouples.

The misalignment torque can be generated in three different directions: a vertical direction, a $+20^\circ$ and a -20° in reference to the vertical direction. The torque magnitude can vary from 0 for the aligned case to 70 N.m for the greatest misalignment. To apply the misalignment torque, we use an apparatus made of two aluminium plates fixed to the support and located on both sides of the test bearing. Each loading system located on the aluminium plates is composed of a manual system (screw-nut), a steel wire attached to the edge of the bearing with hooks, and a dynamometer to measure the magnitude of the applied torque. The misalignment apparatus is illustrated in Fig. (3).

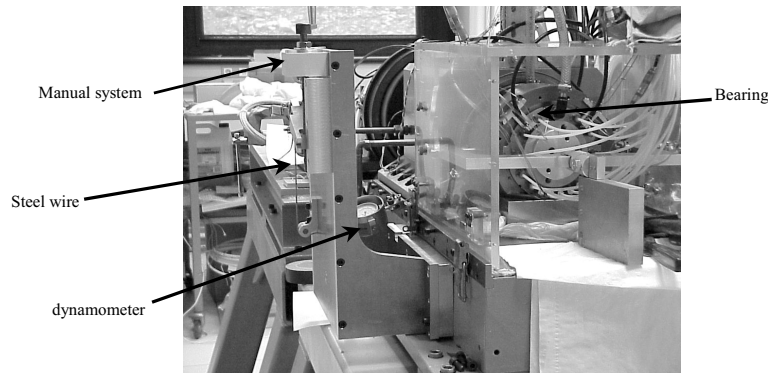


Figure 3. View of the misalignment apparatus.

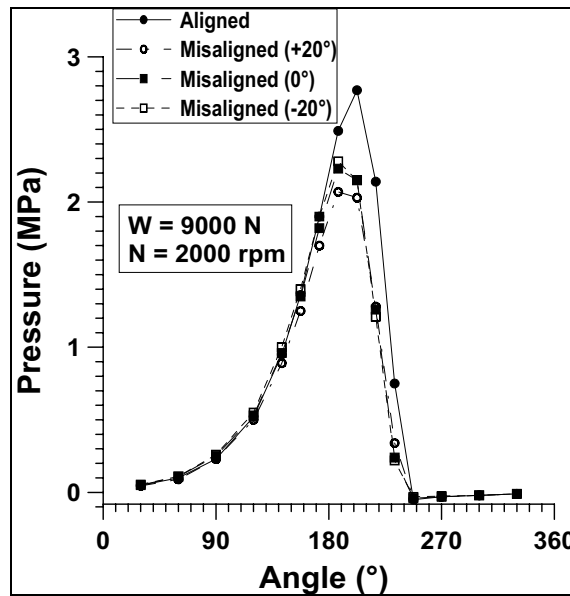
All measurements are performed under steady-state conditions. The data is gathered through different manometers and digital displays. Test bearing and lubricant characteristics are given in Tab. (1). Each test is repeated twice under the same running conditions to ensure the repeatability of the experiments. The margins of error are about 1K on temperatures and 6 % for flow rate. The differences in the maximum pressure in the mid-plane are less than $\pm 0.02 \text{ MPa}$.

3. Results and discussion

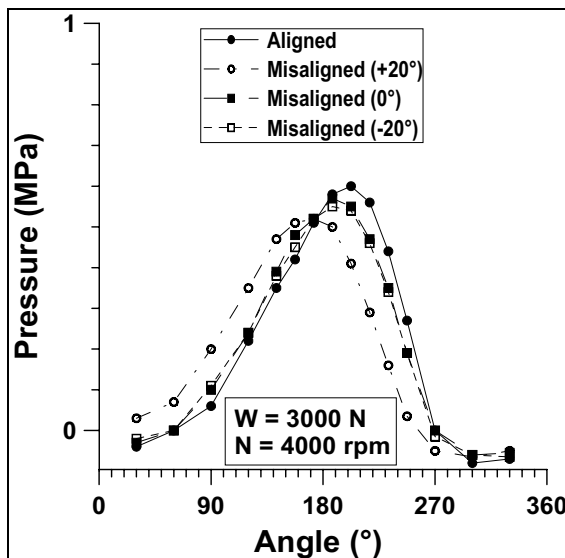
Figure (4) illustrates the pressure distribution in the median cross section of the bush for various rotational speeds and loads. As it can be seen on Fig. (4a), a misalignment torque of 70 N.m causes a significant fall of the maximum pressure when the rotational speed is low and the load is high. It decreases by 19.5 % for the 0° misaligned case, 17.7% for the -20° case and 25.3% for the $+20^\circ$ case. With a rotational speed of 4000 rpm and an applied misalignment torque of 30 N.m (Fig. 4b), the fall in maximum pressure reaches nearly 8% for the 0° and -20° cases, and 13.3% for the $+20^\circ$ case. With the same rotational speed but an applied misalignment

Table 1. Geometric characteristics of the journal bearing, operating conditions, and lubricant characteristics.

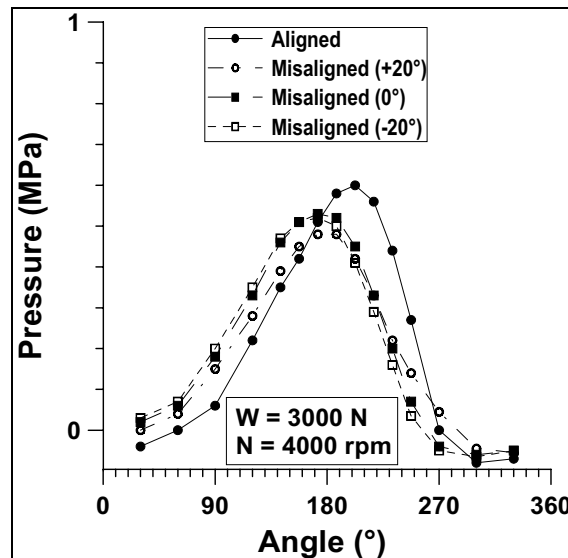
Bearing diameter	D [mm]	99.780
Bearing length	L [mm]	80
Radial clearance at 20 °C	C [mm]	0.1175
Length/Diameter	L/D	0.8
Length of supply groove	l [mm]	70
Angular magnitude of supply groove	[°]	18
Speed	N [rpm]	2000..4000
Load	W [N]	3000..9000
Misalignment torque	C [N.m]	0....70
Oil supply temperature	T _a [°C]	37
Oil supply pressure	P _a [MPa]	0.08
Lubricant type	-	ISO VG 32
Oil viscosity at 40 °C	μ ₁ [Pa.s]	0.0293
Oil viscosity at 70 °C	μ ₂ [Pa.s]	0.0111



a) Misalignment torque of 70 N.m.



b) Misalignment torque of 30 N.m.

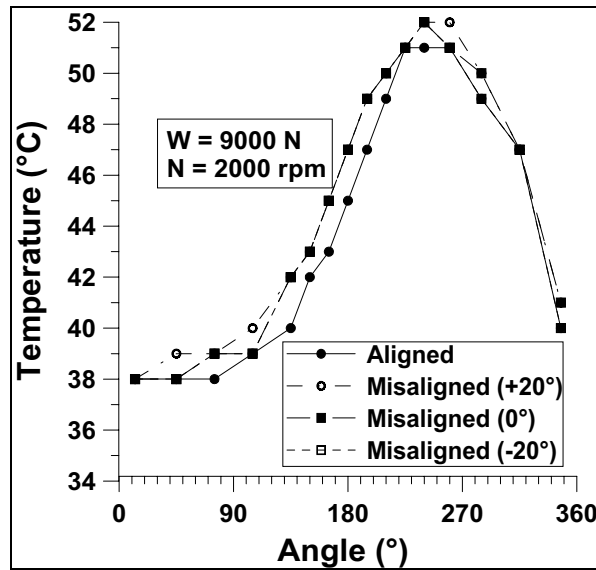


c) Misalignment torque of 70 N.m.

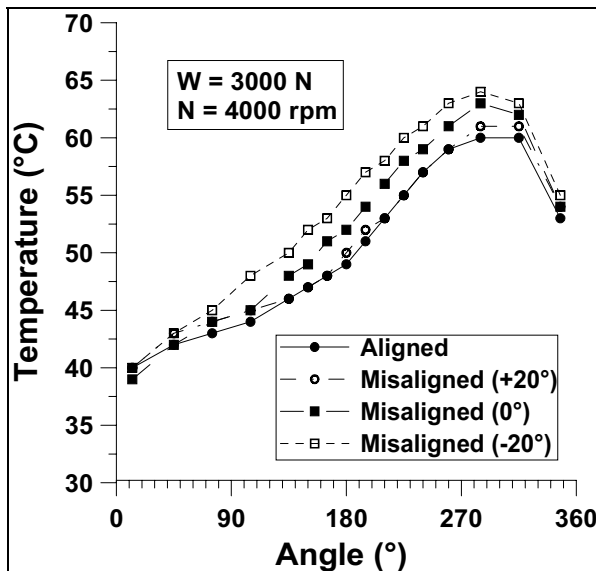
Figure 4. Pressure distribution in the mid-plane of the bearing for different operating conditions.

torque of 70 N.m (Fig. 4c), the decrease reaches: 13% for the 0° and -20° cases, and 20% for the +20° case. The direction of the applied misalignment torque seems to have an effect on the pressure field. When the direction is +20°, the decrease of the maximum pressure is greater because the eccentricity of the shaft centre in the mid-plane is then at its lowest. It should be noted that although the theoretical analyses from the literature show that the maximum pressure in the mid-plane of the bearing decreases, they also show that the maximum pressure in fact relocates to the bearing sides where it increases significantly.

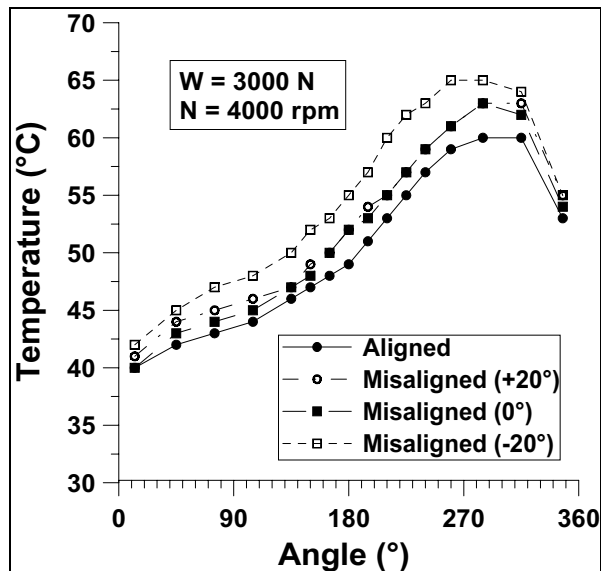
The temperature field in the mid-plane of the bearing is also affected by the misalignment. At a rotational speed of 2000 rpm, there is a global increase in temperature from 1 to 2K regardless of the direction of the misalignment (Fig. 5a). When the rotational speed is higher (4000 rpm) and the static load is 3000 N, this general increase reaches 2 to 6K (Fig. 5b). The greatest increase in temperature for a misalignment torque of 30 N.m is obtained for the -20° direction. The same conclusion can be drawn in the case of a misalignment torque of 70 N.m (Fig. 5c) where the increase reaches 1 to 3K for the 0° and +20° directions, and 2 to 7K for the -20° direction. The biggest rise in temperature occurs for the -20° direction of applied misalignment torque because the film thickness in the zone of high temperature is then at its lowest.



a) Misalignment torque of 70 N.m.



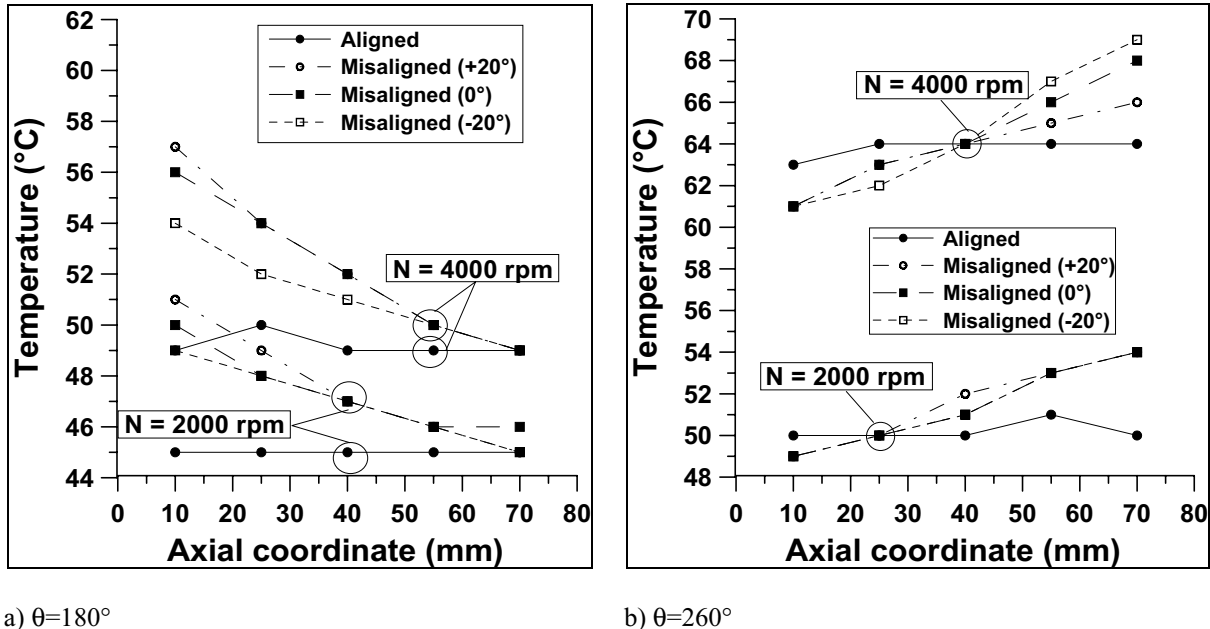
b) Misalignment torque of 30 N.m.



c) Misalignment torque of 70 N.m.

Figure 5. Temperature distribution in the mid-plane of the bearing for different operating conditions.

The temperatures measured along two axial directions (angular coordinates 180° and 260°) are presented in Fig (6) for both aligned and misaligned configurations, and for a heavy load (9000 N). These temperatures are more significantly affected by the misalignment. At angular coordinate 180° (Fig. 6a), the increase in temperature reaches 4 to 8K on one side of the bearing whereas the temperature remains nearly constant on the other side regardless of the rotational speed. The greatest axial variation of temperature is measured for the +20° direction of misalignment torque. At angular coordinate 260° (Fig. 6b), the same phenomenon occurs but on the opposite side and with a lower increase in temperature (2 to 5K) while on the other side the temperature decreases by 1 to 2K. The highest maximum temperature and highest axial variation of temperature at 260° are obtained when the direction of the applied misalignment torque is -20°.



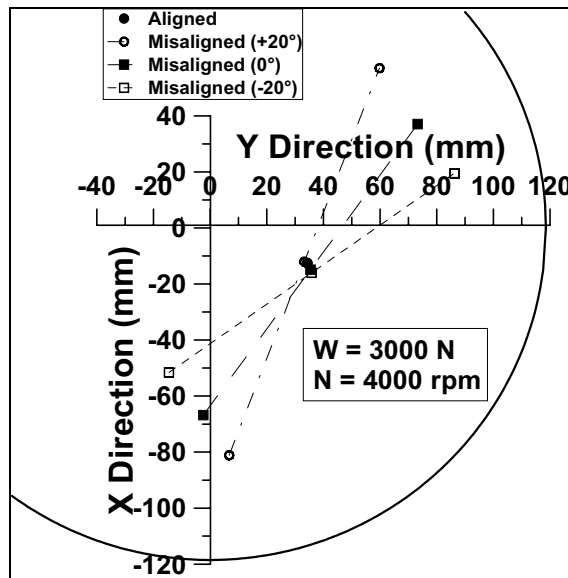
a) $\theta=180^\circ$

b) $\theta=260^\circ$

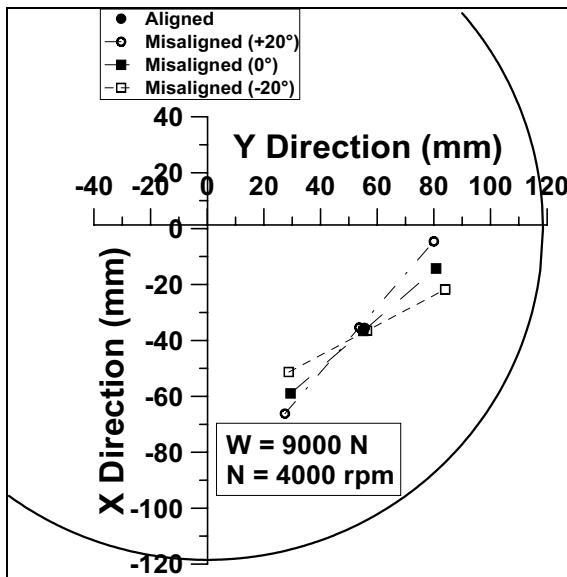
Figure 6. Axial temperature repartition in different sections of the bearing for a constant radial load of 9000N, and for both aligned and misaligned (70 N.m) configurations.

The relative position of the shaft in the bush is drawn in Fig. (7). The centre line of the shaft is parallel to the centre line of the bush in the aligned case. When a misalignment torque is applied, the line of the centres of the shaft in the three sections (two ends and mid-plane of the bearing) do not coincide anymore. The projection of the centre line of the shaft varies along the circle of operating radial clearance with the direction of the misalignment. The position of the centres of the misaligned shaft in the three sections is calculated in relation to the aligned position. The aligned position is determined via three-dimensional thermohydrodynamic numerical simulations.

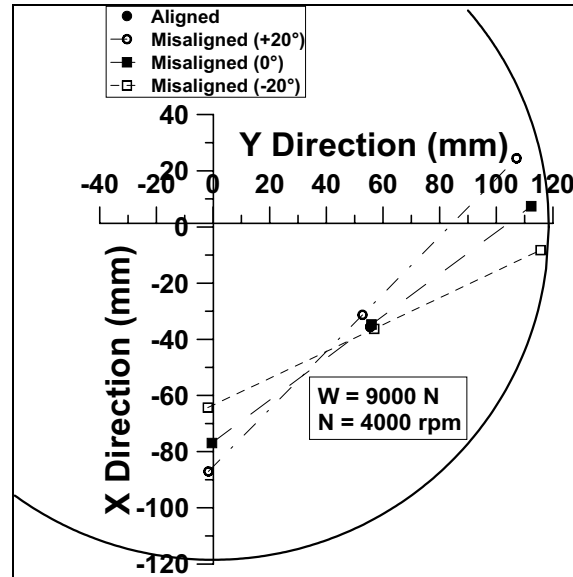
Figure (7a) shows that the centre line of the shaft varies with the misalignment. In fact, the minimum film thickness is significantly reduced when a misalignment is applied. In the case of a light load (3000 N), the decrease in minimum film thickness reaches 56% for both 0° and +20° cases and 63% for the -20° direction. In the case of a heavy load and for a misalignment torque of 30 N.m (Fig. 7b), the reduction is less important. The direction of applied misalignment torque affects the minimum film thickness as well. For the 0° and +20° directions of applied torque, the decrease does not attain 30% while it reaches 39% for the -20° direction. In the case of a heavy load and for a misalignment torque of 70 N.m (Fig. 7c), the reduction in minimum film thickness becomes very important. It reaches more than 90% at one end of the bearing for the -20° direction of applied torque and 82 and 87% respectively for the +20° and 0° directions of applied misalignment torque.



a) Misalignment torque of 30 N.m.



b) Misalignment torque of 30 N.m.



c) Misalignment torque of 70 N.m.

Figure 7. Projected centre line of the shaft for different operating conditions.

4. Conclusion

The results of this study lead to the following conclusions:

When a misalignment torque is applied, the maximum pressure in the mid-plane of the bearing decreases.

When a severe misalignment is applied, the temperature field in the mid-plane of the bearing increases by 1 to 7K. The axial variation of temperature can reach 8K.

The minimum film thickness is the parameter most significantly affected by the misalignment. It can be reduced to a few micrometers in the case of small static loads.

While the misalignment has an effect on the bearing performance, the direction of the applied misalignment torque becomes an important factor as well. The parameters measured in this study with the exception of the maximum pressure in the mid-plane are most affected when the direction is equal to -20° . In the case of the $+20^\circ$ direction of applied misalignment torque, these same parameters again with the exception of the maximum pressure in the mid-plane are not much more affected than they would be in the 0° case.

When the load and/or the rotational speed are low, the hydrodynamic effects are smaller and therefore unable to counteract the misalignment.

5. References

- Arumugam, P., Swarnamani, S. and Prabhu, B.S., 1997, "Effects of Journal Misalignment on the Performance Characteristics of Three-lobe Bearings", *Wear*, Vol. 206, pp. 122-129.
- Asanabe, S., Akahoshi, M. and Asai, R., 1972, "Theoretical and Experimental Investigation on Misaligned Journal Bearing Performance", In *ImechE Tribology convention*, (Inst. Mech. Engrs., London).
- Banwait, S.S., Chandrawat, H.N. and Adithan, M., 1998, "Thermohydrodynamic Analysis of Misaligned Plain Journal Bearing", 1st Asia International Conference on Tribology, Beijing, China.
- Bouyer, J. and Fillon, M., 2000, "Experimental study on thermal effects of a misaligned hydrodynamic journal bearing", 7th Portuguese Conference on Tribology, Porto, Portugal.
- Buske, A. and Rolli, W., 1949, "Measurements of Oil-Film Pressures in Bearings under Constant and Variable Loads", Technical Note No 1200, NACA, pp. 43.
- Costa, L., Fillon, M., Miranda, A.S. and Claro, J.C.P., 2000, "An Experimental Investigation of the Effect of Groove Location and Supply Pressure on the THD Performance of a Steadily Loaded Journal Bearing", *ASME Journal of Tribology*, Vol. 122, pp. 227-232.
- Dubois, G.B., Mabie, H.H. and Ocvirk, F.W., 1951, "Experimental Investigation of Oil Film Pressure Distribution for Misaligned Plain Bearings", Technical Note No 2507, NACA.
- Dubois, G.B., Ocvirk, F.W. and Wehe, R.L., 1957, "Properties of Misaligned Journal Bearings", *ASME*, Vol. 79, pp. 1205-1212.
- Ferron, J., 1983, "A study of the Thermohydrodynamic Performance of a Plain Journal Bearing.-Comparison Between Theory and Experiments", *ASME Journal of Lubrication Technology*, Vol. 105, pp. 422-428.
- Fillon, M., Bligoud, J.C. and Frêne, J., 1992, "Experimental Study of Tilting-pad Journal Bearings: Comparison with Theoretical Thermoelastohydrodynamic Results", *ASME Journal of Tribology*, Vol. 114, pp. 579-588.
- Fisher, A., 1922, "Oil Flow in Ring Lubricated Bearings", *Machinery*, London, Vol. 21, pp. 311.
- Huber, M., Strzelecki, S. and Steinhilper, W., 1998, "Theoretical and Experimental Determination of the Performances of Misaligned and Statically Loaded Cylindrical Journal Bearings", *The Institution of Engineers Australia*, pp. 243-248.
- Ikeuchi, K., Katsuse, S., Hamamura, K. and Mori, H., 1985, "Effects of Misalignment in Full Journal Bearing with Circumferential Oil Groove", *Proceedings of the JSLE International Tribology Conference*, Tokyo, Japon, pp. 67-72.
- Kucinschi, B. and Fillon, M., 1999, "An Experimental Study of Transient Thermal Effects in a Plain Journal Bearing", *ASME Journal of Tribology*, Vol. 121, pp. 327-332.
- McKee, S.A. and McKee, T.R., 1932, "Pressure Distribution in Oil Films of Journal Bearings", *ASME*, RP-54-8, 5, pp. 149-165.
- Monmousseau, P., Fillon, M. and Frêne, J., 1997, "Transient Thermoelastohydrodynamic Study of Tilting-pad Journal Bearings-Comparison Between Experimental Data and Theoretical Results", *ASME Journal of Tribology*, Vol. 119, pp. 401-407.
- Monmousseau, P. and Fillon, M., 1999, "Analysis of Static and Dynamic Misaligned Tilting-pad Journal Bearings", *Proc Instn Mech Engrs*, Vol. 213 (part J), pp. 253-261.
- Nicolas, D. and Frêne, J., 1973, "Tilting Torque Permissible in Plain Bearings. Theory, Experimental Results and Application to Machine Design", *Proceedings of the First European Tribology Congress*, pp 353-360.
- Pierre, I., Bouyer, J. and Fillon, M., 2001, "Thermohydrodynamic Study of Misaligned Plain Journal Bearings – Comparison Between Experimental Data and Theoretical Results", 2nd World Tribology Congress, Vienna, Austria.
- Piggott, R.J.S., 1942, "Bearings and Lubrication. Bearing Troubles Traceable to Design can be Avoided by Engineering Study", *Mechanical Engineering*, Vol. 64, pp. 259.
- Prabhu, B.S., 1997, "An Experimental Investigation on the Misalignment Effects in Journal Bearings", *STLE Tribology Transactions*, Vol. 40, pp. 235-242.
- Tieu, A.K. and Qiu, Z.L., 1996, "Experimental Study of Freely Alignable Journal Bearings. Part1: Static Characteristics", *ASME Journal of Tribology*, Vol. 118, pp. 498-502.

Comparação do Surgimento da Camada Afetada Pelo Calor Durante a Retificação de Peças de Aços Laminados e Sinterizados

André de Lima

Faculdade de Engenharia Mecânica e de Produção - Universidade Metodista de Piracicaba
Rod. Santa Bárbara – Iracemápolis, Km 01.
Santa Bárbara D'Oeste - SP
m0011270@unimep.br

Milton Vieira Junior

Faculdade de Engenharia Mecânica e de Produção - Universidade Metodista de Piracicaba
Rod. Santa Bárbara – Iracemápolis, Km 01.
Santa Bárbara D'Oeste – SP
mvieira@unimep.br

Rodolfo Libardi

Faculdade de Engenharia Mecânica e de Produção - Universidade Metodista de Piracicaba
Rod. Santa Bárbara – Iracemápolis, Km 01.
Santa Bárbara D'Oeste - SP
rlibardi@unimep.br

Honório Alberto Cancilieri

Faculdade de Engenharia Mecânica e de Produção - Universidade Metodista de Piracicaba
Rod. Santa Bárbara – Iracemápolis, Km 01.
Santa Bárbara D'Oeste - SP
hacancel@unimep.br

Resumo: O desenvolvimento da metalurgia do pó tem feito com que a utilização de peças sinterizadas em substituição a peças obtidas com as técnicas metalúrgicas convencionais cresça de modo significativo. Em diversos casos, as peças fabricadas a partir de barras laminadas, trefiladas ou “blanks” forjados estão sendo substituídas por peças obtidas a partir da metalurgia do pó. Esse processo permite a obtenção de peças com menor massa e com formato próximo ao do final. Entretanto, como as tolerâncias dimensionais tendem a crescer com o aumento das dimensões da peça, faz-se necessário que, mesmo em peças sinterizadas, assim como nas de aços laminados, sejam realizadas operações de usinagem para a correção de desvios dimensionais e/ou de forma. Essa correção se dá, principalmente, com operações de retificação. Nos casos em que a retificação é realizada sob condições indevidas, as peças apresentam danos na camada superficial que podem induzir falhas mecânicas durante a sua utilização. O presente trabalho investiga o surgimento dessas camadas em peças fabricadas a partir do aço laminado e em peças sinterizadas, comparando o surgimento da camada afetada pelo calor em ambos os tipos.

Palavras-chave: camada afetada pelo calor; retificação; sinterização.

1. Introdução

A história da Metalurgia do Pó (“Powder Metallurgy” – PM) no Brasil tem início no final da década de 40. Um dos precursores do uso dessa tecnologia foi o Instituto de Pesquisas Tecnológicas de São Paulo – IPT, onde foi instalada uma pequena usina experimental na qual foram realizadas as primeiras experiências ligadas ao estudo da viabilidade da implementação da Metalurgia do Pó; e também a primeira produção de peças sinterizadas, ainda que em pequena escala (IPT, 2000; Chiaverini, 1986)

O início da década de 70 foi marcado pela centralização das atividades para os processos de produção de pós metálicos, principalmente atomização a água e atomização a ar. Chegou-se a produzir, em escala piloto, pós de ferro, bronze, níquel, alumínio, cobalto, dentre outros (IPT, 2000).

Mais recentemente, ao final da década de 80, começaram a ser conduzidos trabalhos ligados à sinterização de materiais metálicos. Destacam-se as atividades relacionadas com a produção de materiais magnéticos.

O processo de PM, no Brasil vem ganhando espaço a partir da sua utilização em diferentes setores de mercado, com uma atenção especial para o setor automobilístico. Este segmento no Brasil encontra-se em ascensão, mas é ainda tímido quando comparado a outros países nos quais a tecnologia da PM é melhor explorada. Essa previsão de crescimento é construída em cima de dados como: nos USA são aplicados em um veículo, cerca de 16,4 Kg de peças originadas da PM; na Europa 7,0 Kg; e no Japão 6,50 Kg. Já no Brasil, e de maneira

geral na América do Sul, são utilizadas apenas 4,10 Kg de peças obtidas a partir desse processo. Dentre algumas dessas aplicações mostradas na Fig.(1), pode-se citar componentes de:

- ◇ motores a explosão e motores elétricos;
- ◇ bombas de óleo e bombas da água;
- ◇ freios;
- ◇ amortecedores;
- ◇ câmbios de automóveis.

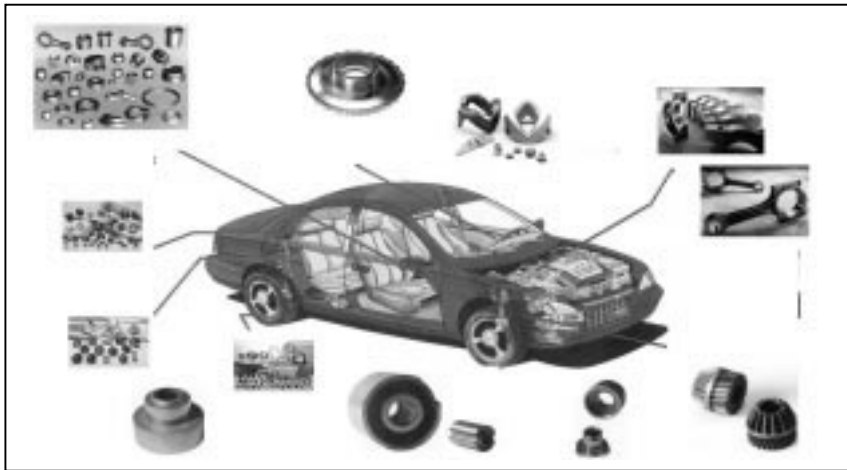


Figura 1 – Possíveis aplicações da PM em peças do setor automotivo.

Tal perspectiva de crescimento explica o fato de que empresas de capital estrangeiro que atuam no ramo da PM, estão se instalando gradativamente país. Estas empresas apresentam a seus parceiros (clientes) a proposta de estudar e desenvolver toda a estratégia de substituição do produto, visando gerar peças em PM no lugar das usualmente utilizadas. Dentro destes estudos, também apontam as vantagens existentes em relação ao custo que a utilização de peça da PM representaria para o produto final, uma vez que com tal substituição torna-se possível eliminar parte das etapas dos processos de fabricação dos produtos. Isso se deve ao fato de que a grande maioria das peças da PM já saem do processo em formas e dimensões próximas das finais (“near net shape”).

Entretanto, em algumas aplicações é necessário ainda passar por algum(uns) processo(s) de usinagem para garantir a qualidade dimensional e o acabamento superficial; um dos processos mais utilizados nesses casos é o processo de retificação, a exemplo do que já acontece com as peças produzidas a partir de métodos mais convencionais. Surge daí o interesse por um estudo comparativo do comportamento pós usinagem entre peças obtidas a partir de materiais convencionais (aços laminados) e as obtidas a partir da PM (sinterizados).

Dentro deste trabalho procurou-se levantar a ocorrência de fenômenos micro-estruturais ligados à operação de retificação de peças confeccionadas em aço ABNT4340 e em materiais sinterizados.

2. O Processo de Metalurgia do Pó - PM (Sinterização)

De forma simplificada, o processo de obtenção das peças sinterizadas pode ser dividido em duas etapas:

- ◇ moldagem ou compactação – consiste na aplicação de uma certa pressão, na mistura dos pós, na temperatura ambiente, no interior de matrizes, cujas cavidades correspondem normalmente à forma e dimensões das peças finais; e
- ◇ aquecimento ou sinterização – é o aquecimento da peça a uma temperatura abaixo da temperatura de fusão do metal ou dos seus elementos de liga, em condições de temperatura e atmosfera controladas.

Nesta ultima etapa confere-se a resistência mecânica e outras propriedades às peças, pois apenas compactadas não possuem as características físicas e mecânicas que permitam seu emprego imediato.

3. Processo de retificação

Nas indústrias do ramo metal-mecânico o processo de retificação é, geralmente, utilizado para a correção de falhas em peças, originadas em fases anteriores da sua seqüência de fabricação, buscando atingir os requisitos de tolerância dimensional, acabamento e integridade superficial (Vieira, 1992). Isso se dá tanto para peças obtidas a partir de materiais convencionais (aços laminados, por exemplo), como para peças obtidas a partir da PM.

Durante a operação de retificação, as temperaturas na região de contato entre ferramenta e peça (grão abrasivo e peça) são elevadas e podem atingir níveis superiores a 1000°C em profundidades da ordem de décimos de milímetro, conforme constatou Snoeys (apud Abrão, 1991), situação suficiente para provocar alterações na camada superficial das peças retificadas, identificada como “camada afetada pelo calor” (“heat-affected zone”) (Brinksmeier et al, 1982; Shaw, 1994).

De acordo com Shaw, 1994, é possível identificar a ocorrência de danos à camada superficial da peça em operações de retificação sem controle ou mal elaboradas. Em Vieira et al, 1998, foi identificada a necessidade de maior controle sobre algumas das variáveis envolvidas nas operações de retificação plana e que podem ter grande influência na formação da camada afetada pelo calor. Apresentaram-se com maior destaque a dressagem e o avanço, além, é claro, das condições de lubri-refrigeração.

4. Experimentação

Para verificar a ocorrência de fenômenos micro-estruturais originados na operação de retificação de peças confeccionadas em aço ABNT4340 e em materiais sinterizados, foram realizados alguns ensaios com a intenção de quantificar e comparar as influências das condições de processo sobre camadas sub-superficiais de peças em aço ABNT 4340 (nos estados beneficiado e temperado/revenido, com durezas aproximadas de 39 e 45 HRC, respectivamente) e em materiais sinterizados (dureza aparente aproximada de 40 HRC).

A dressagem, variou em duas condições diferentes, uma mais agressiva e outra pouco agressiva, sem que houvesse a preocupação em quantificar o grau de recobrimento de dressagem (Ud).

Os parâmetros de usinagem foram selecionados a partir das análises feitas por Vieira et al, 1998, e mantidos nas seguintes condições: $V_w = 0,1$ m/s; $V_s = 33$ m/s; avanço variando entre 0,03mm e 0,3mm. Os ensaios foram realizados com o uso abundante de fluido lubri-refrigerante direcionado para a região de contato entre rebolo e peça, visando minimizar os efeitos da falta de refrigeração no aquecimento da peça.

Os corpos de provas escolhidos foram em aço ABNT 4340 (beneficiado e temperado/revenido), e em um material sinterizado que possuísse algumas características físicas e/ou mecânicas similares. Tal preocupação se explica pelo fato de que os resultados obtidos nos ensaios devem ser possíveis de serem relacionados e comparados. Assim, foi selecionado o FLN-4205 (material similar a aços carbonos de baixa liga, com 93,95%Fe, 0,4%C, 0,50%Mo e Ni), cuja indicação na norma MPIF35 é para substituição de aços 43XX e 86XX. Outra composição FLN-4205 (97,75%Fe, 0,7%C, 0,85%Mo e Ni) também podem ser utilizadas para essa substituição, de acordo com a MPIF35.

A análise dos resultados foi realizada com o auxílio de um “software” de aquisição e análise de imagens (Global Lab Image-view), a partir de aquisições discretas de imagens por meio de uma câmara CCD de alta resolução acoplada a um microscópio de uso metalográfico. Esse “software” permite realizar medições dimensionais a partir de uma calibração previamente realizada, bem como a comparação de concentrações de grãos em função da distribuição de tonalidades (histogramas) e do perfil de tonalidades da imagem. Numa das fases de análise das imagens obtidas a partir da micrografias dos corpos de prova, foram realizadas aplicações desses recursos para identificar a formação e o comportamento da camada afetada pelo calor (CAC). As CAC tiveram seu perfil de tonalidade analisado desde a superfície peça até o fim da camada. E numa região bem próxima foi determinada a área de interesse para a obtenção do histograma parcial de concentração de grãos da camada. Essa seqüência de análise (medição da camada, identificação do perfil de tonalidade e histograma de concentração de grãos) foi realizada para todas as amostras e nas Fig. (2) e (3) é possível visualizar um exemplo dessas análises.

O histograma representado na Fig.(2a), refere-se à região de interesse delimitada na Fig.(3). A partir da distribuição identificada pela maior ou menor concentração de um determinado nível de tonalidade de cinza, é possível identificar maior ou menor concentrações de grãos de um determinado tipo. Essa análise deve ser associada à análise do perfil de tonalidade (Fig.(2b)), que representa a variação da tonalidade de cinza característica da região

de interesse indicada na Fig.(3). Esse perfil permite identificar se, ao longo da região analisada, houve variação de tonalidade que possa identificar ou ser associada à variação do tamanho ou tipo de grão (mudanças de fase ou deformações):

- histogramas com altas concentrações em uma faixa de tonalidade, mas com perfil de tonalidade bem homogêneo, identificam que não deve ter ocorrido mudanças de fase, mas que existe a possibilidade de deformações dos grãos (a deformação reduz interstícios e aumenta a concentração);
- histogramas com distribuição homogênea e perfil de tonalidade também homogêneo, identificam que não deve haver ocorrido nem mudança de fase e nem deformação dos grãos;

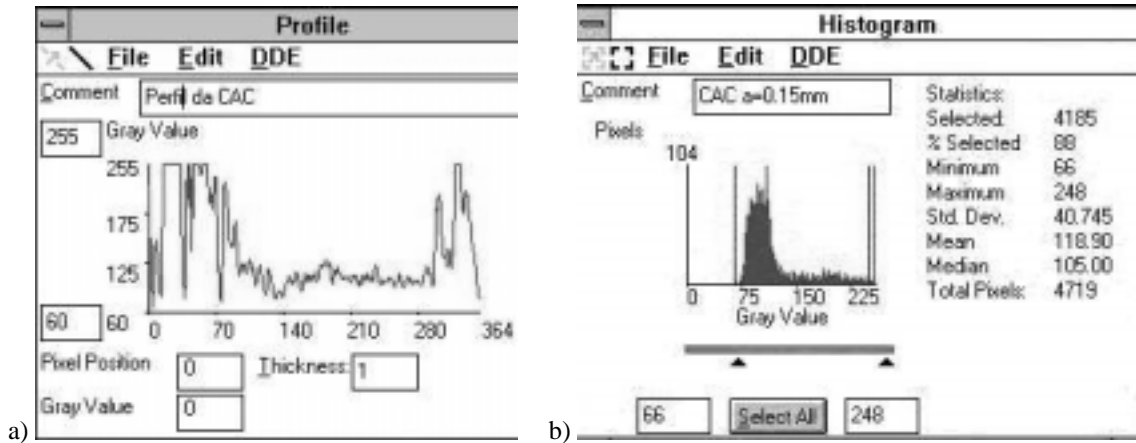


Figura 2a – Histograma de concentração de grãos. 2b – Perfil de tonalidade da CAC

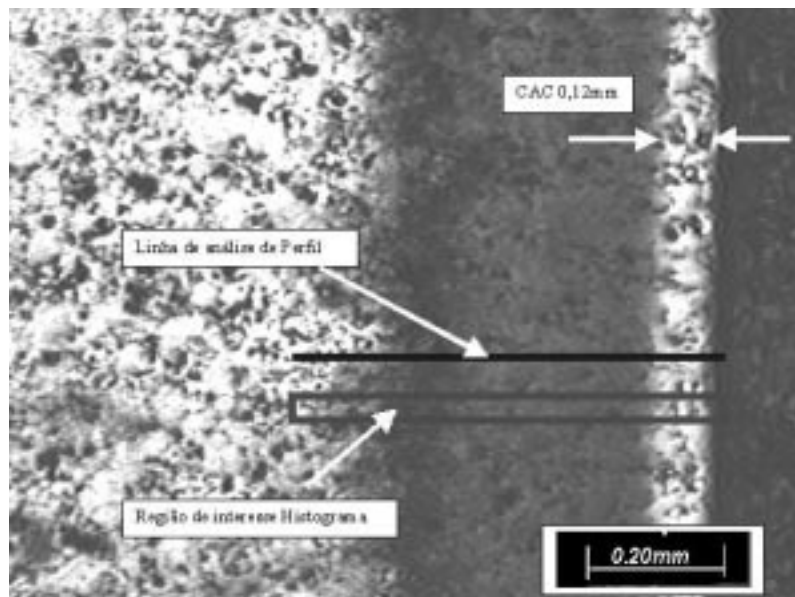


Figura 3 – Exemplo de medições de CAC, histograma e perfil de tonalidade

- histogramas com alta concentração em uma faixa de tonalidade e perfil irregular (com diferenciais), indicam a possibilidade de mudanças de fase associadas a deformações de grãos;
- histogramas com distribuição homogênea e perfil de tonalidade com diferenciais significativos de comportamento identificam a possibilidade de mudanças de fase (a variação de tonalidade do perfil deve-se, em geral, à formação da CAC).

Finalmente, para uma maior constatação das transformações ocorridas nos materiais foram também realizadas análises de micro dureza das camadas afetadas das amostras obtidas (ou possíveis camadas afetadas).

5. Resultados e discussão

Dos ensaios realizados, foram possíveis obter os resultados descritos a seguir. A formação da CAC foi identificada com facilidade nos casos descritos nas Tab.(1).

Tabela 1- Dimensão da CAC para as diversas condições de ensaio realizadas

Material	Condição de Dressagem	Avanço (mm)	CAC (mm)
ABNT4340 temperado e revenido	Agressiva	0,1	0,043
ABNT4340 Beneficiado	Agressiva	0,1	0,044
ABNT4340 Beneficiado	Agressiva	0,3	0,106
Sinterizado	Agressiva	0,1	0,173
Sinterizado	Agressiva	0,3	0,25

Alguns desses casos podem ser observados nas Fig.(4) a (5).

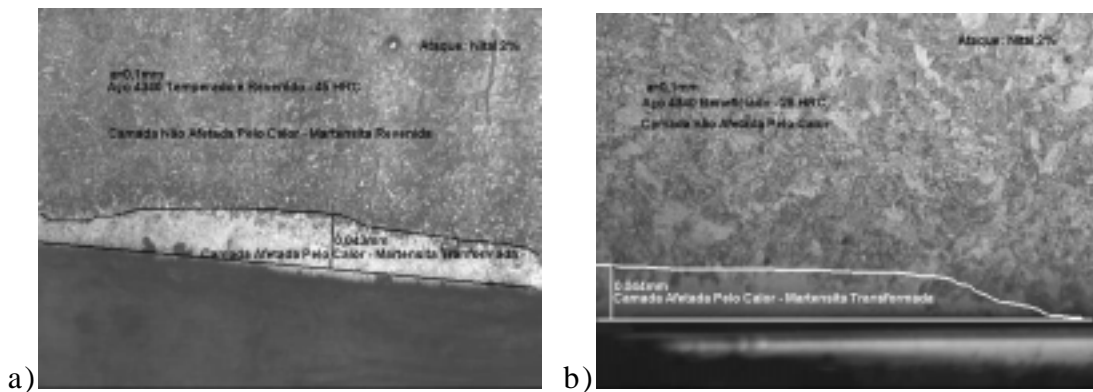


Figura 4 – a) amostra do aço ABNT4340 temperado e revenido, retificado com a = 0,1mm e dressagem agressiva; b) amostra do aço ABNT4340 beneficiado, retificado com a = 0,1mm e dressagem agressiva.

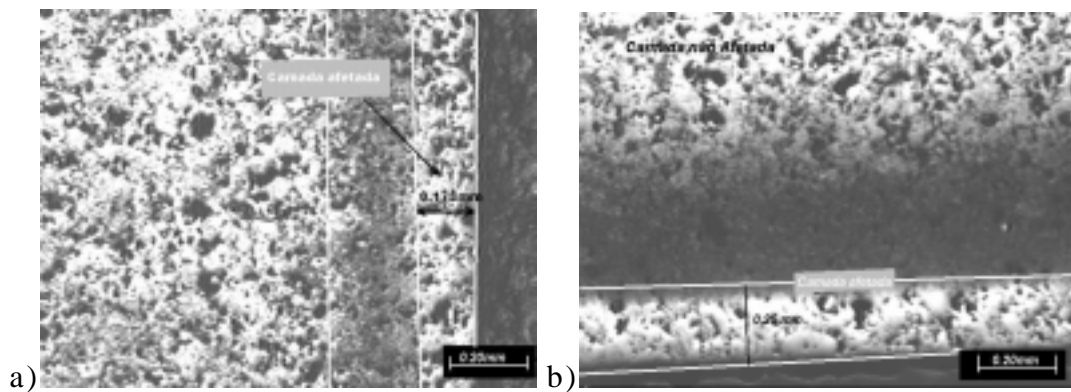


Figura 5- a) amostra do material sinterizado, retificado com a = 0,1mm e dressagem agressiva; b) amostra material sinterizado, retificado com a = 0,3mm e dressagem agressiva.

A Fig.(6) apresenta a amostra obtida no ensaio feito com o material sinterizado e com $a=0,05\text{mm}$, e com dressagem agressiva. Percebe-se que existe uma possível deformação da camada mais próxima da superfície (até $0,016\text{ mm}$), mas que não deve ter ocorrido alterações de fase em virtude do calor. Isso se confirma com a análise das micro durezas medidas ao longo da suposta camada afetada nesse caso (348HV1 na camada afetada e 613HV1 no núcleo da peça).

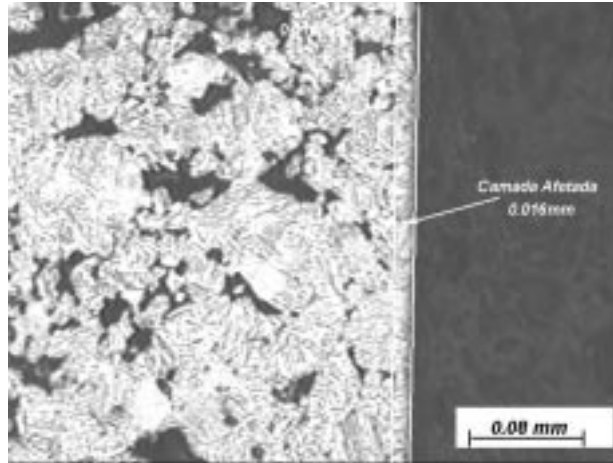


Figura 6 – Amostra de material sinterizado com camada deformada

A Tab.(2) mostra outros resultados de micro dureza obtidos nas amostras de aço ABNT4340 e de material sinterizado. Nota-se que mesmo na camada afetada a peça sinterizada apresentou menor alteração em relação à condição inicial.

Tabela 2 - Micro-dureza verificada nas peças ensaiadas

Material	Local da Medição	Valor de Micro dureza (HV1) Medido
Beneficiado	Núcleo	380
Beneficiado	Camada	786
Temperado e revenido	Núcleo	500
Temperado e revenido	Camada	725
Sinterizado	Núcleo	571
Sinterizado	Camada	686

Houve ainda uma dúvida na análise das peças sinterizadas. Observando as Fig.(5a) e (5b), nota-se que existe uma região de tonalidade diferente entre o núcleo da peça e a camada afetada. A princípio foi cogitada a possibilidade de que essa diferença de tonalidade fosse devido a problemas no ataque químico de revelamento das amostras (nital 2%), mas a medição das micro-durezas apontou para uma situação interessante: trata-se de uma camada que, possivelmente, sofreu algum tipo de revenimento e apresentou redução considerável na sua micro dureza. A Tab.(3) mostra os valores dessas micro-durezas medidas em três pontos diferentes (próximo à superfície ou camada afetada, região intermediária e núcleo) nas amostras de material sinterizado retificadas com $a=0,1\text{mm}$ e $a=0,3\text{mm}$, respectivamente.

Na análise comparativa entre os resultados obtidos, nota-se que o material sinterizado apresenta a tendência de maior formação de camada, seja ela devido ao calor (CAC), à deformação ou ambos. Isso propicia maior possibilidade de acúmulo de tensões, o que é

prejudicial à peça, pois pode-se, a partir desse ponto, iniciar a propagação de uma trinca ou o surgimento de outro tipo de falha.

Também nota-se no material sinterizado que a formação de uma camada intermediária advinda de um revenimento pode tornar-se outro ponto de preocupação em função das falhas que possivelmente venham a surgir nas regiões de transição entre as camadas e o núcleo.

Tabela 3 – Micro dureza das amostras de material sinterizado medida em três pontos

Avanço (mm)	Local da medição	Micro dureza (HV1)
0,1	Camada	805
0,1	Intermediária	330
0,1	Núcleo	571
0,3	Camada	686
0,3	Intermediária	378
0,3	Núcleo	571

6. Conclusões

As análises realizadas permitem as seguintes conclusões:

- nas mesmas condições de retificação, o material sinterizado apresenta-se mais susceptível à formação de camadas afetadas, seja em função do calor, seja em função da deformação dos grãos de sua micro-estrutura;

- a formação da camada nas peças sinterizadas pode ter maior influência sobre o comportamento da peça durante sua utilização do que naquelas obtidas a partir do aço ABNT4340. Isso deve ser creditado à formação de uma camada intermediária revenida, que aumenta a região de transição entre o núcleo e a superfície da peça;

- mesmo quando não houve formação de camada devido ao calor, houve a deformação dos grãos da micro-estrutura do material sinterizado, o que não foi observado no caso do aço ABNT4340. Essa deformação induz à redução dos poros do material, o que pode prejudicar seu desempenho em casos específicos (quando necessita-se de auto-lubrificação, por exemplo);

- em ambos os casos (aço ABNT4340 e material sinterizado) é indicada a realização de um tratamento de alívio de tensões após a retificação, caso esta seja realizada sob condições mais severas.

7. Agradecimentos

Agradecemos às empresas Windfall e Bosch Freios pelo fornecimento de material para a realização deste estudo. Agradecemos também à CAPES pelo apoio financeiro na forma de bolsa e à FAPESP pelo apoio financeiro para a apresentação deste trabalho.

8. Referências

- Abrão, A.M. *Sistema para Avaliação de Desempenho Térmico de Pares Rebolo-Peça em Retificação*. Dissertação de Mestrado EESC - USP, 1991.
- Brinksmeier, E.; Commett, J.T.; König, W.; Laskovar, P.; Peters, J.; Toenshof, H.K. *Annals of the CIRP*, 31/2, 1982, p.49.
- Chiaverini, V. *Tecnologia Mecânica: Processos de Fabricação e Tratamento*. Ed. McGraw-Hill LTDA., São Paulo,, 1986, 313p.
- IPT – Instituto de Pesquisas Tecnológicas de São Paulo *Home-Page* www.ipt.br. São Paulo, 2000.
- Shaw, M. *Heat-Affected Zones in Grinding Steel*. *Annals of the CIRP*, v43/1, 1994, pp 279-282.
- Vieira, M., Jr. *Metodologia Para Determinação das Condições de Usinagem e de Operação no Processo de Retificação*. Dissertação de Mestrado, EESC - USP, São Carlos, 1992.
- Vieira, M., Jr.; Lima, A.; Libardi, R.; Cancilieri, H. *Análise da Camada Afetada Pelo Calor na Superfície de Peças Retificadas*. IV Seminário de Desgaste, Associação Brasileira de Metalurgia – ABM, São Paulo, Julho, 1998.

The Comparison of the Heat Affected Zone Formation During Grinding of Parts of Conventional Steel and of Sintered Parts

André de Lima

College Of Mechanical and Industrial Engineering – Methodist University of Piracicaba
Rod. Santa Bárbara – Iracemápolis, Km 01.
Santa Bárbara D'Oeste - SP
m0011270@unimep.br

Milton Vieira Junior

College Of Mechanical and Industrial Engineering – Methodist University of Piracicaba
Rod. Santa Bárbara – Iracemápolis, Km 01.
Santa Bárbara D'Oeste - SP
mvieira@unimep.br

Rodolfo Libardi

College Of Mechanical and Industrial Engineering – Methodist University of Piracicaba
Rod. Santa Bárbara – Iracemápolis, Km 01.
Santa Bárbara D'Oeste - SP
rlibardi@unimep.br

Honório Alberto Cancilieri

College Of Mechanical and Industrial Engineering – Methodist University of Piracicaba
Rod. Santa Bárbara – Iracemápolis, Km 01.
Santa Bárbara D'Oeste - SP
hacancel@unimep.br

Abstract: The development of powder metallurgy is increasing the change of pieces obtained by means of conventional steel by pieces obtained by means of sinterization. Sintering process allows to achieve near net shape parts. However, as dimensional tolerances increase with the dimensions of the piece, it is usually necessary to machine PM parts to correct manufacturing errors. This correction is commonly done by means of grinding process. In some cases, depending on the grinding conditions, a inner surface damage occurs, and this damage may probably be the origin of mechanical failures of the piece. In this issue it is intended to study, in a comparative way, the formation of Heat Affected Zones as in steel made pieces, as in sintered pieces.

Key-words: heat-affected zone, grinding, powder metallurgy

CARACTERÍSTICAS DO ATRITO E DESGASTE DE COMPÓSITOS CARBONO-CARBONO

José R. Gomes

Universidade do Minho, Departamento de Engenharia Mecânica, 4800-058 Guimarães, Portugal
jgomes@dem.uminho.pt

Olivério M. Silva

Luiz C. Pardini

Cosme M. Silva

Centro Técnico Aeroespacial, Instituto de Aeronáutica e Espaço, Divisão de Materiais, AMR – 12228-904 - São José dos Campos - São Paulo – SP - Brasil

Rui F. Silva

Universidade de Aveiro, Departamento de Engenharia Cerâmica e do Vidro, UIMC, 3810-193 Aveiro, Portugal

Resumo. Neste estudo são analisadas as características do atrito e desgaste de compósitos carbono-carbono em deslizamento como pares dissemelhantes testados num tribómetro pino-disco. Os testes de atrito e desgaste foram realizados ao ar, com carga normal fixada em 100 N, variando a velocidade de deslizamento de 0.5 ms^{-1} a 3.5 ms^{-1} e a temperatura de teste entre 22°C e 600°C . As características morfológicas das superfícies e dos resíduos de desgaste foram analisadas por microscopia óptica e electrónica de varrimento a fim de compreender os mecanismos de atrito e desgaste nos compósitos carbono-carbono. Para o deslizamento à temperatura ambiente, o coeficiente de atrito não foi significativamente afectado pela variação da velocidade de deslizamento, apresentando valores próximos de 0.25. Porém, acima da temperatura ambiente os valores do coeficiente de atrito diminuíram para cerca de 0.1. Nos testes à temperatura ambiente e baixa velocidade de deslizamento (0.5 ms^{-1}), o desgaste foi muito reduzido, com valores do respectivo coeficiente inferiores a $10^{-6} \text{ mm}^3\text{N}^{-1}\text{m}^{-1}$, mas evidenciou um aumento muito acentuado para as condições de teste correspondentes a velocidade ou temperatura máximas (3.5 ms^{-1} ou 600°C). Esta degradação da resistência ao desgaste dos compósitos carbono-carbono deveu-se essencialmente à intensificação dos mecanismos de fractura superficial e separação entre as fibras de reforço e a matriz.

Palavras chave: compósitos carbono-carbono, atrito, desgaste

1. Introdução

Os compósitos de carbono reforçados com fibras de carbono (CRFC) são materiais obtidos através da combinação de diferentes tipos de materiais carbonosos. Estes compósitos são constituídos basicamente por uma matriz de carbono resultante, por exemplo, da carbonização de uma resina fenólica, a qual é reforçada com fibras de carbono, podendo ser uni, bi ou multidirecionais, conforme o tipo de aplicação a que se destinam. O desenvolvimento actual das técnicas de tecelagem das preformas das fibras de carbono e das técnicas de densificação proporcionam compósitos CRFC de alto desempenho. Estes compósitos são materiais únicos em situações de extrema agressividade térmica e mecânica. São materiais leves, de alta refractariedade e notável resistência mecânica, porém de custo elevado, sendo por isso utilizados pelas indústrias de maior potencial tecnológico, como a aeronáutica, a aeroespacial e a automóvel. Um exemplo corrente de aplicação é o dos sistemas de travagem de aviões de grande porte e automóveis desportivos. Quanto a outras aplicações tribológicas dos compósitos CRFC, são de referir as esteiras de lingotamento do aço e a indústria do vidro, nomeadamente como prateleiras de forno para altas temperaturas, pinos e parafusos.

Os compósitos CRFC surgiram como materiais de elevado potencial para aplicações de atrito na passada década de 60, e desde então tem-se assistido a uma explosão da sua utilização como materiais para discos de travão em aviões militares como US F-14, F-15, F16 e F-18, o avião militar francês Mirage 2000 e na aviação civil no Boeing 747, Airbus e Concorde (Le et al., 1996 e Broquere, 1983). Um requisito fundamental nestas aplicações é a manutenção de um valor estável para o coeficiente de atrito e de uma taxa de desgaste baixa para condições de deslizamento muito diversas, particularmente na presença de temperaturas que podem ultrapassar os 1500°C (Yen e Ishihara, 1994). Em tais circunstâncias as condições de contacto são bastante agressivas, sendo exigida a conversão em calor de valores na ordem dos 4500 J/cm^2 de energia cinética por unidade de área em aproximadamente 30 segundos. Acresce ainda que a fadiga térmica nos discos de travagem favorece a fissuração, com consequências nefastas tanto para o desgaste como para a oxidação (Bill, 1978).

Até à data os estudos dedicados às características do atrito e desgaste de compósitos CRFC são escassos e quase sempre contemplando pares homólogos e geometria de contacto disco-contra-disco com vista à simulação do processo de travagem, permanecendo pouco conhecido o seu comportamento tribológico noutras condições de deslizamento. Os resultados publicados relativos à configuração disco-contra-disco na simulação de condições severas de travagem para anular velocidades de deslizamento tão elevadas como 30 ms^{-1} em poucos segundos, têm revelado valores relativamente elevados para o coeficiente de atrito (≈ 0.34) (Yen e Ishihara, 1994), por vezes na ordem de 0.40-0.90 (Chen e Ju, 1994). Os valores do coeficiente de desgaste que lhe estão associados são contraditórios, podendo ser representativos de

desgaste suave ($\approx 2.0 \times 10^{-6} \text{ mm}^3 \text{N}^{-1} \text{m}^{-1}$) (Yen e Ishihara, 1994) ou corresponder a um regime de desgaste muito severo ($\approx 1.0 \times 10^{-3} \text{ mm}^3 \text{N}^{-1} \text{m}^{-1}$ a $3.0 \times 10^{-2} \text{ mm}^3 \text{N}^{-1} \text{m}^{-1}$) (Chen e Ju, 1994). No que respeita à morfologia das superfícies de desgaste é normalmente referida a aparência polida, correspondente à cobertura por uma camada aderente contínua e lisa de resíduos de desgaste, e a aparência rugosa, resultante de desgaste desigual da matriz e das fibras de reforço ou devido à presença de resíduos de desgaste pouco aderentes (Yen e Ishihara, 1994; Chen e Ju, 1994; Yen e Ishihara, 1996; Chen et al., 1996; Blanco et al., 1997).

Neste trabalho é dada ênfase à caracterização tribológica de compósitos CRFC em deslizamento como pares dissemelhantes na geometria pino-disco, tendo em conta a influência da velocidade de deslizamento e da temperatura de teste. Esta geometria de contacto e a consideração de pares dissemelhantes constitui uma contribuição importante para o conhecimento das características do atrito e desgaste dos compósitos CRFC, diferenciando-se dos trabalhos precedentes de caracterização tribológica deste tipo de materiais, normalmente realizados na condição de pares homólogos e na geometria de contacto disco-contra-disco (Le et al., 1996; Yen e Ishihara, 1994; Chen e Ju, 1994; Yen e Ishihara, 1996; Chen et al., 1996). No presente estudo foi seleccionado para os pinos um compósito CRFC unidireccional com as fibras orientadas perpendicularmente à direcção de deslizamento. Para o disco foi considerado um compósito CRFC bidireccional constituído por fibras de reforço dispostas em camadas orientadas paralelamente à direcção de deslizamento. Os testes pino-disco foram realizados com carga normal fixada em 100 N, variando a velocidade de deslizamento de 0.5 ms^{-1} a 3.5 ms^{-1} e a temperatura de teste entre 22°C e 600°C . As superfícies e os resíduos de desgaste foram analisadas por microscopia óptica e electrónica de varrimento a fim de identificar os mecanismos de atrito e desgaste predominantes nos compósitos CRFC.

2. Procedimentos experimentais

2.1. Materiais

Foram produzidas varetas de 10 mm de diâmetro em compósito CRFC constituídas por fibras contínuas unidireccionais por meio de um processo de fabrico que envolveu duas operações principais. Numa primeira fase foi feita a confecção de um substracto de fibra contínua de carbono ex-PAN, convencionalmente designada preforma. Seguidamente foi feita a densificação, ou seja, a impregnação da preforma de fibra de carbono, com uma resina fenólica contendo 5% em peso de pó de grafite a fim de reduzir a contracção durante o processo subsequente de carbonização. A carbonização consistiu no aquecimento até 1000°C a uma taxa de $10^\circ\text{C}/\text{h}$. As varetas de compósito de carbono reforçado com fibras de carbono (CRFC) assim produzidas caracterizaram-se estruturalmente pela existência de fibras de reforço uni-axiais (Fig. 1a) e por uma massa específica aparente de $1.23 \text{ g}/\text{cm}^3$, tendo sido cortadas transversalmente com disco diamantado para a obtenção de pinos cilíndricos. Para a superfície oposta foi seleccionado um compósito CRFC bidireccional comercial, KKarb Type A (Kaiser Aerotech-USA), obtido a partir de uma preforma de tecido de fibras de carbono ex-Rayon disposto em camadas sobrepostas e impregnadas numa matriz de carbono oriunda de matriz polimérica (Fig. 2b). Observa-se pela Figura 2(b) que o compósito CRFC apresenta uma rede interconectada de poros, oriundos da evolução de gases durante o processo da pirólise, e microfissuras, devidas ao alívio de tensões térmicas que são ocasionadas pela diferença de coeficientes de expansão entre fibra/matriz. Este compósito bidireccional, inicialmente na forma de placas, apresentou uma densidade aparente de $1.42 \text{ g}/\text{cm}^3$ e foi maquinado por torneamento utilizando ferramentas de corte cerâmicas à base de nitreto de silício para a obtenção de discos com um diâmetro exterior de 80 mm e uma espessura de 12 mm. As superfícies destinadas ao contacto tribológico foram sujeitas a lixamento com lixas de água de SiC até 600 mesh seguido de polimento com pasta diamantada e pasta de alumina até $1 \mu\text{m}$ em solução aquosa, resultando este procedimento numa rugosidade superficial R_a de aproximadamente $0.6 \mu\text{m}$ para os pinos e $1.7 \mu\text{m}$ para os discos.

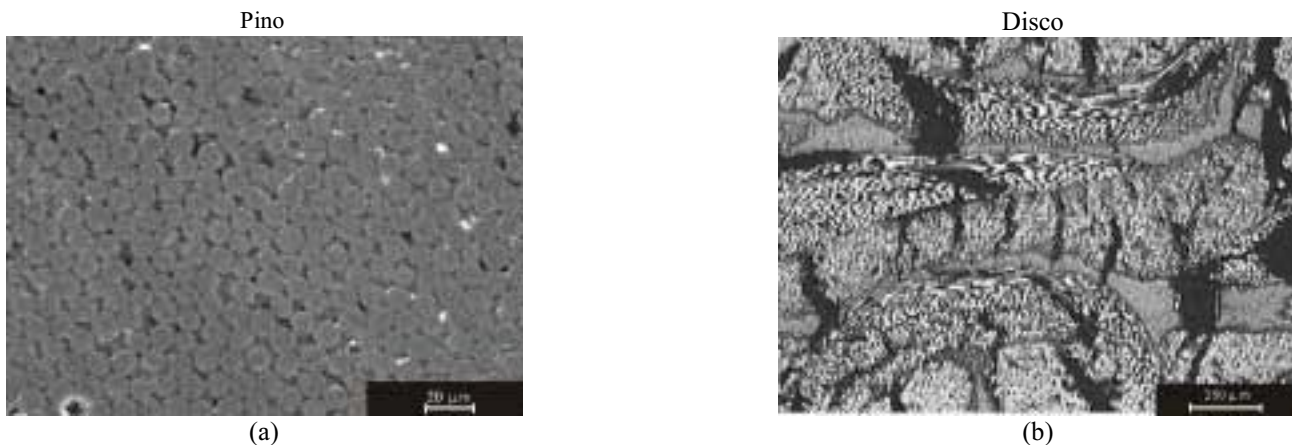


Figura 1. Superfícies das secções transversais polidas de um pino em compósito CRFC unidireccional (a) e de um disco em compósito CRFC bidireccional (b).

2.2. Testes tribológicos

Os testes de atrito e desgaste foram realizados num tribómetro do tipo pino-disco, onde os compósitos CRFC foram considerados como pares dissemelhantes, ou seja, na condição de contacto compósito unidireccional sobre compósito bidireccional. Para todas as condições de teste as fibras unidireccionais do pino apresentaram-se perpendicularmente orientadas relativamente à direcção de deslizamento, enquanto que as fibras do compósito bidireccional dos discos se encontravam paralelas à superfície de contacto. O deslizamento decorreu ao ar com humidade relativa controlada ($HR=50\% \pm 2\%$), tendo a carga normal sido fixada em 100 N. A velocidade de deslizamento variou de 0.5 a 3.5 ms^{-1} e a temperatura de teste entre 22°C e 600°C. Para os testes realizados acima da temperatura ambiente e para temperaturas até 300°C, o aquecimento do disco foi proporcionado por uma turbina de ar quente, tendo sido utilizado um queimador gás propano no caso do deslizamento a 600°C. A temperatura de teste na superfície do disco foi medida através de um pirómetro de infravermelhos e regulada por um controlador digital.

O coeficiente de atrito, f , foi medido por meio de uma célula de carga, cujo sinal foi recolhido para computador através de um sistema de aquisição de dados, permitindo o seu tratamento matemático e a visualização do modo como evoluiu durante a progressão do deslizamento. O volume de desgaste, V , foi avaliado por perda de peso, efectuando pesagens antes e no fim de cada teste numa microbalança com uma precisão de 0.01 mg. O coeficiente de desgaste, K , foi quantificado pela equação $K=V/(Wx)$, onde W é a carga normal e x a distância de deslizamento. Para as diferentes condições de teste consideradas neste estudo, a distância total de deslizamento variou entre 14 e 162 km, dependendo da intensidade da perda de material nas superfícies em interacção tribológica.

Após os testes, procedeu-se à observação das superfícies e dos resíduos de desgaste por microscopia óptica e electrónica de varrimento (SEM) com análise química por dispersão de energias (EDS), por forma a identificar os principais mecanismos envolvidos na danificação superficial dos compósitos CRFC.

3. Resultados

A Figura (2) traduz graficamente a influência da velocidade de deslizamento no coeficiente de atrito médio, Fig. (2a), e a variação do coeficiente de atrito em função da distância de deslizamento para diferentes valores da velocidade, Fig. (2b), 2(c) e 2(d). Os resultados experimentais obtidos mostram que o coeficiente de atrito médio é praticamente

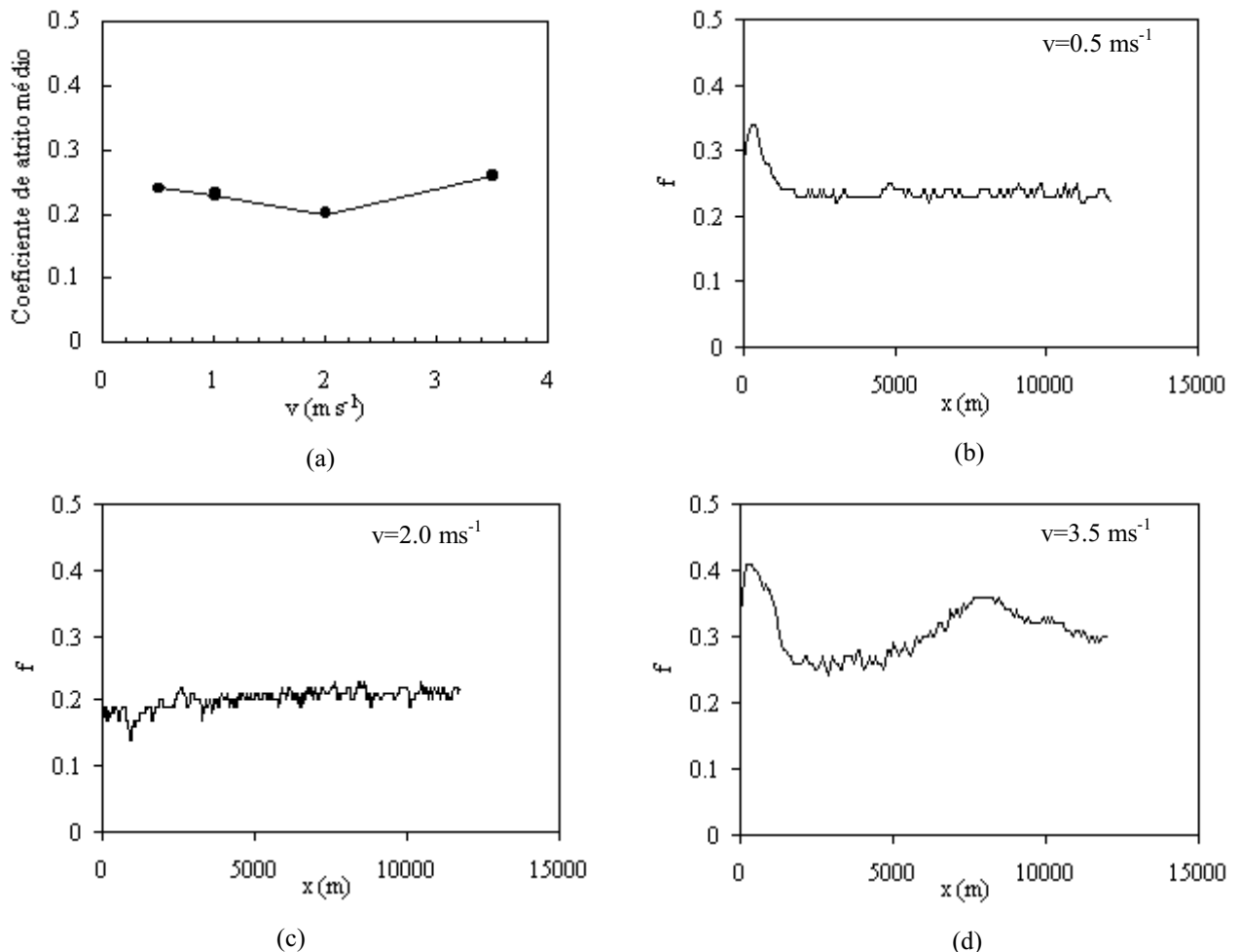


Figura 2. Influência da velocidade de deslizamento no coeficiente de atrito médio (a) e variação do coeficiente de atrito em função da distância de deslizamento para $v=0.5 \text{ ms}^{-1}$ (b); $v=2.0 \text{ ms}^{-1}$ (c) e $v=3.5 \text{ ms}^{-1}$ (d).

independente da velocidade de deslizamento, Fig. (2a), e assumiu valores entre 0.20-0.26. Quanto ao modo de evolução do coeficiente de atrito durante a progressão do deslizamento, verifica-se que a acção dinâmica da interacção tribológica entre as superfícies se acentua com o aumento da velocidade, traduzindo-se por uma maior amplitude de variação dos valores do coeficiente de atrito para velocidades mais elevadas, Fig. (2b), 2(c) e 2(d).

Na Figura (3) representa-se graficamente a influência da temperatura de teste no coeficiente de atrito médio, Fig. 3(a), bem como a variação do coeficiente de atrito durante o deslizamento para diferentes valores da temperatura, Fig. (3b), 3(c) e 3(d). O coeficiente de atrito médio diminuiu de $f=0.25$ para $f\approx 0.10$ no caso do deslizamento acima da temperatura ambiente, Fig. (3a), sendo que o modo de evolução do coeficiente de atrito durante a progressão do teste se caracterizou por valores praticamente estacionários Fig. (3b), 3(c) e 3(d).

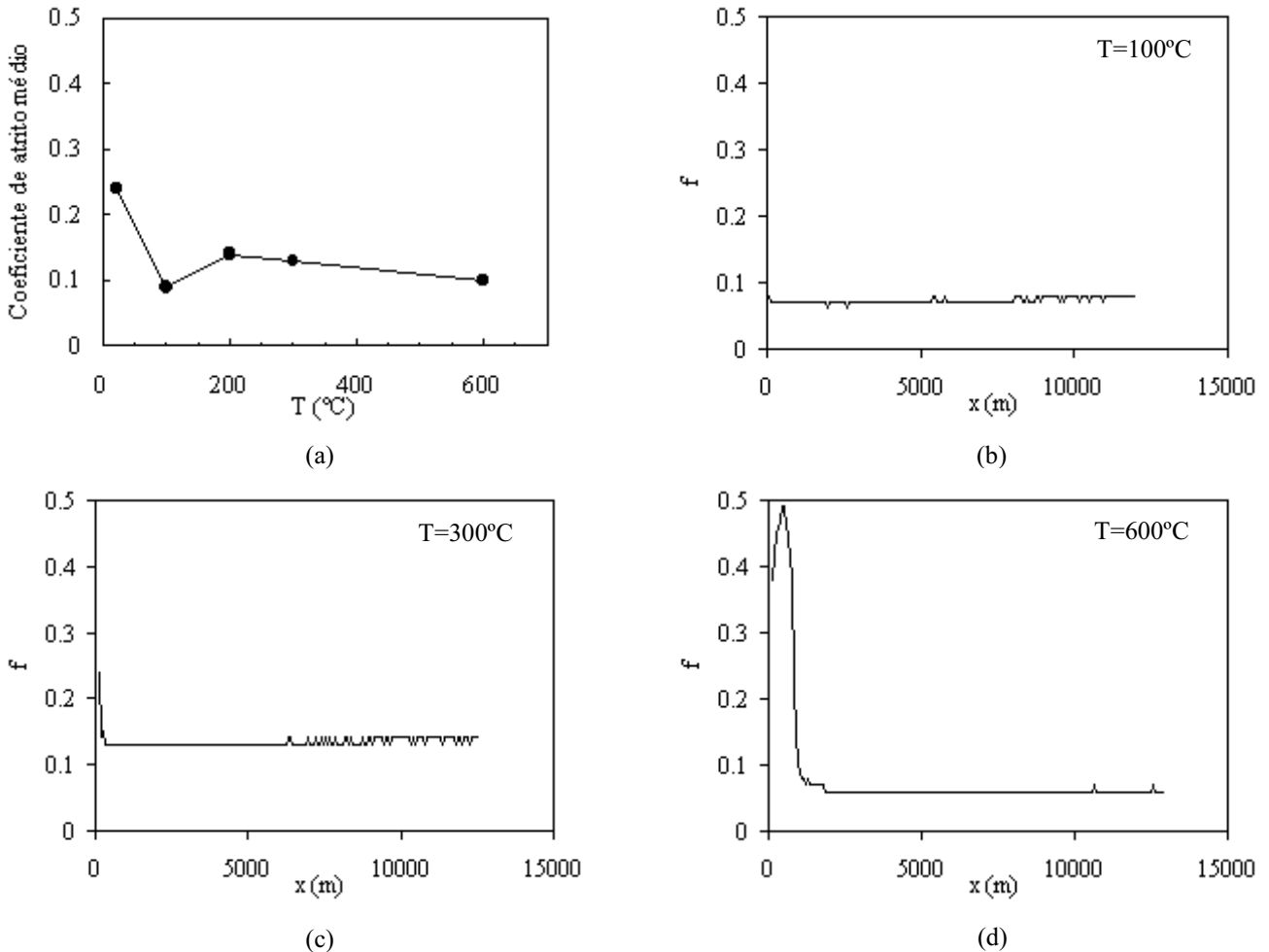


Figura 3. Influência da temperatura de teste no coeficiente de atrito médio (a) e variação do coeficiente de atrito em função da distância de deslizamento para T=100°C (b); T=300°C (c) e T= 600°C (d).

Os resultados experimentais que traduzem o comportamento ao desgaste dos compósitos CRFC encontram-se representados graficamente na Fig. (4) em função da velocidade de deslizamento, Fig. (4a), e da temperatura de teste, Fig. (4b). Para o deslizamento à temperatura ambiente e baixa velocidade (0.5 ms^{-1}) o desgaste foi muito reduzido, tendo-se registado um valor excepcionalmente baixo para o coeficiente de desgaste do pino em compósito CRFC unidireccional ($K_p < 10^{-7} \text{ mm}^3 \text{ N}^{-1} \text{ m}^{-1}$). Porém, o coeficiente de desgaste do pino aumentou com o aumento da velocidade de deslizamento, acentuando-se particularmente este efeito para a velocidade mais elevada ($v=3.5 \text{ ms}^{-1}$) onde as condições de desgaste severo atingidas se traduziram por um valor de $K_p > 10^{-5} \text{ mm}^3 \text{ N}^{-1} \text{ m}^{-1}$. Um comportamento análogo foi também observado para o desgaste do disco em compósito CRFC bidireccional, se bem que associado a valores do coeficiente de desgaste uma ordem de grandeza mais elevadas do que os valores correspondentes para o desgaste do pino, Fig. (4a). Este facto conduziu a um regime de desgaste catastrófico no disco para $v=3.5 \text{ ms}^{-1}$, resultando num valor de coeficiente de desgaste $K_d \approx 10^{-3} \text{ mm}^3 \text{ N}^{-1} \text{ m}^{-1}$.

No caso dos testes realizados sob condições de aquecimento externo controlado, foi observado um aumento notável do desgaste tanto no pino como no disco para temperaturas de teste até aos 200°C no caso do disco e para temperaturas de teste até aos 300°C no caso do pino, seguido por uma ligeira diminuição do desgaste para a temperatura mais elevada (600°C), Fig. (4b). À semelhança do que se observou a propósito da influência da velocidade de deslizamento, o desgaste do disco foi sempre mais elevado do que o desgaste do pino, acentuando-se essa diferença num valor equivalente a duas ordens de grandeza para os testes realizados acima da temperatura ambiente, Fig. (4b).

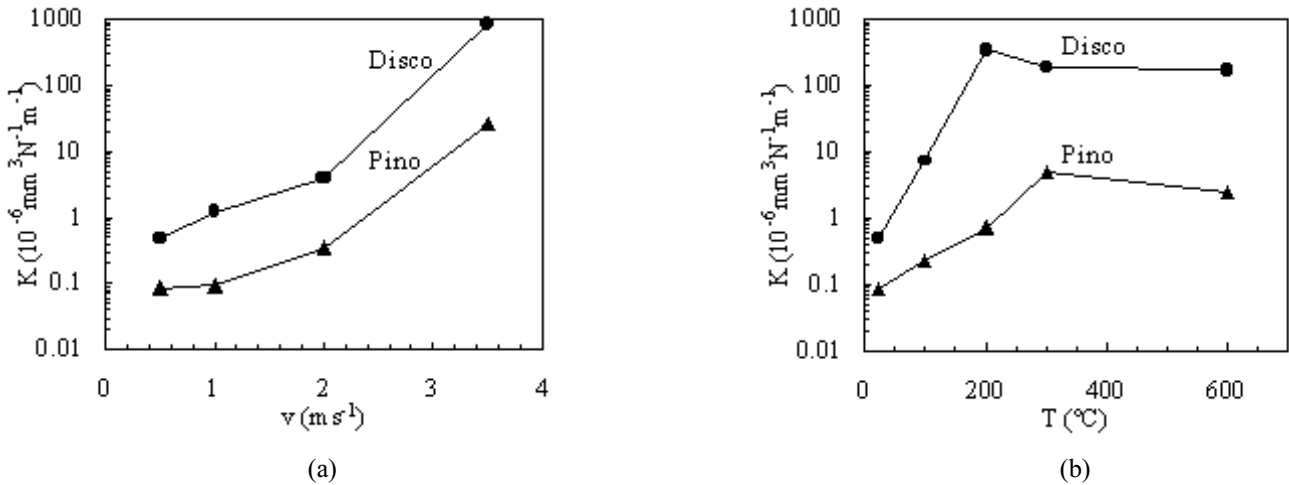


Figura 4. Coeficiente de desgaste dos pinos e discos em compósito carbono-carbono em função da velocidade de deslizamento (a) e da temperatura de teste (b).

Na Figura (5) são apresentadas micrografias das superfícies de contacto dos pinos e dos discos antes do deslizamento, Fig. (5a) e (5b), e após o deslizamento à temperatura ambiente para condições de baixa velocidade, Fig. (5c) e (5d), e de velocidade elevada, Fig. (5e) e (5f). Para baixa velocidade de deslizamento ($v=0.5 \text{ ms}^{-1}$), o aspecto morfológico da superfície de desgaste do pino caracteriza-se pela preservação da superfície polida original, evidenciando apenas algumas estrias pouco profundas alinhadas segundo a direcção de deslizamento, Fig. (5c). A pista de desgaste correspondente no disco apresenta também algumas estrias pouco profundas alinhadas segundo a direcção de deslizamento, mas caracteriza-se principalmente pela existência de zonas lisas extensas, Fig. (5d), o que contrasta com a morfologia original da superfície de contacto do disco, Fig. 5(b). Para velocidade elevada ($v=3.5 \text{ ms}^{-1}$), ambos os compósitos CRFC evidenciaram elevado grau de danificação superficial associado a um estriado profundo alinhado segundo a direcção de deslizamento. Este estriado profundo foi acompanhado pela ocorrência de arrancamentos de matriz de carbono no caso do pino em compósito unidireccional, Fig. (5e), e por descoesão na interface fibra-matriz seguida de fractura da fibra no caso da superfície de desgaste do disco em compósito bidireccional, Fig. (5f). Para todos os testes realizados à temperatura ambiente as superfícies de desgaste dos pinos e discos mostraram-se limpas, não evidenciando a presença de tribocamadas aderentes, Fig. (6a) e 6(b).

O aspecto morfológico das superfícies de desgaste dos compósitos CRFC após os testes realizados acima da temperatura ambiente revelou características análogas às anteriormente descritas a propósito do deslizamento a elevada velocidade, se bem que associado a valores mais moderados do coeficiente de atrito, Fig. (2a) e Fig. (3a), e do coeficiente de desgaste, Fig. (4a) e (4b). Para a máxima temperatura de teste ($T=600^{\circ}\text{C}$), a superfície de contacto do pino, além de um estriado profundo nos bordos laterais alinhado segundo a direcção de deslizamento, apresentou uma zona central bastante lisa, Fig. (7a). Em correspondência directa com esta morfologia, a pista homóloga de desgaste no disco em compósito CRFC bidireccional evidenciou uma zona central muito cavada e lisa, ladeada por bordos laterais profundamente sulcados, Fig. (7b). Uma análise detalhada da zona central lisa da superfície de desgaste de ambos os compósitos permitiu observar a presença de uma tribocamada escura cobrindo parcialmente esta região das superfícies em interacção tribológica, Fig. (7c) e (7d). Esta morfologia contrastou com o aspecto limpo evidenciado pelas superfícies de desgaste dos dois compósitos após deslizamento à temperatura ambiente, Fig. (6a) e (6b).

4. Discussão

A generalidade dos trabalhos publicados sobre caracterização tribológica de compósitos CRFC diz respeito à configuração de teste disco-contra-disco em tribosistema fechado, ou seja, na situação de contacto face contra face. No presente estudo foi adoptado um equipamento de teste do tipo pino-disco, o qual constitui um tribosistema aberto retendo pouco os resíduos soltos de desgaste (“debris”) (Godet e Berthier, 1986). Esta opção resultou em condições de sollicitação tribológica particularmente agressivas para os compósitos CRFC, principalmente por duas razões. Nos testes pino-disco a superfície de contacto de um dos triboelementos (disco) é sujeita a efeitos de fadiga devido a sollicitação cíclica de carga, enquanto que o outro triboelemento (pino) se mantém constantemente em contacto. Por outro lado, a retenção dos resíduos soltos de desgaste na zona de contacto torna-se particularmente difícil nos testes pino-disco, os quais tendem a ser removidos pela acção da força centrífuga. A sollicitação cíclica de carga no disco explica em parte os valores mais elevados obtidos para o coeficiente de desgaste do disco do que para o pino, sendo ainda de considerar que as fibras unidireccionais do pino perpendicularmente orientadas relativamente à direcção de deslizamento terão exercido uma importante acção de sulcagem na superfície de contacto do disco (Shim e Kwon, 1992). A ausência de tribocamadas de resíduos de desgaste aderentes às superfícies de contacto foi um aspecto comum a todos os testes realizados à temperatura ambiente, Fig. (5) e Fig. (6), se bem que tenham sido encontradas diferenças muito significativas nos valores de desgaste associados a condições extremas de velocidade. Para baixa velocidade ($v=0.5 \text{ ms}^{-1}$), os valores de K foram excepcionalmente reduzidos, Fig. (4), tornando-se este resultado particularmente interessante se

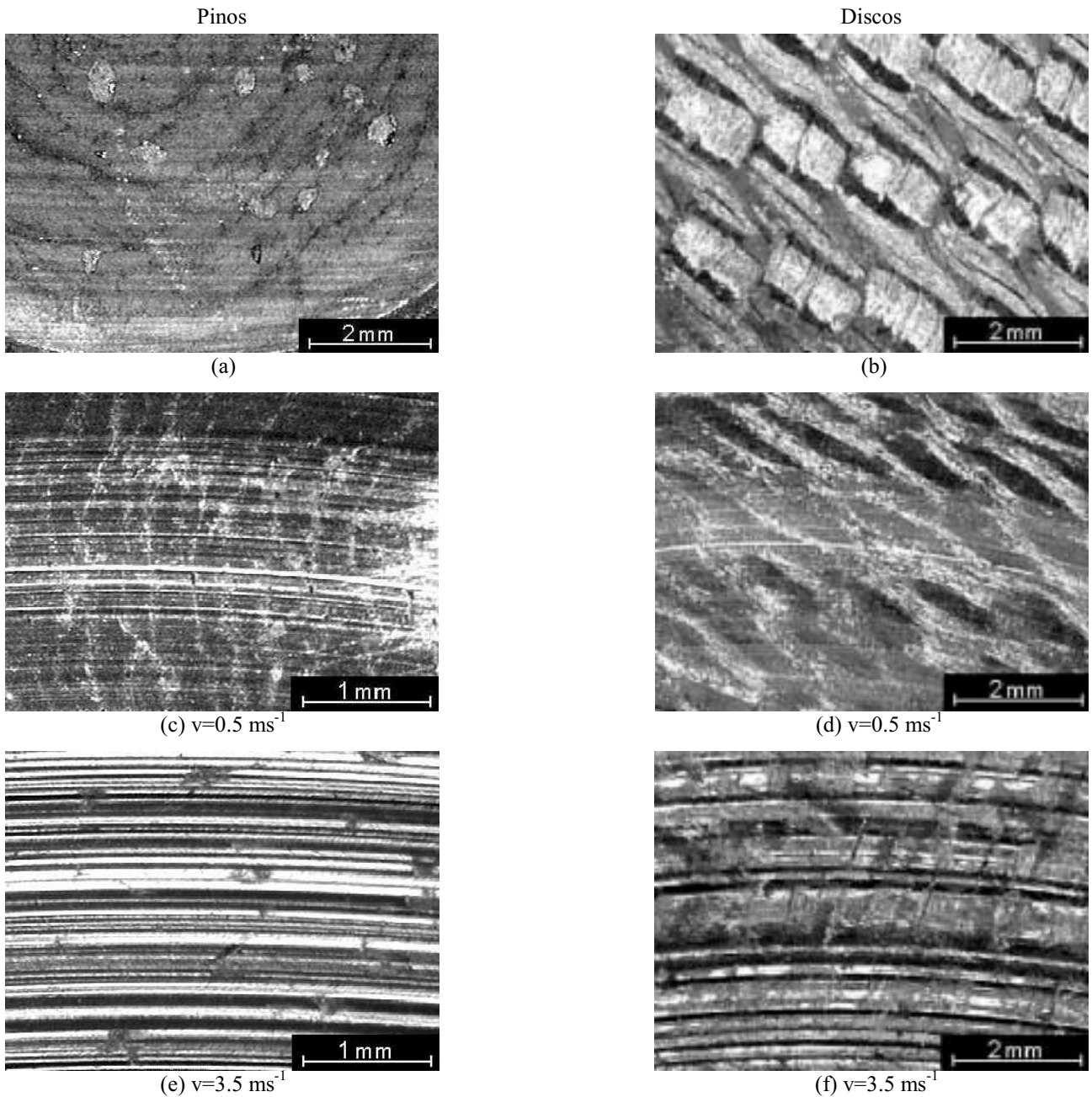


Figura 5. Micrografias das superfícies de contacto dos pinos (a), (c) e (e) e discos (b), (d) e (f) antes do deslizamento (a) e (b) e após deslizamento para $v=0.5 \text{ ms}^{-1}$ (c) e (d) e para $v=3.5 \text{ ms}^{-1}$ (e) e (f) ($T=22^\circ\text{C}$).

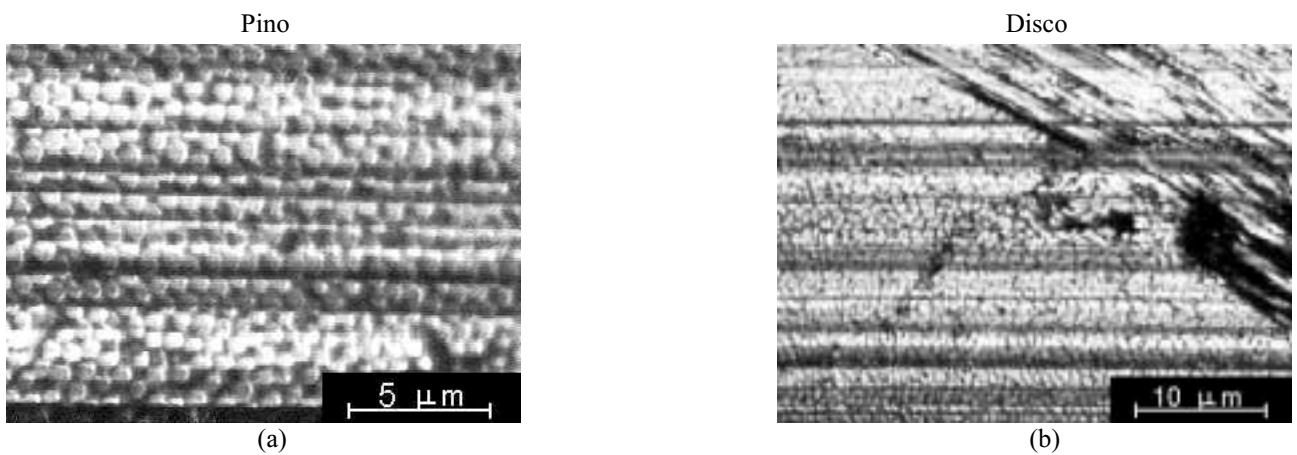


Figura 6. Micrografias de pormenor das superfícies de desgaste de um pino (a) e de um disco (b) após deslizamento à temperatura ambiente.

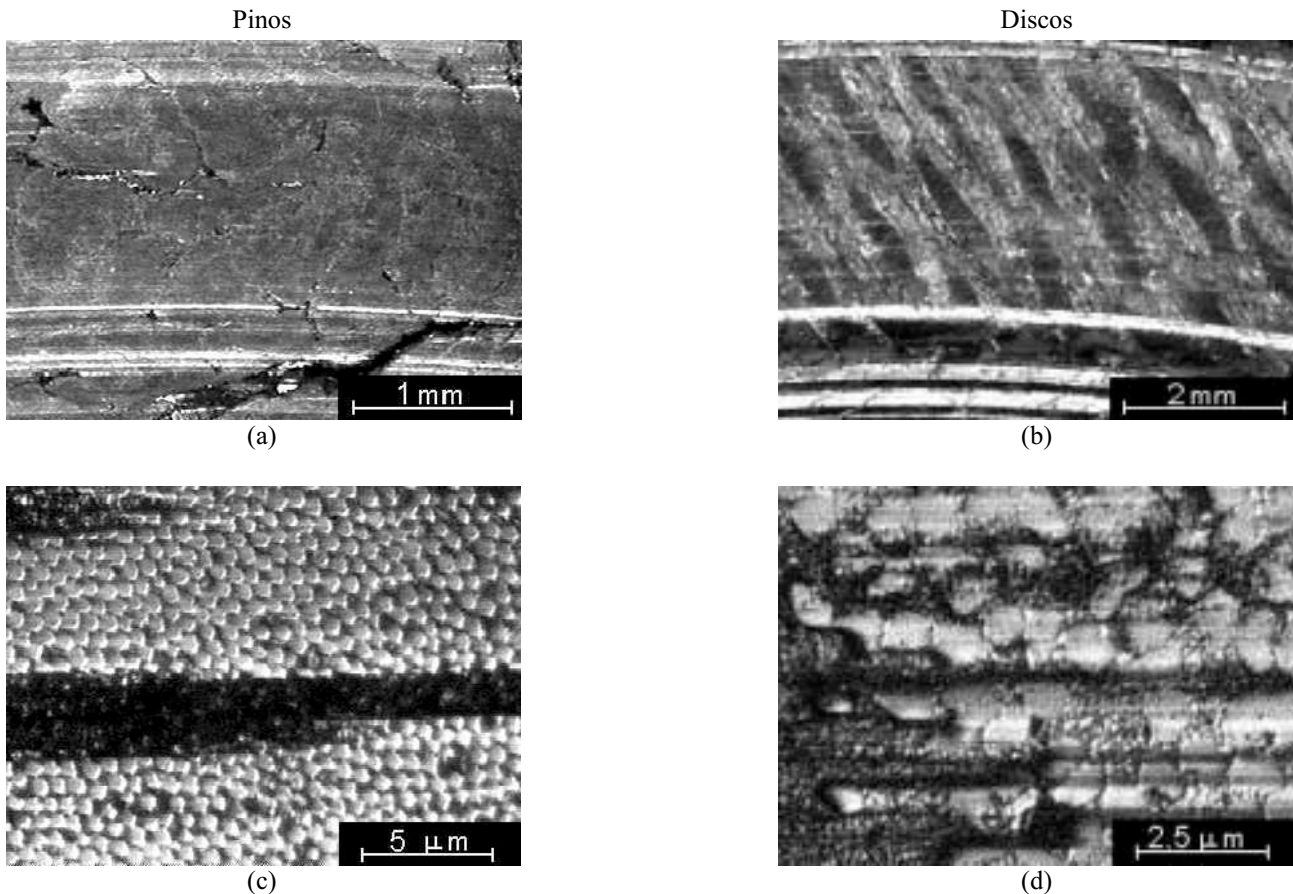


Figura 7. Micrografias das superfícies de desgaste dos pinos (a) e (c) e discos (b) e (d) após deslizamento para $T=600^{\circ}\text{C}$ ($v=0.5\text{ ms}^{-1}$).

for tido em conta que a carga normal aplicada no pino foi relativamente elevada (100 N). Nestas condições de teste o comportamento ao desgaste dos compósitos CRFC foi determinado por um mecanismo de polimento à escala fina que contribuiu para a rotação de ambas as superfícies por alisamento, Fig. (5c) e (5d), com consequente aumento da capacidade de suporte de carga. Por outro lado, neste regime de baixo desgaste considera-se que as moléculas de vapor de água adsorvem à superfície passivando as ligações insaturadas de carbono (Yen, 1996). Com o aumento da velocidade até 3.5 ms^{-1} , os efeitos combinados da fadiga e do aquecimento por atrito intensificam-se e dão origem a uma forte danificação superficial na forma de arrancamentos de matriz e fibra de reforço no caso do compósito unidireccional, Fig. (5e), e na forma de fractura extensiva na matriz e nas fibras de reforço no caso do compósito bidireccional, Fig. (5f). Estes efeitos resultaram em valores muito elevados para o coeficiente de desgaste, que assumiu proporções catastróficas no caso do disco, Fig. (4a). A rotura das fibras de reforço encontra-se bem evidenciada nas micrografias de pormenor da pista de desgaste de um disco em compósito CRFC bidireccional, Fig. (8a), e dos respectivos resíduos de desgaste resultantes do deslizamento a velocidade elevada ($v=3.5\text{ ms}^{-1}$), Fig. (8b). A exposição directa das superfícies das fibras de reforço, Fig. (8a), indica que a resistência da ligação fibra-matriz foi excedida (Kishore et al., 2000) e que a matriz de carbono, mais frágil do que a fase de reforço, é preferencialmente removida. Por outro lado, além dos efeitos combinados da fadiga e do aquecimento por atrito, o aumento da velocidade de rotação do disco intensificou a remoção de resíduos soltos de desgaste da zona do contacto pela acção da força centrífuga, inibindo a formação de tribocamadas protectoras (Papaphilippou et al., 1994). Em concordância estas observações, o modo de variação do coeficiente de atrito durante a progressão do deslizamento tornou-se mais instável para as velocidades mais elevadas, Fig. (2b), (2c) e (2d), traduzindo um aumento da acção dinâmica da interacção tribológica entre as superfícies.

Para os testes com aquecimento controlado do disco, o coeficiente de desgaste aumentou de forma acentuada tanto para o pino como para o disco, Fig. (4b), caracterizando-se por valores não aceitáveis para aplicações práticas de deslizamento na ausência de lubrificação ($K > 10^{-6}\text{ mm}^3\text{N}^{-1}\text{m}^{-1}$) (Slinye e Dellacorte, 1994). Este aumento foi no entanto bastante mais pronunciado para o disco do que para o pino, atingindo-se um valor máximo de desgaste no disco para $T=200^{\circ}\text{C}$ e um valor máximo de desgaste no pino para $T=300^{\circ}\text{C}$. Esse desfasamento nos resultados de desgaste dos dois triboelementos em função da temperatura, justifica-se pelo facto de apenas o disco ser directamente aquecido durante o teste, sendo ainda a sua superfície utilizada para medição e controlo da temperatura. Deste modo, nas condições de realização experimental do presente estudo, apenas o valor da temperatura média da superfície de contacto do disco é garantido, podendo a temperatura média da superfície de contacto do pino ser ligeiramente inferior.

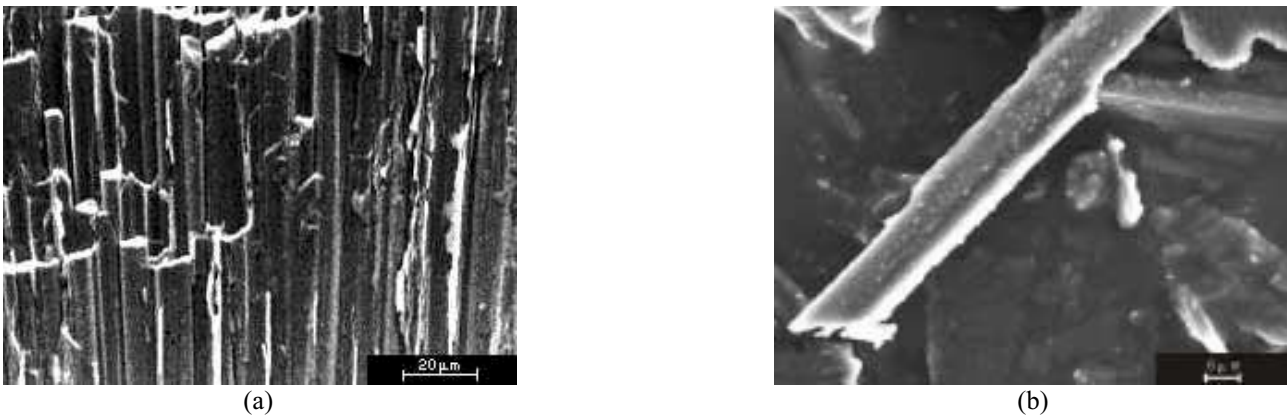


Figura 8. Micrografias de pormenor da pista de desgaste do disco em compósito CRFC bidireccional (a) e dos resíduos de desgaste resultantes do deslizamento a $v=3.5 \text{ ms}^{-1}$ (b).

Apesar dos valores bastante elevados do coeficiente de desgaste registados para o deslizamento acima dos 200°C, Fig. (4b), verifica-se que se situam uma ordem de grandeza abaixo dos valores encontrados para $v=3.5 \text{ ms}^{-1}$, Fig. (4a). Os mecanismos de danificação superficial associados ao deslizamento a elevada temperatura caracterizaram-se por aspectos comuns aos já referidos a propósito dos testes à temperatura ambiente, sendo dominados pela fractura na interface fibra-matriz e pela fractura das próprias fibras. Porém, no caso dos testes realizados sob condições de aquecimento externo, foi evidenciada a presença de tribocamadas aderentes de resíduos de desgaste nas superfícies de contacto, com capacidade para proporcionar um efeito de terceiro corpo protector, Fig. (7c) e (7d). A formação destas tribocamadas a elevada temperatura atribui-se ao aumento dos processos de deformação plástica e de difusão, os quais promovem a aglomeração e a adesão ao substrato por um mecanismo análogo ao que ocorre em contactos cerâmico/metal (Gomes et al., 1999) e cerâmico/cerâmico (Gomes et al., 1999). Estas tribocamadas extensas e contínuas de resíduos aderentes foram particularmente efectivas a 600°C, diminuindo o coeficiente de desgaste em ambos os triboelementos, Fig. (4b), e mantendo o coeficiente de atrito relativamente baixo ($f \approx 0.10$), Fig. (3a) e bastante estacionário durante a maior parte do deslizamento, Fig. (3d). São por isso tribocamadas com propriedades lubrificantes e exercem um efeito decisivo nas características do atrito e desgaste dos compósitos CRFC.

5. Conclusões

O estudo das características do atrito e desgaste de um compósito CRFC unidireccional em deslizamento num tribómetro pino-disco sobre um compósito CRFC bidireccional, evidenciou as seguintes conclusões:

Para os testes à temperatura ambiente e velocidade de deslizamento moderada ($v=0.5 \text{ ms}^{-1}$), ambos os compósitos CRFC se caracterizaram por valores muito reduzidos do coeficiente de desgaste ($10^{-7} \text{ mm}^3\text{N}^{-1}\text{m}^{-1} < K < 10^{-6} \text{ mm}^3\text{N}^{-1}\text{m}^{-1}$), tendo-se-lhe associado valores relativamente baixos do coeficiente de atrito ($f \approx 0.25$). Nestas condições de teste, as superfícies de desgaste dos compósitos CRFC mostraram-se bastante lisas em resultado de um mecanismo de desgaste por polimento à escala fina.

A resistência ao desgaste dos compósitos CRFC diminuiu consideravelmente com o aumento da velocidade de deslizamento ou da temperatura de teste. Para velocidade elevada ($v=3.5 \text{ ms}^{-1}$) o coeficiente de desgaste do disco assumiu proporções catastróficas ($K \approx 10^{-3} \text{ mm}^3\text{N}^{-1}\text{m}^{-1}$) devido a efeitos de fadiga e do aquecimento por atrito, que resultaram no enfraquecimento extensivo da interface fibra-matriz e na fractura das fibras de reforço. O valor médio do coeficiente de atrito mostrou-se praticamente independente da velocidade, tendo-se acentuado a instabilidade do seu modo de variação durante o deslizamento para velocidades mais elevadas. No caso do deslizamento a 600°C verificou-se um aumento mais moderado no desgaste nos compósitos CRFC devido ao efeito protector proporcionado pela formação de tribocamadas lisas de resíduos de desgaste aderentes. A formação destas tribocamadas foi uma característica comum a todos os testes realizados acima da temperatura ambiente e as suas propriedades lubrificantes reduziram o coeficiente de atrito para valores próximos de 0.10.

A orientação perpendicular à direcção de deslizamento das fibras de reforço nos pinos em compósito unidireccional provocou uma acção intensa de sulcagem na superfície oponente do disco rotativo que, conjuntamente com os efeitos de fadiga devido à carga intermitente, resultou em valores do coeficiente de desgaste entre uma a duas ordens de grandeza mais elevados para o disco do que para o pino.

Referências

- Bill, R., 1978, "Friction and Wear of Carbon-graphite Materials for High-energy Brakes", NASA TM 78904.
 Blanco, C., Bermejo, J., Marsh H. and Menendez, R., 1997, "Chemical and Physical Properties of Carbon as Related to Brake Performance", *Wear*, Vol.213, pp. 1-12.

- Broquere, B., 1983, "The SEPCARB Carbon-carbon Materials, Friction Materials", Proceedings of the 4th International Conference and Exhibition High Performance Composite Materials, New Applications and Industrial Production, pp. 253-260
- Chen, J.D. and Ju, C.P., 1994, "Friction and Wear of PAN/pitch-, PAN/CVI- and Pitch/resin/CVI- based Carbon/carbon Composites", Wear, Vol.174, pp. 129-135.
- Chen, J.D., Lin, J.H. and Ju, C.P., 1996, "Effect of Humidity on the Tribological Behavior of Carbon-carbon Composites", Wear, Vol.193, pp. 38-47.
- Godet, M. and Berthier, Y., 1986, "Mécanique de la Tribologie - Application aux Céramiques", L'Industrie Céramique, No.808, pp. 565-568.
- Gomes, J.R., Miranda, A.S., Silva, R.F. and Vieira, J.M., M., 1999, "Tribooxidational Effects on Friction and Wear Behavior of Silicon Nitride/Tool Steel and Silicon Nitride/Gray Cast Iron Contacts", Journal of the American Ceramic Society, Vol.82, No.4, pp. 953-960.
- Gomes, J.R., Osendi, M.I., Miranzo, P., Oliveira, F.J. and Silva, R.F., 1999, "Tribological Characteristics of Self-mated Couples of Si₃N₄-SiC Composites in the Range 22-700°C", Wear, Vol.233-235, pp. 222-228.
- Kishore, Sampathkumaran, P., Seetharamu, S., Vynatheya, S., Murali, A. and Kumar, R.K., 2000, "SEM Observations of the Effects of Velocity and Load on the Sliding Wear Characteristics of Glass Fabric-epoxy Composites with Different Fillers", Wear, Vol.237, pp. 20-27.
- Lee, K.J., Lin, J.H. and Ju, C.P., 1996, "Surface Effect on Braking Behavior of PAN-pitch Carbon-carbon Composite", Wear, Vol.199, pp. 228-236.
- Papaphilippou, C., Vardavoulis, M. and Jeandin, M., 1994, "The Influence of Humidity and the Role of Debris in the Unlubricated Wear of Ductile Cast Iron Against Alumina", Wear, Vol.177, pp. 151-157.
- Shim, H.H. and Kwon, O.K., 1992, "Effects of Fiber Orientation and Humidity on Friction and Wear Properties of Graphite Fiber Composites", Wear, Vol.157, pp. 141-149.
- Sliney, H.E. and Dellacorte, C., 1994, "The Friction and Wear of Ceramic/ceramic and Ceramic/metal Combinations in Sliding Contact", Lubrication Engineering, Vol.50, No.3, pp. 571-576.
- Yen, B.K., 1996, "Influence of Water Vapor and Oxygen on the Tribology of Carbon Materials with sp² Valence Configuration", Wear, Vol.192, pp. 208-215.
- Yen, B.K. and Ishihara, T., 1994, "The Surface Morphology and Structure of Carbon-carbon Composites in High-Energy Sliding Contact", Wear, Vol.174, pp. 111-117.
- Yen, B.K. and Ishihara, T., 1996, "On Temperature-dependent Tribological Regimes and Oxidation of Carbon-carbon Composites up to 1800°C", Wear, Vol.196, pp. 254-262.

FRICITION AND WEAR CHARACTERISTICS OF CARBON-CARBON COMPOSITES

José R. Gomes

Universidade do Minho, Departamento de Engenharia Mecânica, 4800-058 Guimarães, Portugal
jgomes@eng.uminho.pt

Olivério M. Silva

Luiz C. Pardini

Cosme M. Silva

Centro Técnico Aeroespacial, Instituto de Aeronáutica e Espaço, Divisão de Materiais, AMR – 12228-904 - São José dos Campos - São Paulo – SP - Brasil

Rui F. Silva

Universidade de Aveiro, Departamento de Engenharia Cerâmica e do Vidro, UIMC, 3810-193 Aveiro, Portugal

Abstract: Carbon fibre reinforced carbon composites are a unique class of materials suitable for conditions of extreme thermal and mechanical loading. They are light materials, with outstanding refractory properties, notable mechanical resistance and self-lubricating capability. Due to their high cost, carbon-carbon composites are used in high technology industries such as aeronautics, aerospace and automotive. These composites are currently used as brake disc materials for military and commercial aircraft or in high performance racing cars. Nevertheless, studies concerning the friction and wear characteristics of these composites are scarce and almost always use self-mated pairs with face to face disc-on-disc contact geometry. Other sliding conditions still have to be investigated.

In this study, friction and wear characteristics of carbon-carbon composites are analysed as dissimilar sliding couples in a pin-on disc tribometer. Friction and wear experiments were conducted in air at variable sliding speed, 0.5 to 3.5 ms⁻¹, in the temperature range 22-600°C. The applied normal load was fixed at 100 N in all tests. The morphological features of the worn surfaces and loose wear debris were analysed by optical and scanning electron microscopy in order to identify the friction and wear mechanisms of carbon-carbon composites. At room temperature, the friction coefficient was almost independent of the sliding speed, with values around 0.25, but a decrease to near 0.10 was obtained from tests at higher temperatures. For experiments performed at room temperature and low sliding speed (0.5 ms⁻¹) the wear damage was very low, with values of the wear coefficient less than 10⁻⁶ mm³N⁻¹m⁻¹, but showed a steep increasing for test conditions corresponding to high sliding speed or temperature (3.5 ms⁻¹ or 600°C). This deterioration of the wear resistance of carbon-carbon composites was mainly due to the intensification of fibre fracture and fibre-matrix debonding mechanisms.

Keywords: Carbon-carbon composites, friction, wear

CONSTRUÇÃO DE BANCO DE TESTES DE SELOS MECÂNICOS

Mário Goretti dos Santos

Universidade Federal do Rio de Janeiro, Departamento de Engenharia Mecânica, Laboratório de Metrologia, bloco I, sala 241, Caixa Postal 68503, 21945-970, Rio de Janeiro, RJ, Brasil. E-mail: mario@uol.com.br

Luiz Carlos Vidal Castro*

Universidade Federal do Rio de Janeiro, Departamento de Engenharia Mecânica, Laboratório de Metrologia, bloco I, sala 241, Caixa Postal 68503, 21945-970, Rio de Janeiro, RJ, Brasil. E-mail: vidal_castro@uol.com.br

Sylvio José Ribeiro de Oliveira*

Universidade Federal do Rio de Janeiro, Departamento de Engenharia Mecânica, Laboratório de Metrologia, bloco I, sala 241, Caixa Postal 68503, 21945-970, Rio de Janeiro, RJ, Brasil. E-mail: sjro@serv.com.ufrj.br

Abstract. Os selos mecânicos são elementos muito comuns de máquina. Entretanto, não existe ainda uma teoria incontestável para explicar os mecanismos de lubrificação e o mecanismo de vedação no contato. A largura usual entre eixo e selo é aproximadamente 5 milímetros e lubrificante fluido espessura não alcançam $1\mu\text{m}$. Portanto, não é fácil realizar experimentos, que obtenham resultados precisos sobre as condições de operação na zona de contato. Uma máquina de teste foi construída na UFRJ para testar selos mecânicos com diâmetro até 80 milímetros na zona do contato, com rotações do eixo que podem 7000 RPM. Os torques da fricção do selo mecânico e das temperaturas do banho do lubrificante perto da zona do contato poderão ser medidos.

Keywords: Tribologia, Selos Mecânicos, Projetos de Máquinas

1. Introdução

Selos Mecânicos são elementos de máquinas muito utilizados para vedação em máquinas rotativas, tais como: bombas, agitadores, etc. O custo de aquisição é alto, sua instalação chega a ser crítica e seus dados para projetos devem ser bem definidos de acordo com as condições de operação. A etapa crítica na fabricação dos selos mecânicos é a confecção das faces de contato, pois a ação combinada de temperatura e pressão, quando em vedação dinâmica, é bastante exigente. Uma das faces gira com o eixo enquanto a outra permanece fixa à estrutura do equipamento, enquanto as velocidades relativas entre elas podem atingir valores tão altos como 25 m/s. Para que a função de vedação (estática ou dinâmica) seja conseguida, é necessário que as faces de contato sejam comprimidas uma contra a outra. Esta compressão superficial poderia ser realizada apenas com a pressão do fluido a ser vedado Fig. (1a), ou mais freqüentemente, em combinação com um elemento elástico (mola) Fig. (1b), que mantém a pressão superficial mesmo quando a pressão do fluido cai. Em ambos os casos, o aumento da pressão do fluido acarreta um aumento da compressão superficial, com conseqüências tribológicas inevitáveis. Partindo da condição geométrica básica, a lubrificação acontece entre duas superfícies planas e paralelas, com conseqüente dificuldade de se conseguir um filme hidrodinâmico. Hamilton et al (1966), demonstram em um trabalho experimental, que as rugosidades superficiais têm papel

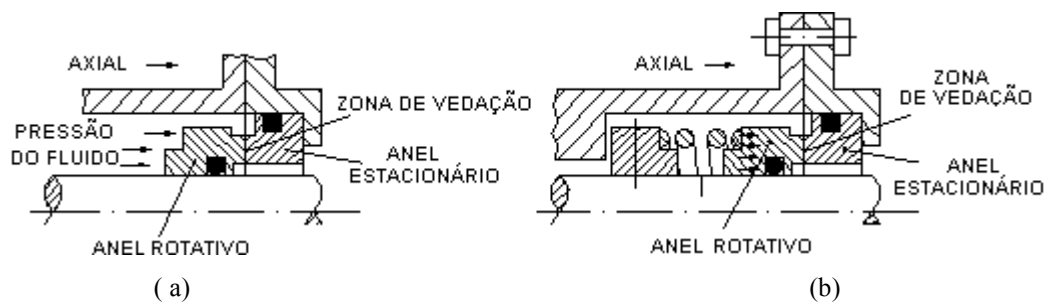


Figura 1. (a) Pressão exercida pelo fluido e (b) Pressão exercida pela mola

fundamental na formação de um filme elastrohidrodinâmico em condições de movimento relativo plano. Anno et al (1969) concluem também, que o controle da fabricação da microasperezas superficiais é uma técnica importante para a boa lubrificação de selos mecânicos. Kaneta e Fukahori (1986), mostram em um trabalho experimental, que a vibração de uma das faces de um selo mecânico pode causar um mecanismo de bombeamento de fluido. Etsian (1982) descreveu o comportamento de selo mecânico a partir de parâmetros adimensionais, dos quais as variáveis decisivas são: pressão superficial, momento de atrito, temperatura e velocidade relativa entre as superfícies. Etsian (1982) propõe que os selos mecânicos podem trabalhar em regime estável com baixas vibrações e desgastes enquanto em regime instável foram observadas vibrações das faces. Lin e Yao (1996) determinaram a espessura média do filme, para a qual efeito termohidrodinâmico sobre a viscosidade do fluido seria decisivo. Lebeck (1987) modelou o movimento paralelo entre as superfícies e concluiu que as ondulações das superfícies possuem fatores decisivos para a formação de um filme lubrificante estável. Lebeck (1987) propôs também, que a cavitação nos vales de asperidades poderia ser decisivo para esclarecer o mecanismo de vedação do selo mecânico. Como se pode observar existem diversas variáveis, que influenciam o comportamento de um selo mecânico. Velocidade relativa, pressão exercida por uma face sobre a outra, temperatura, qualidade superficial (rugosidade) e vibração das faces são grandezas que podem ser citadas como muito importantes para a formação de um filme de fluido, que não permita um desgaste acelerado e simultaneamente não apresente vazamento elevado. Com todos esses parâmetros atuando em conjunto, torna-se muito difícil a realização de um modelo capaz de esclarecer e prever o funcionamento dos selos mecânicos com precisão. Sendo assim, a execução de testes de funcionamento em diversas situações é ainda uma ferramenta fundamental para o fornecimento de subsídios às situações de projetos.

2. Critérios básicos de projeto

Um dos problemas críticos de aplicação de selos mecânicos trata-se da velocidade relativa entre as superfícies, principalmente devido ao calor gerado na zona de contato. A temperatura elevada reduz a viscosidade dos fluidos e, com isso, aumenta a possibilidade do contato direto entre os materiais das faces. Logo, o fator independente, que é o produto pressão entre superfície x velocidade relativa (P.V), limita o uso de materiais e impede, muitas vezes, o uso dos selos mecânicos, como elementos de vedação dinâmica. Para possibilitar a investigação do comportamento de materiais e fluidos lubrificantes sobre condições de elevado P.V torna-se necessário a construção de um banco de testes, que permita alcançar elevadas velocidades relativas com diferentes pressões de fluxo a ser vedado. Buscou-se assim, no catálogo do fabricante, Burgmann (1999) taxas máximas de velocidades relativas para os materiais usados. Decidiu-se utilizar-se um diâmetro aproximado de faces de contato de 80 mm para se obter na zona de contato uma velocidade relativa de próximos dos 30 m/s, com rotações de eixo até 7000 rpm. Além disso, o banco de testes deve permitir a medição do momento de atrito gerado, bem como, da temperatura do banho de fluido. O banco de testes deve permitir, quando necessário, a pressurização do fluido a ser vedado.

3. Descrição do banco de testes de selos mecânicos

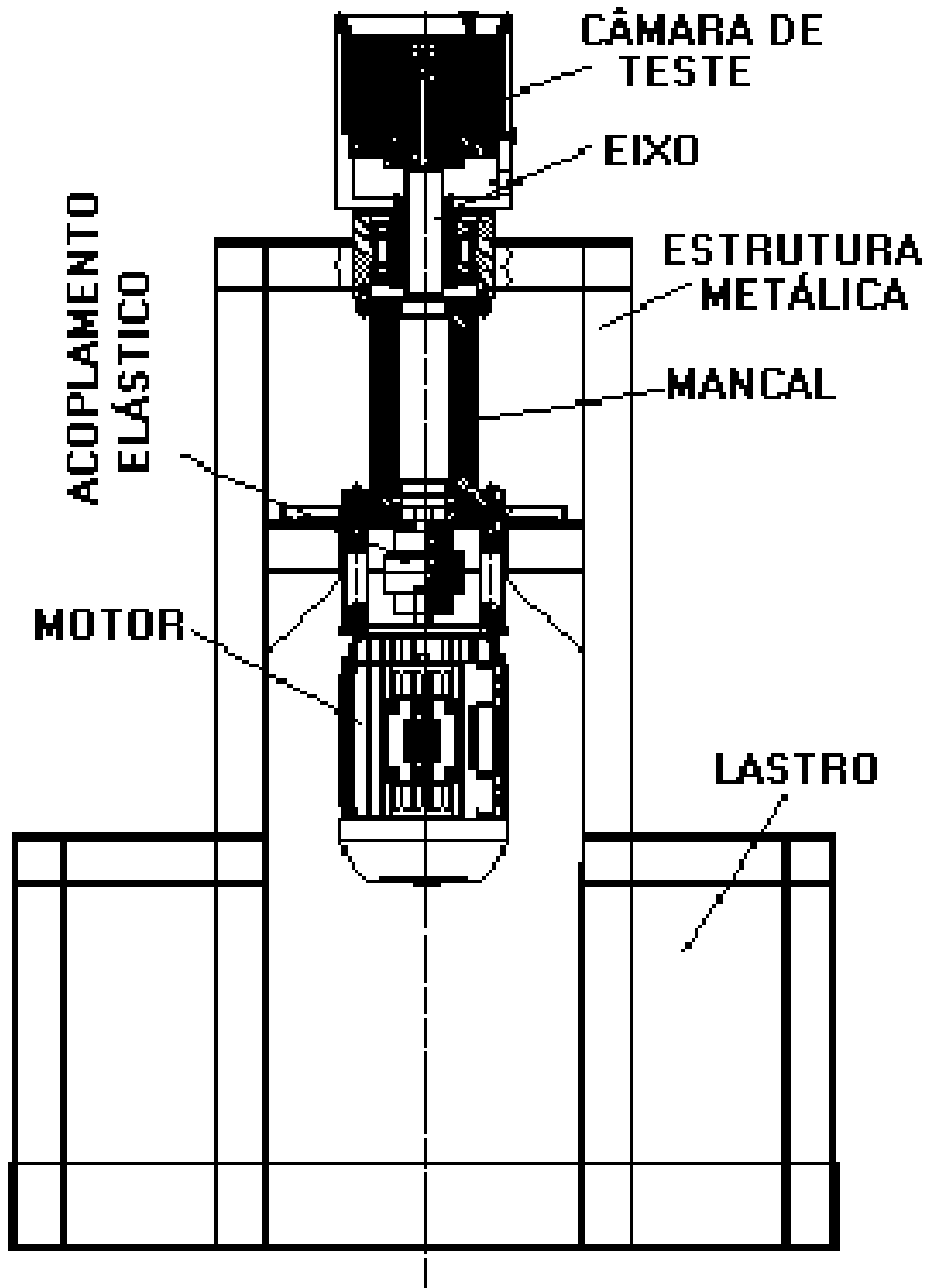
O Banco de Testes de Selos Mecânicos pode ser dividido em quatro grandes sistemas: Estrutura, Acionamento, Câmara de Testes, Sistema de Medição e Aquisição de Dados.

3.1 Estrutura

A estrutura utilizada para confecção do banco de teste de selos mecânicos com tubos quadrados de metalon, (60 x 60 x 5 mm), a base revestida de chapa de aço de 2 mm com dimensões de 490 x 980 mm, sendo composta na sua lateral de dois compartimentos com dimensões de 490 x 310 mm com finalidade de se colocar lastros de areia para reduzir vibrações em alta rotações. Os vibratores são fixados em viga L com dimensões de 100 x 100 x 10 mm. No centro da estrutura vertical. No eixo de simetria são montados motor, mancal de apoio do eixo, mancal da câmara de testes e câmara de testes todos esses elementos dispostos na vertical, conforme mostra a Fig. (2).

3.2 Acionamento

Um motor elétrico trifásico, acionado por um conversor de frequência. O uso do conversor de frequência permite a seleção contínua de rotações até 7000 RPM. O motor está preso verticalmente no eixo de simetria da estrutura e a sua extremidade superior através de acoplamento elástico ao eixo (aço inox 304). O motor possui as seguintes características: Trifásico, 220V / 60 Hz, 4 pólos, 2,2 KW (3 CV) - 1710 RPM - Modelo WEG 90L. O conversor de frequência é: Micromaster 6 SE 3121 - OCC40. Com entrada: 230 V - (3 a 12 A) - 47 / 63 Hz. Saída, 0 / 650 Hz. Motor, 3 HP (2,2 KW). Seu sistema de proteção: IEC 536 / UDE 0106 classe 1. Fabricante: SIEMENS.



Figuras 2. Estrutura montada

3.3 Câmara de teste

A câmara de testes está localizada na parte superior da estrutura e fixado ao mancal de rolamentos. A câmara é de alumínio com diâmetro de 203,2 mm, medindo 160 x 220 mm com espessura da parede de 10 mm, a tampa com dimensões de 203,2 x 30 mm de alumínio é fixado na parte superior da câmara por oito parafusos. Sobre a tampa há um orifício com a finalidade de equalização da pressão para os testes com pressão atmosférica e também com finalidade de entrada de óleo pressurizado. Na lateral da câmara em ângulo de 180° dois furos com a finalidade de visualização do selo mecânico em testes. Com a utilização de um dispositivo no interior da câmara de testes pode-se usar diversos tipos e tamanhos de selos mecânicos. Sua capacidade é de 3 litros. Foram realizados testes no mancal de rolamentos variando a velocidade de 0 à 7000 rpm, para verificação de problemas de alinhamentos, vibrações e temperatura no mancal, indicando, que sem o selo mecânico montado, o eixo está girando suavemente. Avaliações mais precisas serão realizadas com o selo mecânico montado. O mancal de rolamentos radiais, suporta a câmara de testes, sendo um sistema suspenso, livre para girar. A velocidade relativa entre as faces do selo mecânico, gera um momento de atrito no contato tendendo girar o eixo interno dos rolamentos radiais. Pode-se observar na Fig (3), a câmara de testes é impedida de girar por uma célula de carga, que trabalha a deflexão, com estensômetros elétricos colados sobre sua superfície. Como é conhecido o raio de aplicação da força sobre a haste, pode-se assim avaliar o torque de atrito oriundo do selo mecânico.

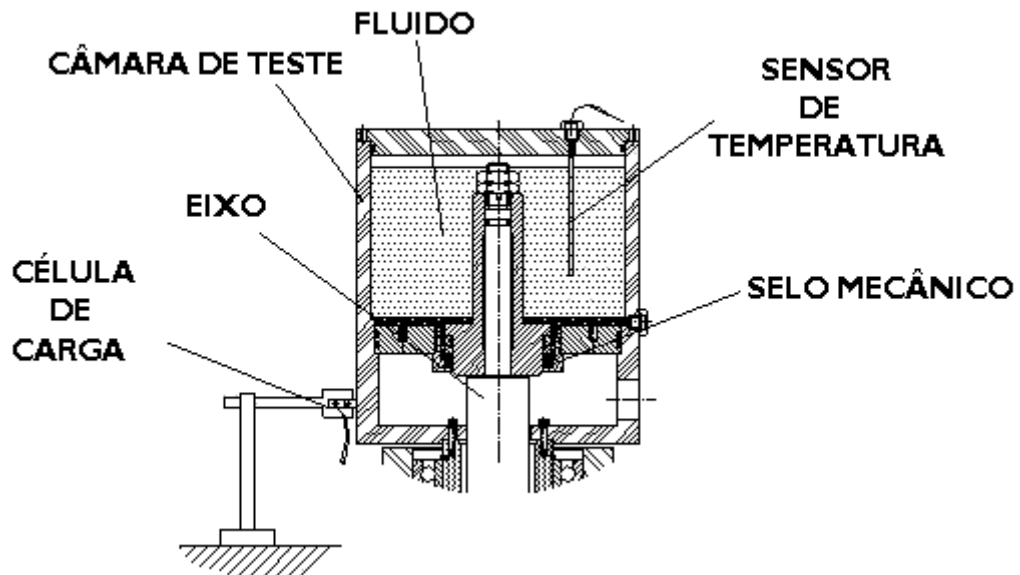


Figura 3. Câmara de testes

3.4 Sistema de medição e aquisição de dados

No atual formato do banco de testes de selos mecânicos serão medidos, o momento de atrito, a temperatura do banho de fluido e a pressão. O momento de atrito será medido através de uma célula de carga construída no laboratório de metrologia da UFRJ. O sinal elétrico proveniente da célula de carga será amplificado por um amplificador construído também no Laboratório de Metrologia a partir de circuitos HBM-ME 30. Há uma possibilidade de serem tratados até três sinais de células de carga distintas, com previsão de expansão para seis. Um termoresistor (PT100) ficará mergulhado no banho de fluido, monitorando a temperatura desse banho o mais próximo possível do selo. Os sinais de temperatura do termoresistores serão tratados, gerando um sinal de 0 volts a 10 volts. .

Os sinais (temperatura e momento de atrito) são amplificados e processados tratados em tempo real por um registrador X-t, Yokogawa, modelo LR 4120, de quatro canais. Será instalada também uma placa de aquisição de dados, National Instruments, modelo AT-MIO-16E-10. Que fará medições de modo analógico e digital, simultaneamente

4. Conclusão

Foi construído um banco de testes de selo mecânico com capacidade para ensaiar selos mecânicos de diversos tipos e tamanhos com seleção contínua de rotação do eixo até 7000 rpm. Este banco de testes será uma ferramenta importante na investigação das condições tribológicas nas faces dos selos. Investigações serão conduzidas para verificar os efeitos térmicos nas faces do selo. Foram realizados testes iniciais do sistema de acionamento, que indicaram funcionamento adequado sem o selo mecânico montado, o eixo de acionamento gira entre 120 e 6000 rpm funcionamento suave. Após montagem do selo mecânico serão realizados testes mais precisos para avaliação de possíveis problemas dinâmicos. A Fig. (4) mostra o banco de teste de selos mecânicos em fase final de montagem no laboratório de metrologia da UFRJ. Em julho de 2001 receberam-se 2 selos mecânicos da Burgmann do Brasil. O banco de testes de selos mecânicos deve iniciar sua campanha em setembro de 2001.



Figura 4. Foto do banco de teste montado

Agradecimentos

Gostaríamos de agradecer ao SENAI/RJ - Centro de Formação Profissional de Metal Mecânica, pelo apoio técnico à confecção de componentes e trabalho de freza realizado.

À CAPES: Coordenação de Apoio ao Aperfeiçoamento de Pessoal de nível superior, pelo apoio financeiro.

À Burgmann do Brasil por doar gentilmente os selos mecânicos para testes iniciais.

REFERÊNCIAS

1. Hamilton D. B., Walowit J. A., Allen C. M., 1969, "A Theory of Lubrication By Micro-irregularities", Transactions of the ASME, Vol....., pp 177-185.
2. Anno J. N. , Walowit J. A., Allen C. M., 1969, "Load Support and Leakage from Microasperity-Lubricated Face Seals", Transactions of the ASME, Vol....., pp 726-731.
3. Kaneta M., Fukahori, 1986, "Pumping Action of Aligned Smooth Face Seals Due to Axial Vibrations-Experiment" Transactions of the ASME, Vol. 108, pp 46-52.

4. Etsion I., 1982, "Dynamic Analysis of Noncontacting Face Seals", Transactions of the ASME, Vol 104, pp 460-468.
5. en Fin Lin, Chih Chung Yao, 1996, "Hydrodynamic Lubrication of Face Seal in a Turbulent Flow Regime" Transactions of the ASME, Vol 118, pp 589-600.
6. Ettles C. M. McC, 1986 "The Thermal Control of Friction at High Sliding Speeds" Transactions of the ASME, Vol 108, pp 98-104.
7. Lebeck A. O, 1987, "Parallel Sliding Load Support in The Mixed Friction Regime, Part 1 – The Experimental Data" Transactions of the ASME, Vol 109, pp 189-195.

Construction of a Mechanical Seal Tests of Banch

Mário Goretti dos Santos

Sylvio José Ribeiro de Oliveira*

Luiz Carlos Vidal de Castro*

* Federal university of Rio de Janeiro, Department of Engineering Mechanical Mecânica,
Post office box 68503, 21945-970, Rio de Janeiro, RJ, Brazil

***Abstract.** Mechanical seals are very common machine elements. Nevertheless, there is not yet an incontestable theory to explain the lubrication and sealing mechanisms in the contact. The usual contact width between shaft and seal is approximately 5 mm and the lubricant fluid thickness doesn't reach 1µm. Therefore, it's not easy to realize experiments to achieve precise results about the working conditions at the sealing zone. A test machine was built at UFRJ for testing mechanical seals with 80 mm diameter at the contac zone and shaft rotations up to 7000 rpm. The friction torques from the mechanical seal and the lubricant bath temperatures close to the contact zone can be measured. The wear of the diferent seals materials and lubricants will be investigated.*

Keywords: Tribology, Mechanical Seals, Machine Design

SOME PERFORMANCE CHARACTERISTICS OF HIGH SPEED HYDRODYNAMIC GAS BEARINGS

Marco Túlio C. Faria

Universidade Federal de Minas Gerais
Departamento de Engenharia Mecânica
Av. Antonio Carlos, 6627
31270-901- Belo Horizonte, MG - Brazil
mtfaria@dedalus.lcc.ufmg.br

Abstract. *A computational analysis of high speed gas lubricated hydrodynamic bearings is performed by employing an upwind procedure based on the control volume method. Performance characteristics of Rayleigh step gas bearings are determined in function of some relevant geometric and operating parameters. Several curves for load-carrying capacity and frequency-dependent dynamic force coefficients depict the influence of high speeds on the gas bearing behavior. Numerical predictions of performance characteristics bring some insights into the behavior of hydrodynamic gas bearings operating at high speeds.*

Keywords. *Thrust Bearings, Stepped Bearings, Gas Bearings, Rayleigh Step Bearings*

1. Introduction

Gas bearings and seals are finding increase use in rotating machines that require an oil-free environment. Gas bearing technology has been efficiently used in numerous important industrial applications, such as peripheral computer devices, precise positioning mechanisms, machine tools, automotive turbochargers and many others (Pan, 1990). Increasing demands for more efficient designs has required higher operating speeds for gas bearings and seals. The prediction of the static and dynamic performance characteristics of gas bearings and seals operating at high speeds has become a crucial requirement in the design process of faster, safer and more efficient bearings (Burgmann, 1997).

Stepped and grooved gas bearing and seal configurations have encountered many industrial applications in lightweight rotating machinery, auxiliary turbomachinery and electronic equipment (Suciu et alii, 2000; Basu, 1992; Muijderman, 1966; Kinouchi et alii, 1996; Hamrock, 1968). Steps or grooves introduced on the bearing surface enhance the bearing performance, increasing the bearing direct stiffness and decreasing the flow leakage (Wildmann, 1964). However, for stepped or grooved bearings running with compressible fluids, the pressure drop through the surface discontinuities can lead the bearing to unstable operating conditions, mainly at high speeds (Constantinescu and Galetuse, 1990). Even though gas bearings have been operated under stringent operating conditions in many industrial applications, the technical literature lacks technical data about their performance characteristics at high speeds. There are very few analyses on the influence of bearing geometric parameters, such as the step depth and length, on the bearing static and dynamic behavior. Moreover, there are very few efficient computational tools available for the analysis of thin gas film lubrication problems at high speeds.

In order to bring some insights into the behavior of gas bearings operating at high speeds, this work presents a control volume analysis of the static and dynamic performance of high speed hydrodynamic gas bearings. A control volume procedure based on the power law scheme (Patankar, 1980) is implemented to analyze the behavior of high speed gas-lubricated Rayleigh step bearings. For simplicity, only one-dimensional gas lubricated bearings are analyzed. Static and dynamic performance characteristics, such as load-carrying capacity and frequency-dependent force coefficients, are predicted for several operating conditions. The numerical predictions show the influence of high speeds on the performance characteristics of gas lubricated hydrodynamic bearings.

2. Description of the Problem

A Rayleigh step bearing is shown in Fig. (1). It is assumed that the bearing is infinitely wide, so the analysis will be performed in the one-dimensional space. The fluid thickness in the land region is given by h_1 , while in the step region is given by h_2 . The land and step region lengths are L_1 and L_2 , respectively. Important dimensionless parameters are the film thickness ratio (h_1/h_2) and the length ratio (L_1/L_2). The sliding speed of the running surface is represented by u . The dimensionless coordinate ($X=x/L$) is used to describe the position of the fluid film thickness.

The nondimensional form of the classical Reynolds equation for isothermal ideal gas flows (Faria and San Andrés, 2000) is presented for the bearing geometry depicted in Fig. (1). The governing equation for the thin gas film flow is a non-linear convective-diffusion transport equation.

$$\frac{\partial}{\partial X} \left(PH^3 \frac{\partial P}{\partial X} \right) = \Lambda \frac{\partial}{\partial X} (PH) + \sigma \frac{\partial (PH)}{\partial \tau} \quad (1)$$

where P is the dimensionless pressure ($P=p/p_a$), H is the dimensionless film thickness ($H=h/h_2$), Λ is the dimensionless compressibility number or bearing number ($\Lambda = 6\mu u L / h_2^2 p_a$), σ is the dimensionless frequency number

($\sigma = 12\mu L^2 \omega / p_a h_2^2$) and τ is the dimensionless time ($\tau = t\omega$). In these variables, p represents the hydrodynamic pressure within the bearing lands, p_a the ambient pressure, μ the fluid viscosity, L the bearing length ($L = L_1 + L_2$) and ω the axial excitation frequency. The leading and trailing edges of the bearing are at ambient pressure, $P=1$.

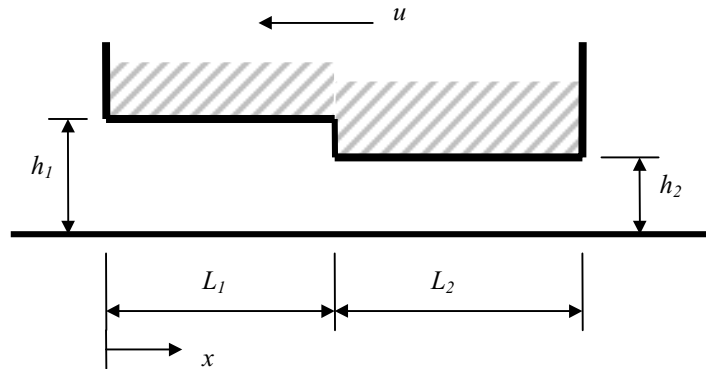


Figure 1. A Rayleigh step bearing.

The dimensionless hydrodynamic pressure distribution can be computed from Eq. (1). By integrating this pressure field over the bearing domain it is possible to obtain the dimensionless bearing load-carrying capacity, F_z , which is given by

$$F_z = \int_0^1 (P-1)dX$$

where the bearing domain is described by $0 \leq X \leq 1$.

To compute the bearing dynamic force coefficients, a perturbation procedure is employed on Eq. (1). Small axial motions ΔZ are applied, at an excitation frequency ω , on the bearing running surface, which cause perturbations on the pressure field and film thickness (Lund, 1987). The thin fluid film must be able to accommodate these perturbations, providing stable operating conditions for the bearing. The dimensionless perturbed pressure field and film thickness are, then, expressed as

$$H(X, \tau) = H_0(X) + \Delta Z.e^{i\tau} \tag{2}$$

$$P(X, \tau) = P_0(X) + \Delta Z.P_1.e^{i\tau} \tag{3}$$

where H_0 and P_0 are the film thickness and pressure at an equilibrium position, respectively; P_1 is the perturbed first-order pressure field; $i = \sqrt{-1}$. Substituting Eq. (2) and Eq. (3) into Eq. (1) renders the zeroth- and first-order lubrication equations.

$$\frac{d}{dX} \left(P_0 H_0^3 \frac{dP_0}{dX} - \Lambda P_0 H_0 \right) = 0 \tag{4}$$

$$\frac{d}{dX} \left[P_0 H_0^3 \frac{dP_1}{dX} + \left(H_0^3 \frac{dP_0}{dX} - \Lambda H_0 \right) P_1 + 3P_0 H_0^2 \frac{dP_0}{dX} - \Lambda P_0 \right] = i\sigma (P_1 H_0 + P_0) \tag{5}$$

The non-linear zeroth-order equation [Eq. (4)] is a steady-state version of the Reynolds equation [Eq. (1)], which provides the steady-state hydrodynamic pressure field generated by the bearing. The linearized first-order lubrication equation [Eq.(5)] gives the complex first-order pressure field. The complex impedances associated with the thin fluid film response are obtained by integrating the first-order pressure field. The axial dimensionless stiffness (K) and damping (C) coefficients are computed in the following form

$$K + i\bar{\omega}C = - \int_0^1 P_1.dX \tag{6}$$

where $\bar{\omega} = \omega L/u$ is the dimensionless axial frequency.

3. Gas Bearing Finite Volume Modeling

One of the most important parameters in gas lubrication problems is the compressibility number or bearing number, Λ , which describes the level of fluid compressibility as function of the sliding speed. For low compressibility numbers, Eq. (1) is basically an elliptic-type differential equation, in which the diffusion terms dominate the flow. As the compressibility number increases, the advection fluid transport term starts to dominate the flow field. Hence, Eq. (1) takes a parabolic form where only the entry boundary condition affects the pressure field. Conventional numerical procedures based either on the classical Galerkin finite element method or on the central finite difference schemes usually introduce numerical oscillations in the solution of the lubrication equation. In order to avoid these oscillations in the solution procedure, fine meshes, with consequent losses in the computational efficiency, are commonly used. Therefore, in this work, an efficient upwind solution procedure based on the power-law control volume method (CVM), which is able to provide numerically stable solutions for convective-diffusive flows, is employed in the analysis of high speed hydrodynamic gas bearings (Patankar, 1980).

The power-law scheme is implemented to solve the zeroth- and first-order lubrication equations. The one-dimensional gas flow equation is integrated over a control volume (j) generating the following balance equation (Patankar, 1980)

$$a_j P_{j+1} + b_j P_j + c_j P_{j-1} = 0 \tag{7}$$

where

$$a_j = -D_{j+1/2} \cdot A(|Pe_{j+1/2}|) - MAX(-F_{j+1/2}, 0)$$

$$c_j = -D_{j-1/2} \cdot A(|Pe_{j-1/2}|) - MAX(F_{j-1/2}, 0)$$

$$b_j = -a_j - c_j + (F_{j+1/2} - F_{j-1/2}).$$

In the coefficients of Eq. (7), F is the convection parameter ($F=\Delta H$), D is the diffusion conductance ($D=PH^3/\Delta X$) and Pe is the Peclet number ($Pe=F/D$). MAX is a function that returns the maximum value of either of its arguments. $A(|Pe|)$ is a mathematical operator that defines the scheme employed. The central difference scheme and the power-law scheme are written as

$$A(|Pe|) = 1 - 0.5|Pe| \quad (\text{central difference scheme}) \tag{8}$$

$$A(|Pe|) = MAX(0, (1 - 0.1|Pe|^5)) \quad (\text{power-law scheme}). \tag{9}$$

The iterative solution procedure for the zeroth-order lubrication equation [Eq. (4)] is based on a successive substitution procedure (Stewart, 1996). Ambient pressure is used as initial value of pressure in the iterative process that ends when $|P_{n+1} - P_n| < 10^{-6}$, where P_{n+1} and P_n are the dimensionless pressures computed at iterations $(n+1)$ and (n) , respectively. A Gauss elimination procedure (Stewart, 1996) is employed in the solution of the linear system of algebraic equations. Once the zeroth-order pressure field is obtained, the linear first-order lubrication equation [Eq. (5)] is solved to give the complex first-order pressure field.

4. Numerical Evaluation of the CVM Procedure

Some cases of gas lubricated Rayleigh step bearing ($L_1/L_2=1$) are selected to validate the control volume procedure implemented in this work. The dimensionless load capacity predicted by the linearized analytical solution, which is derived by Hamrock, 1994, is compared with the control volume predictions employing 100 nodes. Fig. (2) shows the comparison of the CVM predictions of load capacity, for three different thickness ratios, with the results obtained by Hamrock's procedure. There is a very reasonable agreement between the CVM results (solid line with circles) and the linearized solutions (solid line with rectangles), even though the linearized procedure seems to overpredict the load capacity at low bearing (or compressibility) numbers ($\Lambda < 80$) and underpredict it at medium and high bearing (or compressibility) numbers ($\Lambda > 100$). It is important to note that the bearing load capacity tends to asymptotic values as the bearing number increases.

Fig. (3) shows the influence of the mesh size on the computation of the dimensionless static stiffness coefficient ($\bar{\omega} = 0$) for Rayleigh step bearings with length ratio equals to one. These values of K are computed for $\Lambda=1000$. It can be seen, from Fig. (3), that meshes with more than 50 elements are able to render accurate values of stiffness coefficients at high bearing numbers.

Numerical oscillations in the solution of the convective-diffusive Reynolds equation usually occur when conventional numerical procedures are employed. Figure (4) depicts the dimensionless pressure distribution computed by both the central difference scheme (dashed line) and the power-law scheme (solid line) for Rayleigh step bearings at high compressibility number ($\Lambda=1000$), using meshes with 100 nodes. The central difference scheme generates

oscillations in the pressure field at the bearing trailing edge, where there is a large pressure gradient. The power law scheme is able to render numerically stable solutions without resort to very fine meshes.

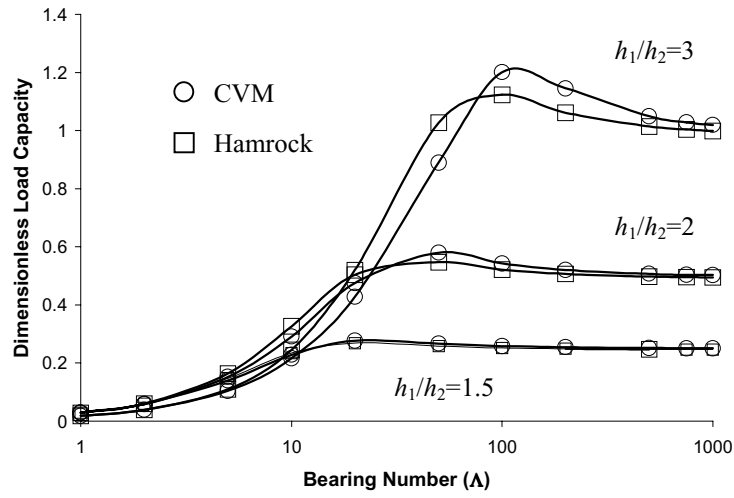


Figure 2. Comparative results of load capacity for Rayleigh step gas bearings ($L_1/L_2=1$).

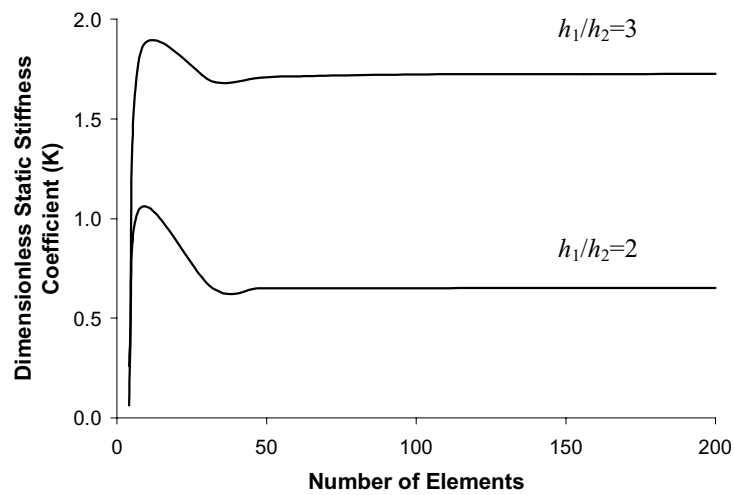


Figure 3. Mesh sensitivity analysis for Rayleigh step gas bearings ($L_1/L_2=1$).

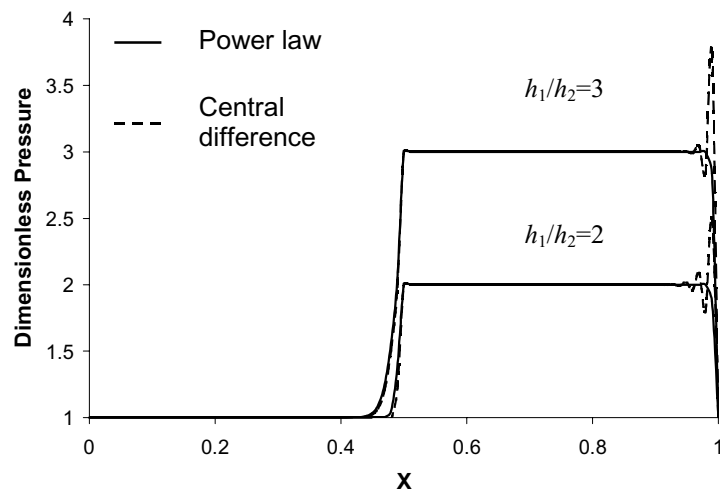


Figure 4. Numerical oscillations at the bearing trailing edge for meshes with 100 nodes.

5. Performance Analysis of Rayleigh Step Bearings

Four geometric and operating parameters, which are the film thickness ratio, the length ratio, the compressibility number (or bearing number) and the frequency number, are selected to analyze the behavior of gas lubricated Rayleigh step bearings. The performance characteristics selected are the load capacity, which is the most important static performance characteristic in the majority of bearing industrial applications, and the dynamic force coefficients, which are the bearing most relevant dynamic performance characteristics.

Figure (5) depicts the influence of the bearing number on the bearing load capacity for bearings with four different thickness ratios (h_1/h_2). The length ratio is held equal to one in these computations. As the bearing number increases, the load capacity tends to asymptotic limits. The larger is the bearing step (or the larger is the flow resistance), the larger is the load capacity.

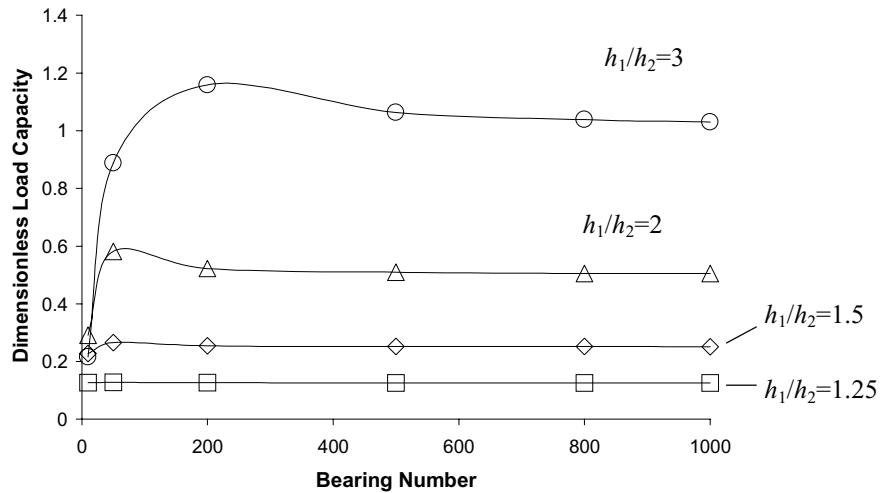


Figure 5. Dimensionless load capacity versus bearing number for four different thickness ratios ($L_1/L_2=1$).

The dimensionless stiffness coefficient (K) is shown against the bearing number, for four values of thickness ratio, in Fig. (6). These computations are carried out with $L_1/L_2=1$. For low thickness ratios ($h_1/h_2 < 2$), the stiffness decreases as the bearing number increases tending to asymptotic values. On the other hand, for large thickness ratios ($h_1/h_2 > 2$), the stiffness coefficients initially increase rapidly and, then, present a smooth descent trend until reaching their asymptotic limits. Figure (7) depicts the dimensionless damping coefficient (C) versus the bearing number for four values of thickness ratio. In hydrodynamic gas bearings, the damping coefficients are almost negligible. C increases as the bearing number increases, also tending to asymptotic values. The larger is the thickness ratio, the smaller is C .

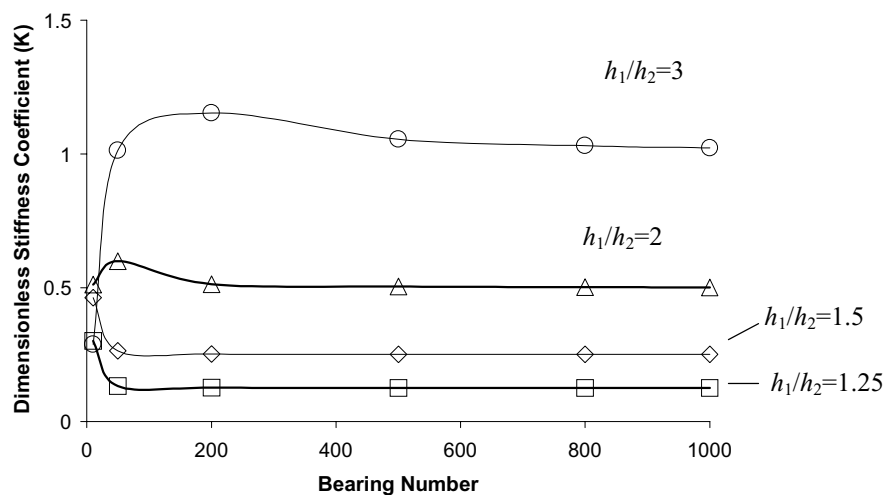


Figure 6. Dimensionless stiffness coefficient versus bearing number for four values of thickness ratio ($L_1/L_2=1$; $\sigma=10$).

Figure (8) depicts the variation of the bearing dimensionless load capacity with the bearing number for four different length ratios. The larger is the land region (the larger is L_1), the larger is the load capacity. The influence of the bearing number on the stiffness coefficient for four different values of length ratio is shown in Fig. (9). For small length

ratio ($L_1/L_2=0.5$), K decreases as Λ increases; otherwise, K presents initially an increasing trend and, then, decreases smoothly tending to asymptotic values. Figure (10) depicts the curves of the dimensionless damping coefficient versus Λ for four different length ratios. The larger is the land region, the larger is C .

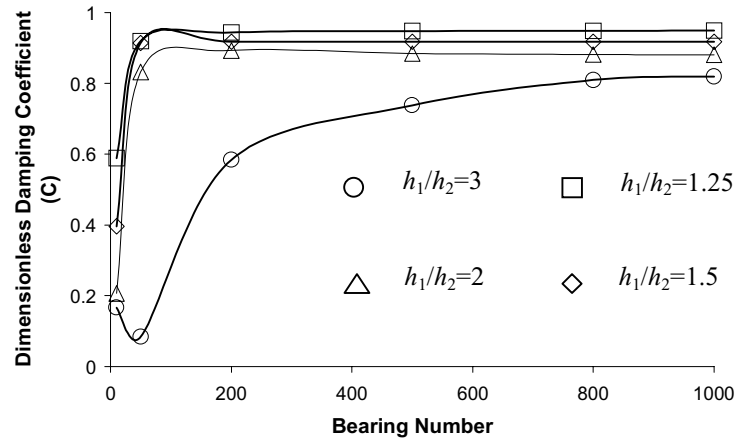


Figure 7. Dimensionless damping coefficient versus bearing number for four values of thickness ratio ($L_1/L_2=1$; $\sigma=10$).

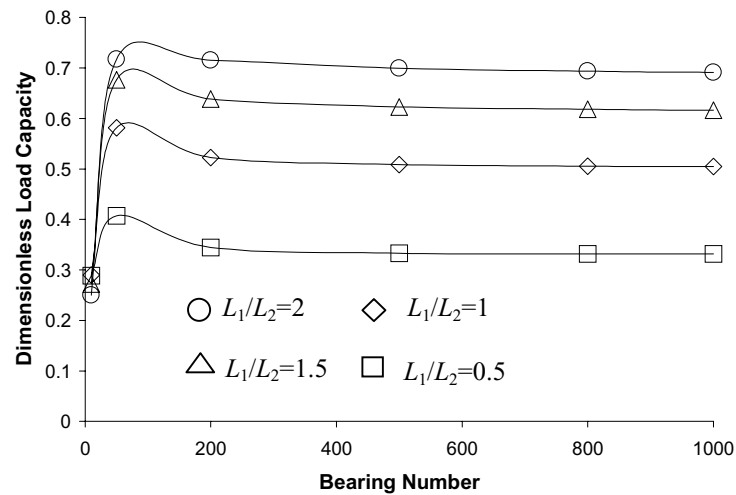


Figure 8. Dimensionless load capacity versus bearing number for four values of length ratio ($h_1/h_2=2$).

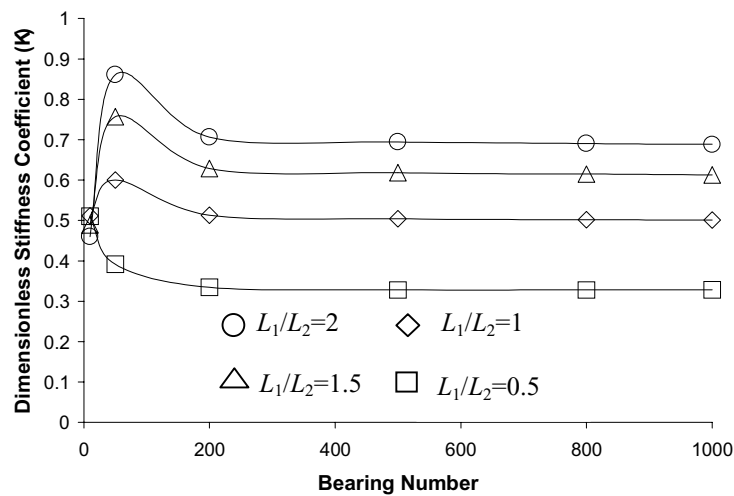


Figure 9. Dimensionless stiffness coefficient versus bearing number for four values of length ratio ($h_1/h_2=2$; $\sigma=10$).

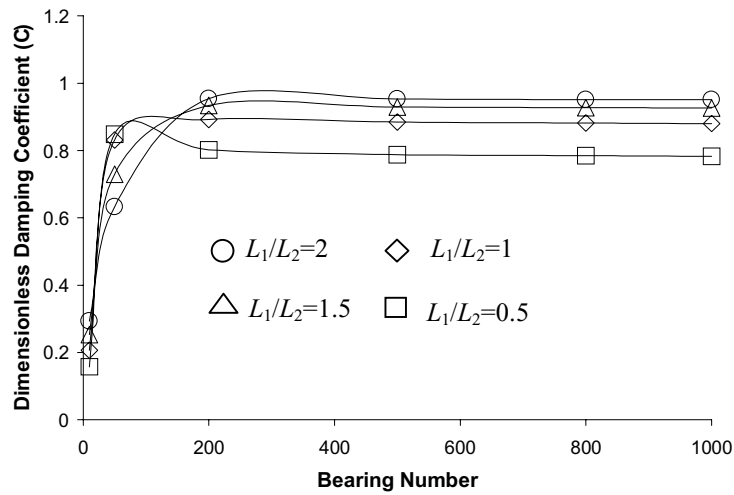


Figure 10. Dimensionless damping coefficient versus bearing number for four values of length ratio ($h_1/h_2=2$; $\sigma=10$).

Finally, the influence of the axial excitation frequency on the dynamic performance characteristics is evaluated. Figure (11) shows the curves of the dimensionless stiffness coefficient against the frequency number (σ) at three different operating conditions: low speeds ($\Lambda=50$), medium speeds ($\Lambda=150$) and high speeds ($\Lambda=1000$). The variation of the dimensionless damping coefficient with the frequency number is depicted in Fig. (12). Figures (11) and (12) show clearly that the axial frequency has a strong influence on the dynamic force coefficients. The lag between the pressure field and the flow velocity is significant for compressible fluids subject to high excitation frequencies. Compliance changes of the trapped fluid within the bearing lands affect strongly the dynamic response of gas lubricated hydrodynamic stepped and grooved bearings.

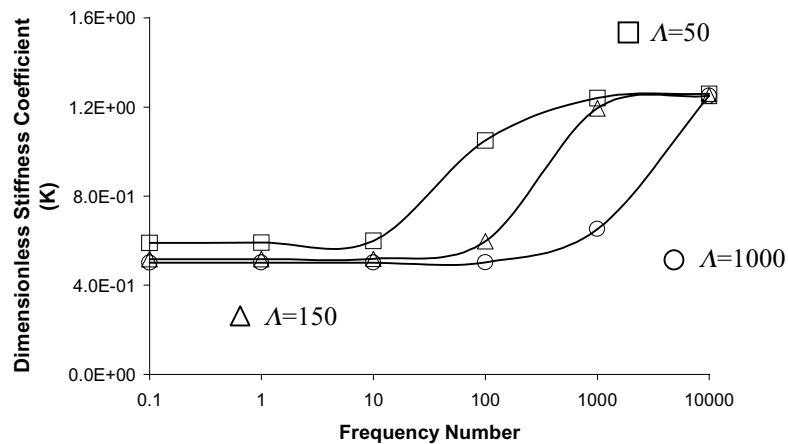


Figure 11. Dimensionless stiffness coefficient versus the frequency number ($h_1/h_2=2$; $L_1/L_2=1$).

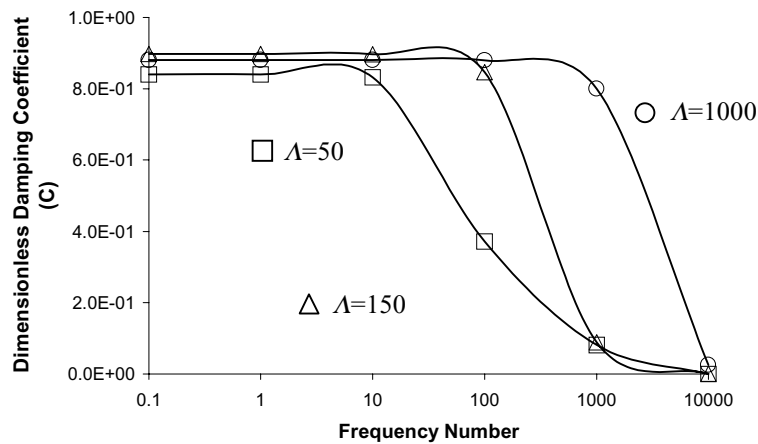


Figure 12. Dimensionless damping coefficient versus the frequency number ($h_1/h_2=2$; $L_1/L_2=1$).

6. Conclusions

An efficient computational procedure is specially implemented to study some static and dynamic performance characteristics of gas lubricated hydrodynamic bearings operating at high speeds. This procedure, which is based on the power law control volume scheme, is able to predict the load-carrying capacity and the dynamic force coefficients of Rayleigh step gas bearings. Curves of the load capacity, stiffness and damping coefficients show the influence of some geometric and operating parameters on the Rayleigh step bearing behavior. The performance analysis indicates that, for stepped bearings, larger thickness ratios and larger length ratios can enhance the static and dynamic performance characteristics of hydrodynamic gas bearings at high speeds. Furthermore, this work reveals the strong influence of the fluid compressibility on the bearing behavior, mainly at high excitation frequencies. The performance characteristic curves obtained bring some insights into the influence of high speeds on the performance characteristics of stepped hydrodynamic gas bearings.

7. References

- Basu, P., 1992, "Analysis of a Radial Groove Gas Face Seal", STLE Tribology Transactions, Vol.35, pp. 11-20.
- Burgmann Dichtungswerke GmbH & Co., 1997, "Gas Lubricated Mechanical Face Seals", First Edition, Wolfratshausen, Germany, 76 p.
- Constantinescu, V.N. and Galetuse, S., 1990, "Stability Criterion for Spiral Grooved Thrust Gas Bearings", ASME Journal of Tribology, Vol. 112, pp.734-737.
- Faria, M.T.C. and San Andrés, L., 2000, "On the Numerical Modeling of High-Speed Hydrodynamic Gas Bearings", ASME Journal of Tribology, Vol. 122, pp.124-130.
- Hamrock, B.J., 1968, "Rayleigh Step Journal Bearing - Part 1 - Compressible Fluid", ASME Journal of Lubrication Technology, Vol. 90, pp.271-280.
- Hamrock, B.J., 1994, "Fundamentals of Fluid Film Lubrication", McGraw-Hill, New York, USA.
- Kinouchi, K., Tanaka, K., Yoshimura, S. and Yagawa, G., 1996, "Finite Element Analysis of Gas-lubricated Grooved Journal Bearings (Analysis Method)", JSME International Journal, Vol. 39, No. 1, pp. 123-129.
- Lund, J.W., 1987, "Review of the Concept of Dynamic Force Coefficients for Fluid Film Journal Bearings", ASME Journal of Tribology, Vol. 109, pp. 37-40.
- Muijderman, E.A., 1966, "Spiral Groove Bearings", Philips Technical Library, Springer-Verlag, New York, 212 p.
- Pan, C.H.T., 1990, "Gas Lubrication: 1915-1990", Achievements in Tribology, ASME Publication, pp. 31-51.
- Patankar, S.V., 1980, "Numerical Heat Transfer and Fluid Flow", Taylor & Francis, USA.
- Stewart, G.W., 1996, "Aftersnotes on Numerical Analysis", SIAM books, Philadelphia, USA, 211p.
- Suciu, C.V., Bonneau, O., Brun-Picard, D., Frêne, J. and Pascovici, M.D., 2000, "Study of a Novel Squeeze Film Damper and Vibration Generator", ASME Journal of Tribology, Vol.122, pp. 211-218.
- Wildmann, 1964, "Grooved-Plate, Gas-Lubricated Thrust Bearings, with Special Reference to the Spiral Groove Bearing", ASME-ASLE International Lubrication Conference, ASME Paper No. 64-LUB-25, 16p.

ABRASIVE WEAR OF QUARTZ CRYSTALS AS STUDIED BY ULTRASONIC MACHINING

Pedro L. Guzzo, Armando H. Shinohara

Departamento de Engenharia Mecânica, Universidade Federal de Pernambuco
Av. Acadêmico Hélio Ramos s/n, CDU, 50740-530 Recife PE, Brasil
Email : pguzzo@demec.ufpe.br

Alberto A. Raslan, Jean Carlos C. Rezende, Henara L. Costa, José Daniel B. De Mello

Laboratório de Tribologia e Materiais, Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Federal de Uberlândia
Campus Santa Mônica, Bloco 1R, 38400-902 Uberlândia MG, Brasil

Abstract. *In the present work, we investigate the wear mechanisms associated with the material removal of quartz in different ultrasonic machining conditions. By using a stationary machine, ultrasonic machining was carried out in X-, Y-, Z- and AT-cut plates of natural quartz and Z-cut plates of synthetic quartz. Cutting tools with square and cylindrical cross sections were fabricated with stainless steel using conventional machining. The slurry was made with boron carbide (B_4C) with mean grain size of $25\ \mu\text{m}$ and water in the ratio of 1:2.5 by volume. In case of synthetic crystals, silicon carbide (SiC) with mean grain size ranging from 6 to $50\ \mu\text{m}$ was adopted. The cutting rate was determined by measuring the time expended to machine $100\ \mu\text{m}$ into depth. The machined surfaces were characterized by scanning electron microscopy and surface roughness profilometry. It was found that the rate of material removal were affected by the crystallographic orientation of quartz specimens. The mean grain size of abrasive particles affected both material removal rates and surface roughness. Brittle microcracking was the main wear mechanism involved with material removal due to hammering and impact actions of abrasive particles into the workpiece material. A secondary wear mechanism becomes to operate when abrasive grits larger than $15\ \mu\text{m}$ are used. It was found that such mechanism can be predicted by the morphological domain defined by skewness and kurtosis coefficients.*

Key-words : quartz crystal, abrasive machining, cutting rate, roughness, anisotropy.

1. Introduction

Since the 1940s, α -quartz has been the material of choice in the majority of frequency control devices. Due to its piezoelectric and elastic properties, quartz crystals have been used in the production of electromechanical devices such as resonators, filters and sensors (Brice, 1985; Ballato and Gualtieri, 1994). Virtually, all devices fabricated today use cultured quartz. These crystals exhibits higher uniformity than natural quartz and are frequently available free from inclusions, twins and with low amounts of impurities. One of the remaining uses of optical-grade natural crystal is in the manufacture of resonators used as pressure sensors in deep wells. It is also used in the production of seed-crystals to growth the first generation of synthetic crystals (Laudise and Barns, 1988; Taki, 1991). Besides crystal quality, of primary importance in frequency control devices is the manufacturing technology employed to fabricate these units. The metrological accuracy required for high-Q resonators depends on both surface finish and accuracy of plate geometry (Brice, 1985). Because quartz is brittle, hard and nonconductive, ultrasonic machining (USM) appears as one of the few types of manufacturing processes showing the ability to machine electromechanical devices with complex shapes. For instance, the edge shape and the bridges of BVA resonators and the monolithic structure of pressure sensors have been achieved by USM (Besson, 1990).

From the tribological point of view, USM can be classified as a three-body abrasive wear mode (Zum Gahr, 1987). USM is a material removal process where abrasive particles are hammered against the surface of the workpiece. A cutting tool attached to a transducer/horn combination is vibrated longitudinally with an amplitude of 5 - $50\ \mu\text{m}$ in the frequency range of $20\ \text{KHz}$. A slurry with abrasive particles is pumped around the cutting zone and the tool progressively reproduces its shape into the workpiece as long as machining takes place. Compared with other non-traditional machining processes such as laser beam and electrical discharge machining (Snoeys, 1986), USM does not thermally damage the workpiece or appear to introduce significant levels of residual stress, which is important to the survival of brittle materials in service. The fundamental principles of USM, the material removal mechanisms and the effect of operating parameters were recently reviewed by Thoe et al (1998). Similar as in grinding, lapping or polishing, research on USM presents certain difficulties due to the large number of operating conditions. Material removal rate, surface finish and machining accuracy are influenced by various process parameters such as amplitude and frequency of ultrasonic oscillations, hardness and size of abrasive particles, static load and properties of the workpiece material.

The aim of the present work is to investigate the response of quartz material under different USM conditions. Material removal rates and surface roughnesses were investigated as a function of both crystallographic orientation and the size of abrasive particles. In the first case, cylindrical samples parallel to the optical axis were machined by using several SiC grit sizes. After, low index crystallographic planes of natural quartz were machined by using a blind cutting

tool. The rates of material removal were discussed as a function of hardness and fracture toughness anisotropy. In both cases, scanning electron microscopy was used to characterize the surface topography and the mechanisms of material removal. Skewness and kurtosis coefficients were employed to characterize subtle variations in wear mechanisms appearing in USM surfaces.

2. Experimental

A left hand natural quartz block was oriented using polarized light, etching and X-ray diffraction goniometry (Heising, 1946). +X-, -X-, Y-, Z-, and AT-cut plates free from inclusions and cracks were cut-up on a diamond saw to within $\pm 1^\circ$ of the required crystallographic plane. Following the IRE standard (1949), +X-, -X-, Y- and Z-cut are identified by $(11\bar{2}0)$, $(\bar{2}110)$, $(10\bar{1}0)$ and (0001) planes, respectively. The AT-cut is turned of 3.5° in relation to the minor rhombohedral $(01\bar{1}1)$ plane. The plates were lapped with a coarse alumina (Al_2O_3) abrasive to eliminate the surface flaws induced by sawing and to match the thickness of 5 mm. In addition, Z-cut blocks 20 mm thick were cut up on a diamond saw from a Z-bar synthetic quartz with 400 dislocations/cm².

USM experiments were carried out in a stationary Sonic-Mill machine with a power output of 1790 W. An electrostrictive PZT transducer converts the electric oscillations into mechanical vibrations in the frequency range of 20 kHz. The vibration is transmitted and amplified from the frame of the machine to the tip of the cutting tool by means of a horn made of titanium. The amplitude of vibration of the cutting tool was set at the minimum value and the static load was kept constant at 25 N by a pneumatic balance system. The slurry was made with boron carbide (B_4C) with mean grain size of 25 μm and water in the ratio 1 : 2.5 by volume. In order to investigate the size effect of abrasive particles on material removal rates and surface finish, synthetic crystals were machined with silicon carbide (SiC) with mean grain sizes of 6, 15, 25, 35 and 50 μm . The choice of SiC instead of B_4C was because SiC is much more cheaper and is supplied by domestic sales. Cutting tools with through and blind cross sections (Fig. 1) were fabricated in stainless steel by conventional machining processes.

The cutting rate (CR) was determined by measuring the time expended to machine 50 or 100 μm into depth. At least 30 measurements were carried out during the machining of each hole. The roughness profiles of both machined and lateral surfaces were measured with a Rank Taylor Robson profilometer, type Surtronic 3+, using a cut-off value of 0.8 mm. In this work, the machined surface is defined as the surface normal to machining direction whereas the lateral surface is the parallel one. The centre line average (R_a), the skewness (R_{sk}) and the kurtosis (R_{ku}) parameters (Halling, 1978) were chosen to characterize the surface roughness. By using a Carl Zeiss DSM 94A microscope, scanning electron microscopy (SEM) was employed to characterize the surface topography and the micromechanisms related to material removal under USM conditions.

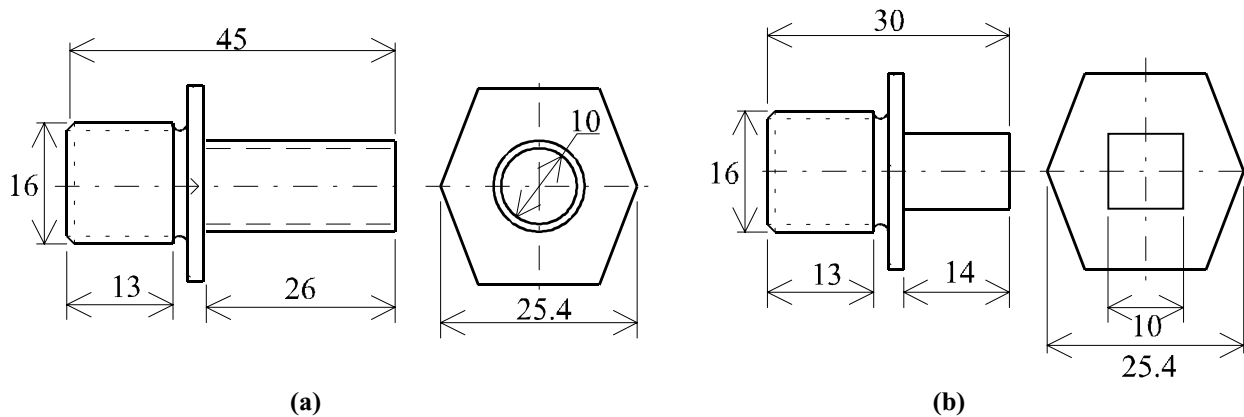


Figure 1. Cutting tools used to study the effect of abrasive particle sizes (a) and the crystallographic orientation (b) of quartz crystals under USM conditions.

3. Results and Discussion

3.1 Grit size

Cylindrical samples of synthetic quartz with 10 mm in diameter and almost 20 mm in length were ultrasonically machined by using SiC particles of different grit sizes. After, to investigate the effect of surface finish on the nucleation of dislocations, these samples were used as seed-crystals for the hydrothermal growth of synthetic quartz (Guzzo et al, 2001a). One of these samples is shown in the Fig. (2). Table (1) summarizes the results obtained with the USM as a function of the abrasive grit size. The roughness profiles were carried out along the lateral surface, i.e., parallel to the cylindrical axis. Thus, R_a , R_{sk} and R_{ku} coefficients shown in Tab. (1) characterize the topography of surfaces achieved by USM process.

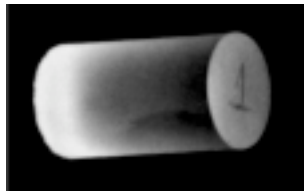


Figure 2. Cylindrical specimen of synthetic quartz achieved by USM with SiC grits of 15 μm .

Table 1. Cutting rate (CR), surface roughness (R_a), skewness (R_{sk}) and kurtosis (R_{ku}) coefficients of Z-cut samples of synthetic quartz ultrasonically machined with SiC grits.

grit size (μm)	number of samples	CR ($\mu\text{m/s}$)	R_a (μm)	R_{sk}	R_{ku}
6	2	3.4 (0.4) ^a	1.0 (0.3) ^b	-2.0 (0.8) ^b	12.5 (6.0) ^b
15	2	4.1 (0.5)	1.0 (0.2)	-1.1 (0.7)	7.4 (4.9)
25	2	4.8 (0.8)	2.1 (0.4)	-0.2 (0.1)	3.5 (0.5)
35	2	9.3 (1.1)	1.8 (0.3)	-0.4 (0.2)	3.6 (0.4)
50	2	16.5 (1.7)	1.9 (0.3)	-0.3 (0.1)	3.2 (0.4)

(a) standard deviation from 2x15 measurements
 (b) standard deviation from 2x10 measurements

Figure (3) shows the effect of abrasive grits on the rate of material removal and the surface roughness. In Fig. (3a), it is observed that CR increases exponentially with increasing the size of abrasive grits. This fact is explained taking into account the mechanisms of material removal operating in the USM process. As it was previously reported, the primary mechanism is the hammering action of the abrasive particles into the workpiece material. The CR increases with increasing the grit size because the surface density of abrasive particles (number of particles per unit of area of vibrating tool) decreases with increasing the grit size, i.e., the effective stress due to each particle acting on the workpiece surface increases. Previously, this assumption explained the grit size effect on material removal rates related to three-body abrasive wear of white cast iron (Santana and De Mello, 1994). The secondary mechanism of material removal is the impact of free abrasive particles accelerated by the vibrating tool. In this case, the increase in abrasive grits size increases its weight and the impact force against the workpiece surface also increases. Thus, under both mechanisms, the effectiveness of brittle microcracking increases with increasing the size of abrasive particles.

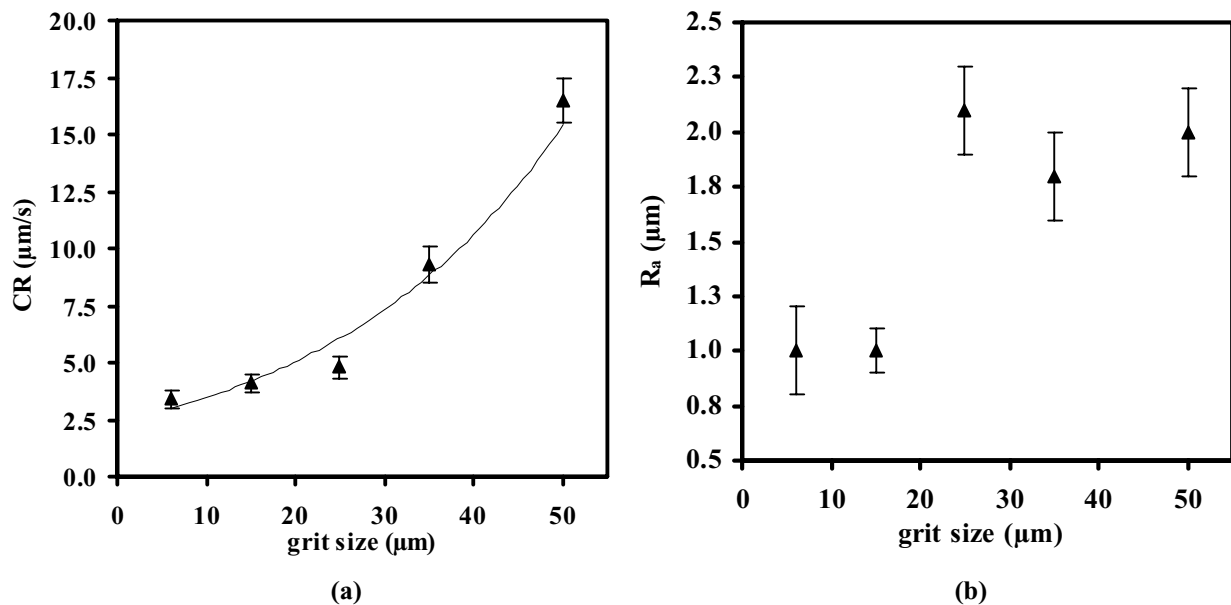


Figure 3. Grit size effect on the cutting rate (a) and surface roughness (b) of Z-cut cylindrical samples of synthetic quartz achieved by USM.

In Fig. (3b), it is observed that R_a abruptly increases by a factor of two when the mean grain size of SiC particles increases from 15 μm to 25 μm . This behavior may be understood considering the surface topography observed by SEM. Figs. 4(a) and 4(b) shows representative surface topographies of specimens machined with abrasive grits of 6 μm and 35 μm . In this scale, the surface machined with 6 μm grits appears to be flat whereas the surface machined with grits of 35 μm is formed by hills- and valleys-like surface. Such rough-like topography, also observed on the surfaces machined

with 25 μm and 50 μm grits, confirms the increase in surface roughness depicted in Fig. (3b). The transition from flat to rough topography may be explained by the abrasive wear existing at the tool-workpiece interface. During the USM process, abrasive particles continuously move not only in the working gap (Soundararajan e Radhakrishnan, 1986) but also in the lateral gap between the cutting tool and the workpiece surface. By increasing the grit size, the frictional forces acting at the lateral interface increases and the lateral abrasive wear also increases. The surface damage due to this wear mechanism is associated with the increasing of roughness. The critical grit size related to the occurrence of the non-uniform lateral abrasive wear is probably ranged between 15 μm and 25 μm .

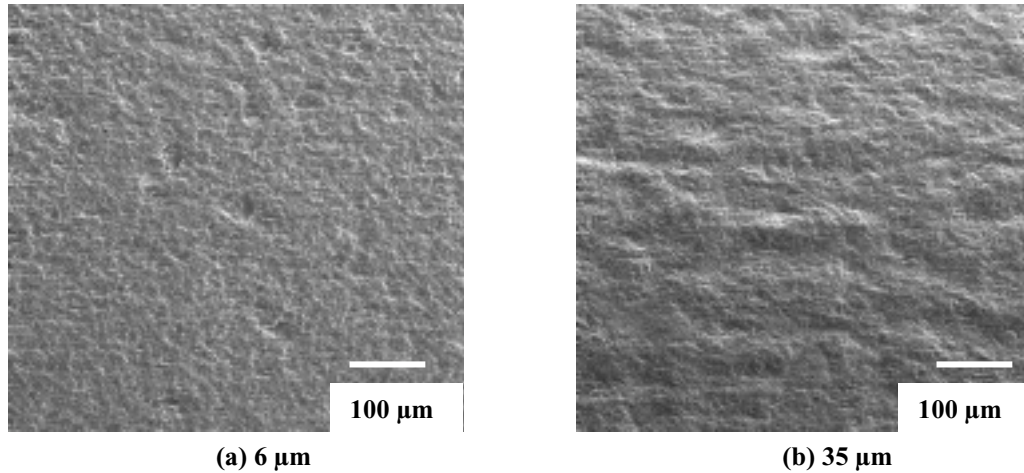


Figure 4. SEM micrographs of Z-cut surfaces of cylindrical samples achieved by USM with SiC grits.

Figure (5) shows the relationships between the coefficients R_{sk} and R_{ku} obtained from the roughness profiles of Z-cut surfaces achieved by USM with different grit sizes. Skewness and kurtosis coefficients characterize the shape of the surface profile resultant from the statistic distribution of hills and valleys (Halling, 1978). The shape of surface profiles as a function of R_{sk} and R_{ku} coefficients are summarized in Fig. (5). Previously, these coefficients were useful to predict the gradual change in surface topography of white cast irons as a function of wear time (De Mello, 1983). It was reported that the domain defined by (R_{sk} , R_{ku}) coordinates, also known as morphological path, is dependent on both material properties and wear process operating on a given surface. In Fig. (5), the position of (R_{sk} , R_{ku}) coordinates is dependent on the size of SiC particles. It is observed that the flat-valley topography characteristic of surfaces machined with 6 and 15 μm grits is drastically decreased when larger abrasive grits are used. This fact is in well agreement with the SEM micrographs shown in Fig. (4). Although the flat-valley morphology is still dominant on surfaces machined with abrasive grits larger than 15 μm , skewness and kurtosis coefficients were readily affected by surface undulations introduced by the non-uniform lateral abrasive wear.

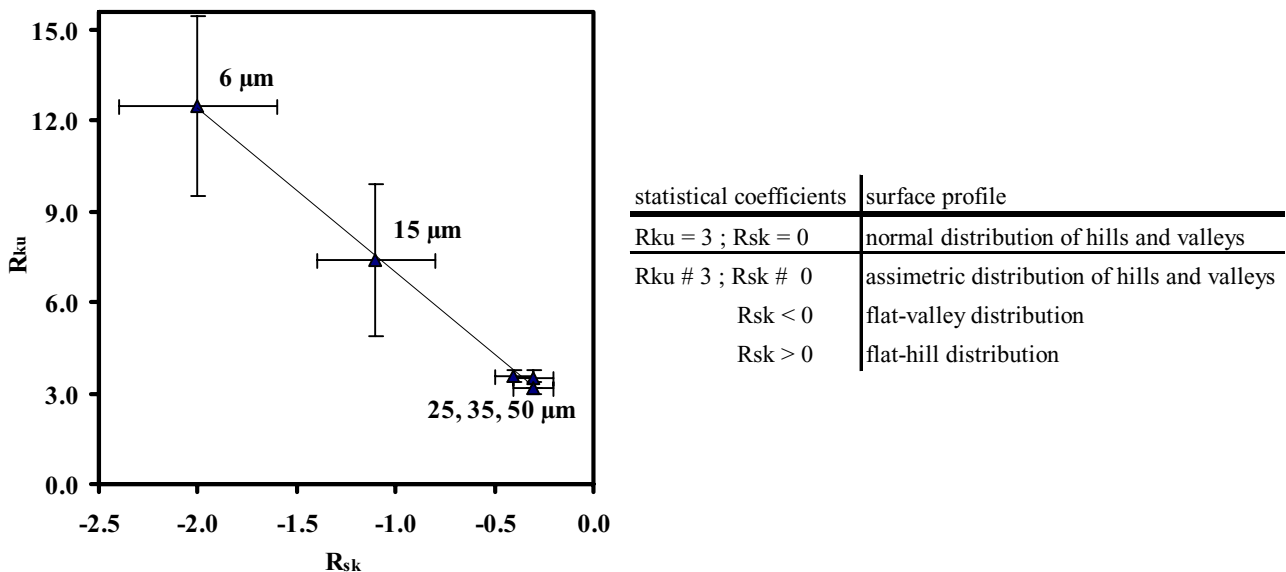


Figure 5. Morphological path of Z-cut surfaces of synthetic quartz achieved by USM with different SiC grits.

SEM micrographs showing details of both sets of surfaces achieved with SiC grits are shown in Fig. (6). Although brittle microcracking is the principal mechanism of material removal, some differences are noticed in the appearance of both surfaces. On the surfaces machined with finer grits, in which no lateral wear was present, brittle microcracking events such as cracks and indentations are easily perceived. On the other hand, the sharpness of brittle microcracking events is attenuated in surfaces machined with grits larger than 15 μm due to the subsequent action of the lateral abrasive wear. In a larger scale, such modifications appear as a rough surface composed by hills and valleys. Thus, one may conclude that the line defined by R_{sk} , R_{ku} coefficients in Fig. (5) reveals an evolution from a surface topography exclusively achieved by brittle microcracking to a surface topography generated by brittle microcracking but that was subsequently transformed by the frictional events.

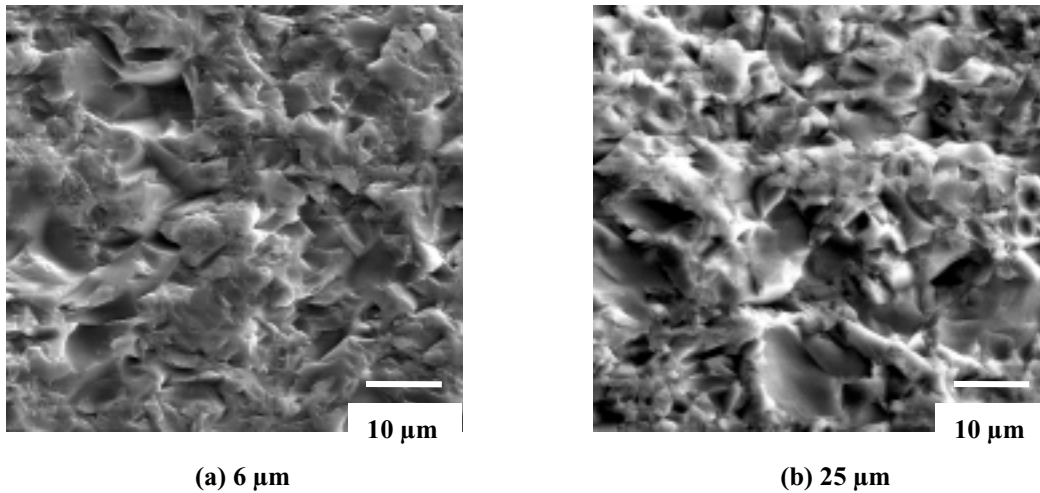


Figure 6. SEM micrographs of Z-cut surfaces of cylindrical samples achieved by USM with SiC grits.

3.2. Crystallographic orientation

Figure 7 illustrates the variation of the cutting rate as a function of the machining depth (p). In the CR vs. p relationship, three different stages are clearly observed. In the first stage from 0 to 0.75 mm into depth, low rates of material removal may be explained by the difficulty to confine the abrasive particles in the working gap, i.e., at the tool-workpiece interface. Above a certain value of p , the CR increases because the lateral surfaces generated by the machining process contribute to confine the abrasive particles in the working gap and the efficiency of both hammering and impact mechanisms increase. This fact explains the highest values for CR found in the interval $0.75 \text{ mm} < p < 1.5 \text{ mm}$. Above 1.5 mm, the CR initially decreases and after its trend to stabilize at some value ranged between 4 and 6 $\mu\text{m/s}$, which seems to be independent of the crystallographic orientation. Such behavior may be explained due to the difficulty found by abrasive particles to reach the working gap.

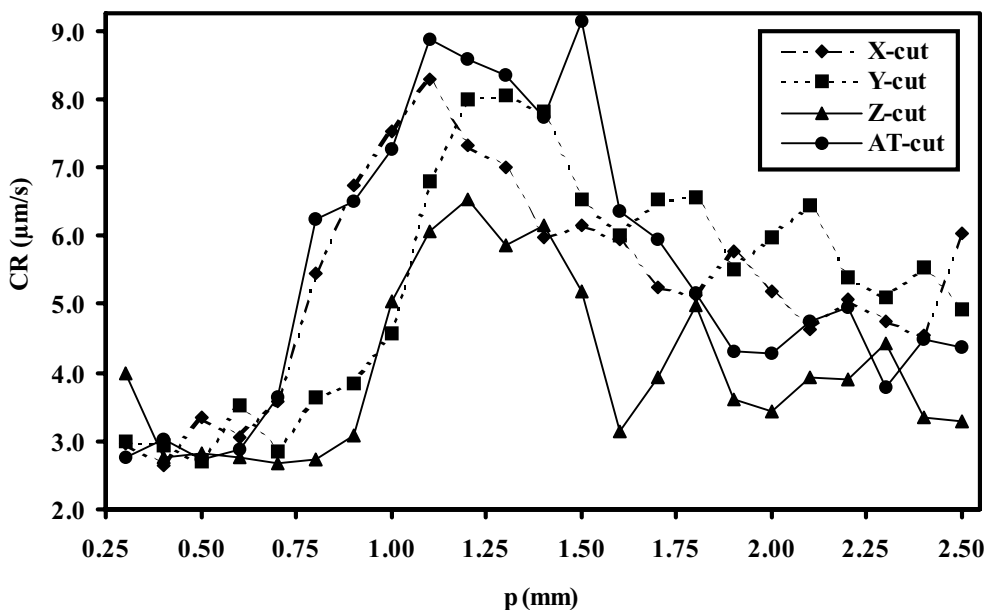


Figure 7. Variation of the cutting rate (CR) as a function of the machining depth (p) during the USM with a blind tool.

The values of *CR* presented here are consistent with preliminar measurements carried out with a rectangular blind tool (Raslan et al, 1998). In addition, it has been observed that *CR vs. p* relationship is dependent of the cross section of the cutting tool. Previously experiments carried out with a through tool (Guzzo et al, 1999) showed that the *CR* remained unchanged at about $10.5 \pm 1.0 \mu\text{m/s}$ at the interval $0.5 \text{ mm} < p < 3 \text{ mm}$. These data suggest that the rates of material removal are more sensitive to machining depth when tools with blind cross sections are used. In Fig. (7), it is also noticed that subtle effect of crystal orientation occur during the second stage of machining. For this reason, the values of the *CR* shown in Tab. (2) correspond to the average of the five highest *CR* values read in second stage of the *CR vs. p* relationship.

Besides the *CR*, Tab. (2) shows surface roughness parameters chosen to characterize both machined and the lateral surfaces obtained with the cutting tool shown in Fig. (1b). A subtle effect of the crystallographic orientation on *CR* is observed. The machined surfaces parallel to the Z-cut plane exhibited the lowest values of *CR* whereas those parallel to the AT-cut plane exhibited the highest one. The machined surfaces parallel to +X-, -X- and Y-cut planes showed intermediate values for *CR*. On the other hand, the surface topography of the machined surfaces did not reveal a clear dependence with the crystallographic orientation. However, it is noticed that *R_a* values are significantly higher for machined surfaces compared to the lateral ones. This fact is easily explained by the intensity of material removal mechanisms in each surface. Hammering and impact must be more effective in the production of brittle microcracking on the surface normal to the machining direction. In addition, Tab. (2) shows that the skewness coefficients (*R_{sk}*) are opposite in sign between both types of surfaces. It is observed that the flat-hill morphology (*R_{sk}* > 0) dominates the surface topography of machined surfaces whereas the flat-valley morphology controls the topography of lateral surfaces. In both circumstances, the distribution of hill and valleys has a normal behavior (*R_{ku}* \approx 3).

Table 2. Cutting rate (*CR*), surface roughness (*R_a*), skewness (*R_{sk}*) and kurtosis (*R_{ku}*) parameters of machined and generated surfaces of natural quartz samples ultrasonically machined with B₄C grits of 25 μm .

type of surface	crystal plane	number of samples	<i>CR</i> ($\mu\text{m/s}$)	<i>R_a</i> (μm)	<i>R_{sk}</i>	<i>R_{ku}</i>
Machined (normal to USM direction)	X-cut	3	7.4 (0.6) ^a	2.4 (1.0) ^b	0.3 (0.3) ^b	3.5 (0.7) ^b
	-X-cut	3	7.1 (0.4)	2.0 (1.0)	0.1 (0.5)	3.2 (0.5)
	Y-cut	3	7.5 (0.9)	3.0 (1.0)	0.5 (0.4)	4.1 (1.4)
	Z-cut	4	6.2 (0.8)	2.4 (1.0)	0.3 (0.5)	4.0 (1.0)
	AT-cut	3	8.0 (0.9)	2.0 (0.8)	0.3 (0.4)	3.6 (0.8)
Lateral (parallel to USM direction)	X-cut	8	-	1.2 (0.1)	-0.6 (0.2)	4.0 (0.9)
	Y-cut	5	-	1.1 (0.1)	-0.6 (0.4)	4.2 (0.7)
	Z-cut	6	-	1.2 (0.1)	-0.4 (0.2)	3.5 (0.7)

(a) standard deviation of 3x5 measurements

(b) standard deviation of 3x8 measurements

The micrographs shown in Fig. (8) illustrate the pattern of machined surfaces achieved by USM. These micrographs were taken from regions with flat-valley morphology, i.e., from surfaces exclusively generated by brittle microcracking. It is observed that the wear mechanism controlling the material removal is brittle microcracking due to the hammering and impact actions of abrasive particles on the working surface. Such mechanism is responsible for crack formation and crack propagation into the workpiece material. Figure (8) shows that cracking events appearing on machined surfaces parallel to +X-, -Y-, and AT-cut are larger than those observed on the surface parallel to Z-cut. A similar behavior was observed on the lateral surfaces.

Indentation fracture analysis in brittle solids made clear that lateral crack extension can provide a basis for estimating material removal rates for several practical situations (Evans and Wilshaw, 1976). Extending this analysis to stationary USM conditions (Komaraiah and Reddy, 1993), the volume of material (*V*) that might be removed per unit of time can be expressed as :

$$V \propto \frac{P^2}{K_{lc}^{3/2} H^{1/2}} \frac{f}{n} \tag{1}$$

where *P* is the static load (N), *f* is the frequency of ultrasonic machining (Hz) and *n* is the effective number of abrasive particles in the gap between the tool and the workpiece. *K_{lc}* and *H* are the fracture toughness and the static hardness of the workpiece material, respectively. From Eq. (1) it is observed that material removal rate is inversely proportional to the product *K_{lc}^{3/2} H^{1/2}*.

Figure (9) shows the relationship between *CR* and the product *K_{lc}^{3/2} H^{1/2}* for low index planes of natural quartz. *H* and *K_{lc}* values used here were recently measured on samples sliced from the same natural quartz block (Guzzo et al, 2001b). The hardness values measured on +X-, -X-, Y-, Z- and AT-cut planes were 15.2, 15.1, 16.5, 13.9 and 16.0 GPa, respectively. In the same sequence, the values found for *K_{lc}* were 0.53, 0.55, 0.45, 0.66 and 0.58 MPam^{1/2}, respectively. In Fig. (9), the model proposed by Komaraiah and Reddy (1993) roughly predicts the *CR* dependence on the mechanical properties of natural quartz. The mismatch associated with the AT-cut may be explained by its *K_{lc}* value which seems to

be overstressed (Guzzo et al., 2001b). Even though, the response of the Z-cut plane under USM conditions is distinguished from the other planes. Its higher fracture toughness combined with its lower hardness gives to the Z-cut plane a higher resistance to brittle microcracking. The size of events related to brittle microcracking shown in Fig. (8) confirms the higher resistance of the Z-cut plane during the USM process.

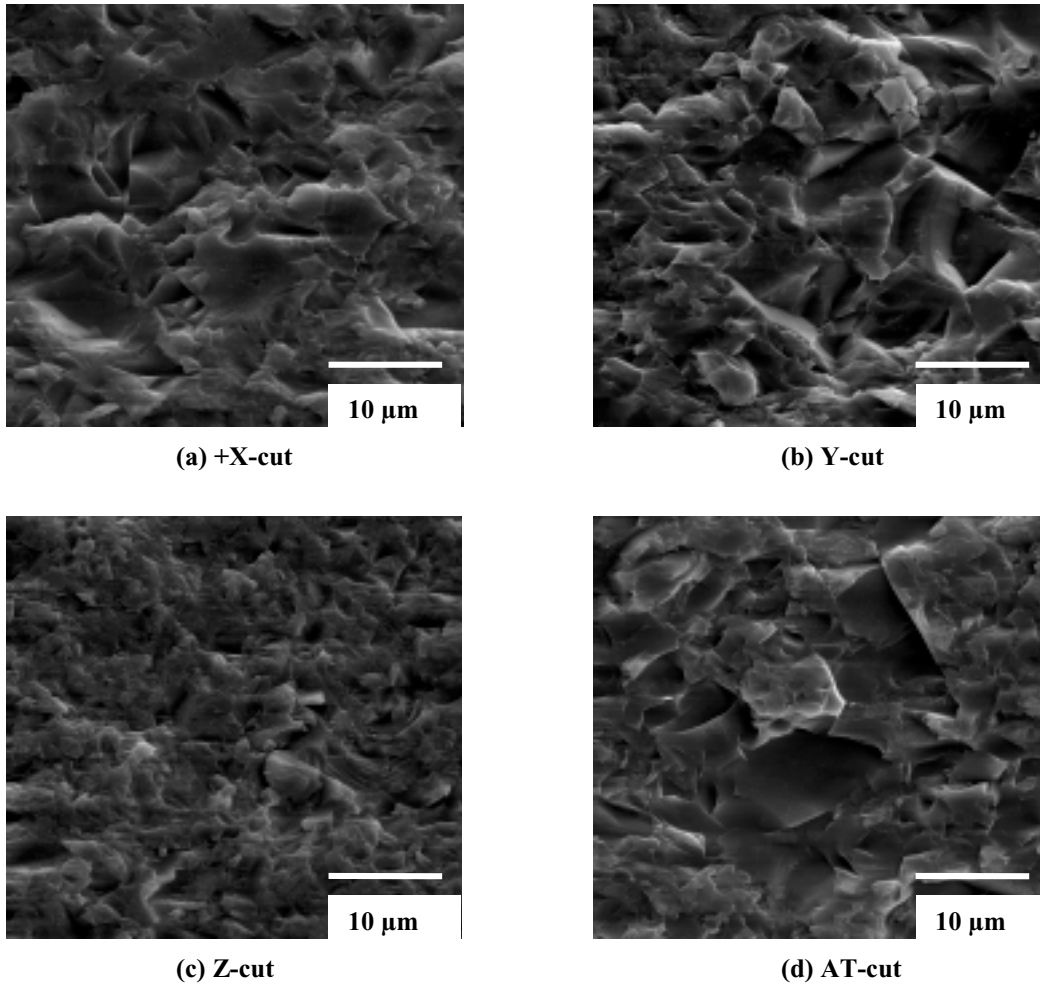


Figure 8. SEM micrographs of ultrasonically machined surfaces of natural quartz with B₄C grits of 25 μm.

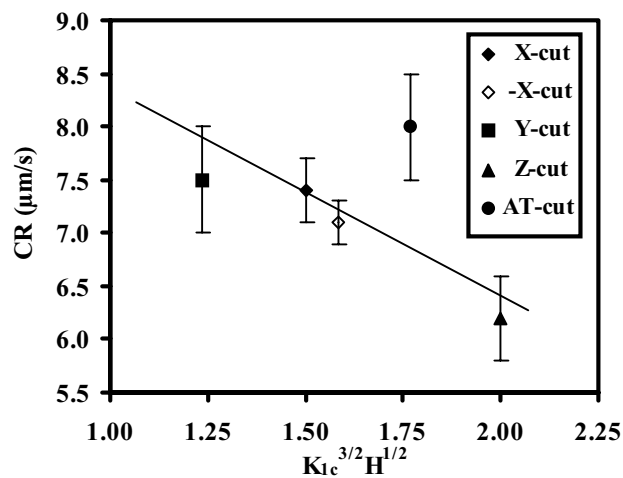


Figure 9. Relationship between the cutting rate (CR) and the product $K_{Ic}^{3/2} H^{1/2}$.

4. Concluding remarks

The results of the present work related to the USM of quartz crystals can be summarized as follows :

- In the range of 6 μm to 50 μm , the rate of material removal is primarily controlled by brittle microcracking and exponentially increases with increasing the mean grain size of SiC particles.
- The surface roughness is also dependent of abrasive grit size. The transition from smooth- to rough-like surface patterns was noticed when SiC grits increase from 15 μm to 25 μm . Such transition was explained by a non-uniform lateral abrasive wear operating on lateral surfaces that were initially generated by brittle microcracking. The size effect on the topography of quartz surfaces was also revealed by skewness and kurtosis coefficients. These statistical parameters can be adopted for future prediction of material removal mechanisms related to abrasive machining of brittle materials.
- The rate of material removal is sensitive to machining depth, essentially when cutting tools with blind cross sections are employed.
- The rate of material removal depend on the crystallographic orientation of quartz crystals. Compared with other low index planes, the Z-cut exhibited the lowest values of cutting rate due to its higher crack propagation resistance and lower hardness. The product $K_{Ic}^{3/2} H^{1/2}$ appears to be suggestive to predict the influence of crystal anisotropy on material removal rates resultant from USM.

5. Acknowledgements

This work was supported by several research programs financed by CNPq and FAPEMIG. One of the authors (JCCR) is grateful for scholarship provided by PIBIC/FAPEMIG/UFU. Synthetic quartz was supplied by Mr. Y. Mikawa from Fine Crystals Co., Japan.

6. References

- Ballato, A. and Gualtieri, J.C., 1994, "Advances in high-Q piezoelectric resonator materials and devices", IEEE Trans. on Ultrasonics Ferroelectrics and Freq. Control, vol. 41, pp. 834-844.
- Besson, R.J., 1990, "Innovative frequency standards : Piezoelectric resonators and others." Proc.of the 4th European Frequency Time Forum, pp.99-105.
- Brice, J.C., 1985, "Crystals for quartz resonators", Rev. Mod. Phys., vol. 57, pp. 105-146.
- De Mello, J.D.B., 1983, "Structures metallurgiques et caracterisation de l'abrasion des fontes blanches au chrome", PhD. Thesis, Institut National Polytechnique de Grenoble, Grenoble, France, 126p. (in French).
- Evans, A.G. and Wilshaw, T.R., 1976, "Quasi-static solid particle damage in brittle solids I – Observations analysis and implications", Acta Metallurgica, vol. 24, pp. 939-956.
- Guzzo, P.L., Raslan A.A., De Mello, J.D.B., 1999, "Relationship between quartz crystal orientation and the surface quality obtained by ultrasonic machining" Proceedings of the Joint Meeting of the European Frequency and Time Forum and the IEEE International Frequency Control Symposium, Besançon, France, pp. 792-795.
- Guzzo, P.L., AA Raslan, AH Shinohara, CK Suzuki, Y Mikawa, 2001a, "Characterization of synthetic quartz crystals grown from cylindrical seeds produced by ultrasonic machining", J. Crystal Growth, vol. 229, no. 1-4, pp. 275-282.
- Guzzo, P.L., Jacomine, L., De Mello, J.D.B., 2001b, "Evaluation of hardness and fracture toughness in natural quartz crystals by indentation experiments", Proceedings of the 16th Brazilian Congress of Mechanical Engineering, Uberlândia, Brasil (accepted).
- Halling J., 1978, "Principles of Tribology", The MacMillan Press Ltda, London, UK, 401p.
- Heising, R.A., 1946, "Quartz crystals for electrical circuits", Van Nostrands Co. Inc., New York, USA, 563p.
- I.R.E. Standard on piezoelectric crystals, 1949, Proceedings of the Inst. of Radio Engineers, vol. 37, pp. 1378-1395.
- Komaraiah, M., Reddy, P.N., 1993. "A study on the influence of workpiece properties in ultrasonic machining", Int. J. Mach. Tools. Manufact., vol. 33, pp. 495-505.
- Laudise, R.A., Barns, R.L., 1988, "Perfection of quartz and its connection to crystal growth", IEEE Trans. on Ultrasonics Ferroelectrics and Freq. Control, Vol. 35, pp. 277-287.
- Raslan, A.A., Guzzo, P.L., De Mello, J.D.B. 1998. "Relação entre a orientação cristalina e a qualidade do processo de usinagem do quartzo por abrasão ultrassonora", Proceedings of the IV Seminário de Desgaste, ABM, São Paulo, Brasil, pp. 365-377 (in Portuguese).
- Santana, S.A., De Mello, J.D.B., 1994. "Abração a três corpos de ferros fundidos brancos eutéticos", Proceedings of the III Seminário de Desgaste, ABM, Fortaleza, Brasil, pp. 147-166 (in Portuguese).
- Snoeys, R. 1986. "Non-conventional machining techniques, the state of the art", Advances in Non-Traditional Machining, ASME, pp. 1-20.
- Soundararajan, V., Radhakrishnan, V., 1986, "An study on the mechanisms involved in ultrasonic machining", Int. J. on Machine Tool Design and Res., vol. 26, pp. 307-321.
- Taki S., 1991, "Improvement of growth process and characterization of quartz crystals", Prog. Crystal Growth and Charac., vol. 23, pp. 313-339.
- Thoe, T.B., Aspinwall, D.K., Wise, M.L.H., 1998, "Review on ultrasonic machining", Int. J. Mach. Tools Manufact., vol. 38, no. 4, pp. 239-255.
- Zum Gahr, K.H., 1987, "Microstructure and wear of materials", Elsevier Sc. Pub., Amsterdam, Netherlands, 554p.

ROLLING CONTACT FATIGUE WEAR OF NITRIDING AUSTEMPERED DUCTILE IRON (ADI)-ADI DISCS

Carlos Rafael Figueroa Hernández

Francisco Urbano Ordoñez

Doctor Professors – Dep. de Tecnología. Facultad de Ingeniería Mecánica. Instituto Superior Politécnico José Antonio Echeverría. Calle 127 s/n. Apartado 6028. Habana 6. Marianao. Ciudad de La Habana. Cuba

João Telésforo Nóbrega de Medeiros – jtelesforo@yahoo.com

Doctoral Student of Surface Phenomena Laboratory – PME-EPUSP – S. Paulo-SP – Brazil

Professor of Mechanical Eng. Department - UFRN – Natal – RN - Brazil

Adelci Menezes de Oliveira – amoliveira@petrobras.br

Doctoral Student of Surface Phenomena Laboratory – PME-EPUSP – S. Paulo-SP – Brazil

Engineer of PETROBRAS – Rio de Janeiro - RJ

Amilton Sinatora – sinatora@usp.br

Deniol Katsuki Tanaka – dktanaka@usp.br

Associate Professors of Mechanical Engineering Department. Polytechnic School of São Paulo University Av. Professor Mello Moraes 2231, 05508-900. São Paulo - Brazil.

Abstract. This paper presents a study on the behavior of nitrided austempered ductile iron (ADI) under contact fatigue tests. ADI was austenitized at 900°C for 2 hours and austempered at 380°C for 2 hours. Later, the ADI was nitrided at 570°C for a time of 6 hours to provide white layers from 5 to 6 µm deep. The contact fatigue tests were carried out using a disc test machine until a defect was detected in the signal from a vibration sensor. Hertzian pressures of 1.73, 1.78, 2.04, 2.46, 2.61 and 2.70 were used during the tests. The phase composition of nitride layer was determined using X-ray analysis with Cu K α radiation, which detected the presence of the ε and γ phases. The pitting, spalls and cracks that appeared on the surface were observed in a scanning electron microscope (SEM). The results indicated that the white nitrided layer on ADI disappeared during the contact fatigue tests, keeping the transition zone inalterable. Also it was confirmed the decrease of the endurance limit of nitrided ADI for the lowest Hertzian pressures. Moreover it was detected that the microstructure of nitrided ADI shows a strong influence in the formation of the surface damages.

Keywords: Contact fatigue – Nitrided layer – ADI – Wear – Thin films

1. Introduction

Nowadays, the use of austempered ductile iron (ADI) in mechanical components for the automotive industry is becoming increasingly important, since this alloy has some advantages with respect to steel, such as: improved machinability, lower density with comparable strength, lower sensibility to surface defects, noise reduction due to the higher damping capacity imparted by the presence of graphite, lower material costs with improved dimensional stability prior to machining.

These remarkable advantages of ADI have allowed its selection for the manufacture of transmission gears (Tartera, 1985; Harding, 1984, Haseeb *et alii*, 2000). Usually, transmission gears are subjected to high dynamic loads, cyclic loads, surface wear and contact fatigue, which is the main cause of serious surface damages, such as pittings and spalls. These defects are a result of the formation of surface or subsurface initial cracks, which grow under repeated contact loading (Glodez, 1999; Aldfredsson, 2000). Under certain conditions, the cracks become large enough for unstable growth to occur, which results in the formation of leaving void spaces known as pittings or spalls.

Some thermochemical treatments to improve the contact fatigue resistance of several alloys have been recommended. Recently (Vatavuk, 1997), the nitriding process on austempered ductile iron has been studied to provide a compromise between the toughness of the bainitic ferrite with stabilized austenite in the structure of the metal matrix and the high wear resistance that this treatment confer. In this case, the nitriding process was used, which results in a white layer composed by the nitrides Fe_{2,3}N and Fe₄N.

The nitriding process of ADI can promote aging to occur, but it has been demonstrated that the hardness of the ductile iron alloyed with copper and molybdenum and austempered at 380°C remains practically unchanged when aged at 570°C (Ordoñez, 1998). Also, the same author recognized that the phenomenon of precipitation of carbides might occur in the metal matrix, which can reduce the toughness of ADI.

The main objective of this work was to study the contact fatigue behavior of nitrided ADI. The contact fatigue test was used to determine the life of components made with this alloy under different Hertzian pressures. Besides, this work studies the main mechanisms that allow the formation of surface damages.

2. Experimental procedure

The specimens of ADI were obtained in a charge consisting of ductile iron scrap and steel, which was melted in a medium frequency induction furnace and was alloyed with copper and molybdenum. Later, the liquid metal was inoculated by addition of Fe-0.75%Si. The main characteristics of cast material can be observed in Table 1. The specimens were machined to provided discs with a contact geometry that, during fatigue tests, provided a distribution of Hertzian pressures similar to the contact of two spheres ($R_x=R_y=76$ mm). An average surface roughness $R_a= 0,4 \mu\text{m}$ (axial direction) and $R_a= 0,2 \mu\text{m}$ surface finish (circumferential direction) was reached at the running track after machining.

Table 1. Results of as cast analysis of ADI

Chemical composition (% mass)							
C	Si	Mn	P	S	Mg	Mo	Cu
3.52	2.94	0.2	0.03	0.02	0.048	0.29	1.42
Brinell Hardness HB		Microstructure			% of Nodules		
280 – 6		Pearlite > 90%			7		

To obtain an adequate homogenization of the austenitic structure, the disc-specimens were austenitized at 900°C in a furnace with controlled atmosphere for 2 hours. Later, they were quenched in a salt bath at 380°C for 2 hours, to provide a structure of upper bainite with residual austenite, which considerably improves the toughness of ADI.

The nitriding process was carried out at 570°C using dissociated (30%) ammonia (NH₃) for 6 hours. The microstructural characterization of the nitrided layer, as well as the core of the ADI, was conducted using optical and scanning electron microscopy techniques (SEM). The analysis indicated the presence of a white layer with average thickness of 5.5 μm.

The microhardness of the surface and subsurface was determined using a load of 50g for 10 seconds. The maximum hardness reached on the surface was 670 HV.

The phase composition of the nitrided layer was obtained by means of X-ray diffraction with Cu Kα radiation and angles in the range $2\theta = 25 - 120^\circ$. The phases γ' and ϵ were revealed with diffraction peaks with indices hkl (111), (200), (101) and (220).

The contact fatigue behavior of austempered ductile iron was determined with a disc-testing machine (PLINT & Partners LTD, TE73HS/HT), whose underlying principle (Figure1) consists in two discs rotating together in loaded edge-to-edge contact.

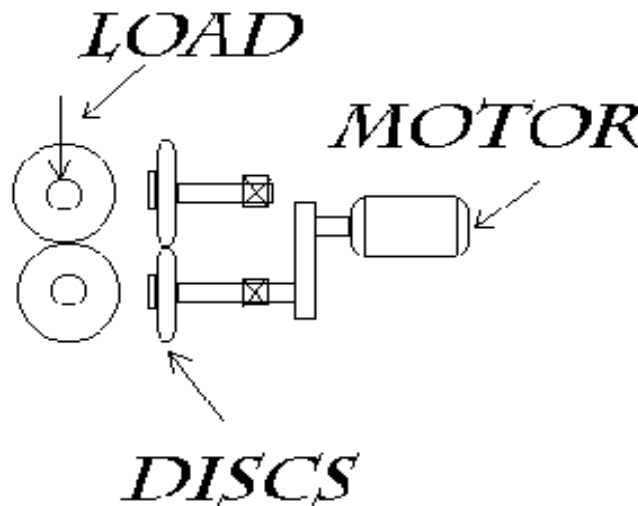


Figure 1. Functioning of discs test machine (schematic)

The contact tests were carried out at 5,000- 5,050 cycles/min under dry conditions, with applied pressures ($P_{0,max}$) of 1.73, 1.78, 2.04, 2.41, 2.46 and 2.70 GPa. These values were calculated with Equations 1-5 (Boresi, 1993), where: P = Load (N), a = Semi-axes of Hertzian contact ellipse (m), P_0 = Hertzian pressure (Pa), E_m = Harmonic mean elastic Modulus (Pa), $D_{1,2}$ = Diameter of discs (m), ν = Poisson coefficient of ADI, E_1 =Young’s modulus of nitrided layer (Pa), E_2 = Young’s modulus of ADI (Pa).

$$a = 0.721 [P (h_1 + h_2) \cdot 2 \cdot D_1 D_2 / (D_1 + D_2)]^{1/3} \tag{1}$$

$$P_0 = 1.5P / p \cdot a^2 \tag{2}$$

$$h_1 = (1 - n_1^2) / E_m \tag{3}$$

$$h_2 = (1 - n_2^2) / E_m \tag{4}$$

$$E_m = 2 E_1 E_2 / (E_1 + E_2) \tag{5}$$

An average elastic modulus of 158 GPa was used for the ADI (Harding, 1984), and a value of 221 GPa was used for the nitrided layer. Loads of 14600, 13190, 11100, 6300, 4200 and 3900 (N) and a Poisson coefficient of 0.275 were used to determine Pmax.

Each disc pair was monitored using the vibratory signal response emitted by a sensor, which was calibrated to terminate the test once the vibration indicated those macroscopic defects such as pittings, cracks, spalls had been formed.

The analysis of the morphology of the defects formed during the tests was conducted in the cross and longitudinal sections of the central part of the running track of the discs. Scanning electron microscopy techniques with secondary electrons and acceleration voltage of 25 kV were used.

The mass loss was used as a criterion of surface wear and was measured using a scale with resolution of 0.01 g.

3. Results and discussion

3.1. Heat treatment and nitriding process

In Fig. 2, a transition zone with thickness on the order of 110 μm appeared in the cross section of the nitrided layer. For this magnification it was impossible to see the white layer, which was characterized by the X-ray diffraction pattern (Figure 3).

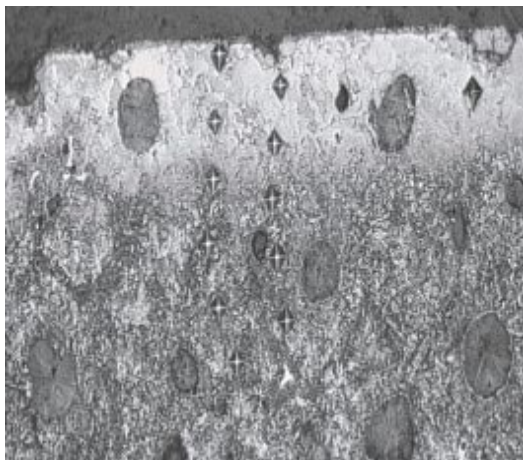


Figure 2. Transition zone of nitride layer 200 X

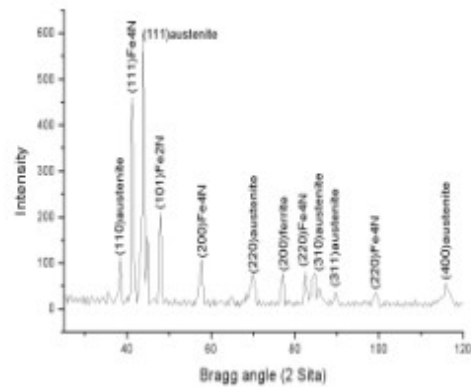


Figure 3. Diffraction patterns of X-ray of the surface of nitride ADI

This analysis revealed the presence of the nitrides Fe₂₋₃N and Fe₄N. Both phases are formed for a definite case of depth on the order of 6 μm as could be observed in the scanning electron microscope (Figure 4).

It could be observed also that this white layer was around the nodules of graphite that appear at the surface and near at the surface. This behavior was probably due to the preferential diffusion that exists at the channel formed between the metal matrix and the wall of graphite nodules. A significant aspect, it was the growth of the grain of ADI in the diffusion zone from a probably recrystallization process of the ferrite phase during the diffusion of nitrogen atoms (Figure 5).

Below diffusion zone it can be observed the matrix of ADI after the nitriding process formed by ferrite and carbides as a product of the decomposition of residual austenite and bainite, which were obtained during the austempering treatment.

The results from the microhardness tests ($HV_{0.050}$) on the cross section of the nitrated layer (Figures 2, 4, 5, 6) showed a little difference between the diffusion zone and the core of nitrated ADI. This is due to the fact that the hardness of the core increased after the aging during the nitrating process as a result of the coalescence of bainite and the formation of carbide clusters. The main difference was encountered between the white layer and the core. This behavior can be considered normal due to a concentration gradient between the surface and the core of metal (Figures 2, 4, 5, 6). The maximum value of microhardness (670 HV) was found on the surface of the metal as a result of the presence of the nitrides $Fe_{2-3}N$ and Fe_4N .

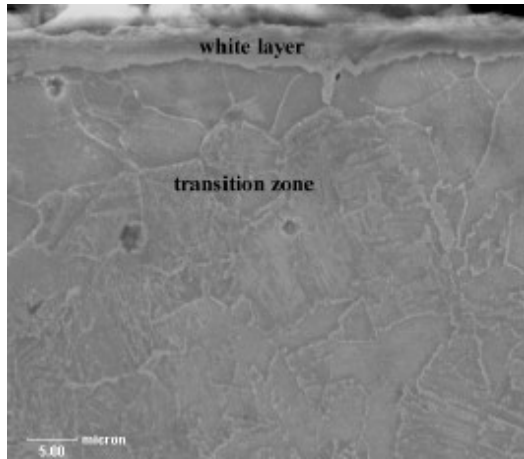


Figure 4. White layer and transition zone
1000 X

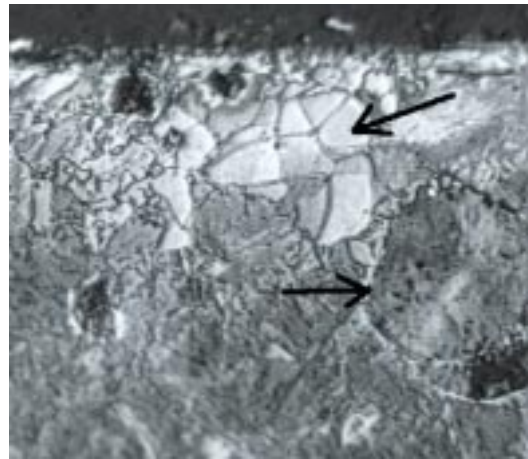


Figure 5. Growth of grain and presence of nitrides around the nodules
500X

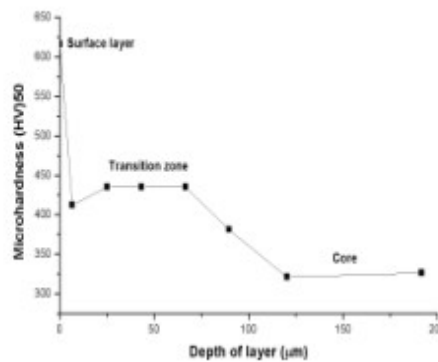


Figure 6. Microhardness profile of nitrated layer

3. 2. Contact fatigue tests

The metallographic analysis of the surface after the contact fatigue tests showed that the nitrated layer disappeared under action of the surface contact stress, probably due to the brittle behavior of these phases. However the diffusion zone was present during the tests. (Lajtin, 1989) considered very important the presence of this zone composed by the mixture γ and α_n (nitride ferrite) phases, which are tougher than the nitrides and can resist satisfactorily the action of cyclic loads.

In Figure 7 it can be observed that the delamination process was present during the tests of contact fatigue. Probably this mechanism is a typical phenomenon of the contact of nitrated ADI against nitride ADI under dry conditions.

This behavior in this alloy has not yet been reported by the literature. Suh (1973) considered that this phenomenon is preceded by the formation of a net of microcracks, which probably appeared as a result of dislocation motion under the presence of surface stresses. Medeiros *et al.* (2000) presented a review about the actuating mechanisms on contact fatigue, but they included only AISI 52100 steel surfaces in that study.

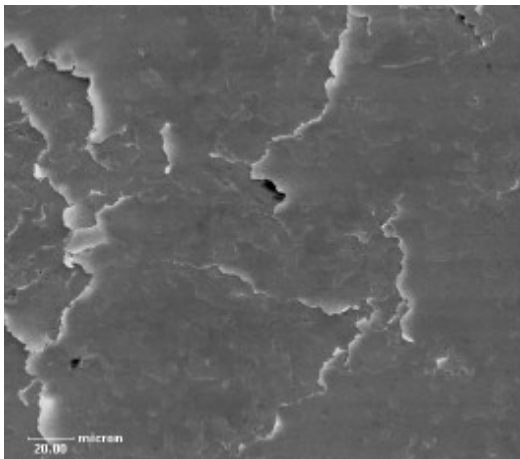


Figure 7. Delamination process on the the surface of ADI. 300 X

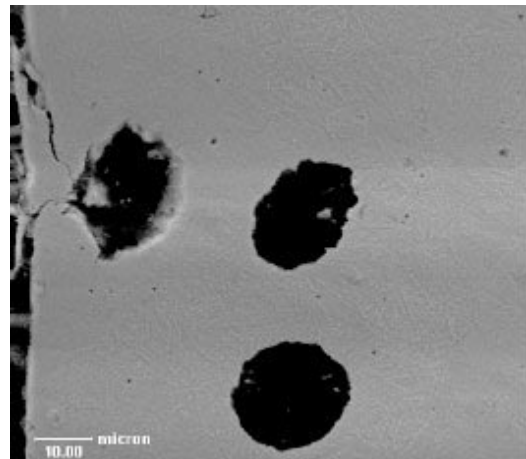


Figure 8. Influence of graphite nodules in the formation of microspall. 1000 X

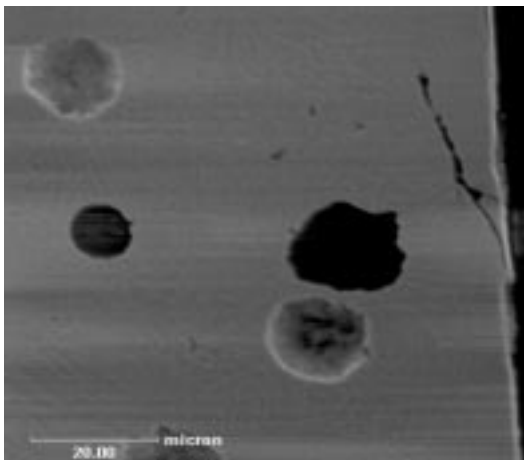


Figure 9. Surface cracks forming angles of 30° 800 X

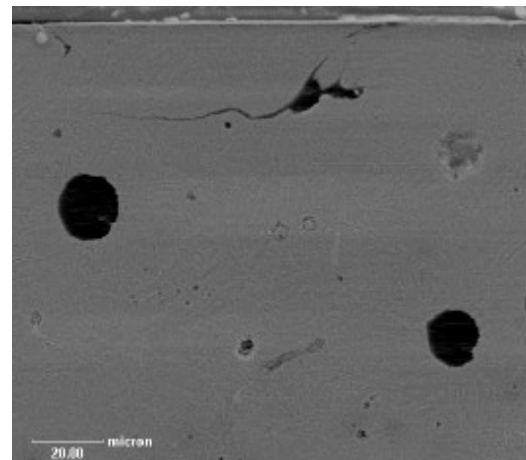


Figure 10. Cracks parallel to the surface and influence of defects 800X

The platelets of surface metal detached due to the delamination wear process are transformed in debris, which might act as abrasive particles above all in the first stage when the nitride layer is present. Besides the presence of nodules on the surface might have a strong influence in the formation of cracks and pittings, which can act as nucleation sites of these defects (Figure 8). In this case, the nodule acts as a void space near the surface, where the part of metals that exist between the nodule and the surface breaks under action of contact pressures.

An analysis of the cross and longitudinal sections of the running track showed that cracks (Figure 9) appear near the surface forming angles from 20 to 30°, but some may continue to propagate parallel to the surface, creating a fatigue crack and finally a spalling crater (Figure 10).

These spalls may also start as a microcrack at a small distance below the surface. In this micrograph can be observed clearly the nucleation process of cracks from a defect that exist near the surface.

These subsurface cracks appear also due to the presence of the maximum shear stress (Lajtn, 1989) in this zone and the influence of the cast defects and graphite nodules. They act as nucleation sites of cracks (Figure 11), probably due to the stress induced in the vicinity by effect of deformation during contact fatigue or by advancing main crack.

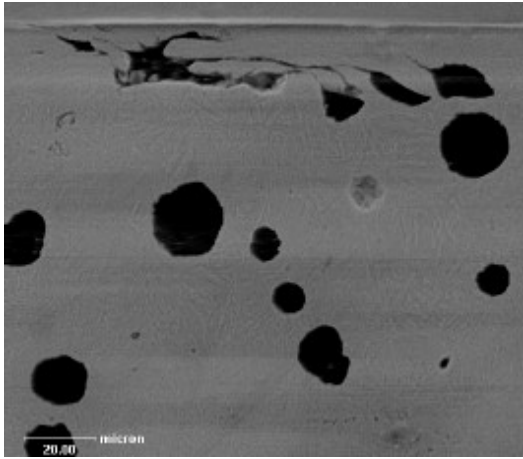


Figure 11. Nucleation of cracks induced by the deformed graphite nodules 800 X

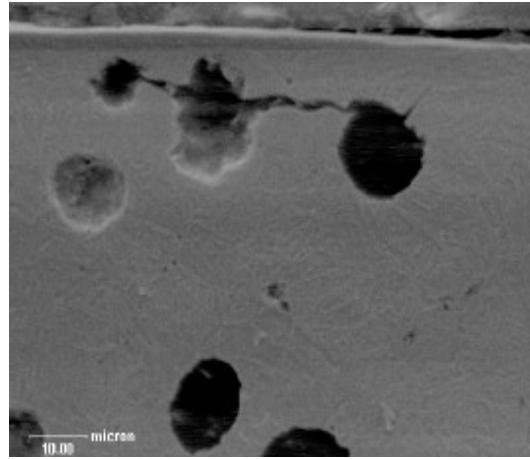


Figure 12. Nucleation and crack connected by the presence of nodules 1000 X

This behavior can be compared with a work made by Dommarco (1998), in which it was confirmed that the nodules act as natural defects where cracks easily nucleate. The influence of graphite nodules as nucleation sites is much more significant when they are deformed by the presence of surface stress.

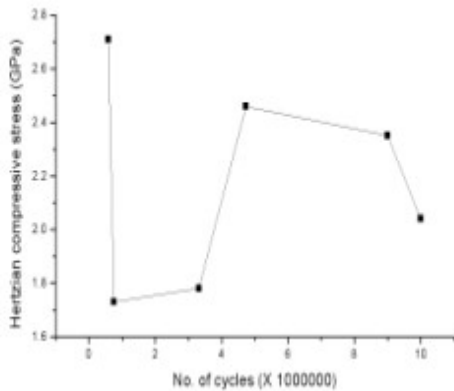


Figure 13. Results of discs tests on nitrided ADI.

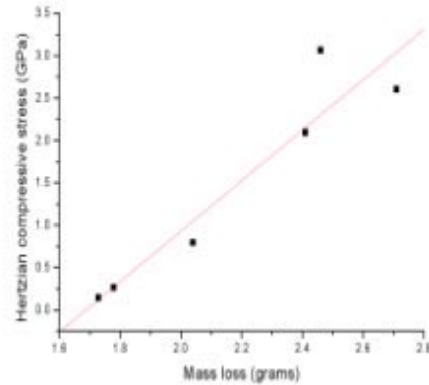


Figure 14. The effect of load on wear of nitrided ADI.

Also, it could be observed that the subsurface crack propagation connected graphite nodules (Figure 12). These fracture mechanisms might permit that the graphite raise to the surface and act as a solid lubricant.

The contact fatigue behavior of nitrided ADI can be observed in the Figure 13 for several loads. In this diagram, it is possible to see that the endurance limit significantly decreased at low loads. This behavior has not yet been reported in the literature. Probably this phenomenon occurred due to the presence of dynamic factors associated with the geometry and balancing of the discs when low loads were acting. Also it is probable that an increasing of the vibration levels as result of a low index of plasticity between the nitrided layers of both specimens activated the vibration sensor and the test machine stopped. The parameters and results of the contact tests are presented in Table 2.

Making a comparison between the results of this work and those obtained by Ross, Harding and Cooper (1986) for ADI without nitriding process and lubrication condition, it was demonstrated the positive influence of the nitride layer on ADI and the possible presence of solid lubrication mechanism by the graphite. In this work was obtained a high life for the nitride ADI in comparison with the work made by Ross *et al.* (1986).

Table 2. Result of discs tests on nitrided austempered ductile iron (ADI)

Specimen pair	Load (kN)	P ₀ max (GPa)	Max shear stress (GPa)	Depth of Max Shear Stress (mm)	Cycles x 10 ⁶	Loss of mass (grams)
1	3.9	1.73	0.58	0.66	0.75	0.14
2	4.2	1.78	0.59	0.68	3.31	0.26
3	6.3	2.04	0.68	0.77	9.87	0.79
4	11.1	2.41	0.82	0.93	4.73	2.09
5	13.19	2.46	0.87	0.99	9.62	3.06
6	14.6	2.70	0.90	1.02	0.58	2.59

The variation of mass loss as a function of load showed a linear relationship, as observed in Figure 14. A similar situation was found in the evaluation of bainitic steel (Bayer, 1994).

Table 3. Regression analysis for the contact stress (Y) and the mass loss (X) during the fatigue tests of the nitrided ADI

Polynomial regression for Figure 13					Linear regression for Figure 14				
$Y = A + B1*X + B2*X^2 + B3*X^3 + B4*X^4 + B5*X^5$					$Y = A + B * X$				
Parameter	Value	Error			Parameter	Value	Error		
A	8.38122	0			A	1.74181	0.09842		
B1	-13.49438	0			B	0.30001	0.05242		
B2	7.28953	0							
B3	-1.60934	0							
B4	0.15633	0							
B5	-0.00554	0							
R-Square (COD)	SD	N	P Value		R	SD	N	P Value	
1	0	6	<0.0001		0.94402	0.14697	6	0.00461	

Using the regression analysis (Table 3) it can be obtained the mathematical models that describe the behavior of the contact stress and the loss mass during the tests.

4. Conclusions

1. The gas nitriding process used in this work resulted in the formation of a layer composed by nitrides Fe₂₋₃N and Fe₄N, which extended to depths from 5 to 6 μm, and presented an average hardness of 620 HV.
2. The white layer disappeared under the influence of contact stresses. This can be attributed to the brittleness of nitrides, which resulted into the formation of a crack net.
3. The diffusion zone that appears below the white layer keeps whole during the contact fatigue tests.
4. The delamination process observed during the contact fatigue testing of nitrided ADI against nitrided ADI under dry conditions can be considered as a phenomenon of ADI aged by the nitriding process
5. The dry rolling contact life during the tests of nitrided ADI strongly decreased at low loads. This behavior can be attributed to the dynamic effects and non self-lubricating conditions during the fatigue testing.

5. References

ALDFREDSSON, B. [2000] Initiation and growth of standing contact fatigue cracks. *Engineering Fracture Mechanics*, **65**, 89-106.

BAYER, R. G. [1994] *Mechanical wear prediction and prevention*. New York, Marcel Dekker. 657 p.

BORESI, A.P.; SCHMIDT, R.J.; SIDEBOTTOM, O.M. [1993] *Advanced Mechanics of Materials*. New York, John Wiley & Sons. 811 p.

- DOMMARCO, L.C., BASTIAS, P.C., DALL'O, H.A., HAHN, G.T. RUBIN, C.A. [1998] Rolling Contact Fatigue (RCF) Resistance of Austempered Ductile Iron (ADI). *Wear*, **221**, Iss.1: 69-74.
- GLODEZ, S., REN, Z., FLASKER, J. [1999] Surface fatigue of gear teeth flanks. *Computers & Structures*, **73**, Iss.1-5: 475-83.
- HARDING, R.A. [1984] An Introduction to Gear Technology for Foundrymen, *BCIRA Journal*, Report 1604, pp. 445-456, December 1984.
- HASEEB, A.S.M.A.; ISLAM, M.A.; BEPARI, M.M.A. [2000] Tribological behaviour of quenched and tempered, and Austempered ductile iron at the same hardness level. *Wear*, **224**, 15-19.
- LAJTIN, Y. M. [1989] *Tratamiento Químico-térmico de los Metales*. Moscow, Ed. Mir.
- MEDEIROS, J.T.N.; TANAKA, D.K.; SINATORA, A.S. [2000] Mecanismos de fadiga de contato em discos de aço AISI 52100. *Annals (CD-rom) of National Congress of Mechanical Engineering*. Natal-RN-Brasil. (in portuguese)
- SUH, Nam P [1973] *The delamination theory of wear*, *Wear* **25**, 111-124.
- ORDOÑES, F.U.; SINATORA, A. [1998] The influence of aging in hardness and impact resistance of low alloy Austempered ductile iron. Workshop Recope- Desafios, Experiências e Expectativas sobre Tratamentos de Superfície na Indústria Automobilística. São Paulo, Brasil, *LFS-EPUSP*, Nov 1998, ISBN-85-86686-04-2. p. 87-93.
- ROSS, D.J.; HARDING, R.A.; COOPER, R.G. [1986] The design and construction of a disc machine for evaluating the contact-fatigue behaviour of cast irons. *BCIRA Journal Report*, 1657, March 1986, 135-145.
- TARTERA, J. [1985] Fundición nodular austemplada (ADI). Un nuevo material para el futuro. *Fundición*, noviembre/diciembre 1985, 25-32.
- VATAVUK, J. [1997] Efeito da nitretação na resistência ao impacto de ferros fundidos austemperados e temperados e revenidos. Annals (CD-rom) of the *VI Congresso e Exposição Internacionais de Tecnologia da Mobilidade SAE São Paulo Brasil*. Paper 973108.

INFLUÊNCIA DO TAMANHO E DA DUREZA DE PARTÍCULAS ABRASIVAS NA SEVERIDADE DE UM SISTEMA A DOIS-CORPOS

Pintaúde, Giuseppe

Laboratório de Fenômenos de Superfície, Departamento de Engenharia Mecânica, Escola Politécnica, Universidade de São Paulo
 Av. Prof. Mello Moraes, 2231 – São Paulo – SP – 05508-900, Brasil
giuseppe.pintaude@poli.usp.br

Tanaka, Deniol K.

Laboratório de Fenômenos de Superfície, Departamento de Engenharia Mecânica, Escola Politécnica, Universidade de São Paulo
 Av. Prof. Mello Moraes, 2231 – São Paulo – SP – 05508-900, Brasil
dktanaka@usp.br

Sinatora, Amilton

Laboratório de Fenômenos de Superfície, Departamento de Engenharia Mecânica, Escola Politécnica, Universidade de São Paulo
 Av. Prof. Mello Moraes, 2231 – São Paulo – SP – 05508-900, Brasil
sinatora@usp.br

Resumo. Apresentam-se resultados de coeficiente de atrito do aço AISI 52100, temperado em óleo a partir de 900 °C por 1 hora e de um aço AISI 1006, medidos em ensaio de abrasão a dois-corpos., Os corpos-de-prova foram caracterizados quanto à microdureza dinâmica Vickers. Os ensaios de desgaste foram conduzidos no sistema pino-contra-lixia, utilizando vidro como abrasivo em dois tamanhos de grão diferentes (199 e 57 µm), com velocidade tangencial constante em 0,08 m/s. A carga utilizada foi de 20 N, para pinos com 3 mm de diâmetro. Foi avaliado o encruamento superficial por meio de medidas de microdureza dinâmica, em diferentes etapas do ensaio de desgaste, utilizando-se cargas que representassem a dimensão característica observada nas superfícies de desgaste. Os resultados mostram que a influência do tamanho e da dureza dos abrasivos se dá de forma diferente para material com grande capacidade de encruamento quando comparado com um material com elevada dureza.

Palavras-chave: desgaste abrasivo, microdureza, coeficiente de atrito, encruamento.

1. Introdução

A relação entre dureza do material abrasivo e dureza do material desgastado é utilizada como critério para severidade de desgaste operante em um sistema tribológico abrasivo. Atribui-se usualmente o valor de 1,2 para definir a transição entre regime moderado e severo de desgaste (Richardson, 1968). Entretanto, o uso desta relação desconsidera os efeitos que outras variáveis tribológicas exercem, ou mesmo outras características das partículas abrasivas como tamanho e angulosidade.

Em recente trabalho, Pintaúde et al (2001) demonstraram que em função do tipo de dureza e da forma com que o ensaio de dureza é realizado, para um mesmo par material desgastado/abrasivo, é possível obter diferentes relações entre durezas, o que significa que ora o material estaria em regime de desgaste moderado, ora em regime de desgaste severo. Estes pesquisadores sugeriram que a variação de carga do ensaio de microdureza pode simular o efeito que partículas abrasivas de diferentes tamanhos exercem sobre a superfície de desgaste. Os resultados experimentais obtidos por Misra & Finnie (1981) suportam a hipótese levantada por Pintaúde et al.

Dentro desta linha de pesquisa, este trabalho mostra resultados de ensaios de desgaste com lixas abrasivas compostas de grãos de vidro, um material com dureza intermediária dentre faixas de durezas possíveis de serem obtidas em aços de engenharia, tal como o aço AISI 52100 utilizado neste trabalho. Descreve-se o efeito combinado da dureza e do tamanho do abrasivo no coeficiente de atrito e na severidade da abrasão a dois-corpos.

2. Materiais e métodos

Os materiais ensaiados foram identificados com a nomenclatura apresentada na Tab. (1).

Tabela 1. Nomenclatura utilizada para os materiais ensaiados.

Material	Nomenclatura
AISI 1006	Fe
AISI 52100 bruto de têmpera	AQ

O aço AISI 52100 foi austenitizado por 1 h a 900 °C e temperado em óleo. As composições química dos materiais estudados estão apresentadas na Tab. (2).

Tabela 2. Composições química dos materiais estudados (% massa).

Material	C	Mn	Si	Cr	Ni	Mo	S	P
Fe	0,07	0,02	<0,01	0,02	0,05	<0,01	0,01	<0,005
AQ	1,03	0,39	0,29	1,49	0,14	0,05	0,08	0,20

A microdureza dinâmica dos materiais foi determinada em escala Vickers, utilizando-se o equipamento FISCHERSCOPE H100V®, sendo os resultados médias de 7 determinações. Este equipamento permite o acompanhamento dinâmico da carga aplicada em função da profundidade de penetração, e os valores de microdureza determinada a partir da curva de descarregamento, denominada de microdureza plástica.

Os ensaios de desgaste foram realizados em um tribômetro do tipo pino-sobre-disco, fabricação PLINT & PARTNERS LTD, modelo TE-79, utilizando corpos-de-prova cilíndricos com 3 mm de diâmetro e comprimento entre 21 e 23 mm.

A aplicação da carga é feita por peso-morto. O corpo-de-prova descreve uma trajetória em forma de espiral sobre a lixa, mantendo-se a velocidade tangencial constante.

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:

- Velocidade tangencial: 0,08 m/s;
- Percurso em espiral com raio inicial de 40 mm e final de 15 mm, resultando numa distância total percorrida de aproximadamente 6 m;
- Carga: 20 N;
- Abrasivos: lixas de vidro de grana #80 (código NORTON® Premium Glasspaper F2) e #240 (código NORTON® Premium Glasspaper 00) em costado de papel, substituídas a cada ensaio. Os tamanhos médios das lixas de vidro foram determinados por laser no equipamento Mastersizer Microplus 2.19. Foi realizado um assentamento prévio da superfície do pino utilizando-se lixa de alumina com grana #600 (código NORTON® T223), nas mesmas condições de ensaio utilizadas para as lixas de vidro.

Adotou-se a seguinte seqüência para os ensaios para os corpos-de-prova:

- Limpeza em ultra-som, utilizando etanol anidro;
- Pesagem;
- Assentamento da superfície dos pinos com lixa de alumina grana #600;
- Nova limpeza da amostra e;
- Nova pesagem.

A umidade relativa do ar foi mantida entre 45 e 50% durante a execução de todos os ensaios.

As perdas de massa foram determinadas utilizando-se uma balança analítica, fabricação Mettler Toledo, modelo AB204, com resolução de décimo de milésimos de grama. As perdas de massa foram determinadas para um conjunto de 3 amostras, com o mínimo de 7 determinações para cada condição de ensaio.

Durante os ensaios de desgaste foi monitorada a força 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 74 pontos. Foram adquiridos dados em 3 seqüências de ensaios para construção de uma curva média de coeficiente de atrito.

Após os ensaios de desgaste, os materiais foram avaliados por meio de microdureza dinâmica para avaliar o encruamento superficial.

3. Resultados e discussão

3.1. Microdurezas iniciais e taxas de desgaste

A Tabela (3) mostra os resultados de microdureza dinâmica dos materiais ensaiados, utilizando-se uma carga de 100 mN.

Tabela 3. Microdureza plástica dos materiais ensaiados.

Material	Microdureza plástica [MPa] (carga: 100 mN)	Microdureza plástica [MPa] (carga: 250 mN)	Referência
Fe	1.800 ± 40	1.600 ± 70	Este trabalho
AQ	11.600 ± 400	11.000 ± 200	Este trabalho
Vidro	9.500 ± 100		Pintaúde et all (2001)

O regime de desgaste para cada material, de acordo com o critério da relação entre dureza do abrasivo (H_A) e dureza do material desgastado (H), pode ser considerado severo para o material Fe ($H_A/H = 5,3$) e moderado para o material AQ ($H_A/H = 0,9$), comprovado pelas determinações de perda de massa. A balança utilizada neste trabalho não permitiu a detecção da perda de massa do material AQ, mesmo após abrasão com 30 lixas. Este resultado foi semelhante ao obtido por Richardson (1968), que ao ensaiar aço AISI 1074, temperado e revenido com microdureza Vickers de 7970 MPa, não conseguiu determinar perda de massa com balança com a mesma resolução da empregada neste trabalho, nos ensaios com lixas de vidro de granas #30 e #180, com tensão nominal de contato de 1 MPa (deste trabalho foi de 2,83 MPa). As taxas de desgaste para o material Fe estão apresentadas na Tab. (4).

Tabela 4. Taxas de desgaste para o material Fe [$\text{mm}^3/(\text{N.m}) \times 10^{-3}$].

Tamanho médio de partícula da lixa de vidro [μm]	Taxa de desgaste Fe [$\text{mm}^3/(\text{N.m}) \times 10^{-3}$]
199,4 (grana #80)	15 ± 1
57,2 (grana #240)	4,8 ± 0,3

Os resultados da Tabela (4) mostram que os ensaios com lixas de grana #80 apresentaram taxa de desgaste praticamente 3 vezes maior do que as obtidas com lixas de grana #240, sendo o tamanho médio de grão da lixa grana #80 um pouco mais do que 3 vezes maior do que o tamanho médio de grão da lixa grana #240.

3.2. Coeficiente de atrito e encruamento superficial

A Tabela (5) mostra os valores de coeficiente de atrito médios obtidos.

Tabela 5. Coeficientes de atrito médios para os materiais ensaiados.

Tamanho médio de partícula da lixa de vidro [μm]	Coeficiente de atrito	
	Fe	AQ
199,4	0,54 ± 0,01	0,30 ± 0,01
57,2	0,41 ± 0,01	0,28 ± 0,01

Conforme proposto por Sundararajan (1987) no seu modelo matemático para desgaste abrasivo, o coeficiente de atrito pode ser avaliado por meio do encruamento superficial, ou seja, $\mu \propto H_S/H_B$, sendo H_S a dureza após processo abrasivo e H_B a dureza inicial. Além disso, se considera que o coeficiente de atrito é composto de duas parcelas: adesão e de deformação. No caso de processos de desgaste abrasivo, a parcela de adesão é muito pequena e influencia pouco o coeficiente de atrito (Sin et all, 1979).

A Tabela (6) mostra os resultados de microdureza plástica dos materiais após as diferentes etapas dos ensaios de desgaste (nivelamento com lixa de alumina #600), devido ao encruamento superficial.

Tabela 6. Microdureza plástica dos materiais ensaiados após diferentes etapas de ensaio de desgaste [MPa].

Condição superficial	Fe (carga: 100 mN) [MPa]	AQ (carga: 250 mN) [MPa]
Lixa alumina #600 (nivelamento)	2.150 ± 90	13.200 ± 300
Lixa vidro #240	2.600 ± 200	14.000 ± 200
Lixa vidro #80	3.700 ± 200	14.100 ± 300

Considerando que o tamanho da indentação para a determinação da dureza é proporcional à dureza do material e à carga aplicada, inicialmente foi realizada a determinação da carga para avaliação do encruamento superficial após ensaio com lixa de alumina de grana #600, como mostrada na Fig. (1).

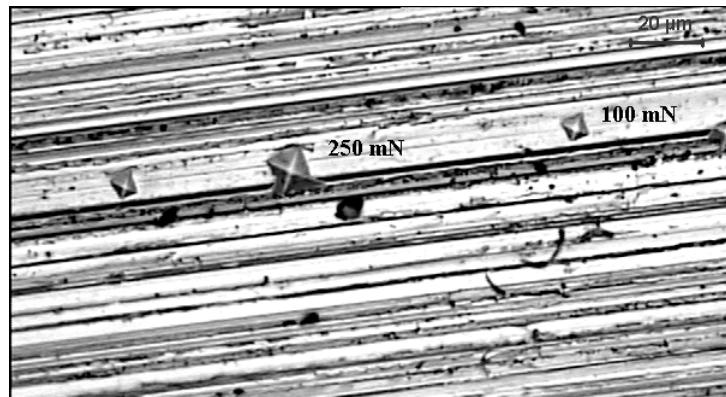


Figura 1. Condição da superfície desgastada do material Fe após nivelamento com lixa de alumina grana #600.

Nesta Figura estão mostradas as impressões com cargas de 250 mN e 100 mN para o material Fe. Observa-se ainda que para carga de 100 mN, a impressão fica restrita à área interna dos sulcos, permitindo a avaliação do encruamento sofrido pelo material durante o processo de desgaste.

Os resultados apresentados na Tabela (6) mostram que a etapa de nivelamento da superfície com a lixa de alumina grana #600, realizada previamente às determinações de massa ao longo dos ensaios, promove um encruamento significativo em relação à dureza inicial, apresentada na Tab. (3).

Portanto, a análise do encruamento existente após término dos ensaios de desgaste com lixas de vidro deve considerar como dureza inicial os valores obtidos para a condição superficial após nivelamento com a lixa de alumina grana #600. Esta análise é apresentada na Fig. (2), a qual correlaciona os ganhos percentuais na dureza, após os ensaios de desgaste, com os valores de coeficiente de atrito médios, apresentados na Tab. (5).

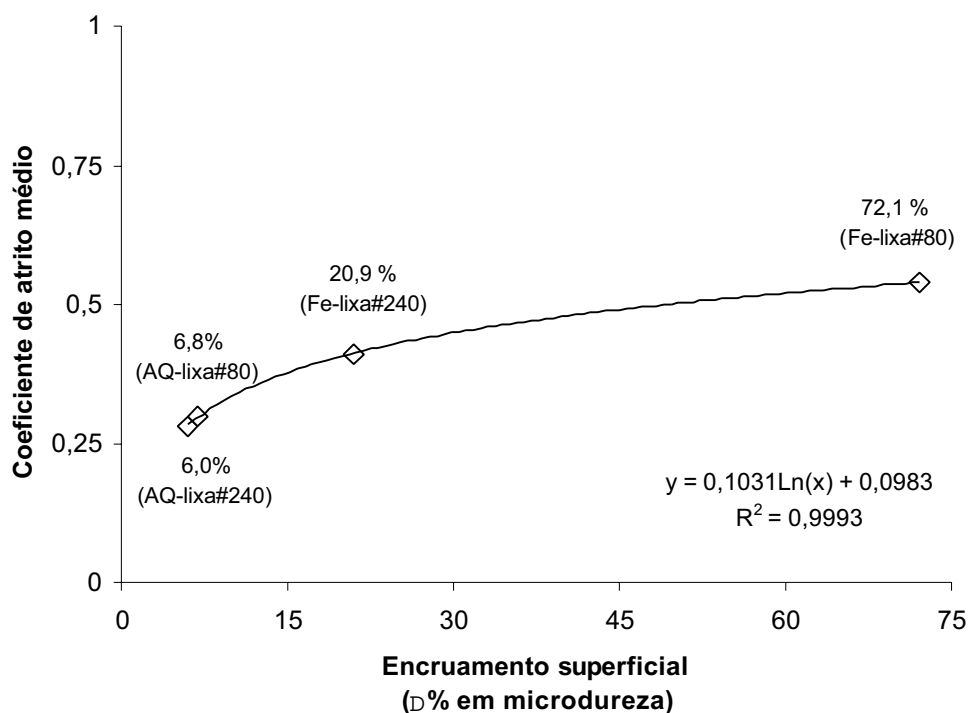


Figura 2. Relação entre encruamento superficial e coeficientes de atrito médios para as condições ensaiadas.

Primeiramente chama a atenção a boa correlação entre os resultados a partir de uma regressão, expressa pela equação apresentada na Fig. (2).

A Figura (2) mostra que a relação que a severidade do sistema, estimada pelo encruamento superficial ou pelo trabalho total do processo abrasivo, pode ser utilizada para explicar resultados do coeficiente de atrito. Considerando-se esta idéia, a Fig. (2) mostra 3 situações diferentes de severidade.

Na região de baixa severidade, quem governa o processo parece ser a dureza inicial do material, ou mesmo a relação entre dureza do abrasivo e dureza do material desgastado, pois o tamanho do abrasivo influenciou pouco o

encruamento, e portanto, o coeficiente de atrito. Nas regiões de média e alta severidade, o tamanho do abrasivo passa a desempenhar um papel importante, como mostram os resultados obtidos para o material Fe.

Observa-se um grande ganho de dureza após o processo de desgaste para o material Fe, de menor dureza, comportamento este esperado (Richardson, 1967) em quaisquer processos que envolvam deformação plástica para materiais dúcteis. O aumento na dureza em relação à condição inicial de lixamento com alumina grana #600, para o par Fe/lixa de vidro grana #80, chegou em torno de 72%, enquanto que para o par Fe/lixa de vidro grana #240 este valor foi de 20%.

A influência do tamanho de partícula nos valores de coeficiente de atrito e no trabalho total realizado em um processo abrasivo foi estudada por Moore & Douthwaite (1976), utilizando diferentes tamanhos de partícula de SiC contra um compósito cobre-prata. Estes pesquisadores não se preocuparam em apresentar a existência de uma relação entre coeficiente de atrito e trabalho total realizado, sendo apresentada aqui neste trabalho na Fig. (3). Moore & Douthwaite (1976) definiram o trabalho total realizado em um processo abrasivo por unidade de distância (W) por meio da Eq. (1):

$$W = m . P / (k_h . N) \tag{1}$$

onde,

P: tensão nominal de contato [MN/mm²];

K_h: fração de partículas abrasivas em contato com o material desgastado e;

N: número de partículas abrasivas por unidade de área [mm⁻²].

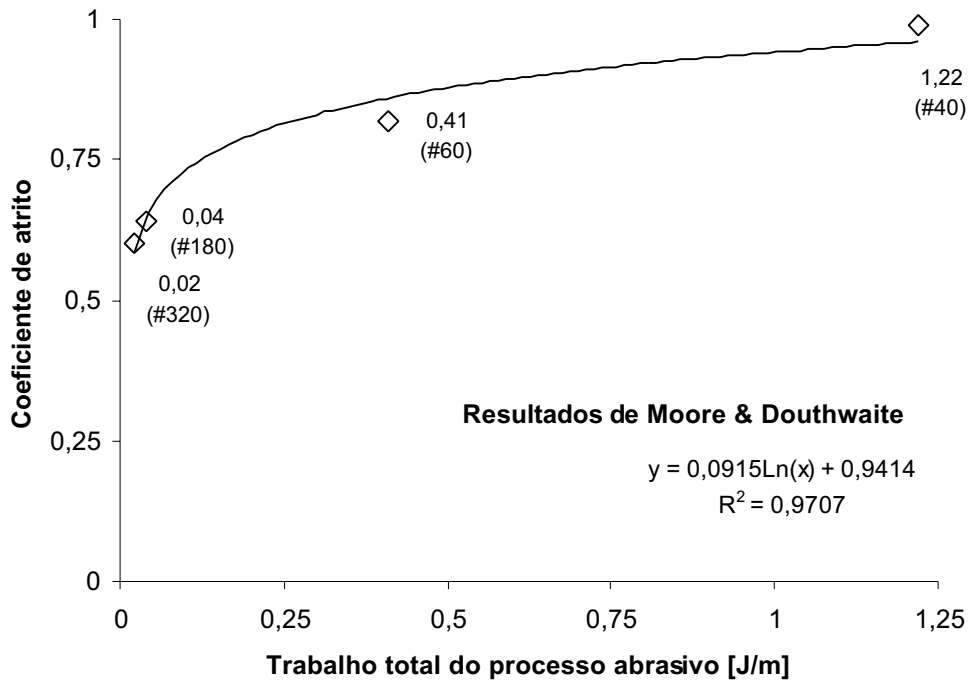


Figura 3. Relação entre trabalho total do processo abrasivo e coeficientes de atrito médios para ensaio do par compósito cobre-prata/lixa abrasiva de SiC. (Moore & Douthwaite, 1976).

A comparação entre os resultados das Figuras (2) e (3) mostram que os mesmos são semelhantes, e possibilitam uma melhor análise dos resultados obtidos neste trabalho. Da mesma forma que a Fig. (2), a Fig. (3) mostra 3 regiões de severidade.

No caso dos resultados de Moore & Douthwaite (1976), apresentados na Fig.(3), mesmo sendo o compósito cobre-prata um material dúctil, tamanho de abrasivos SiC menores do que grana #180 configuraram uma severidade de sistema relativamente baixa, e a influência do tamanho passa a ser menor no trabalho total realizado, e em consequência, no coeficiente de atrito. Entretanto, observa-se que os valores de coeficiente de atrito apresentados na Fig. (3) para a faixa de tamanho de abrasivos de SiC, menores do que grana #180, são semelhantes aos valores de coeficiente de atrito mais altos apresentados na Fig. (2), o que mostra que a relação entre dureza do abrasivo e dureza do material desgastado é uma variável importante na definição da severidade do sistema em combinação com o tamanho de partícula.

Disto, pode-se inferir que a faixa de tamanho de partícula utilizada no presente trabalho (#240 e #80), em combinação com a dureza relativamente baixa do vidro em relação ao material AQ, não foram suficientes para promover maior encruamento superficial no material AQ, e em consequência, os valores de coeficientes de atrito foram baixos.

De fato, diversos resultados da literatura (Richardson 1967; Pintaúde et al 1998) mostraram ser possível um maior encruamento superficial em materiais com dureza relativamente elevada. Richardson (1967) estimou para o aço AISI 1074 temperado e revenido, com microdureza inicial de 923 HV, um encruamento máximo de superfície em torno de 50%. Da mesma forma, Pintaúde et al (1998) ao ensaiar aço martensítico (770 HV) como mandíbulas em britador de laboratório, verificaram um encruamento superficial da ordem de 30%. Portanto, para materiais com dureza inicial elevada a severidade do sistema precisa ser também elevada, seja por maiores durezas e tamanhos das partículas abrasivas, seja por maiores cargas aplicadas, para se verificar um maior encruamento da superfície desgastada.

Portanto, os menores valores de coeficiente de atrito observados para o material AQ apresentados na Tabela 5 se devem ao menor encruamento observado para este material, nas condições de ensaio realizadas.

A Figura (4) mostra a evolução do coeficiente de atrito ao longo do ensaio para o material AQ.

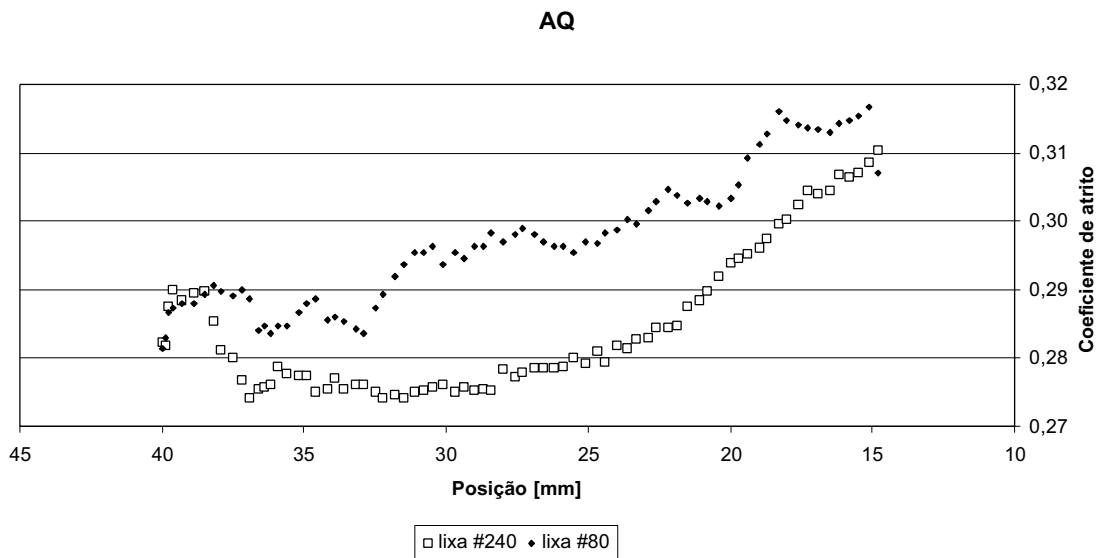


Figura 4. Evolução do coeficiente de atrito ao longo do ensaio para o material AQ.

Observa-se um aumento no coeficiente de atrito nos ensaios com o material AQ a medida que a distância percorrida pelas partículas abrasivas aumenta. Considerando o coeficiente de atrito composto por duas componentes, adesão e deformação, a parcela que responde pela deformação está aumentando, a medida que há um encruamento da superfície, conforme mostram os resultados apresentados na Tab. (6).

Os resultados da Fig. (2) mostram também que o efeito do tamanho das partículas abrasivas foi grande para o material Fe, ou seja, ensaios com tamanho de partícula abrasiva menores (lixa grana #240) resultaram em coeficientes de atrito menores. Isto também poderia ser previsto por meio da equação (1), pois quanto menor o tamanho da partícula abrasiva, maior será o produto ($K_t \cdot N$) (Mulhearn & Samuels, 1962), e menor será a profundidade de penetração, com menor gasto de energia e menor encruamento.

Para efeito de comparação, cita-se outro resultado da literatura semelhante ao obtido neste trabalho para materiais de baixa dureza, tal como o material Fe, sobre o efeito do tamanho de partícula no coeficiente de atrito, como os obtidos por Avient et al (1960) com cobre contra diferentes lixas de vidro, como os apresentados na Tab. (7).

Tabela 7. Coeficiente de atrito para o par lixa de vidro/cobre, utilizando carga de 1 Kg (Avient et al, 1960).

Tamanho médio de partícula de vidro (μm)	Coeficiente de atrito
125	0,82
70	0,65

Há mais de uma teoria apresentada na literatura para explicar resultados como os apresentados nas Tabs. (5) e (7).

Segundo Goddard & Wilman (1962) e Moore & Douthwaite (1976), a menor variação do coeficiente de atrito para partículas abrasivas com tamanhos menores do que aproximadamente 100 μm , deve-se simultaneamente à possibilidade da ocorrência de incrustação de abrasivos na superfície desgastada, o que aumenta os pontos de contato do tipo abrasivo/abrasivo, reduzindo o coeficiente de atrito; e ao rearranjo dos *debris* de desgaste entre as partículas pequenas, *debris* estes que passam a suportar parte da carga aplicada no lugar das partículas abrasivas.

Por outro lado, Sin et all (1979), a variação do coeficiente de atrito para partículas abrasivas pequenas se deve ao fato de que a fração de partículas com capacidade de corte (partículas com ângulos de ataque maiores do que o ângulo crítico de corte do material) é menor para tamanhos de partícula menores. Recentemente, os resultados obtidos por Gahlin & Jacobson (1999) dão suporte a ambas teorias, em especial a hipótese de Sin et all (1979), pois a possibilidade de incrustação e rearranjo de *debris* nos espaços possíveis entre partículas abrasivas não foi visível em todas as condições de ensaio.

Entretanto, a avaliação do coeficiente de atrito para o material Fe ao longo do percurso de ensaio, como mostram as Fig. (5) , sugere a possibilidade da teoria de Goddard & Wilman (1962) ser suficiente para explicar a variação do coeficiente de atrito, não apenas em função do tamanho da partícula abrasiva, mas sim em função da distância percorrida ao longo do ensaio.

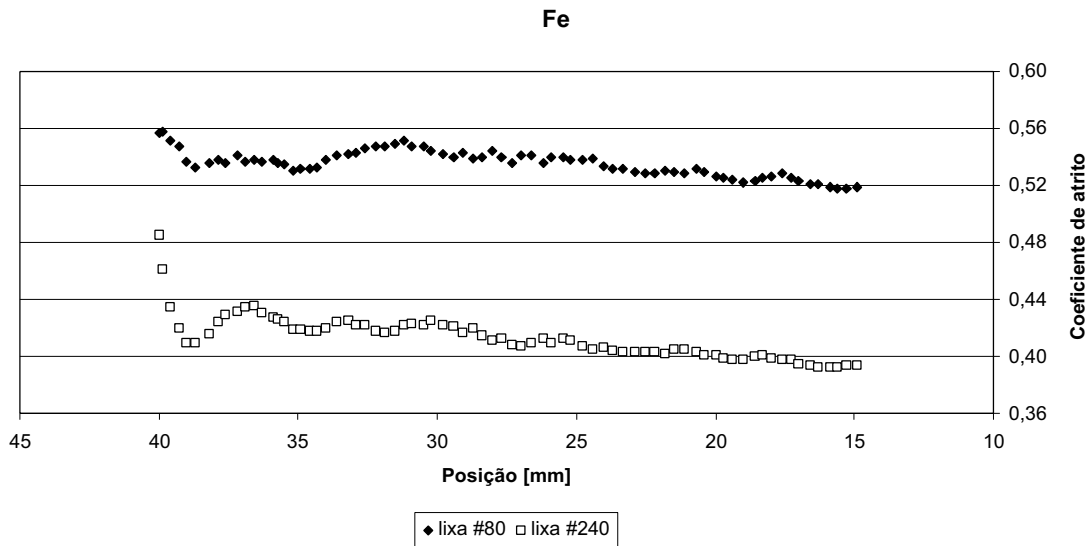


Figura 5. Evolução do coeficiente de atrito ao longo do ensaio para o material Fe.

Percebe-se a partir das Figs. (4) e (5) que as tendências do coeficiente de atrito ao longo do ensaio são diferentes para os materiais Fe e AQ. O coeficiente de atrito determinado para os ensaios do material Fe apresentam tendência de queda ao longo do ensaio, enquanto que no caso dos ensaios com material AQ a tendência observada é de crescimento no coeficiente de atrito a medida que a distância percorrida aumenta.

Dado o maior nível de penetração dos abrasivos no material Fe, visível pelas maiores taxas de desgaste observadas quanto pelos maiores valores de coeficiente de atrito médios, há grande possibilidade de incrustação de abrasivos a medida que o ensaio é conduzido, fato que pode ser observado na Fig. (6). Disto decorre o maior número de contatos do tipo abrasivo/abrasivo, o que reduz localmente o coeficiente de atrito.

Deve-se considerar as discussões deste trabalho como preliminares, pois a avaliação do encruamento superficial para diferentes posições de ensaio com lixas de vidro estão em andamento. Imagina-se que estas determinações darão mais suporte para discussão dos fenômenos envolvidos.

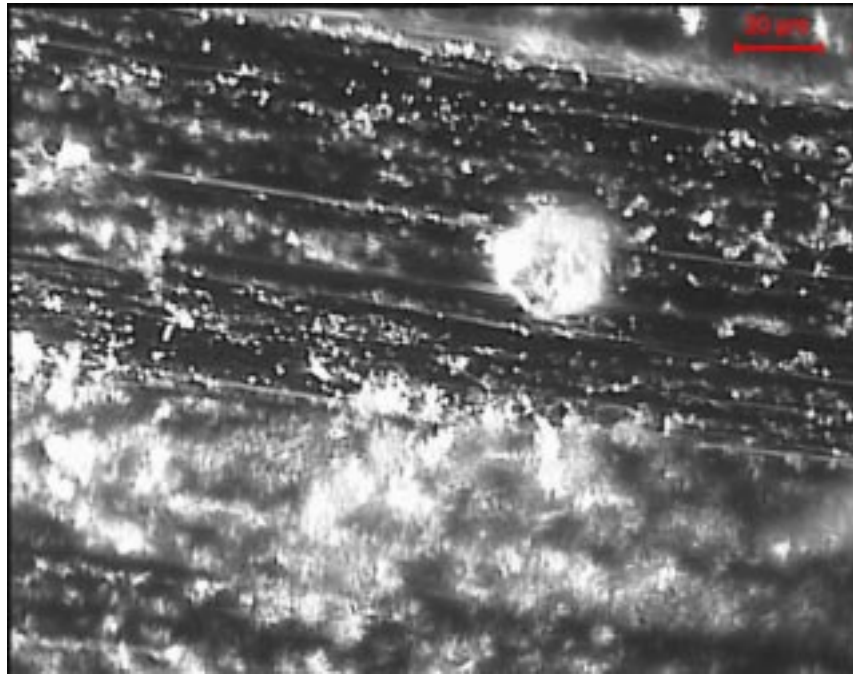


Figura 6. Incrustação de partícula de vidro no material Fe, após ensaio com lixa grana #80 (campo escuro).

4. Conclusões

As principais conclusões deste trabalho são:

- O tamanho do abrasivo influencia em maior intensidade os valores de coeficiente de atrito em condições de severidade de desgaste maiores, ou seja, quando os níveis de encruamento são elevados.
- Material com menor dureza e maior capacidade de encruamento apresentam maiores valores de coeficiente de atrito médio quando comparado com material de maior dureza.
- Ensaio de desgaste com abrasivos de tamanhos de partícula maiores apresentam maiores valores de coeficiente de atrito médio quando comparado com os ensaios realizados com abrasivos de tamanhos de partículas menores.

5. Agradecimentos

Os autores agradecem à FAPESP pelo apoio financeiro dado por meio dos seguintes projetos: 97/12621-5 (bolsa de doutoramento); 98/08561-0 (infra-estrutura); 00/03372-6 (reparo de equipamento) e 00/10115-0 (auxílio à pesquisa).

6. Referências

- Avient, B.W.E., et all, 1960, "An experimental study of friction and wear during abrasion of metals", Proc. Royal Soc. London A, Vol.258, pp. 159-180.
- Gahlin, R.; Jacobson, J., 1999, "The particle size effect in abrasion studied by controlled abrasive surfaces", Wear, Vol.224, pp. 118-125.
- Goddard, J.; Wilman, H., 1962, "A Theory of Friction and Wear During the Abrasion of Metals", Wear, Vol.5, pp.114-135.
- Misra, A.; Finnie, I., 1981, "Some observations on two-body abrasive wear", Wear, Vol.68, pp. 41-56.
- Moore, M.A.; Douthwaite, R.M., 1976, "Plastic deformation below worn surfaces", Metallurgical Transactions A, Vol.7, pp. 1833-1839.
- Mulhearn, T.O.; Samuels, L.E., 1962, "The abrasion of metals: a model of the process", Wear, Vol.5, pp. 478-498.
- Pintaúde, G., Tanaka, D.K. e Sinatora, A., 2001, "Effect of Indentation Size and Microhardness Calculation on Abrasive Wear Severity", Scripta Materialia, Vol.44, n.4, pp. 559-653.
- Pintaúde, G., Tanaka, D.K. e Sinatora, A., 1998, "Mecanismos de Desgaste Abrasivo de Mandíbulas de Aço Fundido 2Cr-1,5Si-0,5Mo", Anais do IV Seminário de Desgaste (Desgaste e Proteção), S.Paulo, Brasil, pp. 35-48.
- Richardson, R.C.D., 1968, "The wear of metals by relatively soft abrasives", Wear, Vol.11, pp. 245-275.
- Richardson, R.C.D., 1967, "The maximum hardness of strained surfaces and the abrasive wear of metals and alloys", Wear, Vol.10, pp. 353-382.
- Sin, H.; Saka, N.; Suh, N. P.; 1979, "Abrasive wear mechanisms and the grit size effect", Wear, Vol.55, pp. 163-190.
- Sundararajan, G., 1987, "A new model for two-body abrasive wear on the localization of plastic deformation", Wear, Vol.117, pp. 1-35.

THE INFLUENCE OF PARTICLE SIZE AND HARDNESS OF ABRASIVE PARTICLES ON THE SEVERITY OF TWO-BODY SYSTEM

Pintaúde, G.

Surface Phenomena Lab, Mechanical Engineering Department, Politechnic School, University of Sao Paulo
Av. Prof. Mello Moraes, 2231 – São Paulo – SP – 05508-900, Brasil
giuseppe.pintaude@poli.usp.br

Tanaka, Deniol K.

Surface Phenomena Lab, Mechanical Engineering Department, Polytechnic School, University of Sao Paulo
Av. Prof. Mello Moraes, 2231 – São Paulo – SP – 05508-900, Brazil
dktanaka@usp.br

Sinatora, Amilton

Surface Phenomena Lab, Mechanical Engineering Department, Polytechnic School, University of Sao Paulo
Av. Prof. Mello Moraes, 2231 – São Paulo – SP – 05508-900, Brazil
sinatora@usp.br

Abstract. *This paper presents the friction coefficient obtained for AISI 52100 steel, heat-treated at 900 °C by one hour and oil-quenched, and for AISI 1006 steel, determined in a two-body abrasive test. The specimens were characterized with respect to dynamic Vickers microhardness. The wear tests were performed in a pin against glass coated papers system with two different grain sizes (199 e 57 μm), with tangential velocity of 0.08 m/s. The applied load was 20 N, for 3 mm diameter pins. The surface hardening was evaluated by dynamic microhardness, at different steps of the wear test, using loads that represent the characteristic dimension of worn surfaces. The results show that the influence of size and hardness of abrasive particles is different for the specimens with large strain-hardening when compared to the specimens with high hardness.*

Keywords. *abrasive wear, microhardness, friction coefficient, strain-hardening.*

EFEITO DE PARÂMETROS DE PROCESSAMENTO NA MICROESTRUTURA E DUREZA DE FERRO PURO SINTERIZADO OXIDADO A VAPOR

De Mello, J.D.B

Laboratório de Tribologia e Materiais, Universidade Federal de Uberlândia, Bloco 1R, Campus Santa Mônica, Uberlândia, M.G., 38400-902, Brazil, ltm-demello@ufu.br

Binder, R

Empresa Brasileira de Compressores S.A., Rua Rui Barbosa, 1020, Joinville, SC, 89219-901, Brazil

Klein, A. N

Labmat, - Universidade Federal de Santa Catarina, C.P. 476, Campus Universitário Trindade, Florianópolis, SC, 88036-900, Brazil.

Hutchings, I. M

Department of Materials Science and Metallurgy, University of Cambridge, Pembroke Street, Cambridge, CB2 3QZ, UK

Resumo. Neste artigo, analisa-se a influência dos parâmetros de processamento (pressão de compactação e tamanho do pó de ferro) na microestrutura, porcentagem volumétrica de óxido e dureza de ferro puro sinterizado oxidado a vapor. Corpos-de-prova produzidos a partir de pó de ferro atomizado de diferentes granulometrias (<65; 65-90; 90-125; >125 μm) foram compactados utilizando-se quatro diferentes pressões de compactação (300; 400; 500 e 600 MPa), sinterizados por 30 minutos a 1120° C e então oxidados a vapor a 540° C por duas horas. Foi evidenciada uma forte influência dos parâmetros de processamento na porosidade. Baixas porosidades são sempre associadas com pressões de compactação elevadas e grandes tamanhos do pó de ferro. O tamanho dos poros foi afetado da mesma maneira pela pressão de compactação enquanto que o tamanho do pó de ferro atuou no sentido contrário. A forma dos poros, no entanto, não sofreu efeito significativo destes parâmetros. Reduções no tamanho do pó de ferro produziram, invariavelmente, maiores durezas. O efeito da pressão de compactação na dureza deixa claro a existência de um compromisso entre a porosidade e o fechamento da rede de poros pelo óxido formado. As amostras produzidas com pós menores apresentaram um decréscimo contínuo da dureza em função da pressão de compactação enquanto que para os pós de ferro maiores aumentos na pressão de compactação produzem um ligeiro acréscimo na dureza até que seja atingido um valor constante de dureza máxima. Para os tamanhos intermediários do pó de ferro, a dureza apresenta um máximo em função da pressão de compactação.

Palavras chave: Ferro sinterizado, Oxidação a vapor, microestrutura, dureza

1. Introdução

Componentes produzidos por metalurgia do pó são geralmente utilizados em condições de contato deslizante. Neste contexto, as ligas sinterizadas a base de ferro têm sido utilizados na fabricação de mancais, engrenagens, discos de freio, cames, correntes e outros componentes, apresentando boas propriedades mecânicas e baixo custo de produção quando produzidas em larga escala Gopinath, (1981), Molinari e Straffellini, (1994), Razavizadeh e Davies, (1979).

No entanto, comparativamente aos estudos tribológicos envolvendo metais não sinterizados, pequeno tem sido o número de trabalhos dedicados aos produtos originados por metalurgia do pó Molinari e Straffellini, (1998).

Além da redução intrínseca da resistência e, em conseqüência, da capacidade de suporte de carga, a presença de porosidade pode afetar os mecanismos de desgaste atuantes na superfície de produtos sinterizados de várias maneiras Leheup et al, (1994), Lim e Brunton, (1986), Leheup et al, (1994b), Amsallem et al, (1973), Eyre e Walker, (1976), Leheup et al, (1998).

Tratamentos térmicos e superficiais são geralmente aplicados a produtos ferrosos produzidos por metalurgia do pó com o objetivo de melhorar a capacidade de carga, a resistência a fadiga, corrosão e desgaste e até mesmo aspectos estéticos destes componentes. Dentre estes tratamentos destaca-se a oxidação a vapor; um tratamento termoquímico de baixo custo realizado em uma atmosfera de vapor superaquecido Ferrari et al, (1992). Operação secundária freqüente na indústria da sinterização Beiss, (1991), a oxidação a vapor é o tratamento superficial mais disseminado na metalurgia do pó de materiais à base de ferro Eyre e Walker, (1992).

Inicialmente utilizada com o propósito de selamento, com conseqüente aumento da estanqueidade da rede de poros, a oxidação a vapor também tem sido considerada fator de melhoria de outras propriedades do ferro sinterizado. O óxido formado tanto na superfície quanto na rede interconectada de poros tem sido apontado pela literatura como fator altamente benéfico para dureza, propriedades mecânicas e tribológicas e resistência à corrosão (Razavizadeh e Davies, (1979), Binder, (1996).

Uns poucos trabalhos reportam as condições de sinterização e oxidação produzindo componentes com as propriedades desejadas.

Franklin and Davies, (1977) analisaram a influência da temperatura e do tempo de oxidação na formação da camada de óxido, incluindo o selamento da porosidade superficial e interconectada. Razavizadeh e Davies, (1979 e 1982) publicaram um estudo detalhado relativo ao efeito da natureza do pó, da densidade da amostra e envelhecimento no fechamento da porosidade e da dureza de ligas ferrosas sinterizadas. Em um trabalho similar, Binder, (1996) apresenta o efeito da pressão de compactação e do tipo de pó na densidade, porcentagem volumétrica de óxido e propriedades mecânicas de ferro puro sinterizado. Volenick et al, (1978) estudaram a morfologia e composição das fases produzidas pela oxidação a vapor do ferro puro e evidenciaram uma forte dependência da estrutura nas condições de oxidação, em

particular do processo de resfriamento após oxidação. Recentemente, Molinari e Strafelini, (1998) reportaram a influência da vazão de vapor durante a oxidação em forno contínuo na natureza e grau de compactidade da camada de óxido bem como as conseqüências no comportamento em desgaste do ferro sinterizado oxidado a vapor. Finalmente, Beiss (1991) apresenta uma extensa revisão bibliográfica dos aspectos cinéticos e termodinâmicos, incluindo o efeito da densidade no ganho de massa, penetração do óxido e propriedades mecânicas do ferro sinterizado oxidado a vapor.

A literatura mostra que existe uma certa evidência de que a exposição de ligas ferrosas sinterizadas a uma atmosfera de vapor superaquecido, levando à formação de uma camada densa e aderente de magnetita (Fe_3O_4), produz uma melhora do comportamento tribológico destas ligas. Este conceito, geralmente aceito como verdadeiro, não é, infelizmente, bem documentado nem comprovado no contexto da metalurgia do pó Leheup et al, (1994). Enquanto alguns autores, Molinari e Straffelini, (1995) mostram que a resistência ao desgaste por deslizamento de ligas oxidadas ao vapor seja superior àquelas apresentadas por ligas sinterizadas tratadas termicamente e cementadas, estes e outros autores encontraram um efeito negativo deste tratamento no desgaste de aços (Ferrari et al, (1992), ligas Fe-Cu, Razavizadeh e Davies (1981) e mesmo ferro puro, Bozzi et al, (2001).

O sistema tribológico, em particular a microestrutura do compósito ferro - óxido de ferro e a natureza da camada de óxido, afeta consideravelmente o desempenho do material. Os principais parâmetros que afetam a microestrutura são a pressão de compactação e o tamanho do pó de ferro. A natureza e constituição da camada de óxido, por sua vez, são afetadas, principalmente, pela temperatura, pela composição da atmosfera oxidante e pelo tempo de oxidação.

Este trabalho, parte de um estudo consistente do comportamento tribológico do ferro puro sinterizado oxidado a vapor, analisa a influência da pressão de compactação e tamanho do pó de ferro na microestrutura, na porcentagem volumétrica de óxido e na dureza destes materiais.

2. Técnicas Experimentais

Os corpos de prova foram produzidos a partir de pó de ferro atomizado (Ancor Steel 1000B Höganäs). O pó fornecido comercialmente foi fracionado em quatro diferentes composições granulométricas (<65 μm ; 65-90 μm ; 90-125 μm ; > 125 μm) produzindo 4 diferentes níveis de tamanho (denominados 1 a 4 respectivamente). Após mistura com 0,8% com estearato de Zinco, utilizado como lubrificante, os mesmos foram compactados (300; 400; 500 e 600 MPa) utilizando-se uma prensa automática de duplo efeito. Ressalta-se que as superfícies analisadas foram aquelas que ficaram em contato com o punção móvel no processo de compactação. As amostras foram denominadas Axy, onde: x = Pressão de compactação - 3= 300 Mpa; 4= 400 Mpa; 5= 500 Mpa; 6= 600 Mpa e y = Granulometria do pó de ferro - 1= <65 μm ; 2= 65-90 μm ; 3= 90-125 μm ; 4=>125 μm . Os corpos de prova (50 mm de comprimento por 10 mm de largura e altura dependente da pressão de compactação e tamanho do pó de ferro), foram sinterizados em um forno industrial. A sinterização foi conduzida em uma atmosfera ligeiramente redutora ($\text{N}_2 + 10\%\text{H}_2$) à temperatura de 1120° C durante 25 – 30 minutos. Após resfriamento até a temperatura ambiente, as amostras foram oxidadas, 540° C - 2 horas, em um forno industrial contínuo.

A preparação metalográfica de materiais sinterizados sendo bastante delicada, Huppmann et al, (1987), Da Silva et al, (2001), estabeleceu-se o seguinte procedimento para as análises microestruturais do presente estudo: Lapidação automática utilizando $\text{Al}_2\text{O}_3 - 1 \mu\text{m}$ por uma hora seguida de polimento com sílica coloidal por cerca de 10 minutos. Finalmente foi aplicado um ligeiro polimento manual utilizando-se diamante 0,1 μm . A porosidade foi determinada por microscopia ótica em um sistema de análise de imagem dotado do “software” Image Pro-Plus®. Foram realizadas medições em 20 campos simetricamente espaçados na superfície previamente produzida pela técnica metalográfica já descrita. Com o objetivo de eliminar a dispersão dos dados foi aplicado um filtro de Chavenet, Neville e Kennedy, (1964).

Utilizando-se o mesmo sistema mediu-se, também, alguns parâmetros morfológicos dos poros, em particular, diâmetro médio, área do poro, esfericidade e razão comprimento/espessura (RDA).

A esfericidade foi calculada através da Eq. (1):

$$\text{Esfericidade} = \frac{P_a^2}{4\pi \cdot A} \quad (1)$$

Onde P_a é o perímetro e A a área da seção transversal do poro.

Adicionalmente, foi calculado o espaçamento médio entre os poros (M.F.P.) através da Eq. (2):

$$M.F.P. = d \cdot \frac{1 - V_{vp}}{V_{vp}} \quad (2)$$

Onde d é o diâmetro médio dos poros e V_{vp} é a porosidade.

A microestrutura também foi analisada em seções transversais. Neste caso, as mesmas foram lixadas manualmente (Al_2O_3 - granulometria 400 - 600 - 1000 - 1200), polidas com diamante (6, 1 e 0,25 μm) e finalmente polidas com sílica coloidal. Estas seções foram utilizadas para a determinação da porcentagem volumétrica de óxido utilizando-se microscopia ótica e um sistema de análise de imagens dotado do software Scion Image®. Os resultados representam a média de, no mínimo, 10 medidas aleatoriamente realizadas na seção.

Adicionalmente, as amostras foram observadas por microscopia eletrônica de varredura (Jeol 820), inclinação das amostras de 35°) e difratometria de raios x (difratômetro Phillips Xpert, radiação Cu K α).

Foram realizados ensaios de macrodureza utilizando-se um durômetro Universal Wolpert. Utilizou-se uma carga de 20 kgf. Os ensaios foram realizados tanto diretamente na camada oxidada quanto na face em que o óxido superficial foi eliminado pelo processo de preparação metalográfica. Os resultados apresentados representam a média de, no mínimo, 5 testes aleatoriamente distribuídos pela face analisada.

Foram realizados ensaios de microdureza utilizando-se um microdurometro Wolpert. Utilizou-se uma carga de 20 gf. Especial cuidado foi tomado de forma que a profundidade de penetração fosse mantida inferior a 1/7 da espessura estimada da camada de ferroxí (4 μm). Os ensaios foram realizados tanto diretamente na camada oxidada quanto na face em que o ferroxí superficial foi eliminado pelo processo de preparação metalográfica. Os resultados apresentados representam a média de, no mínimo, 5 testes aleatoriamente distribuídos pela face analisada.

Determinou-se, ainda, os valores de nanodureza (Nano Test 600 - Micro Materials Ltd, UK) da camada de óxido superficial. Cinco ensaios foram realizados na amostra A51. Cada ensaio consistiu de cinco medições com diferentes profundidades de penetração máxima (100, 200, 300, 400 and 500 nm). O penetrador utilizado foi do tipo Berkovitch e utilizou-se o método de Oliver e Pharr (1992) para a determinação das propriedades mecânicas.

3. Resultados e discussão

A Fig. (1) mostra aspectos típicos das microestruturas obtidas no presente estudo.

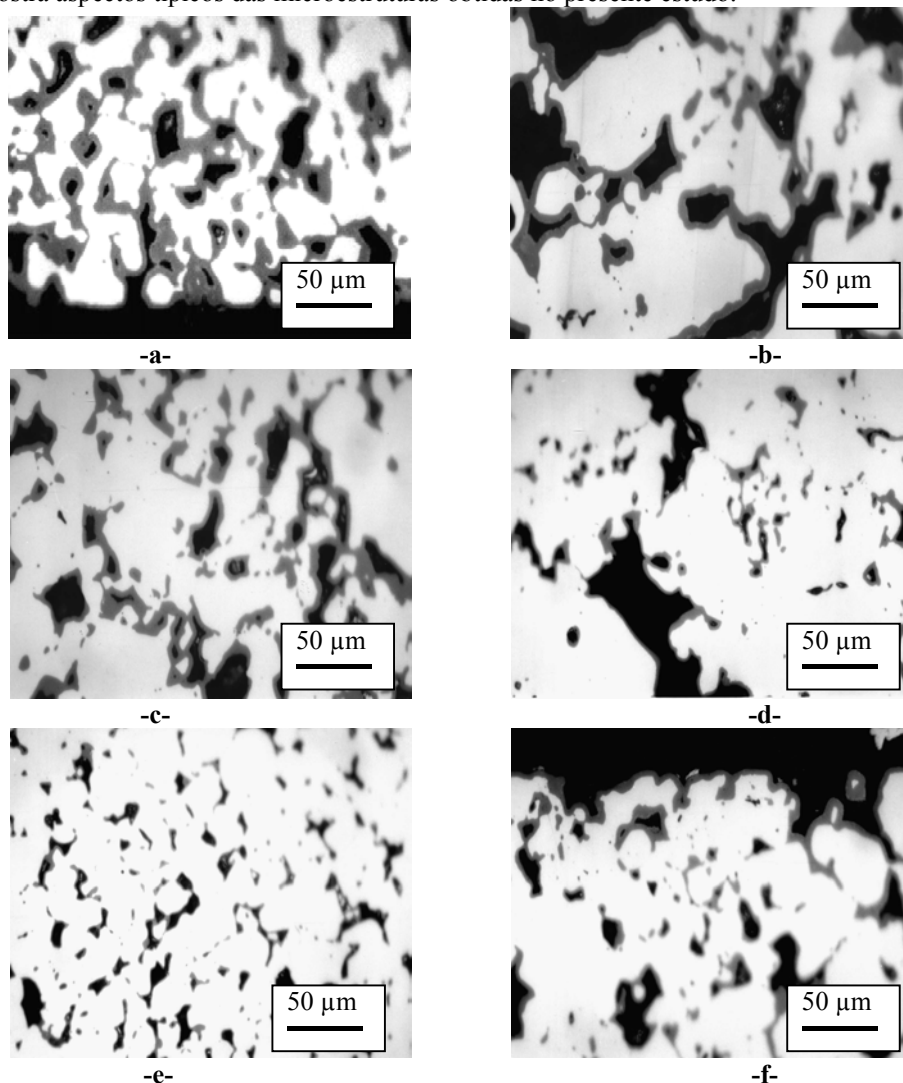


Figura 1- Microestruturas típicas. a- Amostra A31 - borda; b- Amostra A34 - centro; c- Amostra A42 - centro; d- Amostra A53 - centro; e- Amostra A61 - centro; f- Amostra A64 - borda.

Observa-se claramente, tanto na superfície das amostras quanto no interior da rede de poros, uma fina camada de óxido. A determinação da espessura da camada de óxido mostrou que a mesma é praticamente constante (3,5 a 4 μm) e independe das condições de processamento utilizadas como já evidenciado por Beiss para o caso de ligas Fe - 0,5% C tratadas por 0,5 a 4 horas em temperaturas variando de 450 a 700 °C, Beiss, (1991).

Constata-se também que a pressão de compactação (PC) e a granulometria do pó de ferro (GPF) afetam sensivelmente o nível de porosidade e a morfologia tanto dos poros quanto da matriz ferrosa. Ressalta-se, ainda, o fato de que as amostras mais porosas apresentam uma maior quantidade de óxido.

De uma maneira geral, as amostras mostraram-se bastante homogêneas tanto no que se refere a porosidade quanto a morfologia dos poros.

O efeito das variáveis de processamento na porosidade é sintetizado pela Fig. (2).

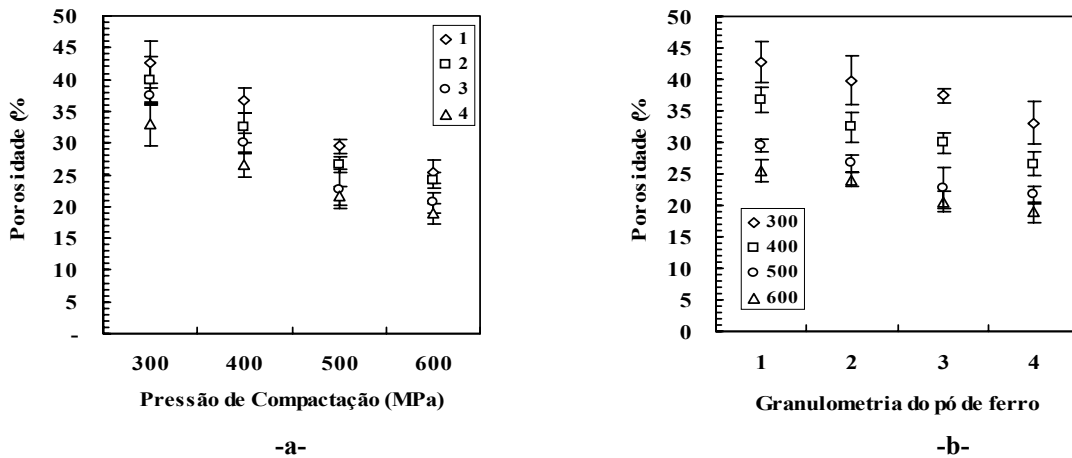


Figura 2- Influencia das variáveis de processamento na porosidade. a- Pressão de compactação; b- Granulometria do pó de ferro.

Para um mesmo tamanho de pó de ferro, um aumento da pressão de compactação leva a uma sensível redução da porosidade. Efetivamente, ao se aumentar a pressão de compactação de pós dúteis como o ferro, produz-se um elevado nível de deformação plástica, o que leva a um melhor empacotamento das partículas associando uma diminuição do volume médio dos poros a um aumento da área efetiva de contato entre partículas e, conseqüentemente, a uma redução da porosidade.

Por outro lado, para uma mesma pressão de compactação, um aumento do tamanho do pó de ferro também leva a uma redução da porosidade. Este efeito pode ser explicado pelo fato de que pós de maior tamanho produzem uma área total de contato entre as partículas reduzida, provocando uma tensão efetiva elevada. Como conseqüência, as regiões de contato são intensamente deformadas plasticamente. Adicionalmente, partículas de menor tamanho, graças à sua maior superfície específica, que implica em maior atrito entre as partículas, apresentam uma densidade específica inferior àquelas apresentadas pelas partículas maiores produzindo, portanto, densidades mais elevadas.

Observa-se, ainda, que a porosidade é mais sensível às variações da pressão de compactação do que à granulometria do pó de ferro.

Tendência equivalente é apresentada pelos parâmetros associados ao tamanho dos poros. Muito embora exista uma tendência de aumento do tamanho do poro com o tamanho do pó de ferro, Fig. (3-a), este acréscimo é bastante reduzido, em particular para as menores pressões de compactação. A influência deste parâmetro no tamanho do poro é mostrado pela Fig. (3-b). De uma maneira geral, o tamanho do poro diminui com a pressão de compactação. É evidente a existência de um nível crítico para a pressão de compactação.

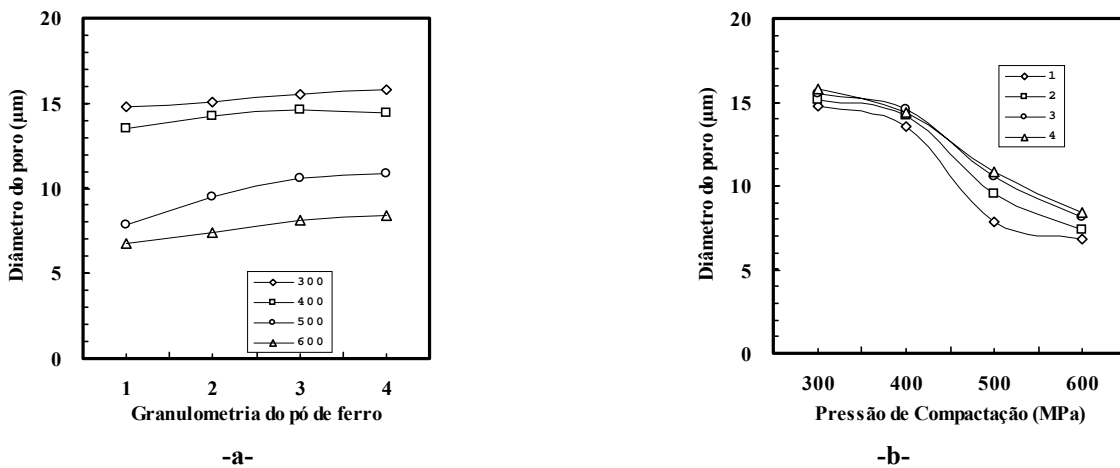


Figura 3- Efeito do tamanho do pó de ferro e da pressão de compactação no tamanho dos poros.

Para as menores pressões de compactação utilizadas, 300 e 400 MPa, o tamanho do poro é consideravelmente maior e pouco afetado pelo tamanho do pó de ferro. Aumentando-se a pressão de compactação ocorre uma franca redução no tamanho do poro e uma maior influência do tamanho do pó de ferro.

O efeito da porosidade no tamanho do poro está intimamente associado com os parâmetros produtivos e sua análise é bastante complexa. A Fig. (4) mostra o efeito conjunto da porosidade e dos parâmetros de processamento no tamanho do poro.

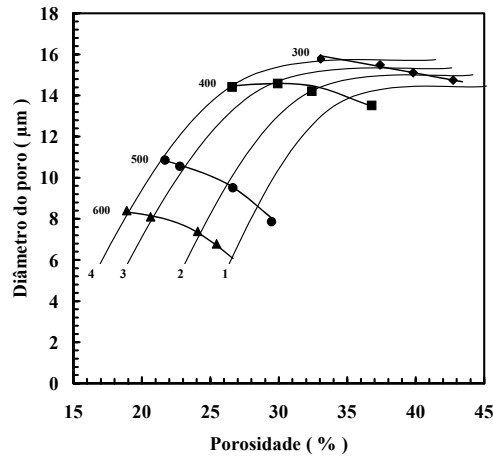


Figura 4- Efeito da porosidade no tamanho dos poros.

Para as menores pressões de compactação o tamanho do poro praticamente independe da porosidade e do tamanho do pó de ferro. Para as maiores pressões de compactação, no entanto, aumentos de porosidade geralmente associados a reduções do tamanho do pó de ferro levam a um decréscimo do tamanho do poro.

Para um mesmo tamanho do pó de ferro, acréscimos da porosidade associados à redução da pressão de compactação produzem um aumento do tamanho do poro que tende a estabilizar-se atingido um nível crítico de porosidade. Este nível crítico é tanto maior quanto maior for o tamanho do pó de ferro. Ainda que pós de mesmo tamanho e geometria tenham a mesma densidade aparente de enchimento, conforme a pressão de compactação aumenta as partículas sofrem rotação, reposicionando-se, o que induz um aumento da área de contato mutuo e da extensão da deformação. Localizadamente, a tensão de escoamento pode ser alcançada com conseqüente deformação plástica o que, por sua vez, gera aumentos na área de contato e densidade. Desta forma, tanto a porosidade quanto o tamanho do poro são reduzidos.

O efeito das variáveis de processamento na forma dos poros, representada pela esfericidade, está sintetizado na Fig. (5).

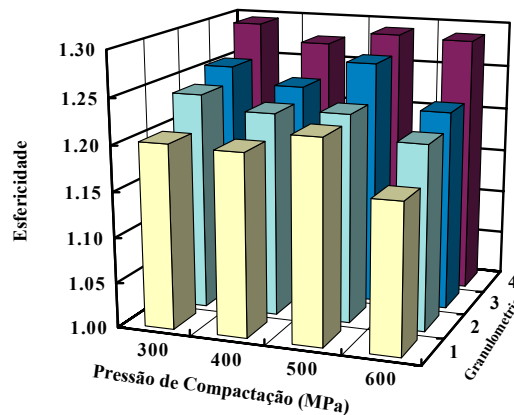


Figura 5- Efeito da pressão de compactação e tamanho do pó de ferro na forma dos poros.

De uma maneira geral, aumentando-se o tamanho do pó de ferro menos esféricos se tornam os poros.

A pressão de compactação, ao contrário dos casos anteriores, não exerce significativa influência na morfologia dos poros, não sendo possível o estabelecimento de nenhuma relação geral entre estes dois parâmetros.

Pode-se também estabelecer que, para pressão de compactação constante, um aumento da porosidade, sempre associado com o aumento do tamanho do pó de ferro, leva a uma maior esfericidade dos poros, Fig. (6-a).

Outro parâmetro morfológico, a relação comprimento/largura, também chamada de relação de aspecto (RDA), no entanto, mostrou-se insensível tanto aos parâmetros de processo quanto à porosidade, Fig. (6-b).

Esta figura mostra que a RDA é praticamente constante ($1,93 \pm 0,05$) indicando uma pequena influência dos parâmetros de processamento e, em consequência, da porosidade na morfologia dos poros, o que é razoável uma vez que o fator de forma é muito mais influenciado pela temperatura e pelo tempo de sinterização (parâmetros não variados no presente trabalho) do que pela pressão de compactação e pelo tamanho de partícula dentro das faixas aqui utilizadas.

Finalmente, a Fig. (7) mostra o efeito das variáveis de processamento e porosidade no espaçamento médio entre poros (MFP).

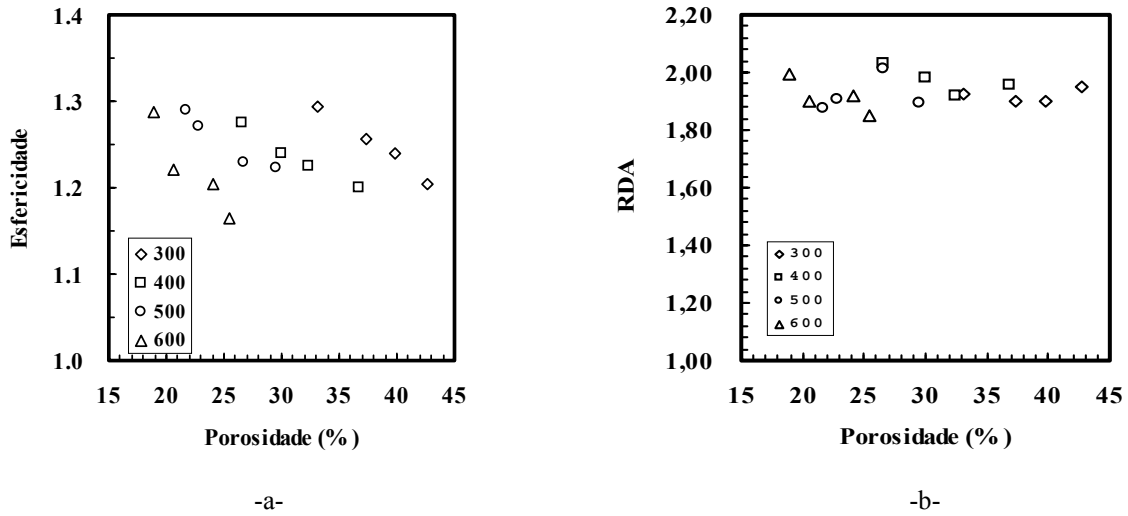


Figura 6- Efeito da porosidade na morfologia dos poros. a- Esfericidade; b- RDA.

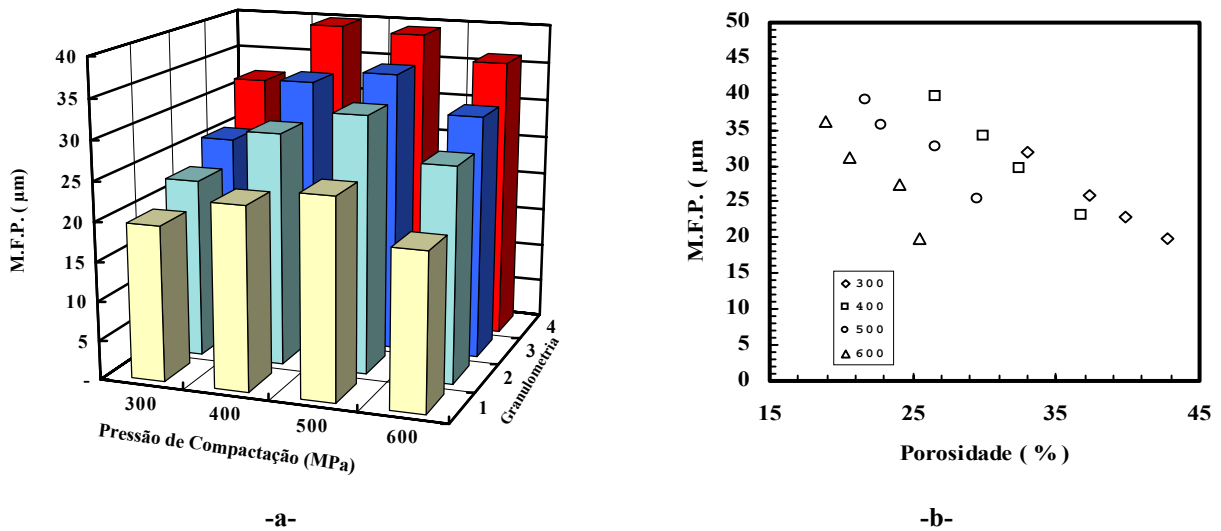


Figura 7- Distancia média entre poros em função da: a- Pressão de compactação e tamanho do pó de ferro; b- Porosidade.

Observa-se que o espaçamento médio entre os poros aumenta com o tamanho do pó de ferro e apresenta um máximo em função da pressão de compactação, Fig. (7-a). Nota-se, ainda, que este máximo é tanto maior quanto menor o tamanho do pó de ferro. O efeito conjunto da porosidade pode ser apreciado na Fig. (7-b). Para uma mesma pressão de compactação, um aumento da porosidade leva a um considerável decréscimo do espaçamento médio entre os poros. Nota-se que esta variação, mais sensível para as maiores pressões de compactação, apresenta um comportamento bastante linear. Neste caso, o aumento da porosidade é sempre associado com uma diminuição do tamanho do pó de ferro e este efeito domina o comportamento global. Para tamanho do pó de ferro constante, o aumento da porosidade é associado com uma diminuição na pressão de compactação e um compromisso entre estes fatores opostos é estabelecido.

A Fig. (8) mostra os difratogramas obtidos para as amostras A34 e A61. Observa-se, claramente, que o óxido constitui-se de uma mistura de magnetita (Fe_3O_4) e hematita (Fe_2O_3).

Muito embora o diagrama de equilíbrio para a oxidação do ferro em presença de vapor d'água indique que nas condições utilizadas ($T=540\text{ }^\circ\text{C}$, $P_{(H_2O)}/P_{(H_2)}=1$) apenas se forme a magnetita, Beiss (1991), vários autores utilizando condições equivalentes, Straffelini e Molinari, (1992), Ferrari et al, (1981), Razavizadeh e Davies, (1979), Beiss, (1991), Molinari e Straffelini, (1998), Binder, (1996), Molinari e Straffelini, (1995) também reportaram a

formação da hematita como constituinte minoritário da camada de óxido. Adicionalmente, estes autores indicam que a hematita aparece como o constituinte mais externo desta camada.

De acordo com a teoria de Wagner, (Kubasshewisky e Hopkins, (1992), os átomos metálicos e gasosos dissociam-se na superfície dando origem a íons. Para o caso do ferro e do vapor d'água uma molécula de oxigênio adsorvida na superfície deve resultar na migração de 2 cátions de ferro associados a dois elétrons com a conseqüente formação de duas vacâncias de ferro associados a dois elétrons. O crescimento da camada de óxido resulta, portanto, da associação de cátions de ferro com ânions de oxigênio como conseqüência da difusão deste últimos em direção da interface metal-óxido e da difusão de vacâncias no sentido oposto.

A formação da hematita pode ser explicada tanto pelas limitações cinéticas associadas ao fluxo de íons de ferro através da camada de óxidos impedindo o posterior crescimento desta camada, Metals Handbook, (1988), quanto à eventual oxidação da magnetita pela atmosfera altamente oxidante reinante durante o descarregamento, a quente, do forno, Birks, (1983).

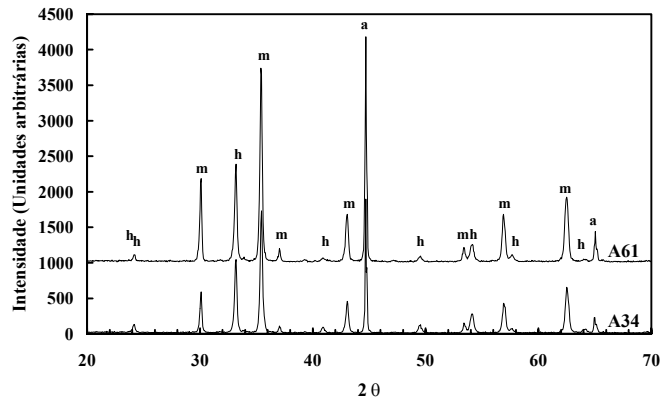


Figura 8- Difratograma de Raios X. h = hematita, m = magnetita, α = ferro α.

Muito embora a ferrooxidação afete consideravelmente a dureza das amostras, a presença da camada superficial não exerce nenhuma influência marcante sobre os valores de dureza, Fig. (9-a). A macro dureza é, no entanto, bastante afetada pela presença do óxido formado na rede interconectada de poros. Um complexo compromisso entre o nível de porosidade e o fechamento desta porosidade pelo óxido governa o fenômeno. A Fig. (9-b) sintetiza o efeito das variáveis de processamento na dureza Vickers das amostras.

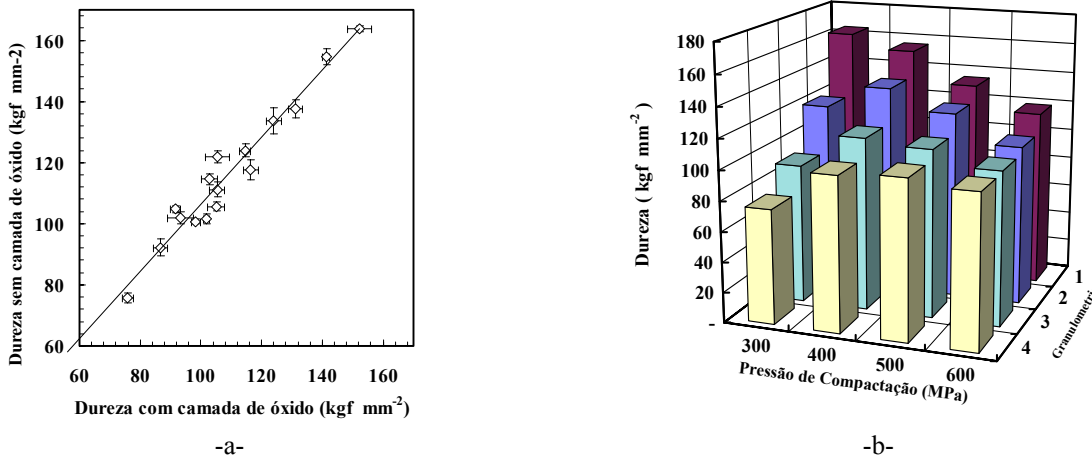


Figura 9- Macro dureza. a- Efeito da camada superficial de óxido na dureza. b- Efeito da pressão de compactação e tamanho do pó de ferro na dureza.

Como tendência geral, observa-se que aumentos no tamanho do pó de ferro levam a uma redução, seguida de estabilização em um valor constante, da dureza. Este comportamento é tão mais acentuado quanto maior for a pressão de compactação. É interessante ressaltar que a pressão de compactação de 300 MPa produz as amostras com os valores extremos de dureza. A aplicação deste valor mínimo de pressão de compactação ao pó de menor tamanho geraram, após ferrooxidação, os valores máximos de dureza enquanto que sua aplicação ao pó maior produziram as amostras com a menor dureza dentre todas as amostras estudadas.

A variação da pressão de compactação, por sua vez, leva a comportamentos bastante distintos. Para os pós menores, aumentando-se a pressão de compactação tem-se uma redução praticamente linear da dureza. Aumentos da pressão de compactação aplicada aos pós de maior tamanho produzem, após ferrooxidação, um sensível acréscimo de dureza que

rapidamente atinge um patamar a partir do qual permanece constante. Para os pós de tamanho intermediários observa-se um máximo na evolução da dureza com a pressão de compactação.

Sendo a dureza uma propriedade que, em ultima instancia, mede a resistência à penetração por tensões compressivas, é razoável supor que a presença de poros altere, de forma considerável e negativa, esta propriedade. Por outro lado, a literatura mostra que a ferroxidação é mais efetiva em materiais possuindo maiores níveis de porosidade associados a tamanhos de poro importantes, Razavizadeh e Davies, (1979), Beiss, (1991).

No presente trabalho, a quantidade de óxido formada no interior das amostras diminuiu com um aumento da pressão de compactação e do tamanho do pó de ferro. Adicionalmente, a mesma mostrou-se fortemente dependente da porosidade, Fig. (10-a). De uma maneira geral, o aumento do tamanho do poro também levou a uma maior quantidade de óxido, Fig. (10-b).

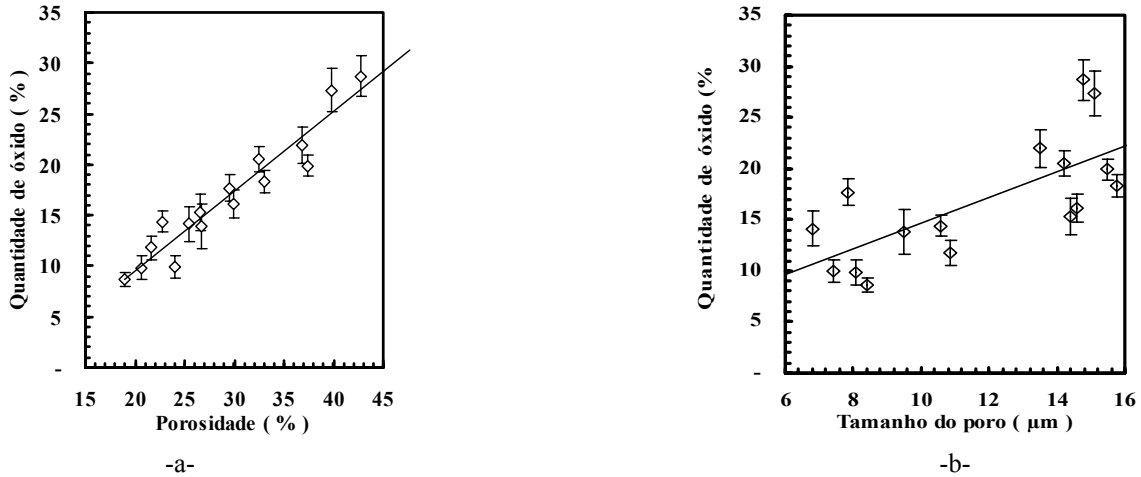


Figura 10- Evolução da porcentagem de óxido. a- Efeito da porosidade. b- Efeito do tamanho do poro.

A heterogeneidade microestrutural das amostras, satisfatória para produtos sinterizados, reflete-se claramente nos valores de microdureza. Não foi possível estabelecer nenhuma relação consistente entre os parâmetros operacionais e a microdureza tanto na camada superficial de óxido quanto na matriz ferrosa, Fig. (11).

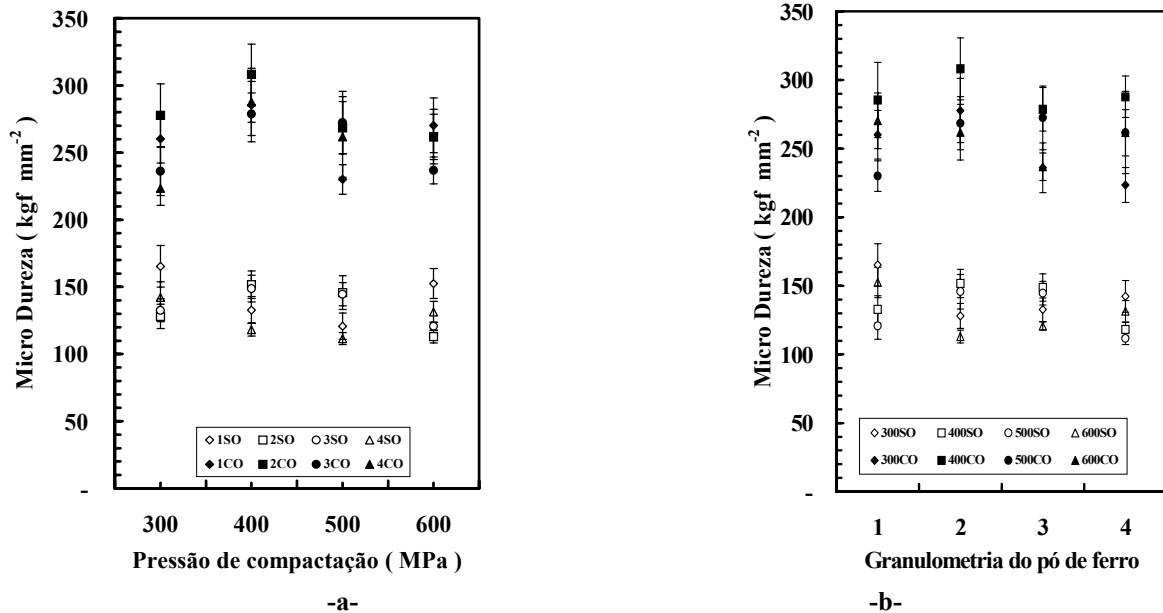


Figura 11- Efeito das variáveis de processamento na microdureza. a- pressão de compactação. b- tamanho do pó de ferro.

Observa-se, no entanto, que a camada de óxido produz um acentuado endurecimento superficial. Globalmente, a camada superficial de óxido apresenta uma microdureza de $264 \pm 23 \text{ kgf.mm}^{-2}$ enquanto que a matriz ferrosa é consideravelmente mais macia: $H_v = 135 \pm 16 \text{ kgf.mm}^{-2}$.

Adicionalmente, nenhum dos parâmetros já analisados (Porosidade, quantidade de óxido, etc) influencia, de maneira consistente, a microdureza das amostras.

A dureza dos óxidos isoladamente foi medida por nano indentação. Pode-se constatar que a camada de óxidos é consideravelmente mais mole na periferia ($H = 5,14 \pm 2,19 \text{ GPa}$ ($523 \pm 223 \text{ kgf mm}^{-2}$) para cargas máximas de 1,5 a 6

mN que correspondem a penetrações máximas totais de cerca de 91 a 109 nm) do que no interior da camada ($H = 11,98 \pm 3,33$ GPa (1220 ± 339 kgf mm⁻²) para cargas máximas de 10 a 35 mN que correspondem a penetrações máximas totais de cerca de 200 a 400 nm)

Acredita-se que este gradiente de dureza está associado à natureza da camada de óxido. Vários autores, Razavizadeh e Davies, (1979), Molinari e Straffelini, (1998), indicam que a parte externa da camada produzida por ferroxidação a vapor é constituída de hematita, de menor dureza. Adicionalmente, Birks reporta que a relação de espessura das camadas de Fe₃O₄ e Fe₂O₃ é de aproximadamente 1:4 a 1000 °C, Birks, (1983). Os resultados do presente trabalho indicam que a camada de óxido é formada de magnetita e hematita e que a região mais externa da camada é mais mole, sugerindo que a mesma é constituída, predominantemente, de hematita.

4. Conclusões

1. Uma fina camada de óxido apresentando espessura constante (3,5 a 4,0 µm) e constituída de Magnetita e Hematita formou-se tanto na superfície das amostras quanto na rede interconectada de poros independentemente das variáveis de processamento;
2. Para um mesmo tamanho de pó de ferro, um aumento da pressão de compactação leva a uma sensível redução da porosidade. Por outro lado, para uma mesma pressão de compactação, um aumento do tamanho do pó de ferro também leva a uma redução da porosidade. Tendência equivalente é apresentada pelos parâmetros associados ao tamanho dos poros;
3. De uma maneira geral, aumentando-se o tamanho do pó de ferro os poros se tornam menos esféricos. A pressão de compactação, ao contrário dos casos anteriores, não exerce significativa influencia na morfologia dos poros não sendo possível o estabelecimento de nenhuma relação geral entre estes dois parâmetros. O espaçamento médio entre os poros aumenta com o tamanho do pó de ferro e apresenta um máximo em função da pressão de compactação;
4. A quantidade de óxido formada no interior das amostras diminuiu com um aumento da pressão de compactação e do tamanho do pó de ferro. Adicionalmente, a mesma mostrou-se fortemente dependente da porosidade. De uma maneira geral, o aumento do tamanho do poro também levou a uma maior quantidade de óxido;
5. Muito embora a ferroxidação afete consideravelmente a dureza das amostras, a presença da camada superficial não exerce nenhuma influência marcante sobre os valores de dureza. A macro dureza é, no entanto, bastante afetada pela presença do óxido formado na rede interconectada de poros. Aumentos no tamanho do pó de ferro levam a uma redução, seguida de estabilização em um valor constante, da dureza. Para os pós menores, aumentando-se a pressão de compactação tem-se uma redução praticamente linear da dureza. Aumentos da pressão de compactação aplicada aos pós de maior tamanho produzem, após ferroxidação, um sensível acréscimo de dureza que rapidamente atinge um patamar a partir do qual permanece constante. Para os pós de tamanho intermediários, observa-se um máximo na evolução da dureza com a pressão de compactação.
6. Não foi possível estabelecer nenhuma relação consistente entre os parâmetros operacionais e a microdureza tanto na camada superficial de óxido quanto na matriz ferrosa. Observa-se, no entanto, que a camada de óxido produz um acentuado endurecimento superficial sendo a camada de óxidos consideravelmente mais mole na periferia. Acredita-se que este gradiente de dureza está associado à natureza da camada de óxido.

5. Agradecimentos

Os autores agradecem à Fapemig e ao CNPq, em particular ao PADCT III, o apoio financeiro.

6. Referências

- Amsallem, C., Gaucher, A. and Guillot, G., 1973, "The unlubricated frictional behaviour of sintered iron", *Wear*, 23, pp. 97-112.
- Beiss, P., 1991, "Steam treatment of sintered parts", *Powder Metallurgy*, 34, pp. 173-177.
- Binder, R., 1996, "Influência dos processos de ferroxidação nas propriedades do ferro sinterizado", M. Sc. Dissertation, Universidade Federal de Santa Catarina, Florianópolis, SC, Brazil, 121 p.
- Birks, N, 1983, "Introduction to high temperature oxidation of metals", Edward Arnold Ltd.
- Bozzi, A.C., Binber, R. e De Mello, J.D.B., 2001, " aqui", Submetido ao Cobem 2001, Novembro 2001, Uberlândia , Mg.
- Da Silva, F.J., Binber, R. e De Mello, J.D.B., 2001, " aqui", Submetido ao Cobem 2001, Novembro 2001, Uberlândia , Mg.
- Eyre, T. S. and Walker, R.K., 1976, "Wear of sintered materials", *Powder metallurgy*, 1, pp. 22-30.
- Ferrari, A., Veronesi, V., Gazzanica, G.C., 1981, "A study of the influence of steam treatment on the tribological behaviour of steel specimens", *Wear*, 66, pp. 195-207.
- Franklin, P., Davies, B.L., 1977, "The effects of stream oxidation on porosity of sintered iron", *Powder Metallurgy*, 20, pp. 11-16.
- Gopinath, K., 1981, " The influence of speed on the wear of sintered iron based materials", *Wear*, 71, pp. 161-178.

- Huppmann, W.J., Dalal, K., Wellner, P. and Ellsner, G., 1983, "Metallographic characterisation of PM materials", Powder Metallurgy, 26, pp. 23-30.
- Kubasshewisky, O and Hopkins, B.E., 1992, "Oxidation of metals and alloys", Butterworths.
- Leheup, E.R., Zhang, D., Moon, J.R., 1994, "Low amplitude reciprocating wear of sintered iron", Wear, 176, pp. 121-130.
- Leheup, E.R., Zhang, D., Moon, J.R., 1994, "The effect of density on fretting wear of sintered iron", Wear, 176, pp. 111-119.
- Leheup, E.R., Zhang, D., Moon, J.R., 1998, "Fretting wear of sintered iron under low normal pressure", Wear, 221, pp. 86-92.
- Lim, S.C., Brunton, J.H., 1986, "The unlubricated wear of sintered iron", Wear, 113, pp. 371-382.
- Metals Handbook, 1988, ASM International, Metals Park, Ohio, USA, 9th Edition, vol 13, pp 61-76.
- Molinari, A., Straffelini, G., 1994, "Wear process in high-strength sintered alloys under dry rolling-sliding", Wear, 173, pp. 121-128.
- Molinari, A., Straffelini, G., 1995, "Surface durability of steam treated sintered iron alloys", Wear, 181-183, pp. 334-341.
- Molinari, A., Straffelini, G., 1997, "Tribological Behaviour of steam treated ferrous parts", International Journal of Powder Metallurgy, 32, pp. 55-62.
- Molinari, A., Straffelini, G., 1998, "Quality control of steam treated sintered iron: Importance of oxide characterisation", Surface Engineering, 14, pp. 331-333.
- Neville, A.M., Kennedy, J.B., 1964, "Rejection of outliers", In: Basic Statistical Methods for Engineers and Scientists, International Textbook Company, EUA, pp. 125-128.
- Oliver, W. C. and Pharr, G. M., 1992, "An improved technique for determining hardness and elastic modulus using load and displacement sensing indentation experiments", J. Mater. Res. Vol 7, 6, pp1564-1583.
- Razavizadeh, K., Davies, B.L., 1979, "Influence of powder type and density on pore closure and surface hardness changes resulting from steam treatment of sintered iron", Powder Metallurgy, 22, pp. 187-192.
- Razavizadeh, K., Davies, B.L., 1981, "The effects of steam treatment on the wear resistance of sintered iron and Fe-Cu alloys", Wear, 69, pp. 355-367.
- Razavizadeh, K., Davies, B.L., 1982, "Combined effects of steam treatment and age hardening on mechanical properties of sintered Fe-Cu alloys", Powder Metallurgy, 25-1, pp. 11-16.
- Schat, W. and Wieters, K.P., 1997, "Powder metallurgy: Process and materials", EPMA, Shrewsbury, UK.
- Straffelini, G., Molinari, A., 1992, "Dry sliding behaviour of steam treated sintered iron alloys", Wear, 159, pp. 127-134.
- Voleník, K., Volrábová, H., Neid, J., Seberini, M., 1978, "Structure of oxidation products of sintered steel in superheated steam", Powder Metallurgy, 21, pp. 149-154.

Effect of compaction pressure and powder grade on the microstructure and hardness of steam oxidized sintered iron

De Mello, J.D.B

Laboratório de Tribologia e Materiais, Universidade Federal de Uberlândia, Bloco 1R, Campus Santa Mônica, Uberlândia, M.G., 38400-902, Brazil, ltm-demello@ufu.br

Binder, R

Empresa Brasileira de Compressores S.A., Rua Rui Barbosa, 1020, Joinville, SC, 89219-901, Brazil

Klein, A. N

Labmat, - Universidade Federal de Santa Catarina, C.P. 476, Campus Universitário Trindade, Florianópolis, SC, 88036-900, Brazil.

Hutchings, I. M

Department of Materials Science and Metallurgy, University of Cambridge, Pembroke Street, Cambridge, CB2 3QZ, UK

Abstract. *In this paper, the influences of compaction pressure and powder size on the microstructure, oxide content, hardness and surface topography of steam treated sintered iron are analysed. Specimens prepared from atomised iron powders of different sizes (<65; 65-90; 90-125; >125µm) were compacted at 4 different pressures (300; 400; 500; 600 MPa), sintered for 30 minutes at 1120 °C and then subjected to a continuous steam treatment at 540 °C for 2 hours. A clear influence of the processing parameters on porosity was highlighted. Low porosity was always associated with high compaction pressure and greater powder size. Pore size was affected in the same way by compaction pressure, even though the effect of powder size acted in the opposite sense. Changes in compaction pressure and powder size had no significant effect on pore shape. Decreasing powder size always led to high hardness. The effect of compaction pressure on hardness is clear evidence of a compromise between porosity and blockage of the pore network by oxide. Samples produced with smaller powder size showed a continuous decrease in hardness as the compaction pressure increased, although for the large powder size there was a slight increase to a constant value of ultimate hardness. For the intermediate powder size a maximum hardness was obtained as the compaction pressure increased.*

Keywords. *Sintered iron, steam oxidation, microstructure, hardness.*

ESTUDO DE TENSÕES EM RODAS FERROVIÁRIAS

Rosa I. T. Pinto, Eng^a Msc

Telmo R. Strohaecker, Prof. Dr.

Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Escola de Engenharia, PPGEM/LAMEF

Av. Osvaldo Aranha, 99/610 – Centro - Porto Alegre - RS - Brasil

rosa@demet.ufgrs.br

Resumo: Este trabalho apresenta um estudo sobre a distribuição de tensões em rodas ferroviárias primárias dos defeitos superficiais e subsuperficiais que o contato é extremamente importante no trabalho de utilização de uma ferramenta computacional constituída pelo Programa de Elementos Finitos para o modelamento do contato roda/trilho. Paralelamente à simulação foram realizados ensaios de corpos simples construídos em uma resina sintética contendo extensômetros elétricos resistivos em seu interior. As propriedades reais do material sintético foram determinadas e utilizadas computacionalmente. As deformações calculadas pela análise computacional foram comparadas com as deformações medidas. A partir da existência da correlação entre estes resultados, as deformações em rodas de aço, puderam ser avaliadas e discutidas.

Palavras-chave: Tensões de contato, Extensometria, Elementos finitos.

1. INTRODUÇÃO

Existem, no Brasil, várias ferrovias cuja utilização principal é o escoamento de minérios, sobretudo o minério de ferro. Entre elas enquadra-se a Estrada de Ferro Carajás (EFC), da Companhia Vale do Rio Doce (CVRD), ligando as minas de minério ferro da Serra de Carajás no Pará ao porto de Itaqui no Maranhão. A linha da EFC tem, aproximadamente, 900km, operando com uma carga média de 120t por vagão (1200kN/vagão), a uma velocidade entre 60 e 80km/h. A temperatura ambiente média é de 35°C. A estas condições de operação bastante severas somam-se as inclinações da via, condição na qual os freios precisam ser acionados.

Por si, as condições de montagem da via (trilhos) já mereceria atenção sob a forma de uma série de estudos sobre tensão da linha, processos de soldagem dos segmentos de trilho, material, etc. No entanto, inúmeros problemas tanto ou mais urgentes tem surgido no par de componentes roda/trilho. Inclui-se como problema tanto dos trilhos quanto das rodas o *shellings* (espécie de escamação da superfície de contato) e a excessiva deformação plástica das camadas superficiais. A roda tem ainda um outro problema que gera a escamação de sua superfície, o *spalling*. Podem ocorrer outros problemas de origem térmica como a flambagem, a fadiga térmica, formação de pits, os quais podem transformar-se em *spall*. Como o custo deste componente é significativo, uma vez que danos no mesmo acarretam prejuízos à linha permanente (trilhos), além do problema de segurança operacional, torna-se essencial aumentar sua vida útil.

A maioria dos trabalhos realizados referem-se ao estudo dos trilhos e dos aspectos térmicos dos problemas das rodas, pois as solicitações oriundas da frenagem são extremamente altas. No entanto, pouco tem sido feito sob o ponto de vista do contato em rodas ferroviárias, embora hoje este seja reconhecidamente (Stone e Cheng) o principal fator de geração e propagação de defeitos devido a alta frequência do carregamento. Por estes motivos este trabalho é dedicado ao estudo do contato roda/trilho, com ênfase às rodas. Para tanto o trabalho foi estruturado de modo a relacionar técnicas computacionais e experimentais com o objetivo de definir os pontos mais propícios à nucleação de defeitos sob o ponto de vista mecânico, isto é, considerando as regiões de concentração de tensões. A partir destes resultados será possível relacionar os defeitos encontrados na EFC com o carregamento utilizado.

Grandes avanços em relação aos trabalhos referidos na bibliografia são esperados devido a possibilidade de empregar técnicas experimentais para aferir a concentração de tensões calculada por elemento finitos. Propõe-se que o conjunto de técnicas já bem conhecidas como elementos finitos e extensometria aplicadas desta forma passarão a constituir uma ferramenta extremamente poderosa para solução de problemas de contato, independentemente da geometria dos corpos em contato. Somando-se a isto a versatilidade do programa de elementos finitos utilizado, Programa ABAQUS, pode-se atingir resultados interessantes.

Assim, o objetivo deste trabalho é elaborar uma correlação entre os defeitos existentes em rodas ferroviárias, principalmente o *shellings* no campo de tensões devido ao contato roda/trilho, determinando a área e a pressão de contato através da análise por elementos finitos comparando os resultados com os obtidos em ensaios experimentais.

2. MATERIAIS E MÉTODOS

2.1 DETERMINAÇÃO DO MATERIAL E SUAS PROPRIEDADES

O material sintético a ser utilizado deveria ter comportamento linear elástico e bom desempenho sob carga, ou seja, mesmo com baixa resistência mecânica deveria apresentar uma quantidade de deformação mecânica miscível pelos instrumentos a serem utilizados. Seria interessante, também, que apresentasse transparência, pois isso possibilitaria a visualização de eventuais defeitos de endurecimento da resina e verificação do posicionamento dos extensômetros. Por outro lado, era necessário que alguns problemas, como a contração de volume acentuada, presença de bolhas e, principalmente, a formação de trincas, fossem evitados durante o endurecimento. E finalmente, a forma de posicionamento dos extensômetros não deveria incluir heterogeneidades no corpo de prova, pois isto levaria a um comportamento anisotrópico indesejado no material e a possíveis interferências nas medidas realizadas.

Assim, foram feitos testes com cinco materiais, duas composições de resina poliéster e três de resina epóxi. As resinas poliéster foram reprovadas devido a defeitos no endurecimento. Os testes com resinas epóxi (comercialmente conhecidas como araldite) XGY1109 e CY208, juntamente com o endurecedor HY2954, apresentaram bons resultados. Os resultados dos ensaios mecânicos com três composições diferentes são mostrados na Fig. 2.1 e a composição destes materiais são apresentadas na Tabela 2.1. Os ensaios mecânicos foram feitos segundo as normas ABNT NBR 8974, 8975 e 9622.

Tabela 2.1. Composição dos materiais sintéticos testados.

Denominação do Material	Resina XGY1109 (% em peso)	Resina CY208 (% em peso)	Endurecedor HY2954 (% em peso)
A	100	-	30
B	50	50	30
C	70	30	30

Foi constatado que a mistura A era a mais adequada ao trabalho por apresentar comportamento linear elástico ao longo de toda a faixa de solitação, como pode ser observado pelo gráfico da Fig. 2.1. As propriedades médias do material A são apresentadas na Tabela 2.2.

Tabela 2.2. Propriedades do material escolhido, A, determinadas experimentalmente.

Material	Tensão de ruptura σ_r (N/mm ²)	Módulo de elasticidade E (N/mm ²)	Coefficiente de Poisson, ν
A	7,9	3319	0,23

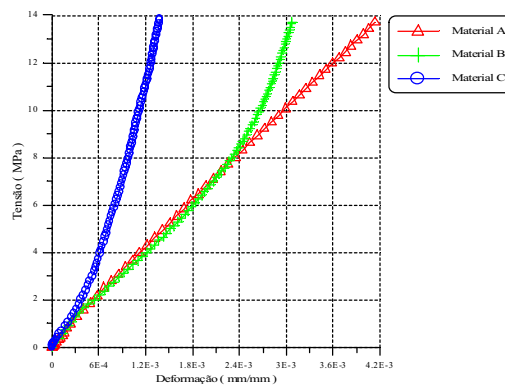


Figura 2.1. Curvas tensão-deformação dos materiais sintéticos testados.

2.2 ENSAIO DE CONTATO COM O MATERIAL SINTÉTICO

As características desejadas em qualquer experimento são confiabilidade nas medições e repetibilidade das condições de ensaio. Isto significa que deve ser possível repetir o ensaio de um mesmo corpo de prova diversas vezes de forma idêntica e obter os mesmos resultados. Considerando as solitações das rodas ferroviárias em serviço, as tensões de contato devem ser obtidas no ensaio. Por este motivo, o ensaio de compressão entre uma roda e um segmento de trilho seria o mais adequado. No entanto a experiência em ensaios anteriores demonstrou que a simulação experimental do contato roda/trilho apresenta um sério problema de repetibilidade devido à complexidade das suas geometrias.

A solução mais viável foi, então, projetar um corpo de prova com uma geometria simples, que pudesse ser moldado em resina epóxi e proporcionar a repetibilidade do ensaio. O corpo de prova seria modelado por elementos finitos simulando as condições do ensaio e assim, a técnica de modelamento estaria aferida. Depois bastaria modelar a geometria real da roda em aço.

2.2.1 CONSTRUÇÃO DO CORPO DE PROVA

Foi escolhida a geometria de meia roda mostrada na Fig. 2.2 para o corpo de prova, cujo raio é de 80mm. O molde utilizado era de alumínio com repartição em acrílico. Os extensômetros foram posicionados em plaquetas de resina, construídas a partir de moldes de silicone.

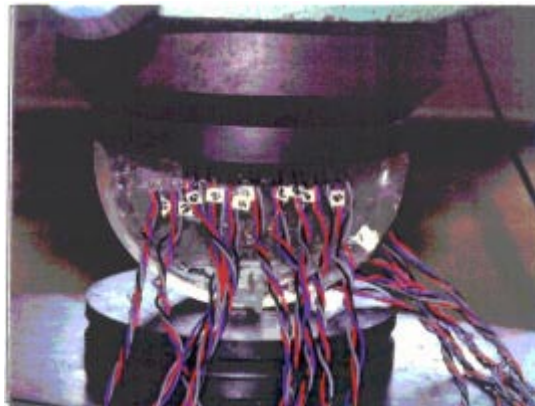


Figura 2. Modelo em resina epóxi do corpo de prova.

Em cada corpo de prova foram usadas duas fitas de extensômetros tipo KFG-1-120-D9 e uma tipo KFG-1-120-D19 do fabricante KYOWA. Cada fita contendo 5 extensômetros de 1mm o que possibilitou a realização de 5 medidas de deformação em cada direção (longitudinal, radial e tangencial).

2.2.2 REALIZAÇÃO DOS ENSAIOS

Os ensaios foram realizados em uma máquina universal de ensaios com capacidade de 100kN, utilizando fundo de escala de 20kN. a transmissão da carga às peças foi feita pelo próprio cabeçote da máquina. A leitura dos sinais elétricos relativos à deformação foi feita através do condicionador de sinais UPM 100- Multipoint Measure Unit, da HBM, o qual possibilitou a leitura dos 15 extensômetros simultaneamente.

Os ensaios foram montados conforme indicado na Fig. 2.3. A carga máxima aplicada foi de 1200N, a qual foi utilizada em uma análise grosseira prévia a fim de verificar tão somente se haveria problemas de ruptura. Os resultados dos ensaios serão apresentados no item 3.1.

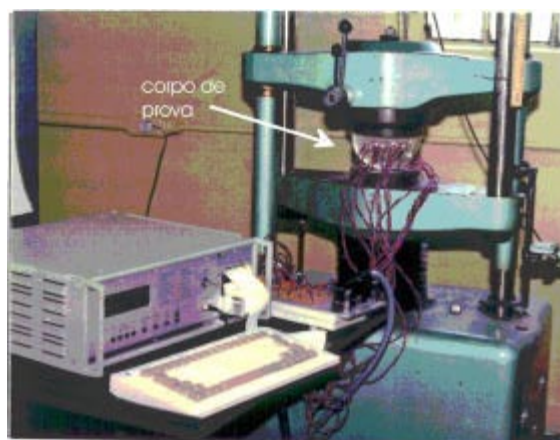


Figura 2. Montagem do ensaio.

2.3 MÉTODOS COMPUTACIONAIS

Nesta etapa do trabalho foi empregada a técnica de Elementos Finitos para calcular a distribuição de tensões na roda ferroviária e a área aproximada de contato. Isto foi feito através do programa ABAQUS.

Os modelos gerados foram os seguintes:

- Modelamento da roda simples em resina submetida ao ensaio descrito no item anterior;
- Modelamento do contato roda/trilho em aço considerando o trilho como uma superfície rígida;

A seguir serão apresentadas as considerações feitas durante a construção dos modelos.

2.3.1 MODELO FINITO - ENSAIO

O modelo gerado sobre a geometria da roda simples em resina, nós e elementos, pode ser reduzido devido à simetria geométrica e do carregamento em relação ao eixo yy. A base metálica da prensa foi considerada rígida, o que pode ser realmente suposto devido a grande diferença entre os módulos de elasticidade da resina e do aço.

Tabela 2. Dimensões dos modelos finitos gerados

Modelo	Roda deformável		Corpo rígido	
	Número de elementos	Número de nós	Número de elementos	Número de nós
Roda simples em resina/placa rígida	1219	3029	6	13
Roda ferroviária em aço/trilho rígido	2806	14468	126	145

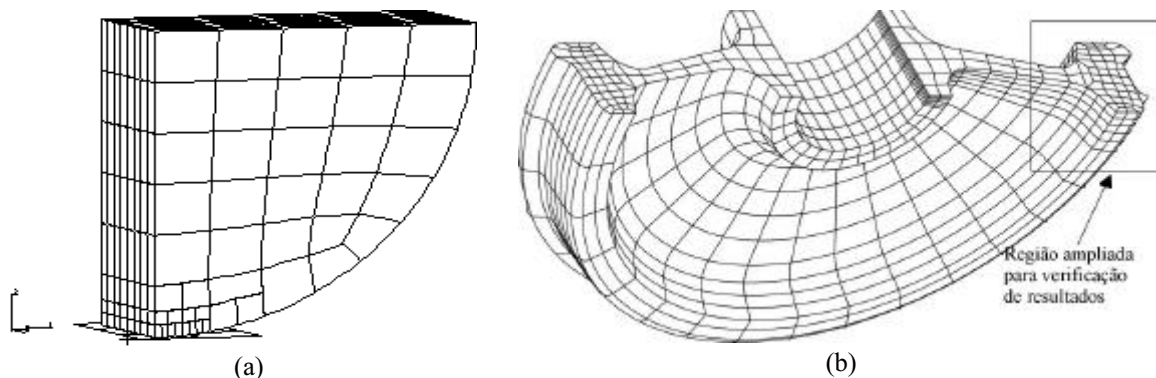


Figura 2. Malha de elementos finitos. (a) Corpo de prova (b) Conjunto roda trilho

As dimensões da geometria modelada são mostradas na Fig. 4.2. Foram utilizados elementos sólidos tipo C3D20 para a região da roda que poderia potencialmente entrar em contato com a base da prensa e elementos do tipo C3D20R para o restante do corpo, ambos possuindo 3 graus de liberdade por nó. A base metálica foi modelada com o elemento rígido tipo R3D4, com 6 graus de liberdade no nó de referência. As malhas mostradas na Fig. 2.4 foi gerada no pré-processador ABAQUS-Pre. As dimensões do modelo são apresentadas na Tabela 2.3.

A carga foi aplicada em forma de pressão na face superior do corpo de prova. Na face em que existe simetria isto foi indicado. Faltaria, ainda, uma restrição para condicionar o modelo, esta é representada pelo próprio contato, o qual restringe o deslocamento do corpo na direção xx. A placa considerada rígida foi engastada através do nó de referência.

2.3.2 MODELO FINITO - RODA EM AÇO/TRILHO

Os elementos utilizados foram os mesmos do modelo anterior para a roda, ou seja, C3D20 para a região de contato e C3D20R para o restante, e R3D4 para o bolete do trilho. As dimensões deste modelo é mostrada na Tabela 2.3 e o modelo tridimensional pode ser visto na Fig. 2.3b. Foi modelada somente uma metade da roda devido à condição de simetria citada anteriormente.

Foram usadas basicamente as mesmas restrições do modelo simplificado nas regiões correspondentes. Já a carga de eixo foi aplicada como pressão variável, segundo Shigley, no cubo da roda. O valor de carga utilizado foi o valor médio de uma ferrovia de alta carga, 120tnf (1200kN), o que resulta em 15tnf (150kN) por roda.

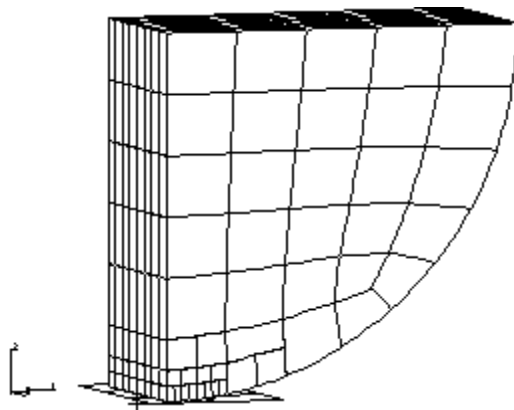
As análises foram desenvolvidas em uma estação de trabalho SUN-Sparc 20. Os resultados destas análises serão apresentados no capítulo 3.

2.4 CONSIDERAÇÕES SOBRE O MODELAGEM

Note-se que, neste trabalho em momento algum se falou em transmissão da carga, ou reação, do trilho para a roda. Isto ocorreu porque o que está sendo simulado é o contato físico entre dois sólidos, os quais irão se deformar conforme a carga for sendo aplicada. Desta forma tem-se uma maior fidelidade ao fenômeno físico em análise. Maiores detalhamentos, embora possíveis, não puderam ser realizados em função do período relativamente curto em que o programa ABAQUS esteve à disposição. Estes detalhamentos incluem a técnica de submodelamento e análise elasto-plástica, na qual podem ser consideradas tensões residuais, movimento e falha por fadiga, e até mesmo análise de propagação de defeitos.

3. RESULTADOS REFERENTES AOS ENSAIOS EXPERIMENTAIS

Os resultados das deformações medidas em quatro ensaios serão apresentados sob a forma gráfica (figuras 3.2 a 3.5). Na Fig. 3.1 é apresentado o esquema que mostra as direções referidas nos gráficos e tabelas.



Convenção para as direções do ensaio

- Direção 1: Dir. tangencial
- Direção 2: Dir. radial
- Direção 3: Dir. longitudinal

Figura 3.1 Sistema de referência utilizado

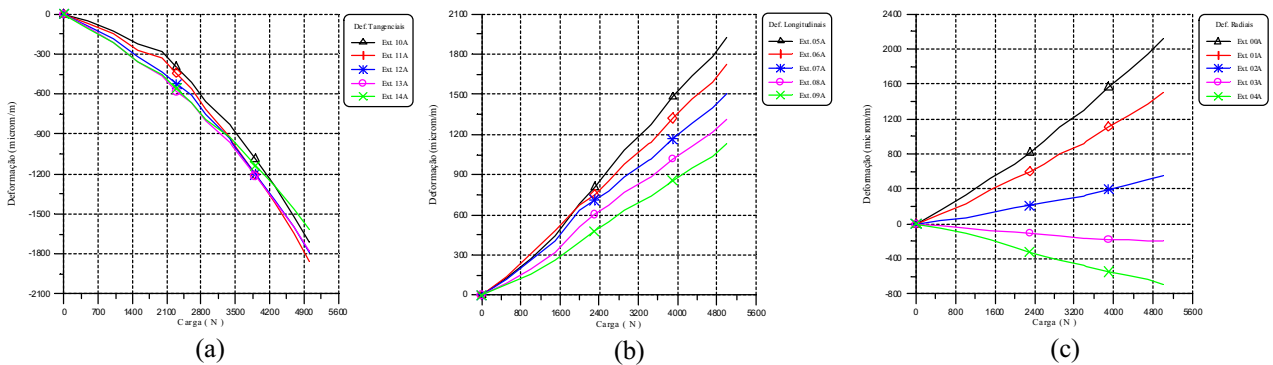


Figura 3-2 Gráfico dos resultados do ensaio 01 do corpo de prova 02, (a) defo: deformações longitudinais, (c) deformações radiais

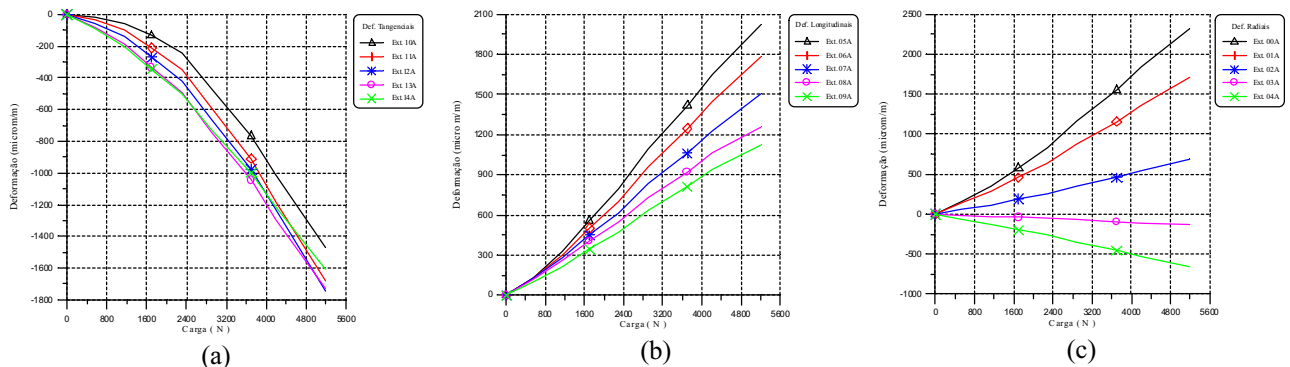


Figura 3-3 Gráfico dos resultados do ensaio 02 do corpo de prova 02, deformações tangenciais, longitudinais, (c) deformações radiais

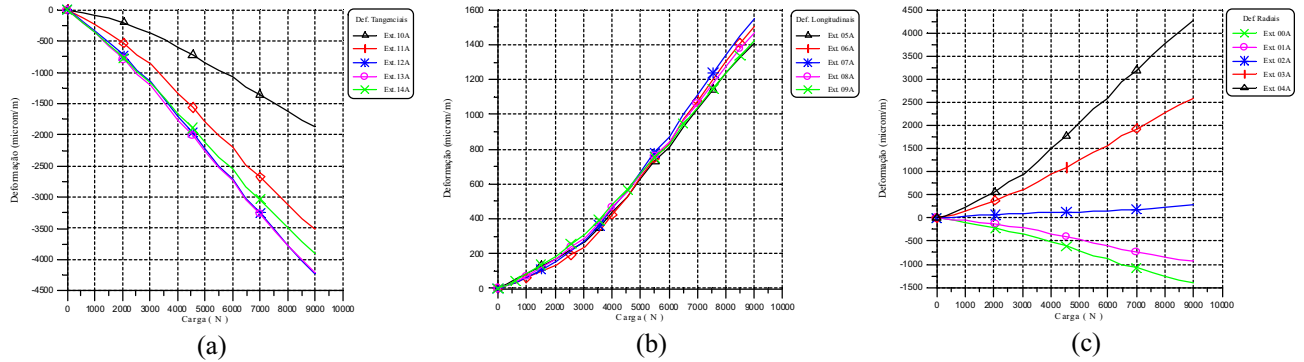


Figura 3-4 Gráfico dos resultados do ensaio 01 do corpo de prova 03, deformações tangenciais deformações radiais

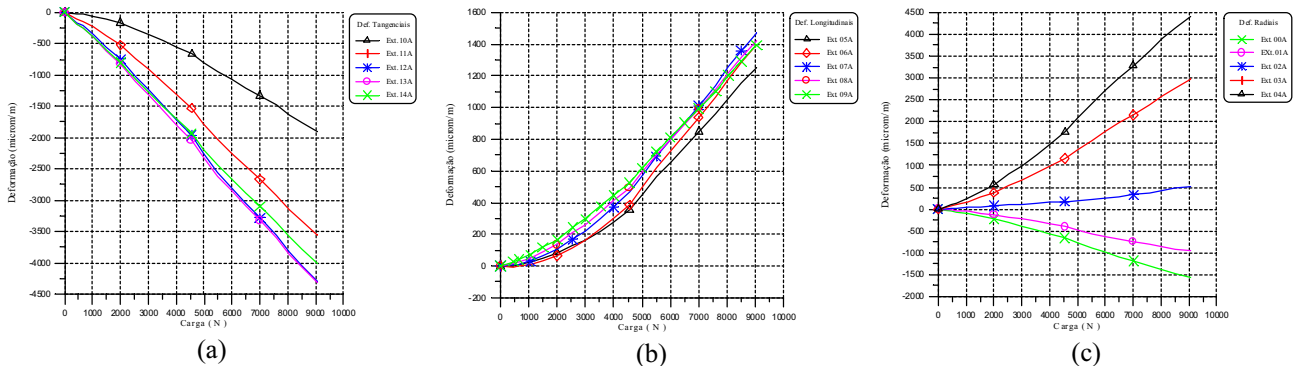


Figura 3-5 Gráfico dos resultados do ensaio 01 do corpo de prova 03, (a) deformações longitudinais, (c) deformações radiais

4. RESULTADOS REFERENTE S À ANÁLISE COMPUTACIONAL

A seguir serão apresentados os resultados da análise computacional referentes aos modelos finitos do ensaio com a roda sintética e do contato roda-trilho. Posteriormente, estes resultados serão discutidos.

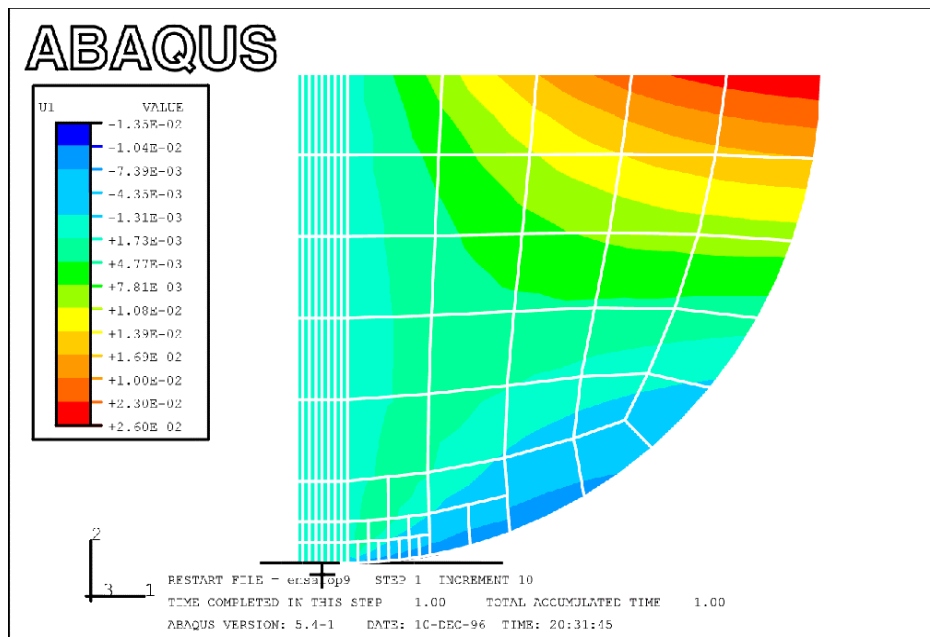


Figura 3-6 Distribuição dos deslocamentos na direção radial.

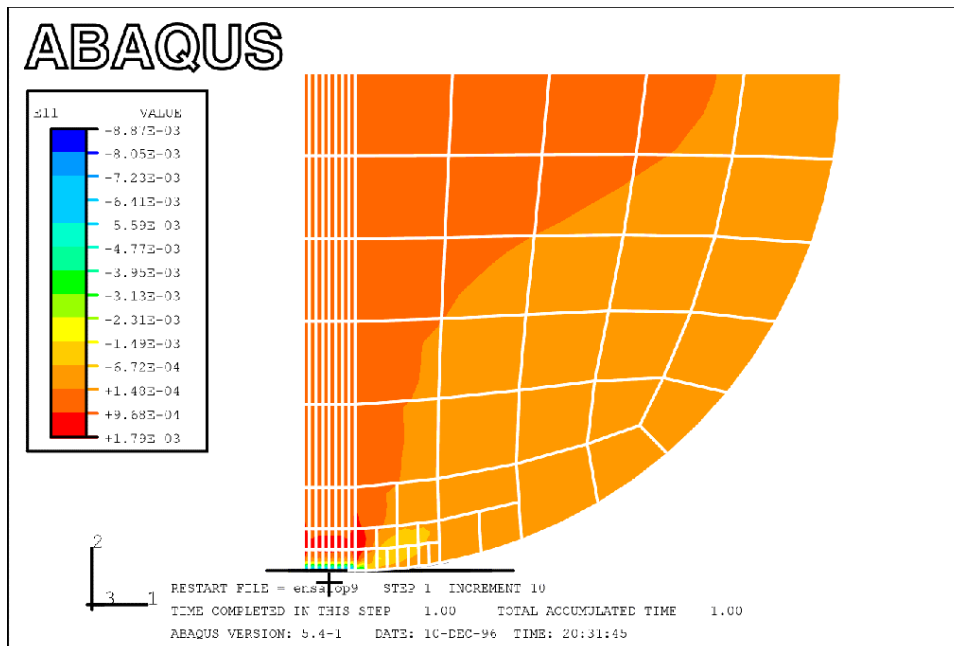


Figura 3. Distribuição das deformações na direção 1, tangencial.

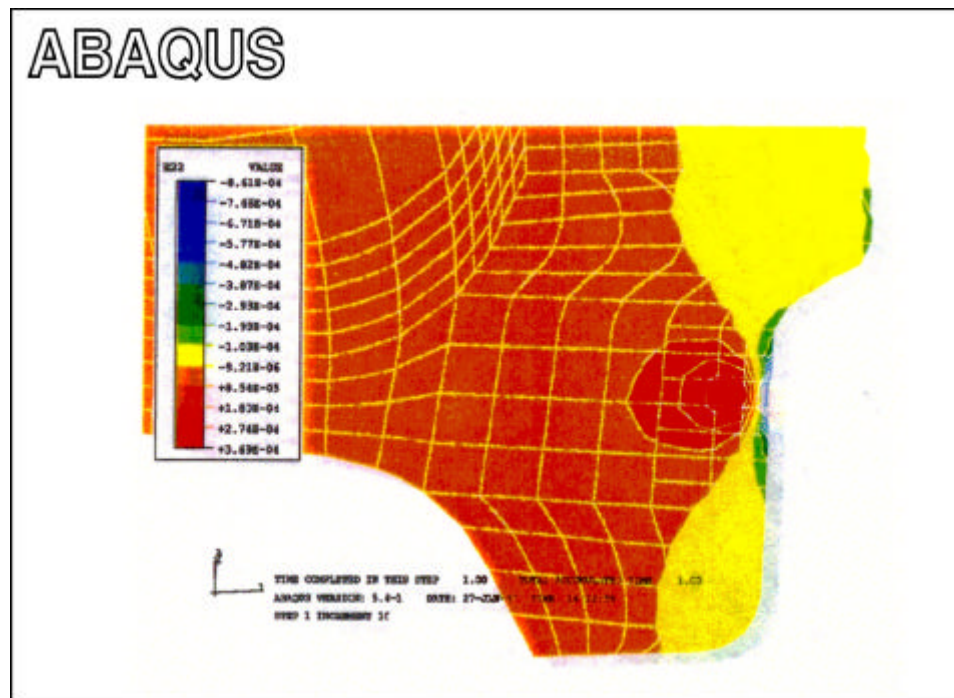


Figura 3. Distribuição das deformações tangenciais (direção do rolamento) na roda

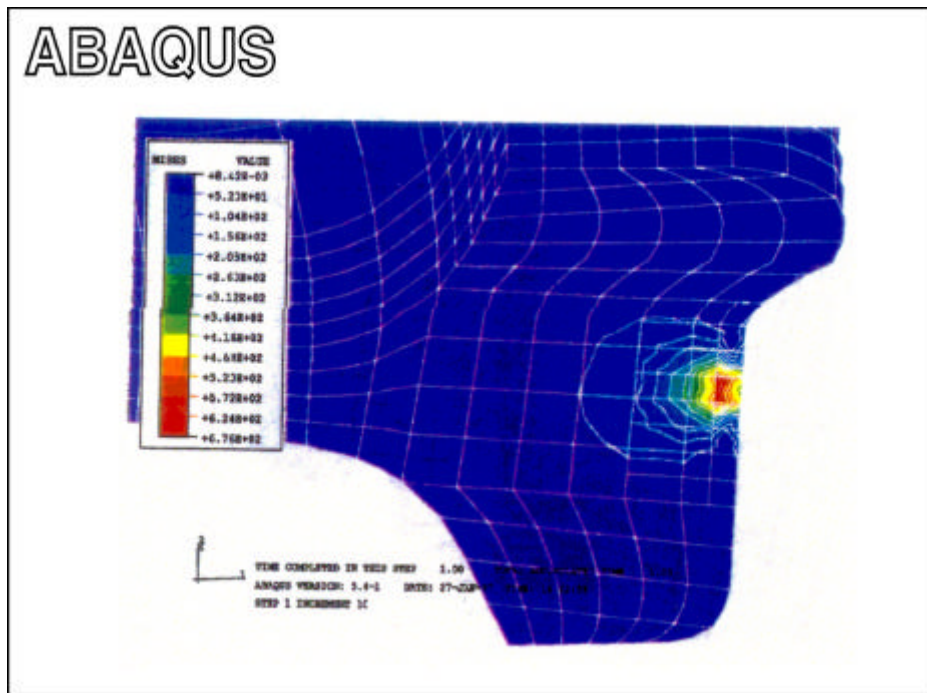


Figura 3-9. Distribuição da tensão equivalente na roda ferroviária.

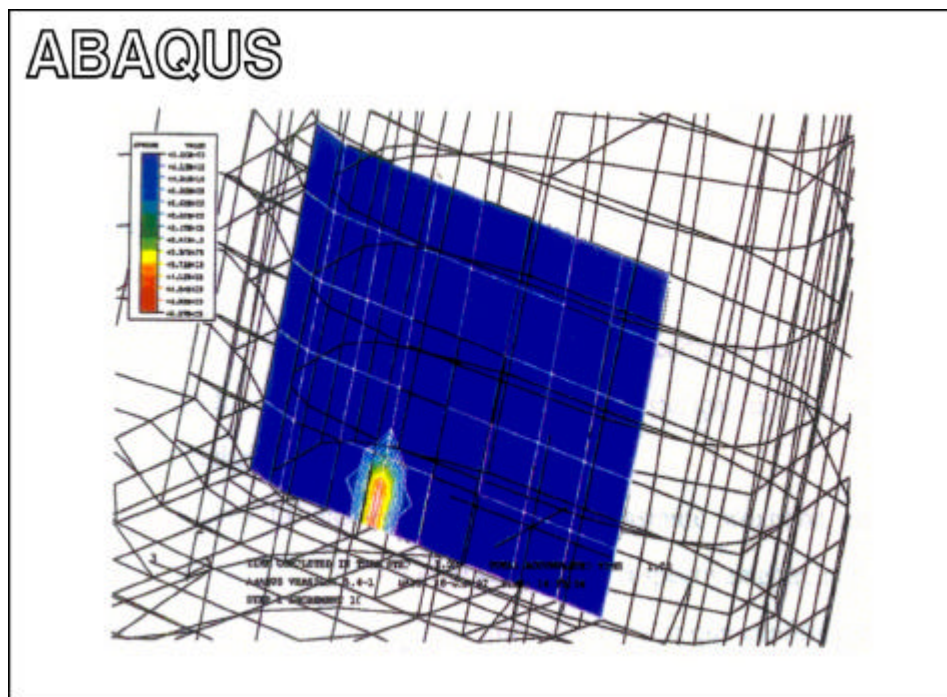


Figura 3-10. Área de contato, distribuição de pressão na roda ferroviária.

5. DISCUSSÃO

Os resultados dos ensaios (item 4.1) foram bastante próximos, variações médias inferiores a 10%, o que confirma a repetibilidade no procedimento de ensaio e no processo de construção dos corpos de prova. Os altos valores de deformação obtidos nos 2 primeiros ensaios (figuras 3.2 e 3.3) não se aplicam totalmente a comparação com resultados numéricos, pois nestes ensaios surgiu uma trinca na região de contato. No entanto, estes resultados foram mantidos e apresentados por contribuírem muito para a compreensão do problema real da existência de um defeito interno. Este detalhe será discutido com maior profundidade mais adiante.

Como o principal objetivo dos ensaios é aferir o modelamento numérico, será feita a comparação entre as deformações obtidas nos ensaios com as obtidas via simulação. As deformações medidas pelos extensômetros mais próximos da zona de concentração de tensões, deformação radial, deformação longitudinal e deformação tangencial, para

carga máxima de ensaio de 9kN, foram respectivamente, $-1414\mu\text{m/m}$, $1408\mu\text{m/m}$ e $-1873\mu\text{m/m}$. Estes são os valores máximos médios mostrados nas curvas das figuras 3.4 e 3.5. As deformações calculadas correspondentes a estes pontos, foram, respectivamente $-1010\mu\text{m/m}$, $721\mu\text{m/m}$ e $1490\mu\text{m/m}$.

Percebe-se que a diferença não é significativa, pois pode haver uma pequena desfaçanha entre a posição dos pontos de medição e o ponto onde foi feito o cálculo por elementos finitos. Embora isto possa parecer relevante, vale salientar que, por tratar-se de uma análise em que não há linearidade na distribuição de deformações na região afetada pela pressão de contato, uma pequena diferença geométrica entre as posições comparadas pode apontar valores bem diferentes de deformações e tensões.

As distribuições mostradas nas figuras 3.6 e 3.7 referem-se ao modelamento do ensaio com a roda em resina. Nota-se na Fig. 3.7, que a máxima tensão cisalhante ocorre abaixo da superfície. Quando existir rolamento e atrito (caso de um cilindro de laminação), esta tensão será ligeiramente deslocada para o interior do corpo e aumentada em valor absoluto, contribuindo ainda mais para o processo de deterioração superficial da peça de acordo com Stone, Borens e Johnson.

As distribuições mostradas nos gráficos 3.2 e 3.3 fornecem uma idéia significativa da influência de um defeito subsuperficial na ampliação dos valores de deformação/tensão localizados na região sob sua influência. Sabe-se que os defeitos subsuperficiais são originados em defeitos prévios do material, como inclusões, muitas vezes combinados ao fato de coexistirem com as tensões trativas subsuperficiais, as quais equilibram a alta compressão na superfície, e propagam-se até a superfície graças a atuação desta tensão cisalhante.

Os resultados do modelamento por elementos finitos para a roda em aço com geometria real, são apresentados nas figuras 3.8, 3.9 e 3.10. Nota-se que há uma severa concentração de tensões devido ao contato sobre uma área tão pequena gerada pela carga de trabalho de 150kN. Obviamente os valores de tensão normal na superfície não são reais, pois a análise linear elástica efetuada não é capaz de considerar o “esmagamento” superficial que ocorre em rodas ferroviárias de ferrovias de alta carga.

As tensões equivalentes máximas que ocorrem a uma distância entre 5 e 10mm da superfície, também deverão mover-se em caso de considerar-se o rolamento e o atrito. No entanto esta alteração poderá não ser benéfica, pois poderá impor uma velocidade ainda maior de propagação dos defeitos.

A última análise visou comparar os resultados do contato roda/trilho com uma situação onde a área de contato fosse maior, para isso foi simplesmente eliminado o trilho e aplicada uma pressão correspondente a uma área maior. Nesta situação as tensões máximas foram reduzidas consideravelmente. O valor prático desta comparação deve-se a conclusão de que a geometria tanto da roda quanto do trilho na região do contato são de extrema importância, embora não sejam dados muito fáceis de se obter devido ao processo de recuperação das rodas e dos trilhos, onde as rodas são usinadas e os trilhos reperfilados, além do próprio desgaste. Assim, nem sempre se conhece o “gradiente” de perfis em operação ao longo da vida útil de ambos.

A área de contato calculada por elementos finitos, mostrada na Fig. 3.10, é da ordem de 105mm^2 , um pouco menor do que a prevista pela teoria de Hertz que é de 119mm^2 . Esta diferença pode ser explicada pela necessidade de definir melhor a geometria da superfície do trilho.

A natureza dos defeitos existentes em rodas ferroviárias, discutida no capítulo 3, é confirmada pelos resultados apresentados, à medida que as tensões máximas ocorrem realmente na região subsuperficial. E esta é a principal questão que envolve as rodas ferroviárias, ou seja, detectar as causas específicas dos defeitos, de forma a criar procedimentos de inspeção e de manutenção mais eficientes. Assim, se as tensões de contato ajudam a nuclear e propagar defeitos, e se o aumento da área de contato, por menor que seja, é capaz de reduzir significativamente o valor das tensões oriundas do contato, então é conveniente propor que se ajuste os parâmetros de usinagem das rodas e reperfilamento dos trilhos de modo a aumentar a área de contato.

Obviamente análises mais sofisticadas, envolvendo contato elasto-plástico e submodelamento da região de contato, são necessárias para determinar o nível real de deformações. E também em quanto tempo será atingido o *shakedown* quando a plastificação máxima ocorre durante um certo número de ciclos de carga, após os quais o componente retorna ao estado de solitação puramente elástico, em função da presença de tensões residuais. Ou se, por outro lado, ocorrerá o *ratcheting* é a instabilidade elástica ou o incremento contínuo da região deformada plasticamente até o colapso generalizado do componente.

6. CONCLUSÕES

A técnica experimental se mostrou adequada para aplicações em problemas de contato, uma vez que é possível controlar muito bem todo o procedimento de construção do corpo de prova e de realização do ensaio. Além disso, hoje já são conhecidos os fatores que possuem maior influência, como o posicionamento das plaquetas que contêm os extensômetros e os parâmetros geométricos dos corpos de prova.

A boa aproximação entre as deformações medidas experimentalmente e as calculadas via elementos finitos possibilitaram prosseguir com os modelamentos, extrapolando a metodologia para componentes constituídos de outros materiais.

Os resultados, em valores de tensão, do modelamento do conjunto roda-trilho conduziram às seguintes conclusões:

- os valores máximos de tensão ocorrem abaixo da superfície, coincidindo com a região na qual tem-se observado a

nucleação de defeitos, conforme os dados presentes na literatura em Stone e Cheng, o que permite afirmar que o shelling é geralmente promovido pelas tensões de contato. É importante salientar ainda que a presença de eventuais defeitos metalúrgicos nesta região irá beneficiar muito a nucleação dos defeitos, uma vez que eles atuam como concentradores adicionais de tensão

- em função dos ensaios experimentais onde houve problemas de trincamento interno, torna-se evidente a influência das tensões de contato na propagação dos defeitos, sejam shelling ou spalling. Note-se, a diferença de cerca de 300% no valor da deformação máxima na direção longitudinal, direção mais afetada pela abertura da trinca sob carga. É claro que devem ser efetuadas outras considerações para avaliar com segurança o grau desta influência, como análise elasto-plástica, consideração do movimento relativo de rotação com algum deslizamento, atrito e variações na direção do contato, situação de curvas, por exemplo.
- a área de contato passa a ter uma grande importância, uma vez que pequenas variações em seu valor podem produzir variações significativas no valor das tensões máximas. Em função disto, é necessário tomar cuidado a fim de considerar fielmente a geometria das superfícies de contato, tanto durante a construção dos modelos finitos, quanto nos procedimentos de manutenção que incluem a usinagem das rodas e o reperfilamento por esmerilhamento dos trilhos.
- programa Abaqus mostrou-se adequado e suficientemente poderoso para ser utilizado em análises futuras, como a que iria englobar as considerações sugeridas anteriormente. Isto porque tais considerações elevam extremamente a complexidade da análise.

AGRADECIMENTOS

Agradecemos ao CNPq pelo apoio financeiro e a Companhia Vale do Rio Doce pela disponibilização de informações e material.

REFERÊNCIAS :

- Stone, D.H.; Moyer, G.J.; "Wheel Shelling and Spalling - An Interpretative Review", pp. 19-30.
 Stone, D.H.; Moyer, G.J.; Rajkumar, B.R.; Belpoort, S.M.; Hawthorne, K.L.; "Theoretical and Experimental Study of Wheel Spalling in Heavy Haul Hoppe Cars", International Wheelset Conference, 1992, Austrália, pp. 1-8.
 Cheng, W.; Cheng, H.S.; Keer, L.M.; Ai, X.; "Surface Crack Initiation Under Contact Fatigue: Experimental Observation and Contact Analysis", Journal of Tribology, 15, 1993, pp. 658-665.
 Rodrigues F^o, F.; Ferreira, I.; Santos Jr, A.A.; "Fadiga em Rodas Ferroviárias", IX Congresso de Engenharia Mecânica Nordeste, Brasil, pp. 478-481.
 Shigley, J.E.; Mishke, C.R.; "Mechanical Engineering Design", 50^a Ed., Editora McGraw-Hill, 1989.
 Boresi, A.P.; Schmidt, R.J.; Sidebottom, O.M.; "Advanced Mechanics of Materials", 50^a Ed., Editora John Wiley & Sons, Inc, 1993.
 Williams, J.G., "Fracture Mechanics of Polymers", Editora Ellis Horwood Limited, 1987, pp. 162-167.
 Rice, R.C.; Leis, B.N.; Tuttle, M.E.; "An Examination of the Influence of Residual Stresses on the Fatigue and Fracture of Railroad Rail", Residual Stress Effects, ASTM STP 776, American Society for Testing and Materials, 1982, pp. 132-157.
 Johnson, K.L., "Contact Mechanics", Cambridge university Press, 1985.

STRESS FIELD ASSESSMENT OF RAILWAY WHEELS

Rosa I. T. Pinto, Eng^a Msc

Telmo R. Strohaecker, Prof. Dr.

Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Escola de Engenharia, PPGEM/LAMEF

Av. Osvaldo Aranha, 99/610 – Centro - Porto Alegre - RS - Brasil

rosa@demet.ufrgs.br

Abstract This paper presents a study of the stress distribution of railway wheels. The contact was simulated by means of the finite element (FEM). A simplified polymer model of the wheel was tested in the FEM analysis. The results indicate a good correlation between the stress of surface commonly observed in railway wheels, like shelling and spalling.

Keyword: Contact stress, FEM, Shelling

DYNAMIC SIGNAL ANALYSES IN DRY SLIDING WEAR TESTS FOR HIGH SPEED STEEL

Bergantin, Renato

Mechanical Engineering Department, Polytechnic School, University of Sao Paulo
Av. Prof. Mello Moraes, 2231 – Sao Paulo – SP – 05508-900, Brazil
renato.bergantin@poli.usp.br

Maru, Marcia Marie

Surface Phenomena Laboratory, Mechanical Engineering Department, Polytechnic School, University of Sao Paulo
Av. Prof. Mello Moraes, 2231 – Sao Paulo – SP – 05508-900, Brazil
mmmaru@usp.br

Fariás, Maria Cristina Moré

Surface Phenomena Laboratory, Mechanical Engineering Department, Polytechnic School, University of Sao Paulo
Av. Prof. Mello Moraes, 2231 – Sao Paulo – SP – 05508-900, Brazil
crffer@usp.br

Padovese, Linilson R.

Mechanical Engineering Department, Polytechnic School, University of Sao Paulo
Av. Prof. Mello Moraes, 2231 – Sao Paulo – SP – 05508-900, Brazil
lrpadove@usp.br

Abstract. It is known that the sliding tests results present high dispersion in the friction force and wear of materials, even when the operational parameters remain constant. This fact is frequently considered to be due to the random nature of the involved phenomena in the interaction between the bodies which contributes to originate the dynamic fluctuations in the tribological results. Therefore, the value of the friction coefficient can carry information related to the dynamic characteristics of the testing machine, the involved bodies, the testing condition and the contact surfaces. A more detailed analysis of the dynamics on the surfaces interaction in the sliding tests should advance the knowledge not only on the value of the coefficient of friction but also on the nature of the friction, and the friction-wear relationship. In this way, this work proposes to perform a dynamic analysis of the friction force and the vibrations produced in sliding wear tests with metallic specimens. For the dynamic analysis, the data from a load cell and two accelerometers were acquired close to the end of the sliding test. It was obtained results of average friction force and mass loss as a function of sliding velocity. It was observed that both curves presented a greatest value at an intermediate velocity. The dynamic signal analyses indicated a predominance of a system natural frequency which was modulated by the testing conditions. It was more evident in the normal direction signal. Observing the behavior of the frequency amplitude, it was noticed that the greatest value occurred at the same velocity of the highest values for the friction force and mass loss. Therefore, there is a correlation between the tribological phenomena and the machine dynamics.

Keywords: friction force, wear, vibration, dynamic analysis

1. Introduction

It is known that sliding wear tests are performed for materials development, characterizing parameters such as wear and friction (Zum-Gahr, 1987). The tests occur with a relative sliding between the bodies, generally pin and disk. The sliding can be performed either under dry condition or with a thin lubricant layer. It is possible to obtain tribological information, such as the friction force, the material loss rate and the wear mechanisms. In general, some parameters are monitored during the tests, such as the sliding velocity, and the friction force.

Systems as the pin-on-disk sliding contacts can be modeled dynamically, where the input would be the sliding energy due to normal load and sliding velocity. Vibration, noise, wear and friction are some outputs of the system. In such a way, the sliding contact events can be related with the dynamic response of the sliding tests, which thus can carry information about the wear mechanisms and the friction behavior (Zum-Gahr, 1987). Frequently, the information about the noise and the vibrations are not monitored in conventional tests.

The system stiffness is considered to be one of the most important influences to the system vibration and consequently to affect the friction and wear. On the other hand, the vibration of the system is considered to be affected by the surface roughness interactions (Soom & Kim, 1983).

In the previous work with sliding tests using ceramic materials on the Plint&Partners, TE79 model machine (Fariás, 2000), it was suggested that the obtained results through dynamic signal analysis could be related with the friction force and the wear appearance results.

In this work, a dynamic signal analysis is done, regarding the friction force and the induced vibrations in dry sliding wear tests. The sliding tests were made using pins and disks of high-speed steel.

2. Experimental Method

The tests were done on a pin-on-disk apparatus with dead load system, model Plint TE79.

The sliding wear tests were performed using a 5.8 N dead load, room temperature and 50% relative humidity. Six sliding velocities (0.08, 0.16, 0.24, 0.39, 0.55 and 0.81 m/s) were tested. Table (1) shows the disk rotational speeds with their respective sliding velocities. The sliding distance was 1500 m. The wear track radius on disk was of 15 mm and 22 mm. The tests were three times repeated for every velocity. The pins and the disks used in the sliding wear tests were made of high-speed steel. The pins had a 3 mm diameter, flat surface, and were ground finished with 600-mesh emery paper ($R_a = 0.13 \pm 0.01$ micrometer). The disks were ground finished ($R_a = 0.20 \pm 0.04$ micrometer). After the sliding wear tests, the pin mass was measured by an analytical balance (accuracy of 0.0001g) and the worn surfaces of the pins were observed by optical microscopy.

Table 1: Sliding velocities and their respective rotational speeds.

Velocity	Speed	
	rpm	Hz
0,08	50	0,8
0,16	70	1,2
0,24	150	2,5
0,39	250	4,2
0,55	239	4,0
0,81	350	5,8

The data acquired in the sliding wear tests were the average friction force, the normal and tangential accelerations and the dynamic friction force.

The average friction force was obtained through an acquisition system of the machine (Plint system) that acquires friction data from a strain gauge sensor at a maximum of 10 Hz rate, during all the testing time.

For the accelerations and the dynamic friction force, an additional electronic instrumentation was implemented. Figure (1) shows a schematic of the machine and the positions where the sensor were placed. It was used two piezoelectric accelerometers to obtain the normal and the tangential vibration, both relative to the pin sliding direction. To obtain the dynamic friction force, the signal of the strain gauge sensor was amplified and filtered with a 10 kHz low-pass filter, by an electronic setup, developed for this purpose. The accelerations and the dynamic friction force were simultaneously acquired with a 10 kHz acquisition rate and 81920 points, near 1500 m of sliding distance. A signal analysis was done from these acquisitions, using power spectral density (PSD) by Welch method (Bendat, 1958).

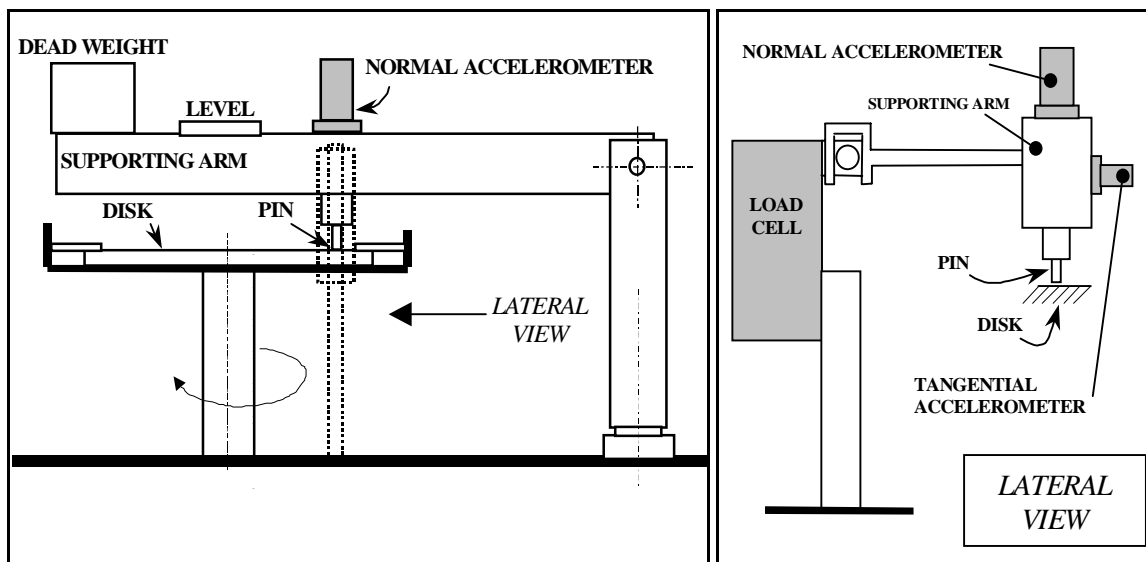


Figure 1. Schematic of the machine and the sensors positioning.

3. Results and Discussion

Figure (2) shows the average friction force, obtained from the Plint system, as a function of the sliding velocity. It can be seen in the graph the average for all the performed tests, and the plotted curve was obtained with the average of

three tests. It can be observed that for lower velocities, the friction force is low and increases until a maximum at the 0.24 m/s velocity, and then decreases for higher velocities.

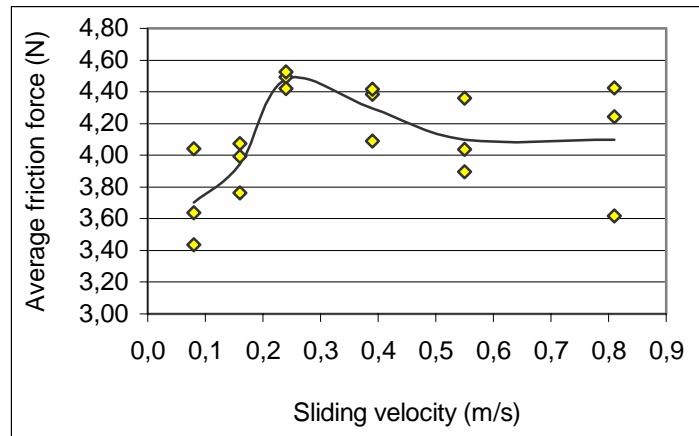


Figure 2. Average friction force as a function of the sliding velocity; each dot refers to a result of one sliding test.

Figure (3) shows the pin mass loss as a function of the sliding velocity. It can be seen in the graph the average for all the performed tests, and the plotted curve was obtained with the averages of three tests. It is possible to observe that the mass loss values are very small, as was observed in the literature (Wilson & Alpas, 1999). Microscopic analyses of the pin surfaces before and after the tests revealed that the surfaces were dark colored as a consequence of the sliding. From Fig (3), it can also be denoted that some material adhesion occurred at low velocity. The general behavior of the mass loss curve is similar to that of the friction force (Fig. (2)). In both cases, there is a maximum value at 0.24 m/s sliding velocity.

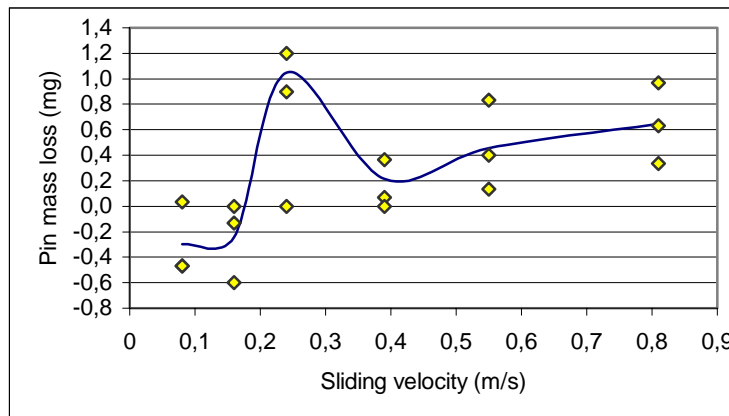


Figure 3. Pin mass loss as a function of the sliding velocity; each dot refers to a result of one sliding test.

Figure (4) shows the PSD plots of the normal and tangential accelerations and of the dynamic friction force, for the tested sliding velocities. These spectra are shown in the 0-500 Hz band, which was enough to characterize the spectral energy distribution. All the spectra were plotted without the DC component, that is, without the 0 Hz frequency component. The DC component can be understood as the average component of the friction force.

It is possible to observe the evolution of the magnitudes with the sliding velocity. It is noticed that the 53 Hz peak has a significant magnitude, which is observed in all the plots. Since this frequency value did not change with the sliding velocity, and even with the motor speed, it indicates that this frequency has originated from the dynamic behavior of the machine, as a natural frequency of the system; and there is possibly a natural mode that produces vibration on both direction, tangential and normal. Modal analyses were performed to certify that it is a natural frequency of the system. The results showed the existence of 53 Hz frequency in the analyzed spectra.

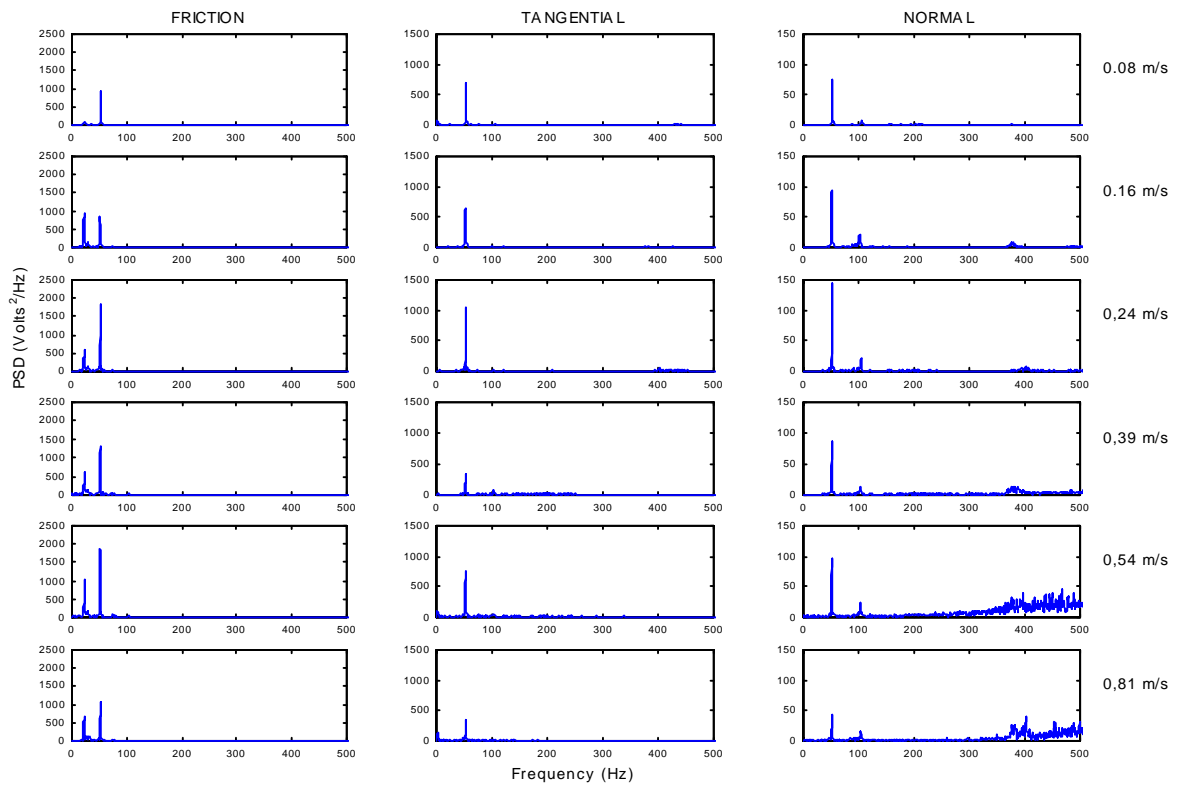


Figure 4. PSD plots of the dynamic friction force, the tangential and the normal accelerations, for the tested velocities.

Figure (5) shows the evolution of the average magnitudes of the 53 Hz frequency with the sliding velocity, for the normal and the tangential accelerations, and the dynamic friction force. The presented values are averages of three tests. The average magnitude can be related to the power, or energy, of the signal in the referred frequency. Therefore, the average magnitudes can quite represent the actual trends of the signal energy in the referred frequency. It is possible to observe that the normal acceleration curve had a maximum magnitude value at 0.24 m/s, which was similar to the average friction force and the mass loss curves (Fig. (2) and Fig. (3)). On the other hand, it is possible to see that the tangential acceleration and the dynamic friction force presented some different behavior. The magnitudes had a similar trend to the previous curves specifically at the lower velocities until 0.39 m/s, with a maximum at 0.24 m/s. However, after 0.39 m/s, the magnitude of both, dynamic friction and tangential acceleration, increased again, presenting a second maximum at 0.55 m/s.

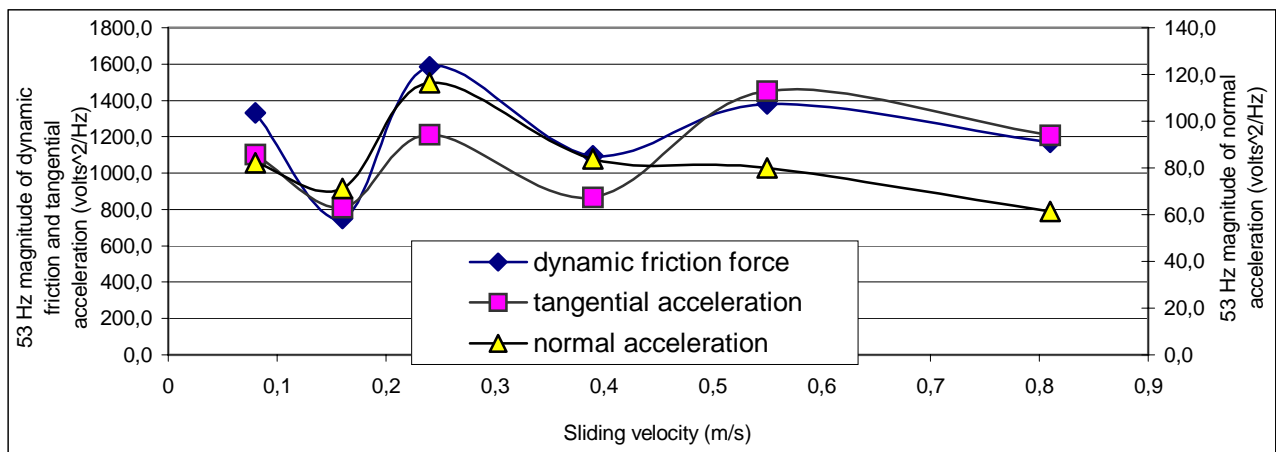


Figure 5. Average magnitudes of the 53 Hz frequency as a function of the sliding velocity, for the dynamic friction force, the normal and the tangential accelerations.

From these results, it is possible to consider that the phenomena in the contact caused an excitation on the machine in a particular natural frequency of 53 Hz. It was possible to see that its magnitude was affected by the tribological

contact phenomena in a way that the magnitudes of the three signals were modulated by the testing conditions. Therefore, the correlation between the tribological phenomena in the contact surfaces and the dynamic of the testing machine exists.

One important question is if the dynamic behavior of the test machine could have affected the tribological phenomena in the contact. Figure (6) shows the PSD plot of the dynamic friction force with the DC component. Since the PSD plot shows the frequency distribution of the energy of the signal, it can be concluded from Fig. (6) that the average friction force (DC component) has a strong contribution to the total energy of the signal, greater than the 53 Hz component. Therefore, the influence of the dynamic behavior of the testing machine in the contact phenomena is very small.

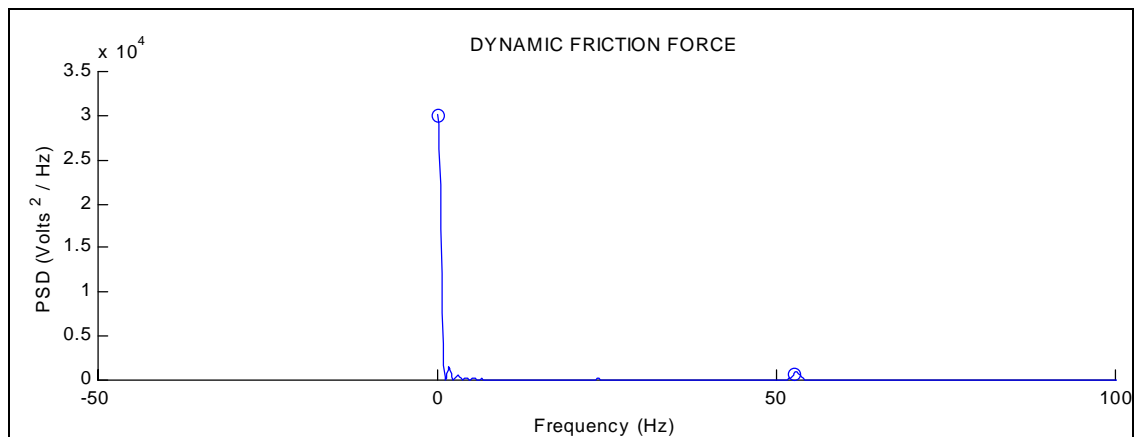


Figure 6. PSD plot of the dynamic friction force signal with the DC component (0.08 m/s velocity condition).

4. Conclusion

From the present study, it was noticed that there was a change in the tendency of the mass loss, the friction force, and the vibration behavior of the testing machine, at 0.24 m/s velocity. This sliding velocity seems to be a critical velocity for the tribological contact phenomena. More detailed studies need to be done to understand what happened in the contact surfaces at this sliding velocity.

The dynamic signal analyses conducted through PSD plots showed some tribological information related with the natural frequencies of the machine. The frequency spectra of the dynamic friction force, the tangential and the normal acceleration presented a 53 Hz frequency component, for all the tested velocities; therefore, this component does not depend on the sliding velocity and is a natural frequency of the testing machine. Since it was seen that the magnitude trend of this component was similar to the trend of the mass loss and the average friction force, it can be said that the energy trend at the 53 Hz frequency is strongly linked with the events occurring in the surface contact. This fact was more evident for the acceleration in the normal direction.

Despite the presence of a dynamical component of the testing machine in the friction force data, this seems to have no significant influence on the tribological contact phenomena, since its magnitude is much smaller than the respective average component.

5. Acknowledgements

The authors acknowledge FAPESP (Sao Paulo State Research Support Foundation) for research support (nos. 00/04245-8; 97/12753-9; 98/15987-3).

6. References

- Zum-Gahr, K.H., "Microstructure and wear of materials". Elsevier Science Publishers, USA, 1987, 560p.
- Soom, A., Kim, C., "Interactions Between Dynamic Normal and Frictional Forces During Unlubricated Sliding", Journal of Lubrication Technology, Vol.105, 1983, p.221-229
- Farias, M.C.M., Maru, M.M, Santos, J.F., Padovese, L.R., "Estudo da Força de Atrito Dinâmica em Ensaio de Desgaste por Deslizamento a Seco", CD ROM Proceedings of CONEM 2000, 7th to 10th August, Natal, Brazil
- Wilson, S., Alpas, A.T. "Wear mechanism maps for TiN-coated High Speed Steel" Surface and Coatings Technology, 120-121, 1999, p.519-527
- Bendat, J. S, "Principles and applications of random noise theory", Wiley, New York, 1958, 431p.

7. Copyright Notice

The author is the only responsible for the printed material included in his paper.

DESGASTE EM DISCOS DE FREIO DE VEÍCULOS AUTOMOTORES

Gustavo Cueva

Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais
Escola Politécnica - Universidade de São Paulo
Av. Prof Mello Moraes, 2463 Cep 05508-900.
Cidade Universitária - São Paulo, SP (gustcg@usp.br)

André Paulo Tschiptschin

Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais
Escola Politécnica - Universidade de São Paulo
Av. Prof Mello Moraes, 2463 Cep 05508-900.
Cidade Universitária - São Paulo, SP (aptschip@usp.br)

Amilton Sinatora

Departamento de Engenharia Mecânica
Escola Politécnica - Universidade de São Paulo
Av. Prof Mello Moraes, 2231 Cep 05508-900.
Cidade Universitária - São Paulo, SP (sinatora@usp.br)

Wilson Luiz Guesser

Indústria de Fundação Tupy Ltda.
Rua Albano Schmidt, 3400 Cep 89206-900.
Joinville, SC (wguesser@tupy.com.br)

Resumo. Foi estudada a resistência ao desgaste de um ferro fundido com grafita vermicular, utilizado na fabricação de blocos de motores, visando sua utilização em discos de freio de veículos de grande porte. Os resultados foram comparados com outros obtidos de ferros fundidos cinzentos, normalmente utilizados nestas aplicações. Os ensaios de desgaste foram realizados numa máquina de desgaste pino no disco instrumentada, sendo o pino fabricado a partir do material utilizado em pastilhas de freio de automóveis. Foram utilizadas pressões cíclicas de frenagem de 4 MPa, velocidade de rotação dos discos de 500 rpm e resfriamento por convecção forçada. O desempenho dos materiais foi analisado através das medidas da perda de massa dos discos e das pastilhas, das temperaturas alcançadas pelo sistema durante os ciclos de frenagem e das forças de atrito. Foi verificado que, o desgaste do ferro fundido com grafita vermicular foi maior que a dos outros ferros estudados. Observou-se, que o par ferro fundido vermicular – pastilha de freio foi o que apresentou as maiores forças de atrito bem como as maiores temperaturas após frenagem.

Palavras Chave. ferro fundido vermicular, ferro fundido cinzento, discos de freio, desgaste.

Introdução

O desempenho dos sistemas de frenagem de veículos automotores, submetidos a solicitações mecânicas e térmicas, é função de uma combinação de propriedades que devem ser otimizadas. Em geral, o tipo de solicitação é complexo não sendo possível dimensionar o componente e selecionar o material, com base em apenas uma dessas propriedades. Para Jimbo et al (1990), o material dos discos de freio deve ser capaz de resistir à fadiga térmica, e deve absorver e depois dissipar tão rápido quanto possível, a grande quantidade de calor gerado durante a frenagem.

Segundo Espósito e Thrower (1991) a pressão hidráulica exercida, em frenagens típicas, é de 2 – 4 MPa. Macnaughta (1998) diz que o atrito faz com que as superfícies dos discos possam atingir, por curtos períodos de tempo, temperaturas de até 800 °C; provocando um gradiente térmico entre a superfície e o núcleo do disco, que às vezes excede 500 °C.

Sabe-se que ferros fundidos cinzentos possuem boa resistência a variações térmicas e, freqüentemente, são utilizados em peças sujeitas a grandes mudanças de temperatura, tais como tambores e discos de freio.

Um outro tipo de ferro fundido que vem encontrando utilização crescente em aplicações onde condições de resistência mecânica, fadigas térmicas e altas temperaturas estão presentes é o ferro fundido com grafita vermicular. Este material apresenta a grafita em forma de vermes (morfologia intermediária entre lamelar e nodular) que confere propriedades mecânicas e térmicas intermediárias entre o ferro fundido cinzento e o ferro fundido nodular. O ferro fundido com grafita vermicular tem resistência à tração pelo menos 75% maior e tenacidade 35% mais elevada que a do ferro cinzento. Algumas propriedades dos ferros fundidos cinzentos, vermiculares e nodulares são apresentadas por Pye (1992) na Tab. (1).

Tabela 1. Propriedades comparativas dos ferros fundidos

Material	Matriz	Resistência à Tração MPa	Condutividade Térmica W/m-K
Cinzento	Perlita	200-270	44-52
Vermicular	Ferrita	330-410	40-45
	Perlita	410-580	31-40
Nodular	Ferrita	400-600	32-28
	Perlita	600-700	25-32

As diferenças mostradas na Tab 1 se devem basicamente à morfologia da grafita. Segundo Sousa Santos (1989), os ferros fundidos nodulares possuem resistência mecânica muito mais elevada em virtude da maior homogeneidade da estrutura. Quando a grafita se apresenta na forma de nódulos, o fator de forma L/D é próximo de 1 (L = comprimento do veio, D = largura do veio), o que diminui sensivelmente o efeito de entalhe em comparação ao que se tem quando a grafita é vermicular ou lamelar que têm fatores de forma muito maiores. Desta forma tanto a resistência quanto a ductilidade dos ferros fundidos nodulares são maiores que nos ferros fundidos vermiculares e cinzentos.

Por outro lado, os ferros fundidos cinzentos possuem excelentes propriedades de condutividade térmica devido ao fato da grafita ser um excelente condutor de calor; nestes materiais, as lamelas de grafita estão interconectadas, facilitando assim a rápida dissipação de calor. Nos ferros fundidos nodulares as partículas de grafita encontram-se isoladas umas das outras, por isso, a contribuição desta fase para a condutividade térmica é muito pequena. No ferro fundido vermicular a grafita apresenta um certo grau de conectividade e um fator de forma intermediário entre as duas anteriores proporcionando também, propriedades mecânicas e térmicas intermediárias.

As propriedades mecânicas e térmicas dos ferros fundidos podem ser melhoradas através da adição de elementos de liga; e no caso dos ferros fundidos vermiculares, Guesser e Guedes (1997), relatam que nestes materiais é comum o uso de Mo e de altos teores de Si, objetivando melhorar as propriedades a quente, ou adições de Ti, para melhorar a resistência ao desgaste visando sua potencial de utilização em discos e tambores de freio.

Com relação à resistência ao desgaste, Zhang et al (1983) afirmam que a resistência ao desgaste por deslizamento de ferros fundidos com grafita vermicular é superior à de ferros fundidos cinzentos ou nodulares, independentemente da pressão de contacto ou velocidade de deslizamento. Isto se deve à excelente combinação de alta resistência mecânica e boa capacidade de transferência de calor que dá ao material uma boa resistência ao lascamento das superfícies por fadiga térmica. Estudos de resistência ao desgaste realizados por Cueva et al (2000), mostraram que em ensaios tipo pino no disco, a resistência ao desgaste do ferro fundido com grafita vermicular, pode ser superior a alguns ferros fundidos cinzentos comumente usados em discos de freio. Uma das desvantagens observadas no ferro fundido vermicular foi as altas temperaturas atingidas durante os testes, cerca de 45% maiores que as temperaturas alcançadas pelos ferros fundidos cinzentos.

Apesar de conhecidas as boas propriedades mecânicas e térmicas dos ferros fundidos vermiculares, pouca informação é encontrada na literatura técnica com relação ao uso deste em aplicações onde resistência mecânica e condutividade térmica são necessárias, tais como em discos de freio de veículos. Por este motivo, o presente trabalho estuda o comportamento em desgaste de um ferro fundido vermicular usado na fabricação de blocos de motores, visando sua utilização em discos de freio de veículos de grande porte. Os resultados são comparados com outros obtidos de ensaios semelhantes realizados em ferros fundidos cinzentos normalmente utilizados nessas aplicações.

Metodologia

Foram estudados um ferro fundido com grafita vermicular (Vermic) e três ferros fundidos cinzentos (um denominado Fe250, um de alto teor carbono (FeAC) e outro ligado com Ti (FeTi)) cujas composições químicas e propriedades mecânicas básicas são mostradas na Tab. (2).

Tabela 2. Composição química (% em peso) e propriedades mecânicas dos ferros fundidos

	Fe250	FeAC	FeTi	Vermic
C	3,54	3,73	3,49	3,63
Si	2,15	2,07	2,27	2,06
Mn	0,51	0,78	0,53	0,51
P	0,054	0,058	0,052	0,04
S	0,1	0,085	0,09	0,015
Ti	0,012	0,014	0,028	< 0,1
Cu	0,69	0,56	0,71	0,47
C. E.	4,27	4,44	4,26	4,33
Dureza (HB)	195 ± 5	180 ± 5	195 ± 5	220 ± 5
Resistência (MPa)	255	240	255	460

Os ensaios de desgaste foram feitos numa máquina de ensaios de desgaste tipo pino no disco, acoplado a um computador, Marca Plint, com sistema pneumático de aplicação de carga e capacidade máxima de 1000 N. Na Fig. (1) são mostrados esquematicamente a máquina e seus acessórios. Os pinos foram fabricados a partir de pastilhas de freio que equipam os caminhões Sprinter da Mercedes Benz, com base quadrada (Área = 144 mm²) e acabamento superficial em lixa 400. Os discos de ferro fundido foram fabricados com 70 mm de diâmetro, 7 mm de espessura e acabamento superficial de 1 µm.

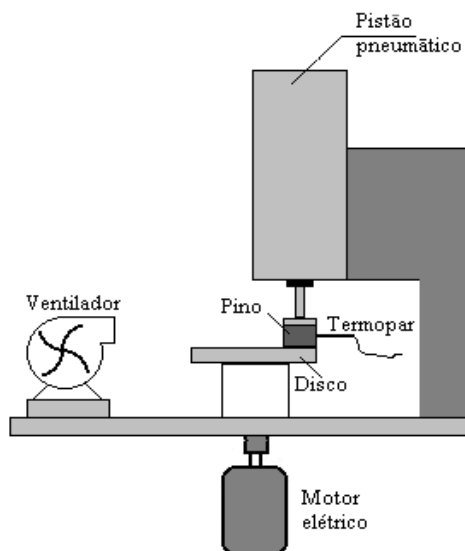


Figura 1. Esquema da máquina de ensaios pino no disco.

Os ensaios de desgaste foram realizados da seguinte maneira: enquanto o disco girava a 500 rpm foi submetido a uma pressão cíclica de frenagem de 4 MPa. O ciclo total de frenagem foi de 4 min sendo que durante 1 min foi aplicada a pressão de frenagem e nos 3 min restantes o disco girou descarregado. Durante os ciclos de frenagem o sistema pino – disco foi resfriado por convecção forçada através de um ventilador. O tempo total de ensaio foi de 20 horas, completando-se nesse intervalo 300 ciclos de frenagem (carregamento - descarregamento). O ensaio foi interrompido depois de 7 e 20 horas para serem realizadas medidas de perda de massa dos discos e dos pinos, usando-se uma balança Marca Scientech de 0,0001g de precisão. Durante os ciclos de frenagem foram determinados também, as temperaturas alcançadas pelos pinos e os discos através de termopares inseridos nos pinos. Foram registradas as forças normais e tangenciais e calculado o coeficiente de atrito.

O desgaste dos discos e dos pinos foi calculado através da perda de massa acumulada durante os ciclos de frenagem dividida pela área de contacto do pino. Pelo menos três discos de cada material foram ensaiados para verificar a reprodutibilidade dos resultados.

Resultados e Discussão

Os ferros fundidos utilizados nesta pesquisa apresentaram diferentes microestruturas, como mostrado na Tab. (3). Esta tabela mostra que as microestruturas dos ferros fundidos cinzentos foram muito semelhantes entre si, consistindo basicamente de perlita e grafita lamelar, e diferenciando-se umas das outras unicamente pelo conteúdo de grafita que possuem. O ferro fundido vermicular apresentou uma matriz composta de perlita, ferrita e grafita. Esta grafita tinha morfologia predominantemente vermicular, contendo traços de grafita nodular. O fator de forma (L/D), verifica também, que a morfologia da grafita nos ferros fundidos cinzentos é muito semelhante entre eles e nitidamente diferente do vermicular.

Tabela 3. Características microestruturais dos ferros fundidos

	Fe250	FeAC	FeTi	Vermic
% Grafita	12	12,5	10	9
Fator de forma da grafita (L/D)	5	4,7	6,5	2,8
Tipo de grafita	IA3	IA3	IA3	90% IIIA5 e 10% VIA6
% Perlita	88	88	89	78
% Ferrita	< 1	< 1	< 1	14

As análises químicas realizadas nos pinos (pastilhas), revelaram a presença preponderante de ferro, bário, alumínio e silício e pequenas proporções de enxofre, cálcio, manganês e cobre.

O desgaste acumulado dos discos no decorrer dos ensaios é mostrado na Fig. (2). Observa-se que para todos os materiais, o desgaste aumenta uniformemente com o aumento do tempo de ensaio e que a melhor resistência ao desgaste foi apresentada pelos discos de FeAC e FeTi, seguido dos Vermic e dos Fe250.

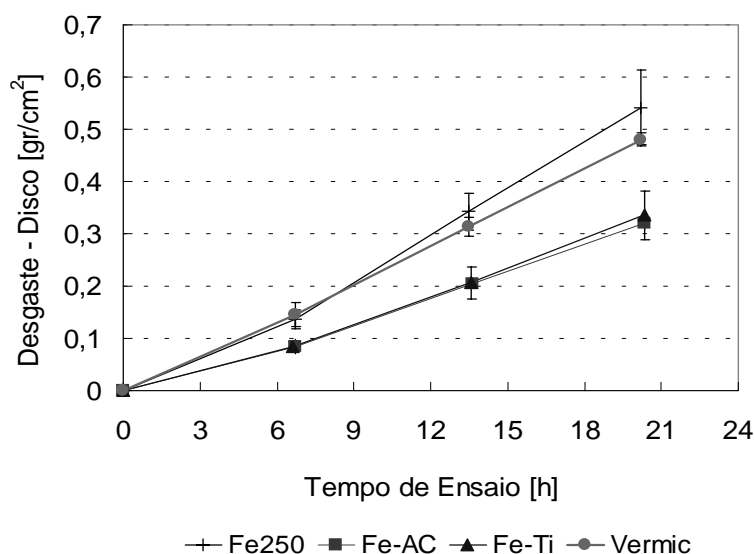


Figura 2. Desgaste medido nos discos de ferro fundido com relação ao tempo de ensaio.

Pensava-se que o ferro fundido vermicular, que tem melhores propriedades mecânicas que os ferros fundidos cinzentos, apresentaria também as melhores propriedades de resistência ao desgaste, mas não foi o que aconteceu. A razão para que isto aconteça pode estar relacionada com o menor teor de grafita que possui, que faz com que as camadas de grafita lubrificantes sejam mais finas ou descontínuas, deixando a matriz mais exposta ao processo de desgaste, promovendo maiores perdas de massa. Além disso, a ferrita presente na microestrutura, de dureza menor, seria rapidamente arrancada da superfície dos discos, devido às altas forças de atrito atuantes, facilitada ainda pelas elevadas temperaturas e a lenta dissipação de calor.

No caso do FeTi, que possui um teor de grafita um pouco maior que o vermicular, apresentou uma resistência ao desgaste mais elevada, evidenciando que a remoção de material é atenuada por alguma outra característica do material e não somente pela ação lubrificante da grafita. Chapman e Mannion (1982) e Pye (1992), mostram que ferros fundidos cinzentos ligados com titânio apresentam carbonetos e carbonitreto de titânio na sua microestrutura, que melhoram suas propriedades de resistência ao desgaste. Estas partículas são muito duras, com tamanhos entre 2 a 6 μm de diâmetro, e encontram-se dispersas na matriz metálica (relativamente mole). Estes autores confirmam que teores de Ti menores que 0,015 % formam no material menos de 40 partículas duras por mm^2 , provocando altos valores de atrito e de desgaste, enquanto que, teores maiores que 0,025%, formam mais de 60 partículas duras por mm^2 promovendo baixos valores de atrito e de desgaste. As diferenças observadas dos valores de atrito e de desgaste são muito grandes em ferros fundidos contendo 0,015% e 0,025% de Ti. Por isto considera-se como valor de referência um teor de 0,02% de Ti em ferros fundidos usados em discos ou tambores de freio.

O FeTi utilizado no presente trabalho teve um teor de Ti de 0,028%, isto explicaria o baixo desgaste observado neste material, já que durante o processo de frenagem, os carbonetos e carbonitreto de Ti, protegem a superfície dos discos evitando a excessiva remoção de material.

Para os Fe250 e os FeAC, a ação lubrificante da grafita que, segundo Sugishita e Fujiyoshi (1981) protege as superfícies do desgaste, seria a explicação para que os discos de FeAC, que contêm mais grafita que os discos de Fe250, apresentem menor perda de massa, sob a mesmas condições de atrito e temperatura.

Na Fig. (3), é mostrado o desgaste acumulado dos pinos, verificando-se que há também nesse caso, aumento uniforme de desgaste com o aumento do tempo de ensaio. Observa-se, também, que as posições relativas das curvas de desgaste dos pinos coincidem com as posições relativas das curvas de desgaste dos discos, ou seja, os pinos que menos se desgastaram foram aqueles ensaiados com discos de FeAC, seguidos por FeTi, Fe250 e Vermicular.

Os pinos ensaiados com discos de ferro fundido vermicular foram os que mais se desgastaram; isto se deveu, principalmente, às altas forças de atrito e elevadas temperaturas presentes, como mostrado na Tab. (4). No caso dos pinos ensaiados com FeTi, é pensado que algumas partículas de carbonetos ou carbonitreto, se desprenderiam das superfícies dos discos e ficariam engastadas na superfície do pino, e atuariam como partículas protetoras que diminuiriam o desgaste deles. A presença destas partículas duras foi verificada através de análises EDS de raios X, das superfícies desgastadas dos pinos, notando-se claramente a existência de traços de titânio nelas.

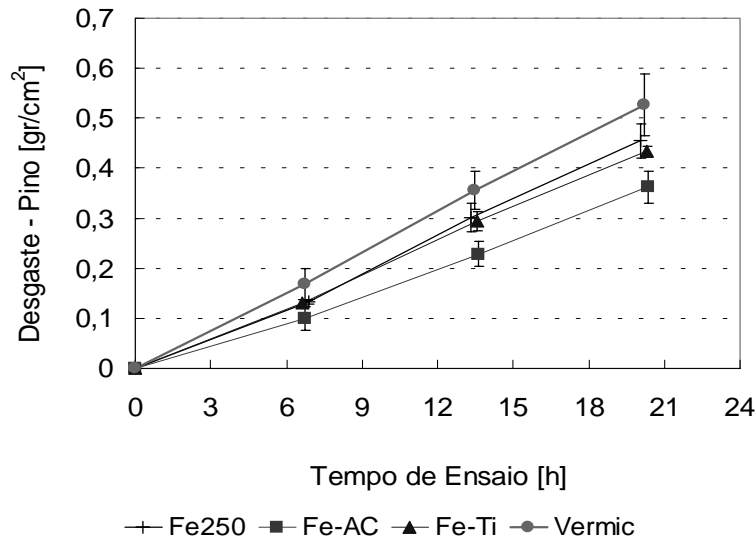


Figura 3. Desgaste medido nos pinos dependendo do material do disco e do tempo de ensaio.

Na Tab. (4) são mostrados valores de força e coeficiente de atrito e temperatura no pino, obtidos durante os ensaios de desgaste. Observou-se, nos ferros fundidos cinzentos, que os valores de força de atrito, coeficiente de atrito e temperatura são praticamente iguais, e que no ferro fundido vermicular esses mesmos valores são muito maiores. As temperaturas alcançadas durante os ensaios podem influenciar grandemente o desempenho dos materiais estudados, pois sabe-se que as propriedades mecânicas dos ferros fundidos diminuem com o aumento da temperatura; essa diminuição, segundo Stefanescu (1992) e White (1992), é mais severa nos ferros fundidos vermiculares. Esses autores mostram que nos ferros fundidos vermiculares, um aumento de temperatura até 300 °C provoca uma queda no limite de resistência de aproximadamente 150 MPa, enquanto que para os ferros fundidos cinzentos, essa mesma variação de temperatura provoca uma diminuição de cerca de 50 MPa.

Portanto, já que neste trabalho, o ferro fundido vermicular atinge as maiores temperaturas e forças de atrito, essa diminuição das propriedades explicaria de certa maneira a grande perda de massa observada, embora as propriedades mecânicas deste material a temperatura ambiente sejam superiores às dos outros ferros fundidos estudados.

Tabela 4. Valores de força e coeficiente de atrito e temperatura no pino.

Material	Força de Atrito (N)	Coeficiente de Atrito	Temperatura (°C)
Fe250	310 ± 10	0,5 ± 0,05	210 ± 10
FeAC	330 ± 10	0,5 ± 0,05	210 ± 10
FeTi	340 ± 10	0,55 ± 0,05	210 ± 10
Vermic	370 ± 10	0,6 ± 0,05	260 ± 10

Nas superfícies desgastadas, verificou-se que a aparência geral é muito semelhante entre todas elas, independentemente do tipo de ferro fundido ensaiado. Como mostrado nas Figs. (4), (5) e (6), as superfícies desgastadas apresentam sulcos, camadas de detritos e deformação plástica. A presença dos sulcos, com diferentes profundidades e larguras, indica que as superfícies foram riscadas pela ação abrasiva dos detritos que se desprendem dos discos e dos pinos, e que por um breve intervalo de tempo ficam livres rolando entre as superfícies, pressionados pela carga de frenagem. Alguns destes detritos ficam aderidos permanentemente às superfícies dos discos, formando camadas, como é visto na Fig. (4). Estas camadas, segundo Anderson (1992), funcionam como um isolante ou filme lubrificante entre as duas superfícies de contacto que as protege do desgaste. Observou-se, ainda, que a quantidade de aderências nas superfícies foi maior no vermicular do que nos outros ferros; isto possivelmente, devido às altas forças de atrito e temperaturas alcançadas neste material.

Para comprovar esta afirmação, foi realizado um ensaio sem utilizar o ventilador, atingindo-se temperaturas de 330 °C, momento em que foi observada a superfície; notou-se que a mesma estava toda coberta por uma camada de detritos. Análises químicas realizadas nos detritos mostraram que se tratava de restos de pino (pastilhas de freio) que se desprenderam e ficaram aderidas as superfícies dos discos durante as frenagens.

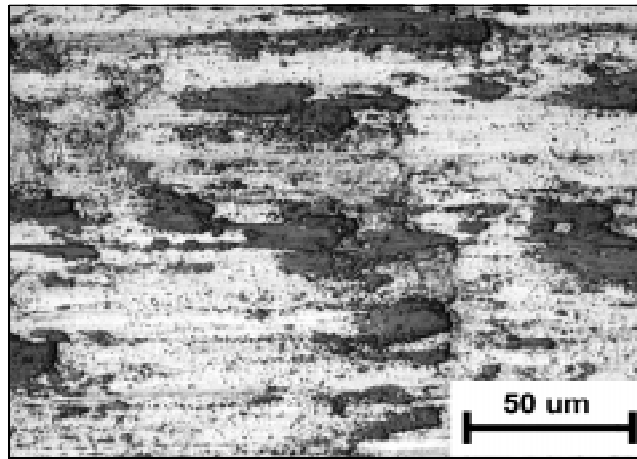


Figura 4. Detritos de pastilha de freio aderidos a superfície desgastada.

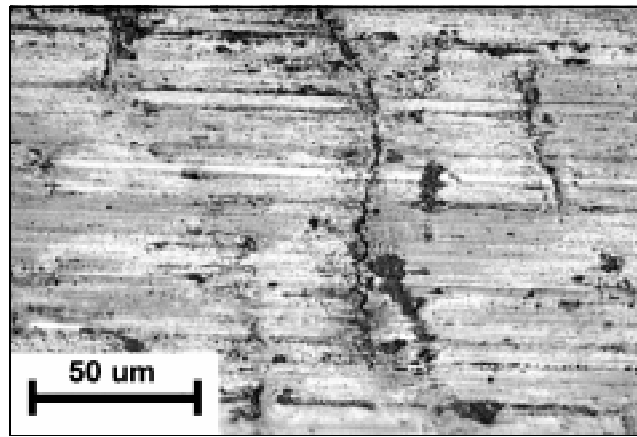


Figura 5. As lamela de grafita funcionam como depósitos de detritos, onde o acúmulo destes forma camadas que servem como lubrificante protegendo as superfícies do desgaste.

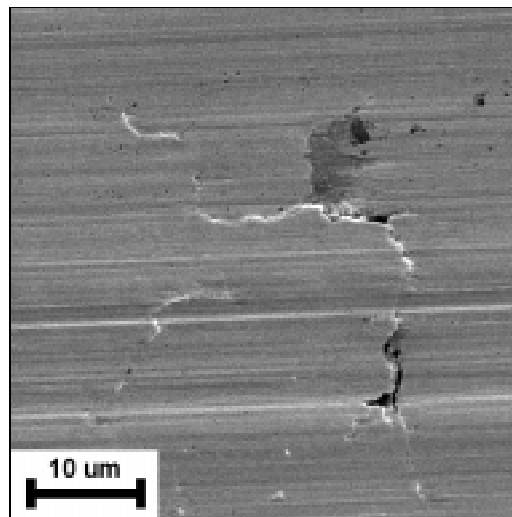


Figura 6. Riscos mais profundos nas superfícies desgastadas devidos a desgaste abrasivo. As lamelas de grafita podem ser cobertas pela matriz metálica que se deforma plasticamente e inclusive, promovem a propagação de trincas.

Durante o processo de desgaste, houve arrancamento de grafita, e preenchimento dos vazios com os detritos de desgaste. As lamelas de grafita funcionam como barreiras onde os detritos vão sendo retidos, como é mostrado na Fig. (5). Esse amontoado de detritos vai formando as camadas que isolam e lubrificam a superfície, evitando o contacto direto entre as duas superfícies atritantes. Notou-se também, como mostrado na Fig. (6), que um grande número de lamelas de grafita foram parcial ou totalmente cobertas pela matriz metálica que as rodeia, devido à deformação plástica sofrida.

As grandes deformações plásticas que ocorrem durante a frenagem nem sempre resultam em remoção de material, podendo haver recobrimento da grafita ou preenchimento dos vazios deixados por elas. É possível observar também, que os extremos das lamelas de grafita são perfeitos concentradores de tensões que facilitam a nucleação e propagação de trincas. Evidências semelhantes às encontradas neste estudo foram mostradas por Rhee & Ducharme (1973), quando analisaram as superfícies desgastadas de discos e tambores de freio de ferro fundido cinzento.

Conclusões

Os ensaios de desgaste pino no disco realizados num ferro fundido vermicular e em três ferros fundidos cinzentos permitiram concluir que:

- A maior resistência ao desgaste foi apresentada pelo ferro fundido de alto carbono, seguido do ferro de ligado ao Ti, vermicular e do Fe 250.
- A posição das curvas de desgaste dos pinos foi semelhante a dos discos verificando-se, unicamente, que o desgaste foi muito mais severo nos pinos que foram ensaiados com os discos de ferro fundido vermicular.
- Os valores de temperatura, força e coeficiente de atrito dos três ferros fundidos cinzentos estudados foram praticamente iguais.
- O ferro fundido vermicular apresentou os maiores valores de temperatura, força e coeficiente de atrito, o que provocou o maior desgaste.
- As superfícies desgastadas dos discos apresentaram aderências provenientes dos pinos, observando-se uma maior quantidade deles nos discos de ferro fundido vermicular.
- Os veios de grafita são arrancados e tendem a ser recobertas pelo material dos pinos ou da matriz metálica que se deforma plasticamente. Em suas extremidades nucleiam e se propagam trincas que contribuem para o desgaste.

Agradecimentos

Os autores agradecem à Indústria de Fundição Tupy Ltda. pela doação dos ferros fundidos estudados, a COBREQ pela doação das pastilhas de freio, a FAPESP processo nº 99/11603-9 e a CAPES pelo suporte financeiro.

Referências

- Anderson, A., 1992 Friction and wear of automotive brakes. Metals Handbook. Friction, lubrication and wear technology, v18, p. 569 – 577
- Chapman, B. J. & Mannion G., 1982 Titanium-bearing cast iron for automotive braking applications. Foundry Trade Journal, v.25, p. 232 - 246
- Cueva, et all., 2000 Desgaste de ferros fundidos usados em discos de freio de veículos automotores. SAE Technical Paper Series. In: 8º Congresso e Exposição Internacionais de Tecnologia da Mobilidade. São Paulo – Brasil.
- Esposito, A & Thrower, J., 1991 Machine Design. Delmar Publishers Inc.
- Guesser, W. L. & Guedes L.C., 1997 Desenvolvimentos recentes em ferros fundidos aplicados à indústria automobilística. IX Simpósio de Engenharia Automotiva, AEA. São Paulo.
- Jimbo, Y. et al., 1990 Development of high thermal conductivity cast iron for brake disk rotors. SAE Technical Paper Series. In: International Congress and Exposition. Detroit - Michigan.
- Macnaughta, M., 1998 Cast iron brake discs – a brief history of their development and metallurgy. Technical Report. FOUNDRYMAN, p. 321 – 324.
- Pye, A. M., 1992 Technical Report. Applications of Some of the News Cast Irons. Materials & Design, v3, p. 534 – 537.
- Rhee S. K. & Ducharme R. T., 1973 The friction surface of gray cast iron brake rotors. Wear, v.23, p. 271 – 273.
- Sousa Santos A. B. & Castelo Branco C. H., 1989 Metalurgia dos Ferros Fundidos Cinzentos e Nodulares. São Paulo, IPT (Publicação IPT 100), 3ª. Ed., p. 117
- Stefanescu D. M., 1992 Compacted Graphite Iron.. Metals Handbook. Properties and Selection Irons, Steels and High-Performance Alloys, v1, p.65
- Sugishita, J. & Fujiyoshi, S., 1981 The effect of cast iron graphite on friction and wear performance. I: Graphite film formation on grey cast iron surfaces. Wear, v.66, p. 209 - 221
- White C. V., 1992 Gray Iron.. Metals Handbook. Properties and Selection Irons, Steels and High-Performance Alloys, v1, p.22
- Zhang, Y., Chen, Y. & Shen, B., 1983 Investigation of tribological properties of brake shoe materials phosphorous cast iron with different graphite morphologies. Wear, v.166, p. 179 – 186.

WEAR IN AUTOMOBILE DISC BRAKE

Gustavo Cueva

Metallurgical and Materials Department
Escola Politécnica - University of São Paulo
Av. Prof Mello Moraes, 2463 Cep 05508-900.
Cidade Universitária - São Paulo, SP (gustcg@usp.br)

André Paulo Tschiptschin

Metallurgical and Materials Department
Escola Politécnica - University of São Paulo
Av. Prof Mello Moraes, 2463 Cep 05508-900.
Cidade Universitária - São Paulo, SP (aptschip@usp.br)

Amilton Sinatora

Mechanic Department
Escola Politécnica - University of São Paulo
Av. Prof Mello Moraes, 2231 Cep 05508-900.
Cidade Universitária - São Paulo, SP (sinatora@usp.br)

Wilson Luiz Guesser

Indústria de Fundição Tupy Ltda.
Rua Albano Schmidt, 3400 Cep 89206-900.
Joinville, SC (wguesser@tupy.com.br)

Abstract. Wear tests of compact graphite cast iron were performed in a pin on disc testing machine, with 4 MPa bearing pressure and 500 rpm. The pins were fabricated from a semi metallic automobile brake pad, and the discs from a compact graphite cast iron (CGI) and three different types of gray cast irons typically used as automobile brake discs. The gray cast iron with high carbon showed the best wear resistance, followed by gray cast iron with titanium, compact graphite cast iron and gray cast iron named Fe250. The compact graphite cast iron showed the highest friction forces and temperatures.

Keywords. *Compact graphite cast iron, gray cast iron, disc brake, wear.*

Comparativo do desempenho tribológico em ensaios de deslizamento com diferentes lubrificantes

Marcia Marie Maru
mmmaru@usp.br

Amilton Sinatora
sinatora@usp.br

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

Resumo: O desgaste nos sistemas lubrificadas é da ordem de 1.000 a 10.000 vezes menor que nos sistemas a seco, dependendo do regime de lubrificação. Esse fato evidencia a importância do lubrificante no comportamento tribológico de sistemas lubrificadas. No regime de lubrificação hidrodinâmico, o atrito depende essencialmente da viscosidade do óleo; já no regime elastohidrodinâmico e principalmente no regime limítrofe, a natureza química do lubrificante passa a influenciar o atrito e conseqüentemente o desgaste dos corpos em contato. Esse trabalho tem como objetivo descrever resultados tribológicos de ensaios de deslizamento lubrificado com três óleos lubrificantes, mineral parafínico puro, mineral parafínico aditivado e sintético. Foram realizados ensaios de pino de aço inoxidável nitretado contra placa de ferro fundido cinzento com movimento alternado, com cargas normais de 350 N e 700 N, frequência de oscilação da placa de 2 Hz e temperatura do óleo de 100 °C. Os óleos ensaiados foram analisados por espectrometria óptica e pelo TAN. O desgaste das superfícies foi observado por microscópio óptico, bem como pela medição do sulco formado sobre a placa. A evolução do atrito e do potencial de contato elétrico foram monitoradas durante os ensaios. As análises efetuadas mostraram diferenças de desempenho entre os ensaios com os três óleos.

Palavras-chave: lubrificação, lubrificante, tribologia, movimento alternado, pino-sobre-placa

1. Introdução

O desgaste nos sistemas lubrificadas é da ordem de 1.000 a 10.000 vezes menor que nos sistemas a seco, dependendo do regime de lubrificação (Tabor, 1973). Esse fato evidencia a importância do lubrificante no comportamento tribológico dos sistemas lubrificadas.

Segundo Persson (1998), nos sistemas com lubrificação em regime hidrodinâmico, o atrito depende da carga, da velocidade e da viscosidade do lubrificante, e a pressão nominal aplicada é resistida principalmente pela ação hidrodinâmica do fluido. No regime de lubrificação limítrofe, a dependência da viscosidade do lubrificante com o atrito se torna irrelevante e, nesse caso, o atrito passa a depender da natureza do lubrificante, que influencia a interação química entre as superfícies sólidas e as moléculas do lubrificante. Neste caso, o coeficiente de atrito do par não é mais uma função universal dos parâmetros carga, velocidade e viscosidade, e a pressão nominal aplicada é resistida principalmente pelas asperezas do par em contato.

Na região do contato estabelecido durante o deslizamento, é possível a ocorrência dos regimes hidrodinâmico, elastohidrodinâmico e limítrofe. Tomanik (2000) desenvolveu um programa analítico para o cálculo das pressões hidrodinâmica e entre asperezas que atuam na região do contato estabelecido durante o deslizamento. Essas pressões foram calculadas, respectivamente, mediante a equação de Reynolds e o modelo de Greenwood-Williamson (Tomanik, 2000).

Existem vários tipos de lubrificantes, dentre os quais têm-se os óleos minerais e os óleos sintéticos. Entre os óleos lubrificantes minerais cita-se os parafínicos (alcanos) e os naftênicos (cicloparafinas) (Moura e Carreteiro, 1978). Os óleos lubrificantes sintéticos são uma combinação de bases e aditivos, podendo-se citar como exemplos os silicões, as polialfaolefinas (hidrocarbonetos sintetizados), os ésteres e os fluorados (Cavalcanti, 2000).

Em termos de propriedades dos óleos, sabe-se que os óleos sintéticos possuem melhores propriedades do que minerais (Cavalcanti, 2000). Dentre as propriedades, pode-se citar:

- Melhor resistência à oxidação em temperaturas elevadas,
- Menor variação da viscosidade com a temperatura,
- Alta resistência ao envelhecimento (resultando em efeitos como duração mais longa, e tempo de troca mais elevado). A maior vida do óleo é devida à sua estabilidade térmica e à oxidação, diminuindo a formação de borra e depósitos (vide site: <http://www.synthetic-lubes.com/why.htm>).

Em uma situação de lubrificação em que a película de óleo é muito fina, a oleosidade, ou seja, a resistência da película lubrificante, torna-se importante (Moura e Carreteiro, 1978). Esse é o caso da lubrificação limítrofe extrema, conhecida como lubrificação de extrema pressão (EP), na qual tanto a temperatura como a pressão são muito elevadas. A maior oleosidade de um lubrificante é normalmente devida à existência de moléculas polares com grande afinidade com as demais moléculas do óleo e com o metal da superfície lubrificada (Moura e Carreteiro, 1978). Em contato com a superfície metálica, moléculas ativadas orientam-se perpendicularmente sobre a superfície, formando um filme. A

habilidade para adsorver fisicamente tais moléculas à superfície depende da constituição molecular. Óleos minerais puros possuem uma tendência pequena de reagir com outras substâncias. Óleos de base mineral têm uma resistência de filme (oleosidade) de cerca de 500 psi, enquanto que os sintéticos têm uma resistência próxima a 3000 psi. Isso significa que a possibilidade de o óleo ser retirado da interface entre as superfícies sólidas sob pressão é menor para o óleo sintético (vide <http://www.synthetic-lubes.com/why.htm>).

Um bom lubrificante atuando em regime limítrofe deve possuir uma acentuada tendência para molhar as superfícies deslizantes, de tal forma que, pelo menos uma ou duas monocamadas de moléculas do lubrificante permaneçam retidas entre as superfícies, mesmo quando duas asperezas colidem. A interação entre hidrocarbonetos saturados e superfícies metálicas ou superfícies metálicas oxidadas ocorre principalmente através das interações de Van der Waals, o que resulta em uma baixa energia de ligação entre substrato e o material adsorvido e a uma baixa tendência de molhar as superfícies. Por esta razão, lubrificantes comerciais contêm aditivos para melhorar suas propriedades de lubrificação no regime limítrofe (Persson, 1998).

Segundo Moura e Carretero (1978), a adsorção de elementos do lubrificante sobre o metal é física quando as temperaturas envolvidas são baixas e química quando as temperaturas são altas. Os produtos da reação química resultam em um filme, em geral muito fino em relação à rugosidade da superfície.

Os compostos aditivos ao lubrificante mais utilizados na lubrificação limítrofe são os de enxofre, cloro, fósforo e zinco (Moura e Carretero, 1978). Experimentos conduzidos por pesquisadores indicam que o fator temperatura é preponderante na lubrificação de extrema pressão para o desempenho dos aditivos na formação de filmes protetores ao desgaste e na promoção do mínimo atrito (Schumacher *et alli*, 1991, e So *et alli*, 1993).

Na literatura, são encontradas diversas pesquisas de desempenho de aditivos na proteção contra o atrito e desgaste, baseadas em formação de filmes protetores e teorias químicas de reação entre substâncias presentes nos lubrificantes com as superfícies sólidas, dentre as quais pode-se citar Schumacher e Zinke (1997), como exemplos com aditivos compostos de enxofre e fósforo. Segundo esses pesquisadores, as camadas formadas têm espessuras de 2 a 20 nm, obtidas por AES (*"Auger electron spectroscopy"*). Os valores obtidos para a espessura das camadas dependem do procedimento de limpeza adotado antes da análise química do filme; no caso do trabalho mencionado, foi adotado um procedimento com limpeza ultra-sônica repetida.

Na maioria das investigações conduzidas sobre desgaste e atrito de materiais ou de desempenho de lubrificantes em sistemas lubrificados, realiza-se ensaios em tribômetros do tipo esfera-contra-placa, esfera-contra-esfera, anel-contra-anel, bloco-contra-anel; ou seja, em geral, com geometrias de contato que possuem um contato hertziano de alta pressão. Neste trabalho, são mostrados resultados das investigações com três tipos de óleo quanto ao seu desempenho ao desgaste e atrito, utilizando-se um tribômetro pino-sobre-placa com contato plano.

2. Materiais e métodos

Foram realizados ensaios de deslizamento utilizando-se um equipamento tipo pino-sobre-placa com movimento alternado, de fabricação Plint&Partners, modelo TE67.

As amostras utilizadas foram pinos cilíndricos de diâmetro 3 mm, de aço inoxidável martensítico nitretado a gás, com microdureza média de 7000 MPa, medida a 10 μ m da superfície. A espessura média da camada nitretada medida foi de 70 μ m. A superfície dos pinos tiveram um acabamento superficial jateado e foi produzido um arredondamento de 0,2 mm na aresta. As placas foram de ferro fundido cinzento de matriz perlítica com uma rede de steadita (0,4 a 0,8 % de fósforo na composição nominal), com dureza média de 2500 MPa e acabamento superficial retificado.

Nos ensaios de deslizamento, o contato entre o pino e a placa é mantido imerso em um banho de 10 ml de óleo lubrificante. Foram realizados ensaios com três óleos lubrificantes diferentes: mineral parafínico puro, mineral parafínico aditivado, sintético polialfaolefina (PAO), vide Tab. (1). Uma análise dos óleos por espectrometria de emissão óptica mostrou a presença de fósforo no óleo sintético (422 p.p.m.) e no óleo mineral aditivado (323 p.p.m.). Uma quantidade significativa de boro (112 p.p.m.) também foi detectada na espectrometria do óleo sintético.

Tabela 1: Características de viscosidade dos óleos e pressões nominais aplicadas ensaios.

Óleo	Viscosidade ISO (40 °C) [10 ⁻⁶ m ² /s]	Viscosidade ISO (100 °C) [10 ⁻⁶ m ² /s]	Índice de viscosidade (IV)	Pressão nominal de contato [MPa]	Designação utilizada nos ensaios
Sintético (PAO)	150	22	>150	49,5 99,0	S' S
Mineral parafínico aditivado	150	14	~97	49,5 99,0	MA' MA
Mineral parafínico puro	150	15	~100	49,5 99,0	MP' MP

O comprimento do percurso do pino sobre a placa foi de 20 mm. A frequência de oscilação da placa foi de 2 Hz, resultando em uma velocidade máxima de 0,13 m/s no ponto médio do percurso. A duração de cada ensaio foi de até 3 horas e a temperatura do óleo foi de 100 °C a 120 °C durante o ensaio. Com cada óleo, foram realizados ensaios com

carga aplicada de 99 MPa (700 N) e um ensaio com 49,5 MPa (350 N). A Figura (1) mostra um esquema representativo da configuração pino-placa utilizada nos ensaios.

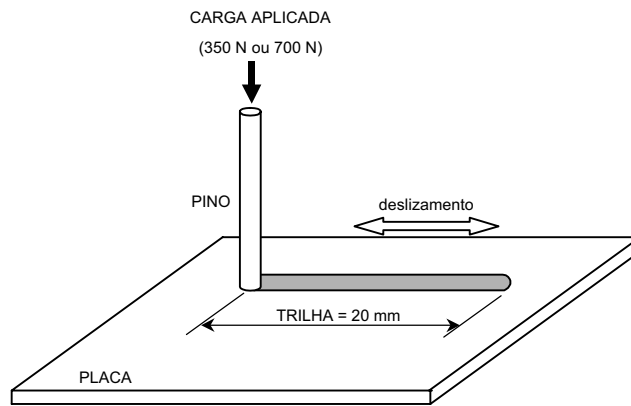


Figura 1: Esquema representativo da configuração utilizada nos ensaios de deslizamento.

O perfil e a rugosidade do sulco produzido na placa foram caracterizados através de um rugosímetro portátil, as superfícies desgastadas foram observadas por microscopia óptica e foram realizadas análises de particulados presentes nos óleos dos ensaios através de espectrometria de emissão óptica e da medição do TAN (“*Total Acid Number*”).

3. Resultados

A Figura (2) mostra os perfis das pressões de contato entre asperezas e hidrodinâmica no ensaio pino-contra-placa, obtidas através do programa para cálculo das pressões de contato em sistemas deslizantes lubrificado, desenvolvido por Tomanik (2000). Nessa figura, as pressões na interface estão mostradas para uma situação em que o pino desliza da direita para a esquerda sobre a placa fixa, com a temperatura do óleo de 100 °C, a máxima velocidade relativa entre pino e placa (de 0,13 m/s) e com as pressões nominais aplicadas de 49,5 MPa (gráfico à esquerda) e 99,0 MPa (gráfico à direita). Nota-se que a parcela de pressão de asperezas é preponderante e constante por toda a região de contato entre o pino e a placa. A parcela de pressão hidrodinâmica é muito menor e inicia-se a partir do centro do contato, crescendo linearmente até a parte posterior. Os perfis de pressão obtidos mostram que o contato durante o deslizamento ocorre sob um acentuado carregamento. Nota-se também que as pressões são nulas na região do início e do final do contato, devido ao efeito do arredondamento de 0,2 mm na aresta do pino.

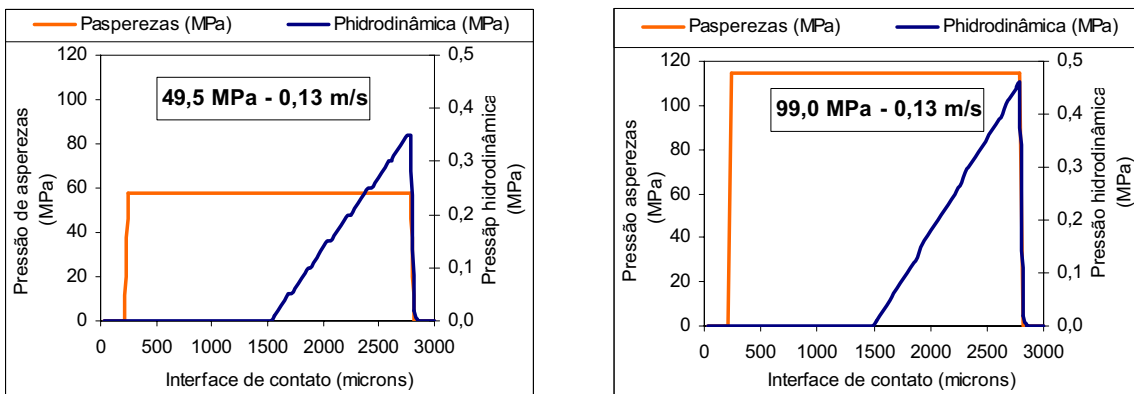


Figura 2: Pressão de asperezas e pressão hidrodinâmica no contato, em uma situação em que o pino desliza para a esquerda sobre a placa fixa.

A Tabela (1) mostra os valores de força de atrito e coeficiente de atrito médios obtidos nos ensaios.

Tabela 1: Força e coeficiente de atrito médios obtidos nos ensaios.

Ensaio	Número de ensaios	Carga Normal		Força de atrito média [N]	Coeficiente de atrito médio
		[MPa]	[N]		
S'	1	49,5	350	40,3	0,115
MA'	1	49,5	350	33,4	0,096
MP'	1	49,5	350	40,5	0,116
S	2	99,0	700	74,0 ± 2,9	0,106 ± 0,004
MA	3	99,0	700	71,3 ± 0,9	0,102 ± 0,001
MP	3	99,0	700	76,1 ± 4,4	0,109 ± 0,006

Nota-se pela Tab. (1) que os valores médios estiveram próximos entre si para cada condição de carregamento. É possível notar que o valor médio de atrito nos ensaios MA e MA' foram ligeiramente menores que nos demais. A diferença é mais acentuada para o ensaio MA'.

A existência da força de atrito provoca uma deflexão no pino durante o deslizamento e essa deflexão altera os perfis de pressão do contato calculados na Fig. (2). Calculando-se a deflexão estática do corpo do pino considerando a aplicação de forças de flexão na extremidade do corpo de 35 N e 75 N, obtém-se uma inclinação do corpo do pino durante o ensaio de 0,04 e 0,06 grau, respectivamente. Os perfis de pressão calculados considerando-se as deflexões do pino são mostrados nos gráficos da Fig. (3). De acordo com os perfis de pressão obtidos, nota-se que com a deflexão do pino as pressões ficam localizadas em uma região mais próxima à borda dianteira do contato e ocorre um aumento acentuado da parcela de pressão hidrodinâmica. Porém, ainda há a predominância da pressão de contato entre asperezas na interface entre pino e placa. Essa situação deve se modificar à medida em que ocorre a mudança do perfil geométrico do pino resultante do assentamento das superfícies.

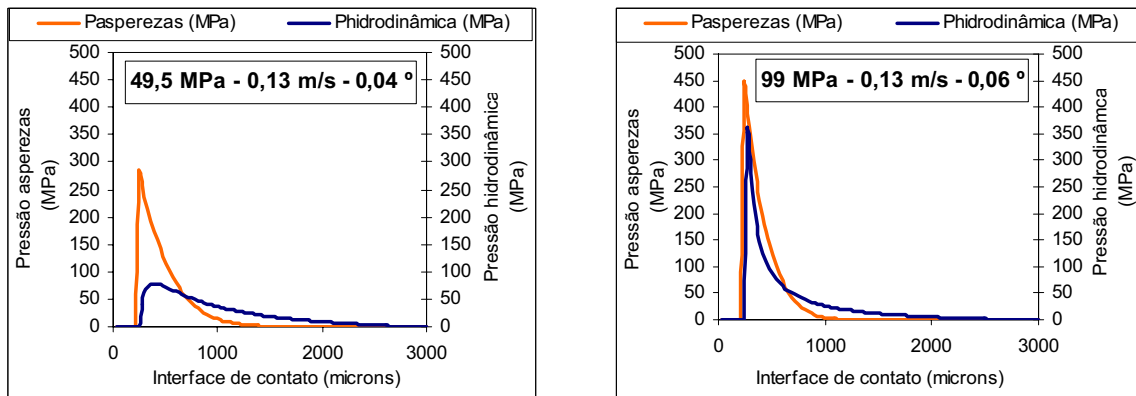


Figura (3): Pressão de asperezas e pressão hidrodinâmica no contato, em uma situação em que o pino desliza para a esquerda sobre a placa fixa, considerando-se a deflexão do corpo do pino durante os ensaios, causada pela ação da força de atrito.

A Figura (4) mostra o comportamento do potencial de contato e da força de atrito monitorados ao longo de seis ensaios. O potencial de contato pode ser entendido como o inverso da resistência de contato, e representa uma indicação da condutividade elétrica da interface entre pino e placa. Segundo Hutchings (1992), o monitoramento contínuo da resistência de contato elétrica pode conter informações quanto à espessura de óxido ou do filme de lubrificante em regime elastohidrodinâmico. Alguns autores utilizam a informação da resistência elétrica do contato para avaliar o desempenho de aditivos anti-desgaste (So *et alli*, 1993).

No equipamento utilizado nos ensaios, o potencial tende a valores próximos a zero quando há contato metálico entre as superfícies, e tende a valores em torno de 45 mV no caso de isolamento elétrico na interface pino-placa. A Figura (4) também mostra que o comportamento do potencial de contato ao longo do tempo de ensaio foi diferente para cada ensaio. Nota-se a presença de uma oscilação nos gráficos do potencial, o que pode estar relacionado à ocorrência de uma instabilidade de filme na interface entre pino e placa. É possível notar que a amplitude da oscilação foi nitidamente maior para o ensaio MP. Já nos ensaios MA e MA', a oscilação do potencial foi menor, porém, especialmente no ensaio MA', nota-se um aumento do potencial ao longo do tempo de ensaio. Esse fato mostra que a interface adquiriu uma característica mais isolante com o decorrer do ensaio, o que pode estar relacionado a uma situação em que as superfícies foram sendo recobertas por um material não condutor ao longo do ensaio com o óleo mineral aditivado. Nos ensaios S e S', comparado aos demais, o comportamento do potencial de contato foi mais uniforme, com uma menor oscilação bem como uma amplitude mais constante.

Quanto ao comportamento da força de atrito mostrado na Fig.(4), notam-se pequenas diferenças entre os ensaios no tempo considerado. Nos ensaios S e S', a força de atrito se eleva de maneira relativamente lenta, até atingir um patamar,

enquanto que nos ensaios MA e MA', a força de atrito diminui com o tempo de ensaio. Nos ensaios MP e MP', o comportamento foi mais instável, especialmente no ensaio MP. De acordo com os gráficos da Fig. (4), houve uma correspondência entre o aumento do potencial de contato e a diminuição da força de atrito para os ensaios MA' e MP'; entretanto, aparentemente, não há uma relação unívoca entre as tendências de potencial e de atrito. O potencial mostrado pode conter informações da interface com diferentes influências, dependendo do tipo de óleo e da carga normal. Entre tais influências, tem-se o comportamento da espessura do filme de lubrificante no contato elastohidrodinâmico, combinado ao comportamento dos filmes formados por adsorção de elementos do óleo no caso dos óleos aditivados ou filmes de óxido no caso do óleo mineral puro.

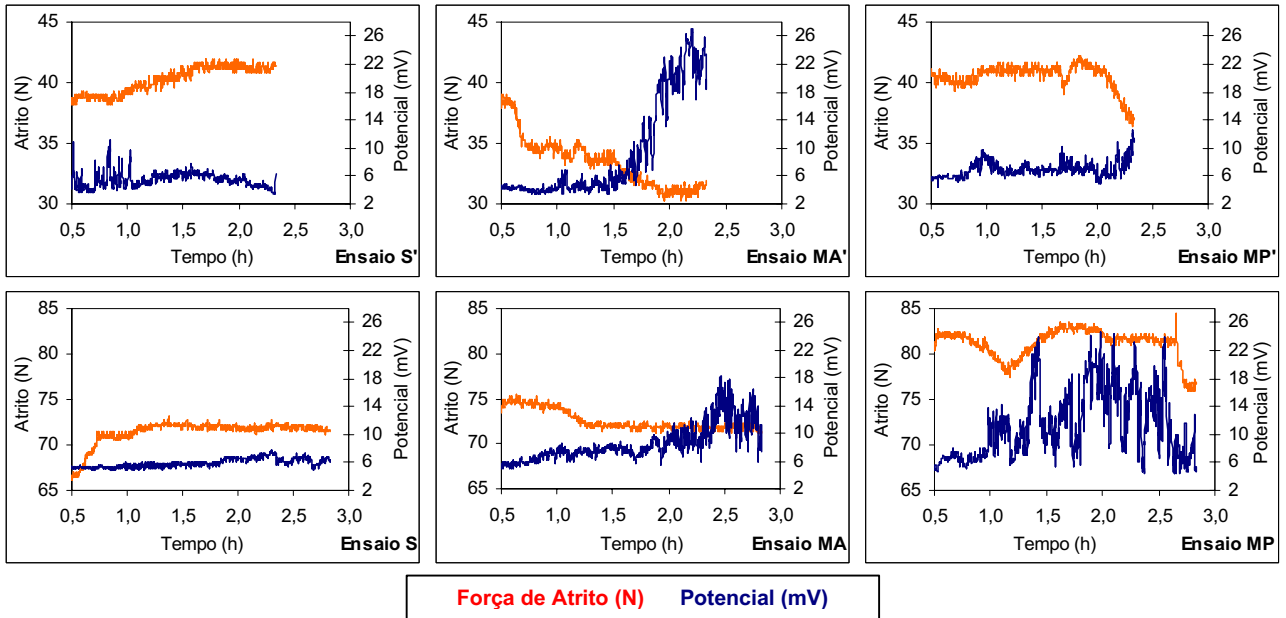


Figura (4): Comportamento da força de atrito e do potencial de contato ao longo dos ensaios.

A Figura (5) mostra as fotos obtidas por microscopia óptica da superfície desgastada das placas de ferro fundido, na região central da trilha, com ampliação de 500x. Os riscos horizontais indicam a direção do deslizamento.

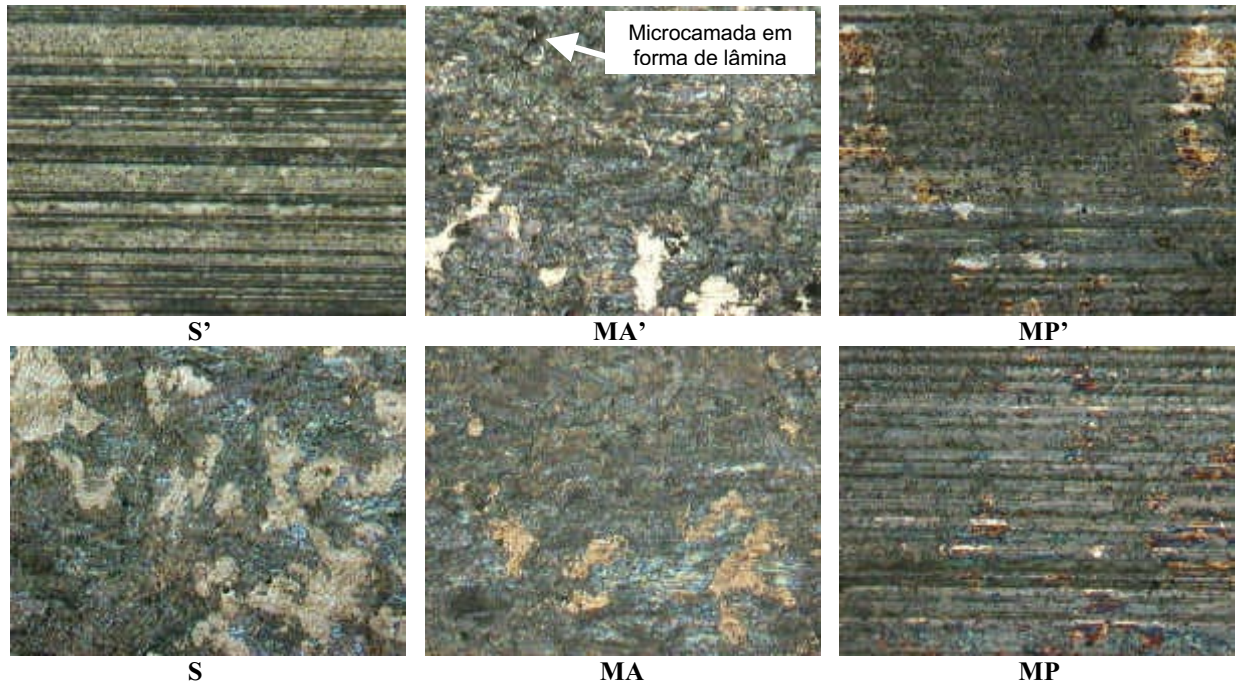


Figura (5): Superfície da região central da trilha das placas ensaiadas, observadas por microscópio óptico (aumento 500x).

Na Figura (5), notam-se regiões com riscos nítidos e acentuados na direção do deslizamento sobre as superfícies das placas obtidas dos ensaios S', MP' e MP; em particular, é possível observar que as regiões são mais escuras nas

superfícies resultantes dos ensaios MP' e MP. Já nas superfícies resultantes dos ensaios S, MA' e MA há ausência de riscos, e é possível visualizar a ocorrência de um ataque químico sobre a superfície, que revelou regiões claras com contornos distintos. Nessas superfícies, é possível também notar uma pequena presença de microcamadas em forma de lâminas, denotando a ocorrência de uma microdeformação plástica superficial.

Em termos de comparativos entre superfícies ensaiadas com o mesmo óleo e cargas diferentes, nota-se uma acentuada diferença nas superfícies nos ensaios S' e S, indicando que os fenômenos atuantes no contato nos ensaios com o óleo sintético são sensíveis à carga aplicada.

A Figura (6) mostra as quantidades em p.p.m. das partículas de ferro encontradas nos óleos analisados por espectrometria de emissão óptica após os ensaios de deslizamento.

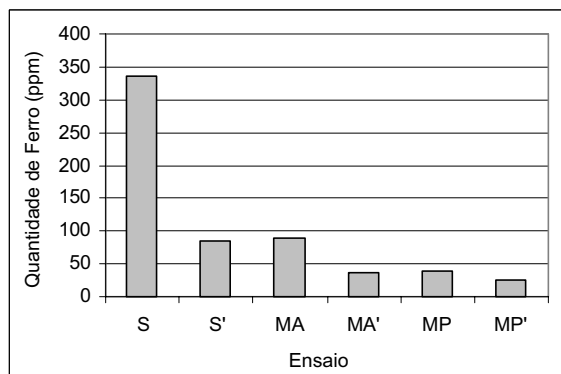


Figura (6): Quantidade de partículas de ferro obtida por espectrometria óptica dos óleos.

Da Figura (6), nota-se que a quantidade de ferro detectada no óleo do ensaio S foi visivelmente maior. Considerando que não foram observadas variações sensíveis no desgaste do pino obtido por balança analítica com resolução de 0,0001 g, infere-se que as partículas de ferro presentes nos óleos foram produzidas predominantemente pela placa. É importante ressaltar que tal técnica não é hábil para detectar partículas grandes, tipicamente maiores que 10 µm (vide site <http://www.noria.com/Learn/ler14.html>).

Para uma caracterização complementar do desgaste resultante na superfície da placa, a profundidade do sulco formado foi obtida com um rugosímetro. A Figura (7) mostra um esquema da placa com as posições tomadas para medição da profundidade.

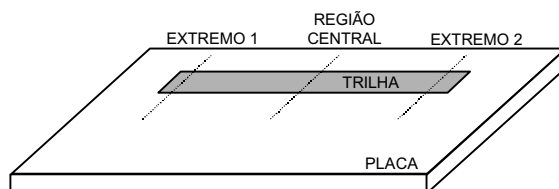


Figura (7): Esquema da placa com as indicações das posições tomadas para medição da profundidade do sulco.

Tomando-se os valores médios com base em três medições do sulco, foi possível notar que, de uma maneira geral, o desgaste foi mais acentuado na região central da trilha. Isso se mostrou mais evidente nos ensaios sob maior carga. A Figura (8) mostra resultados das profundidades obtidas para a região central.

Comparando-se os resultados dos ensaios com as diferentes cargas aplicadas, nota-se pela Fig. (8) que o desgaste da placa aumenta com o aumento da carga, em uma maior proporção para o óleo mineral puro, seguido pelo óleo mineral aditivado. Para o óleo sintético o aumento do desgaste foi visualmente menor.

Comparando-se os ensaios com carregamento de 350 N, o desgaste da placa foi maior no ensaio S' e mínimo no ensaio MA'.

Por outro lado, nos ensaios com 700 N, o desgaste da placa foi acentuado no ensaio MP, comparado aos ensaios S e MA. Entretanto, a espectrometria dos óleos ensaiados revelou que a quantidade de ferro foi menor no ensaio MP (vide Fig. (6)), do que constata-se que o sulco acentuado na placa foi formado por destacamento de outras partículas além das detectadas na análise do óleo, ou seja, por destacamento de partículas maiores que 10 µm. Com esse fato, conclui-se que o regime de desgaste no ensaio MP foi predominantemente severo.

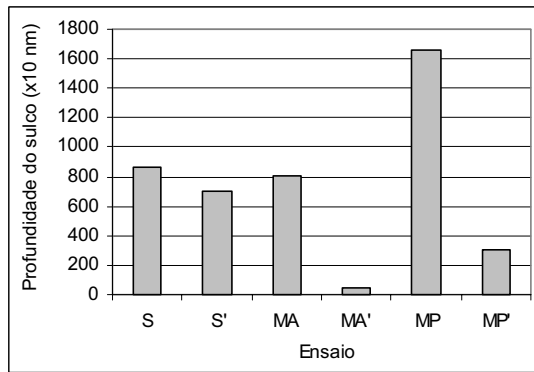


Figura (8): Resultados de desgaste da placa medidos com base nas alturas dos sulcos obtidos dos perfis transversais da região central da trilha formada na placa.

A Tabela (2) mostra os valores do TAN (“Total Acid Number”) dos óleos utilizados antes e após os ensaios de deslizamento. O valor do TAN fornece uma indicação da concentração de ácidos na substância analisada (<http://www.noria.com/Learn/ler13.html>). Sabe-se que o óleo lubrificante pode apresentar um caráter ácido devido à existência de aditivos protetores contra o desgaste. Os óleos sintético e mineral aditivado utilizados nos ensaios contêm teores significativos de fósforo, que é um elemento comumente utilizado como aditivo ao óleo. A acidez diminuiria à medida que os aditivos fossem consumidos no deslizamento. Pode ser visto na Tab. (2) que o valor do TAN do óleo mineral puro é menor, comparado aos demais óleos.

Tabela (2): Valores do TAN (mg/KOH/g) dos óleos utilizados nos ensaios.

NOVO	Sintético		Min. aditivado		Min. puro	
	TAN	0,88		0,50		0,08
ENSAIADO	S	S'	MA	MA'	MP	MP'
	TAN	0,53	0,85	0,31	0,40	0,09

Nota-se que os óleos cujos valores do TAN diminuíram significativamente após os ensaios corresponderam às superfícies resultantes dos ensaios S, MA' e MA, mostradas na Fig. (5) e nas quais foi identificada a ocorrência de um ataque químico.

O óleo mineral aditivado e o sintético possuíam uma reserva ácida, que foi em termos percentuais igualmente consumida nos respectivos ensaios a 700 N. Essa observação levaria à constatação de que houve um consumo de aditivos para a formação de um filme protetor na superfície em ambos os casos. Porém, havendo formação de filmes protetores, os mesmos são de naturezas diferentes, visto que o desgaste na placa foi similar porém a quantidade de partículas de ferro (menores que o limite de detecção de 10 µm) detectada no óleo sintético foi maior. Nessa carga, o atrito no ensaio MA foi ligeiramente menor, o que confirma que as interfaces formadas durante o deslizamento possuíam uma natureza diferenciada entre si.

Por outro lado, nos ensaios a 350 N, o consumo da reserva ácida dos óleos dos ensaios S' e MA' foi menor. Esse fato indica que, havendo formação de filmes protetores, o consumo de aditivos para a formação dos mesmos foi menor nessa carga. O consumo foi praticamente nulo no ensaio S', no qual detectou-se a maior quantidade de partículas de ferro e o maior desgaste na placa, este até mesmo maior que no ensaio MP'. Já no ensaio MA', a interface formada durante o deslizamento proporcionou menor desgaste e menor atrito.

Nos ensaios MP e MP', a reserva ácida se manteve praticamente inalterada. Ressalta-se que, nesse caso, o desgaste da placa foi acentuado, principalmente no ensaio MP, no qual, como mencionado anteriormente, houve evidências de regime de desgaste severo.

Comparando-se os resultados entre os ensaios S e S', bem como entre MA e MA', notam-se diferenças no consumo da reserva ácida. Entre os ensaios S e S', o desgaste da placa foi similar, porém as superfícies apresentaram morfologia diferente. Esse fato indica a ocorrência de diferentes mecanismos de interação na interface, dependendo da carga aplicada. Já com os ensaios MA e MA', o desgaste da placa foi maior com a maior carga e as superfícies tiveram morfologia semelhante. Esse fato indica que os mecanismos de interação na interface são similares e não dependeram da carga aplicada.

É importante salientar que são necessários maiores estudos considerando as ligações químicas entre elementos do óleo e elementos das superfícies para um melhor entendimento das influências sobre o filme existente na interface entre as amostras durante o deslizamento.

Ressalta-se também que estudos adicionais precisam ser realizados para a comprovação da formação de tais filmes e caracterização dos mesmos nas superfícies ensaiadas.

4. Considerações finais

O arranjo experimental utilizado permitiu verificar diferenças de desempenho entre os ensaios com os três óleos lubrificantes utilizados. Preliminarmente, tem-se os seguintes resultados, que devem ser fundamentados em trabalhos posteriores:

As pressões calculadas mostraram que os dois carregamentos, de 350 N e de 700 N, utilizados nos ensaios, permitiram o estabelecimento de pressões de contato entre asperezas bem como pressões hidrodinâmicas na interface entre as amostras. Com essa condição na interface, é possível haver a ocorrência de formação de filmes protetores durante o deslizamento com óleos aditivados.

O potencial de contato, monitorado ao longo dos ensaios, mostrou um comportamento diferente em função do óleo utilizado no ensaio. No caso do óleo mineral (aditivado e puro) nos ensaios com a menor carga de 350 N, foi possível notar que as variações no potencial corresponderam às variações no atrito, onde as maiores amplitudes do potencial foram relativas a um menor atrito. Essa correspondência não foi observada nos demais ensaios. Uma explicação é que potencial de contato elétrico pode conter informações da interface combinadas, com influências de diferentes naturezas que dependeram do tipo de óleo. Entre tais influências, tem-se o comportamento da espessura do filme de lubrificante no contato elastohidrodinâmico, combinado ao comportamento dos filmes formados por adsorção de elementos do óleo sobre a superfície sólida no caso dos óleos aditivados, ou filmes de óxido no caso do óleo mineral puro.

Quanto ao atrito, os valores médios da força e do coeficiente de atrito foram próximos entre os ensaios com os três óleos, sendo ligeiramente menor para o ensaio com óleo mineral aditivado. A diferença foi mais visível nos ensaios com a menor carga de 350 N. O monitoramento do atrito ao longo dos ensaios mostrou diferenças de comportamento entre os ensaios com os três óleos, sendo mais instável no ensaio com óleo mineral puro.

Os resultados do desgaste medido pela profundidade do sulco na placa mostraram que com a menor carga, o maior desgaste ocorreu no ensaio com o óleo sintético, seguido do óleo mineral puro, e sendo mínimo com o mineral aditivado. Já com a maior carga, o maior desgaste ocorreu no ensaio com o óleo mineral puro e com os demais óleos o desgaste foi menor e similar entre os mesmos. Além disso, foi observado que o óleo utilizado no ensaio influencia a dependência do desgaste com a carga. O desgaste aumentou em função da carga para os três óleos; porém, com o óleo sintético, o desgaste foi similar e relativamente acentuado nos ensaios com as duas cargas.

Na análise espectrométrica dos óleos, a quantidade de partículas de ferro detectada no óleo mineral puro foi a menor, seguido do óleo mineral aditivado; o óleo sintético apresentou uma quantidade de ferro significativamente maior. Essa seqüência ocorreu nas duas cargas de ensaio.

Com as caracterizações do desgaste, obtidas da medição do desgaste dimensional da placa e da análise espectrométrica do óleo, foi possível constatar que, dependendo do óleo utilizado, o deslizamento ocorre em um regime de deslizamento mais severo ou mais moderado, que, no caso, corresponderam ao ensaio com óleo mineral puro com a maior carga e ao ensaio com óleo mineral aditivado com a menor carga, respectivamente.

Contrastando-se as observações da superfície de desgaste com os resultados de TAN dos óleos ensaiados, presume-se que tenha ocorrido a formação de filmes protetores nas superfícies ensaiadas com os óleos aditivados, porém maiores investigações são necessárias para a confirmação.

5. Agradecimentos

Os autores agradecem ao Eng. Tarcísio D'Aquino Baroni, da Tribolab, pelas análises dos óleos e pelo auxílio na discussão dos resultados, ao Eng. Marcello Atílio Gracia, da Hilub, pelo fornecimento das amostras de óleo e também pelo auxílio na discussão dos resultados, à Cofap (atual Mahle), pelo fornecimento dos pinos e das placas e à Fapesp, pelo financiamento através do processo n. 97/12753-9.

6. Referências

- Cavacanti, M. Aplicação de lubrificantes especiais para indústria. 5º Fórum de Lubrificantes e Lubrificação Industrial (Astrein); Instituto de Engenharia - SP, 10-11 de Agosto de 2000 (em Apostila)
- Hutchings, I.M. Tribology: friction and wear of engineering materials. Edward Arnold, Great Britain, 1992
- Moura, C.R.S.; Carreteiro, R.P. Lubrificantes e Lubrificação. Livros Técnicos e Científicos, 446p., 1978
- Persson, B.N.J. Sliding friction – Physical principles and application. Nanoscience and Technology, 462p., 1998
- Shumacher, R.; Zinke, H. Tribofragmentation and antiwear behavior of isogeometric phosphorus compounds. Tribology International, n. 30 v. 3, p.199-208, 1997
- Schumacher, R.; Zinke, H.; Landolt, D.; Mathieu, H.J. Improvement of lubrication breakdown behaviour of isogeometrical phosphorus compounds by antioxidants. Wear, v.146, n.1, p.25-35, 1991
- So, H.; Lin, Y.C.; Huang, G.G.S.; Chang, T.S.T. Antiwear mechanism of zinc dialkyl dithiophosphates added to a paraffinic oil in the boundary lubrication condition. Wear, v.166, n.1, p.17-26, 1993
- Tabor, D. Friction mechanisms, effect of lubricants. In: Neale, M.J., Tribology Handbook, Butterworths, London, 1973
- Tomanik, A.E. Modelamento do desgaste por deslizamento em anéis de pistão de motores de combustão interna. Tese de Doutorado, Universidade de São Paulo, Escola Politécnica,, 198p., 2000
- Consulta a páginas da internet:

<http://www.synthetic-lubes.com/why.htm> (consultado em março/2001)

<http://www.noria.com/Learn/ler14.html> (consultado em março/2001)

<http://www.noria.com/Learn/ler13.html> (consultado em março/2001)

Tribological performance in reciprocating sliding tests with different lubricants

Marcia Marie Maru

mymaruru@usp.br

Amilton Sinatora

sinatora@usp.br

Polytechnic School of the University of São Paulo, Mechanical Engineering Department
Av. Prof. Mello Moraes 2231 CEP 05508-900 Sao Paulo SP-Brazil

Abstract: *It is known that the wear in lubricated systems is about 1000 to 10000 times lower than in dry systems, depending on the lubrication regime. This fact evidences the lubricant importance on the tribological behavior of lubricated systems. Under hydrodynamic regime, the friction depends basically on the lubricant viscosity. On the other hand, in elastohydrodynamic regime and, mainly in boundary regime, the chemical nature of the lubricant becomes the most important characteristic for the friction and, consequently, for the wear. This work aims to describe the tribological results of lubricated sliding tests with three lubricant oils, pure paraffinic mineral, paraffinic mineral with additives and synthetic. Reciprocating pin-on-plate tests were run under 350 N and 700 N normal loads, 2 Hz plate oscillation frequency and 100 °C oil temperature. The results were evaluated through microscopic analyses of the worn surfaces, plate worn profile characterizations, oil spectrometric analyses and TAN measurements. The friction force and the contact potential were both monitored along the sliding tests. The performed analyses have shown tribological differences among the tests with the three oils.*

Key words: lubrication, lubricant, tribology, reciprocating, pin-on-plate

MODIFICAÇÕES SUPERFICIAIS NA USINAGEM POR ABRASÃO DE FLUORETO DE LÍTIO

Henara Lillian Costa

Universidade Federal de Uberlândia, Faculdade de Engenharia Mecânica, Campus Santa Mônica, Bloco 1R, CEP 38400-902, Uberlândia, MG, Brasil.
e-mail: ltm-henara@ufu.br

Wagner de Rossi

Instituto de Pesquisas Energéticas - IPEN, Centro de Lasers e Aplicações – CLA, Cidade Universitária "Armando Salles de Oliveira", Travessa R 400, CEP 05508-900, CP 11049, São Paulo, SP, Brasil
e-mail: wderossi@baitaca.ipen.br

Sônia Licia Baldochi

Instituto de Pesquisas Energéticas - IPEN, Centro de Lasers e Aplicações – CLA, Cidade Universitária "Armando Salles de Oliveira", Travessa R 400, CEP 05508-900, CP 11049, São Paulo, SP, Brasil
e-mail: wderossi@baitaca.ipen.br

Alberto Arnaldo Raslan

Universidade Federal de Uberlândia, Faculdade de Engenharia Mecânica, Campus Santa Mônica, Bloco 1R, CEP 38400-902, Uberlândia, MG, Brasil.
e-mail: ltm-raslan@ufu.br

Resumo. O objetivo deste trabalho foi avaliar o potencial da técnica de usinagem por abrasão ultrassônica no processamento mecânico de monocristais de fluoreto de lítio (LiF). Um bloco monocristalino de LiF foi cortado em lâminas usando-se disco de corte diamantado. As lâminas produzidas foram submetidas a processo de usinagem por abrasão ultrassônica. Foi usada uma ferramenta de geometria tubular, fabricada com aço inoxidável austenítico. A mistura abrasiva foi feita com carboneto de silício de granulometria 1000 mesh diluído em água. Foram obtidas amostras de geometria cilíndrica, sem a ocorrência de clivagem. O acabamento superficial foi avaliado com medidas de rugosidade e comparado com resultados obtidos em amostras cortadas com disco diamantado. O corte com disco produziu uma superfície com melhor acabamento que a usinada por abrasão ultrassônica. A microscopia eletrônica de varredura foi usada na avaliação da integridade superficial e mecanismos de desgaste atuantes. O mecanismo de desgaste predominante foi o micro-lascamento. Com a viabilidade do uso da técnica de usinagem por abrasão ultrassônica no processamento mecânico do LiF, abre-se a perspectiva de utilizá-la na obtenção de componentes com diferentes geometrias e com boa qualidade superficial.

Palavras chave: Fluoreto de lítio, Usinagem por abrasão ultrassônica, qualidade superficial

1. Introdução

A técnica de usinagem por abrasão ultrassônica (USM), desenvolvida inicialmente por Wood e Loomis (1927), é especialmente adequada ao processamento mecânico de materiais duros e frágeis (Snoeys, 1986), onde os processos tradicionais de usinagem não são aplicáveis. A principal vantagem sobre os outros processos é a preservação da integridade do material usinado (Sheppard, 1987).

Apesar de o número de parâmetros intervenientes no processo ser grande e diversificado, o processo básico de usinagem por abrasão ultrassônica encontra-se bem descrito na literatura [Markov, 1966]. Os equipamentos modernos de usinagem permitem que seja feito um controle automático da maioria destes parâmetros (Raslan e de Mello, 1996).

Entre os diferentes materiais usináveis por abrasão ultrassônica, tais como o vidro, quartzo, silício, cerâmicas, etc., o fluoreto de Lítio (LiF) possui as características que recomendam o emprego da técnica no seu processamento mecânico (Wei, Yu and Lee, 1996).

A pesquisa no campo dos monocristais, principalmente do LiF (fluoreto de lítio) deve-se fundamentalmente às suas propriedades ópticas cada vez mais aprimoradas e exploradas nas indústrias. O fluoreto de lítio é empregado na indústria óptica na fabricação de prismas, lentes, filtros e sensores, apresentando como principais vantagens sua larga faixa de transparência no espectro eletromagnético, além de possuir a maior taxa de transmissão de raios UV entre os materiais utilizados para este fim (Baldochi et al., 1994).

Algumas propriedades representativas do LiF são apresentadas na Tab. (1). Pode-se observar que trata-se de um material de dureza representativa (Dureza Knoop = 102 kg/mm²), não condutor de energia elétrica e de fragilidade elevada, o que dificulta sua usinabilidade, restringindo a conformação de geometrias complexas somadas a bom acabamento superficial.

O IPEN – Instituto de Pesquisas Energéticas e Nucleares vem trabalhando nos últimos anos na fabricação de componentes óticos à base de fluoreto de Lítio. Estes componentes são obtidos de blocos monocristalinos sintéticos. Assim, o processamento mecânico de blocos de LiF encontra dupla aplicabilidade: na obtenção de sementes para produção de blocos e na fabricação de componentes óticos.

Tabela 1- Propriedades características do fluoreto de lítio.

Fórmula química	LiF
Arranjo cristalino	Cúbico
Parâmetro de rede, Å	4,03
Peso molecular	25,94
Densidade, g/cm ³ , (20 °C)	2,6
Perda de reflexão, % p/ 2 superf. a 4 µm	4,4
Constante dielétrica, p/ 102-1010 Hz a 298 K	9,0
Temperatura de fusão, K	1140,0
Condutividade térmica, W/(mK) a 314 K	11,3
Expansão térmica, 1/K a 300K	34.4 x 10 ⁻⁶
Calor específico cal/(gK) a 283 K	0,37
Temperatura Debye , K	732,0
Solubilidade, g/100 g H ₂ O a 291 K	13,6
Dureza Knoop, kgf/mm ²	100,0
Módulo de Young, GPa	64,77
Módulo de Cisalhamento, GPa	55,12
Módulo de Ruptura, GPa	137,8

Em ambos os casos, um dos métodos de fabricação empregados é o processamento mecânico através de métodos convencionais de usinagem. O emprego da trepanação permite a obtenção de peças cilíndricas. Contudo, a alta fragilidade e a facilidade com que o LiF cliva provocam um alto índice de fraturas, o que onera os custos de fabricação. O uso de discos de corte diamantados não causa problemas de fratura, mas as geometrias ficam limitadas a prismas. A qualidade superficial obtida é satisfatória, mas a integridade pode ficar comprometida pela formação de microtrincas durante o corte. A usinagem por abrasão ultrassônica introduz algumas vantagens importantes, como a possibilidade de se obter peças de qualquer geometria, a preservação da integridade superficial e a minimização dos riscos de ocorrência de fraturas (Guzzo, Raslan e de Mello, 1999, Guzzo et al., 2000).

Neste trabalho, o objetivo foi o de obter amostras cilíndricas de LiF com o uso da técnica de usinagem por abrasão ultrassônica. Além disso, procurou-se comparar os resultados obtidos por esta técnica com resultados obtidos por corte convencional com disco diamantado no que diz respeito ao acabamento superficial e à integridade superficial.

2. Metodologia

A partir de um bloco de LiF com seção quadrada de aproximadamente 20 mm por 20 mm e 50 mm de comprimento, foram extraídas lâminas com cerca de 7 mm de espessura. O corte foi feito usando-se uma serra de disco diamantado (SD). Uma lâmina de vidro sodo-cálcico, com 4mm de espessura, foi usada como material de referência.

As usinagens por abrasão ultrassônica foram realizadas em um equipamento Sonic-Mill com potência de 20 KHz. A amplitude de vibração escolhida foi a mínima fornecida pelo aparelho. A carga estática aplicada sobre o sonotrodo foi de 25 N. Uma ferramenta de aço inoxidável austenítico foi fabricada por processo convencional de torneamento. Ela possuía uma geometria tubular, conforme mostra a Fig. (1) com um diâmetro aproximado de 10 mm e uma parede com 1 mm de espessura. A escolha do aço inoxidável austenítico como material para fabricação da ferramenta deveu-se à sua alta resistência ao desgaste abrasivo em relação a outros materiais normalmente empregados, como os aços-carbono e latão (Pratt et al., 2000). A ferramenta foi conectada a um sonotrodo cônico de Titânio com diâmetro de 25,4 mm.

A escolha dos parâmetros de usinagem por abrasão ultrassônica foi no sentido de criar as melhores condições para obter-se bom acabamento superficial e preservação da integridade do material. Por essas razões, foram selecionados uma amplitude mínima de vibração, uma baixa carga estática aplicada ao sonotrodo, um abrasivo fino, uma máxima concentração de abrasivo no fluido e um fluxo máximo, além de reciclagem de mistura na interface ferramenta/amostra a cada 50 µm usinados (Guzzo et al., 2000).

O abrasivo utilizado foi o carbetto de Silício (SiC), com tamanho médio de grão abrasivo de 6 µm (1.000 mesh). Entre os abrasivos normalmente empregados, carbetto de silício (SiC) e carbetto de Boro (B₄C), o SiC foi escolhido por sua disponibilidade no mercado brasileiro e baixo custo em relação ao B₄C. A desvantagem é que o SiC degrada mais rapidamente do que o B₄C.

A mistura abrasiva, usando água como diluidor, tinha a proporção 1:2,5 (abrasivo: água), em volume. A velocidade de corte (vc) foi determinada medindo-se, com cronômetro digital, o tempo despendido para usinar 50 µm de profundidade, em diferentes estágios da usinagem. A profundidade era medida com relógio comparador.

As rugosidades das superfícies usinadas foram medidas através de um perfilômetro a laser UBM. Este equipamento permite uma avaliação tridimensional (3D) da topografia da superfície a ser analisada. A caracterização topográfica das superfícies foi feita com base em alguns parâmetros tridimensionais de rugosidade: rugosidade aritmética média (Sa), rugosidade quadrática média (Sq), kurtosis (Sk) e skewness (Ssk). Como ferramenta auxiliar de análise, utilizou-se a

microscopia eletrônica de varredura (MEV). A análise por MEV também foi usada na caracterização dos micromecanismos de desgaste atuantes e na avaliação da integridade superficial.

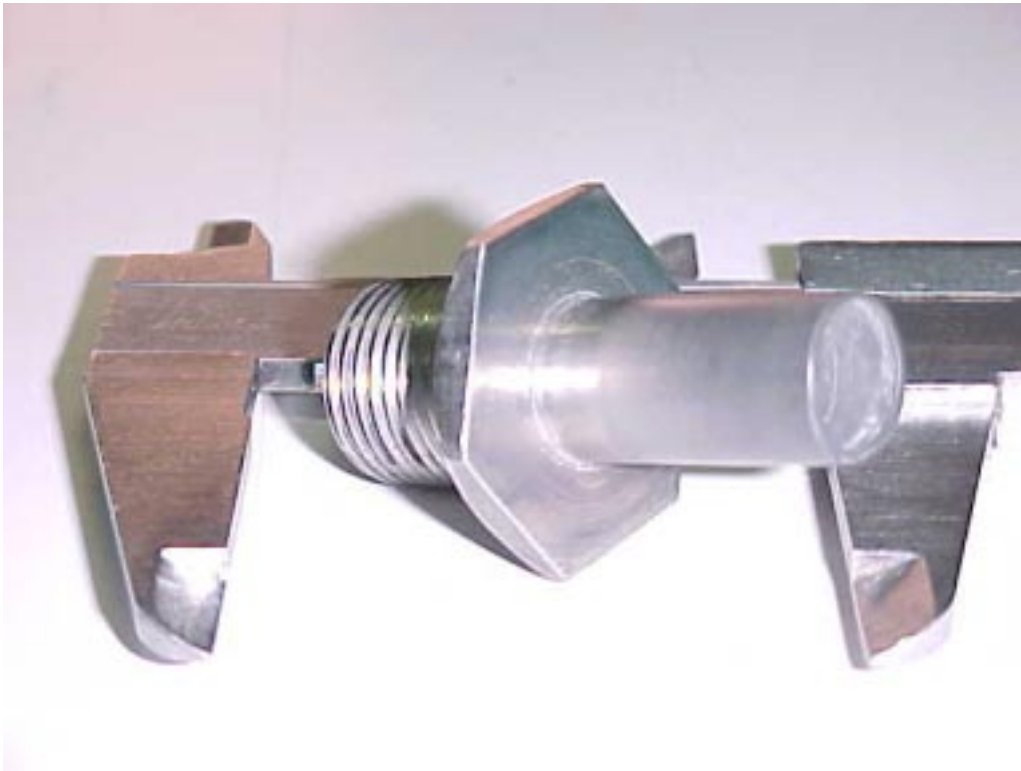


Figura 1 – Ferramenta de usinagem.

3. Resultados e discussão

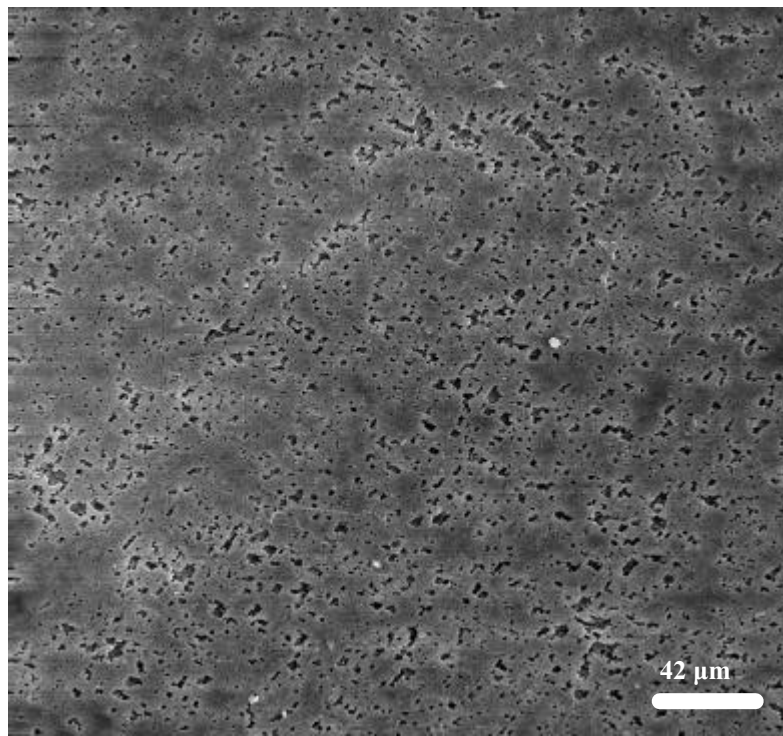
Com a escolha adequada dos parâmetros de usinagem, foi possível obter amostras cilíndricas de LiF, a partir de uma lâmina. Não houve ocorrência de clivagem. Isso indica a possibilidade de se obter amostras com geometrias diferentes da habitualmente produzida por trepanação (cilíndricas) ou corte com disco diamantado (prismas).

Os resultados obtidos para a velocidade de corte (v_c) no vidro e no LiF usinados por abrasão ultrassonora, além dos parâmetros relacionados à topografia de superfície correspondentes (S_a , S_q , S_k e S_{sk}), são mostrados na Tab. (2). Observa-se que a velocidade de corte no LiF é bastante superior à velocidade de corte no vidro. Os parâmetros de topografia de superfície indicam uma perda de qualidade na amostra usinada por abrasão ultrassonora em relação à amostra cortada com disco diamantado, já que os valores de rugosidade aritmética média (S_a) e de rugosidade quadrática média (S_q) foram bastante inferiores para o corte com disco. Porém, todos os processos utilizados para a usinagem do LiF produziram superfícies bastante simétricas em relação à linha média o que pode ser verificado pelos valores de skewness (S_{sk}) próximos de 0 tanto para a usinagem por abrasão quanto para a usinagem por corte diamantado. Os valores de kurtosis não variaram muito em função do processo de fabricação utilizado. Além disso, estes valores estiveram próximos de 3, que corresponde ao valor de kurtosis típico para uma superfície gaussiana, ou seja, uma superfície com uma distribuição normal de alturas topográficas. Valores de kurtosis superiores a 3 indicam uma superfície com uma distribuição de alturas centralmente distribuída e valores inferiores a 3 indicam uma distribuição de alturas bastante “espalhada” (Dong et al., 1994).

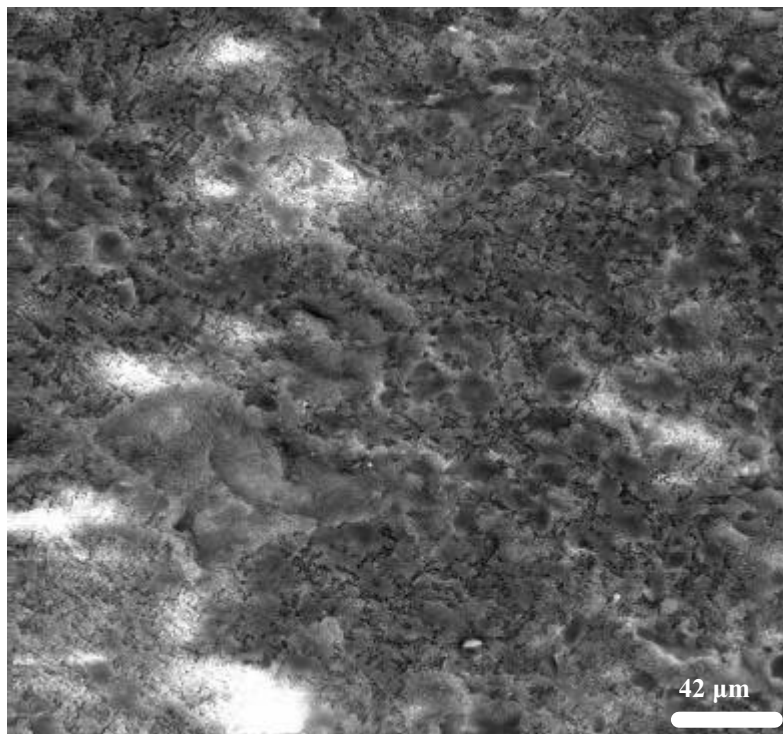
Tabela 2 – Resultados obtidos para velocidade de corte (v_c) e topografia de superfície (S_a , S_q , S_k e S_{sk}) de vidro e LiF, usinados por abrasão ultrassonora (USM) e cortados com serra diamantada (SD).

Material	v_c , $\mu\text{m/s}$	S_a , μm	S_k	S_{sk}	S_q
Vidro	$5,8 \pm 0,4$	1,14	4,11	-0,45	1,47
LiF (USM)	$10,9 \pm 2,2$	0,91	3,76	-0,16	1,17
LiF (SD)	-xx-	0,29	4,01	0,17	0,37

Os resultados da análise complementar feita no MEV na superfície usinada e cortada do LiF são mostrados na Fig. (2). Observa-se um acabamento superficial superior da amostra cortada com disco diamantado em relação à amostra usinada por abrasão ultrassonora.



(a)



(b)

Figura 2 – Aspecto das superfícies usinadas de LiF: (a) - SD; (b) - USM.

Apesar de a qualidade do acabamento superficial obtida na usinagem por abrasão ultrassonora ser inferior em relação ao corte com disco diamantado, não se pode dizer que a qualidade como um todo é inferior. Normalmente, a usinagem por abrasão ultrassonora permite a obtenção de superfícies com uma melhor preservação da integridade (Guzzo et al., 2000).

O fluoreto de Lítio é usinado com maior facilidade (maior velocidade) do que o vidro, em função da sua maior fragilidade. Isso facilita a atuação de mecanismos de desgaste por microlascamento, aumentando a taxa de remoção de matéria.

Um dos meios de avaliação da qualidade de amostras obtidas por diferentes processos mecânicos de usinagem, seria o uso dessas peças em situações reais, como no crescimento de cristais e emprego como componentes de instrumentos óticos (Lasers).

5. Conclusões

Com o emprego da técnica de usinagem por abrasão ultrassonora, foi possível obter amostras cilíndricas a partir de uma lâmina de fluoreto de Lítio.

Não foi observada a ocorrência de clivagem, mas o acabamento superficial foi inferior ao de um prisma obtido por corte com serra de diamante.

Por ser mais frágil do que o vidro, o LiF é usinado com maior velocidade. O mecanismo de desgaste atuante foi o microlascamento.

6. Agradecimentos

Os autores agradecem ao aluno Eduardo Boccoardo pelo auxílio técnico na realização dos ensaios e ao CNPq e ao RECOPE/FINEP pelo suporte financeiro dado ao desenvolvimento deste trabalho.

7. Referências bibliográficas:

- Baldochi, S.L. et al., 1994, "Study of the Crystalline Quality of Czochralski Grown Barium Lithium Fluoride Single Crystals", *Materials Research Bulletin*, Vol. 29, pp. 1321-1331.
- Dong, W.P. et al., 1994, "Comprehensive Study of Parameters for Characterising Three-Dimensional Surface Topography III: Parameters for Characterising Amplitude na Some Functional Properties", *Wear*, Vol. 178, pp. 29-43.
- Guzzo, P.L. et al., 2000, "Characterization of Synthetic Quartz Crystals Grown from Cylindrical Seeds Produced by Ultrasonic Machining", *Proceedings of the 1st. Arian Conference on Crystal Growth and Crystal Technology*, Sendai, Japan.
- Guzzo, P.L., Raslan, A.A e De Mello, J.D.B., 1999, "Relationship Between Quartz Crystal Orientation and the Surface Quality Obtained by Ultrasonic Machining", *Proceedings of the Joint Meeting of the European Frequency and Time Forum and The IEEE International Frequency Control Symposium*, Besançon, France, Vol. 2, pp. 792-795.
- Markov, A.I., 1966, "Ultrasonic Machining of Intractable Materials", *Illife Books*, 1966.
- Pratt, S., Costa, H.L. e Raslan, A.A., 2000, "Desgaste de Ferramentas de Aço ABNT 1045 usadas na Usinagem por Abrasão Ultrassonora", *Máquinas e Metais*, n. 41, pp. 94-104.
- Raslan, A.A. e De Mello, J.D.B., 1996, "Usinagem por Abrasão Ultrassonora: Princípios e Potencialidades", *Anais do 12º CBECIMAT*, Águas de Lindóia, SP, Brasil, pp. 461-464.
- RASLAN, A.A. e DE MELLO, J.D.B., 1997, "Usinagem do Quartzo por Processos Mecânicos", *Anais do II Congresso Internacional de Tecnologia Metalúrgica e de Materiais/ABM*, São Paulo, SP, Brasil, disponível em CD.
- Sheppard, L.H., 1987, "Machining of Advanced Ceramics", *Advanced Mat. And Process*, Vol. 12, pp. 40-48.
- Snoeys, R., 1986, "Advances in Non-Traditional Machining", *ASME*, pp. 1-20.
- Wei, M., Yu, C.C., Lee, S., 1996, "Mechanical Healing of Lithium Fluoride Single Crystals at Elevated Temperatures", *Physica Status Solidi (A) Applied Research*, Vol. 153, pp. 77-92.
- Wood, R.W. and Loomis, A.L., 1927, "The Physical and Biological Effects of High-Frequency – Waves of Great Intensity", *Philosophical Magazine*, Vol. 4, pp. 417-436.

SURFACE MODIFICATIONS IN ABRASION-MACHINED LITHIUM FLUORIDE (LiF)

Henara Lillian Costa

Federal University of Uberlândia, School of Mechanical Engineering, Campus Santa Mônica, Bloco 1R, Zip Code 38400-902, Uberlândia, MG, Brazil.

e-mail: ltm-henara@ufu.br

Wagner de Rossi

Institute of Energy Research - IPEN, Center of Lasers and Applications, Cidade Universitária "Armando Salles de Oliveira", Travessa R 400, Zip code 05508-900, PO Box 11049, São Paulo, SP, Brazil

e-mail: wderossi@baitaca.ipen.br

Sônia Licia Baldochi

Institute of Energy Research - IPEN, Center of Lasers and Applications, Cidade Universitária "Armando Salles de Oliveira", Travessa R 400, Zip code 05508-900, PO Box 11049, São Paulo, SP, Brazil

e-mail: wderossi@baitaca.ipen.br

Alberto Arnaldo Raslan

Federal University of Uberlândia, School of Mechanical Engineering, Campus Santa Mônica, Bloco 1R, Zip Code 38400-902, Uberlândia, MG, Brazil.

e-mail: ltm-raslan@ufu.br

Abstract. *The goal of this paper was to evaluate the potentiality of using ultrasonic abrasive machining (USM) to process Lithium Fluoride (LiF) single crystals. A single crystal LiF block was sawed with diamond-coated cutting wheels. The produced sheets were machined by USM, with tubular stainless-steel tools. The abrasive slurry consisted of 1000-mesh SiC abrasive particles mixed with water. Cylindrical samples were obtained without the occurrence of cleavage. Surface finishing was evaluated by three-dimensional (3D) topographic measurements and the results were compared to those obtained in the samples sawed with diamond-coated cutting wheels. The sawing process produced samples with better surface finishing. Scanning electronic microscopy (SEM) investigated surface integrity and wear mechanisms in the machined samples. The results evidenced the possibility of using USM to process LiF. This is important because it allows the obtaining of components with different geometries and good surface quality.*

Key-words. *Lithium Fluoride, Ultrasonic abrasive machining, Surface quality*

AVALIAÇÃO DA RESISTÊNCIA AO DESGASTE ABRASIVO DE AÇOS CARBONO NITRETADOS A PLASMA**Henara Lillian Costa**

Universidade Federal de Uberlândia, Faculdade de Engenharia Mecânica, Campus Santa Mônica, Bloco 1R, CEP 30400-901, Uberlândia, MG

e-mail: ltm-henara@ufu.br

Aloísio Nelmo Klein

Universidade Federal de Santa Catarina, LabMat, Campus Universitário Trindade, C.P. 476, CEP 88040-900, Florianópolis, SC

e-mail: klein@materiais.ufsc.br

José Daniel Biasoli de Mello

Universidade Federal de Uberlândia, Faculdade de Engenharia Mecânica, Campus Santa Mônica, Bloco 1R, CEP 30400-901, Uberlândia, MG

e-mail: ltm-demello@ufu.br

Resumo. No presente trabalho, foram nitretadas amostras de aço ABNT 1020 e ABNT 1045 nos estados temperado/revenido e de fornecimento. Os parâmetros da nitretação por plasma foram ajustados de modo a obter-se camadas de nitretos com fases predominantes distintas, ϵ ($Fe_{2,3}N$) e γ' (Fe_4N), que apresentam estruturas cristalinas e características diferentes. A avaliação abrasométrica local foi feita utilizando ensaios de esclerometria, nos quais mediu-se o atrito, a dureza ao risco e a energia específica para cada material ensaiado, além da carga crítica, determinada no momento do surgimento de micro trincas durante o riscamento. Na abordagem global, foi avaliada a configuração mecânica a três corpos. Foi feita uma comparação entre ensaios do tipo roda-de-borracha e ensaios em um novo abrasômetro a três corpos denominado Abrasômetro LTM. De uma forma geral, constatou-se a existência de desempenho diferenciado em desgaste abrasivo em função do substrato e da condição de nitretação. Nos ensaios esclerométricos, o aço ABNT 1045 temperado e revenido com camada nitretada formada predominantemente pela fase ϵ suportou a maior carga crítica sem apresentar micro trincas na camada superficial. Na avaliação global, o ensaio clássico roda-de-borracha não conseguiu avaliar satisfatoriamente a resistência ao desgaste. Nos ensaios com o Abrasômetro LTM, o aço ABNT 1045 temperado e revenido com camada nitretada formada predominantemente pela fase γ' apresentou o melhor comportamento, caracterizado por menores taxas de desgaste.

Palavras-chave: aços-carbono, nitretação por plasma, desgaste abrasivo, esclerometria, abrasometria

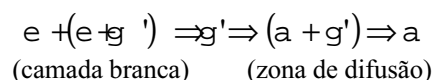
1. Introdução

O tratamento de nitretação por plasma é realizado em peças objetivando formar uma camada altamente resistente ao desgaste (Vendramin, 1990). Trata-se de um processo onde o plasma, formado com a mistura dos gases nitrogênio e hidrogênio e/ou também com os gases metano e argônio, serve como meio de transporte de Nitrogênio atômico para as superfícies de aços, ferros fundidos e ferros sinterizados. Suas principais vantagens em relação aos processos de nitretação convencionais são a formação de uma camada mais uniforme em toda a espessura, muito compacta e isenta de poros, além do fato da camada dura desenvolver-se mais rapidamente, com um melhor controle sobre a profundidade da mesma (Chiaverini, 1987).

A nitretação ocorre, sempre, a temperaturas abaixo de 590°C. A utilização de temperaturas de 500°C a 570°C resulta na formação de duas fases de nitrogênio combinado com o ferro (Vendramin, 1990):

- fase ϵ ($Fe_{2,3}N$), de estrutura hexagonal compacta, com quantidade de nitrogênio largamente variável. Essa fase é dura, possui baixo coeficiente de atrito e é passível de sofrer oxidação.
- Fase γ' (Fe_4N), de estrutura cúbica de face centrada, composição teórica de nitrogênio de 5,9%. Trata-se de uma fase dútil, com características anti-aderentes e elevada dureza.

A primeira camada formada na nitretação, denominada de camada de ligação ou camada branca, pode ser visualizada após adequada preparação metalográfica e ataque com reagente Nital. A cor branca resulta da não-reação com o reagente, o que evidencia a alta resistência a ataques químicos da camada branca. Além disso, o nitrogênio difunde-se para o interior do aço, formando uma segunda faixa, chamada zona de difusão, formando precipitados aciculares de Fe_4N . Após a zona de difusão, tem-se a região não alterada pelo processo de nitretação, na qual o ferro aparece sob a forma de ferrita (fase α , que constitui-se de uma solução sólida de ferro, com estrutura cúbica de corpo centrado). Desta forma, a camada nitretada apresentará a seguinte configuração, em termos de fases formadas:



Acredita-se que o conhecimento do desempenho de camadas nitretadas obtidas por nitretação a plasma em situações que envolvam desgaste abrasivo possa ampliar o seu campo de utilização. Porém, a maioria dos ensaios de

desgaste abrasivo são bastante severos (De Mello, 1989) e não permitem avaliar o comportamento de modificações superficiais de pequena espessura, como é o caso das camadas nitretadas.

No presente trabalho, pretende-se propor uma nova metodologia que permita estudar o comportamento em desgaste abrasivo de aços nitretados utilizando-se a abordagem global. Desta forma, pretende-se estudar o seu comportamento através de ensaios clássicos em um abrasômetro tipo roda-de-borracha (Zumpano et al., 1989) e também em um novo abrasômetro a três corpos proposto em outro trabalho (Costa e De Mello, 2001), conhecido por Abrasômetro LTM, comparando-se os dois métodos. Procurar-se-á verificar o desempenho de camadas nitretadas obtidas em diferentes condições frente ao desgaste abrasivo. Adicionalmente, pretende-se complementar o estudo do desgaste abrasivo destas amostras utilizando-se a abordagem local, através da técnica de esclerometria retilínea. Procurar-se-á, neste trabalho, verificar o efeito da carga aplicada, além de possíveis mudanças nos micromecanismos de desgaste atuantes.

2. Procedimento Experimental

Dois aços comerciais comuns (ABNT 1020 e ABNT 1045) foram utilizados no presente trabalho como substratos para a nitretação a plasma. O tratamento de nitretação por plasma foi realizado nestes materiais no seu estado de fornecimento. Além disso, para o aço ABNT 1045, a nitretação foi feita no estado temperado e revenido, de modo a ter-se, além de um substrato de maior dureza, uma microestrutura mais refinada e homogênea, favorecendo-se assim os mecanismos de difusão do nitrogênio.

O tratamento de nitretação foi realizado em um Reator projetado e construído no Laboratório de Materiais da Universidade Federal de Santa Catarina (LABMAT), com características e capacidade para tratamento em escala industrial. A nitretação foi realizada por plasma gerado por corrente pulsada.

As amostras foram sujeitas a ciclos distintos de nitretação a plasma, onde variou-se, essencialmente, a composição da atmosfera. A Tab. (1) mostra as variáveis operacionais utilizadas no processo. Nesta tabela, a terminologia **A** refere-se a tratamentos de nitretação realizados em condições nas quais esperava-se obter uma camada nitretada constituída predominantemente pela fase γ' e a terminologia **B** refere-se a tratamentos nos quais esperava-se uma camada constituída predominantemente pela fase ϵ . A verificação das fases presentes (por difratometria de raios-X) das camadas nitretadas foi realizada em trabalho prévio (Moreno et al., 1997) e confirmou a predominância de fase γ' para a atmosfera A e de fase ϵ para a atmosfera B.

Tabela 1 – Condições de nitretação e terminologia das amostras.

Condição	Atmosfera	Temperatura	Fluxo	Tempo	Pressão
A	25N ₂ +75H ₂	540°C	4 cm ³ /s	2h	3 torr.
B	75N ₂ +25H ₂	540°C	4 cm ³ /s	2h	3 torr.

Com relação aos tratamentos térmicos, as amostras que encontrarem-se no estado temperado e revenido terão, adicionadas à sua nomenclatura, as letras **TR**. Estes tratamentos foram realizados na Escola Técnica Tupy em Joinville/SC, utilizando-se o seguinte ciclo térmico:

- pré-aquecimento 450°C - 2h;
- austenitização 820°C - 10 min;
- resfriamento para têmpera em salmoura a 25°C;
- revenido 550°C - 1,5 h;
- dureza final : 29 HRC.

Para os ensaios esclerométricos e para os ensaios abrasométricos do tipo Roda-de-borracha, a obtenção das amostras foi feita por corte de chapas utilizando uma serra de corte diamantada de precisão (Meyer&Burger, modelo Tm3) e um Discotom (Struers). Para os ensaios no Abrasômetro LTM, a obtenção das amostras deu-se por eletro-erosão dos corpos-de-prova testados no ensaios com o abrasômetro roda-de-borracha, para garantir a não influência de variações relativas à produção do material.

Os valores de microdureza das camadas nitretadas foram determinados utilizando-se um microdurômetro Shimadzu 2000, com indentador Vickers e carga de 25 g. A espessura das camadas foi medida por microscopia ótica.

A rugosidade superficial das amostras, antes e após a nitretação, foi medida utilizando-se um Analisador de Superfície 3D (UBM MESSTECHNIK GmbH, modelo Microfocus Expert). Este equipamento faz medições em 2D e 3D, com resolução lateral de 1 μm e resolução vertical de 0,006 μm . Para avaliação das superfícies, foi utilizado um sensor táctil.

Durante a análise dos resultados de perda de massa relativos a cada amostra, levantou-se a hipótese de um possível desgaste da camada até sua total remoção com o decorrer do ensaio. Para verificá-la, amostras idênticas às anteriores foram ensaiadas com tempos crescentes de ensaio e, em seguida, suas seções longitudinais foram preparadas metalograficamente, com o intuito de acompanhar-se este possível desgaste. Para tanto, antes das amostras serem embutidas em baquelite, elas foram revestidas por uma lâmina de alumínio recozido, com o objetivo de proteger a camada nitretada, caracteristicamente dura e quebradiça, durante o corte, lixamento e polimento das amostras. O ataque das mesmas foi feito com Nital 2%.

Os ensaios esclerométricos foram realizados em um esclerômetro retilíneo projetado e construído no Laboratório de Tribologia e Materiais (LTM) da Universidade Federal de Uberlândia (UFU). Os riscos foram realizados com penetrador Vickers, ângulo de ataque de 22°, ângulo lateral de 0° e comprimento médio de 10 mm. Para efeito de análise de resultados, foram desprezados os 3 mm iniciais e finais. Foram utilizadas cinco diferentes cargas normais, sendo estas de 0,25 N; 0,5 N; 1,0 N; 2,0 N e 3,0 N, com velocidade de riscamento constante de 260 µm/s.

Para medição da largura média dos sulcos após ensaios, foi utilizado um sistema informatizado de análise de imagens. As forças normal, lateral e tangencial geradas durante os ensaios foram medidas pelo sistema de aquisição de dados do esclerômetro, cujo programa de aquisição e tratamento estatístico de dados fornece gráficos dessas forças em função do comprimento do ensaio. Os resultados apresentados representam as médias obtidas na análise de três riscos para cada uma das condições tribológicas apresentadas.

Para a análise abrasométrica global, foram realizados ensaios abrasométricos do tipo roda-de-borracha, por se tratar de um dos ensaios de desgaste abrasivo mais conhecido e utilizado atualmente. Adicionalmente, foram realizados ensaios com um novo abrasômetro chamado Abrasômetro LTM, desenvolvido no LTM/UFU (De Mello et al. 2000, Costa e De Mello 2001), com o objetivo de comparar-se os dois métodos. Os corpos-de-prova utilizados nos dois abrasômetros apresentam geometrias diferentes, específicas para cada abrasômetro. Para o roda-de-borracha, utiliza-se um corpo-de-prova de seção transversal retangular de grandes dimensões (25x55x10 mm), enquanto que no novo abrasômetro a 3 corpos utilizam-se corpos-de-prova reduzidos e de geometria cilíndrica. O tamanho das amostra cilíndricas (φ 8 x 10 mm) segue recomendações do equipamento.

A Tab. (2) resume as condições operacionais para os ensaios abrasométricos utilizando o método roda-de-borracha e o Abrasômetro LTM. Estas condições foram escolhidas de forma a conseguir-se as mesmas condições nos dois ensaios, inclusive a mesma pressão por amostra, utilizando-se cálculos prévios realizados em outro trabalho (de Mello et al., 2000, Costa e De Mello, 2001).

Tabela 2 – Condições operacionais dos ensaios abrasométricos.

Condições	Ensaio	
	Abrasômetro LTM	Abrasômetro roda-de-borracha
Disco de Ensaio	Disco de ferro fundido	Recoberto com Borracha, 60 Shore A
Período de ensaio	30 s	600 s
Rotação do disco	38 rpm	200 rpm
Carga aplicada por amostra	3,16 N	136 N
Solução abrasiva	10% em peso de abrasivo	54 x 23 x 10mm
Abrasivo	Areia Normal Brasileira (NBR-7214)	Areia Normal Brasileira (NBR-7214)
Vazão de mistura abrasiva	1,2 l/min	200g/min

3. Resultados e Discussão

Os resultados das medições de microdureza Vickers e espessura de camada nitretada encontram-se resumidos na Tab. (3). Os valores apresentados representam a média de 20 medidas. Constata-se que os valores de microdureza e de espessura das camadas nitretadas não foram significativamente alteradas pelo processo, nas duas condições utilizadas.

Tabela 3- Valores de microdureza e espessuras da camada nitretada obtidas pelos diferentes processos de nitretação.

Amostras	Dureza do Substrato Hv _{0,05} (kgf/mm ²)	Microdureza superficial Hv _{0,025} (kgf/mm ²)	Espessura da camada nitretada (µm)
1020 A	144	510	4,0 a 5,5
1020 B		470	4,5 a 5,5
1045 A	265	513	6,0 a 7,2
1045 B		538	7,4 a 9,0
1045 TRA	301	590	6,2 a 7,0
1045 TRB		570	5,5 a 5,9

O ensaio roda-de-borracha não mostrou-se adequado para avaliar a resistência ao desgaste abrasivo das camadas nitretadas, pois mesmo para tempos de ensaio bastante curtos, a camada nitretada totalmente foi totalmente desgastada, não possibilitando uma análise detalhada dos fenômenos ocorridos entre o substrato e a camada nitretada. Estes resultados foram creditados à grande severidade imposta pelo teste roda-de-borracha, de modo que este teste foi abandonado.

Os ensaios realizados no Abrasômetro LTM evidenciaram que este tipo de ensaio foi satisfatório, pois permitiu a identificação de um desgaste gradual da camada nitretada, como pode ser observado pela Fig. (1). Esta figura apresenta, a título de ilustração, seções longitudinais da amostra 1045 A TR desgastadas para diferentes tempos de ensaio, onde pode-se identificar a evolução do desgaste da camada nitretada com o tempo. Observa-se que, para um

tempo de ensaio de 150s, a camada nitretada possui uma espessura bem menor que a inicial. Prosseguindo-se o ensaio, para um tempo de 210 s a espessura da camada nitretada é insignificante e, para um tempo de 270 s, inexistente. Comportamentos semelhantes foram observados para as demais amostras nitretadas.

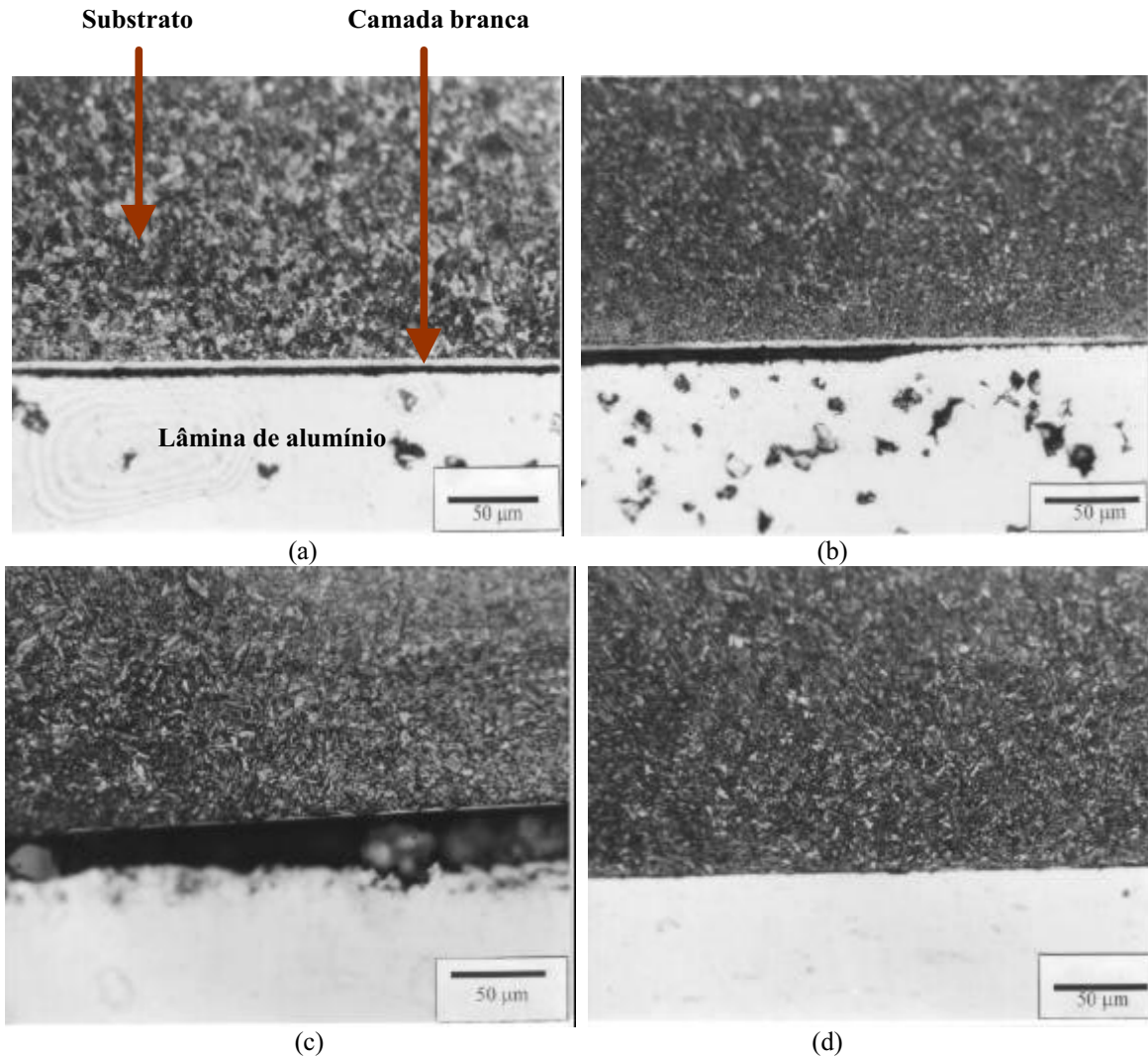


Figura 1 – Evolução da camada nitretada ao longo dos ensaios para a amostra 1045 A TR. (a) – amostra não desgastada; (b) - tempo de ensaio = 150 s; (c) – tempo de ensaio = 210 s; (d) – tempo de ensaio = 270 s.

A Fig. (2) apresenta os primeiros ensaios no aço ABNT 1020 nitretado na condição A em função do tempo de ensaio. Observa-se que, nos instantes iniciais, a taxa de desgaste é bastante reduzida, aumentando abruptamente a partir de um certo instante. Este comportamento, associado ao desgaste gradual da camada nitretada evidenciado na Fig. (1), permite levantar a hipótese de que, a partir daquele instante, toda a camada nitretada possa ter sido removida. A partir deste resultado, foi possível estabelecer uma metodologia de ensaio para avaliar o desgaste abrasivo das camadas nitretadas.

Os resultados obtidos para a taxa de desgaste de cada material testado são mostrados nas Figuras 3 e 4. Nestes gráficos, os valores de taxa de desgaste (medidos em função da perda de massa) são apresentados em relação ao número de ensaios consecutivos na mesma amostra. Cada ponto corresponde à média de três amostras avaliadas simultaneamente. Salienta-se novamente que o tempo de cada ensaio é de 30 s.

Os resultados apresentados mostram que, para todas as amostras revestidas, após alguns testes, existe uma tendência de estabilização da taxa de desgaste em torno de um patamar, que é mais elevado que os valores observados para as perdas de massa nos testes iniciais. Estes resultados novamente vêm evidenciar um desgaste gradual da camada nitretada com o decorrer dos ensaios, até o seu total desaparecimento.

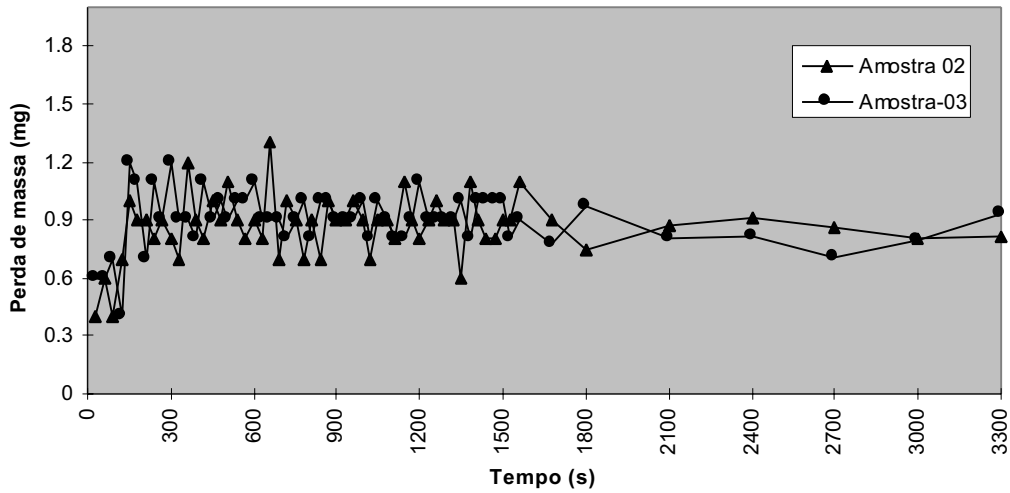


Figura 2 - Ensaio de desgaste no aço ABNT 1020 A, nitretada na condição de predominância da fase γ .

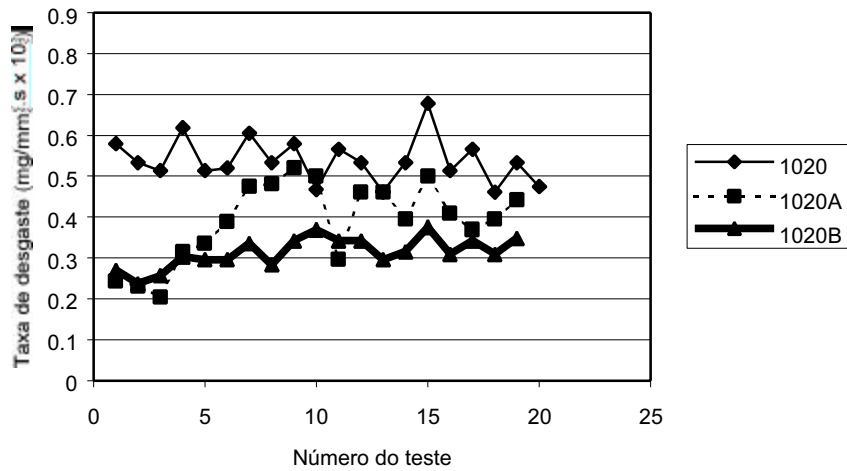


Figura 3 – Evolução da taxa de desgaste das amostras de aço 1020 nas condições nitretada e não nitretada.

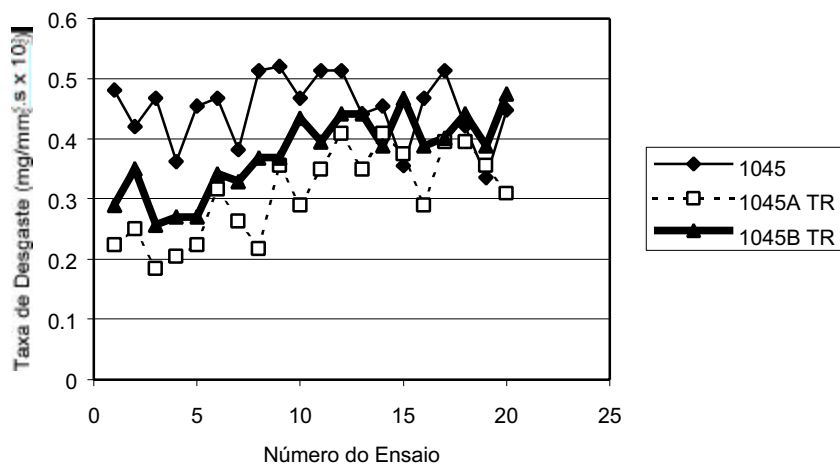


Figura 4 – Evolução da taxa de desgaste das amostras de aço 1045 nas condições nitretada e não nitretada.

Ao considerar-se a hipótese de um desgaste total da camada nitretada do material através dos ensaios, os três materiais de cada classe (1020 e 1045) deveriam apresentar perdas de massa semelhantes dentro da região de maiores perdas de massa, uma vez que dentro de cada classe tem-se o mesmo substrato. Porém, mesmo após o desgaste total da

camada nitretada, os aços ABNT 1020 A e 1020 B, após um possível arrancamento de suas camadas nitretadas, ainda apresentam uma perda de massa inferior à do aço ABNT 1020. Este comportamento mostra que os ensaios de desgaste estão sendo realizados dentro da zona de difusão, sem que seja atingido o substrato. Para as amostras da classe 1045, o mesmo comportamento foi observado. Porém, para estas, a diferença entre as taxas de desgaste das amostras nas condições nitretada e não nitretada diminui com o decorrer dos ensaios, o que evidencia a presença de uma zona de difusão seja menos profunda.

A Fig. (5) apresenta uma comparação global do comportamento de todas as amostras ensaiadas, somente dentro da região de menor perda de massa (antes do desgaste total da camada nitretada).

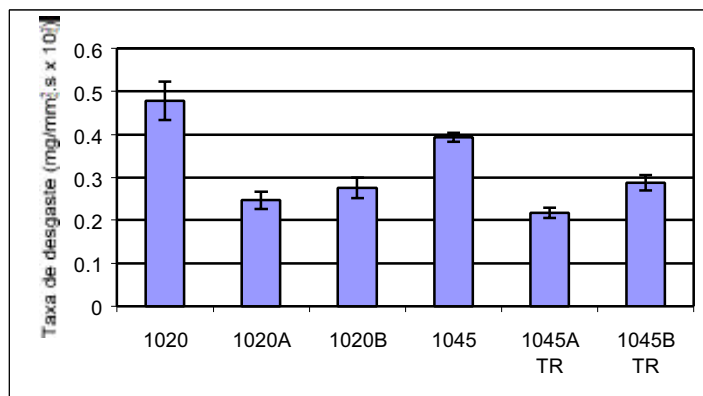


Figura 5 – Comparação das taxas de desgaste dos materiais testados na região que apresentava a camada nitretada; as amostras 1020 e 1045 sem nitretação também são apresentadas para comparação.

Inicialmente, nota-se que as amostras sem nitretação apresentaram maiores taxas de desgaste que as amostras nitretadas correspondentes, o que vem comprovar o efeito benéfico da nitretação sobre a resistência ao desgaste abrasivo. Na situação não-nitretada, o aço 1020 apresentou maior taxa de desgaste, o que pode ser atribuído à sua menor dureza. Dentre os materiais nitretados, não houve diferença significativa entre as amostras, mas o aço ABNT 1045 no estado temperado e revenido e nitretado nas condições de predominância da fase γ' (condição A) apresentou uma taxa de desgaste um pouco inferior às demais.

A Fig. (6) apresenta, a título de ilustração, representações topográficas tridimensionais da amostra 1020 B, após a nitretação (8-a) e ao final dos ensaios de desgaste (8-b). A partir destas superfícies, foram calculados alguns parâmetros tridimensionais de rugosidade, tais como S_a (rugosidade aritmética média), S_q (rugosidade quadrática média), S_{sk} (skewness ou coeficiente de assimetria) e S_{ku} (kurtosis ou coeficiente de achatamento) (Stout et al. 1994). Porém, os valores medidos mostraram que tanto os diferentes processos de nitretação quanto os processos de desgaste não provocaram alterações significativas nos parâmetros de rugosidade.

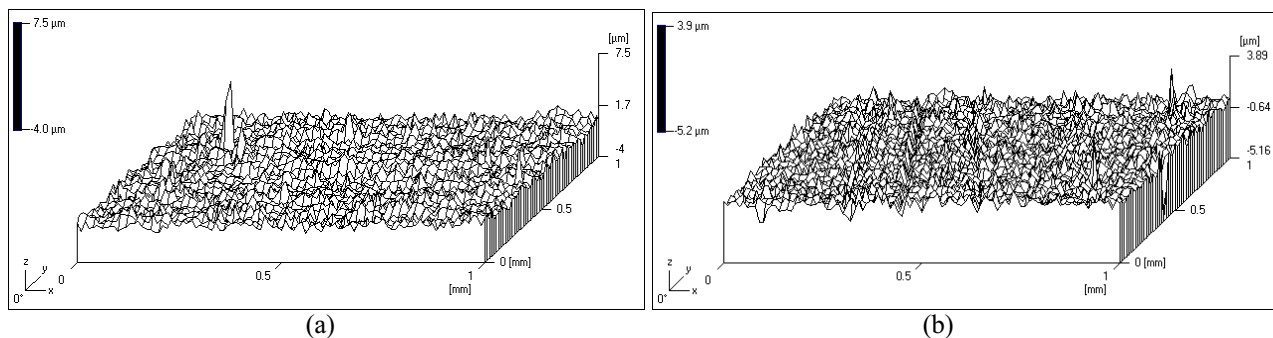


Figura 6 – Perfil tridimensional obtido para a amostra 1020 nitretada na condição B. (a) – após a nitretação, (b) - após os ensaios de desgaste.

A Fig. (7) mostra micrografias dos riscos resultantes dos ensaios de esclerometria. O aumento na largura dos riscos, da esquerda para a direita, corresponde ao aumento da força normal aplicada. Na parte inferior de cada micrografia, tem-se a apresentação de um dos riscos obtidos com aumento maior. Observa-se destas figuras que o aumento da carga aplicada provoca uma maior formação de trincas nos riscos produzidos. Além disso, as amostras 1045 TRA e 1045 TRB apresentam menor propensão à formação de trincas.

O efeito da carga normal aplicada nos ensaios esclerométricos sobre a formação de trincas na camada é melhor ilustrada na Fig. (8), para a amostra 1020 A. Esta figura mostra claramente um comportamento dútil para baixas cargas e um comportamento frágil para cargas mais elevadas. mostra, a título de ilustração, de acordo com a carga aplicada para a. Para cada amostra, foi determinada a carga aproximada para a qual houve início da fratura da camada nitretada. Estes valores são apresentados na Tab. (4).

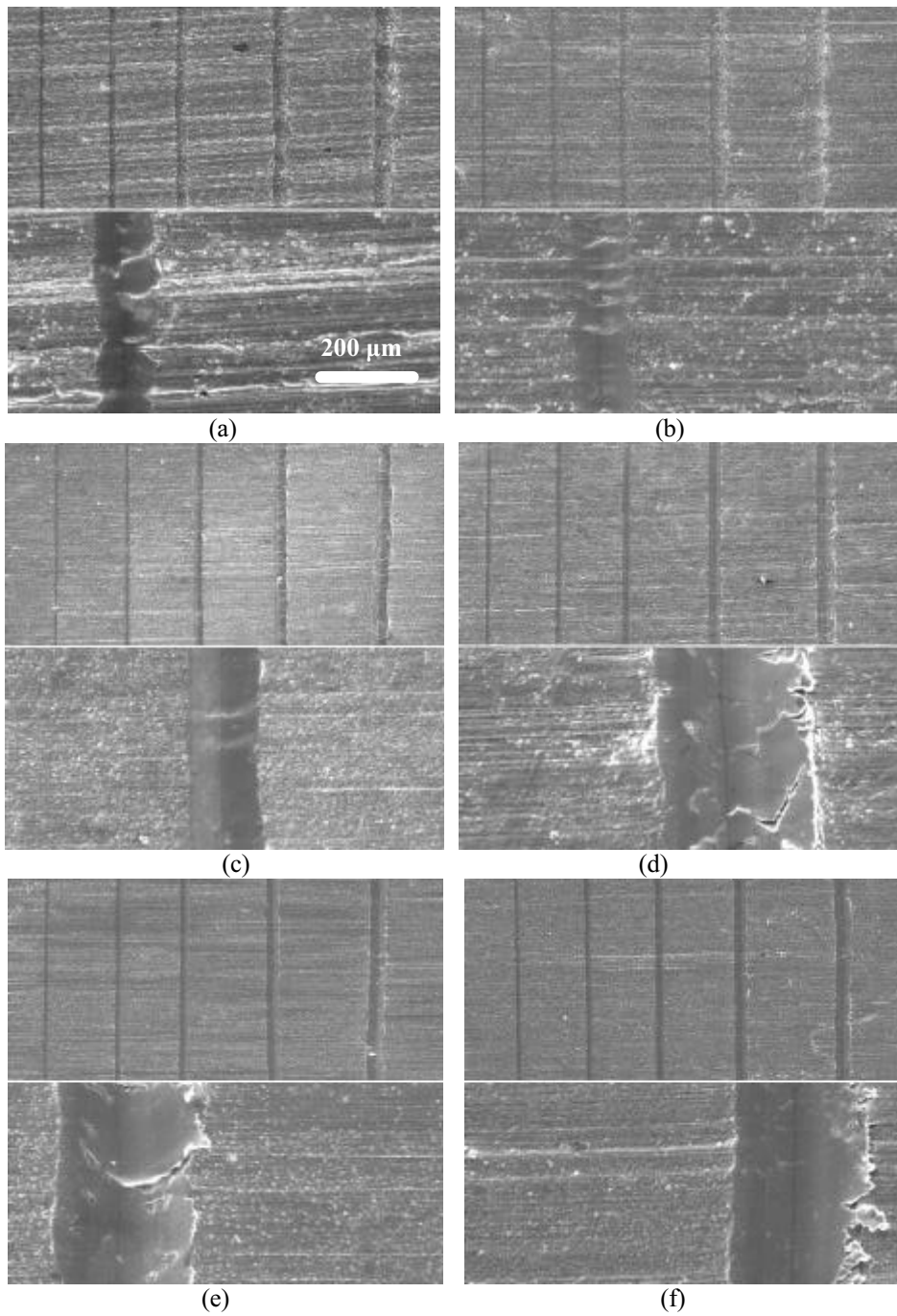


Figura 7 - Micrografias dos riscos resultantes do ensaio de esclerometria. (a) - ABNT 1020 - γ' , (b) - ABNT 1020 - ϵ , (c) - ABNT 1045 - γ' , (d) - ABNT 1045 - ϵ , (e) - ABNT 1045 TR - γ' , (f) - ABNT 1045 TR - ϵ .

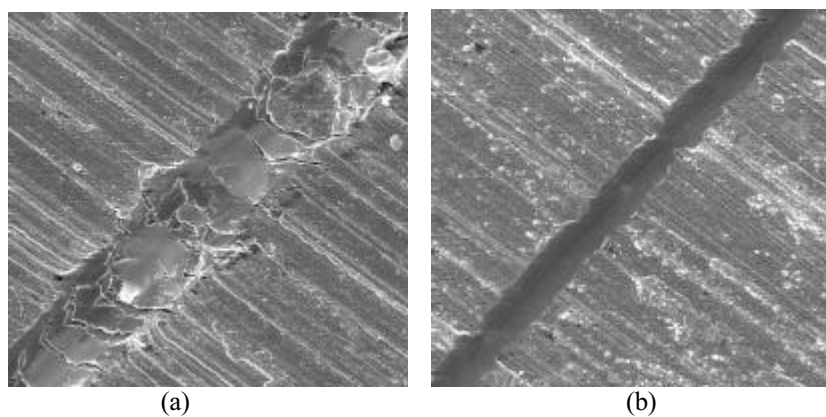


Figura 8 - Efeito da carga normal aplicada sobre a formação de trincas, amostra 1020 A. (a) - 3,11 N; (b) - 0,27 N.

Tabela 4 - Carga crítica (força normal) aproximada para início da fratura das camadas nitretadas.

MATERIAL	CONDIÇÃO	CARGA CRÍTICA APROXIMADA (N)
1020	A (γ)	0,52
	B (ϵ)	1,02
1045	A (γ)	2,09
	B (ϵ)	1,02
	A (γ) TR	3,11
	B (ϵ) TR	>3,11

Observa-se inicialmente que, tanto para as amostras da classe 1020 quanto para as amostras da classe 1045, a condição B, que produz camadas com predominantemente fase ϵ , apresentam camadas mais resistentes ao trincamento, pois necessitam de maior carga aplicada para serem fraturadas. Observa-se ainda que as amostras de aço 1045 no estado temperado e revenido (TR) possuem camadas menos frágeis (maiores valores de carga crítica) que os demais materiais. De uma forma geral, pode-se considerar que, para substratos mais moles, as microtrincas na camada nitretada aparecem para valores menores de carga. Isto ocorre porque durante a aplicação da força normal pelo penetrador sobre substrato, o material mais mole apresenta maior deformação plástica que um substrato mais duro.

Comparando-se os resultados abrasométricos com os resultados de determinação da carga crítica para início da fratura da camada nitretada, pode-se concluir que o aço 1045 no estado temperado e revenido, que apresentou nos ensaios abrasométricos a maior resistência ao desgaste, possui camadas nitretadas com menor tendência a trincamento. Porém, comparando-se as duas condições de nitretação, tem-se que a condição de nitretação A levou a uma taxa de desgaste média menor, enquanto a condição B produziu um material com comportamento menos frágil.

Os testes de esclerometria geraram resultados referentes ao coeficiente de atrito, à dureza ao risco e à energia específica. Estes resultados podem ser observados nos gráficos apresentados nas Figuras 9 e 10, as quais apresentam os comportamentos dos três tipos de materiais segundo uma mesma condição de nitretação (A ou B).

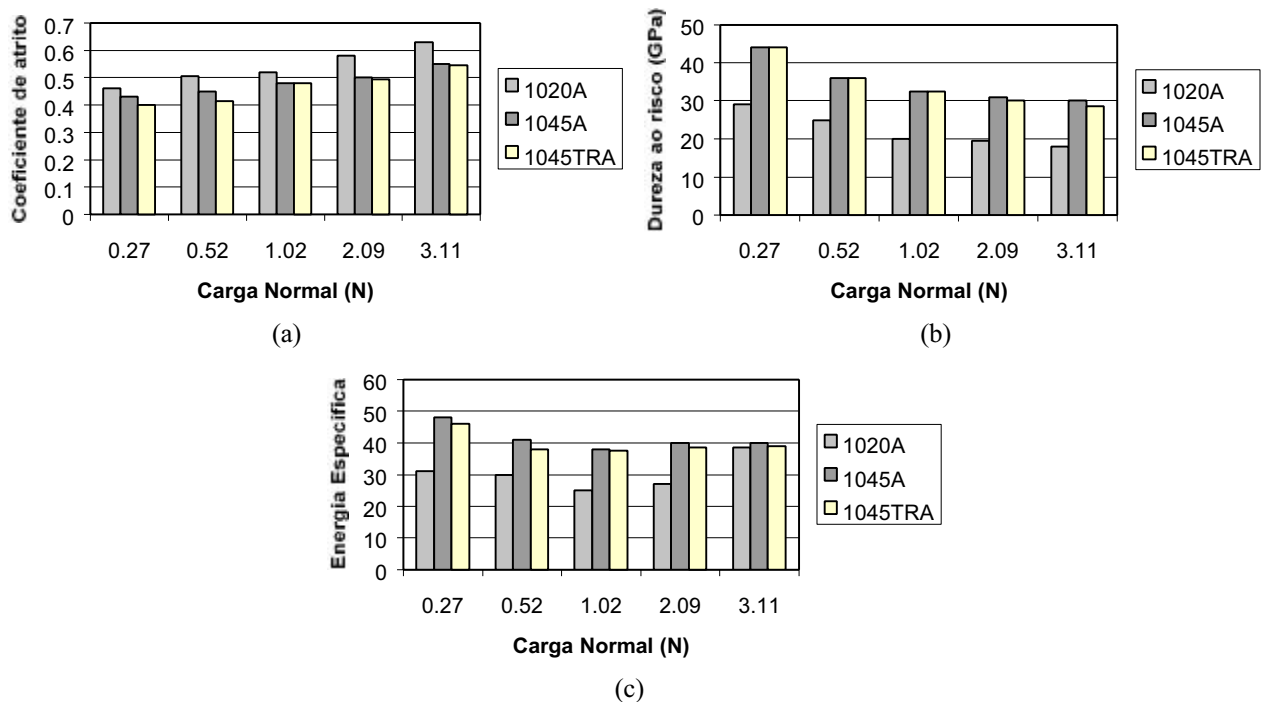


Figura 9 - Resultados do ensaio de esclerometria para as amostras com a camada nitretada formada predominantemente pela fase γ . (a) – coeficiente de atrito, (b) – dureza ao risco, (c) – energia específica.

Para todos os materiais nitretados analisados, observa-se inicialmente que o aumento da carga normal aplicada provocou um aumento no coeficiente de atrito aparente e uma redução na dureza ao risco, conforme normalmente reportado na literatura (Nogueira e de Mello, 1988, Prasad and Rohatgi, 1986). Com relação à energia específica do risco, observa-se uma tendência a uma redução na energia específica do risco, em especial para as menores cargas aplicadas. Para as maiores cargas, a energia específica volta a crescer (condição A), ou estabiliza-se (condição B).

Comparando-se o comportamento entre as diferentes amostras, observa-se inicialmente que, nas duas condições de nitretação (A e B), as amostras de aço 1020 nitretadas apresentaram o maior coeficiente de atrito aparente, a menor dureza ao risco e a menor energia específica de risco, o que pode indicar camadas menos resistentes ao desgaste abrasivo. Este comportamento foi semelhante ao comportamento abrasométrico das amostras, que apresentou uma

menor resistência ao desgaste abrasivo das amostras de aço 1020 nitretadas em relação às amostras de aço 1045 nitretadas. Porém, dentre as amostras 1045 nitretadas, não foram observadas grandes diferenças entre as amostras no estado de fornecimento e as amostras no estado temperado e revenido (amostras com nomenclatura TR). Desta forma, não pode-se atribuir esta diferença de comportamento esclerométrico entre as amostras 1020 e 1045 somente à diferença de dureza do substrato, uma vez que as amostras 1045 e 1045 TR, com durezas do substrato diferentes, apresentaram valores semelhantes de dureza ao risco, coeficiente de atrito aparente e energia específica do risco.

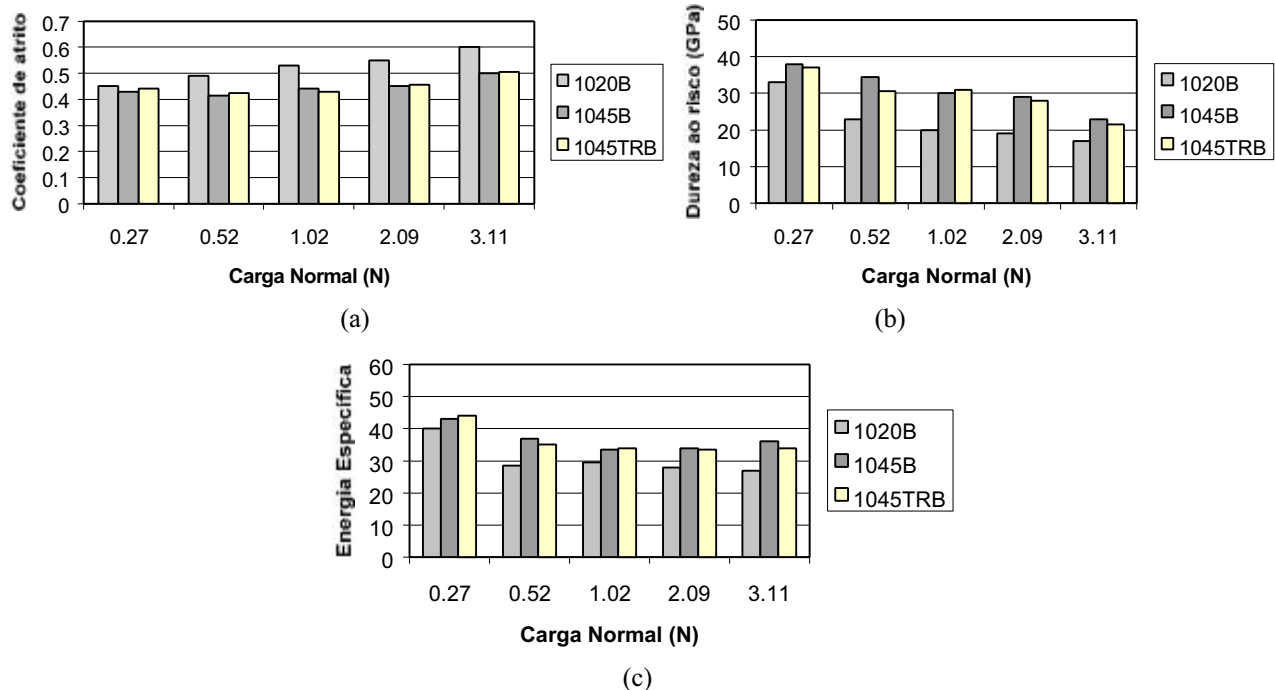


Figura 10 - Resultados do ensaio de esclerometria para as amostras com a camada nitretada formada predominantemente pela fase ϵ .

Procurando-se comparar as duas condições de nitretação, não houve uma indicação nítida de diferença de comportamento entre as amostras no que diz respeito ao coeficiente de atrito. Porém, na condição de nitretação A, observou-se que as amostras de aço 1045 apresentaram valores de energia específica ligeiramente menores e durezas ao risco ligeiramente maiores que as nitretadas na condição B, o que pode indicar camadas nitretadas um pouco mais resistentes ao desgaste abrasivo. Comparando-se os comportamentos esclerométrico e abrasométrico das amostras, novamente observa-se coerência entre os resultados, uma vez que a amostra 1045 TRA apresentou uma taxa de desgaste abrasivo um pouco inferior às demais.

4. Conclusões

1 - Os valores de microdureza e espessura da camada nitretada variaram pouco com os materiais do substrato e com as condições de nitretação.

2 - Os ensaios abrasométricos a três corpos evidenciaram que o processo de nitretação conferiu aos aços nitretados uma maior resistência ao desgaste abrasivo na superfície do material. Esta camada nitretada foi gradualmente desgastada pelos ensaios até o seu completo desaparecimento.

3 - O processo de nitretação para os aços da classe 1020 provocou aumento da resistência ao desgaste, mesmo após o desgaste total da camada nitretada, indicando a presença de uma zona de difusão. Para os aços da classe 1045, este efeito foi reduzido com o decorrer dos ensaios, o que sugere uma zona de difusão menos profunda.

4 - O aço ABNT 1020 sem revestimento apresentou a pior resistência ao desgaste.

5 - Os aços da classe 1045 mostraram-se mais resistentes ao desgaste abrasivos que os da classe 1020 em condições correspondentes, sendo que o aço ABNT 1045 A TR (nitretado na condição de predominância da fase γ) apresentou a melhor resistência ao desgaste. Porém, o aço 1045 temperado e revenido nitretado na condição B (predominância de fase ϵ) apresentou um comportamento menos frágil.

6 - A técnica de perfilometria 3D utilizada para complementar a avaliação do desgaste sofrido pelas superfícies analisadas não se mostrou eficiente.

7 - Nos ensaios esclerométricos, o aumento da carga normal aplicada provocou um aumento no coeficiente de atrito aparente e uma redução na dureza ao risco. Com relação à energia específica do risco, observa-se uma tendência a uma

redução na energia específica do risco, em especial para as menores cargas aplicadas. Para as maiores cargas, a energia específica volta a crescer (condição A), ou estabiliza-se (condição B).

5. Referências Bibliográficas

- Chiaverini, V., 1987, "Aços e Ferros Fundidos", Ed. ABM, São Paulo, 518 p.
- Costa, H.L. and De Mello, J.D.B., 2001, "Desenvolvimento de um novo abrasômetro a 3 corpos", submetido ao Congresso Brasileiro de Engenharia Mecânica, Uberlândia, Brasil.
- De Mello, J. D. B., 1988, "Relatório Final do Projeto CNPq/PADCT", p. 70.01.22/85, LEM/UFU, 75p.
- De Mello, J. D. B., 1989, "Abordagem Global do Estudo Do Processo Abrasivo. Parte I: Considerações sobre os Métodos Abrasométricos", Anais do I Seminário Brasileiro sobre Materiais Resistentes ao Desgaste, São Paulo, Brasil, pp. 29-46.
- De Mello, J.D.B. et al., 2000, "Análise Estatística da Topografia de Superfícies que Sofreram Abrasão", Relatório Final do Projeto FAPEMIG TEC 026/98, Universidade Federal de Uberlândia, 109 p.
- Mordente, P. J. R., 1999, "Caracterização Metalográfica Quantitativa em Materiais Sinterizados e Ferroxidados e Qualitativa em Camada Nitretadas a Plasma", Relatório n° 160569/97-4, Universidade Federal de Uberlândia.
- Moreno, A., BINDER, R., De Mello, J.D.B., Muzart, J., Klein, A.N., 1997, "Avaliação do Desgaste Abrasivo pelo Tyeste de Esclerometria em Aços ao Carbono Nitretados via Plasma", Anais do Interfinish Latino Americano, Interfinish 97, São Paulo, Disponível em CD.
- Nogueira, R. E. F. Q., De Mello, J. D. B., 1988, "Esclerometria Aplicada ao Estudo de Desgaste Abrasivo", Anais do XLIII Congresso Anual da ABM, Belo Horizonte.
- Prasad, S. V., Rohatgi, P. K., 1986, "Mechanisms of Material Removal During Low Stress and High Stress Abrasion of Aluminium Alloy - Sircon Particle Composites", Material Science and Engineering, Vol. 80, pp. 213-220.
- Stout, K.J., Sullivan, P.J. and Dong, W.P., 1994, "Comprehensive Study of Parameters for Characterising Three-Dimensional Surface Topography. Part III: Parameters for Characterising Amplitude and Some Functional Properties", Wear, Vol. 178, pp. 29-43.
- Vendramin, J.C., 1990, "Processo de Nitretação por Plasma", Manual Brasimet, São Paulo.

EVALUATION OF ABRASIVE WEAR RESISTANCE OF PLASMA-NITRATED CARBON STEEL

Henara Lillian Costa

Federal University of Uberlândia, School of Mechanical Engineering, Campus Santa Mônica, Bloco 1R, CEP 30400-901, Uberlândia, MG, Brazil
e-mail: ltm-henara@ufu.br

Aloísio Nelmo Klein

Federal University of Santa Catarina, Laboratory of Materials, Campus Universitário Trindade, C.P. 476, CEP 88040-900, Florianópolis, SC
e-mail: klein@materiais.ufsc.br

José Daniel Biasoli de Mello

Federal University of Uberlândia, School of Mechanical Engineering, Campus Santa Mônica, Bloco 1R, CEP 30400-901, Uberlândia, MG, Brazil
e-mail: ltm-demello@ufu.br

Abstract. *The abrasive wear performance of steel samples with and without plasma nitriding treatment was evaluated. ABNT 1020 steel was tested in the as-received condition, and ABNT 1045 samples were tested in the as-received and quenched/tempered conditions. The plasma nitriding parameters were chosen to result in nitrided layers with different predominant structures, ϵ (Fe_{2,3}N) and ζ (Fe₄N), having distinct crystalline structures and properties. Scratch tests were conducted to assess the local abrasometric behaviour of the samples. Friction coefficient, scratch-hardness and specific energy were measured for each sample. Additionally, the critical load was obtained when microcracks developed upon scratching. For the global analysis, the three-body mechanical configuration was considered. The rubber-wheel test was compared to a new test named "LTM Abrasive Wear Tester". Different performances were observed for different substrates and nitriding conditions. For the scratch tests, the quenched/tempered ABNT 1045 steel, having predominantly ϵ -phase, withstood the highest load without developing microcracks on its surface layer. The rubber-wheel test was not successful in evaluating the abrasive wear resistance of the nitride layers. The tests using the LTM abrasive wear tester demonstrated that the quenched/tempered ABNT 1045 steel, having predominantly the ζ -phase, presented the best behaviour.*

Keywords: carbon steels, plasma nitriding, abrasive wear, scratching tests, abrasive wear tests.

EFEITOS DA OXIDAÇÃO SOBRE O COMPORTAMENTO TRIBOLÓGICO DE UM AÇO-RÁPIDO

Júlio César Giubilei Milan

Faculdade de Engenharia Mecânica, Laboratório de Tribologia e Materiais, Universidade Federal de Uberlândia.
Av João Naves de Ávila, 2160, Santa Mônica, Uberlândia, MG.
jcmilan@mecanica.ufu.br

Sinésio Domingues Franco

Faculdade de Engenharia Mecânica, Laboratório de Tribologia e Materiais, Universidade Federal de Uberlândia.
Av João Naves de Ávila, 2160, Santa Mônica, Uberlândia, MG.
ltm-sdfranco@ufu.br

José Daniel Biasoli de Melo

Faculdade de Engenharia Mecânica, Laboratório de Tribologia e Materiais, Universidade Federal de Uberlândia.
Av João Naves de Ávila, 2160, Santa Mônica, Uberlândia, MG.
ltm-demello@ufu.br

Miguel Angelo de Carvalho

Aços Villares S.A., Guaratinguetá, SP.
mac@villares.com.br

Renato Rufino Xavier

Aços Villares S.A., Guaratinguetá, SP.
rxavier@villares.com.br

Resumo. A utilização de aço rápido como material para cilindros de laminação a quente é relativamente recente. Entre outras vantagens, acredita-se que os aços rápidos possam trabalhar por períodos mais longos entre retíficas, possibilitando redução de custos. Durante a laminação de tiras a quente, uma camada de óxidos cresce sobre toda a superfície do cilindro devido a altas temperaturas inerentes a este processo. É bem conhecido que os óxidos são isolantes elétricos. Além disso, estas camadas agem com um lubrificante sólido e como uma barreira a partículas abrasivas, reduzindo, desta forma, o desgaste abrasivo. Em contrapartida, a camada de óxidos pode ser freqüentemente destacada e agir, neste caso, como duras partículas abrasivas. Este trabalho apresenta alguns resultados preliminares do efeito da oxidação no comportamento tribológico dos óxidos gerados sobre a superfície de um tipo de aço rápido utilizado como cilindro de trabalho para laminadores de tiras a quente. Algumas amostras foram oxidadas em ar antes de serem ensaiadas enquanto outras foram ensaiadas a temperaturas elevadas sem pré-oxidação. Ensaios de desgaste do tipo deslizamento alternativo foram executados sobre diferentes cargas normais e temperaturas. Os resultados mostram uma clara diferença entre os tipos de óxidos formados sobre diferentes condições de oxidação.

Palavras chave: óxidos, cilindros de aço rápido, laminação a quente.

1. Introdução

O processo de laminação de peças metálicas consiste na alteração da seção transversal destas através da passagem entre dois cilindros, onde a distância livre entre eles é menor que a espessura inicial da peça. Dependendo da forma desejada do produto que está sendo laminado, estes cilindros podem ter superfícies complexas, com canais entalhados ou simplesmente ter uma geratriz retilínea, no caso de laminação de produtos planos como chapas, tiras, etc. (Blain, 1964). A maioria dos produtos são laminados a quente e tem formas planas, e, em seguida vem a laminação frio. Menores quantidades de produtos são laminados em formas definidas (secções), usualmente a quente (Schey, 1983).

Para que se tenha início o processo de laminação, é necessário que haja uma “mordida” no material, ou seja, que a peça a ser laminada seja puxada e arrastada pelos cilindros. As forças de atrito são responsáveis por garantir este arraste. Elas se originam na superfície de contato dos cilindros e do metal laminado. Portanto, pode-se verificar que o atrito tem um papel fundamental no processo de laminação. O valor do coeficiente de atrito determinará o esforço necessário para realizar uma determinada redução de seção, e ele dependerá do modo como o produto será mordido e arrastado pelos cilindros. A Fig. (1) mostra as forças atuantes na mordida da peça a ser laminada e suas componentes.

A laminação pode se dar a frio ou a quente. Na laminação a quente, o material a ser laminado se encontra a temperaturas elevadas quando entra em contato com o cilindro, com uma temperatura de pré-aquecimento geralmente na faixa de 70 a 80 % do ponto de fusão do material laminado (Schey, 1983), transmitindo, desta forma, calor aos cilindros.

Para diminuir os danos causados à superfície do cilindro e minimizar a variação de temperatura com a finalidade de reduzir a possibilidade de danos devido à diferença excessiva de expansão em diferentes posições, estes cilindros são refrigerados. Esta refrigeração, geralmente, é feita através de jatos de água numa posição logo após a região de contato com o material laminado.

Stevens et al., (1971) utilizaram termopares para medição de temperatura em diversos pontos em um cilindro de laminação a quente, fabricado em ferro fundido, durante a laminação de tiras. Estes termopares foram implantados em diversas posições no cilindro, desde a superfície até o centro. Eles encontraram que a temperatura superficial atinge até 500 °C quando este entra em contato com o material (quente) laminado, e decai a 20 °C quando está sob os jatos de refrigeração. Esta variação, que chega a 480 °C, ocorre a cada revolução do cilindro. Eles verificaram ainda que esta variação estava restrita a uma fina camada superficial, pois, outros termopares acusaram a temperatura máxima de 140 °C a uma distância de cerca de 3,6 mm (0,14 polegadas) da superfície, a 95 °C a uma distância de cerca de 6,9 mm (0,27 polegadas) e dentro do corpo do cilindro a temperatura permaneceu constante.

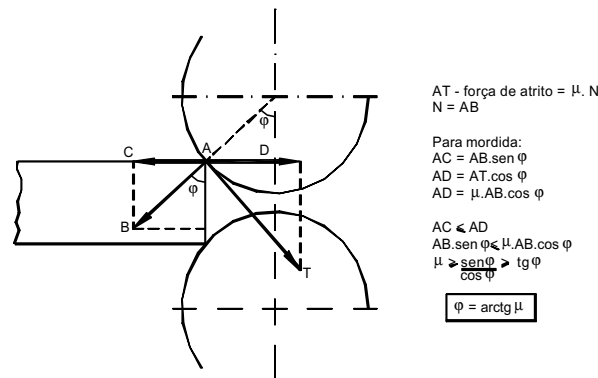


Figura 1. Esquema das forças atuantes na mordida da tira.

1.1 Formação de óxidos

Devido à elevada temperatura à qual os cilindros estão submetidos e ao ambiente rico em oxigênio e vapor d'água, a superfície dos mesmos sofre um processo de oxidação. Os óxidos são materiais cerâmicos que apresentam alta estabilidade química devido ao tipo de ligação atômica – iônica ou covalente – e, por esta razão, apresentam ponto de fusão muito alto. Além disto, os óxidos têm características de isolantes elétricos. Eles se formam em toda a extensão da superfície do cilindro, constituindo uma interface entre o material do cilindro e da tira laminada.

Ainda não há um consenso a respeito da origem dos óxidos formados sobre a superfície dos cilindros. Enquanto alguns autores creditam ao material laminado como sendo fonte da camada de óxidos, através da transferência de óxidos da tira para a superfície do cilindro (Erickson e Hogmark, 1993), outros indicam a origem dos óxidos como sendo o próprio cilindro. Werquin e Bocquet (1993) encontraram que a camada de óxidos pode ter origem tanto no cilindro como no material laminado. Esta camada seria constituída de óxidos que, denominados de exóticos, contendo cromo na interface cilindro/camada. Isto é um indício de que um dos elementos (cromo) que constitui este óxido é proveniente do cilindro. Por outro lado, a parte mais externa da camada era constituída de magnetita (Fe_3O_4), indicando sua origem como sendo do material laminado – aço carbono.

Devido à integridade superficial do cilindro, são de extrema importância os mecanismos e a cinética de formação dos óxidos. E, ainda mais importante, é a qualidade superficial do material laminado que está condicionada ao contato entre o aço da tira, através da camada formada sobre sua superfície, e o cilindro, através do filme de óxido (Lanteri et al., 1998).

Além dos mecanismos e a cinética de formação da camada de óxidos, o desgaste dos cilindros está fortemente relacionado com a adesão e a resistência desta camada sobre a superfície do cilindro, durante a laminação (Erickson e Hogmark, 1993). As camadas de óxidos formadas podem atuar benéficamente proporcionando um aumento na vida dos cilindros ou até contribuir para o aumento do desgaste.

Esta camada de óxidos formada sobre a superfície dos cilindros pode atuar como um lubrificante sólido, reduzindo o atrito entre os materiais durante o contato de deslizamento e protegendo a superfície do desgaste. Segundo a literatura, a presença de óxidos possibilita a redução do coeficiente de atrito e do desgaste entre dois materiais (Rabinowicks, 1965; Zum Gahr, 1987; Eyre, 1991; Hutchings, 1992). Isto se deve a uma menor tensão de cisalhamento destes óxidos em relação aos materiais base. Os óxidos também podem atuar como uma barreira física, impedindo o contato íntimo entre a superfície do cilindro e a superfície do metal sendo laminado e até de partículas abrasivas, protegendo, desta forma, a superfície do cilindro contra o desgaste abrasivo. Um óxido que tenha tensão de escoamento por cisalhamento maior que a do material do cilindro e da tira irá se comportar como um abrasivo (Schey, 1983).

Por outro lado, estes óxidos podem dar origem a um fenômeno conhecido na literatura inglesa como ‘banding’, onde, freqüentemente, a camada de óxido formada pode ser desintegrada, levando consigo pequenas porções do material base, em regiões localizadas que se estendem ao redor do cilindro formando o que parece ser bandas (daí o nome ‘banding’). As causas mais comuns deste fenômeno são a combinação das fadigas mecânica e térmica, bem como os efeitos do resfriamento heterogêneo do material a ser laminado, ao entrar em contato com o cilindro. Quando isto ocorre há uma deterioração da superfície do cilindro e do material laminado. Este fenômeno pode, ainda, ser mais danoso quando pequenos e duros fragmentos são laminados em direção a superfície da chapa, ou de outro perfil laminado (Erickson e Hogmark, 1993).

1.2 Desgaste dos cilindros

Durante a laminação, há um movimento relativo entre os cilindros e as tiras que estão sendo laminadas, e este contato ocorre na forma de um arco de circunferência. A velocidade relativa cilindro/tira varia ao longo deste arco. No ponto de saída da tira (depois de laminada), onde esta perde o contato com os cilindros, ela tem uma velocidade linear superior à velocidade periférica dos cilindros. Já no ponto onde ocorre a mordida da tira, esta relação é inversa, ou seja, a velocidade periférica do cilindro é maior do que a da tira. Entre estes dois extremos, há um ponto no arco de contato onde as velocidades são as mesmas, caracterizando, assim, uma velocidade relativa nula. Este ponto é chamado ponto neutro. A Fig. (2) ilustra esquematicamente todos estes pontos. Desta forma, é caracterizado um deslizamento alternado entre estas superfícies – cilindro/tira.

A deterioração da superfície do cilindro, que ocorre na forma de desgaste e/ou aumento da rugosidade, é que determina sua durabilidade. O mecanismo predominante atuando sobre a superfície do cilindro pode variar muito de acordo com o tribosistema. A investigação deste mecanismo é de grande importância no desenvolvimento de materiais e no uso adequado dos cilindros (Kato et al., 1992).

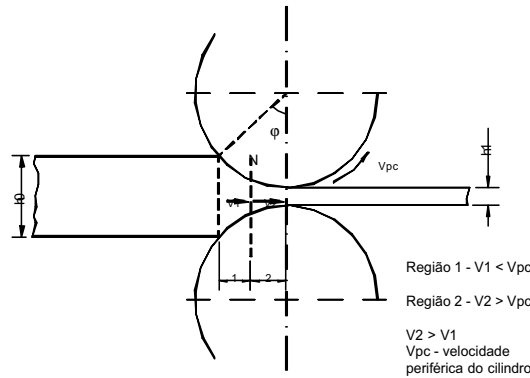


Figura 2. Esquemas dos pontos de velocidade variável nos cilindros.

Os mecanismos de desgaste atuante no deslizamento são, geralmente, a adesão, reações triboquímicas, fadiga de contato e abrasão (Zum Gahr, 1987). E na laminação a quente são estes os fatores que contribuem para o desgaste dos cilindros:

- Fadiga mecânica – devido às altas cargas envolvidas no processo, inerentes à laminação, são geradas altas tensões cíclicas sobre a superfície dos cilindros;
- Fadiga térmica – devido a grande variação superficial de temperatura causada pelo aquecimento e resfriamento alternados, como já descritos anteriormente;
- Reações triboquímicas – são reações entre duas superfícies sólidas com o ambiente, sendo que estas superfícies são atritadas uma contra a outra. Estas reações ocorrem sobre a superfície do cilindro devido às altas temperaturas, ao ambiente rico em oxigênio e vapor d’água e ao deslizamento entre o cilindro e a tira;
- Abrasão – devido ao contato deslizante entre a tira e o cilindro, fragmentos formados pelo destacamento de camadas de óxidos, formados por reações triboquímicas, atuam como partículas abrasivas.

São vários os fatores que influenciam o desgaste por deslizamento, entre eles, velocidade de deslizamento, carga e condições ambientais (temperatura, umidade, pressão parcial de oxigênio). Outros fatores que podem ser incluídos são as propriedades dos materiais, o acabamento e a presença de elementos interfaciais (como óxidos ou lubrificantes). Transições graduais ou repentinas entre desgaste suave e severo podem ser causadas por uma mudança na estrutura dos óxidos sobre a superfície ou pela quebra do filme de óxido protetor (Zum Gahr, 1987).

Em aços de baixa liga, mudanças na estrutura dos óxidos dependem da temperatura de contato. Os óxidos de ferro, $\gamma\text{Fe}_2\text{O}_3$ e $\alpha\text{Fe}_2\text{O}_3$ são predominantes até uma temperatura de 200 °C, Fe_3O_4 em temperaturas entre 200 °C e 570 °C e FeO acima de 570 °C (Zum Gahr, 1987). Tem sido freqüentemente relatado que filmes de óxido de Fe_3O_4 resultam em menor intensidade de desgaste do que filmes de Fe_2O_3 . (Zum Gahr, 1987). A espessura do filme aumenta com o aumento da

temperatura de contato. Desta forma, na região do Fe_3O_4 podem prevalecer filmes mais espessos do que na região do Fe_2O_3 . Uma melhor cobertura da superfície de contato e uma maior espessura do filme pode proporcionar uma maior capacidade protetora do Fe_3O_4 em relação ao αFe_2O_3 e o FeO. Com isto, um aumento na temperatura pode acarretar uma redução na intensidade de desgaste. Além de tudo, é necessário que o material de base seja suficientemente resistente a deformação plástica para suportar as camadas de óxido durante o contato de atrito.

Com a finalidade de se prevenir o desgaste e proporcionar uma vida mais longa dos cilindros, e conseqüentemente reduzir os custos de produção de materiais laminados, são constantemente desenvolvidos novos materiais. Atualmente estão sendo utilizados cilindros para LTQ fabricados em aço rápido. Acredita-se que cilindros confeccionados com estes materiais possam quadruplicar o tempo de serviço, entre cada retífica, em relação aos cilindros fabricados em ferro fundido branco de alto cromo, com uma resistência ao desgaste três vezes maior (Metalurgia & Materiais, 2000).

Este trabalho tem como principal objetivo verificar a influência da uma camada de óxidos formada em um de aço rápido utilizado em cilindros para LTQ sobre o comportamento tribológico. Para tal, foram realizados ensaios de deslizamento alternativo em amostras com e sem oxidação prévia a temperaturas ambiente e a 400 °C.

2. Procedimentos experimentais

Para realização dos ensaios experimentais foram utilizadas amostras de um de aço rápido com alto teor de vanádio. Este material é utilizado na confecção de cilindros de laminação a quente, fabricados por fundição centrífuga, e foi fornecido pela Aços Villares S.A. O material foi fornecido na forma de semi-anéis cilíndricos, com espessura de 12 mm, retirados diretamente de um cilindro de laminação.

As amostras a serem ensaiadas foram retiradas destes semi-anéis através do processo de eletroerosão, tendo uma forma circular, com dimensões finais de 18 mm de diâmetro e 8 mm de espessura. Já de posse de todas amostras necessárias para os ensaios, estas receberam o mesmo tratamento térmico ao qual os cilindros de laminação são submetidos. Este tratamento, que consistiu de têmpera seguido de duplo revenimento, todos em atmosfera de gás inerte, foi realizado no Instituto de Pesquisas Técnicas, IPT, em São Paulo. Depois de tratadas termicamente, as amostras tiveram suas superfícies planas lapidadas. Isto foi feito com a finalidade de padronizar as amostras, para que a topografia não fosse mais uma variável a influenciar os resultados. Foi utilizado o carboneto de silício, SiC, com granulometria de 220 mesh, como abrasivo. O tempo de lapidação foi de 15 a 20 minutos para cada superfície das amostras.

Os ensaios realizados foram de deslizamento do tipo alternativo, que consiste basicamente de um movimento relativo alternativo de um contra-corpo, onde é aplicada uma carga, sobre uma amostra. Estes ensaios foram realizados num Tribômetro Universal da marca Plint & Partners, modelo TE 67. Os contra-corpos utilizados foram esferas de aço ABNT 52100 com 5 mm de diâmetro. A amplitude de deslocamento foi de 6 mm e a freqüência de 2 Hz.

Durante os ensaios foram monitorados o coeficiente de atrito e a existência de uma camada de óxidos na interface contra-corpo/amostra. O coeficiente de atrito foi calculado com os valores da força normal aplicada e da força de atrito medida durante os ensaios. A camada de óxidos foi monitorada através de um potencial de contato entre a amostra e o contra-corpo. É feito um circuito elétrico contendo a amostra e o contra-corpo, onde é aplicada uma tensão. Quando a corrente circula livremente, o potencial de contato se aproxima do valor zero indicando, desta forma, não há barreiras na interface amostra-contra-corpo. Quando há o surgimento de uma camada de óxidos nesta interface, a passagem da corrente é dificultada, devido ao caráter isolante dos óxidos, fazendo com que o potencial de contato se eleve.

A Tab.(1) mostra as condições das amostras e os parâmetros de ensaio utilizados. Algumas amostras foram pré-oxidadas em forno tipo mufla e outras foram ensaiadas sem pré-oxidação. Tanto a temperatura de oxidação como a dos ensaios a quente foi de 400 °C. A umidade relativa do ar no recinto onde os ensaios foram realizados foi mantida em aproximadamente 50 % com auxílio de um desumidificador.

Tabela 1. Condição das amostras e parâmetros de ensaio.

Ensaio	Temp. oxidação (°C)	Tempo oxidação (min)	Temp. ensaio (°C)	Tempo ensaio (min)	Carga (N)
TA-TA	-	-	Ambiente	120	5 10
400-TA	400	120	Ambiente	120	5 10
TA-400	-	-	400	120	5 10
400-400	400	60	400	60	5 10

A primeira parte da nomenclatura do ensaio indica a temperatura de oxidação da amostra. TA indica temperatura ambiente, portanto, a amostra nesta condição não sofreu pré-oxidação. Já a segunda parte da nomenclatura indica a

temperatura de realização do ensaio que pode ser TA, temperatura ambiente, ou 400, indicando a temperatura de 400 °C. Por exemplo, o ensaio denominado TA-TA indica que a amostra não sofreu pré-oxidação e que o ensaio foi realizado a temperatura ambiente. Já no ensaio 400-TA, a amostra foi pré-oxidada a 400 °C e o ensaio realizado a temperatura ambiente.

Cada ensaio foi repetido pelo menos cinco vezes com a finalidade de se verificar sua repetibilidade e de se obter uma maior confiabilidade nos resultados.

3. Resultados e discussões

A Fig. (3) apresenta micrografias do aço rápido obtidas em microscópio eletrônico de varredura, MEV, sendo que a Fig. (3 a) é de uma amostra que não sofreu oxidação e a Fig. (3 b) é de uma amostra oxidada por um período de 2 horas a temperatura de 400 °C. Pela análise destas fotos não é possível observar uma alteração superficial. Uma possível camada de óxidos formada sobre esta superfície não é espessa o suficiente para a visualização com o aumento utilizado.

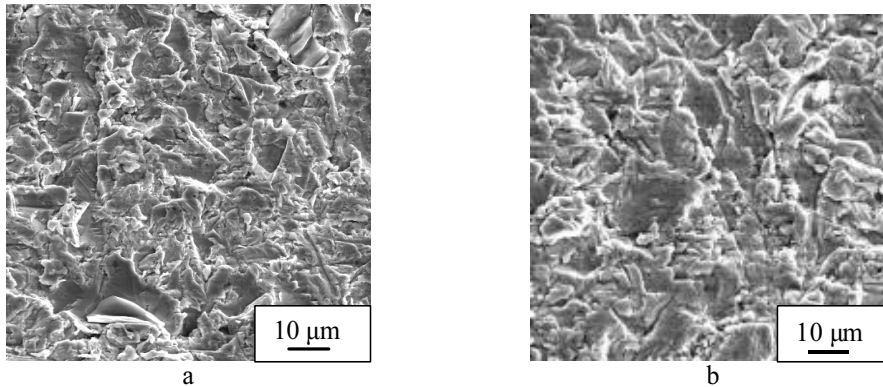


Figura 3. Micrografia em MEV do aço rápido, (a) sem oxidação e (b) oxidado a 400 °C por 1 h.

A Fig. (4) apresenta a média dos valores de coeficiente de atrito em função do tipo de ensaio realizado. Em cada ponto é mostrada a média do valor médio das cinco repetições com os respectivos desvios padrões. O valor do coeficiente de atrito de cada ensaio foi calculado fazendo-se a média dos valores lidos a cada segundo de ensaio, após um período inicial de grande variação, que, em geral, durava no máximo até os dez primeiros minutos de ensaio.

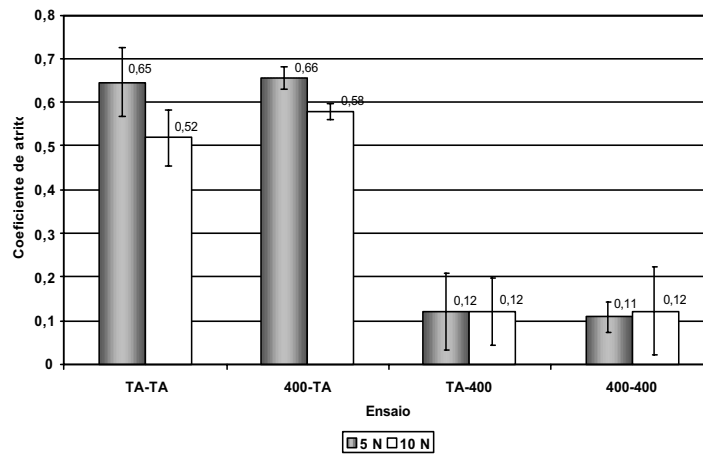


Figura 4. Valor do coeficiente de atrito médio em cada ensaio.

Nos resultados dos ensaios realizados à temperatura ambiente (TA-TA e 400-TA), observa-se apenas uma pequena elevação no valor do coeficiente de atrito, isto quanto utilizada uma carga de 10 N, que passou de 0,52 na amostra sem oxidação prévia para 0,58 na amostra pré-oxidada. Já no ensaio com a carga de 5 N, a variação do coeficiente de atrito foi consideravelmente menor, praticamente nula, passando de 0,65 para 0,66. Pode-se verificar, neste caso, a pequena, ou até mesmo nula, influência do efeito da pré-oxidação no resultado dos ensaios à temperatura ambiente.

Fato semelhante ocorreu nos ensaios realizados a quente (TA-400 e 400-400). Apesar da maior dispersão dos resultados (maior desvio padrão), em relação aos ensaios realizados a temperatura ambiente, pode-se observar uma variação desprezível do coeficiente de atrito devido à pré-oxidação das amostras.

Porém, quando são comparadas amostras iguais ensaiadas a temperaturas diferentes (TA-TA com TA-400 e 400-TA com 400-400), observa-se uma grande variação do coeficiente de atrito, independentemente da carga aplicada. A diferença do valor do coeficiente de atrito chegou a atingir 6 vezes entre os ensaios 400-TA e 400-400.

Desta forma, tem-se um forte indicativo que a temperatura de ensaio exerce uma grande influência sobre o valor do coeficiente de atrito, e, além disso, os óxidos formados em forno, caso da pré-oxidação, ou aqueles formados durante os ensaios a temperatura ambiente, não apresentaram diferenças significativas entre si, com respeito ao comportamento tribológico. No caso dos ensaios realizados a quente, a pré-oxidação também não proporcionou influência sobre esses resultados. Desta forma, pode ser observado que a pré-oxidação nas condições utilizadas (400 °C por 1 ou 2 h) não exerce influência significativa sobre o coeficiente de atrito do material ensaiado.

A Fig. (5) mostra alguns de resultados obtidos nos ensaios de deslizamento. Na Fig. (5a) e (5b) são mostrados resultados representativos dos ensaios TA-400 com cargas de 5 e 10 N, respectivamente. Já nas Fig. (5c) e (5d) são mostrados resultados representativos dos ensaios 400-400 com cargas de 5 e 10 N, respectivamente. Pode-se observar que as amostras que foram pré-oxidadas, caso das Fig. (5b) e (5d), apresentaram uma variação inferior do potencial de contato, durante todo ensaio, em relação às amostras sem pré-oxidação. Isto sugere que as camadas de óxidos nas amostras pré-oxidadas são mais estáveis do que aquelas formadas nas amostras pré-oxidadas, que apresentaram uma grande dispersão em torno de um valor. Esta dispersão indica que a espessura da camada sofria grandes variações, em pequenos períodos de tempo.

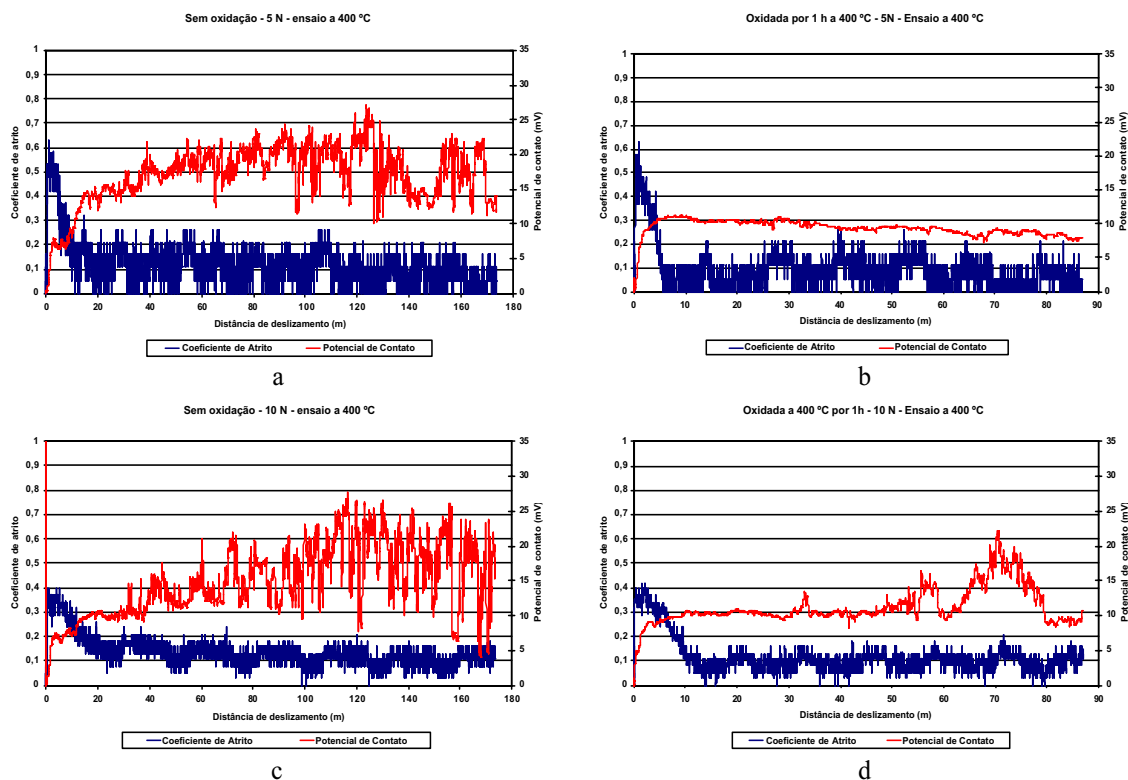


Figura 5. Resultados representativos dos ensaios, a) TA-400, 5N; b)400-400, 5N; c) TA-400, 10N; d)400-400, 10N.

Ainda na Fig. (5) pode ser observado que, inicialmente, o coeficiente de atrito apresentou valores elevados em todos os ensaios, porém, após um período de tempo estes valores foram reduzidos e se estabilizaram. Já nas curvas de potencial de contato ocorreu o oposto. Elas se iniciam em valores próximos a zero, indicando que não havia camada de óxidos no início dos ensaios, e somente se formaram com o decorrer dos ensaios. Observa-se, portanto, a redução nítida do coeficiente de atrito com a formação de uma camada de óxidos.

A Fig. (6) mostra valores do potencial de contato médio em cada ensaio. Cada ponto mostrado na figura representa a média dos valores médios de no mínimo cinco ensaios e seu respectivo desvio padrão. Esta média foi calculada desprezando-se os primeiros quinze minutos de cada ensaio, que foram considerados como um tempo necessário para formação da camada de óxidos. A única influência relativa aos óxidos formados em forno pode ser observada nos ensaios

realizados à temperatura ambiente. Na amostra pré-oxidada, o valor do potencial de contato foi muito inferior ao da amostra sem pré-oxidação. Com o decorrer dos ensaios, os óxidos formados em forno devem ter se fragmentado e se tornado abrasivos na interface amostra/contra-corpo. Com isto, o crescimento de uma nova camada pode ter sido dificultada, fazendo com que o potencial de contato permanecesse baixo. Nos ensaios realizados a 400 °C o potencial de contato foi praticamente o mesmo. Mesmo que os óxidos pré-existentes tenham se tornado abrasivos, a camada de óxido se formou e se manteve, em média, em valores entre 10 e 15 mV, como pode ser observado através dos valores de potencial de contato. A presença de altas temperaturas facilita a formação e o crescimento desta camada devido a maior mobilidade atômica, e, ainda, que ela seja arrancada por abrasivos, ela pode se recuperar mais facilmente.

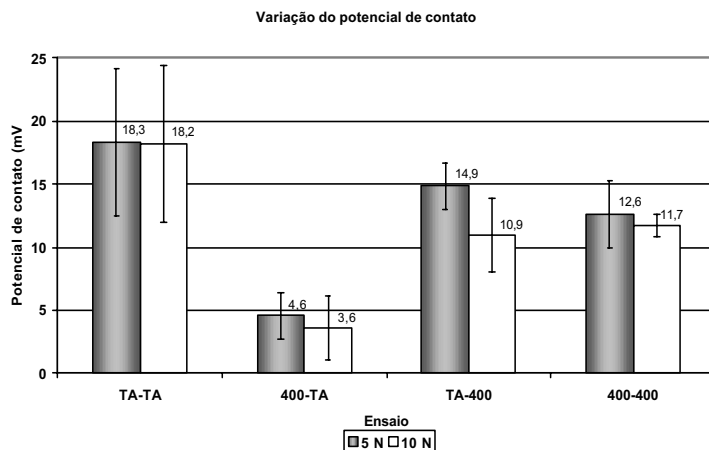


Figura 6. Valores do potencial de contato médio em cada ensaio.

Em relação ao desgaste, não foi possível quantificá-lo nas amostras ensaiadas. Mesmo fazendo-se do uso de uma balança eletrônica com resolução de 10^{-5} gramas não foi possível medir a variação de massa. Além disso, como metade dos ensaios foi realizada a temperaturas elevadas, as amostras se oxidariam durante o ensaio, com conseqüente aumento de massa. Portanto o método gravimétrico se mostrou ineficaz na quantificação do desgaste das amostras.

A solução encontrada foi quantificar o desgaste no contra-corpo, e, com isto, obter valores numéricos de desgaste, mesmo que não sejam valores de desgaste do material estudado. Esses podem fornecer informações importantes do comportamento tribológico dos óxidos.

A Fig. (7) apresenta os valores de desgaste do contra-corpo na forma de diâmetro da esfera, ou seja, o diâmetro da área desgastada da esfera ou o diâmetro de contato aparente entre a esfera (contra-corpo) e a amostra no final dos ensaios. Portanto, quanto maior o diâmetro medido, maior o valor do desgaste.

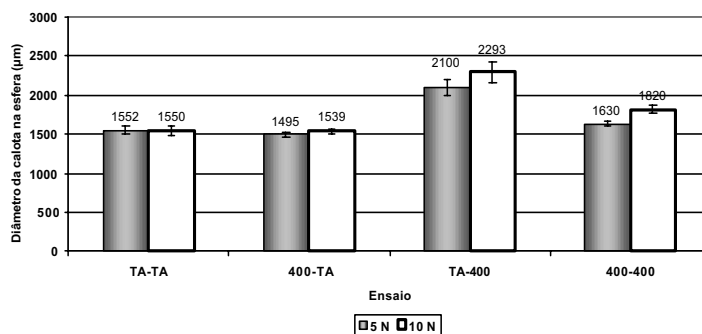


Figura 7. Valor do desgaste do contra-corpo em cada ensaio.

Pode-se observar que, como já podia ser esperado, tendo em vista os valores de coeficiente de atrito, os desgastes das esferas nos ensaios TA-TA e 400-TA foram aproximadamente os mesmos. Já o desgaste nos ensaios 400-400 foi de cerca de 78 % do desgaste nos ensaios TA-400. Neste caso, um maior desgaste também era esperado para este último ensaio, visto que o tempo de duração deste foi de 120 minutos contra 60 minutos dos ensaios 400-400.

Apesar dos valores do coeficiente de atrito dos ensaios a quente serem inferiores aos dos ensaios à temperatura ambiente, estes últimos apresentaram desgaste inferior. Isto pode ser facilmente explicado devido à menor dureza e resistência mecânica dos materiais a altas temperaturas fazendo, assim, com que eles se desgastem mais rapidamente. Nos ensaios a quente, dois dos mecanismos de desgaste atuantes podem agir mais intensamente, são eles as reações triboquímicas e a abrasão. Nas reações triboquímicas os fenômenos de oxidação são acelerados pela presença da temperatura, fazendo que a camada de óxido se forme mais rapidamente quando uma nova superfície do metal é exposta. Além disso, o crescimento da camada de óxidos é acelerado devido a maior mobilidade atômica a elevadas temperaturas. Com o crescimento excessivo da camada, ela se rompe mais facilmente transformando-se em partículas abrasivas na região de contato, acelerando o desgaste. A Fig. (8) mostra uma foto obtida em um microscópio óptico adaptado a um analisador de imagem, onde pode ser observado o aspecto da superfície desgastada da esfera, destacando-se claramente os riscos causados por partículas abrasivas e/ou pela topografia das amostras.

É deixado como trabalho futuro à quantificação do desgaste nas próprias amostras. Esta quantificação deverá ser feita por meio de interferometria óptica ou por meio de ensaios de deslizamento do tipo pino sobre disco com a utilização de cargas mais elevadas, que, possivelmente, proporcionarão um maior desgaste e, conseqüentemente, uma maior facilidade de medi-lo.

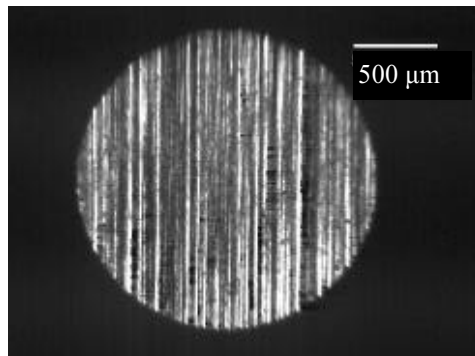


Figura 8. Aspecto da superfície desgastada de uma esfera num ensaio.

Na Fig. (9) pode se observar o aspecto da região de ensaio em duas amostras sob condições semelhantes de ensaios, amostras sem oxidação ensaiadas a temperatura ambiente. Na amostra da Fig. (9a) foi utilizada uma carga de 5 N, enquanto na amostra da Fig. (9b) a carga foi de 10 N.

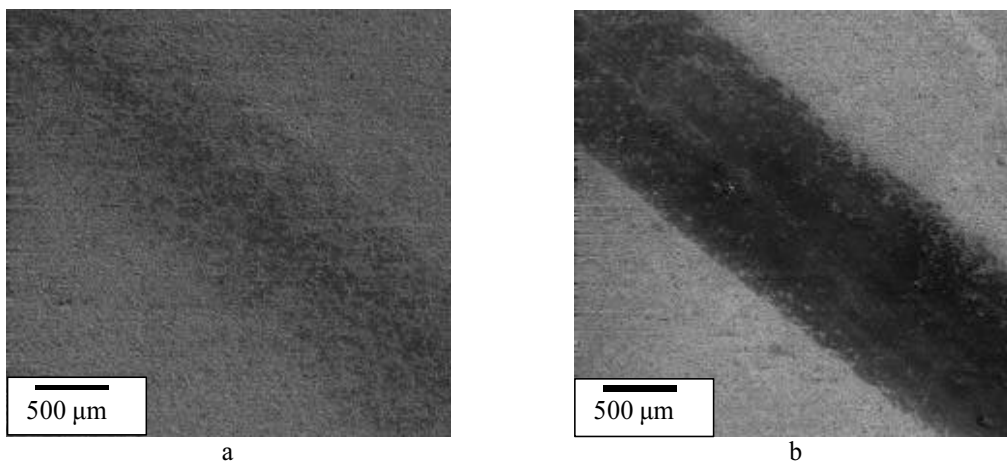


Figura 9. Aspecto da região de ensaio em MEV nos ensaios a) TA-TA com 5 N, e b) TA-TA com 10 N.

A Fig. (10) mostra uma foto em MEV de uma região de desgaste, num ensaio realizado a temperatura ambiente numa amostra sem pré-oxidação e com carga de 5 N. Pode-se observar claramente um fragmento ainda preso à amostra, porém, que possivelmente seria arrancado e se tornado uma partícula abrasiva na interface contra-corpo/amostra. A região de onde este fragmento se desprenderia seria exposta ao meio ambiente e, deveria se oxidar, formando, desta forma, uma nova camada.

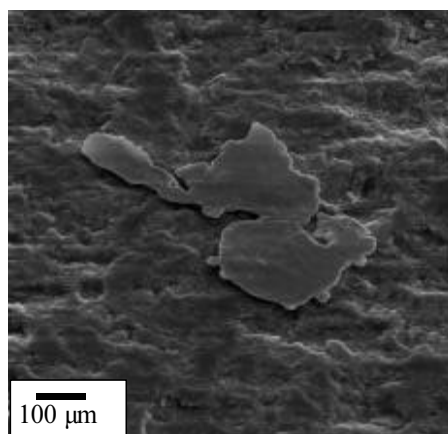


Figura 10. Aspecto da região de ensaio em MEV num ensaio TA-TA com carga de 5 N.

4. Conclusões

Com base nos resultados obtidos pode-se chegar as seguintes conclusões:

A pré-oxidação nas condições utilizadas não exerceu influência significativa sobre o comportamento tribológico do material ensaiado. Fato verificado nos valores de coeficiente de atrito, que permaneceram praticamente constantes em condições de ensaio iguais com variação apenas da pré-oxidação das amostras.

A elevação da temperatura de ensaio acarretou uma redução drástica do coeficiente de atrito, independentemente da condição da amostra, pré-oxidada ou não. Possivelmente a natureza dos óxidos formados durante os ensaios a quente é diferente daquela dos óxidos formados em forno (amostra pré-oxidada) à mesma temperatura (400 °C), e dos óxidos formados durante os ensaios realizados a temperatura ambiente.

Os óxidos formados em forno foram determinantes na eliminação e posterior inexistência da camada de óxidos nos ensaios realizados à temperatura ambiente, verificado por meio do potencial de contato. Porém, nos ensaios a 400 °C eles não exerceram influência significativa na existência desta camada.

A camada de óxidos se mostrou mais estável nos ensaios com amostras pré-oxidadas, nos ensaios a 400 °C. Possivelmente, a natureza dos óxidos formados em forno é diferente daquela dos óxidos formados durante os ensaios.

Referências

- Blain, P.; "Laminação e forjamento dos aços"; ABM, São Paulo, 1964.
- Erickson, L. C., Hogmark, S., "Case Study – Analysis of Banded Hot Rolling Rolls", *Wear*, 165, 1993.
- Eyre, T. S., "Friction and Wear Mechanisms", *Anais do II seminário Brasileiro Sobre Materiais Resistentes ao Desgaste*, ABM, Uberlândia, p. 263-292, 1991.
- Hutchings, I. M., "Tribology – Friction and wear of Engineering Materials" – 1ª ed. Arnold, London 1992, pg 273.
- Kato, O., Yamamoto, H., Ataka, M., Nakajima, K., "Mechanisms of Surface Deterioration of Roll for Hot Strip Rolling", *ISIJ International*, Vol. 32 (1992), No 11, pp. 1216-1220.
- Lagergren, J., "Hot Rolling lubrication at SSAB Tunnplat 6-Stand Hot Strip Mill in Borlänge, Sweden", *Scandinavian Journal of Metallurgy*, 1996; 25: 11-17, Denmark.
- Lanteri, V., Thomas, C., Bocquet, J., Yamamoto, H., Araya, S., "Black Oxide Film Generation on Work Rolls and Its Effects on Hot-Rolling Tribological Characteristics", *The 7th International Conference on Steel Rolling*, Japan, 1998.
- Rabinowicks, E., "Friction and Wear of Materials", John Willey and Sons, New York, 244 p., 1965.
- Schey, J. A., "Tribology in Metalworking – Friction, Lubrication and Wear", ASM, Ohio 1983.
- Stevens, P. G., Ivens, K. P., Harper, P., "Increasing Work-Roll Life by Improved Roll-Cooling Practice", *Journal of The Iron and Steel Institute*, January, 1971.
- Werquin, J. C., "Development of Roll Materials for Hot Strip Mill in Europe".
- Werquin, J. C., Bocquet, J., "The New Generation of Spun Cast Rolls in High Speed Steels for Hot Strip Mills" 34th MWSP Conf. Proc., ISS-AIME, Vol. XXX, 1993.
- Zum Gahr, K. H., "Microestrutura and Wear of Materials", Elsevier, 1987.

OXIDATION EFFECTS ON THE TRIBOLOGICAL BEHAVIOUR OF HIGH SPEED STEEL.

Júlio César Giubilei Milan

School of Mechanical Engineering, Laboratório de Tribologia e Materiais, Universidade Federal de Uberlândia.
Av João Naves de Ávila, 2160, Santa Mônica, Uberlândia, MG.
jcmilan@mecanica.ufu.br

Sinésio Domingues Franco

School of Mechanical Engineering, Laboratório de Tribologia e Materiais, Universidade Federal de Uberlândia.
Av João Naves de Ávila, 2160, Santa Mônica, Uberlândia, MG.
ltm-sdfranco@ufu.br

José Daniel Biasoli de Melo

School of Mechanical Engineering, Laboratório de Tribologia e Materiais, Universidade Federal de Uberlândia.
Av João Naves de Ávila, 2160, Santa Mônica, Uberlândia, MG.
ltm-demello@ufu.br

Miguel Angelo de Carvalho

Aços Villares S.A., Guaratinguetá, SP.
mac@villares.com.br

Renato Rufino Xavier

Aços Villares S.A., Guaratinguetá, SP.
rxavier@villares.com.br

Abstract. *The use of high-speed steels (HSS) as a material for roll mills is relatively recent. Among other advantages, HSS are supposed to work for longer periods between grindings, providing lower production costs. During the rolling of hot strips, a scale of oxides grows all over the roll surface owing to high temperatures inherent to this process. It's well known that oxides are electrical insulators. Besides, these scales act as a solid lubricant and as a barrier to abrasive particles, thus reducing the abrasive wear. On the other hand the scale can be frequently detached and acts, in this case, as hard abrasive particles. This work presents some preliminary results on the effect of oxidation on the tribological behaviour of the oxides generated on the surface of one kind of high-speed steel used to work rolls for Hot Strip Mills. Some samples were oxidised in air before testing while others were tested at high temperatures with no pre-oxidation. Wear tests were conducted by means of a reciprocating sliding apparatus under different normal loads and temperature. The results show a clear difference between the types of the oxides formed under different oxidation conditions.*

Key words: *oxide, high-speed steel rolls, hot rolling*

Agradecimentos

Os autores agradecem a Aços Villares S/A pelo fornecimento do material utilizado nos ensaios e ao IPT pela realização dos tratamentos térmicos das amostras. Agradecem, ainda, ao CNPQ pela concessão da bolsa ao aluno Milan, J. C. G..

STUDY ON THE EFFECTS OF MODE I AND MODE II STRESS INTENSITY FACTORS ON THE PROPAGATION OF CRACKS LOCATED AT THE SURFACE OF COATED SYSTEMS SUBJECTED TO INDENTATION WITH NORMAL LOADS

Roberto M. Souza

Laboratório de Fenômenos de Superfície
Departamento de Engenharia Mecânica
Escola Politécnica da Universidade de São Paulo
Av. Prof. Mello Moraes, 2231 05508-900 São Paulo SP Brazil
rsouza_csm@hotmail.com

Amilton Sinatora

Laboratório de Fenômenos de Superfície
Departamento de Engenharia Mecânica
Escola Politécnica da Universidade de São Paulo
Av. Prof. Mello Moraes, 2231 05508-900 São Paulo SP Brazil
sinatora@usp.br

Abstract. In this work, the finite element method was used in the study of the contact stresses developed during the spherical indentation of systems with elastic wear resistant films deposited on an elastic-plastic aluminum substrate. The finite element mesh was prepared considering the presence of a series of superficial cracks in the film and a sequence of steps was then applied to load the system. Initially, the deposition (intrinsic) and thermal (extrinsic) stresses were introduced to account for all residual stresses present in thin films deposited by processes such as sputtering. Later, a normal load of 50 N was applied on the pre-stressed system. Crack propagation was allowed during the indentation step and different fracture criteria for crack propagation were studied, one considering only the mode I and another considering both the mode I and mode II stress intensity factors associated with the film cracks. The results indicated that the mode II contribution becomes significant only when the crack size to film thickness ratio is large.

Keywords: Finite element modeling, indentation, thin films, soft substrates, fracture mechanics

1. Introduction

The technology of thin films has spread over a significant number of applications, including mechanical, optical, electronic and magnetic. The wide diversity of deposition processes, together with the set of process parameters that can be selected in each case, are associated with the possibility of depositing thin films with a wide range of properties. Considering that the film thickness has also a strong effect on the film/substrate system behavior, the total number of film characteristics available for each application is elevated.

Several methods were developed to provide insights on the mechanical behavior of thin film systems and, consequently, limit the number of laboratory and/or field tests required to specify the film characteristics more suitable for a given mechanical application. Some of these methods involve modeling, which can be either analytical (Gupta and Walowit, 1974 and Zheng and Ramalingam, 1996) or with the finite element method (Djabella and Arnell, 1992; Montmitonnet et al, 1993 and Komvopoulos, 1988). In many cases, the stress fields calculated with the modeling techniques can be correlated with the system behavior. For example, in the references mentioned above, the contact stresses developed during the indentation of coated systems were correlated with their tribological behavior. Recently, the importance of modeling techniques has increased, since the application of the numerical methods was used, in conjunction with experiments, to effectively calculate thin film properties, such as the elastic modulus (Knapp et al, 1998 and Tang and Arnell, 1999).

In general, modeling works that study the wear behavior of thin film systems deal with the two-dimensional indentation problem presented in Fig. 1, in which an indenter with known profile applies normal (and/or tangential) loads on the system. As a result, the contact stresses developed in each point of the model can be calculated in different situations. Alternatively, the contact stresses can be monitored along a given line of the model. For example, Fig. 2 (Souza, 1999) presents values of radial stresses (σ_r) calculated along the film surface (line $r = 0$ in Fig.1) when three coated systems with aluminum substrate were subjected to a 50 N normal load applied by a sphere.

More recently, new developments were conducted to study the contact stresses generated during the indentation of coated systems. This new set of works attempted to modify the numerical simulations in order to consider some aspects that are observed in practice and were not considered in previous works. Thus, these new works were able not only to determine the location where a given system would fail but also to understand the system response in face of these failures. For example, the works by Souza et al (1999a) and Souza et al (2001a) calculated the contact stresses

developed during the indentation of coated systems considering the effects of film residual stresses and film/substrate interface fracture, respectively.

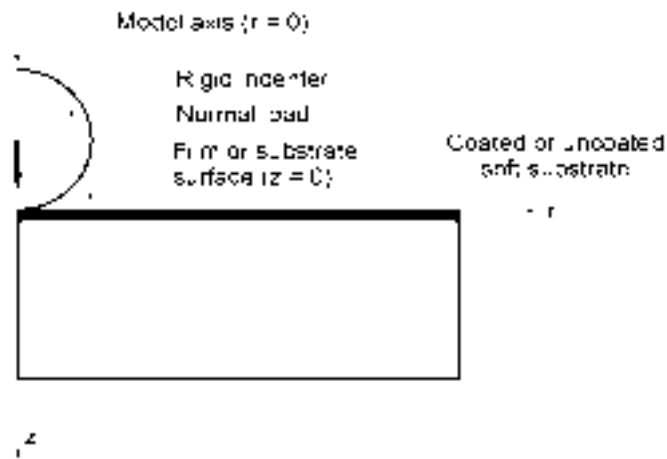


Figure 1. Schematic of the geometry used during the finite element analyses to calculate contact stresses during the indentation of coated or uncoated systems (Souza, 1999).

Another important aspect explored in these recent works refers to film fracture. During indentation, the film failures most commonly observed are the radial cracks that propagate under the tangential (hoop) stresses and the circular cracks that result from the radial stresses (Ma et al, 1995). Usually, circular cracks located close to the indentation contact edge are the preferred mode for the situation of a more rigid thin film deposited on a more compliant substrate, as indicated in Fig.3 (Souza et al, 2001b). In terms of film fracture, Souza et al (1999b) have conducted finite element analyses considering the presence and propagation of the circular cracks presented in Fig. 3. In this case, previous results, such as those presented in Fig.2, indicated that the locations that were more suitable for the propagation of film cracks were not only the contact edge region, but also the regions close to the indentation axis. Therefore, fifteen cracks were distributed over the film surface and allowed to propagate during the analyses. In a subsequent work, the numerical results were compared with those obtained after indentation experiments were conducted on coated specimens with soft substrates (Souza et al, 2001b), which provided further information regarding the mechanisms associated with the propagation of the circular cracks.

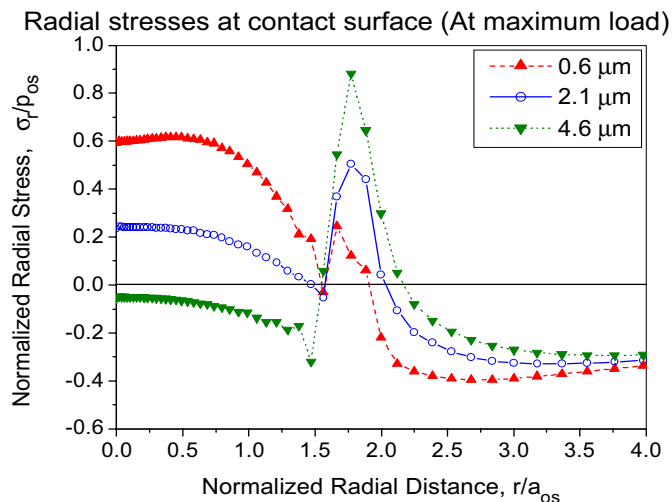


Figure 2. Radial stresses calculated by the FEM during the 50 N normal indentation of systems with an elastic-plastic 6061 aluminum substrate and wear resistant films with different values of thickness (Souza, 1999).

One important factor associated with the works mentioned above refers to the criterion adopted for propagation of the circular cracks. Weppelmann and Swain (1996) studied the mode I and mode II stress intensity factors associated with the circular cracks developed during spherical indentation, specifically for situations where the crack size to thickness (c/t) ratio was small (less than $1/3$). Their conclusion was that mode I contributions are predominant in the early stages of superficial crack propagation (small cracks), especially in the cases where the ratio (R/t) of indenter radius to film thickness was large (≈ 2). In the two works mentioned above (Souza et al, 1999b and Souza et al, 2001b), the authors used a criterion for the propagation of circular cracks based exclusively on the mode I stress intensity factor, since the ratio (R/t) used in their analyses was much larger ($R/t = 173$, $R/t = 379$ and $R/t = 1326$) than those studied by Weppelmann and Swain (1996), possibly resulting in less significant effects of the mode II stress intensity factor.

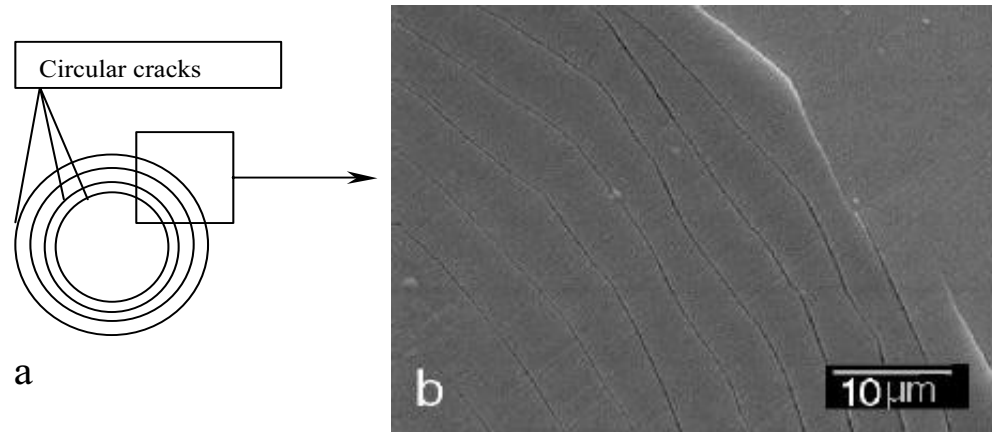


Figure 3. Circular cracks observed after the indentation of coated systems with soft substrates: (a) Schematic and (b) Scanning electron microscope analysis after the 50 N indentation on samples with silicon carbide film and a 6061 aluminum substrate (Souza, 2001b).

Oliveira and Bower (1996) have also analyzed the cracking behavior of thin films during indentation. In this case, both mode I and mode II stress intensity factors were considered during the analysis of cracks located entirely in the film and propagating perpendicular to the interface. The crack path was monitored through the indentation and the curvature observed in many cases indicated that the mode II stress intensity factor had an effect on the cracking behavior, especially after the crack size was significant when compared with the film thickness.

In this work, a new set of finite element analyses was conducted to better understand the phenomena associated with film cracking during the indentation of coated systems with soft substrates. The contribution of the mode II stress intensity factor was incorporated in analyses similar to those conducted by Souza et al (1999b), in order to verify the values of (c/t) at which this contribution becomes significant. Besides, in part of the analyses, a friction coefficient different from zero was adopted to define the contact between the surfaces of cracks located in the film.

2. Model description

The software ABAQUS® was used to run the Finite Element Method (FEM) models, using the mesh presented in Fig. 4a. A Schematic of the most refined portion of the mesh is presented in Fig. 4b.

The indenter shown in Fig. 4a was assumed to be rigid and to apply only normal loads on the system. A diameter of 1.59 mm (1/16 inch) was selected, which is the diameter of a Rockwell F indenter.

A total of 8867 four-noded elements were selected to model the substrate. Since only normal loads were applied, there was symmetry with respect to the indentation axis and axisymmetric elements could be used. In all models, the substrate was made of a 6061 aluminum alloy, with elastic-plastic behavior. The elastic and thermal properties of the aluminum (elastic modulus $E = 68.9$ GPa, Poisson ratio $\nu = 0.33$ and coefficient of thermal expansion $\alpha = 23.6 \times 10^{-6} \text{ K}^{-1}$) were taken from the literature, and the plastic behavior, including strain hardening, was selected based on tensile tests conducted on 6061 aluminum samples (Souza, 1999).

The film layer was assumed to be elastic in all cases, having the properties of the material used in previous studies (Souza et al, 1999b). These properties were $\alpha = 9.8 \times 10^{-6} \text{ K}^{-1}$, $E = 210$ GPa and $\nu = 0.3$. Two different values of film thickness ($t = 2.1 \text{ }\mu\text{m}$ and $t = 4.6 \text{ }\mu\text{m}$) were studied and the additional number of elements depended on the thickness. A total of 3150 and 3730 elements were used to model films with $t = 2.1 \text{ }\mu\text{m}$ and $t = 4.6 \text{ }\mu\text{m}$, respectively.

In terms of film cracking, Fig. 2 indicates that the location of the maximum radial stresses at the film surface varied according to the film thickness. Thicker films tended to have a peak of tensile stresses close to the contact edge (region 'A' in Fig. 4b), while higher radial stresses were found inside the contact region for thinner films (region 'B' in Fig. 4b). Since the intent was to evaluate the effect of superficial cracks, the analyses conducted in this work considered the

presence of fifteen cracks distributed along the film surface (Fig. 4b). It must be noticed that, due to the axisymmetric geometry, the initial cracks are in fact circular cracks that propagate mainly under radial (σ_r) and shear ($\tau_{r\theta}$) stresses. A more precise configuration would also consider cracks propagating under hoop (σ_θ) stresses, but such consideration is impossible in a two-dimensional axisymmetric geometry.

It is also important to mention that the axisymmetric geometry requires a crack to simultaneously propagate over its entire perimeter. Therefore, it was not possible to reproduce facts that may be observed in practice, such as a crack propagating only over a circumferential section (Souza et al, 2001b) or a crack that locally propagates through the film and later propagates over the perimeter of a circle (Hutchinson and Suo, 1992).

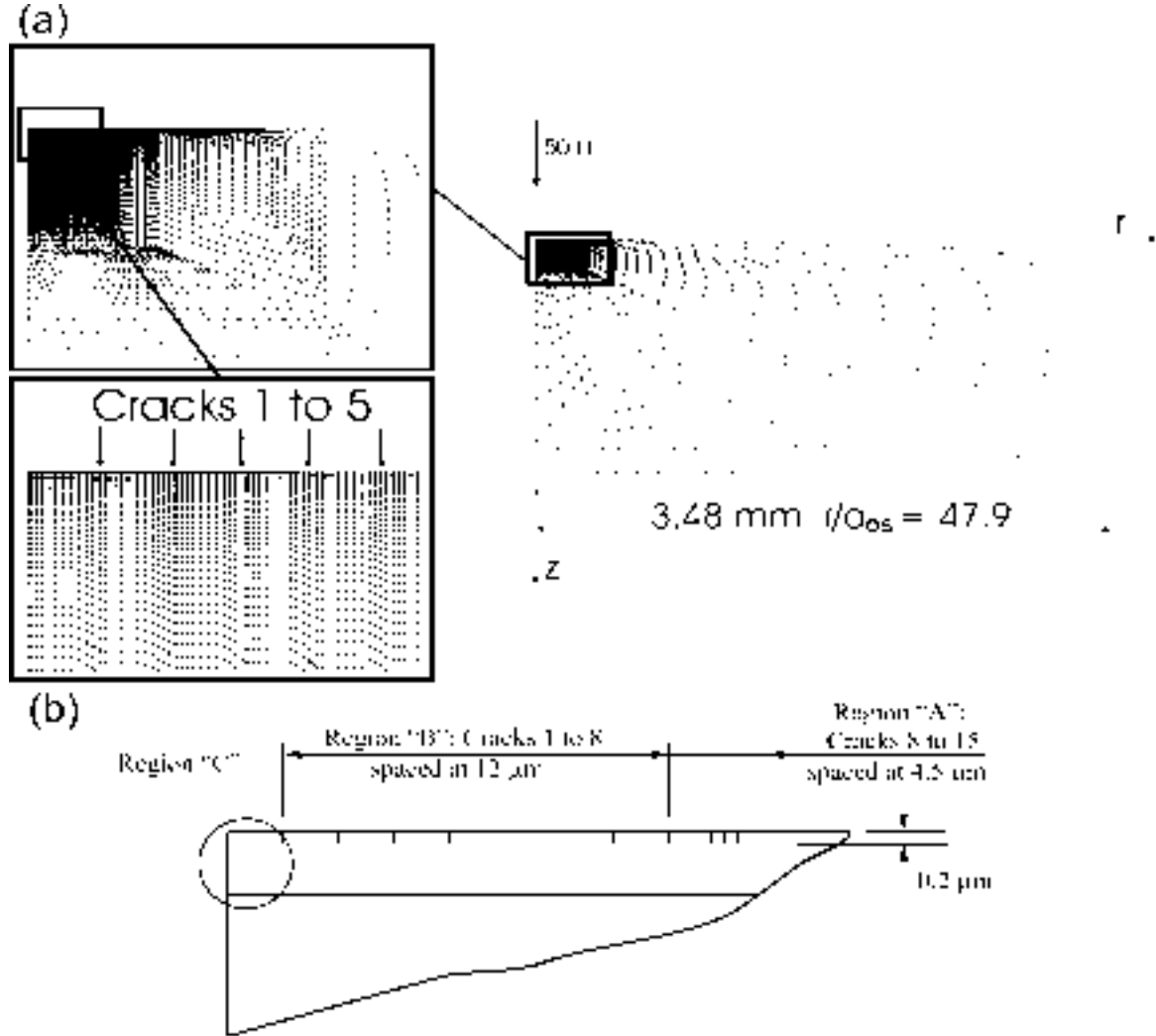


Figure 4. Characteristics of the mesh used during the finite element analysis: (a) Overview and (b) schematic of the most refined portion of the mesh.

In terms of defect size, the actual initial value depends on the quality of the film but, for the uniformity of the analyses, an initial crack size $c_0 = 0.2 \mu\text{m}$ was considered reasonable and adopted in all cases.

Three steps were used to load the system. Initially, a uniform biaxial stress was imposed on the film elements to account for the intrinsic stresses that result from the film processing. A compressive value of 1 GPa was selected, although it is recognized that larger values were reported for Physical Vapor Deposition (PVD) processes (Oettel and Wiedemann, 1995). In the second loading step, it was assumed that the temperature reached during deposition was 498 K, a temperature that is in the range usually observed during sputtering processes. Thermal residual stresses were then calculated when the system was cooled to room temperature (298 K) (Souza et al, 1999b). In the third step, a normal load of 50 N was gradually applied on a reference node on the indenter (Fig. 4a) and the amount that each of the fifteen cracks propagated was calculated at the maximum load.

During the indentation part of all analyses, the superficial cracks (Fig. 4b) were allowed to propagate. Unfortunately, studies involving crack propagation in ABAQUS® are only possible if a predetermined crack path is

defined. In this work, it was assumed that the film superficial cracks propagated in a self-similar manner or, in other words, the crack extension would occur in the plane of the original crack. Thus, a path perpendicular to the interface was specified, although it is recognized that Oliveira and Bower (1996) calculated small deviations from this behavior.

A general fracture criterion was applied to define the conditions when the superficial cracks should propagate. Based on the assumption of elastic films, the most suitable ABAQUS® criterion for crack propagation was the maximum stress, according to which, the film cracks were allowed to propagate when a critical condition was reached at a certain position ahead of the crack tip (Hibbitt, Karlsson & Sorensen, Inc., 1997). However, as mentioned before, two different critical conditions were applied depending on the analysis.

Part of the analyses considered only the effects of tension (K_{Ic}) and crack extension occurred when the conditions specified in Eq. 1 and 2 were satisfied at a certain position (d) ahead of the crack tip.

$$K_I = K_{Ic} \tag{1}$$

$$s_r = \frac{K_{Ic}}{\sqrt{2pd}} \tag{2}$$

A different critical condition was specified in other analyses, which also included the effect of the in-plane shear stresses (K_{IIc}). In the case, the critical conditions presented in Eq. 3 and 4 were adopted, which, according to Broek (1997), is valid for cracks that propagate in a self-similar manner.

$$\left(\frac{K_I^2}{K_{Ic}^2} \right) + \left(\frac{K_{II}^2}{K_{IIc}^2} \right) = 1 \tag{3}$$

$$\sqrt{\left(\frac{s_r}{s_{rf}} \right)^2 + \left(\frac{t_{rg}}{t_{rgf}} \right)^2} = 1, \text{ where } s_{rf} = \frac{K_{Ic}}{\sqrt{2pd}} \text{ and } t_{rgf} = \frac{K_{IIc}}{\sqrt{2pd}} \tag{4}$$

In order to simplify the analyses, it was assumed that $K_{Ic} = K_{IIc}$. However, the critical stress intensity factor values differed depending on the value of film thickness, as presented in Tab. 1, which summarizes the conditions selected for the six finite element analyses conducted in this work.

Table 1. Parameters selected in each of the finite element analyses.

Analysis	Film thickness (μm)	$K_{Ic} = K_{IIc}$ (MPa (m) ^{1/2})	Failure condition	μ_c
1	2.1	1.3	Mode I	0
2			Modes I and II	0
3			Modes I and II	0.8
4	4.6	1.0	Mode I	0
5			Modes I and II	0
6			Modes I and II	0.8

In terms of friction, a frictionless condition was selected to define the contact between the indenter and the film. However, different from the previous works (Souza et al, 1999b and Souza et al, 2001b), the friction coefficient between the cracked surfaces was assumed to be different from zero in part of the analyses. In those cases, the value used in the work by Oliveira and Bower ($\mu_c = 0.8$) was selected, as indicated in Tab. 1.

3. Model testing

Two different procedures were applied to test the meshes developed for the finite element analyses. Initially, models with an aluminum substrate and no film were developed to test the substrate mesh. The size of the smallest elements in region ‘‘C’’ (Fig. 4b) was gradually reduced until minimal variation (< 1 %) in the results was obtained. The selected mesh was then used in the calculation of stresses during the indentation (5 N) of an elastic aluminum substrate, and the results were compared with analytical (Hertzian) values. A further test of the substrate mesh was obtained by comparing the calculated depth profile formed during the indentation (600 N) of an elastic-plastic aluminum substrate with that of a Rockwell F (600 N) test conducted in a 6061 aluminum alloy. Good agreement was found when comparing FEM data with analytical and experimental results (Souza, 1999).

A similar procedure was conducted to establish the size and number of film elements that are on both sides of the superficial crack paths. The radial size of the elements in regions ‘A’ and ‘B’ was gradually decreased and the number of elements through film thickness was gradually increased until minimal variation was observed in terms of the

calculated stresses and also on the amount that each of the fifteen cracks propagated during the entire analysis (Souza et al., 1999b)

4. Results

Figure 5 presents the amount that each of the fifteen superficial cracks propagated when the analyses with $t = 2.1 \mu\text{m}$ were conducted (Analyses 1, 2 and 3 in Tab. 1). This figure indicates that different behaviors were observed in each case. In particular, it is important to mention that, for the analysis considering the effects of both stress intensity factors and $\mu_c = 0$, the crack tip of cracks number 8 to 15 reached the film/substrate interface (Fig. 5b).

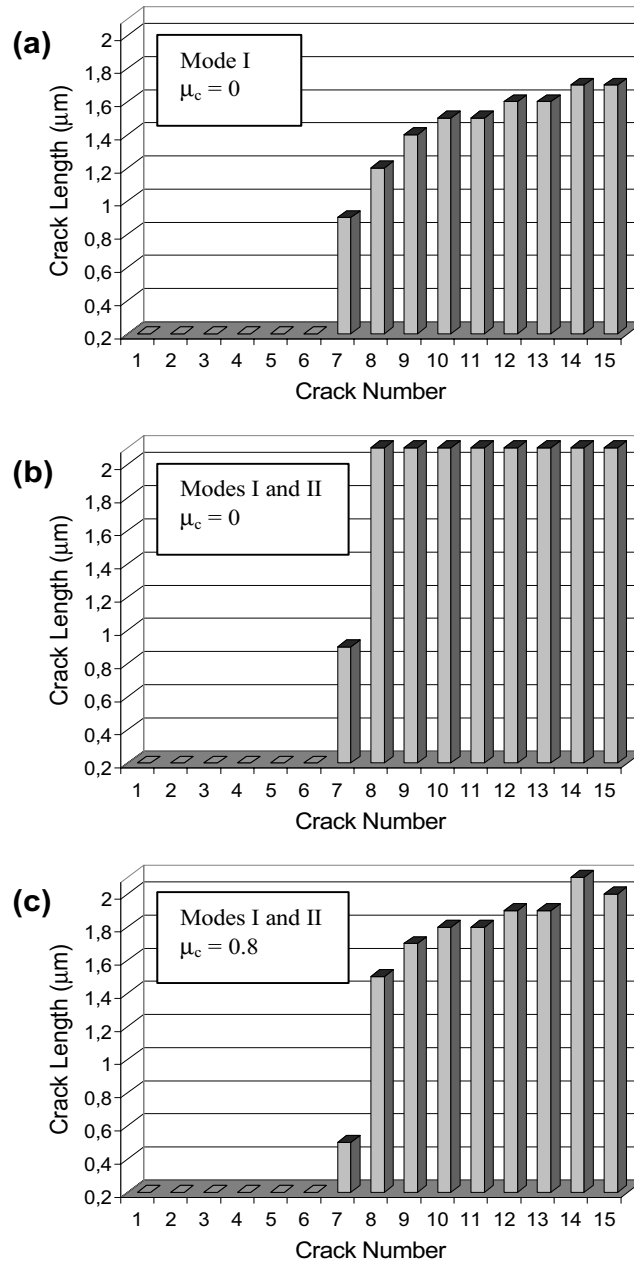


Figure 5. FEM results obtained during the 50 N normal indentation of a system with a $t = 2.1 \mu\text{m}$, $K_{Ic} = 1.3 \text{ MPa (m)}^{1/2}$ and $E = 210 \text{ GPa}$ film deposited on an elastic-plastic 6061 aluminum substrate. Amount of crack propagation at maximum load.

In terms of the analyses with $t = 4.6 \mu\text{m}$, Figure 6 presents the amount that each of the fifteen superficial cracks propagated during analyses 4, 5 and 6 (Tab. 1). Once again, different behaviors were observed in the different analyses and the crack tips of cracks closer to the contact edge reached the film/substrate interface when both stress intensity factors were considered and μ_c was equal to zero.

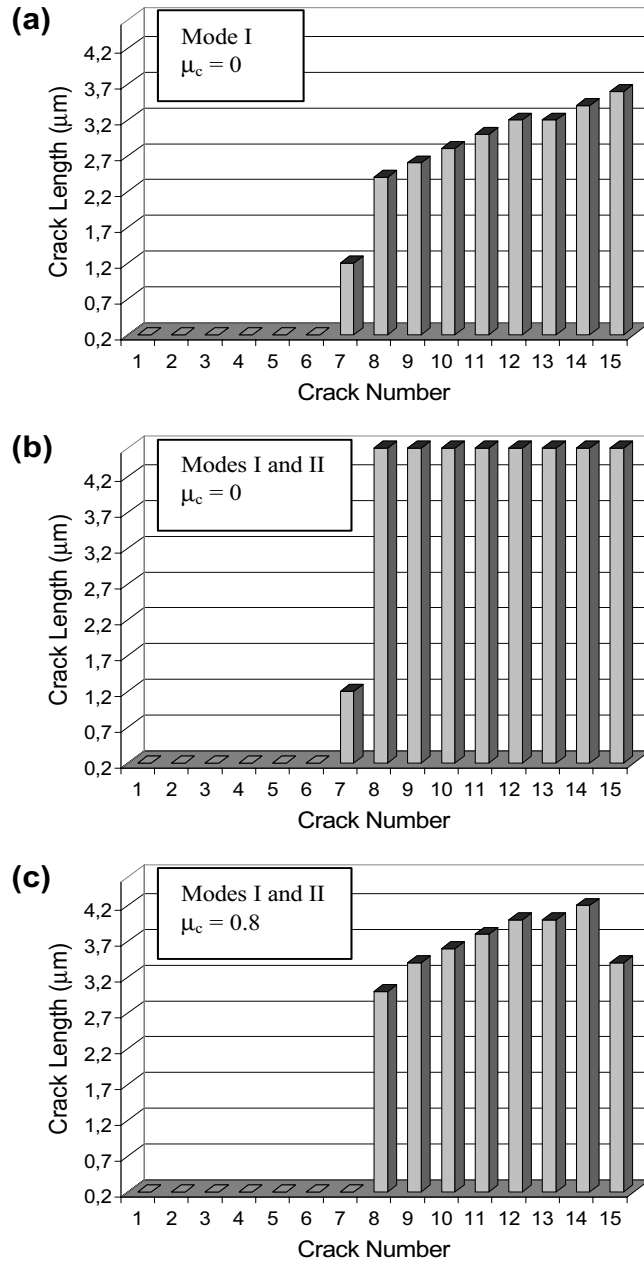


Figure 6. FEM results obtained during the 50 N normal indentation of a system with a $t = 4.6 \mu\text{m}$, $K_{Ic} = 1.0 \text{ MPa (m)}^{1/2}$ and $E = 210 \text{ GPa}$ film deposited on an elastic-plastic 6061 aluminum substrate. Amount of crack propagation at maximum load.

5. Discussion

In order to understand the results presented in the previous section, the phenomena responsible for the formation of the circular cracks (Fig. 3) will be briefly discussed. The film elements of two analyses with different film thickness were isolated from the finite element mesh and are presented in Fig. 7 (Souza, 1999) prior and after the indentation. This figure indicates that a significant amount of bending was observed close to the contact edge of these indentations (Points C and D in Figs. 7a and 7b). It is also possible to observe that the bending effects are less pronounced as the

film thickness decreases, which is in agreement with the height of the peaks in tensile stresses observed close to the contact edge ($r/a_{os} \approx 1.8$) (Fig.2).

If an analogy with a bar subjected to simple bending is conducted, it is possible to observe that these bending effects associated with the deformation of the film result in tensile stresses at the film surface (Fig. 2) and compressive stresses at the film/substrate interface. Therefore, if only the effects of the stresses normal to the crack plane were considered (Eq. 1), a crack propagating from the surface would extend into areas with gradually increasing compressive stresses and would probably arrest before the interface was reached. This analysis is supported by the results presented in Figs. 5a and 6a, where none of the cracks reached the interface.

Proceeding with the analogy with the bar in simple bending, a distribution of in-plane shear stresses would also be present along the thickness of the film. In bending, the shear stresses are higher close to the neutral axis of the film and decrease as the surface and the interface are approached. These shear stresses would be responsible for the continuity of crack propagation as the crack extended into areas where the normal stresses became more compressive (Eq. 3). For this reason, most of the cracks that propagated when the contributions of both mode I and mode II stress intensity factors were considered reached the film/substrate interface (Figs. 5b and 6b). However, it is interesting to note that, in both cases, the amount propagated by crack number 7 was exactly the same, i.e. no additional propagation was observed when mode II was considered. These results suggest that, for both values of film thickness, crack number 7 was not large enough for the effects of mode II stress intensity factor to become active. In other words, similar to what was presented by Weppelmann and Swain (1997), the contribution of the shear stresses become significant only after the crack size reaches a given value with respect to the film thickness. Unfortunately, the results presented in Figs. 5 and 6 do not allow a precise calculation of the ratio (c/t) at which the effects of mode II would become significant. However, the results allowed the identification of a range for this threshold value. As presented in Fig.5, in films with thickness equal to $2.1 \mu\text{m}$, the effect of mode II was not significant for crack 7, with size equal to $c = 0.9 \mu\text{m}$ ($c/t = 0.43$), but affected the behavior of crack 8 with size equal to $c = 1.2 \mu\text{m}$ ($c/t = 0.57$). On the other hand, in films with thickness equal to $4.6 \mu\text{m}$, the effect of mode II was not significant for crack 7 ($c/t = 0.30$), but was observed in crack 8 ($c/t = 0.52$). It is also interesting to note that, as mentioned before, the bending effects would be more pronounced as the thickness of the film increased. Therefore, it is expected that the threshold in (c/t) value should be higher in films with $t = 4.6 \mu\text{m}$ than in films with $t = 2.1 \mu\text{m}$. This statement is also in agreement with Weppelmann and Swain (1997), who calculated that mode II stress intensity factors would be more significant as the film thickness decreased.

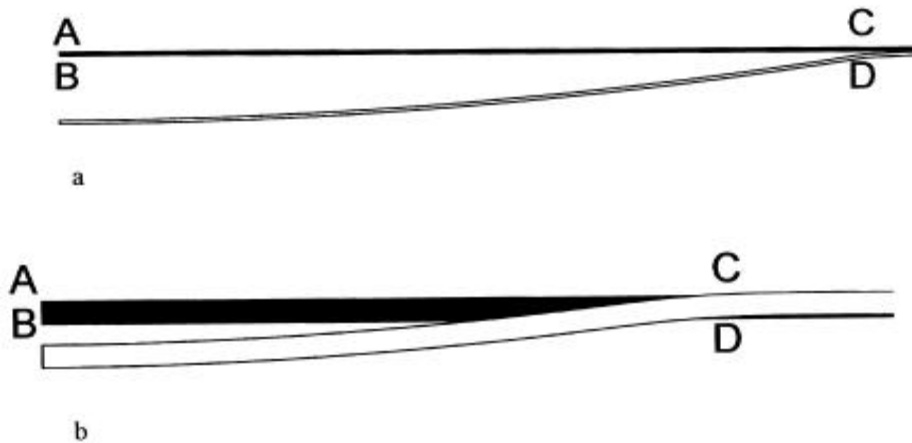


Figure 7. FEM results obtained during the 50 N normal indentation of a system with different wear resistant films and an elastic-plastic 6061 aluminum substrate. Original (black) and displaced (white) meshes of films with $E = 280 \text{ GPa}$ and: (a) Thickness $t = 0.6 \mu\text{m}$ and (b) Thickness $t = 4.6 \mu\text{m}$ (Souza, 1999).

Another important aspect related with the circular cracks refers to their spacing, which, according to Souza et al (2001b) can be correlated with the film fracture toughness. Results presented in Figs. 5 and 6 indicate that, although the amount of crack propagation was altered when the effects of mode II were considered, the cracks that propagated when only mode I was considered were the same that propagated under the effect of both mode I and mode II. Once again, this result can be associated with the effects of mode II stress intensity factor, which is not significant when the crack is small. Besides, this result indicates that no significant variation in inter-crack spacing was introduced with mode II, which validates the analyses that were conducted before (Souza et al, 2001b).

On the other hand, Figs. 5c and 6c indicate that the same is not true for the friction coefficient between cracked surfaces (μ_c). In comparison with Figs. 5b and 6b, less propagation was observed when a value different from zero was selected for μ_c , indicating that this friction effect significantly altered the contact stresses generated during the indentation of the coated system. Note that $\mu_c \neq 0$ may have a significant effect on the shear stresses, which would probably decrease due to the restriction imposed by friction when the cracked surfaces tried to slide one with respect to

the other. Therefore, this limitation in the shear effects reduced the mode II stress intensity factor, which limited its contribution in relation to mode I, resulting in cracks that propagated further than in the case of Figs. 5a and 6a (mode I and $\mu_c = 0$), but did not reach the film/substrate interface.

6. Conclusions

In this work, six finite element analyses were conducted to simulate the indentation of coated systems with soft substrate. Different conditions were selected to define a criterion for the propagation of cracks located at the film surface. The results indicated that

- The effect of mode II stress intensity factor was significant only when the ratio (c/t) between the crack size and the film thickness exceeded a threshold value, which depended on the film thickness.
- When a friction coefficient ($\mu_c = 0.8$) was considered to define the contact between the cracked surfaces, the contribution from the shear stresses decreased, altering the amount of crack propagation.

7. Acknowledgements

The authors recognize the Sao Paulo Research Support Foundation – FAPESP for the financial support through project number 99/12723-8.

8. References

- Broek, D., 1997, "Elementary Engineering Fracture Mechanics", Ed. Kluwer Academic Publishers, Dordrecht, the Netherlands, 516 p.
- Djabella, H. and Arnell, R.D., 1992, "Finite Element Analysis of the Contact Stresses in an Elastic Coating on an Elastic Substrate", *Thin Solid Films*, Vol. 213, pp. 205-219.
- Gupta, P.K. and Walowit, J.A., 1974, "Contact Stresses Between an Elastic Cylinder and a Layered Elastic Solid", *Trans. of the ASME – J. of Lubrication Technol.*, Vol. 96, pp. 250-257.
- Hibbitt, Karlsson & Sorensen, Inc., 1997, "ABAQUS/Standard Version 5.7", Ed. Hibbitt, Karlsson & Sorensen, Inc., Pawtucket, USA.
- Hutchinson, J.W. and Suo, Z., 1992, "Mixed Mode Cracking in Layered Materials", *Adv. Appl. Mech.*, Vol. 29, pp. 63-191.
- Knapp, J.A., Follstaedt, D.M., Myers, S.M., Barbour, J.C., Friedmann, T.A., Ager III, J.W., Monteiro, O.R. and Brown, I.G., 1998, "Finite-Element Modeling of Nanoindentation for Evaluating Mechanical Properties of MEMS Materials", *Surf. and Coatings Technol.*, Vol. 103-104, pp. 268-275.
- Komvopoulos, K., "Finite Element Analysis of a Layered Elastic Solid in Normal Contact with a Rigid Surface", *Trans. of the ASME– J. of Tribology*, Vol. 110, pp. 477-485.
- Ma, K.J., Bloyce, A. and Bell, T., 1989, "Examination of Mechanical Properties and Failure Mechanisms of TiN and Ti-TiN Multilayer Coatings", *Surf. and Coatings Technol.*, Vol. 76-77, pp. 297-302.
- Montmitonnet, P., Edlinger, M.L. and Felder, E., 1993, "Finite Element Analysis of Elastoplastic Indentation: Part II- Application to Hard Coatings", *Trans. of the ASME – J. of Tribology*, Vol. 115, pp. 15-19.
- Oettel, H. and Wiedemann, R., 1995, "Residual Stresses in PVD Hard Coatings", *Surf. and Coatings Technol.*, Vol. 76-77, pp. 265-273.
- Oliveira, S.A.G., Bower, A.F., 1996, "An Analysis of Fracture and Delamination in Thin Coatings Subjected to Contact Loading", *Wear*, Vol. 198, pp. 15-32.
- Souza, R.M., Mustoe, G.G.W. and Moore, J.J., 1999a, "Finite Element Modeling of Thermal Residual and Contact Stresses of Thin Films on Aluminum Substrates", in "Surface Engineering: Science and Technology I", Ed. The Minerals, Metals & Materials Society, USA, pp. 487-496.
- Souza, R.M., Mustoe, G.G.W. and Moore, J.J., 1999b, "Finite-element modeling of the stresses and fracture during the indentation of hard elastic films on elastic-plastic aluminum substrates", *Thin Solid Films*, Vol. 356, pp. 303-310.
- Souza, R.M., Mustoe, G.G.W. and Moore, J.J., 2001a, "Finite-element modeling of the stresses, fracture and delamination during the indentation of hard elastic films on elastic-plastic aluminum substrates", *Thin Solid Films*, *in press*.
- Souza, R.M., Sinatora, A., Mustoe, G.G.W. and Moore, J.J., 2001b, "Numerical and Experimental Study of the Circular Cracks Observed at the Contact Edges of the Indentations of Coated Systems with Soft Substrates", *Wear*, *in press*.
- Tang, K.C. and Arnell, R.D., 1999, "Determination of Coating Mechanical Properties Using Spherical Indenters", Presented at the 25th International Conference on Metallurgical Coatings and Thin Films, San Diego CA, April 12-15.
- Weppelmann, E. and Swain, M.V., 1996, "Investigation of the Stresses and Stress Intensity Factors Responsible for Fracture of Thin Protective Films During Ultra-Micro Indentation Tests with Spherical Indenters", *Thin Solid Films*, Vol. 286, pp. 111-121.
- Zheng, L. and Ramalingam, S., 1996, "Multi-Layer and Composite Structures for Advanced Coatings", *Surf. and Coatings Technol.*, Vol. 81, pp. 52-71.

PERFORMANCE NO CORTE A SECO DE BROCAS COM RECOBRIMENTOS DUPLEX

José Robeto Tavares Branco

Fundação CentroTecnológico de Minas Gerais - CETEC - Av. José Cândido da Silveira, 2000, Cidade Nova, Belo Horizonte, MG, Brasil. - jbranco@cetec.br

Ismael Ferreira da Silva

Rede Temática em Engenharia de Materiais - CETEC-UFOP-UEMG – Av. José Cândido da Silveira, 2000, Belo Horizonte, CEP 31170000 – MG – Brasil – ifdsilva@cetec.br

Gustavo Soares Vieira

Fundação CentroTecnológico de Minas Gerais - CETEC - Av. José Cândido da Silveira, 2000, Cidade Nova, Belo Horizonte, MG, Brasil - gvieira@cetec.br

Vladimir Baggio Scheid

Centro Tecnológica da Aeronáutica – CTA - São José dos Campos

Resumo: A furação é um importante processo de usinagem e portanto empresas continuam buscando desenvolvê-la com o objetivo de redução de custos e ganho de qualidade de superfícies. Neste sentido, o endurecimento por nitretação está sendo explorado com um tratamento preliminar à deposição de camadas duras, buscando-se maior suporte para estas. Neste trabalho investigou-se a furação de aço ferramenta com uso de brocas de aço rápido nitretadas e com recobrimentos "duplex". A nitretação foi realizada a 450C, com plasma pulsado a frequência de 15kHz e pulsos de 55 microsegundos, sob atmosfera de 300 Pa de nitrogênio e hidrogênio, buscando-se espessura zero de camada branca. Os recobrimentos de TiN foram depositados por deposição de vapores, sob plasma triodo, a 400 e 450 C. O desempenho de ferramentas foi avaliado por desgaste de flanco, número de furos e corrente de motor, para a realização de furos cegos de 15 mm. Os resultados são discutidos em termos de dureza de camada, tribografia e aderência.

Palavras chaves: Recobrimento duplex, usinagem seco, desgaste, nitretação iônica

1. Introdução

Ferramentas e componentes de máquinas submetidos a condições severas de trabalho normalmente sofrem desgaste. Com a análise de Holm e Archard demonstra-se que o aumento da dureza promoverá a vida de ferramentas (1). A engenharia disponibiliza outros materiais com até 10000 HV, mas frágeis. Para contornar a dificuldade entre manter simultaneamente a alta resistência ao desgaste e a alta tenacidade, a engenharia de superfícies busca a produção de compósitos onde uma camada dura é depositada sobre um substrato tenaz.

A Engenharia de Superfícies como uma disciplina das engenharias data da década de 70 (2) mas ela é praticada na natureza como recurso de evolução (3,4), datando da década de 70, sua aplicação em ferramentas de alta performance (5).

Recobrimentos falham por motivos diversos. Um bom revestimento para ferramentas deve, de modo geral, ter no mínimo boa aderência e dureza adequada, e sob condições severas de carregamento serão geradas apenas trincas coesivas. Eventualmente, sua tenacidade é baixa, ou seu suporte mecânico é insuficiente, e ocorrem falhas coesivas. O suporte do substrato não pode ser subestimado. Para o compósito recobrimento/substrato ter bom desempenho, é necessário então que o substrato tenha dureza suficiente para dar suporte ao recobrimento, uma vez que as espessuras micrométricas destes limita sua capacidade de resistir a cargas elevadas. Ademais, a natureza cerâmica dos recobrimentos limita sua resistência a tensões de tração. A deformação plástica do substrato poderá permitir dobramento das camadas duras e isto resultar em esforços de tração que por sua vez poderão levar à sua falha prematura. A Figura 1 mostra uma relação linear monotônica, bem conhecida, entre a dureza do substrato e a carga crítica para falhas adesivas, (5,6). O teste para medir a carga crítica, de simples realização e interpretação, consiste em deslocar um penetrador Rockwell C através da superfície de interesse, com cargas variadas ou com carregamento crescente, até que uma carga L_c seja alcançada, sob a qual falhas adesivas possam ser observadas.

Para aumentar o suporte de camadas de alta dureza tem sido desenvolvidas multicamadas e camadas com gradiente de funções, algumas delas camadas híbridas, onde processos distintos de modificação de superfícies são combinados para resultar em um compósito com maior desempenho. Neste trabalho examinou-se os chamadas recobrimentos duplex, onde a camada dura é depositada sobre uma camada nitretadas.

A nitretação, usada a partir de 1920 encontrou uso comercial na década de 50, estando hoje disponíveis processos a gás, banho de sal e iônicos (9-14). As baixas temperaturas da nitretação são importantes para se evitar a austenitização e/ou revenimento indesejado.

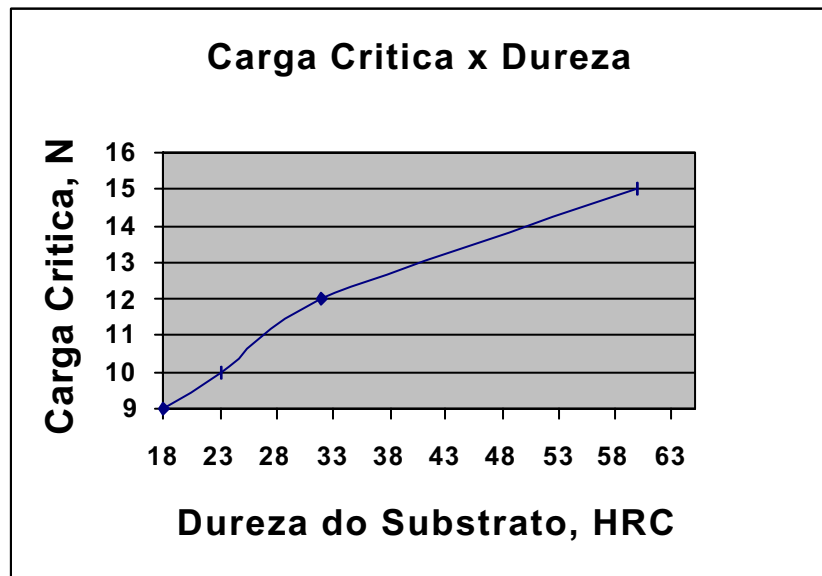


Figura 1. Relação entre dureza do substrato e carga crítica para falha adesiva (7).

Os processos de nitretação iônica, menos conhecidos que os a gás e banhos de sal, são realizados em um plasma, rico em nitrogênio, que permitem controle de sentido de movimento como também de velocidade de suas espécies ionizadas. Este gás ativo permite acelerar a nitretação (13,14), por mecanismos ainda sob discussão (15-17), e produzi-la sob bombardeio iônico, o que leva a tensões residuais compressivas benéficas à resistência à fadiga.

Com o prévio tratamento termoquímico de um substrato, o suporte mecânico oferecido ao recobrimento de topo pode ser aumentado, de forma gradual, resultando ainda em um menor nível de tensão devida à transição do material base para o recobrimento. A este material conjugado camada-nitretada-recobrimento-duro, denominou-se recobrimento duplex. Com ele é possível melhorar a resistência ao desgaste.

No início da década de 80 relataram-se os primeiros resultados que abriam as portas para o tratamento duplex, mostrando-se ser possível realizar a nitretação a plasma e a deposição de filmes cerâmicos em um mesmo equipamento, em baixa pressão (18), tendo relatado boa aderência do recobrimento de nitreto de titânio sobre a superfície nitretada.

Embora alguns autores tenham encontrado resultados satisfatórios em relação ao desempenho das camadas duplex, muitos outros têm relatado um desempenho do recobrimento duplex abaixo do esperado, devido a problemas de aderência entre o filme de TiN e a camada nitretada.

Os primeiros resultados com o duplex indicaram uma boa aderência do TiN sobre a camada nitretada, obtida evitando-se a formação do nitreto de ferro por um lado e promovendo uma etapa de resfriamento entre as etapas de nitretação e de recobrimento por outro (18).

Anjing et al. observaram tanto resultados positivos quanto negativos na aderência do filme depositado sobre uma superfície nitretada. De acordo com os autores, uma pré-nitretação adequada aumenta o valor da carga crítica, devido ao suporte mecânico dado pela camada nitretada. Os autores atribuíram o aumento da carga crítica à melhor ligação atômica entre a camada de nitreto de titânio e a fase γ' , as quais possuem estrutura cristalográfica similar. Este último ponto levou-os a postular menor tensão residual. Nos testes de desgaste, as camadas com tratamento duplex considerados adequados, obtiveram melhores resultados que as camadas não tratadas (19). Os tratamentos não adequados levaram a redução de aderência.

Sun e Bell publicaram o primeiro registro da desestabilização dos nitretos de ferro presentes na camada nitretada a qual deram o nome de "*Black Layer*", camada preta (20). Através de experiências, constataram que o motivo principal da formação da camada preta é a instabilidade dos nitretos de ferro, presentes na superfície da amostra após a nitretação, também denominada camada branca. Seu postulado supunha que a temperatura do processo de deposição de TiN era de fundamental importância no controle da decomposição dos nitretos de ferro presentes na superfície. De fato eles mostraram que reduzindo-se a temperatura do processo era possível evitar a formação da camada preta entre o recobrimento e o substrato nitretado.

Dingremont et al. deixaram bem claro o problema da formação de uma fase ferrítica na interface entre as camadas γ' e ϵ e o filme cerâmico de TiN depositado, relacionando a compatibilidade dos dois tratamentos com a seqüência térmica do tratamento de recobrimento e também com o bombardeamento por íons durante a etapa de ataque no processo de recobrimento (21).

Neste trabalho um recobrimento duplex, realizado em duas etapas foi analisado em operações de furação. Investiu-se o efeito do tempo de nitretação e temperatura de deposição de TiN sobre a vida de brocas de aço rápido. Os parâmetros de processo utilizados procuraram minimizar o potencial para formação de camadas brancas.

2. Metodologia

Brocas de aço AISI M2 de diâmetro 6 mm nitretadas sem TiN e nitretadas recobertas com TiN foram utilizadas no presente trabalho, comparado-se o seu desempenho. As brocas foram temperadas e revenidas para dureza de 61 Rockwell C e a composição do aço das brocas é C = 0,90 %, Cr = 4,25 %, Mo = 5,00 %, W = 6,20 % e V = 1,90 %. A nitretação foi realizada a 450 C, com plasma pulsado a freqüência de 15khz e pulsos de 55 microsegundos, sob atmosfera de 300 Pa de nitrogênio e hidrogênio. TiN foi depositado por *Ion Plating* a $(2,0 \pm 0,2) \times 10^{-3}$ mbar, sob atmosfera de Ar e nitrogênio, com fluxos de 42 e 140 sccm respectivamente, com assistência de plasma, sob tensão de Bías de 200 V. O aço ferramenta para trabalho a frio AISI D3, normalizado, com dureza de 220 HB, foi utilizado como material de trabalho.

Uma furadeira radial modelo FRN 40, de fabricação da Nardini do Brasil, foi empregada na realização dos testes, a 1700 rpm e com uma taxa de alimentação de 0,13 mm por volta. Os furos foram feitos com uma profundidade de 15 mm.

Os teste foram realizados até o fim de vida das brocas, em séries de cinco furos. A cada intervalo os aspectos tribográficos da aresta principal de corte e superfície principal de folga foram examinados opticamente e registrados fotograficamente. A microscopia óptica foi realizada em uma lupa modelo M 400, de fabricação de Leitz. A avaliação do desempenho das brocas foi realizada pelo número de furos usinados, pelo desgaste de flanco, na região de maior desgaste – $V_{b\max}$ e corrente de motor. Foi testada uma broca para cada condição.

3. Resultados e discussões

As camadas nitretadas promoveram significativo aumento de dureza no substrato de aço, Tabela 1. A menor dureza obtida após 2h de tratamento é indicativa de que o processo de nitretação está sujeito a variabilidades de parâmetros relevantes, em especial temperatura. A camada de TiN depositada a 450 C foi realizada com parâmetros que permitem carga crítica usualmente superior a 40 N. A temperaturas inferiores a 450 C espera-se perda de aderência em função de menor espessura de pseudo-camada. Também a limpeza do substrato pode ser comprometida.

Tabela 1. Dureza da camada nitretada

Tempo de nitretação	HV
S/	600 ± 100
1h	1910 ± 100
2h	1680 ± 100
3h	1903 ± 100

Nas condições de furação utilizadas, o efeito apenas da camada nitretada foi insignificante. No entanto, em camadas duplex o efeito da nitretação foi notável, sendo ele maior e mais relevante combinado com camadas de TiN a 450C, Tabela 2. Também foi notável o efeito das camada de TiN apenas, mesmo quando depositado em temperatura mais baixa, 407C.

Tabela 2. Vida de brocas em testes acelerados de furação a seco.

Identificação	Número de furos
Sem recobrimento e sem nitretação	1
Nitretação 1 hora	1
Nitretação 2 hora	0
Nitretação 3 hora	1
TiN 450 °C	18
Nitretação 1 hora + TiN 450 °C	28
Nitretação 2 horas + TiN 450 °C	22
Nitretação 3 horas + TiN 450 °C	25
TiN 407 °C	12
Nitretação 1 hora + TiN 407 °C	13
Nitretação 2 horas + TiN 407 °C	16
Nitretação 3 horas + TiN 407 °C	7

As Figuras 2 e 3 mostram vistas da aresta de corte de algumas brocas ensaiadas, ao final de vida. De modo geral todas apresentam aproximadamente o mesmo desgaste de flanco. As brocas sem recobrimento e com camadas

nitretadas apresentam um desgaste maior que as amostras com TiN e duplex. Nas amostras com duplex, onde o TiN foi depositado a 407 C, pode-se notar arrancamentos na superfície de folga, não observáveis nas superfícies com TiN depositado a 450C, de acordo então com expectativas de que redução de temperatura de recobrimento reduziriam a aderência da camada dura. Estas evidências de falha adesiva podem estar relacionadas a temperatura mais baixa na deposição de TiN. No entanto, ainda não é possível descartar a possibilidade da presença de camada escura sobre a camada nitretada.

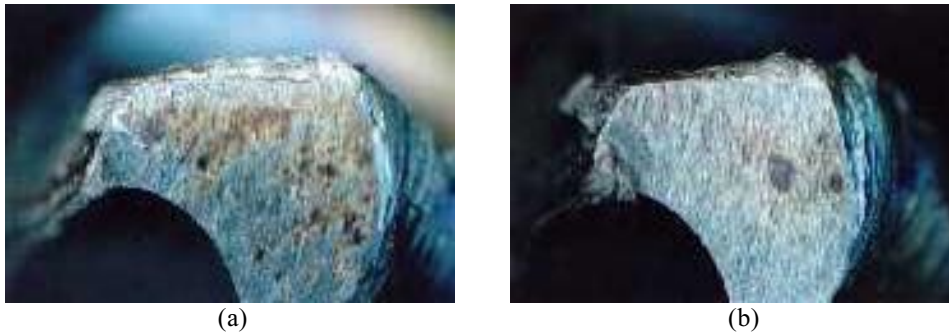


Figura 2. Superfície de folga e aresta de corte de brocas sem recobrimento, (a) e nitretadas 1h, (b), ao fim de vida.

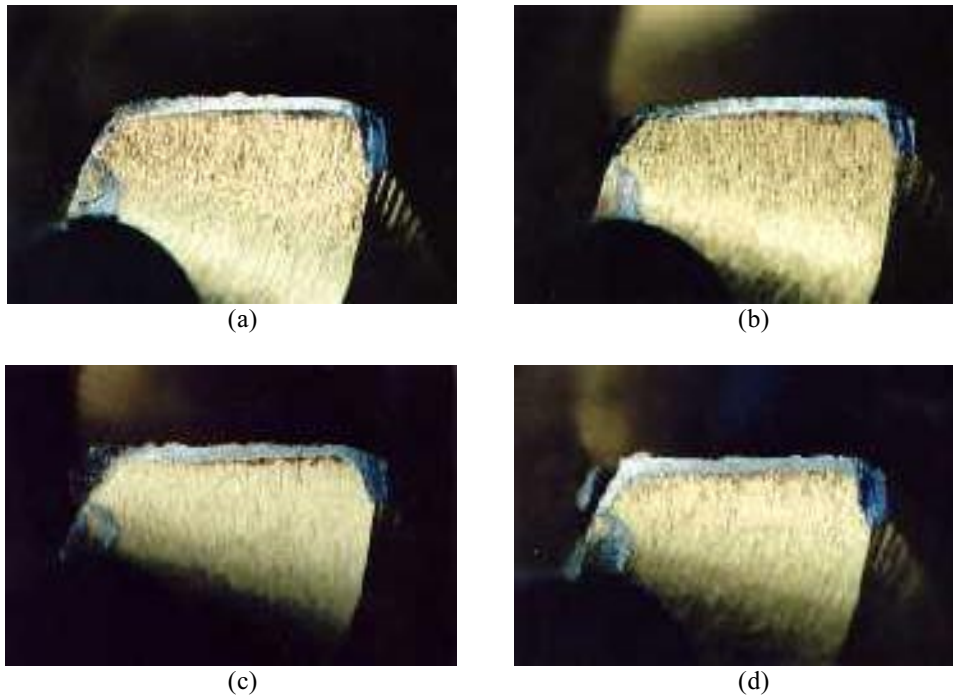


Figura 3. Superfície de folga e aresta de corte de brocas com TiN depositado a 450 C, (a), e 407 C, (b), e duplex com TiN depositado a 450 C, (c), e 407 C, (d), com 1h de nitretação, todas ao fim de vida.

O desgaste máximo de flanco foi monitorado e é apresentado na Figura 4. As curvas de desgaste apresentam três estágios. Inicialmente a taxa de desgaste é maior, ao que se segue um período com mínima taxa de desgaste. Ao final de vida, as ferramentas passam por um processo com taxa de desgaste crescente, ao que se segue a ruptura da broca.

Os resultados da Figura 4 confirmam que a nitretação prévia à deposição de TiN a 450 C aumenta significativamente a resistência ao desgaste de flanco. No entanto, quando o TiN é depositado a 407C a nitretação não promove ganho de desempenho. Estas observações são coerentes com os resultados de corrente de motor, Figura 5.

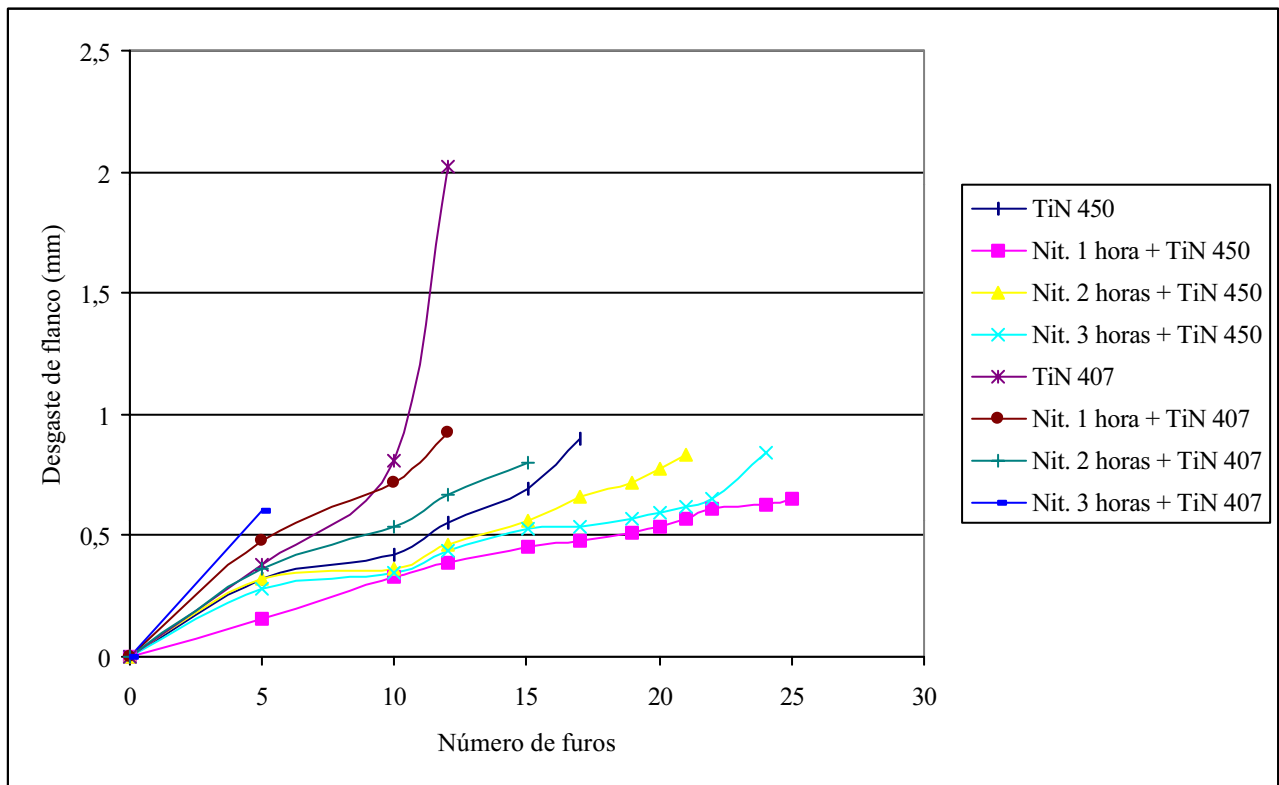


Figura 4. Variação de desgaste máximo de flanco.

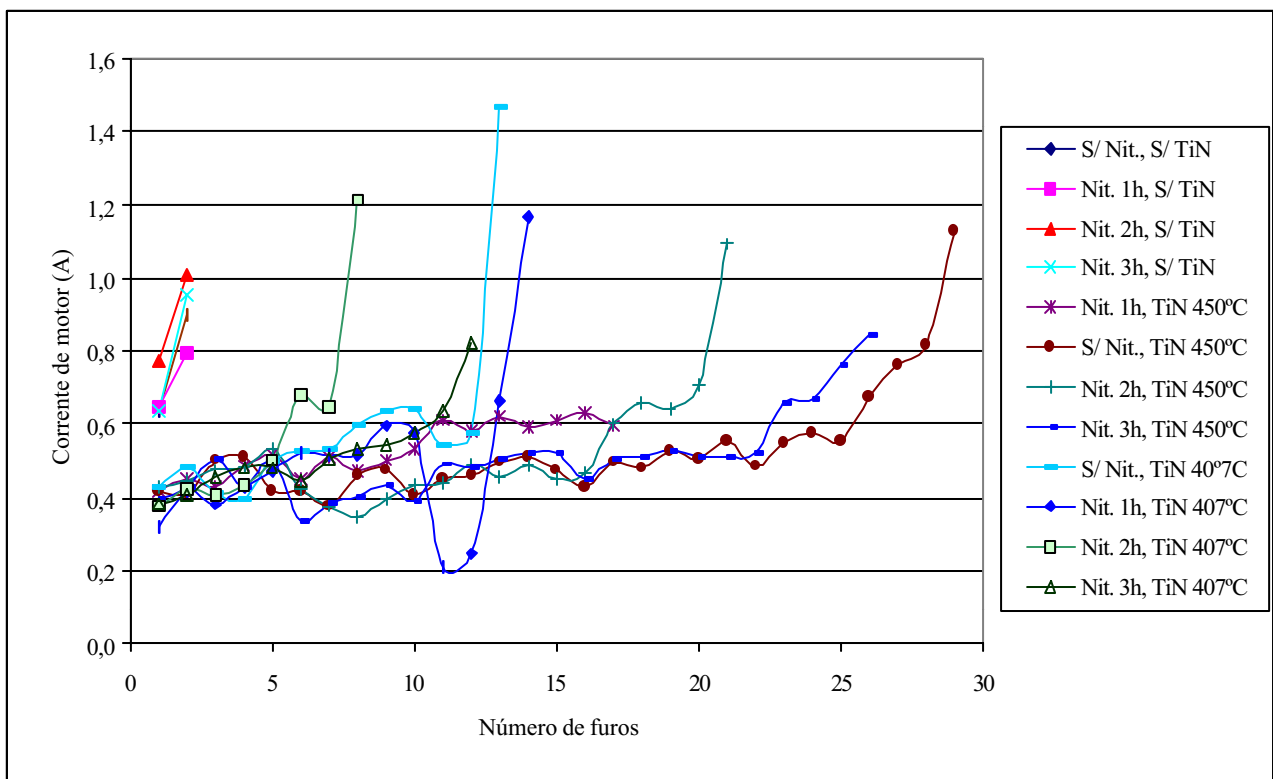


Figura 5. Corrente do motor de acionamento da furadeira.

4 - Conclusão

Recobrimentos duplex obtidos com processamento em reatores distintos para nitretação e deposição de camada dura pode promover ganho significativo de desempenho ao corte a seco de brocas de aço rápido. O desempenho é superior quando o TiN é depositado a 450C. Quando depositado a 407 C o desempenho do recobrimento duplex foi inferior, ocorrendo falha adesiva do recobrimento duro.

5 – Referência Bibliografia

1. Archard, J.F., em M.B. Peterson e W.O. Winer, eds: Wear Control Handbook (ASM, New York, 1980) 35
 2. Bell, T., A. Bloyce, J. Lanagan. Proc. Heat Treatment and Surface Engineering. (ASM International, Ohio, 1988) 1
 3. Schey, John A.. Tribology in Metalworking. (ASM, Ohio, 1983) 3
 4. Jacques Costeau: the ocean world. (Harry N. Abrams, Inc, New York 1985) 111
 5. Holmberg, K., A. Matthews, Coatings Tribology, Elsevier - Tribology Series 28, 1994, 442p.
 6. Olsson, M. Comprehensive summaries of Uppsala Dissertation from Faculty of Science 200. Uppsala. ISBN 91-554-2391-4.
 7. Barros, Jason de. Relatório de Bolsa RHAE-1996. CETEC/SDT
 8. Branco, J.R.T.: Development of Nb modified AISI H13 type tool steel. Ph.D. Thesis, Colorado School of Mines, 1989
 9. Sasaki, M. e T. Hirai. Proc. 1st. International Symposium on FGMs, Tokio (1990) 83
 10. Spalvins, T. e W.L. Kovacs, eds. Ion Nitriding and ion carburizing. (ASM International, Ohio, 1989) vi
 11. Metals Handbook, vol. 8 (ASM, Ohio)
 12. Honwycombe, R.W.K.. Steels: Microstructure and Properties (Edward Arnold, London, 1981) 60.
 13. Kaufman, F. Adv. Chem. Ser. **80** (1969) 29
 14. Grun, R. ASM 2nd International Conference Ion Nitriding and Ion Carburizing (1989) 157.
 15. Dressler, S. ASM 2nd International Conference Ion Nitriding and Ion Carburizing (1989) 183.
 16. Michel, H., T. Czerwicz, M.Gantois, D. Ablitzer, A. Ricard. Surface and Coat. Technology, 72 (1995)103.
 17. Czerwicz, T., H. Michel, E. Bergmann. Surf. and Coat. Technology 108-109 (1998) 182-190.
 18. Korhonen, A.S., E.H. Sirvio, Thin Solid Films 96 (1982) 103
 19. Anjing, Y., L. Yufei, G. Xiang, L. Pengxing, Proc. Conf. Heat Treatment and Surface Engineering (ASM International, Ohio, 1989) 43
- Bell, T. (92)

ON THE DRY CUTTING PERFORMANCE OF DUPLEX COATED DRILLS

José Roberto Tavares Branco

Fundação CentroTecnológico de Minas Gerais - CETEC - Av. José Cândido da Silveira, 2000, Cidade Nova, Belo Horizonte, MG, Brasil. - jbranco@cetec.br

Ismael Ferreira da Silva

Rede Temática em Engenharia de Materiais - CETEC-UFOP-UEMG – Av. José Cândido da Silveira, 2000, Belo Horizonte, CEP 31170000 – MG – Brasil – ifdsilva@cetec.br

Gustavo Soares Vieira

Fundação CentroTecnológico de Minas Gerais - CETEC - Av. José Cândido da Silveira, 2000, Cidade Nova, Belo Horizonte, MG, Brasil - gvieira@cetec.br

Vladimir Baggio Scheid

Centro Tecnológica da Aeronáutica – CTA - São José dos Campos

Abstract: Drilling continues to be an important step for equipment manufacturing. In order to decrease machining cost, companies are looking for tools with higher wear resistance and machined surfaces with high quality. Surface hardening by nitriding is being explored as a hard coating pre-treatment that, by giving the surface higher load bearing capacity, may enhance drilling tool life. In this paper, drilling of tool steel, with nitrited and duplex coated high speed drills, was investigated. The nitriding was performed 450 Celsius, under 15kHz pulsed plasma, 55 microseconds pulse width and at 300 Pa of nitrogen and hydrogen atmosphere, aiming zero thickness white layer. Hard TiN coating was deposited by triode e-beam ion plating at 400 C and 450C. The tools performance was measured by drilling motor current, drill flank wear rate and number of blind holes drilled. The results are discussed in terms of nitrited layer hardness, tribography and adherence.

Keywords: Duplex coating, dry machining, wear, ion nitriding

EFEITO DA NITRETAÇÃO E CARBONITRETAÇÃO IÔNICA NA RESISTÊNCIA AO DESGASTE DE REVESTIMENTO DE CROMO DURO ELETRODEPOSITADO

Rosamel M. Muñoz Riofano*, Luiz Carlos Casteletti

Universidade de São Paulo, Escola de Engenharia de São Carlos, Departamento de Engenharia de Materiais, Aeronáutica e Automobilística, C.P. 440, 13566-590 São Carlos – SP, Brasil
romemuri@sc.usp.br, castelet@sc.usp.br,

Germano Tremiliosi Filho, Carlos Alberto da Silva Bento

Universidade de São Paulo, Instituto de Química de São Carlos, C.P. 440, 13566-590 São Carlos – SP, Brasil
germano@iqsc.sc.usp.br,

Carlos Benassi

FMC do Brasil – Ind. E Com SA

Resumo. As propriedades do cromo eletrodepositado, a partir de uma solução de ácido crômico com catalisador, tais como alta dureza (8,5 a 10,5 GPa), resistência à corrosão, e baixo coeficiente de atrito são bem conhecidos. Entretanto, ocorrem limitações na aplicação de revestimentos de cromo eletrodepositado, uma vez que as microtrincas geradas durante a eletrodeposição reduzem a resistência ao desgaste e à corrosão da camada, e sua dureza diminui com o aumento da temperatura acima de 350°C. Tratamentos de nitretação e carbonitretação iônica podem vedar as trincas formadas e aumentarem as resistências ao desgaste pela formação de nitretos ou carbonitretos de cromo de durezas elevadas. Neste trabalho, amostras de aço AISI 1010 foram recobertas eletroliticamente com cromo. Posteriormente foram nitretadas e carbonitretadas por plasma em atmosferas de 80%H₂-20%N₂ e 78%H₂-20%N₂-2%CH₄, respectivamente. As camadas formadas foram caracterizadas por meio de microscopia ótica, MEV, microsonda e medidas de dureza. Posteriormente foram submetidas a ensaios de desgaste abrasivo do tipo "pino-sobre-disco". Verificou-se a tendência de vedação das trincas, características do tratamento de cromeação, pelos tratamentos de nitretação e carbonitretação. As análises de raios-X indicaram a presença das fases CrN e Cr₂N nas amostras nitretadas. Os tratamentos de nitretação e carbonitretação foram altamente efetivos no aumento de dureza e na melhora das resistências ao desgaste abrasivo.

Palavras chave: Carbonitretação Iônica, Nitretação Iônica, Eletrodeposição de Cromo duro, Desgaste Abrasivo

1. Introdução

O cromo eletrodepositado é um dos revestimentos metálicos mais utilizado devido à sua dureza elevada, alta resistência ao desgaste e à corrosão e seu baixo coeficiente de atrito. Os depósitos de cromo espessos aplicados para esses propósitos são referidos como cromo duro, para distingui-los dos depósitos decorativos (0,15 – 1,5 µm).

Os depósitos de cromo duro apresentam normalmente uma estrutura micro-trincada induzida pela decomposição dos hidretos de cromo que se formam durante a eletrodeposição e cuja densidade dependerá da química do banho de deposição, densidade de corrente e temperatura. Considera-se que a densidade mais adequada dessas trincas seja de aproximadamente de 250 trincas por centímetro quadrado. Estas trincas atuam como vias de acesso para as substâncias corrosivas alcançarem e atacarem o metal base. Assim, depósitos de cromo não são usados para aplicações em ambientes corrosivos muito severos, ao menos que uma subcamada não porosa, tal como de níquel ou cobre esteja presente. Uma outra alternativa consiste no uso de tratamentos termoquímicos posteriores que vedem as trincas.

É também conhecido que a dureza do cromo eletrodepositado decresce significativamente com o aumento da temperatura, reduzindo assim a resistência ao desgaste do revestimento (Menthe, 1999). Para superar estas desvantagens, a superfície do cromo pode ser modificada por vários processos, visando-se a produção de nitretos de cromo tais como CrN, Cr₂N ou Cr₃C₂, Cr₂C₃, tornando-se também alternativas tribológicas ao TiN. Ensaios de desgaste abrasivo realizados a 600°C com amostras cromeadas e nitretadas, comprovaram o grande potencial desses tratamentos para aplicações em matrizes e moldes para trabalho a quente (Chang, 1999).

Os tratamentos de nitretação e carbonitretação iônica plasma, devido às suas vantagens tais como controle estreito do processo, e conseqüentemente das fases produzidas, baixas temperaturas de processo, alta eficiência gasosa e energética e ausência de poluição ambiental são alternativas atraentes para o tratamento dos materiais pré-cromeados. Neste trabalho avaliou-se o efeito dos parâmetros dos processos de nitretação e carbonitretação iônica nas durezas e nas resistências ao desgaste abrasivo de amostras de aço AISI 1010 previamente revestidas eletroliticamente com cromo.

2. Materiais e Métodos

O material base usado para este trabalho foi o aço AISI 1010. As amostras foram cromeadas eletroliticamente em uma solução de 250g/litro de ácido crômico e ácido sulfúrico 2 molar. Utilizando-se uma densidade de corrente de 50^A/dm² a 55°C. A espessura da camada de cromo foi de 17µm e uma dureza de 832HV. A composição química do aço base está apresentada na tabela 1. O método usado para esta análise foi via úmido

Tabela 1. Composição química do aço usado (% em peso).

C	Mn	P	S	Fe
0,11	0,35	0,040	0,050	Bal.

A nitretação e carbonitretação iônicas foram realizadas em um reator constituído de uma câmara cilíndrica com 300mm de diâmetro e de altura, eletrodos, porta amostra. A fonte possui tensão máxima de saída de 800V e corrente contínua com uma potência de 2kVA. Além da tensão contínua, pode-se obter uma tensão pulsada (onda quadrada) com frequência variável de 1 – 10kHz, e ciclo de trabalho de 30 a 90%.

Previamente à nitretação e carbonitretação as amostras foram limpas com éter de petróleo em ultra-som durante 12 minutos. Após a colocação das amostras na câmara realizou-se uma evacuação até aproximadamente 5,3Pa. As temperaturas das amostras foram medidas através de um termopar cromel – alumel posicionado no porta amostra. Nas tabelas 2 e 3 apresentam-se as condições dos tratamentos.

Tabela 2. Condições do tratamento de nitretação iônica.

Parâmetros	Corrente Contínua
Temperatura (°C)	600 e 710
Tempo (h)	10
Tensão (V)	565 e 667
Composição de gás	20%N ₂ – 80%H ₂

Tabela 3. Condições do tratamento de carbonitretação iônica.

Parâmetros	Corrente Contínua
Temperatura (°C)	650
Tempo (h)	10
Tensão (V)	635
Composição de gás	20%N ₂ – 78%H ₂ – 2%CH ₄

Todos os ensaios de dureza foram realizados sobre a superfície. Para este ensaio utilizou-se um microdurômetro do tipo Micromet 2105 digital, empregando uma carga de 50gf para todos os casos.

Utilizou-se o desgaste abrasivo do tipo “pino-sobre-disco”. Os ensaios foram realizados em um ambiente seco, usando uma carga de 320g e com velocidade de rotação de 45rpm. A cada 200 giros sobre o abrasivo, que era constituído de lixa de granulometria 600, retirava-se e limpava-se a amostra, para em seguida pesa-la em uma balança de precisão de 0,001mg. Realizou-se este procedimento até um total de 2000 giros. Os resultados foram colocados em um gráfico onde se tem a perda de massa versus o número de giros. A perda de massa foi dada pela expressão $(M_i - M_f)$, na qual M_i é a massa inicial e M_f é a massa a cada 200 giros.

3. Resultados e Discussão

Na figura 1 está apresentada a micrografia ótica da amostra revestido eletroliticamente com cromo. Observa-se as micro-trincas na estrutura (setas) induzidas pela decomposição dos hidretos de cromo que se formam durante a eletrodeposição. Estas micro-trincas podem ser melhor observadas através da Micrografia MEV mostrada na figura 2.

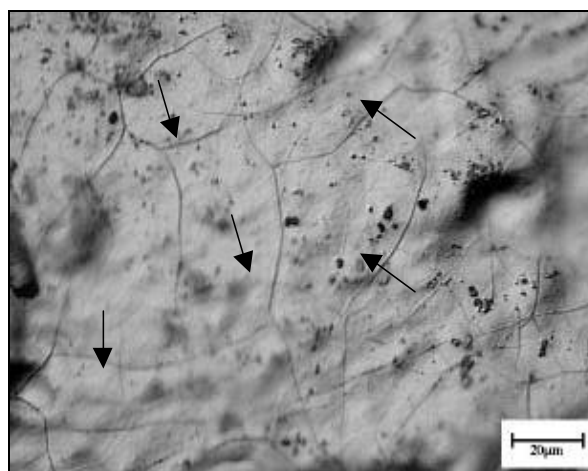


Figura 1. Micrografia ótica da superfície da camada de cromo micro-trincada produzida pela eletrodeposição.

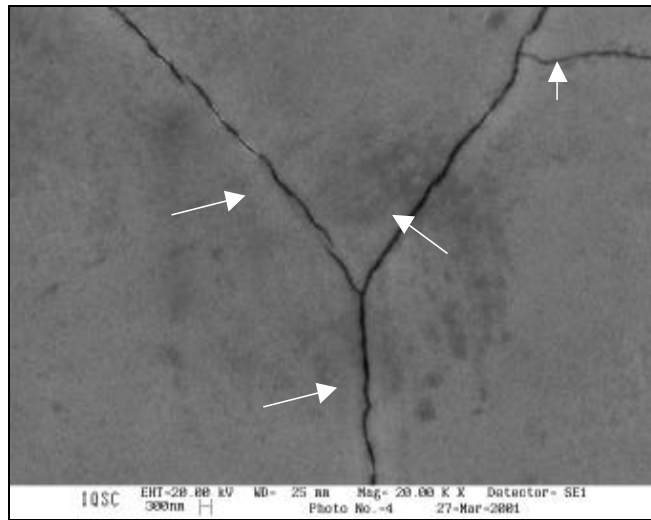


Figura 2. Micrografia MEV usando detetor de elétrons retro-espalhados, da superfície da amostra revestida com cromo duro, destaque das micro-trincas. Aumento: 20,000x

A tabela 4 apresenta os valores de durezas superficiais com desvio padrão de 10, das amostras após a nitretação e carbonitretação iônicas. Pode-se observar que com o aumento da temperatura de tratamento as durezas tendem a aumentar, para o caso das amostras nitretadas.

Tabela 4. Valores de durezas superficiais das amostras nitretadas e carbonitretadas.

Tratamento	Parâmetros	Dureza (HV)
Nitretação	600°C, 10 horas	914
Nitretação	710°C, 10 horas	1389
Carbonitretação	650°C, 10 horas	1314

A micrografia superficial das amostras nitretada e carbonitretada obtidos por MEV estão apresentadas nas figuras 3 e 4. Verifica-se uma tendência de vedação das micro-trincas pelos tratamentos de nitretação e carbonitretação (setas)

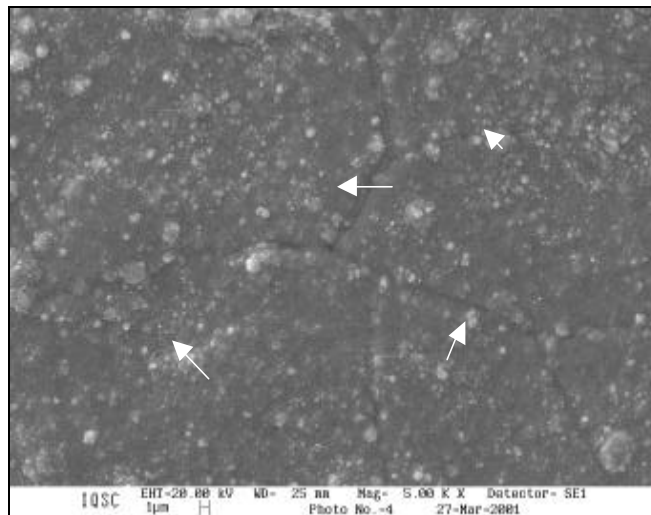


Figura 3. Micrografia MEV da superfície revestida de cromo duro após a nitretação iônica a 600°C, 10 horas. Aumento: 5,000x.

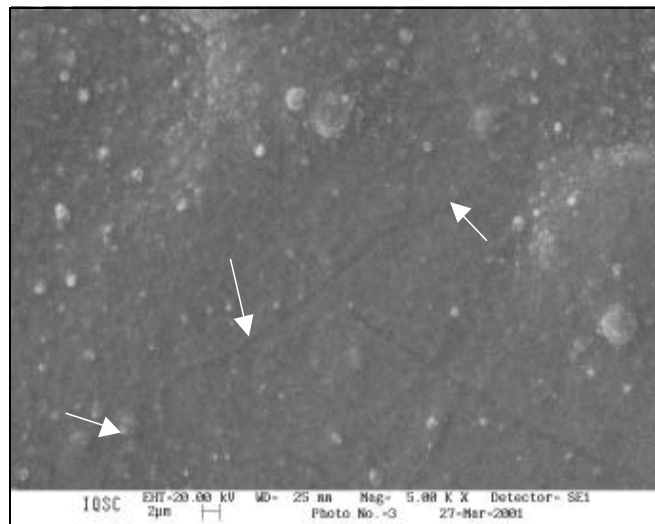


Figura 4. Micrografia da superfície revestida de cromo duro após a carbonitreção iônica a 650°C, 10 horas. Aumento: 5,000x.

Nas figuras 5 e 6 são apresentados os difratogramas de raios-X das amostras cromeada e cromeada e nitretada. Na figura 5 nota-se os picos referentes ao cromo duro e na figura 6 os picos das fases CrN e Cr₂N formados com a nitreção, em concordância com os resultados apresentados por Menthe e Chang.

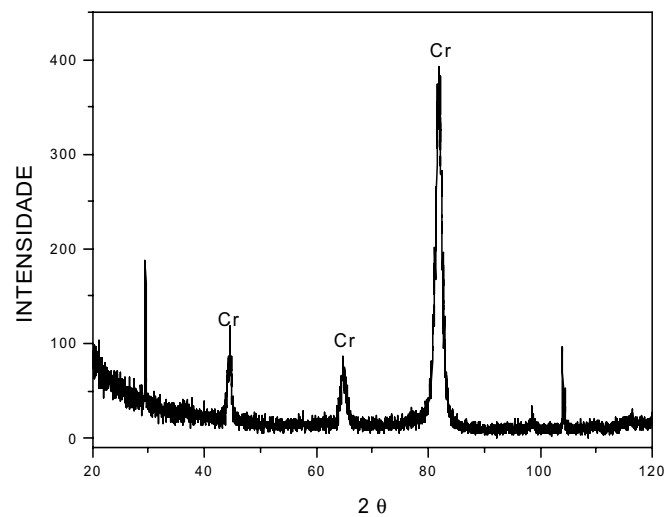


Figura 5. Espectro de raios-X da amostra revestida com cromo duro.

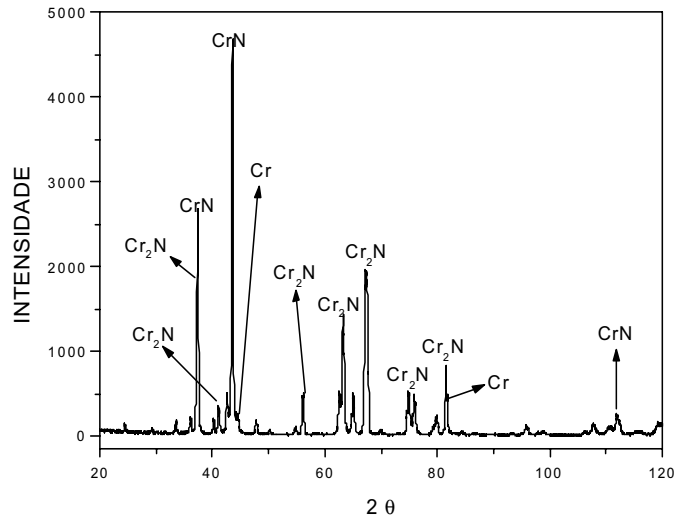


Figura 6. Espectro de raios-X da amostra revestida com cromo duro e nitretada por plasma a 710°C.

Os resultados dos ensaios de desgaste abrasivo são apresentados na figura 7 onde verifica-se que todas as amostras carbonitretadas ou nitretadas apresentaram melhor desempenho quando comparado com a amostra revestida com cromo duro. As amostras tratadas nas temperaturas mais elevadas apresentaram o melhor desempenho, não havendo diferenciação de comportamento referentes ao tipo de tratamento.

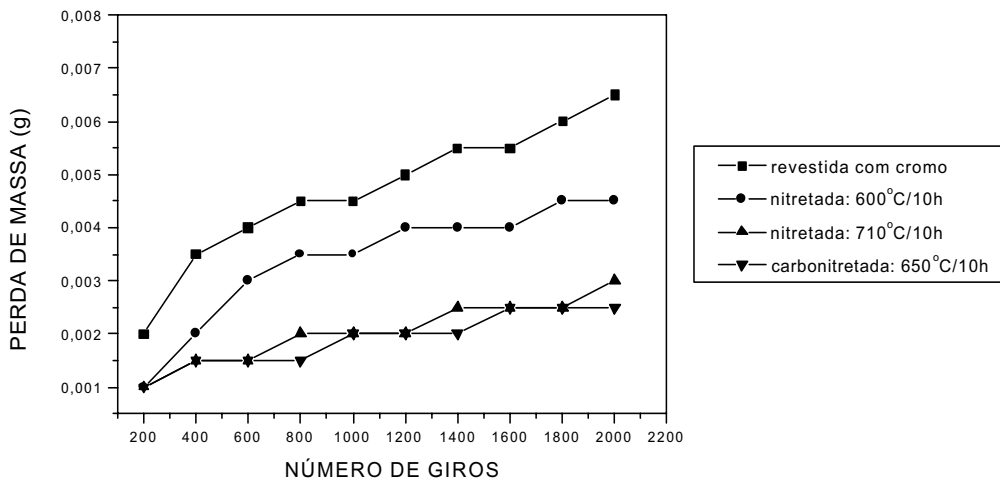


Figura 7. Resultados para o ensaio de desgaste abrasivo, nas diferentes condições de tratamentos.

4. Conclusões

Verificou-se a tendência de vedação das trincas, características do tratamento de cromeação, pelos tratamentos de nitretação e carbonitretação iônica.

As análises de raios-X indicaram a presença das fases CrN e Cr₂N nas amostras nitretadas.

Os tratamentos de nitretação e carbonitretação iônica foram altamente efetivos no aumento de dureza e na melhora das resistências ao desgaste abrasivo das amostras tratadas, em comparação com as amostras apenas cromeadas.

5. Agradecimentos

A CAPES pela concessão da bolsa de estudo do Doutorado*.

Ao FAPESP, pelo financiamento do proc. 1995/0677-0 – Equipamento de Nitretação por Plasma.

6. Referências Bibliográficas

ASTM Standard B456 – 95

Cobo, E. O. et al. Corrosion of plated rotor in drilling fluid. *Surface and Coatings Technology*, v. 122, p. 39, 1999.

Collignon, P. Et al. "Study of Carburizing and Carbonitriding by Ion Bombardement: Comparison with Conventional processes", Proceedings of 16th International treatment Conference – Heat treatment 76, The metals Society, London, 6-7 may, 1976.

Chang, D. Y.; Lee, S. Y. And Kang, S. G. "Effect of Plasma on the Surface Properties of the Chromium Diffusion Coating Layer in Iron-base Alloys". *Surface and Coatings Technology*, v. 116-119, p. 391-397, 1999.

Dingremont, N. Et al. "Comparison of the Corrosion Resistance of Different Steel Grades Nitrided, Coated and Duplex Treated". *Surface and Coatings Technology*, v. 76-77, p. 218, 1995.

Dingremont, N. Etal. "Application of Duplex Coatings for Metal Injection Moulding", v. 72, 1995.

Lin, K-L, et al. Electroplating of Ni-Cr on steel with pulse plating. *Journal of Materials Engineereing and Performances*, v.1 (3), p. 359, june, 1992.

Mattews, A. etal. "Hybrid Techniques in Surface Engineering". *Surface and Coatings Technology*, v. 71, p. 88, 1995.

Menthe, E. And Rie, K. T. "Plasma Nitriding and Plasma Nitrocarburizing of Electroplated Hard Chromium to Increase the Wear and the Corrosion Properties". *Surface and Coatings Technology*, v. 112, p. 217-220, 1999.

Norma ISO 1456, 1988. International Atandard – Metallic Coatings – Electrodeposited Coatings of Nickel plus Chromium and of Copper plus Nickel plus Chromium, Switzerland, 1988.

EFFECT OF THE ION NITRIDING AND CARBONITRIDING IN THE WEAR RESISTANCE OF CHROMIUM COATING ELECTROPLATED.

Rosamel M. Muñoz Riofano, Luiz Carlos Casteletti

Universidade de São Paulo, Escola de Engenharia de São Carlos, Departamento de Engenharia de Materiais, Aeronáutica e Automobilística, C.P. 440, 13566-590 São Carlos – SP, Brasil

romemuri@sc.usp.br, castelet@sc.usp.br,

Germano Tremiliosi Filho, Carlos Alberto da Silva Bento

Universidade de São Paulo, Instituto de Química de São Carlos, C.P. 440, 13566-590 São Carlos – SP, Brasil

germano@iqsc.sc.usp.br,

Carlos Benassi

FMC do Brasil – Ind. E Com SA

Abstract. *The properties of the electroplated chromium such as high hardness (8.5 to 10.5 GPa), corrosion resistance and lower coefficient of friction they are well-known. However, they happen limitations in the application of the electroplated chromium coating, once the microcracks generated during the electroplating process, reduces the wear and corrosion resistance of the layer, and its hardness decreases with temperature increase above 350°C. Nitriding and nitrocarburizing can hinder the cracks formed and they increase the resistance to the corrosion and to the wear due the chromium carbonitride formation of high hardness. In this work samples of AISI 1010 steel was electroplated with chromium. After, they were plasma nitrided and nitrocarburized in atmospheres of 80%H₂ – 20%N₂ and 78%H₂ – 20%N₂ – 2%CH₄, respectively. The obtained layers were characterized by optical and electronic microscopy, hardness measures and wear test of the pin-on-disk type. The x-ray analysis indicated the presence of the CrN and Cr₂N in the nitrided layers. The nitriding and nitrocarburizing treatments were highly effective in the hardness increase and in the improvement of the abrasive wear resistance.*

Keywords: *Ion nitrocarburizing; Ion nitriding; Electroplated hard chromium; Abrasive wear.*

ANÁLISE DE COEFICIENTES DE FORÇA DE MANCAIS HIDRODINÂMICOS AXIAIS

Paulo José Brüzzi Barros

VA TECH Energ Ltda.
Rua Bernardo Guimarães 2063. Bairro de Lourdes
CEP 30140-082, Belo Horizonte, MG, Brasil
e-mail: bbarros@plugway.com.br

Marco Túlio Corrêa de Faria

Departamento de Engenharia Mecânica
Universidade Federal de Minas Gerais
Av. Antônio Carlos, 6627.
CEP 31270-901, Belo Horizonte, MG, Brasil
e-mail: mtfaria@dedalus.lcc.ufmg.br

Resumo. Este trabalho apresenta uma análise de desempenho de mancais hidrodinâmicos axiais de sapatas fixas lubrificadas a óleo utilizando-se um procedimento de elementos finitos. Características de desempenho estáticas e dinâmicas, tais como a capacidade de carga e os coeficientes dinâmicos de força, são determinados para diferentes configurações de mancais axiais, que são largamente utilizados em conjuntos hidrogeradores verticais. O método de Galerkin é empregado na obtenção da solução da equação clássica de Reynolds e no cálculo dos coeficientes de força por meio das equações da lubrificação de primeira ordem. Essas equações de primeira ordem são obtidas através de um procedimento de perturbação sobre a equação governante do escoamento do fluido lubrificante entre as superfícies do mancal. Curvas das características de desempenho são apresentadas para diversos parâmetros operacionais e geométricos, tais como velocidade de operação e geometria da sapata, mostrando a influência desses parâmetros sobre o comportamento de mancais axiais.

Palavras chave: Mancais Axiais, Método de Elementos Finitos, Modelagem Matemática

1. Introdução

Mancais axiais hidrodinâmicos encontram inúmeras aplicações em máquinas rotativas, tais como em compressores, bombas, motores e turbinas (Hamrock; 1994). O desenvolvimento de mancais hidrodinâmicos resistentes e eficientes tem sido de fundamental importância para o projeto de máquinas rotativas velozes e seguras. Os avanços tecnológicos em projetos de mancais têm sido acompanhados pelo desenvolvimento de ferramentas numéricas mais precisas de análise de seu comportamento estático e dinâmico sob condições extremas de operação. O método de elementos finitos (MEF) tem sido largamente utilizado na solução de problemas de lubrificação hidrodinâmica para diferentes tipos de mancais. Reddi (1969), foi o pioneiro na análise de mancais hidrodinâmicos utilizando a técnica de elementos finitos. Na década de 1970, a aplicação do MEF em lubrificação hidrodinâmica ganhou grande impulso, gerando contribuições relevantes na área (Booker & Huebner, 1972 e Allaire et al., 1977).

A determinação dos coeficientes de força de mancais hidrodinâmicos é etapa crucial na análise e projeto de máquinas rotativas. As características de desempenho de diferentes geometrias de mancais são muitas vezes aproximadas na análise dinâmica de rotores. No caso de turbinas hidráulicas, há uma grande gama de trabalhos na análise dos efeitos aerodinâmicos e eletromagnéticos sobre o conjunto eixo-rotor. Por outro lado, na literatura técnica, existe uma lacuna sobre as características dinâmicas de desempenho de mancais de escora empregados em conjuntos hidrogeradores. Uma configuração de mancal de escora, ou mancal axial, bastante utilizada em turbinas hidráulicas verticais tem sido os mancais de sapatas fixas inclinadas. Entretanto, o desenvolvimento de turbomáquinas em geral requer modelagem detalhada de todas as interações entre geradores, impelidores, mancais, selos e outros componentes, e o eixo do rotor (Childs, 1993).

Neste trabalho, um procedimento de elementos finitos, baseado no método de Galerkin, é implementado para a determinação da capacidade de carga e dos coeficientes dinâmicos de força de mancais de escora com sapatas inclinadas. O filme lubrificante é modelado através de elementos finitos quadrilaterais lineares isoparamétricos (Reddy, 1984). Analisam-se mancais hidrodinâmicos axiais com sapatas fixas. A solução de elementos finitos da equação de Reynolds (Szeri, 1980) fornece a distribuição de pressão hidrodinâmica no mancal, que permite a obtenção de sua capacidade de carga. Empregando-se um procedimento de perturbação linear da equação de Reynolds (Lund, 1987), obtêm-se as equações de lubrificação de primeira ordem, que permitem determinar os coeficientes dinâmicos de amortecimento e de rigidez para o mancal. Apresentam-se também as curvas das características de desempenho em função de parâmetros tanto geométricos quanto operacionais do sistema para diferentes casos de mancais axiais. As predições do modelo para as características de desempenho de mancais axiais são comparadas com resultados da literatura para validação do procedimento desenvolvido neste trabalho.

2. Definição do Problema

A Figura 1 representa esquematicamente um mancal de escora com sapatas inclinadas fixas. A sapata pode possuir uma região plana (não inclinada) e uma região inclinada. A geometria do mancal é descrita pelo raio externo e interno

do mancal (R_2 e R_1 , respectivamente), pela espessura do filme lubrificante, h_2 , pelo ângulo de inclinação, α , pela razão entre o comprimento da região inclinada pela total, b/B , e pelo número de sapatas.

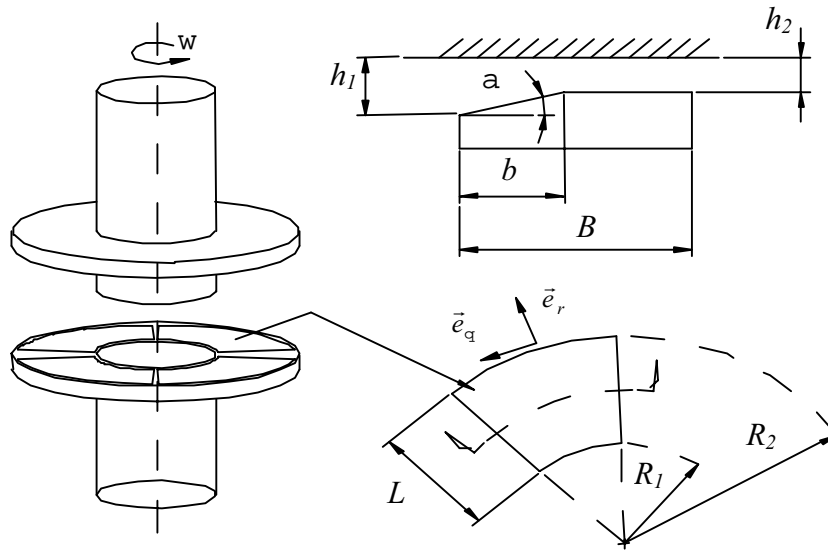


Figura 1 – Esquema de um mancal axial com sapatas inclinadas.

Na descrição do sistema, utilizam-se coordenadas cilíndricas. A velocidade de rotação do eixo é descrita por ω . A equação clássica de Reynolds é derivada baseando-se nas hipóteses de fluido isoviscozo, newtoniano e incompressível e escoamento laminar, isotérmico e não inercial (Hamrock, 1994).

A equação de Reynolds para fluidos incompressíveis, em coordenadas cilíndricas, é escrita como (San Andrés, 1995):

$$\frac{1}{r} \frac{\partial}{\partial r} \left(-\frac{rh^3}{12\mu} \frac{\partial p}{\partial r} \right) + \frac{1}{r} \frac{\partial}{\partial \theta} \left(\frac{-h^3}{12\mu r} \frac{\partial p}{\partial \theta} + \frac{\omega r h}{2} \right) + \frac{\partial h}{\partial t} = 0 \quad (1)$$

onde μ , p , h representam, respectivamente, a viscosidade, a pressão e a espessura do filme lubrificante. As coordenadas cilíndricas são dadas por r e θ .

3. Análise de Perturbação

A espessura do filme lubrificante h define a posição de equilíbrio estacionário do rotor vertical em relação ao mancal. Eventuais vibrações axiais no eixo ocasionam a variação na espessura do filme. A fim de proporcionar condições de trabalho estáveis, o mancal tem que ser capaz de absorver tais variações. A resposta do mancal a estas vibrações axiais externas pode ser avaliada através de um procedimento de perturbação sobre sua posição de equilíbrio estacionário, empregando-se o procedimento desenvolvido por Lund (1987). Uma pequena perturbação $\delta e^{i\Omega t}$ é aplicada sobre o sistema na posição de equilíbrio estacionário do rotor. Sendo assim a espessura do filme pode ser descrita como

$$h(r, \theta, t) = h_0(r, \theta) + \delta e^{i\Omega t} \quad (2)$$

A equação (2) representa a superposição da espessura de equilíbrio estacionário h_0 (ordem zero) e a perturbação $\delta e^{i\Omega t}$ (primeira ordem), onde Ω representa a frequência axial de excitação e δ é um deslocamento de pequena ordem de magnitude.

Sendo assim, tem-se que a variação decorrente de (2) na pressão hidrodinâmica do fluido pode ser descrita por

$$p = P_0 + P_1 \delta e^{i\Omega t} \quad (3)$$

onde P_0 e P_1 representam, respectivamente, a pressão na posição de equilíbrio (ordem zero) e a perturbação do campo de pressão (primeira ordem).

Substituindo (2) e (3) em (1), obtêm-se as equações de ordem zero e de primeira ordem:

$$\frac{1}{r} \frac{\partial}{\partial r} \left(-\frac{rh_0^3}{12\mu} \frac{\partial P_0}{\partial r} \right) + \frac{1}{r} \frac{\partial}{\partial \theta} \left(\frac{-h_0^3}{12\mu r} \frac{\partial P_0}{\partial \theta} + \frac{\omega r h_0}{2} \right) = 0 \quad (4)$$

$$\frac{1}{r} \frac{\partial}{\partial r} \left[\frac{-r}{12\mu} \left(h_0^3 \frac{\partial P_1}{\partial r} + 3h_0^2 \frac{\partial P_0}{\partial r} \right) \right] + \frac{1}{r} \frac{\partial}{\partial \theta} \left[\frac{-1}{12\mu r} \left(h_0^3 \frac{\partial P_1}{\partial \theta} + 3h_0^2 \frac{\partial P_0}{\partial \theta} \right) + \frac{\omega r}{2} \right] = -i\Omega \quad (5)$$

A pressão hidrodinâmica P_0 obtida de (4) pode ser integrada no domínio do fluido lubrificante Φ , obtendo-se a capacidade de carga do mancal

$$F_z = \iint_{\Phi} P_0 r dr d\theta \quad (6)$$

Os coeficientes dinâmicos do mancal são obtidos por meio da integração das pressões de primeira ordem (perturbadas), onde K representa o coeficiente de rigidez e C o de amortecimento.

$$K + Ci\omega = \iint_{\Phi} P_1 r dr d\theta \quad (7)$$

4. Procedimentos de Elementos Finitos

Utilizam-se elementos quadrilaterais isoparamétricos lineares na modelagem da película lubrificante. As grandezas ψ_j^e , $j=1,2,3,4$, representam as funções de interpolação lineares. O método de Galerkin (Reddy,1984) é empregado na obtenção do sistema de equações de elementos finitos para as equações de lubrificação de ordem zero e de primeira ordem. Para um elemento finito, cujo domínio é representado por Φ_e , tem-se a seguinte equação de lubrificação de ordem zero:

$$[K_{ji}^e] \{P_{0,i}^e\} = -\{q_{0,j}^e\} + \{f_{0,j}^e\} \quad (8)$$

onde

$$[K_{ji}^e] = \int_{\Phi_e} \left[\frac{h_0^3}{12\mu} \left(\frac{\partial \psi_j^e}{\partial r} \frac{\partial \psi_i^e}{\partial r} + \frac{1}{r_e^2} \frac{\partial \psi_j^e}{\partial \theta} \frac{\partial \psi_i^e}{\partial \theta} \right) \right] d\Phi_e \quad (9)$$

$$\{f_{0,j}^e\} = \frac{\omega}{2} \int_{\Phi_e} h_0^e \frac{\partial \psi_j^e}{\partial \theta} d\Phi_e \quad (10)$$

$$\{q_{0,j}^e\} = \oint_{\Gamma_e} \psi_j^e q_{n_0} d\Gamma_e \quad (11)$$

onde $P_{0,i}^e$, K_{ji}^e , $f_{0,j}^e$ e $q_{0,j}^e$ representam em cada elemento e , respectivamente, a pressão hidrodinâmica, a matriz fluidica de ordem zero, o vetor fluxo de ordem zero devido ao efeito de cisalhamento e o vetor fluxo de ordem zero devido ao escoamento de fluido através do contorno do elemento Γ_e .

As equações de primeira ordem ficam

$$[K_{ji}^e] \{P_{1,i}^e\} + [Kp_{ji}^e] \{P_{0,i}^e\} = \{f_{1,j}^e\} - \{q_{1,j}^e\} \quad (12)$$

onde

$$[Kp_{ji}^e] = \int_{\Phi_e} \left[\frac{\partial \psi_j^e}{\partial r} \frac{\partial \psi_i^e}{\partial r} \frac{3h_0^2}{12\mu} + \frac{1}{r_e^2} \frac{\partial \psi_j^e}{\partial \theta} \frac{\partial \psi_i^e}{\partial r} \frac{3h_0^2}{12\mu} \right] d\Phi_e \quad (13)$$

$$\{f_{1j}^e\} = \int_{\Phi_e} \frac{\omega}{2} \frac{\partial \psi_j^e}{\partial \theta} d\Phi_e + \int_{\Phi_e} i\Omega \psi_j^e d\Phi_e \tag{14}$$

$$\{q_{1j}^e\} = \oint_{\Gamma_e} \psi_j^e q_{n1} d\Gamma_e \tag{15}$$

onde P_{1j}^e , Kp_{ji}^e , f_{1j}^e e q_{1j}^e representam em cada elemento e , respectivamente, a pressão de primeira ordem, a matriz fluídica de primeira ordem, o vetor fluxo de primeira ordem devido ao efeito de cisalhamento e o vetor fluxo de primeira ordem devido ao escoamento de fluido através do contorno do elemento. Os valores de pressão de ordem zero e de primeira ordem são calculados através das equações globais de elementos finitos, que são obtidas pela superposição das equações de elementos finitos (8) e (12) sobre o domínio global da película lubrificante (Faria, 1995).

5. Avaliação do Procedimento de Elementos Finitos

Predições de elementos finitos (linha contínua) para a capacidade de carga em mancais axiais com sapatas inclinadas são comparadas com resultados apresentados por Pinkus & Sternlicht (1961), como mostrado na Fig. (2). A capacidade de carga é dada em relação ao número de sapatas fixas do mancal. A capacidade de carga adimensionalizada é calculada por

$$f = \frac{\mu N}{F_z} \left(\frac{L}{\Delta h} \right)^2 \tag{16}$$

onde f representa um número adimensional similar ao número de Sommerfeld para mancais radiais, F_z a capacidade de carga do mancal por sapata e N a velocidade de rotação em rps e $\Delta h = h_1 - h_2$. A malha de elementos finitos é construída com 20 elementos na direção radial e 40 na direção circunferencial. O cálculo da capacidade de carga é efetuado para condição estacionária. Os resultados obtidos apresentam boa concordância com os resultados apresentados por Pinkus & Sternlicht, (1961) para mancais axiais com sapatas fixas inclinadas.

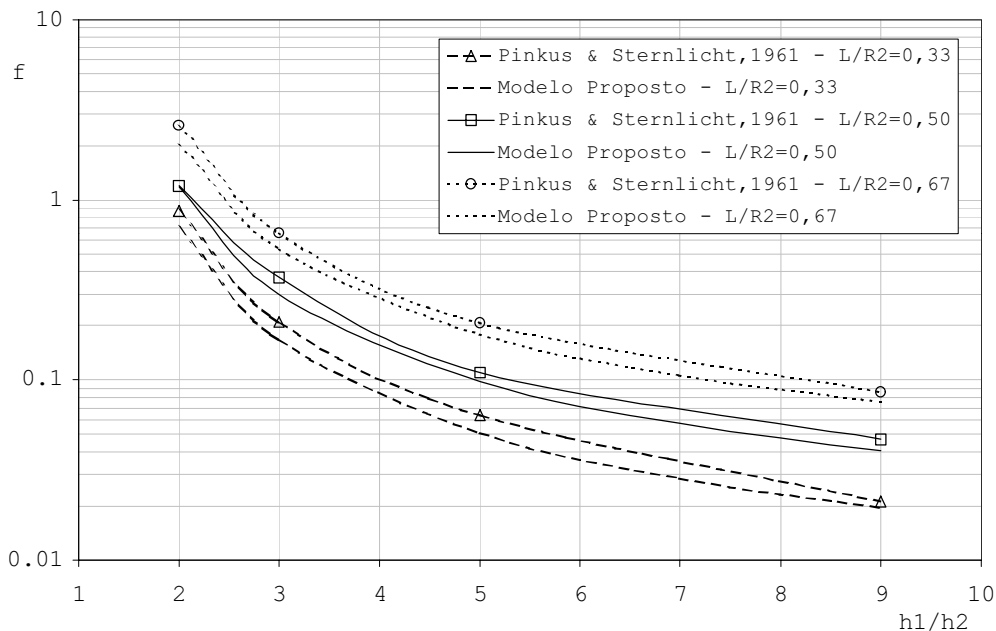


Figura 2 – Resultados comparados de capacidade de carga versus número de sapatas.

A Fig. (3) apresenta a capacidade de carga calculada para diferentes malhas de elementos finitos. Os parâmetros do mancal de sapatas inclinadas fixas para a análise de sensibilidade de malha são: $\mu = 4,3 \cdot 10^{-2}$ Pa.s; $\omega = 750$ rpm; $R_2 = 0,72$ m; $R_1 = 0,48$ m; $\beta = 70^\circ$; $h_{min} = 50,8 \mu\text{m}$; 8 sapatas com 100% de região inclinada. O ângulo β representa o ângulo da sapata. O número de elementos finitos na direção radial, utilizado na malha da sapata, é igual ao número de elementos finitos usados na direção circunferencial. Pela Fig. (3), observa-se que a capacidade de carga do mancal axial praticamente não varia para malhas com mais de 400 elementos finitos.

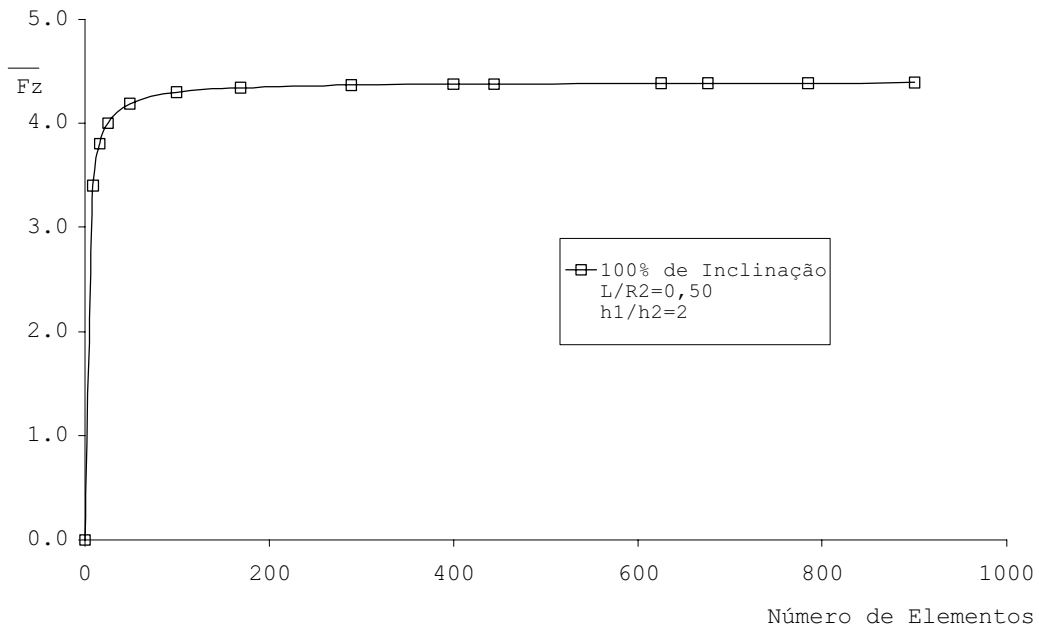


Figura 3 – Sensibilidade dos resultados à variação da malha.

6. Resultados

A capacidade de carga é adimensionalizada segundo a equação (16). Os parâmetros utilizados são: i) ângulo de inclinação da sapata - α ; ii) porcentagem de inclinação apresentada pela sapata; iii) razão L/R_2 ; iv) h_1/h_2 . A adimensionalização dos coeficientes de força, \bar{K} e \bar{C} , e da frequência axial de excitação, é dada por

$$\bar{F}_z = \frac{F_z}{\mu UB} \left(\frac{h_2}{L} \right)^2 \tag{17}$$

$$\bar{K} = \frac{10^{-3} \cdot K}{12\pi\mu R_{méd} N} \left(\frac{h_2}{L} \right)^2 \tag{18}$$

$$\bar{C} = \frac{C}{50 \cdot 6\mu nB} \left(\frac{h_2}{L} \right)^2 \tag{19}$$

$$\bar{\sigma} = \frac{\Omega}{\omega} \tag{20}$$

A análise das características de desempenho de mancais axiais hidrodinâmicos é efetuada utilizando-se os parâmetros apresentados na Tab. (1).

Tabela 1 - Parâmetros básicos

μ	$4,315 \cdot 10^{-2}$ Pa.s
Ω	750 rpm
R_2	0,360 m
h_2	$5,08 \cdot 10^{-5}$ m
Número de sapatas	4, 6, 8, 10 e 12
Número de elementos	900 - 30 na direção radial e (15 + 15) na circunferencial
Ω/ω	0,0001; 0,01; 1; 100; 10000

A Fig. (4) mostra os resultados obtidos de capacidade de carga adimensional em relação ao número de sapatas para mancais de escora com diferentes sapatas em termos da porcentagem de região inclinada. A capacidade de carga pode ou aumentar ou diminuir à medida que o número de sapatas aumenta dependendo da área e da inclinação da sapata. Tem-se um aumento na capacidade de carga com o aumento da área da sapata (aumento de L/R_2), sendo que os maiores valores ocorrem para 70% de região inclinada da sapata.

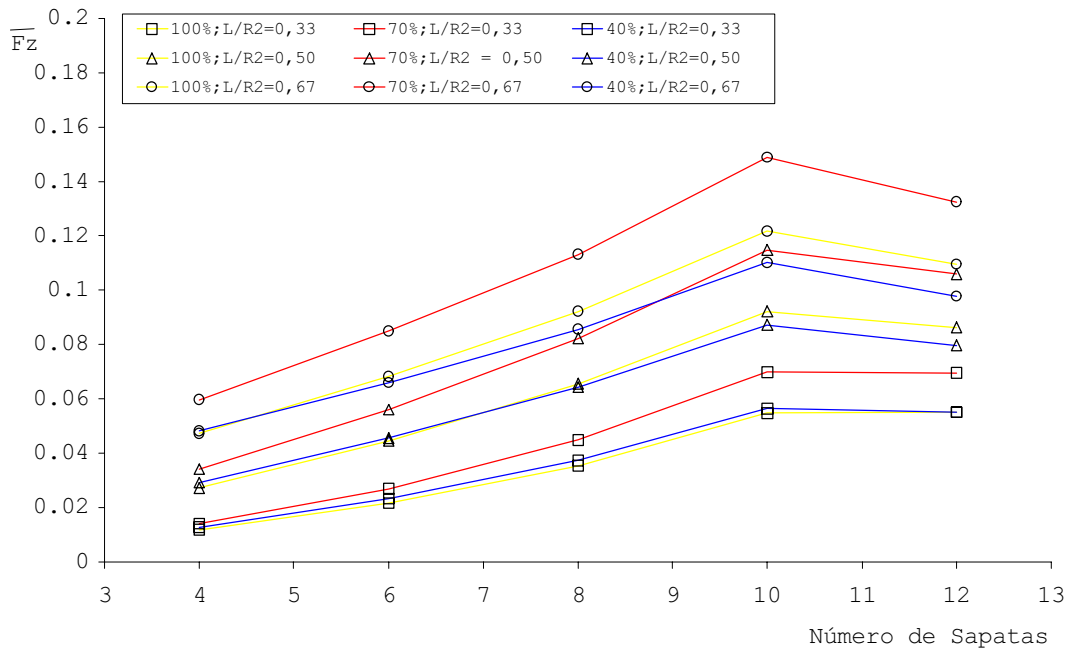


Figura 4 - Capacidade de carga adimensional versus número de sapatas.

A Fig. (5) apresenta os resultados obtidos de capacidade de carga adimensional em relação ao ângulo de inclinação da sapata. Há uma tendência de decréscimo da capacidade de carga à medida que a inclinação da sapata acentua-se. A variação da capacidade de carga com a razão da folga axial (h_1/h_2) está mostrada na Fig. (6).

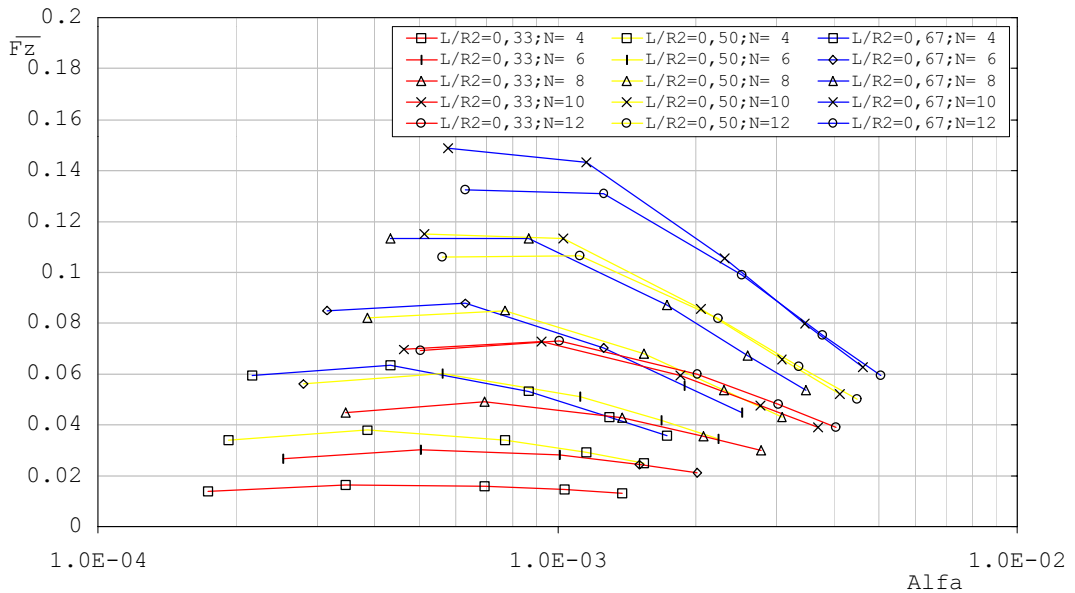


Figura 5 – Capacidade de carga adimensional versus ângulo de inclinação.

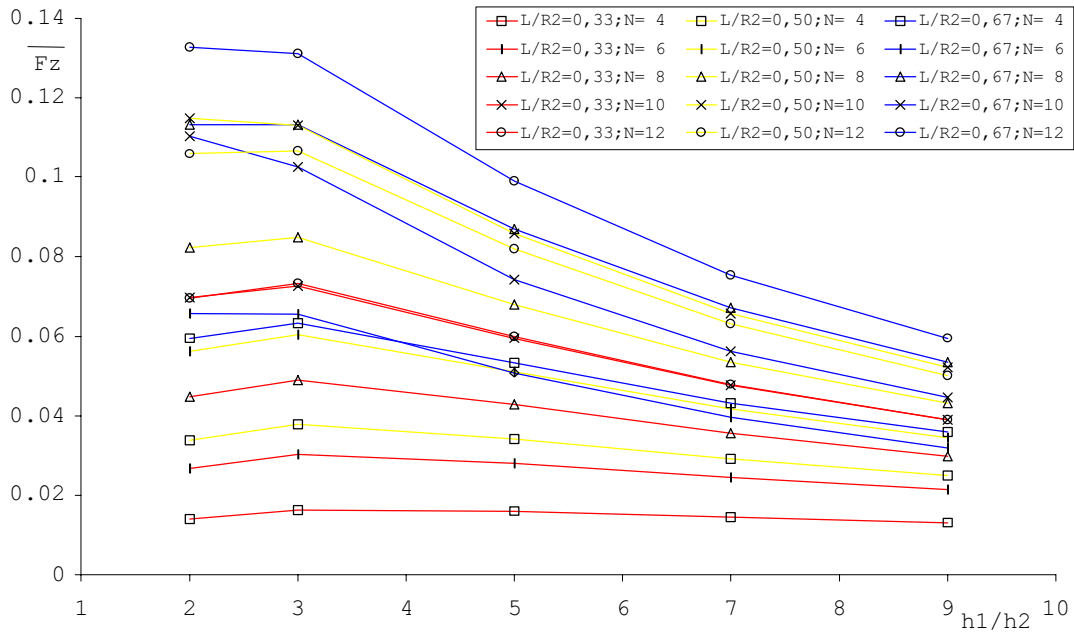


Figura 6 - Capacidade de carga adimensional versus razão de folga axial (h_1/h_2).

A Fig. (7) mostra os valores obtidos de coeficientes de rigidez adimensional em relação ao número de sapatas para diferentes mancais. Verifica-se uma pequena variação de rigidez para aqueles mancais onde a relação L/R_2 assume valores próximos a 0,5 e 0,67. Enquanto para valores próximos a 0,33, tem-se um crescimento acentuado com o aumento do número de sapatas.

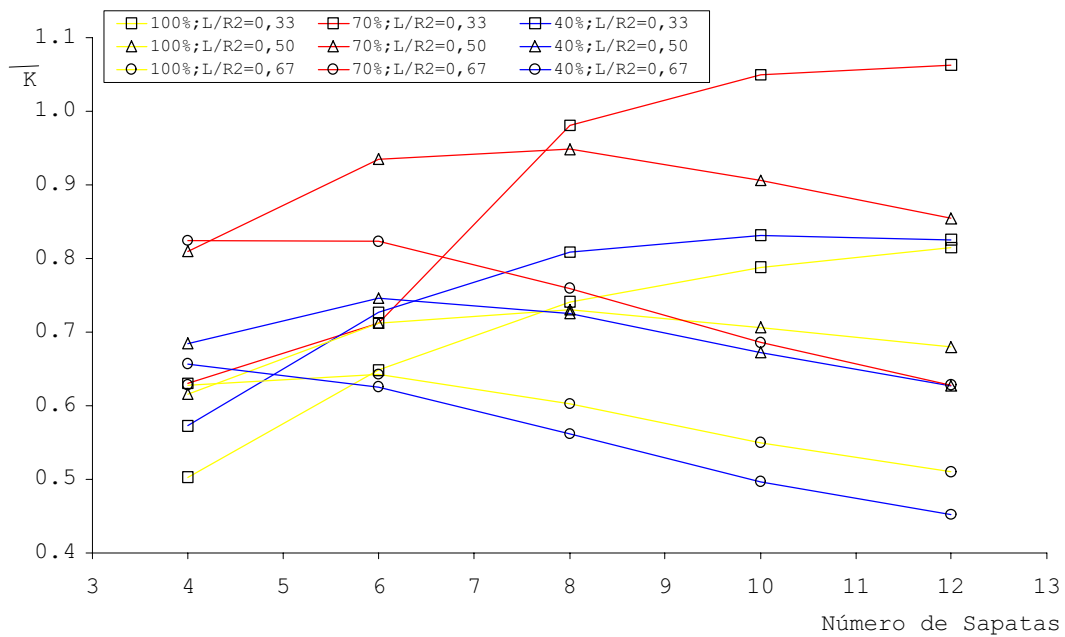


Figura 7 – Coeficiente de rigidez adimensional versus número de sapatas.

A variação dos coeficientes de amortecimento em relação ao número de sapatas está mostrada na Fig. (8). O coeficiente de amortecimento apresenta pequena variação para valores de L/R_2 próximos a 0,33, enquanto, para os demais, apresenta uma diminuição mais acentuada.

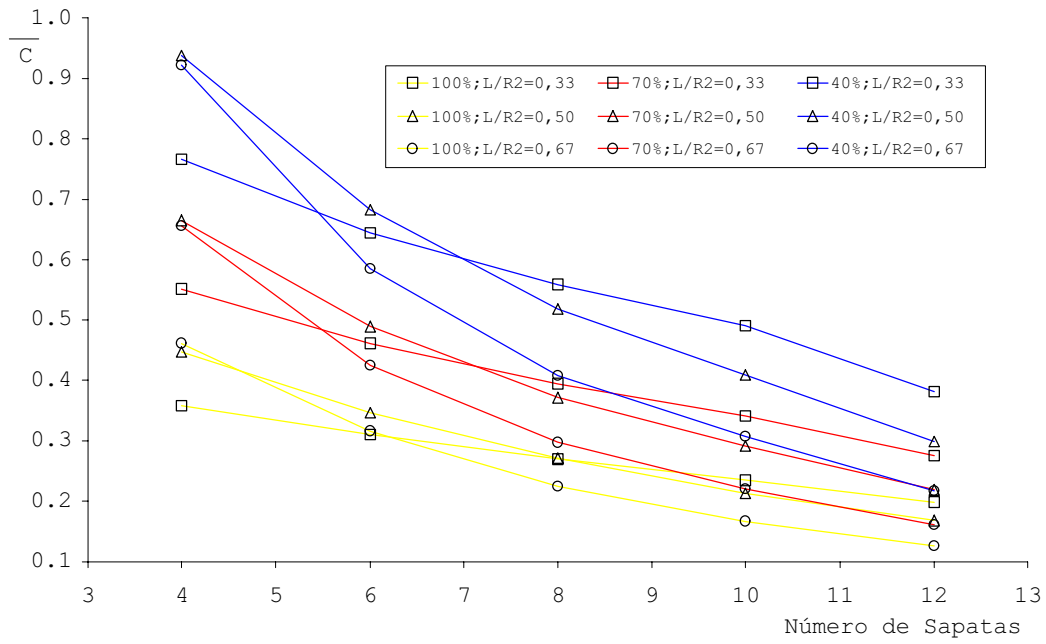


Figura 8 – Coeficiente de amortecimento adimensional versus número de sapatas.

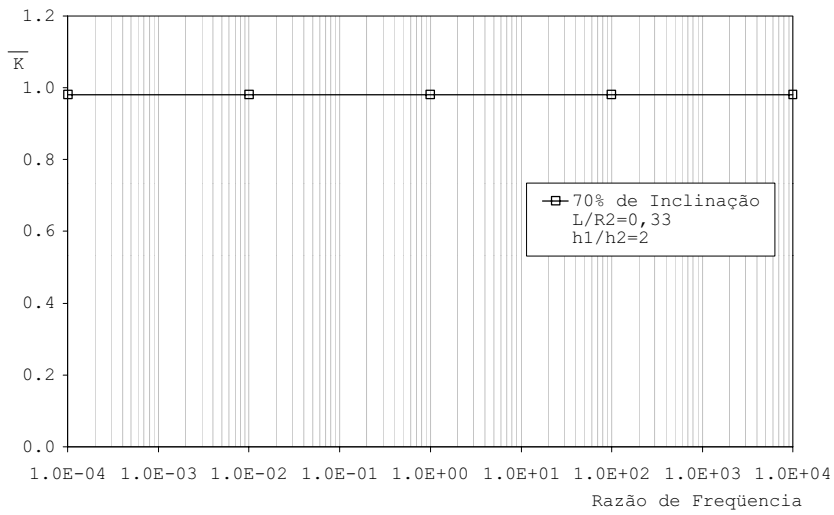


Figura 9 – Coeficiente de rigidez adimensional versus frequência de excitação adimensional.

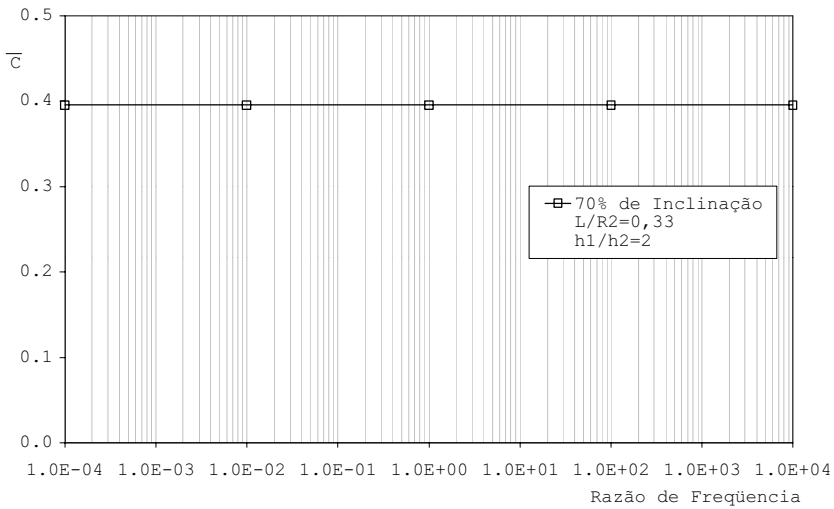


Figura 10 – Coeficiente de amortecimento adimensional versus frequência de excitação adimensional.

A Fig. (9) e Fig. (10) mostram os valores obtidos dos coeficientes adimensionais de rigidez e de amortecimento, respectivamente, em relação à frequência de excitação adimensional, para um mancal com 70% de região inclinada, com 8 sapatas. Os coeficientes dinâmicos de mancais axiais lubrificadas a óleo sofrem pequena influência da frequência axial de excitação. A defasagem entre a pressão e o deslocamento ou velocidade do mancal não varia significativamente com a frequência para lubrificantes incompressíveis. Por outro lado, no caso de lubrificantes compressíveis, a frequência de excitação exerce forte influência sobre os coeficientes dinâmicos de força de mancais lubrificadas a gás (Zirkelback e San Andrés, 1999).

A título de ilustração, a Fig.(11) mostra esquematicamente a distribuição de pressão hidrodinâmica sobre uma sapata de mancal de escora.

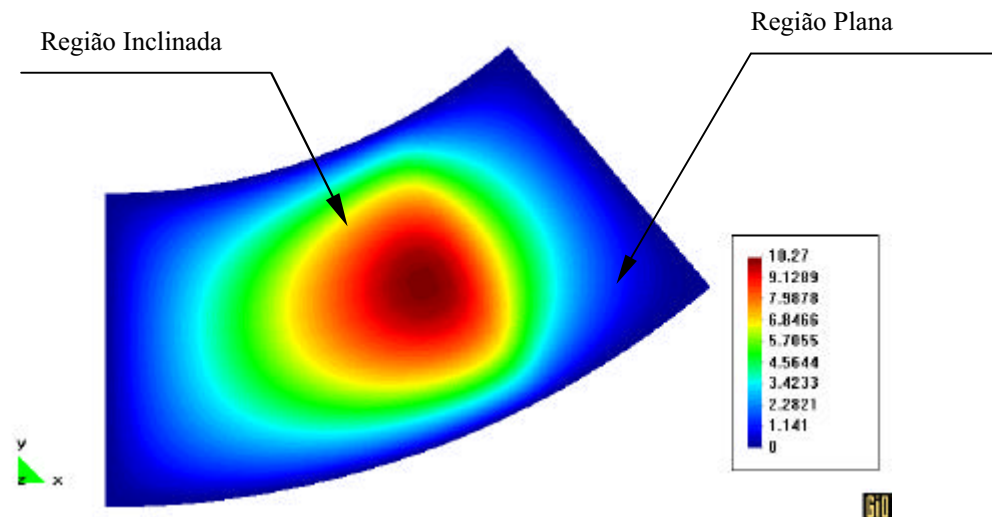


Figura 11 – Perfil da pressão hidrodinâmica (MPa) sobre uma sapata com 70% de área inclinada.

7. Conclusão

O procedimento de elementos finitos implementado, baseado no método de Galerkin, apresenta-se como uma ferramenta de grande importância para o cálculo da distribuição de pressão e dos coeficientes de desempenho dinâmico de mancais de escora. A solução das equações de lubrificação de ordem zero e primeira ordem pode trazer informações importantes sobre o comportamento de mancais hidrodinâmicos sob diversas condições de operação.

A análise de elementos finitos desenvolvida neste trabalho mostra a influência de parâmetros geométricos e operacionais sobre o desempenho de mancais de escora com sapatas fixas inclinadas. Predições de elementos finitos da capacidade de carga e dos coeficientes de rigidez e amortecimento de mancais axiais hidrodinâmicos são muito importantes na análise dinâmica de sistemas rotativos. As curvas de desempenho estático e dinâmico de mancais permitem avaliar a configuração mais apropriada do mancal para uma determinada aplicação e prever comportamentos característicos do sistema rotor-mancal nas etapas preliminares de análise e projeto de mancais hidrodinâmicos para turbomáquinas.

8. Referências

- Allaire, P.E., Nicholas, J.C. e Gunter, E.J., 1977, "Systems of Finite Elements for Finite Bearings", ASME Journal of Lubrication Technology, Vol. 99, pp. 187-197.
- Booker, J.F. e Huebner, K.H., 1972, "Application of Finite Element Method to Lubrication: An Engineering Approach", ASME Journal of Lubrication Technology, Vol. 94, pp. 313-323.
- Childs, D.W., 1993, "Turbomachinery Rotordynamics", John Wiley & Sons, USA, pp. 1.79-1.98.
- Faria, M.T.C., 1995, "Analysis of Some Aspects of Hydrodynamic Thrust Pad Bearing Performance Using a Finite Element Method Formulation", Research Notes, Texas A&M University, USA.
- Hamrock, B.J., 1994, "Fundamentals of Fluid Film Lubrication", McGraw-Hill, New York, USA, pp. 141-235.
- Lund, J.W., 1987, "Review of the Concept of Dynamic Force Coefficients for Fluid Film Journal Bearings", ASME Journal of Tribology, Vol. 109, pp. 37-40.
- Pinkus, O. e Sternlicht, B., 1961, "Theory of Hydrodynamic Lubrication", McGraw-Hill, New York, USA.
- Reddi, M.M., 1969, "Finite-Element Solution of the Incompressible Lubrication Problems", ASME Journal of Lubrication Technology, Vol. 91, No. 3, pp. 524-533.
- Reddy, J.N., 1984, "An Introduction to the Finite Element Method", McGraw-Hill, Singapore.
- San Andrés, L., 1995, "Modern Hydrodynamic Lubrication Theory", Class Notes, Texas A&M University, USA.
- Szeri, A.Z., 1980, "Tribology: Friction, Lubrication, and Wear", Hemisphere Publishing Corp., McGraw-Hill, USA.
- Zirkelback, N. e San Andrés, L., 1999, "Effect of Frequency Excitation on the Force Coefficients of Spiral Groove Gas Seals", ASME Journal of Tribology, Vol. 121, pp.853-863.

ANALYSIS OF FORCE COEFFICIENTS FOR HYDRODYNAMIC THRUST BEARINGS

Paulo José Brüzzi Barros

VA TECH Energ Ltda.
Rua Bernardo Guimarães 2063. Bairro de Lourdes
CEP 30140-082, Belo Horizonte, MG, Brasil
e-mail: bbarros@plugway.com.br

Marco Túlio Corrêa de Faria

Departamento de Engenharia Mecânica
Universidade Federal de Minas Gerais
Av. Antônio Carlos, 6627.
CEP 31270-901, Belo Horizonte, MG, Brasil
e-mail: mtfaria@dedalus.lcc.ufmg.br

Abstract. . *This work deals with the performance analysis of oil-lubricated hydrodynamic thrust bearings by using a finite element procedure. Static and dynamic performance characteristics, such as load-carrying capacity and dynamic force coefficients, are computed for several configurations of fixed pad thrust bearings, which are widely employed in vertical hydrogenerators. The weighted residual Galerkin method is used to solve the Reynolds equation and the first-order lubrication equations, which allow the computation of the dynamic force coefficients for the thrust bearing. The first-order equations are obtained through a linearized perturbation procedure on the governing equation for the thin film flow within the bearing lands. Performance characteristic curves are determined in relation to some operating and geometric parameters, such as rotational speed and pad geometry. These curves bring some insights on the influence of the operating and geometric parameters on the bearing behavior.*

Keywords. *Thrust Bearings, Finite Element Method, Numerical Modeling*

ANÁLISE TRIBOLÓGICA DE PET E BLENDA PET-PMMA POR ENSAIOS PINO-SOBRE-DISCO A SECO

M. S. B. P. Santos

Fundação Centro Tecnológico de Minas Gerais
Av. José Cândido da Silveira, 2000, Cidade Nova, Belo Horizonte, MG, Brasil.
maria@cetec.br

F. J. B. Pinto

Fundação Centro Tecnológico de Minas Gerais
Av. José Cândido da Silveira, 2000, Cidade Nova, Belo Horizonte, MG, Brasil.
fabiojorg@globocom

J. R. T. Branco

Fundação Centro Tecnológico de Minas Gerais
Av. José Cândido da Silveira, 2000, Cidade Nova, Belo Horizonte, MG, Brasil.
jbranco@cetec.br

Resumo: A preocupação com a preservação ambiental tem demandado um crescente esforço para reciclagem de plásticos. Em uma investigação preliminar abordamos a possibilidade de produzir revestimentos por aspersão térmica utilizando PET (politereftalato de etileno) reciclado. Dados do pino-sobre-disco (PSD) demonstraram que os revestimentos de PET, apresentaram melhor comportamento que o PET virgem. Neste trabalho, utilizando pino-sobre-disco, foram investigados desgaste e coeficiente de atrito do polímero PMMA (polimetacrilato de metila) e blendas de PET – PMMA, em condições a seco. Foram utilizadas como contra corpos esferas de aço AISI 52100 de 6 mm, com e sem revestimento de TiN. Os ensaios de desgaste e coeficiente de fricção foram feitos com cargas de 1 e 10N. Os ensaios de riscamentos foram realizados com 1, 50 e 100 N.

Palavras chaves: Polímero, Pino-sobre-disco, Coeficiente de fricção, Desgaste

1. Introdução

Os impactos ambientais e sociais negativos causados pelas embalagens plásticas já é considerado um grande problema urbano. A diferença entre o aumento do consumo e o aumento da reciclagem indica que a tendência do problema é crescer. O PET pós-consumo quando lançado no meio ambiente compromete as condições sanitárias, a drenagem pluvial, prejudica a navegação marítima e agride a fauna aquática, além de causar poluição visual. Nos aterros sanitários o PET causa problemas devido a dificuldade de compactação das garrafas e também ao excessivo volume que ocupa.

Os materiais poliméricos em seu volume ou em forma de filmes são utilizados em aplicações onde ocorre deslizamento e por isso muitos estudos são dedicados a sua resistência ao desgaste (Briscoe, 1990 e Lancaster, 1990). Normalmente os polímeros exibem baixos coeficientes de fricção, com valores entre 0,1 e 0,5. Vários modelos envolvendo adesão, abrasão ou processos de fadiga vem surgindo nos últimos anos com objetivo de interpretar a origem da fricção, danos e desgastes (Briscoe, 2000).

A investigação da tribologia de interfaces tem largamente demonstrado que os cavacos são usualmente confinados no contato por períodos de tempo variáveis durante os quais, são sujeitos à uma variedade de processos tais como cominuição, reações químicas, agregação e compactação e finalmente formam aquilo que é freqüentemente chamado de o “terceiro corpo” (Godet, 1984). Tanaka e Uchiyama, (1974) tem também mostrado que as camadas de terceiro corpo fundidas podem surgir na interface de contato. O problema do comportamento reológico do terceiro corpo é contudo complicado pois não é propriedade intrínseca do sistema, isto é depende das condições de deslizamento impostas, ou seja geometria de contato bem como das propriedades dos materiais envolvidos.

Muitos polímeros deslizando contra contracorpos duros transferem filmes poliméricos para os mesmos. A formação e comportamento de transferência de filme é um fator importante para a fricção e desgaste desses polímeros. Durante o deslizamento contra uma superfície polimérica, a superfície de aço se comporta como um corpo rígido e praticamente toda a deformação resultante do contato se dá no polímero, onde a superfície do pino é conformada. O desgaste coesivo resulta da deformação da superfície e subsuperfície do material causado pela passagem do contracorpo sobre a superfície polimérica. A deformação resultante no polímero pode ser plástica (permanente) ou elástica (recuperável). No primeiro caso o mecanismo de desgaste pode ser denominado como abrasivo, enquanto que no segundo está associado com fadiga (Hutchings, 1992).

O ensaio de riscamento foi originalmente desenvolvido para medir a adesão do recobrimento ao substrato (Bull, 1988 e Rickerby, 1988). No ensaio de riscamento, a força normal sobre a qual ocorre falha no revestimento é conhecida como força normal crítica. A falha no revestimento pode ser detectada por um súbito

aumento na emissão acústica(AE) ou força de fricção lida, ou exame pos ensaio através de microscopia ótica(Bromark, 1996).

Uma das tecnologias de produção de revestimento que será destacada é a de *spray* térmico, que é uma técnica de deposição onde o material de recobrimento é fundido a alguma distância do substrato e projetado em sua direção em pequenas partículas com grau variado de fusão, sendo que o revestimento é formado na medida em que elas solidificam-se junto à superfície tratada, (Tucker, 1982). Outra técnica de produção de revestimento, explorada neste trabalho, é a refusão de materiais poliméricos onde o material do recobrimento é fundido diretamente no substrato aquecido.

Este trabalho tem como objetivo avaliar a resistência ao desgaste dos revestimentos poliméricos de PET, PMMA e blendas produzidos por aspersão térmica e por refusão, a fim de viabilizar a aplicação destes em situações em que ocorram deslizamento. O estudo do comportamento tribológico desses revestimentos foi feito através do ensaio de pino sobre disco visando a análise de desgaste, por variação de massa e variação da largura de trilha, e medida do coeficiente de fricção. A avaliação da adesão do revestimento ao substrato foi feita através do ensaio de riscamento.

2. Metodologia

Para o recobrimento das placas de aço ABNT 1020, com o revestimento polimérico de PET, foi realizado por *spray* térmico à combustão hipersônica e para o polímero PMMA foi utilizado a combustão subsônica. Tanto os revestimentos de PET quanto os de PMMA foram aspergidos contra o substrato de aço ABNT 1020 à uma distância de aproximadamente 30cm.

Também foram produzidos revestimentos com os polímeros PET, PMMA e blendas (PET-PMMA), por refusão. Para isto placas de aço ABNT 1020 foram aquecidas à 300° C, e os respectivos pós poliméricos foram depositados manualmente e o conjunto colocado posteriormente em uma mufla a temperaturas suficientes para a fusão do pó. Os ensaios tribológicos foram realizados com uma carga normal de 10 N, para ambos revestimentos. As amostras foram lixadas e submetidas um banho de ultrassom utilizando álcool.

Para avaliar a performance tribológica de recobrimentos produzidos por aspersão térmica, foi utilizado o teste pino-sobre-disco. Utilizou-se cargas normais(P) aplicada sobre o pino de 1N e 10N, com diâmetro de trilha de 14mm.

Os ensaios foram conduzidos por 350 metros (8024 revoluções). O monitoramento da força de fricção foi realizado durante o teste para uma distância de 200 metros para o revestimento de PET (4550 revoluções) e uma distância de 350 metros para o PMMA e blendas (8024 revoluções). Neste ensaio de PSD, foi analisado a variação do coeficientes de fricção, variação de massa e largura de trilha para o revestimento polimérico de PMMA variando a carga normal sobre a esfera, sendo esta de aço AISI 52100.

Ensaio de riscamento foram realizados visando-se avaliar a aderência dos revestimentos utilizando-se cargas de 1, 50, 100 N. Os riscos para medida de aderência foram feitos transversalmente às amostras utilizando o riscador de aço AISI 52100 com ponta esférica de 6 mm. Para este ensaio utilizou-se o riscador comercial (CSEM Revetest) equipado com registrador de emissão acústica.

3. Resultados e discussões

3.1 - Análise do desgaste para o revestimento de PET feito por aspersão térmica.

Neste ensaio de PSD foi analisado a variação do coeficiente de fricção, para diferentes velocidades (0,1m/s, 0,2 m/s e 0,3m/s) e cargas normais (1N e 10N). Através de uma análise qualitativa da figura 1, pode ser observado que com o aumento da velocidade o coeficiente de fricção aumenta. Este coeficiente de fricção é ainda relativamente maior para cargas normais menores (1N), pois neste caso o esmagamento da superfície é menor e o pino (contra-corpo) fica exposto às asperidades do revestimento.

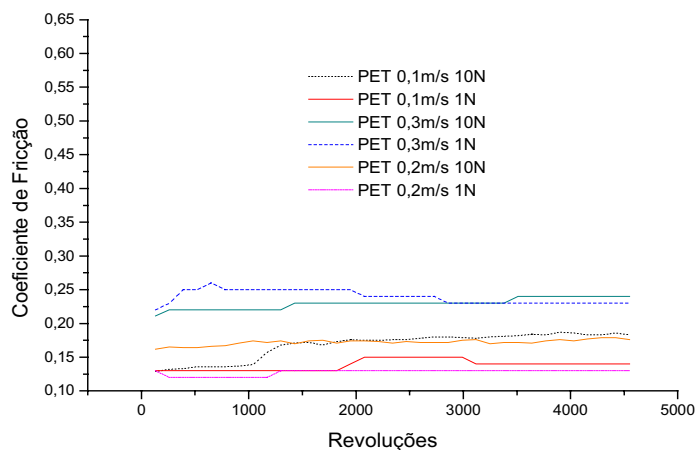


Figura 1 - Variação da fricção de fricção para revestimento de PET, utilizando cargas de 1N e 10N e velocidades de 0,1m/s e 0,2 m/s e 0,3m/s.

Através de um estudo perfilométrico para o revestimento de PET, não foi possível identificar a largura e profundidade da trilha resultante do ensaio de PSD. Logo, estima-se que a taxa de desgaste não apresenta valor mensurável, o que pode ser comprovado pela ausência de perda de massa do PET registrada pela balança analítica ($\max. 210 \pm 10^{-5}$) (Campos, 1999).

3.2 - Análise do desgaste para revestimentos de PMMA, feitos por aspersão térmica

Por uma análise da figura 2, nota-se coeficientes de fricção maiores para carga sobre o pino de 1N devido as asperidades superficiais do revestimento. Para os ensaios de cargas normais de 10N, nota-se visualmente que há formação de trilha logo nas primeiras revoluções decorrentes de um esmagamento dessas asperidades e confinamento dos cavacos produzidos na trilha. Através de uma análise da Figura 3, pode ser observado que com o aumento da velocidade o coeficiente de fricção diminui para o revestimento de PMMA. Acredita-se que com o aumento da velocidade o pino fica menos exposto às asperidades diminuindo a resistência ao atrito.

Foi observado a formação de sulcos nas bordas da trilha de desgaste, Figura 4, com posterior arrancamento e produção de detritos ocasionando desgaste coesivo. Este aumento dos coeficientes de fricção está diretamente relacionado com a variação de massa perdida, Figura 5, e largura da trilha de desgaste, Figura 6. Pode ser observado, Figura 5, que a distância percorrida do ensaio de PSD, foi suficiente para que as larguras da trilha dos revestimento entrassem em regime. A figura 7 mostra a formação da trilha de desgaste, resultante do PSD, para o revestimento de PMMA utilizando-se carga de 10N e velocidade de 0,1m/s, onde tem-se uma estimativa do volume de desgaste de $(1,78 \pm 0,16) \times 10^{-9} \text{ m}^3$.

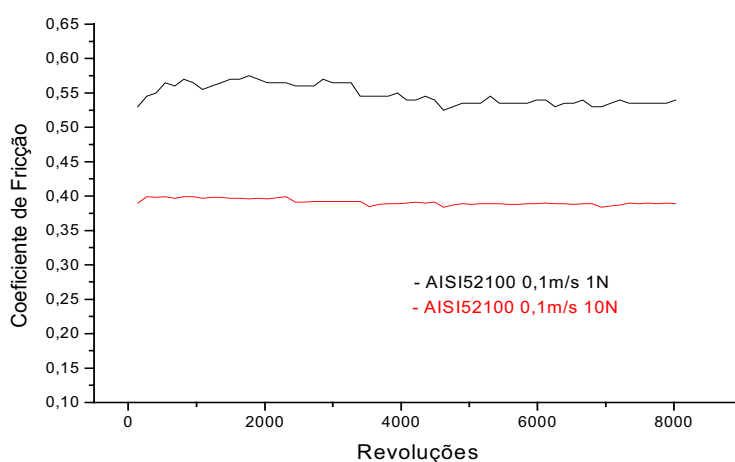


Figura 2 – Variação do Coeficiente de fricção e da carga sobre o pino, para o revestimento de PMMA com esfera de aço cromo.

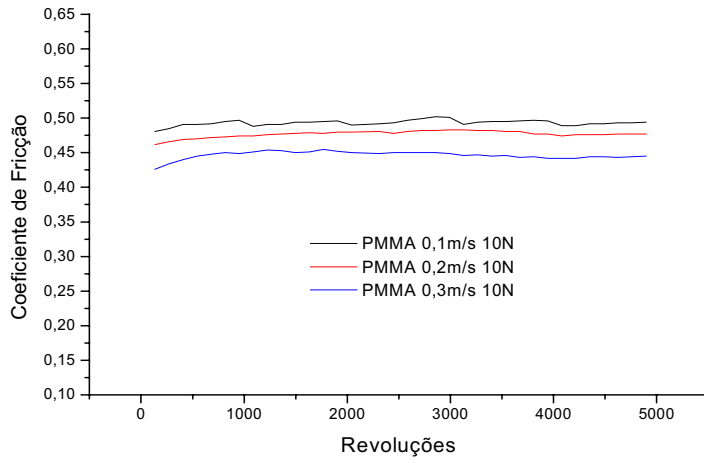


Figura 3 – Variação do Coeficiente de fricção e velocidade para carga de 10N, para o revestimento de PMMA com esfera de aço cromo.

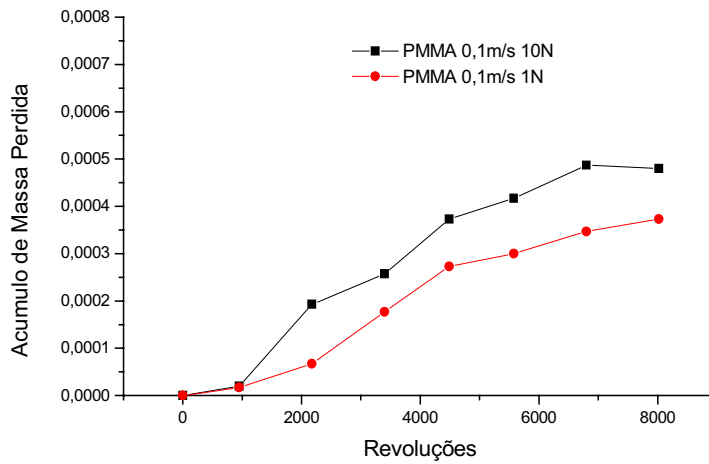


Figura 5 - Acúmulo da massa perdida em função do número de revoluções, para o revestimento de PMMA com esfera de aço cromo.

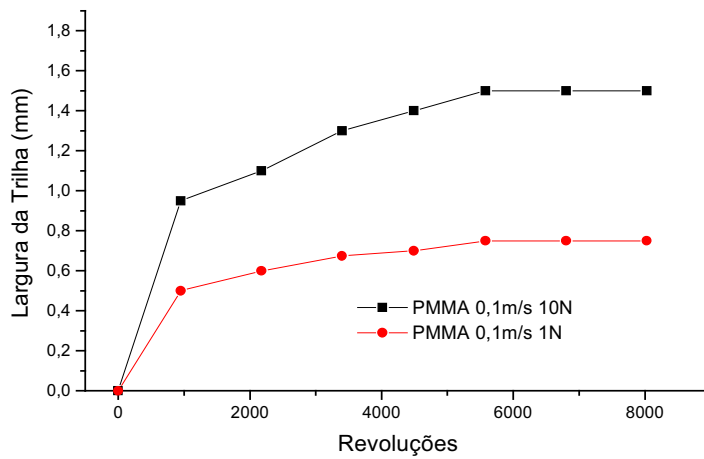


Figura 6 - Largura da trilha em função de número de Revoluções, para o revestimento de PMMA com esfera de aço cromo.

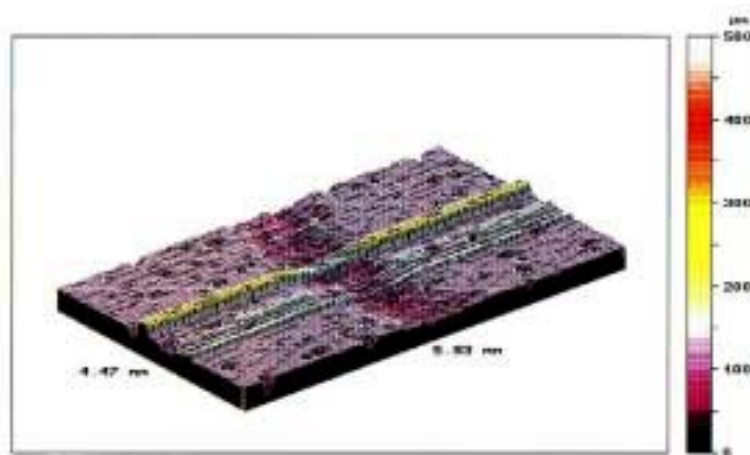


Figura 7 - Perfilometria 3D da trilha de desgaste por PSD do revestimento de PMMA utilizando 10N

3.3 - Análise do desgaste para revestimentos de PET, PMMA e blendas, feitos por refusão.

De acordo com a análise da figura 8, observou-se que o revestimento de PMMA puro apresentou maior coeficiente de fricção, devido a maiores asperidades superficiais do revestimento, comprovado pelos valores de rugosidade médios (4,5µm), se comparadas com o revestimento de PET com rugosidade média (0,67µm), causando um aumento da resistência ao deslizamento do pino. Tanto os revestimentos de PET, PMMA e blendas, apresentaram desgaste coesivo, com uma determinada quantidade de material transferida para o pino, sendo estes maiores para o revestimento de PMMA. Foi observado que os coeficientes de fricção das blendas se aproximaram dos coeficientes de fricção do PET. As Figuras 4, 9 e 10 mostram através de micrografias, características superficiais semelhantes, ou seja, formação de trilhas de desgaste causadas pela deformação plástica.

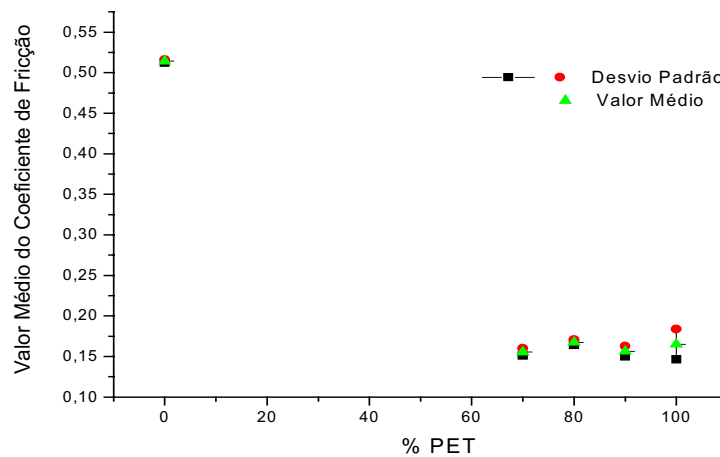


Figura 8 - Valor médio dos coeficientes de fricção em função da porcentagem de PET contida nas blendas.

3.4 - Micrografia dos revestimentos de PET, PMMA e blendas.

A formação da trilha de desgaste pode ser percebida logo nos primeiros metros percorridos com posterior aumento da largura da trilha de desgaste com conseqüente diminuição das asperidades superficiais ou "esmagamento", formando sulcos com desprendimento de resíduos. Devido a maior plasticidade apresentada para o revestimento de PMMA, se comparado com o PET, houve um maior acúmulo destes sulcos na borda da trilha. Com as várias passagens do pino, sujeito a carga de 10N, as bordas alcançaram o limite de ruptura rapidamente, formando sulcos que se desprenderam posteriormente formando resíduos que se depositaram no pino e nas trilhas de desgaste. Na trilha de desgaste da blenda produzida, Figura 10, não ocorre a formação de sulcos. Tanto nos recobrimentos de PET, PMMA e blendas, não houve formação de trincas ou desgaste adesivo, estando presente sulcos e detritos, resultado do desgaste coesivo.



Figura 4 - Micrografia da trilha de desgaste do revestimento de PMMA com 50 m percorridos, utilizando uma lente de 50x. A trilha de desgaste é composta de sulcos.

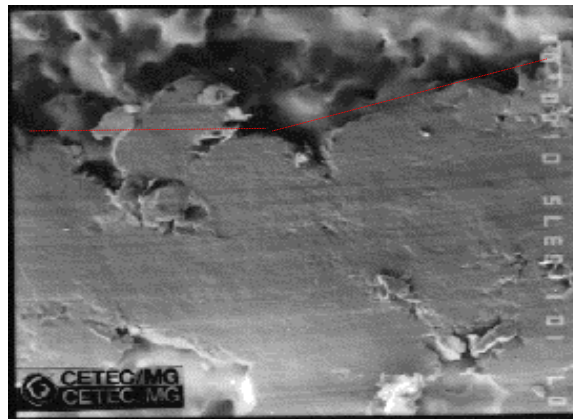


Figura 9 - Micrografia da trilha do revestimento de PET, utilizando uma lente de 480x. O revestimento sofre um esmagamento.

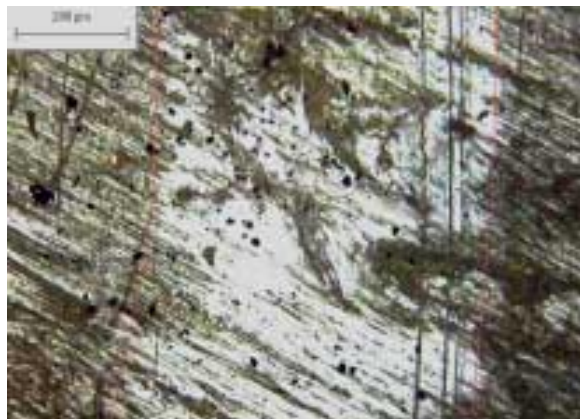


Figura 10 – Micrografia da blenda com 80% de PET e 20% de PMMA com tratamento térmico, com desgaste de 50 metros percorridos.

3.5 - Teste de Riscamento

Como pode ser observado nas figuras 11 e 12, não foram observadas falha coesiva ou falha adesiva para os revestimentos de PET e PMMA. Observou-se a ocorrência de deformação plástica, sendo estas maiores para cargas normais aplicadas de 50 e 100N.

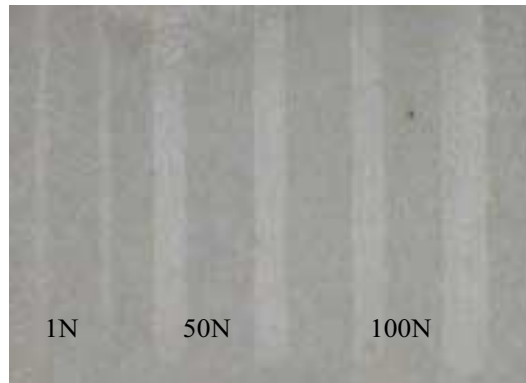


Figura 11 - Macrografia do revestimento de PET, submetido a ensaio de riscamento com cargas de 1,50 e 100N.

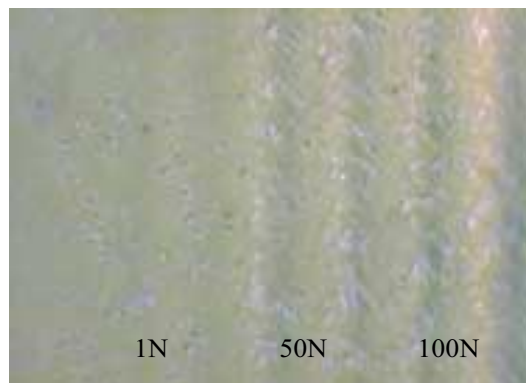


Figura 12 - Macrografia de revestimentos de PMMA, submetido a ensaio de riscamento com cargas 1, 50 e 100N

4 – Conclusão

Foi comprovado pelo ensaio de PSD para os revestimentos de PMMA e blendas, que quanto maior a carga aplicada menor será o coeficiente de fricção, ao contrário do que ocorre para o revestimento de PET. Com relação a variação da velocidade percebeu-se que a força friccional para iniciar o deslizamento é maior que a necessária para mantê-la. A variação do coeficiente de fricção, está relacionada com as propriedades tribológicas de cada revestimento. No contato de um deslizador e a superfície de um polímero, a força de fricção é devido não só a sulcagem superficial pelas partículas duras ou pela contra-face, mas também à adesão entre as superfícies em contato.

Utilizando métodos de deposições distintos tem-se uma grande variação das características superficiais. Tanto nos recobrimentos de PET, PMMA e blendas, não houve formação de trincas ou desgaste adesivo, estando presente sulcos e detritos, resultado do desgaste coesivo. Após longo período de tempo foi iniciado o mecanismo de falha por fadiga e na sequência a abrasão pela ação das partículas que se desprenderam.

Em relação aos metais, os polímeros exibem coeficientes de fricção menores, o que torna possível a utilização destes em aplicações tribológicas onde há uma necessidade da confecção de novos produtos que exige uma diminuição do atrito onde há deslizamento de superfícies duras, proporcionando a minimização dos custos e contribuindo para a diminuição dos impactos ambientais negativos provenientes da geração de resíduos sólido.

Observou-se através do ensaio de riscamento utilizando cargas constantes de 1, 50, 100 N, para os revestimentos de PET, PMMA e blendas a presença de deformação plástica. Não foi possível perceber por investigação microscópica a presença de falha adesiva.

5 – Referência Bibliografia

Bayer, R. G. and Ruff, A.W., "Tribology: Wear Test Selection for Design and Application". ASTM 1916 race street Philadelphia, PA 19103. P.17- 30, P.80- 99

- Brogan, J. A, 1996, "Processing and Property Relationships of Thermally *Sprayed* Polymer Systems", State University of New York at Stony Brook.
- Briscoe, B.J., 1990, "Materials aspects of polymer wear, Scripta Metalurgica et Material", pp. 839 – 844.
- Briscoe, B.J., A. Chateaubinois, T.C. Lindley, D. Parsonage, 2000 "Contact damage of poly(methylmethacrylate) during complex microdisplacements", Wear 240 pp. 27 – 39.
- Briscoe, B.J., 1981, "Wear of polymers: na essay on fundamental aspects", Tribol. Int., 14 pp. 231 – 243.
- Bromark M., Wear Resistance of PVD Coatings for Tool Applications, 1996. P. 1-42.
- Bull S.J. and Rickerby D.S., Surface and coatings Technology, 36 (1988), 503.
- Campos, S. R. V. , 1999, "Estudo de Recobrimentos Poliméricos Recicláveis por *Spray* Térmico", Processo: FAPEMIG 8010096, novembro, P. 14 -35.
- Czichos, H., 1983, "Influence of adhesive and abrasive mechanisms on the tribological behaviour of thermoplastics polymers". Wear, 88, pp. 27 – 43.
- Godet, M. 1984, "The bird body approach a mechanical view of wear", 100 (1984) 437.
- Hutchings, I. M. 1992, "Tribology: Friction and Wear of Engineering Materials".
- James, Maclaren and Son Ltd, London, UK; Palmerston Pub. Co. Inc., NY. English translation, pp. 23-35.
- Lancaster, J.K., 1990 "Materials – specific wear mechanisms: relevance to wear modeling", Wear 141 pp. 159 – 183.
- Lancaster, J.K, 1969, " Abrasive Wear of Polymers". Wear, 14, 223.
- Mano, E. B., 1991, "Polímeros como materiais de engenharia". Editora Edgard Blucher Ltda, P. 1-18.
- Ratner, S.B., 1967, "Comparison of the Abrasion of Rubbers and Plastics. Abrasion of Rubber". Edited by D.I. Thorp, J.M., 1982, "Abrasive wear of some commercial polymers". Tribology international April, pp. 59 – 68.
- Tucker, R. C. "Plasma and Detonation Gun Deposition Techniques and Coatings Properties, in Deposition Technologies for Films and Coatings" – Developments and Applications, R. F. Bunshah editor. (1982), p. 454.
- Yamaguchi, Y., 1990, "Tribology of plastic materials: Their Characteristics and Applications to slinding Components", elsevier science publishers b.v., P. 1-141.

6 – Abstract

The concern with the enviroment preservation has demanded increasing effort to recycle plastics. In a previous investigation we have reported the possibility to manufacture thermal sprayed coatings from recycle PET. Pin-on-disc data demonstrated that coatings had even better wear behavior than virgin PET. In the present work we have investigated the effects of PMMA content on the pin-on-disc and scratching behavior of PET-PMMA blends, in dry condition. AISI 52100 steel 6 mm balls, with and without TiN coating were used as counterbody. The pin-on-disk wear testing were carried out under 1N and 10 N. The scrating test were acomplished with 1, 50 e 100 N.

Keywords: Polymer, Pin-on-disk, Friction Coefficient

A INFLUÊNCIA DA UMIDADE RELATIVA NO COEFICIENTE DE ATRITO DA ALUMINA E DO COMPÓSITO Al_2O_3 -YAG-NbC

Vanderlei Ferreira

Instituto de Pesquisas Energéticas e Nucleares / IPEN- CCTM – vanfer@net.ipen.br

Carlos Henrique da Silva

Escola Politécnica da USP, Laboratório de Fenômenos de Superfície – LFS – carloshs@usp.br

José Carlos Bressiani

Instituto de Pesquisas Energéticas e Nucleares / IPEN- CCTM – jbrezzia@net.ipen.br

Amilton Sinatora

Escola Politécnica da USP, Laboratório de Fenômenos de Superfície – LFS – sinatora@usp.br

Resumo. Materiais compósitos com matriz cerâmica tem sido objeto de intensa pesquisa devido a suas superiores propriedades mecânicas – dureza e tenacidade a fratura - comparado a materiais monolíticos. Portanto, recentemente esta classe de materiais tem sido largamente utilizada em aplicações tribológicas. O processo que ocorre na superfície de contato pode ser monitorado por meio de medidas do coeficiente de atrito. As condições do atrito nas superfícies de contato em um tribo-sistema podem ser alteradas pela umidade relativa. O comportamento tribológico das superfícies dos materiais podem mudar pela presença de umidade. No presente trabalho é investigado o coeficiente de atrito sob condições de deslizamento de pinos de alumina e do compósito cerâmico (Al_2O_3 -YAG-NbC) contra discos de alumina, em diferentes condições de umidade. Para a determinação das propriedades tribológicas foi utilizado um tribômetro tipo pino-sobre-disco nas condições de 10 N de carga aplicada e velocidade de deslizamento de 400 mm/s. Os resultados obtidos indicam que o coeficiente de atrito é fortemente influenciado pela umidade. O tribo-filme formado pelas reações tribo-químicas, decorrente da interação da umidade relativa com os resíduos de desgaste, controla o atrito e a taxa de desgaste. Este comportamento dependerá das fases que constitui o filme, de sua espessura e da resistência ao cisalhamento de suas camadas.

Palavras chave. Coeficiente de atrito, umidade relativa, alumina, compósito cerâmico, Al_2O_3 -YAG-NbC

1. Introdução

As cerâmicas estruturais avançadas são materiais de grande interesse tribológico devido sua elevada resistência ao desgaste. As propriedades tribológicas da alumina têm sido objeto de estudo, resultando em um grande número de trabalhos sob os mais variados aspectos, entre eles podemos destacar: a influência de propriedades microestruturais – variações no tamanho de grão (Cho *et al*, 1989; Xiong *et al*, 1997), presença de outras fases (Guo *et al*, 1997), parâmetros operacionais de ensaio (Xiong *et al*, 1999), variações de velocidade e de carga, condições de acabamento superficial, variações de rugosidade e modificações superficiais com o uso de raios laser (Zum Gahr *et al*, 1995), e condições de meio ambiente como temperatura (Ming-Chang *et al*, 1993) e atmosfera (Perez-Unzueta *et al*, 1991).

O desenvolvimento de compósitos com matriz de alumina buscam a melhoria da tenacidade à fratura, sem prejuízo a elevada dureza e as excelentes propriedades físicas e químicas inerentes a alumina. Portanto a adição de partículas como TiC, TiN, TiB_2 e WC (Dogan *et al*, 1997; Acchar *et al*, 2000) têm sido estudada para melhorar a tenacidade e a resistência ao desgaste. Um exemplo é a adição de partículas de TiC a alumina, a qual têm acarretado a melhora do desempenho tribológico, possibilitando sua utilização como material na fabricação de ferramentas de corte, há mais de duas décadas.

A possibilidade de utilização de carbetos de nióbio como reforço a alumina, também tem sido objeto de estudos (Pasotti *et al*, 1998). O carbetos de nióbio possui características semelhantes ao carbetos de titânio (Suh, 1980). Como a maioria (72%) das jazidas de nióbio do mundo está em território brasileiro (Lyakishev *et al*, 1984), cresce o interesse no estudo deste material na forma de carbetos.

O efeito da umidade relativa nas propriedades tribológicas de diversos materiais, particularmente em ensaios de deslizamento, têm sido estudada (Lancaster, 1990). No caso das cerâmicas, estudos do efeito da umidade relativa no comportamento tribológico da alumina, zircônia, nitreto de silício, carbetos de silício e do carbetos de boro têm sido realizados por Sasaki (1989) e Larsson *et al* (1999).

Segundo Sasaki (1989) os fatores que podem ser afetados pelo nível de umidade relativa seriam: (1) a formação de uma camada adsorvida; (2) a alterações nas propriedades mecânicas devido a adsorção e (3) a formação de produtos por reação triboquímica. Entretanto os efeitos mais importantes no comportamento tribológico seriam (Lancaster, 1990): (1) influência na propagação de trinca, (2) reações nas superfícies de deslizamento e (3) modificação nas camadas do filme (terceiro-corpo) por agregação de resíduos de desgaste.

Neste trabalho é estudado o comportamento tribológico no deslizamento de pinos do compósito cerâmico (Al_2O_3 -YAG-NbC) e de pinos de alumina sobre discos de alumina em diversos níveis de umidade relativa.

2. Procedimento Experimental

Para preparação das amostras foram utilizados como material de partida os pós: alumina (A-16 SG - ALCOA), carbeto de nióbio (Hermann C. Stark – Berlin) e óxido de ítrio (99,9% de pureza – Aldrich). A pesagem da composição do compósito cerâmico ($\text{Al}_2\text{O}_3 - 0,5\%wt \text{Y}_2\text{O}_3 - 20\%wt \text{NbC}$) foi feita em balança analítica de precisão. A rota de processamento do pó de alumina foi a convencional, moagem/mistura em moinho de bolas durante oito horas e secagem em spray-dryng, no caso do compósito a moagem/mistura foi feita em Atritor (Richerson, 1992), durante 4 horas e o pó seco em evaporador rotativo. Os pós atomizados foram conformados na forma de pino e disco em prensagem uniaxial seguida de prensagem isostática à 200MPa. As amostras de alumina foram sinterizadas a 1.650 °C durante uma hora ao ar, no caso do compósito, a sinterização foi realizada à 1.700 °C durante 15 minutos em atmosfera de argônio. As densidades obtidas para os dois materiais foi de aproximadamente 96% da densidade teórica, medida pelo método de Archimedes.

Após a determinação das fases presentes, por difração de raios X, seções das amostras foram polidas e atacadas termicamente para revelação dos contornos de grãos e determinação de tamanho médio do grão da matriz.

O módulo elástico foi medido, em superfícies polidas, através de microdurômetro (modelo Fischerscope HC-100V de fabricação FISCHER) com carregamento/deslocamento controlado, com o uso de penetrador Vickers de diamante, cujo método é descrito em detalhes nas referências (Oliver *et al*, 1992, Pintaúde *et al*, 2000).

Para determinação da dureza foram construídas curvas de carga aplicada *versus* dureza, para cada material, utilizando-se durômetro Wolpert modelo V-testor II e analisador de imagens Leica modelo QWin Stardard version 2.2. Foram realizadas 10 impressões em cada carga de 4,9 a 98 N. Para cada material foram considerados como valores de dureza, os obtidos na faixa de cargas onde ocorreu menor variação carga aplicada/dureza obtida.

Os valores de tenacidade a fratura, K_{Ic} , foram obtidos por impressões Vickers, no mesmo durômetro utilizado para determinação da dureza, com método descrito em detalhes por Antis *et al* (1981), sendo que a carga utilizada no ensaio foi a necessária para que fosse obedecida a relação tamanho de trinca igual a três vezes o tamanho da diagonal da impressão (98N para a alumina e 147N para o compósito).

As amostras de alumina, na forma de disco, tiveram suas superfícies retificadas e lapidadas atingindo o valor de rugosidade $R_a = 0,2 \mu\text{m}$. As extremidades dos pinos de alumina e do compósito cerâmico foram usinadas na forma de tronco de cone, com ângulo de 70° e diâmetro de 1,0 \pm 0,1 mm na superfície de contato. Para a determinação da rugosidade da superfície dos pinos, considerou-se a medição em superfície de amostras gêmeas, sinterizadas na mesma queima e retificadas com o mesmo procedimento feito nos pinos, apresentando como resultado o valor $R_a = 0,3 \mu\text{m}$.

Os ensaios para determinação do coeficiente de atrito foram realizados em tribômetro PLINT & PARTNESS LTD, modelo TE-79, na configuração pino-sobre-disco, utilizando-se velocidade de deslizamento de 0,4 m/s e carga de 10 N (peso morto). A taxa de aquisição utilizada foi de 1 dado a cada 10 segundos. Foram ensaiados pinos do compósito cerâmico Al_2O_3 -YAG-NbC e alumina sobre discos de alumina em diferentes níveis de umidade (26,8; 48 e 76,3 % UR), em cada condição foram realizadas três repetições.

Para controle da umidade relativa, uma campânula de acrílico era selada a cada ensaio sobre a mesa do tribômetro e no seu interior foi instalado um ventilador e distribuído por toda câmara recipientes contendo solução aquosa de Cloreto de Potássio (KCl) ou Cloreto de Cálcio di-Hidratado ($\text{CaCl}_2 \cdot 2\text{H}_2\text{O}$) para aumentar ou diminuir, respectivamente, a umidade relativa. No caso de ensaios realizados em baixa umidade eram também ligadas lâmpadas incandescentes no interior da câmara e injetado ar sintético super-seco. O período de preparação para atingir o nível de umidade relativa desejado no interior da câmara foi de 6 horas em média.

Para os ensaios realizados com umidade intermediária a campânula foi retirada, pois o ambiente do laboratório possui desumidificadores que mantêm o nível de umidade relativa em torno de 48%.

3. Resultados

Na Tabela (1) são apresentadas características físicas dos materiais sinterizados e também as propriedades mecânicas medidas.

Tabela 1 - Características físicas e propriedades mecânicas dos materiais sinterizados.

Material	Densidade (%Dt)	G (µm)	E (GPa)	Hv (49N) (GPa)	K _{Ic} (MPa m ^{1/2})
Alumina	95,5 ± 0,2	2,6 ± 0,7	343 ± 2	13,0 ± 0,6	3,3 ± 0,4 (98N)
Al ₂ O ₃ -YAG-NbC	96,3 ± 0,4	1,2 ± 0,6	373 ± 2	26 ± 1	4,3 ± 0,2 (147N)

G = tamanho médio de alumina; E = Módulo de Young; Hv = dureza e K_{Ic} = tenacidade à fratura.

Os resultados dos ensaios pino-sobre-disco com diferentes níveis de umidade relativa são apresentadas na Tab. (2). Os valores de coeficiente de atrito cinético (µ cinético) foram obtidos computando-se apenas os valores após 2.000 metros, ou seja, os 2.000 metros iniciais foram considerados como período de *running-in*.

Tabela 2 - Valores de coeficiente de atrito cinético médio e taxa de desgaste nas diversas condições de umidade relativa (UR).

Material	26,8 ± 0,2%UR		48 ± 1%UR		76,3 ± 0,3%UR	
	µ cinético	Taxa de desgaste (mm ³ N ⁻¹ m ⁻¹)	µ cinético	Taxa de desgaste (mm ³ N ⁻¹ m ⁻¹)	µ cinético	Taxa de desgaste (mm ³ N ⁻¹ m ⁻¹)
Alumina	0,48 ± 0,01	1,73E-7	0,40 ± 0,02	1,02E-7	0,257 ± 0,004	0,92E-7
Al ₂ O ₃ -YAG-NbC	0,48 ± 0,01	0,94E-7	0,41 ± 0,02	0,71E-7	0,284 ± 0,006	0,63E-7

São apresentadas na Fig. (1) as micrografias obtidas por microscopia eletrônica de varredura (MEV) das superfícies polidas e atacadas dos materiais sinterizados, utilizadas no cálculo do tamanho médio de grão da alumina (G).

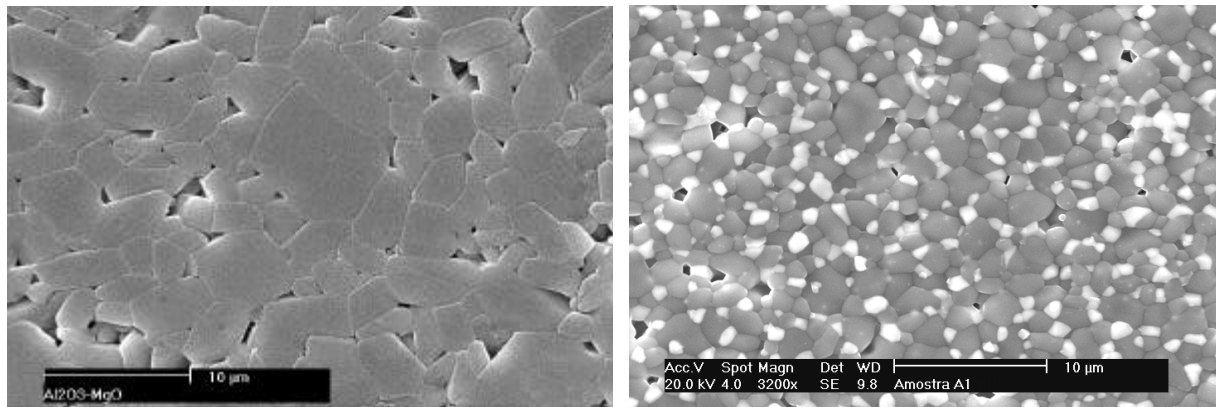


Figura 1 – Lado esquerdo, alumina ; lado direito Al₂O₃-YAG-NbC.

Na Fig. (2) são apresentadas as curvas obtidas para o coeficiente de atrito em função da distância percorrida, para os ensaios de alta, média e baixa umidade relativa, respectivamente.

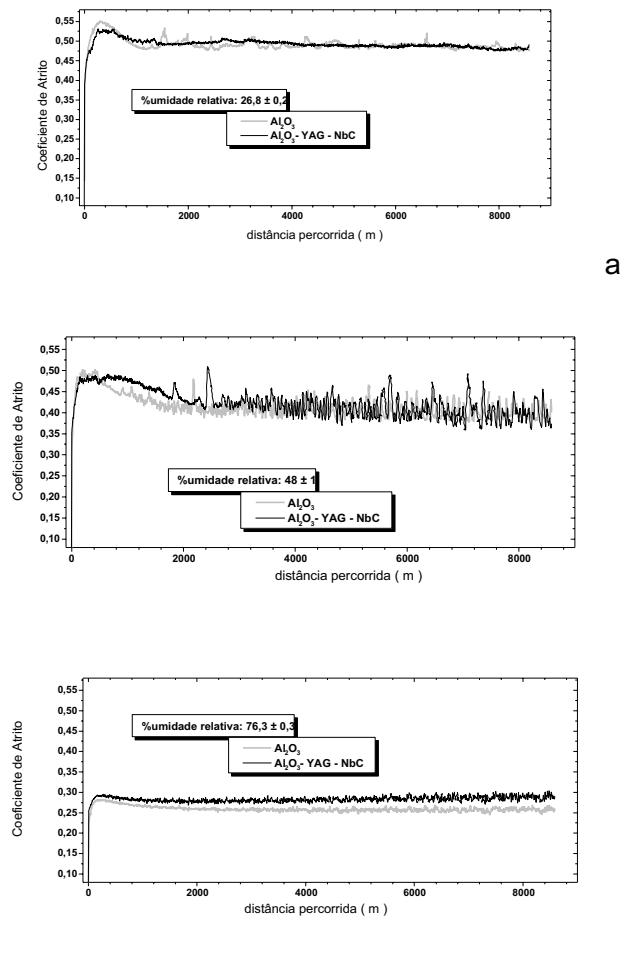


Figura 2 – Curvas de coeficiente de atrito médio em função da distância percorrida, obtidas em ensaio pino-sobre-disco, com diferentes níveis de umidade relativa.

A relação entre coeficiente de atrito médio, após 2000 metros, e umidade relativa pode ser melhor visualizada na Fig. (3).

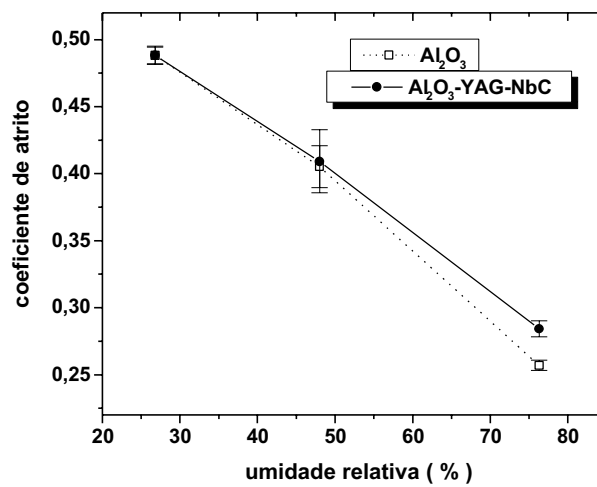


Figura 3 – Coeficiente de atrito *versus* umidade relativa do tribo-sistema.

Nas Figuras 4 e 5 são apresentadas as micrografias, obtidas em MEV, das superfícies desgastadas da alumina nas condições extremas de ensaios, baixa e alta umidade relativa, respectivamente.

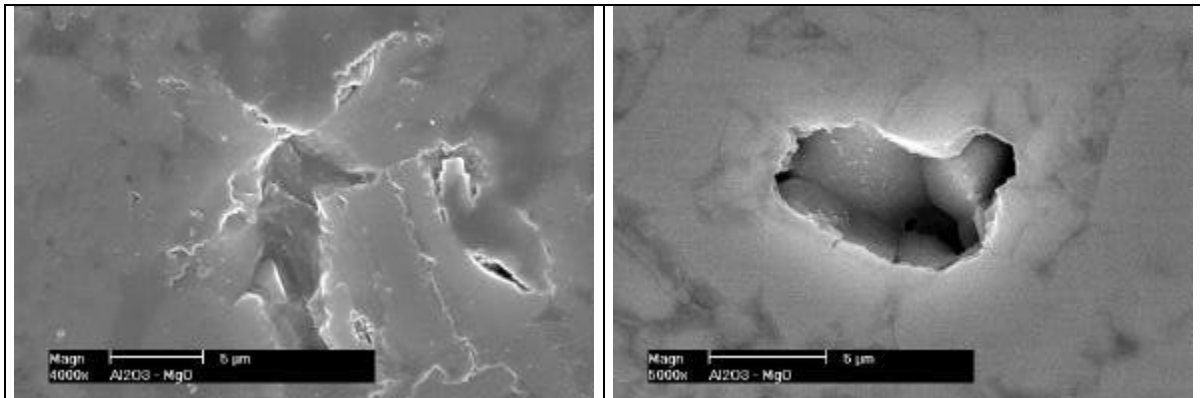


Figura 4 – Características do tribo-filme nas superfícies desgastadas do pino de alumina nas condição de menor e maior umidade relativa, lado esquerdo e direito, respectivamente; micrografias obtidas em MEV.

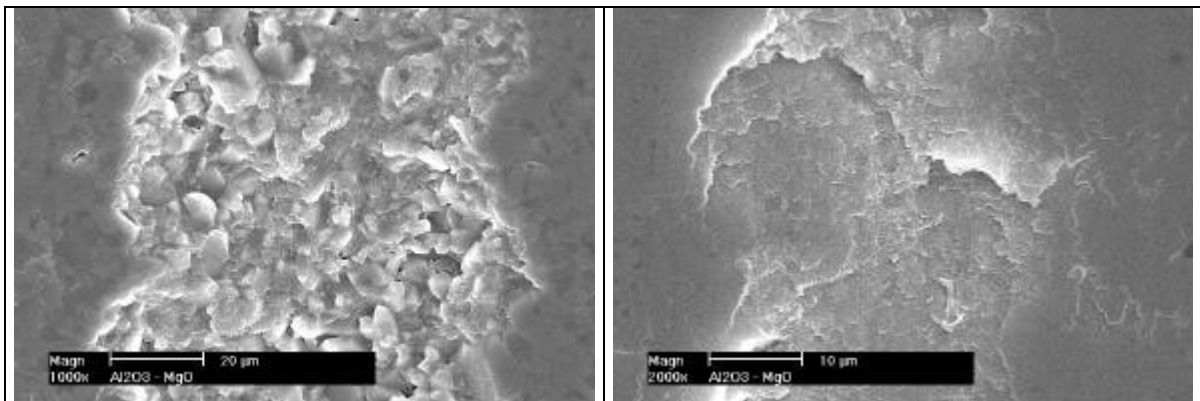


Figura 5 – Micrografia obtida em MEV das superfícies desgastadas do pino de alumina, mostrando regiões de destacamento do tribo-filme. Lado esquerdo condição de ensaio de baixa umidade, no lado direito alta.

Nas Figuras 6 e 7 são apresentadas as micrografias, obtidas em MEV, das superfícies desgastadas do composto cerâmico nas condições extremas de ensaios, baixa e alta umidade relativa, respectivamente.

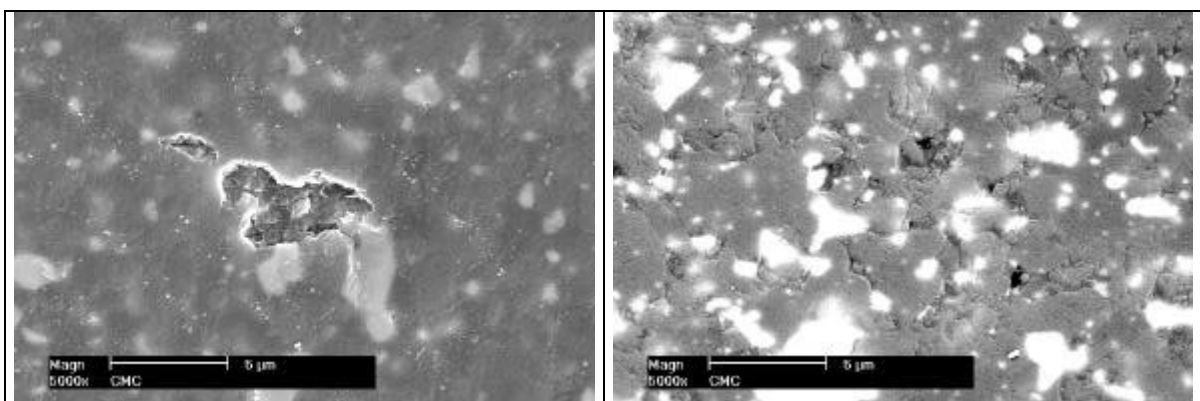


Figura 6 – Características do tribo-filme nas superfícies desgastadas do pino de composto cerâmico nas condição de menor e maior umidade relativa, lado esquerdo e direito, respectivamente; micrografias obtidas em MEV.

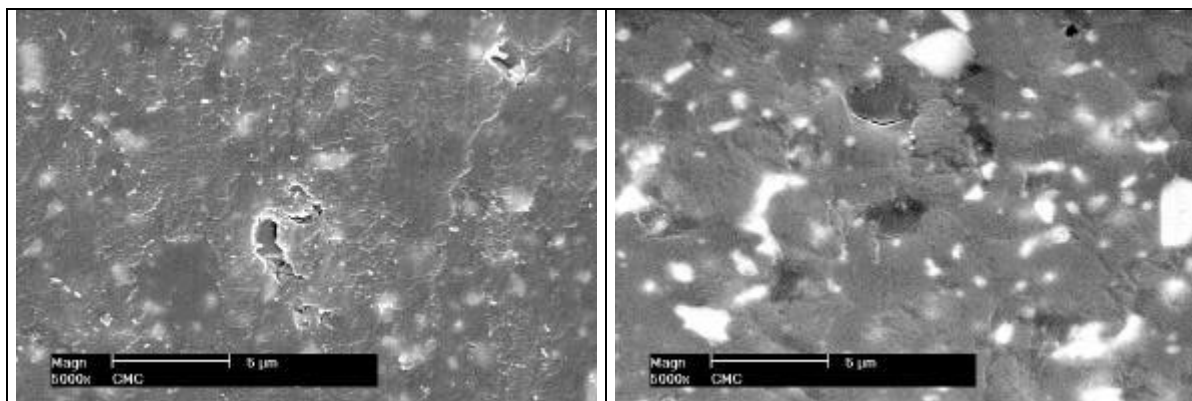


Figura 7 – Micrografia obtida em MEV das superfícies desgastadas do pino de alumina, mostrando regiões de destacamento do tribo-filme. Lado esquerdo condição de ensaio de baixa umidade, no lado direito alta.

4. Discussão

Nas curvas de coeficiente de atrito *versus* distância percorrida, nota-se comportamento semelhante, nos três níveis de umidade e para os dois materiais ensaiados, durante o período de acomodação das superfícies em contato - ‘running-in’. Durante esta fase o coeficiente de atrito é maior, e este período é aproximadamente o mesmo para todas as condições de umidade. Nos ensaios realizados em umidade intermediária (48% UR), Fig. (2 b), nota-se uma variação muito maior que nas outras condições de umidade; isto deve estar relacionado a maior variação de umidade relativa durante esta série de ensaios. Nos ensaios realizados à alta umidade, verifica-se através da Fig. (2 c), que os valores medidos do coeficiente de atrito para alumina mantiveram-se sempre em patamar inferior comparados ao compósito.

Nota-se pela curva umidade relativa *versus* coeficiente de atrito, apresentada na Fig. (3), que não há diferença entre os valores de coeficiente de atrito para os dois materiais nos níveis de umidade relativa baixa e média, 26,8 e 48% respectivamente. As duas cerâmicas estudadas apresentam significativa diminuição nos valores medidos para o coeficiente de atrito com aumento da umidade relativa.

Comparando as micrografias obtidas nas condições baixa e alta umidade relativa, condições ambientais extremas, observa-se a formação de uma camada formada pela reação tribo-química, cuja composição não foi identificada neste trabalho. Estudando o efeito da umidade no atrito e no desgaste da alumina, Gee (1992) identificou a presença de hidróxido de alumínio nos resíduos do filme formado na superfície desgastada. Investigando a natureza deste filme com as técnicas de espectrometria de massa dinâmica de íon secundário (SIMS) e transformada de Fourier em espectros de infravermelho (FTIR), Gee constatou a presença de mono-hidróxido de alumínio (boehmita) como um de seus principais constituintes. Sugerindo desta forma que os filmes presentes nas Figuras 4 e 5, provavelmente são formados por boehmita.

Pode-se observar nas Figuras 4 e 6 uma diferença marcante entre as espessuras dos filmes formados. Em ensaios realizados em alta umidade ocorre a formação de um tribo-filme mais espesso. Supõe-se que o filme de maior espessura proteja a superfície do material durante o deslizamento, como já relatado em diversos trabalhos (Gee, 1992; Sasaki, 1989). Nas Figuras 5 e 7 nota-se maior exposição da superfície desgastada e maior quantidade de grãos fraturados na condição de menor umidade. No caso dos pinos cerâmicos testados na condição de maior umidade, a camada presente em sua superfície é nitidamente composta de partículas sub-micrométricas. Gee (1992), utilizando microscópio eletrônico de transmissão, avaliou-as em aproximadamente 20nm. Portanto nas Figuras 5 e 7 utilizando o microscópio eletrônico de varredura, é possível apenas a observação das camadas compostas por estas partículas.

Nota-se que o filme formado em condições de menor umidade é mais facilmente arrancado, induzindo desta maneira um mecanismo de desgaste mais acentuado nesta condição; ou seja, a energia dissipada na formação das microfaturas na superfície do pino ensaiado em 76 % UR, é menor em comparação a ensaios sob a condição de 26 % UR. Como pode ser visto na Fig. (3), o coeficiente de atrito a 76 % UR, é significativamente menor do que no ambiente de 26,8 % UR. Portanto na condição ambiental de 76 % UR, o mecanismo de remoção é controlado pelo tribo-filme gerado pelas reações tribo-químicas entre os resíduos de desgaste e a umidade presente no tribo-sistema.

Supõe-se que um possível efeito de lubrificação provocado por uma camada de água na superfície de contato seja desprezível devido a alta rotação do disco. A trilha de contato fica exposta ao ambiente por aproximadamente 0,2 segundo antes de entrar em contato novamente com o pino.

Acredita-se que o motivo da alumina ter um coeficiente de atrito ainda menor na condição ambiental de 76 % UR, seja porque a camada formada na superfície do pino de alumina possua resistência ao cisalhamento menor; pois não existe a participação de partículas duras (carbeto de nióbio) que se destacam e fragmentam consumindo mais energia.

A ocorrência de um mesmo valor de coeficiente de atrito nos ensaios realizados em baixa umidade pode ser explicada pela menor influência do filme nesta condição (heterogêneo e menos espesso). As propriedades dos materiais como dureza e tenacidade determinam a resistência ao desgaste. Com a mesma energia dissipada nas micro-fraturas (coeficiente de atrito) menores são os danos provocados no compósito que apresenta maior dureza e maior tenacidade à fratura. Como pode ser observado pelas taxas de desgaste medidas de $1,73E-7 \text{ mm}^3\text{N}^{-1}\text{m}^{-1}$ para a alumina e $0,94E-7 \text{ mm}^3\text{N}^{-1}\text{m}^{-1}$ para o compósito.

5 . Conclusões

O único mecanismo de desgaste presente nos ensaios foi o de microfratura inter e trans-granular.

O filme gerado das reações tribo-químicas decorrente da interação da umidade relativa do ambiente com os resíduos de desgaste durante o deslizamento, governa o mecanismo de desgaste citado. Este comportamento dependerá das fases que constitui o filme, de sua espessura e da resistência ao cisalhamento entre as camadas deste tribo-filme.

A espessura do tribo-filme é governada pelo nível de umidade presente no tribo-sistema, nas condições de carga e velocidade estudadas.

A influência de propriedades mecânicas como dureza e tenacidade e microestruturais como tamanho de grão e fases constituintes, além da umidade relativa do ambiente, determinam o comportamento tribológico das cerâmicas.

6 . Agradecimentos

Ao PRONEX/CNPq, ao Centro Tecnológico da Marinha (CTM/SP) e a Fundação de Amparo à Pesquisa do Estado de São Paulo (FAPESP) pelo financiamento processos 97/12620-9, 98/08561-0 e 00/03372-6.

7 . Referências

- ACCHAR, W.; MARTINELLI, A. E. ; CAIRO, C. A. A. , 2000, "Reinforcing Al_2O_3 with W-Ti mixed carbide", *Materials Letters*, vol. 46, pp. 209-211
- ANTIS, G.R.; CHANTIKUL, P., LAWM, B. R. and MARSHALL, D.B., 1981, "A Critical Evaluation of Techniques for Measuring Fracture Toughness: I, Direct Crack Measurements", *Journal of American Ceramic Society*, v.64, N9, pp.533-538.
- CHO, S. ; HOCKEY, B. J. ; LAWN, B. R. ; BENNISON, S. J., 1989, "Grain -size and r-curve effects in the abrasive wear of alumina", *Journal of American Ceramic Society*, vol. 72 (7), pp. 1249-1252.
- DOGAN, C. P.; HAWK, J. A., 1997, "Influence of whisker reinforcement on the abrasive wear behavior of silicon nitride- and alumina-based composites", *Wear*, 203/203, pp. 267 -77.
- GEE, M. G.; 1992, "The formation of aluminium hidr oxide in the sliding wear of alumina", *Wear*, vol. 153, pp. 201 - 227.
- GUO, S. Y. ; LI, J. ; MAO, D. S.; XU, M. H. ; MAO, Z. Y., 1997, "The friction -wear behavior of Al_2O_3 -TiC-Co advanced ceramic during in-situ SEM", *Wear*, vol. 203 -204, pp. 319-324.
- LANCASTER, J. K., 1990;"A review of the influence of environment humidity and water in friction, lubrication and wear", *Tribology International*, Vol. 23, n°6, pp. 371 -389.
- LARSON, P.; AXÉN, N.; HOGMARK, S.; 1999, "Tribofilm formation on boron carbide in sliding wear", *Wear*, vol. 236, pp. 73-80.
- LYAKISHEV, N. P.; TULIN, N. A.; PLINER, YU. L.; 1984, "Niobium in steels and alloys: metallurgical aspects of niobium from mineral deposits, to alloy production and applications", CBMM.
- MING-CHANG, J.; LI-YUNG, Y., 1993, "Environmental effects on wear behavior of alumina". *Wear*, vol. 161, pp.111-119.

- OLIVER, W.C.; PHARR, G.M.; 1992, An improved technique for determining hardness and elastic modulus using load and displacement sensing indentation experiments. *Journal of Materials Research*, vol. 7, N. 6, p.1564-1584.
- PASOTTI, R.M.R.; BRESSIANI, A.H.; BRESSIANI, J.C., 1998, "Sintering of alumina -niobium carbide composite", *International. Journal of Refractory Metals & Hard Materials*, v.16, p.423-427.
- PINTAÚDE, G.; SINATORA, A., 2000, "Avaliação da dureza como critério para determinação do regime de desgaste abrasivo", in *Anais 55º Congresso Nacional da ABM*, CD, p.3046-3054.
- PEREZ-UNZETA, A. J.; BEYNOM, J. H. ; GEE, M.G., 1991, "Effects of surrounding atmosphere on the wear of sintered alumina", *Wear*, vol. 146, pp. 179 -196.
- RICHERSON, D. W., "Modern ceramic engineering properties, processing and use in design", 1992, 2ª Edição, New York, Marcel Dekker.
- SASAKI, S., 1989, "The effect of the surrounding atmosphere on the friction and wear of alumina, zirconia, silicon carbide and silicon nitride", *Wear*, vol. 134, pp. 185 -200.
- SUH, N. P.; 1980, "New theories of wear and their implications for tool materials", *Wear*, v.62, pp.1 -20.
- XIONG, F.; MANORY, R. R.; 1990, "The effect of test parameters on alumina wear under low contact stress", *Wear*, vol. 236, pp. 240-245, 1999
- XIONG, F.; MANORY, R. R.; WARD, L.; TERHECI, M.; 1997, "Effect of grain size and test configuration on the wear behavior of alumina", *Journal of American Ceramic Society*, vol. 80 (5), pp. 1310-1312.
- ZUM-GHAR, K. H.; BOGDANOW, C.; SCHNEIDER, J.; 1995, "Friction and wear reduction of Al₂O₃ ceramics by laser-induced surface alloying", *Wear*, vol. 181 -183, pp. 118-128, 1995

THE INFLUENCE OF ENVIRONMENTAL HUMIDITY IN KINETIC FRICTION COEFFICIENT BETWEEN ON Al₂O₃-YAG-NbC ON ALUMINA

Abstract. Composite materials with ceramic matrix are subject of intense research due to their superior mechanical properties - hardness and fracture toughness - as compared to monolithic materials. Therefore, this class of materials has been increasingly used for tribological applications in the recent years. Friction is important response of a tribo-system. The processes occurring on the contact surfaces can be monitored by means of friction coefficient measurements. Friction conditions on the contact surfaces of the bodies in a tribo-system may be altered by varying environmental humidity. Therefore, tribological behavior of materials' surfaces may be strongly affected by the presence of humidity. In the present work, the friction coefficient under conditions of sliding a alumina and ceramic matrix composite (Al₂O₃-YAG-NbC) pin against a disc of alumina under varying relative humidity was investigated. In this test was used pin-on-disc tribometer in conditions: applied load 10N and the sliding speed of 400 mm/s. The obtained results indicate that the friction coefficient in the investigated system is strongly influenced by environmental humidity.

Key-words. – friction coefficient, humidity, alumina, ceramic composite, Al₂O₃-YAG-NbC

EFEITO DOS PARÂMETROS INDUSTRIAIS DE PROCESSAMENTO NA DURABILIDADE DA CAMADA SUPERFICIAL DE ÓXIDOS DO FERRO SINTERIZADO OXIDADO A VAPOR

Antônio César Bozzi

Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Federal de Uberlândia
Av. João Naves de Ávila, 2160, Santa Mônica, Uberlândia, MG
acbozzi@mecanica.ufu.br

Roberto Binder

Embraco S.A.
Rua Rui Barbosa, 1020, Joinville, SC
Roberto_Binder@embraco.com.br

José Daniel Biasoli de Melo

Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Federal de Uberlândia
Av. João Naves de Ávila, 2160, Santa Mônica, Uberlândia, MG
ltm-demello@ufu.br

Resumo: *Variações na densidade e na natureza da camada de óxidos são relatadas possuírem uma grande influência na durabilidade da camada superficial de óxidos do ferro sinterizado oxidado a vapor. Neste artigo, a durabilidade desta camada produzida em condições industriais é estudada. Dois níveis (alto e baixo) de quatro parâmetros de processamento foram usados para produzir 16 amostras diferentes. A durabilidade da camada superficial, avaliada por meio da evolução do potencial elétrico de contato, foi determinada através de testes de desgaste por deslizamento na configuração esfera sobre plano “reciprocating”, sob carga normal, frequência e curso constantes. Análises estatísticas dos resultados usando estatística descritiva (distribuição normal) e ferramentas de análise de sobrevivência (distribuição de Weibull) mostraram que o principal fator que afeta a durabilidade da camada superficial de óxidos é a sua natureza e morfologia o qual, por sua vez, é relacionada à limpeza do processo industrial.*

Palavras chave: *Ferro Sinterizado, Tratamento a Vapor, Durabilidade Superficial.*

1. Introdução

Componentes produzidos pela metalurgia do pó são freqüentemente usados em situações onde as suas superfícies estão sujeitas ao contato por deslizamento. Entre estes componentes sujeitos ao deslizamento temos os mancais, excêntricos, pistões e anéis de pistões. Eles são, normalmente, produzidos a partir ligas ferrosas sinterizadas (ferro puro, ligas de ferro-baixo carbono ou ligas de ferro-cobre). Posteriormente, eles são submetidos a um tratamento de engenharia de superfície, chamado de tratamento a vapor ou oxidação a vapor (steam treatment, steam oxidation), que também é conhecido como ferroxidação (Bozzi et al, 2000; Razavizadeh et al, 1981).

Neste contexto, a oxidação a vapor é o mais difundido processo de engenharia de superfície aplicado aos componentes sujeitos ao deslizamento de ligas ferrosas sinterizadas a fim de melhorar as suas propriedades tribológicas, tais como a resistência ao desgaste e características de “running-in”. Além disso, a oxidação a vapor melhora a resistência à corrosão e fadiga, melhora a aparência do componente, aumenta a sua capacidade de suporte de carga, pode promover o completo fechamento (selamento) da rede de poros interconectados tornando assim o componente impermeável aos líquidos e gases (Razavizadeh et al, 1981; Straffelini et al, 1992; De Mello et al, 2001).

A oxidação a vapor é aplicada principalmente em componentes sinterizados de densidades baixa e média ($5,4-7,0 \text{ g/cm}^3$), porque nestes componentes existe uma rede poros comunicantes em que o fluxo de gás pode passar através de toda a sua seção transversal. Assim, quando um fluxo de vapor de água superaquecida passa por entre esta rede de poros, uma camada de óxido de ferro se forma nas paredes desta rede, assim como sobre a superfície externa do componente. Assim, objetiva-se com este tratamento produzir uma camada de Fe_3O_4 em todas as superfícies expostas ao vapor. Na prática industrial este tratamento é executado na faixa de temperaturas de entre 400 e 600°C, obtendo-se desta forma uma camada de óxidos muito aderente e menos propensa a apresentar defeitos, tais como trincas e poros, do que os óxidos formados ao ar (Razavizadeh et al, 1979).

Entretanto, apesar do uso extensivo dos componentes produzidos pela metalurgia do pó em situações de deslizamento, há poucos trabalhos sobre o seu desgaste (Leheup et al, 1994; Lim et al, 1986; Leheup et al, 1998). Há ainda menos estudos sobre o desgaste dos componentes sinterizados tratados a vapor (De Mello et al 2001). As contribuições atuais mais importantes neste campo são devidas à Straffelini e Molinari (Straffelini et al, 1992; Molinari et al, 1994; Molinari et al, 1995; Molinari et al, 1997).

De acordo com Straffelini e Molinari (Molinari et al, 1995; Molinari et al, 1997), a camada exterior de óxidos é o principal fator que afeta o comportamento tribológico dos componentes ferrosos sinterizados oxidados a vapor. Se a camada exterior de óxidos não é danificada, a resistência ao desgaste do componente é maior do que a obtida por outros tratamentos (Molinari et al, 1997).

Deste modo, para a avaliação da resistência/durabilidade desta camada eles introduziram um novo conceito denominado de distância de durabilidade que pode ser definido como a distância de deslizamento no qual o desgaste da camada de óxidos se inicia. Esta distância de durabilidade foi avaliada através de mudanças da evolução do coeficiente de atrito, mais precisamente ao surgimento de flutuações do coeficiente de atrito (Molinari et al, 1995).

O entendimento das condições dentro de um contato com deslizamento (incluindo as mudanças na espessura do filme que separa as interfaces, composição dos filmes, perda de material como detritos de desgaste, etc) é uma tarefa complicada devido à natureza “enterrada” desta interface. Frequentemente, o coeficiente de atrito é o único método de monitoramento da condição de um contato com deslizamento durante um experimento. Isto nem sempre é um método eficiente de monitoramento de um contato com deslizamento. Por exemplo, no caso de filmes de lubrificantes sólidos tais como o MoS₂, o coeficiente de atrito pode ser bastante estável, a despeito do fato de que muito do recobrimento de MoS₂ é desgastado precocemente na vida do contato com deslizamento; tornando uma tarefa muito difícil monitorar o desgaste/perda do recobrimento usando apenas sinais de atrito ou torque (Wall et al, 1998).

Deste modo, a identificação das condições e dos processos físicos que ocorrem em um contato sujeito ao deslizamento apenas através do acompanhamento da evolução do coeficiente de atrito é frequentemente limitada e meios adicionais de monitoramento desse contato são buscados.

Por razões históricas, o estudo científico do atrito e desgaste sob deslizamento, de um lado, e aquele relacionado ao desempenho contatos elétricos deslizantes, de outro lado, são realizados paralelamente com uma surpreendentemente pequena interação e fertilização mútua. Correspondentemente, as oportunidades oferecidas através de medidas conjuntas do atrito dos materiais com aquelas de resistência de contato elétrico têm sido grandemente negligenciadas (Bredell et al, 1987).

Assim, um outro método de monitoramento da condição de um contato com deslizamento é através do uso de medidas de resistência elétrica de contato desta interface. Estas medidas foram inicialmente usadas por Holm (Holm, 1967) no seu estudo dos contatos elétricos. Posteriormente foram utilizadas na tribologia para a avaliação da área real de contato, falhas dos filmes lubrificantes, etc (Quinn, 1991).

Medidas de resistência elétrica de contato entre metais sob deslizamento podem fornecer informações sobre filmes superficiais tais como os óxidos. Sob uma carga de somente algumas gramas, as superfícies metálicas podem exibir uma resistência de contato de alguns miliohms, enquanto as superfícies metálicas cobertas com óxidos apresentam maiores valores, dependendo da natureza do óxido, de sua condutividade elétrica efetiva (que é governada pelo grau de compactação), de sua espessura, distribuição de temperaturas, e do número e tamanho das áreas de contato real (que depende da carga normal, do material e característica da topografia superficial) (Stott et al, 1985; McNicholas et al, 1969; Pendlebury, 1987; Jiang et al, 1997). Portanto, a informação da resistência elétrica de contato, em conjunto com dados do coeficiente de atrito, pode permitir uma melhor compreensão dos fenômenos e condições atuantes em um contato sob deslizamento, ajudando também a identificar os vários estágios do desgaste e mecanismos de desgaste (Stott et al, 1985).

Neste trabalho, procurou-se caracterizar tribologicamente componentes sinterizados e oxidados a vapor sujeitos ao deslizamento, quanto à durabilidade da camada superficial de óxidos em ensaios de desgaste do tipo “reciprocating”, e correlacioná-la com os parâmetros industriais de processamento.

2. Procedimento Experimental

Foram ensaiados componentes, produzidos em 16 diferentes condições de produção com parâmetros de processamento industrial (combinação de 4 parâmetros com 2 condições possíveis), designados como WXYZ de acordo com nomenclatura dada na Tab. (1).

Deste modo, por exemplo, um componente designado como ABLC possui uma alta densidade, baixa taxa de calibração, queima lenta e com formação de óxidos.

Todas as amostras foram cortadas no seu sentido longitudinal em três partes equivalentes. Na seqüência, foram limpas por 5 minutos no ultra-som com tricloroetileno, seguidos por mais 5 minutos na acetona e finalmente secos, em um jato de ar morno, durante 3 minutos.

Tabela 1. Descrição da nomenclatura das condições de produção dos componentes ensaiados.

Nomenclatura	Parâmetro			Denominação
W	Densidade	Alta	----	A
		Baixa	----	B
X	Taxa de calibração	Alta	Ferramenta especial	A
		Baixa	Ferramenta normal	B
Y	Queima	Lenta	veloc. esteira: 5 cm/min	L
		Rápida	veloc. esteira: 20 cm/min	R
Z	Óxido	Com	com tendência à formação de óxidos não visíveis	C
		Sem	sem tendência à formação de óxidos não visíveis	S

As amostras foram ensaiadas na sua direção longitudinal, Fig. (1), em um tribômetro universal da Plint & Partners, modelo TE 67, na configuração “reciprocating”, com controles computadorizados, Fig. (2). Neste tribômetro, a fim de se realizarem medições da resistência elétrica de contato, corpo e contra-corpo são eletricamente isolados da estrutura principal do aparelho.

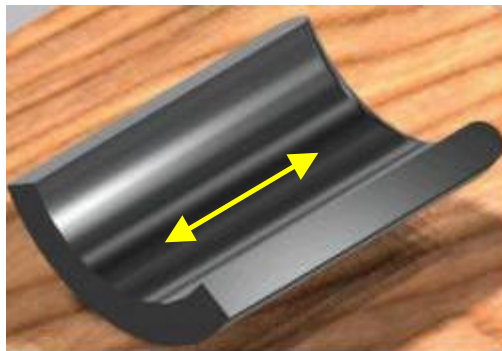


Figura 1. Direção de ensaios das amostras.



Figura 2. Tribômetro universal utilizado nos ensaios “reciprocating”.

Nestes ensaios, uma esfera é mantida em uma montagem pivotada que não se move no plano horizontal. Esta esfera apóia-se sobre a amostra sob uma carga conhecida aplicada colinearmente com o eixo de simetria da esfera. Durante o teste, a amostra move-se para frente e para trás com uma freqüência e amplitude conhecidas, e a velocidade de deslizamento varia de um máximo no centro a zero nas extremidades de cada percurso.

As condições tribológicas usadas nos testes são mostradas na Tab (2).

Tabela 2. Condições tribológicas usadas nos ensaios.

Carga Normal (N)	8,8
Curso (mm)	4
Freqüência (Hz)	2
Temperatura (°C)	22 ± 4
Meio	Ar
Lubrificante	Sem

Como contra-corpo foi utilizado esferas de aço AISI 52100 (esferas de rolamento) de 5 mm de diâmetro na condição como recebido, sendo que uma superfície ativa nova foi usada para cada teste. Antes dos testes, as esferas foram limpas com algodão embebido de acetona.

Os parâmetros medidos e monitorados ao longo dos testes foram freqüência, força tangencial, coeficiente de atrito e potencial de contato, adquiridos com uma taxa de aquisição de 1 Hz. A resistência elétrica de contato foi avaliada através de potencial elétrico de contato. Deste modo, na configuração do circuito elétrico responsável pela avaliação da resistência do contato, altos e baixos potenciais de contato equivalem a uma alta e baixa resistência de contato, respectivamente. Através da análise de resultados de ensaios preliminares estabeleceu-se que potenciais de contato inferiores a 4 mV correspondem a uma degradação acentuada da camada original dos óxidos, tendo sido este valor o

critério usado para a determinação da durabilidade da camada superficial de óxidos. Os resultados são a média de no mínimo 5 ensaios em cada situação.

3. Resultados e Discussão

A Fig. (3) mostra a evolução típica do coeficiente de atrito e potencial de contato durante um ensaio de uma amostra de baixa densidade, baixa taxa de calibração, queima lenta, com presença de óxidos não visíveis. Como se observa, nos instantes iniciais, o potencial de contato apresenta oscilações chegando mesmo a apresentar valores abaixo do estabelecido como critério de existência da camada de óxidos. No entanto, devido ao transiente inicial da frequência, e uma certa inércia de resposta do potencial de contato do sistema, os primeiros instantes não foram considerados para efeito de aplicação do critério de fim da camada de óxidos. Apenas após a estabilização da frequência este foi considerado (após 70 segundos).

Quanto ao coeficiente de atrito, observa-se um constante aumento em seus valores, até a sua estabilização por volta de 250 segundos. A partir daí a sua evolução é praticamente constante, com pequenas oscilações, apresentando valores entre 0,4 e 0,6. Deve-se salientar que este comportamento foi mantido nos ensaios realizados em todos componentes.

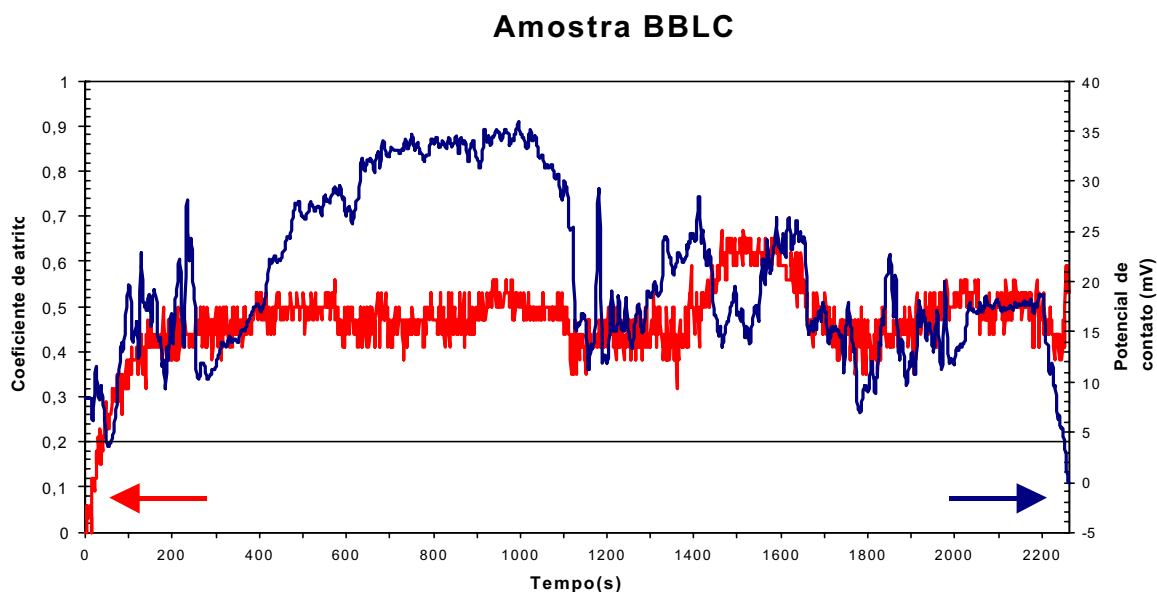


Figura 3. Evolução do potencial de contato e coeficiente de atrito durante o ensaio “reciprocating”.

Os resultados da distância de durabilidade da camada superficial de óxidos dos componentes nas 16 condições, mostrados na Fig. (4), apresentam uma forte dispersão dos resultados. Parte desta dispersão pode ser decorrente do fato de alguns resultados representarem situações especiais tais como a presença de intensos riscos atribuídos à calibração, posicionamento particular do ensaio, etc, e não à dispersão dos ensaios propriamente dito.

Devido a esta grande dispersão apresentada e dificuldade de interpretação dos resultados procurou-se analisar os mesmos utilizando técnicas estatísticas mais poderosas, possibilitando uma estimativa do tempo de vida (*Survival Analysis*) da camada de óxidos, usando-se uma distribuição de Weibull. Após treinamento na técnica e no uso do software Statistica[®], constatou-se, no entanto, que este software só permite a aplicação da técnica para um máximo de 10 condições (variáveis) distintas. Como no presente caso temos um total de 16 situações, será apresentada, na seqüência, uma análise baseada na aplicação parcial desta técnica.

A Fig. (5) mostra a estimativa de vida da camada de óxidos para os componentes produzidos em todas as 16 diferentes condições. Objetivando possibilitar a comparação entre todas as situações preservou-se a mesma escala nos dois gráficos.

Observa-se, claramente, o desempenho bastante superior apresentado pelas camadas de óxidos dos componentes na condição BARC (baixa densidade, alta taxa de calibração, queima rápida e processo com tendência a formação de óxidos não visíveis). Observa-se, também, de forma clara que todas as camadas de componentes produzidos com o processo sem tendência a formação de óxidos não visíveis, condições nas quais $Z = S$, apresentam uma queda rápida na porcentagem acumulada e uma estimativa de vida bastante curta. Adicionalmente, todas as curvas representativas destas condições se confundem.

A seguir são analisadas de forma isolada a influência das diversas variáveis de produção na expectativa de vida da camada de óxidos. A Fig. (6) mostra o efeito da variável densidade e taxa de calibração na expectativa de vida da camada de óxidos. Observa-se que as maiores expectativas de vida desta camada são obtidas com baixas densidades, Fig. (6a), associadas a altas taxas de calibração, Fig. (6b).

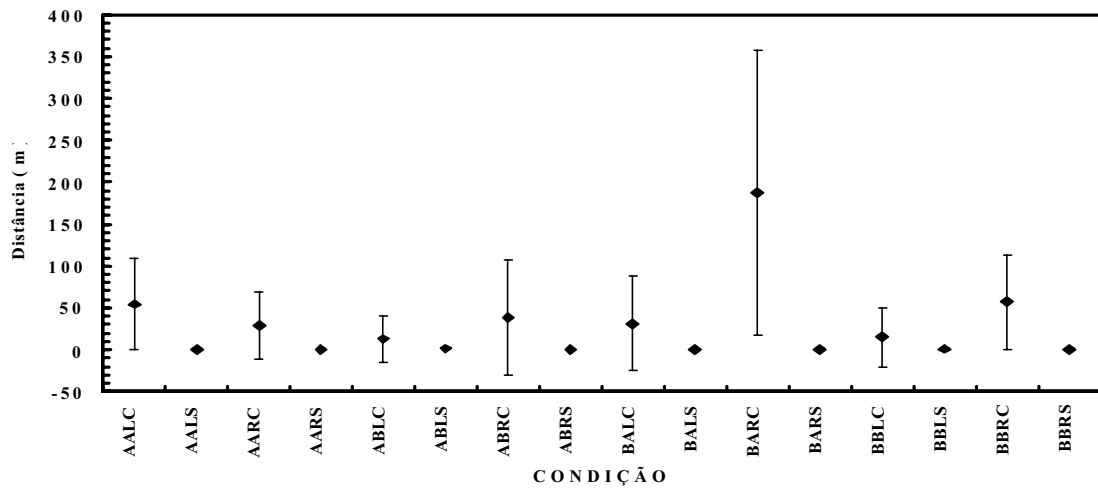


Figura 4. Distância de durabilidade da camada superficial de óxidos dos componentes nas 16 condições de produção.

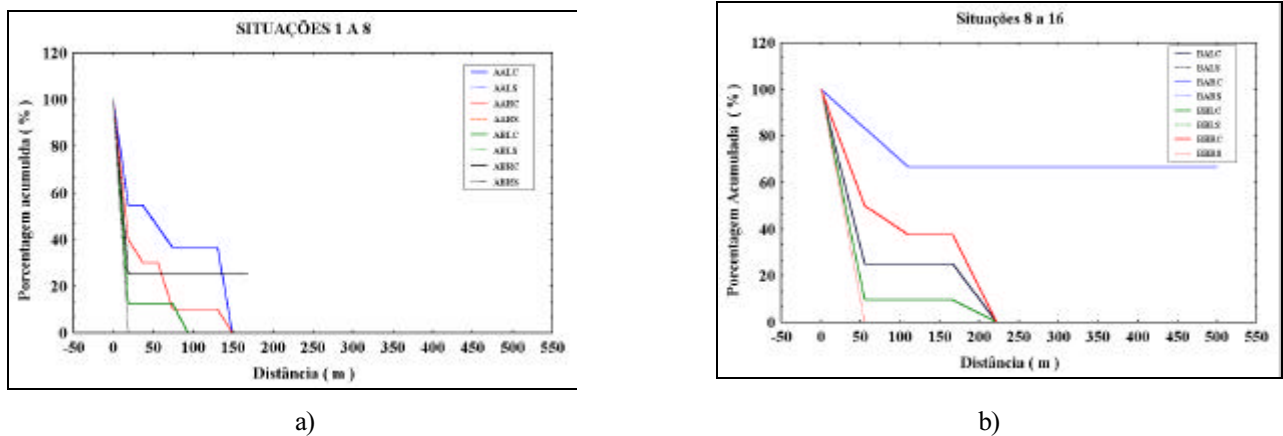


Figura 5. Estimativa de vida da camada de óxidos. a) Componente produzido nas condições de 1 a 8. b) Componentes produzidos nas condições de 9 a 16.

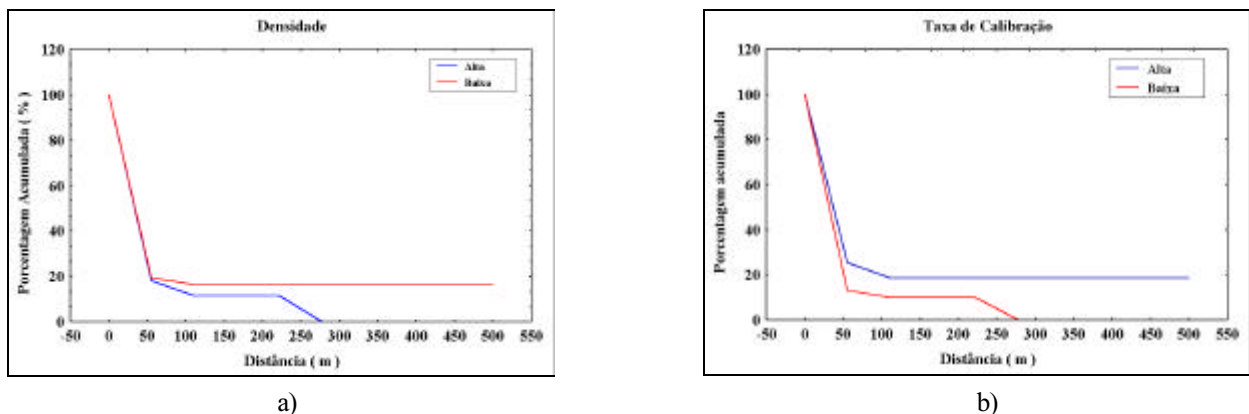
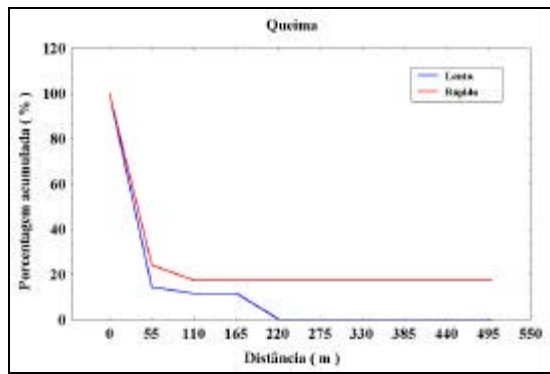


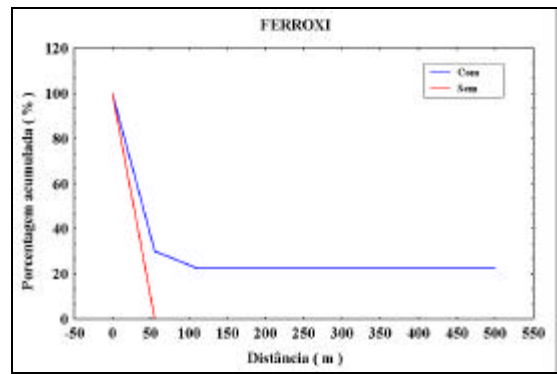
Figura 6. Efeito da variável densidade e taxa de calibração na expectativa de vida da camada de óxidos. a) Densidade. b) Taxa de calibração.

O efeito da velocidade de queima e presença de óxidos é mostrado na Fig. (7). Inicialmente pode-se constatar, Fig. (7a), que velocidades de queimas rápidas produziram componentes com camadas de óxidos mais duráveis.

O efeito da presença de óxidos visíveis antes da oxidação a vapor merece maiores comentários. Observa-se que a expectativa de vida é bastante reduzida para as camadas superficiais de óxidos em componentes produzidos pelo processo que não gera óxidos anteriores à oxidação a vapor. Adicionalmente, a taxa de falha, representada pela inclinação da reta, é bastante acentuada. Por outro lado, as camadas de óxidos dos componentes produzidos pelo processo que gera óxidos anteriores a oxidação apresentaram, independentemente das outras variáveis, um desempenho significativamente superior.



a)



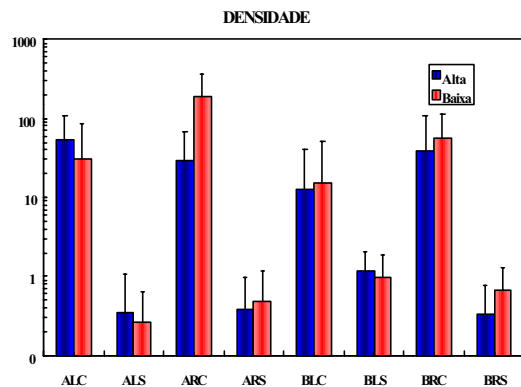
b)

Figura 7. Efeito da velocidade de queima e presença de óxidos na expectativa de vida das camadas de óxidos dos componentes. a) Velocidade de queima. b) Presença de óxidos.

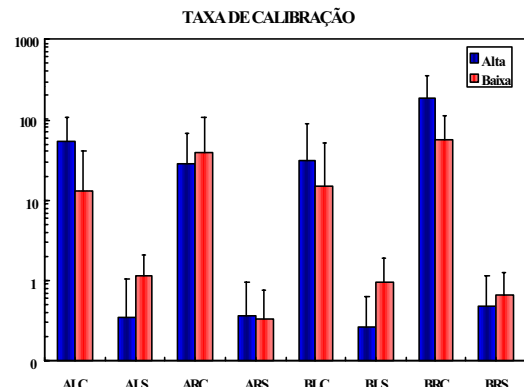
Com o objetivo de quantificar numericamente estes resultados, em termos de média e desvios padrão obtidos por estatística descritiva, apresenta-se, através das Figs. (8) e (9), o efeito das variáveis de processamento na distância de durabilidade das camadas de óxidos dos componentes.

A análise destas figuras mostra claramente o benefício da utilização da análise de expectativa de vida em relação à estatística descritiva com base na função normal de distribuição de probabilidades. O efeito da densidade, Fig. (8a), da taxa de calibração, Fig. (8b), e da velocidade de queima, Fig. (9a), não são claramente explicitados nesta figuras com o são nos gráficos de expectativa de vida respectivos, Figs. (6a), (6b) e (7a).

Por outro lado, a Fig. (9b) deixa bastante clara a grande diferença (cerca de duas ordens de grandeza) de comportamento existente entre as camadas dos componentes produzidos na condição com e sem óxidos não visíveis, além de permitir uma perfeita classificação entre elas.

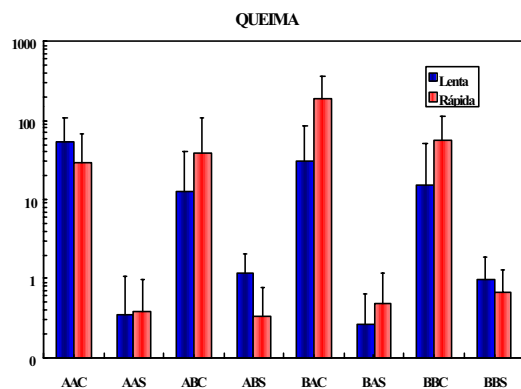


a)

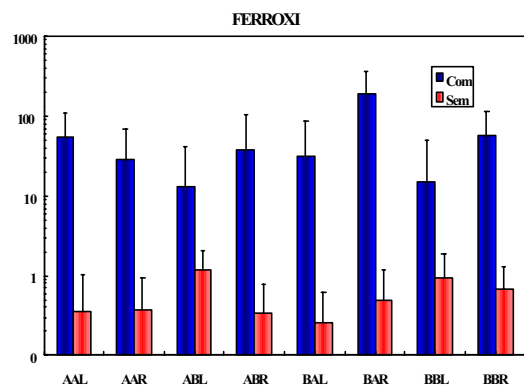


b)

Figura 8. Efeito da variável densidade e taxa de calibração na distância de durabilidade das camadas de óxidos. a) Densidade. b) Taxa de calibração.



a)



b)

Figura 9. Efeito da velocidade de queima e presença de óxidos na distância de durabilidade das camadas de óxidos. a) Velocidade de queima. b) Presença de óxidos.

Para se determinar as causas desta grande diferença de distância de durabilidade da camada superficial de óxidos, entre os componentes produzidos na condição com e sem tendência à geração de óxidos não visíveis antes do tratamento a vapor (condições C e S), amostras devidamente preparadas dos componentes em todas as condições foram analisadas por difração de raios-X, com o objetivo de se determinar a porcentagem de magnetita da camada de óxidos produzida pela oxidação a vapor. Nestes ensaios utilizou-se um tubo de cromo, com a quantificação das fases de óxidos de ferro da camada sendo realizada através de um programa computacional denominado Rietveld, que implantado diretamente no equipamento de raios-X realiza automaticamente a avaliação do espectro e o cálculo das fases.

A Fig. (10) apresenta os resultados desta análise, onde se pode observar que os valores da porcentagem de magnetita na camada de óxidos, estão entre 70 a 95%. Além disso, pode-se observar que os componentes na condição S apresentam porcentagens bem maiores de magnetita na camada superficial do que os seus pares na condição C, exceto no caso do par AARC e AARS, onde a situação se inverte, com o componente na condição AARC apresentando uma porcentagem de magnetita ligeiramente maior do que na condição AARS.

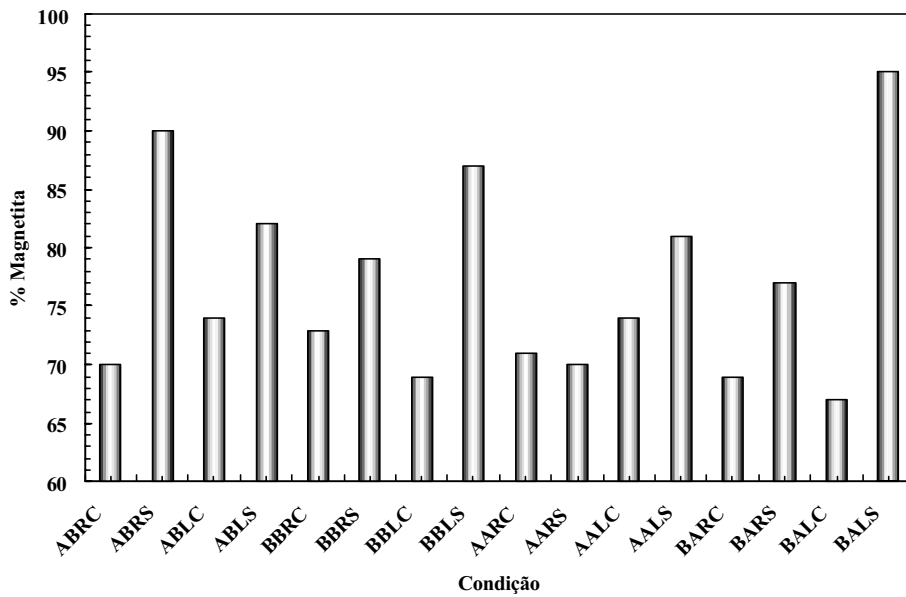


Figura 10. Porcentagem de magnetita na camada de óxidos em função da condição do componente.

Os resultados mostrados na Fig. (10) sugeriram que poderia haver uma correlação entre a distância de durabilidade da camada superficial de óxidos dos componentes e a porcentagem de magnetita desta camada. Esta correlação é apresentada na Fig. (11), onde temos a distância de durabilidade desta camada em escala logarítmica em função de sua porcentagem de magnetita.

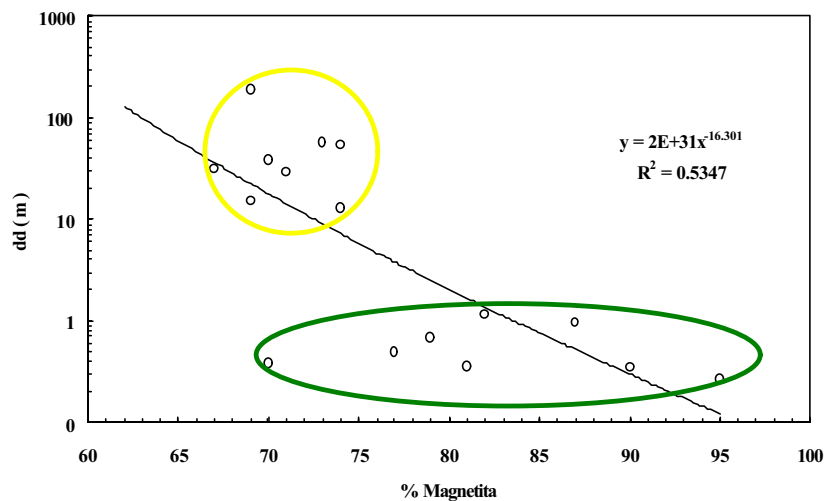


Figura 11. Distância de durabilidade da camada de óxidos em função de sua porcentagem de magnetita.

Observando-se esta figura, podemos notar que, apesar de não haver uma boa correlação linear entre a distância de durabilidade e a porcentagem de magnetita, a distância de durabilidade claramente diminuiu com o aumento da porcentagem de magnetita da camada superficial. De acordo com a literatura, era de se esperar o contrário, pois segundo esta, no tratamento a vapor deve-se evitar formação de hematita, pois esta apresenta piores propriedades de atrito e desgaste do que a magnetita (Molinari, 1995).

Na Fig. (11) deve-se ressaltar também que os componentes na condição S estão circundados por linha de cor verde e os componentes na condição C estão circundados por uma linha de cor amarela.

Continuando os estudos para a determinação das diferenças de comportamento entre os componentes nas diversas condições de produção, superfícies de fratura da seção transversal dos componentes na condição C e S foram observadas ao microscópio eletrônico de varredura, Fig. (12).

Na Fig. (12a) pode-se observar a presença de uma camada intermediária entre o substrato e a camada de óxidos marcada por uma seta. Já, na Fig. (12b) não se observa a presença desta camada. A grande diferença de comportamento entre os componentes nestas condições C e S poderia ser explicada devido à presença desta camada, que agiria como uma camada de ligação entre substrato e camada de óxidos, facilitando sua adesão. Contudo, um exame mais sistemático da superfície de fratura não é conclusivo, pois nem sempre esta camada intermediária está presente nos componentes na condição C, e outras vezes esta camada aparece nos componentes na condição S.

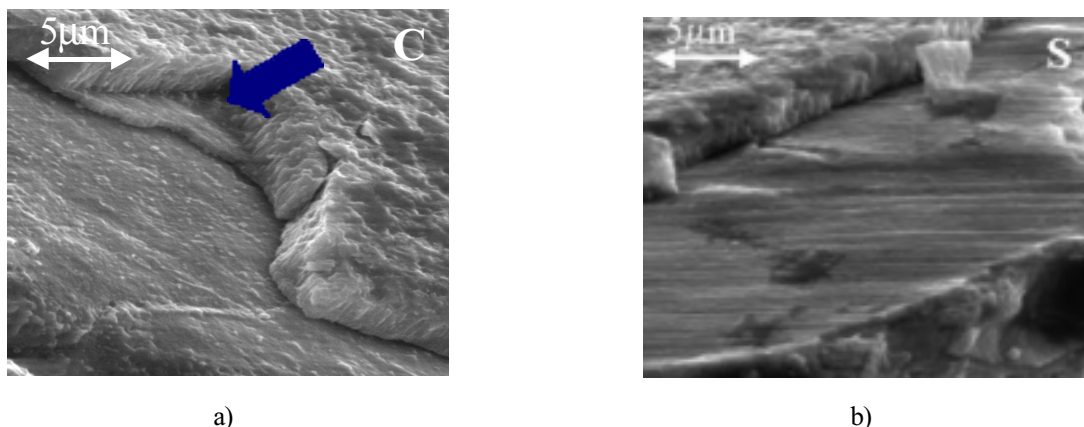


Figura 12. Microscopia eletrônica de varredura da superfície de fratura da camada de óxidos. a) Processo com tendência à formação de óxidos antes da oxidação a vapor (condição C). b) Processo sem tendência à formação de óxidos antes da oxidação a vapor (condição S).

4. Conclusões

A correlação genérica entre as variáveis de produção estudadas e a distância de durabilidade da camada superficial de óxidos permitiu concluir que o processo com tendência à produção de uma camada superficial de óxidos não visíveis antes do tratamento a vapor apresentam camadas de óxidos com uma distância de durabilidade muito maior do que o processo sem tendência à formação de óxidos antes do tratamento a vapor. Este foi o principal parâmetro que influenciou esta durabilidade.

O efeito dos outros parâmetros de produção (densidade, taxa de calibração, velocidade de queima) na distância de durabilidade dos componentes não se mostrou relevante.

Adicionalmente, pode-se constatar que a análise estatística descritiva complementada pela análise da expectativa de vida contribui para uma melhor compreensão do efeito das variáveis de produção na distância de durabilidade da camada de óxidos.

Os componentes produzidos na condição sem tendência à formação de óxidos (S) apresentam porcentagens bem maiores de magnetita na sua camada superficial do que os seus pares na condição com tendência à formação de óxidos (C), exceto no caso do par AARC e AARS.

A distância de durabilidade da camada da camada superficial de óxidos produzida por oxidação a vapor no ferro sinterizado diminuiu com o aumento de sua porcentagem de magnetita.

5. Referências

- Bozzi, A.C., De Mello, J.D.B., 2000, "Durabilidade da Camada Superficial de Óxido em Componentes Ferrosos Sinterizados e Oxidados a Vapor", Anais do IV Seminário de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica, Uberlândia, pp. 21-26.
- Bredell, L.J., Johnson Jr., L.B., Kuhlmann-Wilsdorf, D., 1987, "Teaming Measurements of the Coefficient of Friction and of Contact Resistance as a Tool for the Investigation of Sliding Interfaces", Wear, 120, pp. 161-173.
- De Mello, J.D.B., Hutchings, I.M., "Effect of Processing Parameters on the Surface Durability of Steam Oxidized Sintered Iron", a ser publicado na Wear, 2001.
- Holm, R., Holm, E., 1967, "Electric Contacts: Theory and Application", Springer, Berlin, 482 p.

- Jiang, J., Stott, F.H., Stack, M.M., 1997, "Characterization of Wear Surfaces Using Combined Three-Dimensional Topographic Analysis and Contact Resistance Measurements", *Tribology International*, 30 (7), pp. 517-526.
- Leheup, E.R., Zhang, D., Moon, J.R., 1994, "Low Amplitude Reciprocating Wear of Sintered Iron", *Wear*, 176, pp. 121-130.
- Leheup, E.R., Zhang, D., Moon, J.R., 1998, "Fretting Wear of Sintered Iron under Low Normal Pressure", *Wear*, 221, pp. 86-92.
- Lim, S.C., Brunton, J.H., 1986, "The Unlubricated Wear of Sintered Iron", *Wear*, 113, pp. 371-382.
- McNicholas, T., Keller Jr., D.V., 1969, "Utilization of Contact Resistance Measurements in the Investigation of Metallic Adhesion of Iron", *J. Adhesion*, 1, pp. 64-179.
- Molinari, A., Straffelini, G., 1994, "Wear Processes in High-Strength Sintered Alloys under Dry Rolling-Sliding", *Wear*, 173, 121-128.
- Molinari, A., Straffelini, G., 1995, "Surface Durability of Steam Treated Sintered Iron Alloys", *Wear*, 181-183, pp. 334-341.
- Molinari, A., Straffelini, G., 1997, "Tribological Behavior of Steam Treated Ferrous Parts", *The International Journal of Powder Metallurgy*, vol. 33, n° 5, pp. 55-63.
- Pendlebury, R.E., 1987, "Unlubricated Fretting Wear of Mild Steel Surfaces in Air at Room Temperature: Electrical Contact Resistance Measurements and the Effect on Wear of Intermittent Loading" *Wear*, 118, pp. 341-364.
- Quinn, T.F.J., 1991, "Physical Analysis for Tribology", Cambridge University Press, Cambridge, 484 p.
- Razavizadeh, K., Davies, B.L., 1979, "Influence of Powder Type and Density on Pore Closure and Surface Hardness Changes Resulting from Steam Treatment of Sintered Iron", *Powder Metallurgy*, 4, pp. 187-192.
- Razavizadeh, K., Davies, B.L., 1981, "The Effects of Steam Treatment on the Wear Resistance of Sintered Iron and Fe-Cu Alloys", *Wear*, 69, pp. 355-367.
- Stott, F.H., Glascott, J., Wood, G.C., 1985, "The Use of Contact Resistance Measurements to Study Oxide Films Developed during High-Temperature Sliding", *J. Phys. D: Appl. Phys.*, 18, pp. 541-556.
- Straffelini, G., Molinari, A., 1992, "Dry Sliding Behaviour of Steam Treated Sintered Iron Alloys", *Wear*, 159, pp. 127-134
- Wahl, K.J., Belin, M., Singer, I.L., 1998, "A Triboscopic Investigation of Wear and Friction of MoS₂ in a Reciprocating Sliding Contact", *Wear*, 214, pp. 212-220.

EFFECT OF INDUSTRIAL PROCESSING PARAMETERS ON THE SURFACE DURABILITY OF STEAM OXIDISED SINTERED

Antônio César Bozzi

Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Federal de Uberlândia
Av. João Naves de Ávila, 2160, Santa Mônica, Uberlândia, MG
acbozzi@mecanica.ufu.br

Roberto Binder

Embraco S.A.
Rua Rui Barbosa, 1020, Joinville, SC
Roberto_Binder@embraco.com.br

José Daniel Biasoli de Melo

Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Federal de Uberlândia
Av. João Naves de Ávila, 2160, Santa Mônica, Uberlândia, MG
ltm-demello@ufu.br

***Abstract:** Variations in compactness and constitution of the superficial oxide layer has been reported to have a strong influence on the surface layer durability of steam oxidised sintered iron. In this paper, the surface layer durability of steam oxidized sintered iron produced in industrial conditions is studied. Two levels (high and low) of four processing parameters have been used to produce 16 different samples. The surface durability, evaluated by means of the contact potential evolution, has been determined by ball on flat reciprocating sliding wear tests under constant normal load, stroke and frequency. Statistical analysis of the results using both descriptive statistics (Normal distribution) and survival analysis tools (Weibull distributions) showed that the main factor affecting the surface durability is the nature and morphology of the superficial oxide layer which in turns is dictated by the cleanness of the industrial process.*

Key words: Sintered Iron, Steam Treatment, Surface Durability.

DESENVOLVIMENTO DE UM NOVO ABRASÔMETRO A TRÊS CORPOS

Henara Lillian Costa

Universidade Federal de Uberlândia, Faculdade de Engenharia Mecânica, Campus Santa Mônica, Bloco 1R, CEP 30400-901, Uberlândia, MG
e-mail: ltm-henara@ufu.br

José Daniel Biasoli de Mello

Universidade Federal de Uberlândia, Faculdade de Engenharia Mecânica, Campus Santa Mônica, Bloco 1R, CEP 30400-901, Uberlândia, MG
e-mail: ltm-demello@ufu.br

Resumo. Este trabalho objetivou a proposição de um teste de alta operacionalidade, reprodutibilidade e facilidade de produção de amostras, através da construção um novo abrasômetro a 3 corpos. O equipamento proposto foi construído e avaliado e recebeu o nome "Abrasômetro LTM". Para a avaliação do equipamento, foram realizados ensaios abrasométricos a 3 corpos em cinco materiais cujos comportamentos abrasométricos fossem bem reportados na literatura. Os ensaios de avaliação evidenciaram uma boa reprodutibilidade. Adicionalmente, procurou-se estabelecer uma correlação entre as condições atuantes no ensaio proposto e no ensaio clássico roda-de-borracha. Como uma tentativa de reproduzir as condições tribológicas impostas pelo teste roda-de-borracha, foram utilizadas equações da Estática para estabelecer relações entre as condições dos dois ensaios, em especial entre as cargas a serem aplicadas em cada ensaio. Foram ainda realizados ensaios comparativos entre o novo método proposto e o ensaio clássico roda-de-borracha, utilizando-se condições idênticas, determinadas a partir destas equações comparativas. Porém, nestes ensaios comparativos, não foi possível a obtenção de uma perda de massa mensurável para os ensaios usando o Abrasômetro LTM. Este comportamento evidenciou que as equações da Estática não são eficientes para modelizar as tensões atuantes por amostra, em especial para o teste roda-de-borracha, no qual a área de contato é variável durante o ensaio. Além disso, estes resultados vêm mostrar que o novo ensaio proposto produz condições bem menos severas que o ensaio roda-de-borracha, o que é altamente desejável na avaliação da resistência ao desgaste abrasivo de revestimentos.

Palavras-chave: Abrasão, três corpos, ensaios de desgaste abrasivo.

1. Introdução

Estudos têm mostrado a ocorrência de perdas econômicas consideráveis em função do fenômeno de desgaste. A natureza interfacial deste fenômeno faz com que as condições atuantes nos casos reais sejam bastante complexas. Assim, tanto a reprodução integral destas condições em laboratórios como a modelização do fenômeno são impossíveis (Eyre, 1976; Suh and Saka, 1980; De Mello, 1989 e Franco and de Mello, 1991).

Dentre os diversos tipos de desgaste, o desgaste abrasivo é o que leva a perdas mais consideráveis sob o ponto de vista econômico (Eyre, 1976). Várias são as abordagens possíveis para o estudo da abrasão destes materiais. Geralmente, o fenômeno é estudado de uma maneira GLOBAL, utilizando-se de técnicas abrasométricas. Dentre os ensaios abrasométricos, merece destaque o ensaio de tipo roda-de-borracha. Este tipo de teste reproduz uma configuração 3 corpos, $D > d$, baixas tensões (de Mello, 1983). Nestas condições, as tensões impostas às partículas são tais que não existe fragmentação das mesmas (Avery 1981).

Este abrasômetro foi proposto originalmente por Haworth (1949) e tem gerado mais dados sobre desgaste abrasivo do que qualquer outro teste (Borik, 1970). Neste teste, o autor usou uma borracha para revestir o disco para manter a pressão de contato à medida em que a amostra desgasta-se, porque ele notara que os pistões de bombeamento de lama eram feitos de borracha para manter a pressão à medida em que o desgaste progredia. A evolução deste equipamento gerou várias versões, que se enquadram em dois modelos básicos: úmido e seco. Além da presença da água, estes equipamentos diferem fundamentalmente no modo de alimentação do fluxo abrasivo. Este método, devido às suas características, foi objeto de padronização pela ASTM G65 (1991). Stevenson and Hutchings (1996) apresentaram uma ampla revisão bibliográfica e detectaram algumas restrições ao método padronizado pela ASTM, como o grande tamanho das amostras, a recomendação de realização de somente um teste por amostra, a longa duração do teste e o fato da força de atrito e o ponto do pivotamento não estarem contidos no mesmo, o que faz com que a força normal sobre a amostra seja significativamente afetada pela força de atrito. O Laboratório de Engenharia de Materiais, desenvolveu, projetou e construiu um abrasômetro deste tipo (Zumpano et al., 1989). Nesta versão, a introdução de um conjunto de refrigeração forçada do sistema porta-amostra minimizou o efeito do aquecimento do contato com conseqüente melhoria da reprodutibilidade do teste.

DE MELLO, em sua tese de doutorado (1983) com base em uma lapidadora, propôs um novo teste, 3 corpos, altas tensões, $D \cong d$. Posteriormente este teste foi aprimorado e um equipamento específico foi projetado e construído (Franco et al., 1989). Este teste permite ensaiar 3 pequenos corpos de prova simultaneamente, tempo de ensaio reduzido e apresenta excelente reprodutibilidade (Santana e de Mello, 1994; Bozzi e de Mello, 1999 e Al-Rubaie et al., 1999).

Visando reproduzir as condições tribológicas impostas pelo teste roda-de-borracha, os discos de ensaio foram revestidos com mantas de borracha, de modo a determinar-se uma metodologia de ensaio que permitisse associar a grande operacionalidade deste teste com a possibilidade de comparação com a vasta quantidade de dados disponíveis na literatura relativo aos ensaios com o dispositivo roda-de-borracha. Espera-se, assim, propor um teste de alta operacionalidade, reprodutibilidade e grande volume de dados comparativos disponíveis na literatura.

2. Projeto, construção e avaliação do Abrasômetro LTM

2.1. Projeto e construção do equipamento

O novo abrasômetro proposto, que recebeu o nome “Abrasômetro LTM”, possui as seguintes partes constituintes: Motor de acionamento; sistema de transmissão; conjunto suporte do disco de ensaio; flange suporte; disco de ensaio e disco suporte; controlador de vazão; conjunto bomba de abrasivo; reservatório de abrasivo; porta-amostra e conjunto do guia porta-amostra. As partes de acionamento e transmissão foram adquiridas prontas. As partes estruturais e do mecanismo de desgaste do equipamento foram projetadas seguindo experiência prévia do Laboratório de Tribologia e Materiais e normas usuais de projetos mecânicos.

A Fig. (1) apresenta uma representação esquemática do equipamento construído. O equipamento foi projetado e montado sobre a estrutura de um misturador de areia de fundição. O acionamento é realizado por um motor trifásico (370W) acoplado a um sistema de redução do tipo coroa/sem-fim. Não existe possibilidade de variação da velocidade de ensaio, uma vez que o motor é de corrente alternada (AC). O suporte do disco de ensaio (diâmetro 200 mm) e o disco de ensaio (diâmetro 300 mm) são fixados à saída do redutor através de uma ligação flangeada. As amostras (três amostras cilíndricas ensaiadas simultaneamente) são colocadas dentro do sistema porta amostras, sobre o disco de ensaio; a carga é aplicada sobre as mesmas através de pesos mortos. O disco de ensaio possui um revestimento de borracha, que é colado sobre o mesmo. O abrasivo é livre e seu fluxo é assegurado por uma bomba centrífuga acionada por um motor de 170W. Para homogeneização do fluxo abrasivo, um agitador foi acoplado à bomba. Como a mistura óleo/abrasivo recircula durante o ensaio, foi fabricado um coletor de chapas galvanizadas soldadas e montadas sobre a estrutura do equipamento, que devolve a mistura à bomba por gravidade, uma vez que esta se encontra em nível inferior ao do abrasômetro.

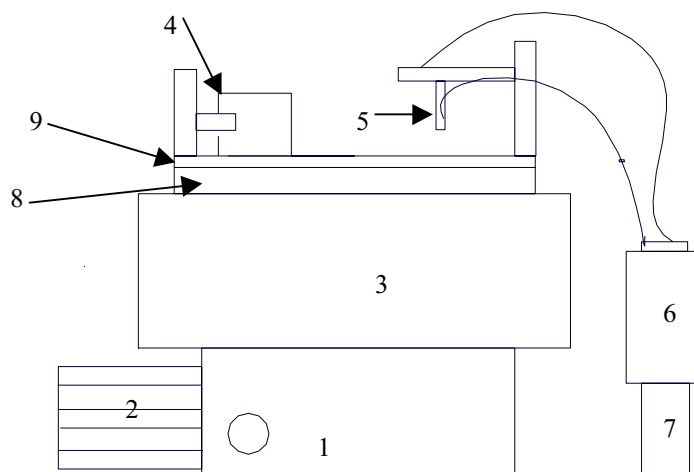


Figura 1 – Representação esquemática do equipamento construído; (1) – suporte (estrutura de base de um misturador de areia); (2) – motor trifásico; (3) – carcaça; (4) – sistema porta-amostras + peso morto; (5) sistema de gotejamento da mistura óleo + abrasivo; (6) – sistema de bombeamento da mistura óleo + abrasivo; (7) – reservatório; (8) – disco de ensaio; (9) – revestimento de borracha.

A capacidade de carga foi estimada a partir da consideração de uma aplicação da carga concentrada sobre um ponto localizado no raio médio do disco de ensaio, um coeficiente de atrito estimado com um valor médio de 0,5 e uma eficiência do redutor estimada em 70%. Porém, este valor deve ser corrigido em função da capacidade de carga axial dos rolamentos que suportam o eixo motriz, acoplado à coroa e ao conjunto de ensaios (ligação flangeada, porta-disco e disco de ensaio). Desta forma, para evitar sobrecarga nos rolamentos e facilitar a execução dos ensaios, foi adotado o valor máximo de 50 N. A aplicação de carga é realizada pela colocação de massas calibradas no dispositivo porta-amostra.

No presente trabalho, o disco de ensaio foi revestido com uma borracha de dureza de aproximadamente 60 Shore A, a mesma utilizada em ensaios abrasométricos clássicos do tipo roda-de-borracha (ASTM G65, 1991). Para tanto, utilizou-se o mesmo processo de colagem desenvolvido no LTM / UFU para colar a borracha à roda no ensaio roda-de-borracha.

2.2. Procedimentos Experimentais para avaliação do equipamento

Para avaliação do equipamento, foram realizados ensaios abrasométricos a 3 corpos em cinco materiais cujos comportamentos abrasométricos sejam bem reportados na literatura. A velocidade de rotação do disco foi de 25 rpm. O tempo de duração dos ensaios foi variável, dependendo do tempo de estabilização da taxa de desgaste para cada

material O transporte das partículas abrasivas foi efetuado utilizando-se uma mistura com óleo de lapidação a uma concentração de 10% (em peso) de abrasivo. Para a avaliação da taxa de desgaste, foi utilizado o método gravimétrico interrompido. Cada ensaio foi feito utilizando um grupo de 3 corpos-de-prova da mesma amostra, de modo a obter-se um único plano de ensaio. Os cálculos das médias foi realizando utilizando-se Estatística para amostragem reduzida (Avery 1977), para um mínimo de 3 ensaios.

Inicialmente, foram realizados ensaios nos materiais apresentados na Tab. (1), com uma pressão por amostra de 0,160 MPa, utilizando-se como abrasivo SiC 600 mesh. Em seguida, procurou-se avaliar influência da granulometria do abrasivo sobre o desgaste abrasivo. Para tanto, para uma pressão por amostra de 0,149 MPa, foram realizados ensaios com SiC em pó nas granulométrais 600, 400, 240 e 80 mesh. Estes ensaios foram realizados para os aços ABNT 1020, ABNT 1045 e ABNT 1080.

Tabela 1: Características dos corpos-de-prova utilizados na avaliação do equipamento.

Amostra	ABNT 1020	ABNT 1045	ABNT 1080	Al - 21% Si	Aço Ferramenta
Tratamento Térmico	Austenitização a 900°C, por 30 min e resfriamento ao ar	Austenitização a 840°C, por 30 min e resfriamento ao ar	Austenitização a 800°C, por 30 min e resfriamento ao ar	Estado Bruto de Fusão	Estado Comercial

2.3. Resultados da avaliação do Equipamento Produzido

Através da Fig. (2), é possível avaliar o efeito da granulometria do abrasivo utilizado. Nesta figura, é ilustrada a evolução da taxa de desgaste de amostras de aços comerciais ABNT 1020, 1045 e 1080 ao longo do tempo de ensaio. Observa-se que a taxa de desgaste apresenta-se instável nos instantes iniciais do ensaio. A partir de valores entre 10 e 15 minutos de ensaio ocorre uma estabilização desta taxa, exceto nos ensaios realizados com os aços ABNT 1020 e 1045 utilizando SiC#600 (Figura 2-a) que permanecem relativamente instáveis.

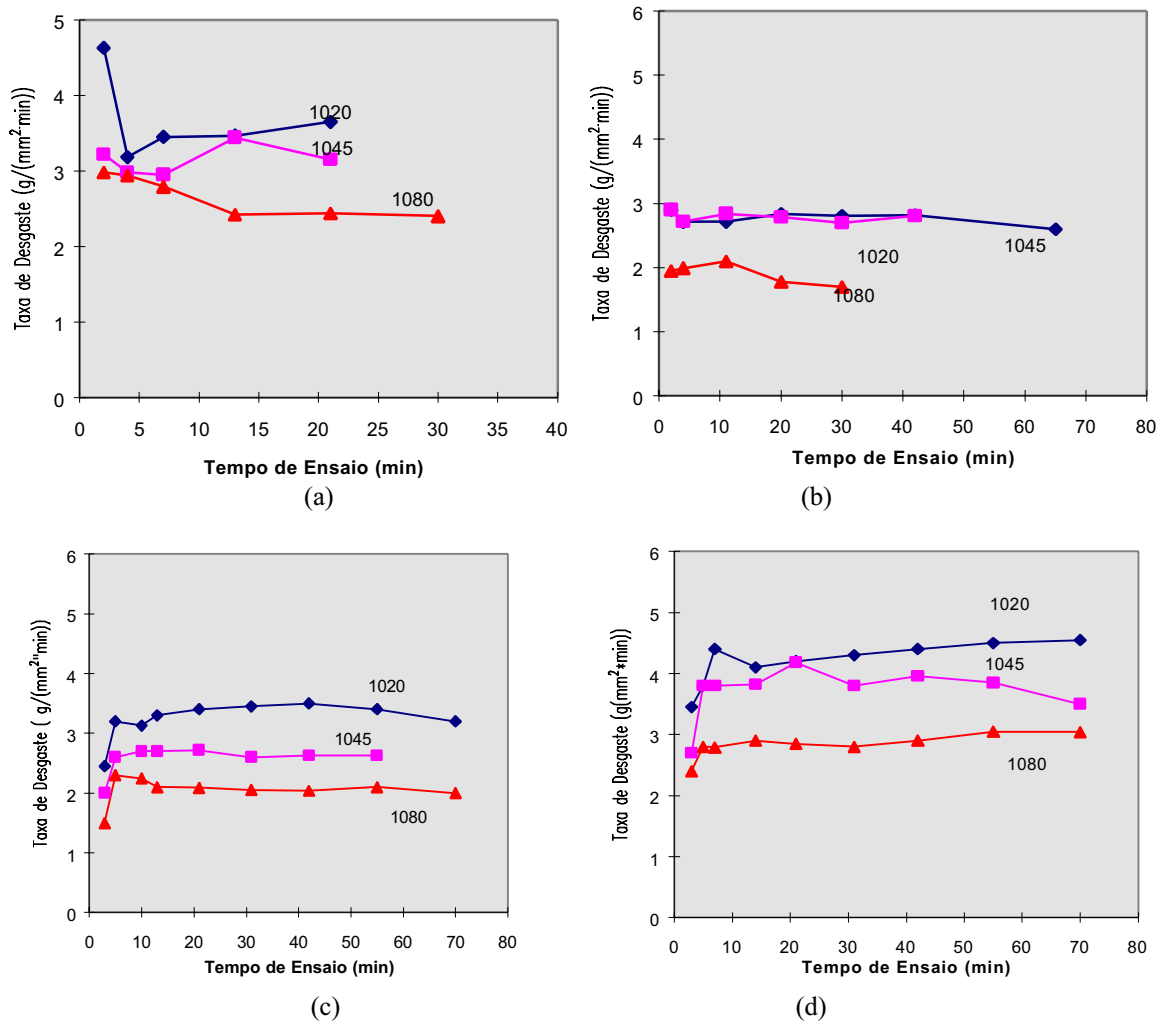


Figura 2 - Evolução da taxa de desgaste ao longo do tempo para amostras de aços comerciais ensaiados em diversas granulometrias de abrasivos: (a) - SiC# 600; (b) - SiC#400; (c) - SiC#240 ; (d) - SiC# 80.

A partir do tempo de estabilização das taxas de desgaste (10 a 15 min), calculou-se a taxa média de desgaste para os materiais ensaiados, nas diversas granulometrias. Estes valores são apresentados na Fig. (3). Nesta figura, cada ponto representa a média de pelo menos 3 ensaios.

Com relação ao efeito do teor de carbono, verifica-se um decréscimo na taxa de desgaste com o aumento do teor de carbono (Figura 3-a). A menor taxa de desgaste verificada para os aços com maior teor de carbono era esperada e pode ser associada ao incremento de dureza que ocorre à medida em que o teor de carbono é aumentado. Em situações de desgaste que não envolvem mecanismos frágeis de arrancamento de material, um aumento de dureza em geral contribui com a melhoria da resistência ao desgaste (de Mello, 1983).

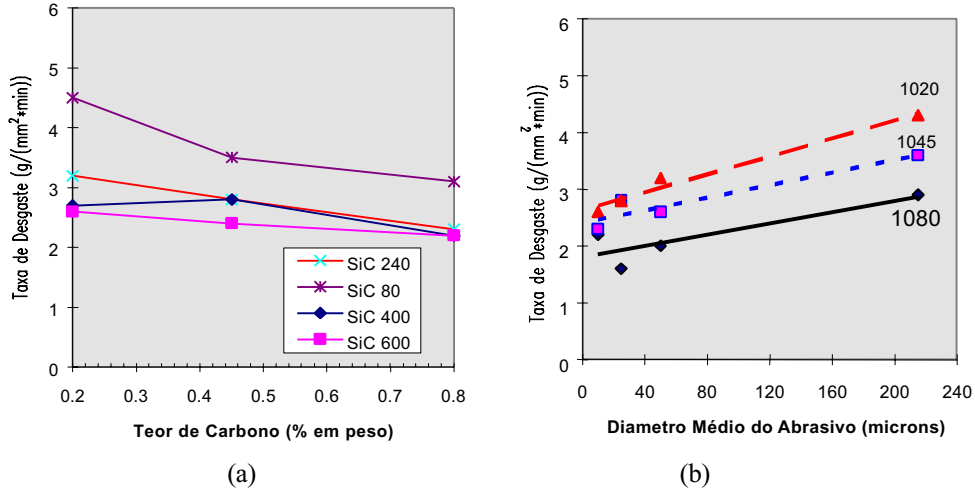


Figura 3 - Taxas de desgaste médias de aços comerciais em função de: (a) teor de carbono; (b) diâmetro do abrasivo.

Com relação ao tamanho do abrasivo, observou-se um decréscimo na taxa de desgaste com a diminuição do diâmetro do abrasivo (Figura 3-b). De acordo com a literatura (Santana e de Mello, 1994), em geral o aumento do diâmetro do abrasivo aumenta a taxa de desgaste, pois para uma mesma área ensaiada, sujeita a uma pressão constante, quanto maior o diâmetro do abrasivo, menor o número de partículas sob a respectiva área e, conseqüentemente, maior a força atuante sobre cada partícula abrasiva.

A Fig. (4) traz os resultados relativos aos ensaios de desgaste realizados com uma pressão por amostra de 0,160 MPa, utilizando-se como abrasivo SiC # 600, para amostras de aços ABNT 1020, ABNT 1045, ABNT 1080 e para as amostras de Al-21%Si e de aço ferramenta. Após a estabilização da taxa de desgaste, calculou-se a taxa de desgaste média de cada material, sendo que estes valores foram correlacionados com as durezas dos materiais ensaiados

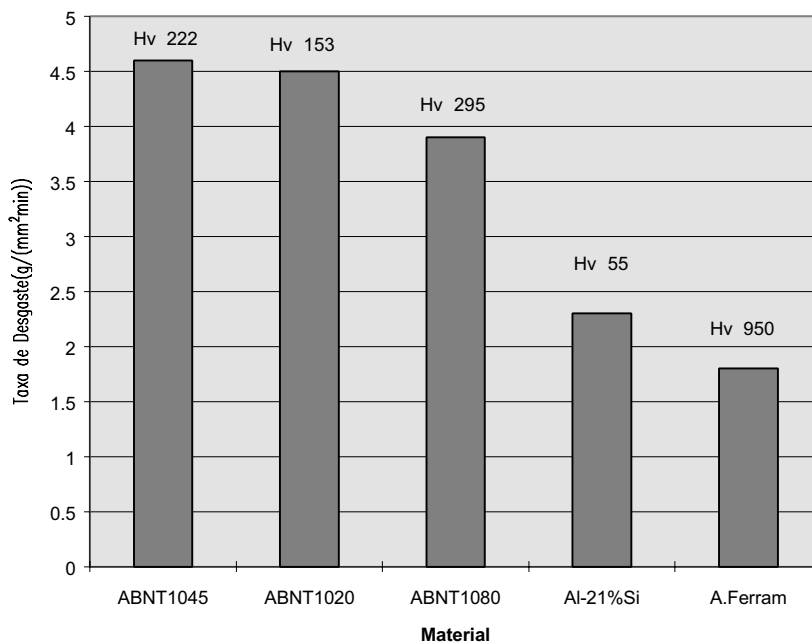


Figura 4 - Taxa de Desgaste em função da Dureza para vários materiais ensaiados com SiC#600.

Para os aços, a taxa de desgaste diminui à medida em que aumenta a dureza do material, e a melhor resistência ao desgaste foi verificada para o aço ferramenta ($H_v = 950$). Estes comportamentos eram esperados, pois, na ausência de micromecanismos frágeis de desgaste, a resistência ao desgaste aumenta à medida em que aumenta a dureza do material ensaiado. A liga Al-21%Si, apesar de sua baixa dureza ($H_v = 55$) apresentou uma boa resistência ao desgaste, superior às apresentadas pelos aços comerciais ABNT 1020, 1045 e 1080. Esta resistência ao desgaste pode estar relacionada com a grande quantidade de Silício presente, sob a forma de placas.

Com a análise dos resultados acima, pode-se avaliar o equipamento como apresentando boa operacionalidade e boa reprodutibilidade, que se verifica com a reprodução de resultados da literatura no que diz respeito à classificação dos materiais quanto à sua resistência ao desgaste.

3. Comparação teórica com o ensaio clássico Roda-de-borracha

Neste trabalho, propõe-se um novo ensaio a três corpos que consiga reproduzir a configuração mecânica do ensaio roda-de-borracha. Para tanto, procurou-se determinar as condições operacionais que permitissem tal reprodução.

Através de equações da Estática, procurou-se estabelecer relações entre os parâmetros do dispositivo para determinar as forças normais a serem aplicadas nas amostras ou o peso a ser colocado no porta-peso (Eq. 1) Para tanto, considerou-se dispositivo de aplicação de força esquematizado na Fig. (5).

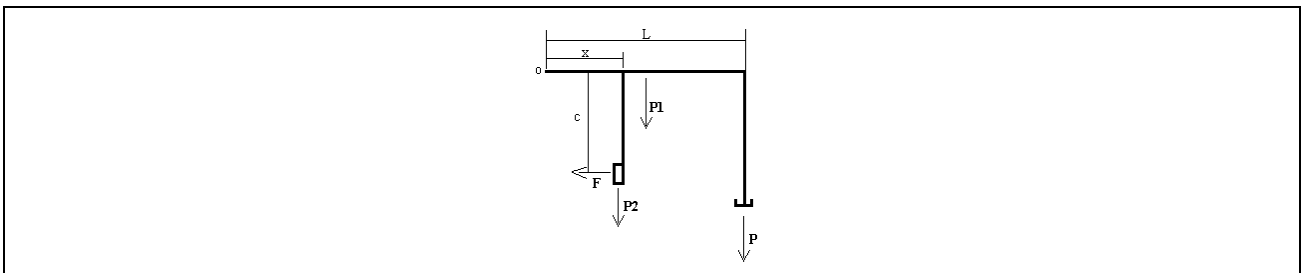


Figura 5 - Diagrama de forças atuantes no dispositivo de Aplicação de Carga.

$$\sum M_o = 0 \tag{1}$$

$$F.c = P_2.x + P_1.L/2 + P.L \tag{2}$$

, onde: F = força aplicada à amostra; P = massa no porta-peso temos para o ensaio; P_1 = peso do braço; P_2 = massa do porta-amostra; L = comprimento do braço; x = distância da extremidade fixa do braço ao ponto de fixação do porta-amostra; c = comprimento do porta-amostra.

Substituindo-se os valores medidos ($P = 7,19$ Kgf; $P_1 = 0,56$ Kgf ; $P_2 = 1,485$ Kgf; $L = 0,3932$ m; $c = 0,21985$ m e $x = 0,07605$ m) na Equação (1), tem-se $F = 136$ N. Após obtido o valor de F, pode-se calcular a força aplicada sobre cada grão do abrasivo, F_a Para tanto, foram feitas algumas considerações. O diâmetro do abrasivo foi considerado como incógnita para posterior generalização a vários tipos de abrasivo, com fluxo de 200g/min. Para o cálculo do volume de uma partícula abrasiva de diâmetro (ϕ_{ab}), considerou-se a partícula abrasiva como uma esfera de raio r.

$$V_{part} = \frac{4pr^3}{3} \Rightarrow V_{part} = \frac{\rho F_{ab}^3}{6} \tag{3}$$

A massa de uma partícula pode ser calculada por:

$$m_{part} = \rho * V_{part} \Rightarrow m_{part} = \rho * \frac{\rho F_{ab}^3}{6} \tag{4}$$

, onde: ρ = densidade do material; V_{part} = volume da partícula e m_{part} = massa da partícula.

Desta forma, o número de partículas presentes em 200 gramas de abrasivo, correspondente a um minuto de fluxo é dado por:

$$N_{part} = \frac{1,2}{\rho F_{ab}^3} \quad [\text{partículas/min, se variáveis no SI}] \tag{5}$$

Considerando o número de partículas por minuto de fluxo abrasivo e a velocidade angular da roda-de-borracha fixa em 200 rpm, tem-se que o contato roda-amostra após o teste define uma área de contato de comprimento “ L_{sc} ”. Um

ponto fixo sobre a superfície de contato da roda terá se deslocado um Δl após uma rotação da mesma e $200 \cdot \Delta l$ após um minuto. Dividindo o deslocamento total pelo comprimento da área, calcula-se o número de áreas de comprimento “ L_{sc} ” determinadas por minuto de rotação do disco (se todas estas áreas estiveram em contato com o corpo-de-prova). Dividindo-se o número de partículas por minuto pelo número de áreas, encontrar-se-á o número de abrasivos por área de impressão de desgaste, “ N_o ”. Assim:

$$\Delta l = \pi D^2 / 2 \tag{6}$$

$$N_o = \frac{N_{part}}{200 \cdot \Delta \ell} (L_{sc}) \tag{7}$$

Tendo-se o valor da carga aplicada à amostra, divide-se esta pelo número de abrasivos por área, de modo a determinar-se a força por abrasivo no ensaio roda-de-borracha (F_a). Logo:

$$F_a = \frac{200 \cdot F \cdot \Delta \ell \cdot r \cdot p \cdot f_{ab}^3}{1,2 L_{sc}} \tag{8}$$

Para obtenção dos parâmetros a serem utilizados no Abrasômetro LTM que reproduzissem condições semelhantes às presentes no ensaio roda-de-borracha, procurou-se determinar inicialmente a carga a ser aplicada sobre o porta-amostras do Abrasômetro LTM que resultaria em forças iguais, por abrasivo, às aplicadas no ensaio roda-de-borracha. Segundo Santana e de Mello [1994], pode-se considerar que:

$$\varnothing_{contato} = \left(2 \cdot \sqrt{\frac{F_{ab}}{p H_{CP}}} \right) \tag{9}$$

$$F_{ab} = \frac{F_{3C}}{N_{ab} \cdot R_e} \tag{10}$$

$$N_{ab} = \frac{\varnothing_{CP}^2}{\varnothing_{abr}^2} \quad [\text{abrasivos}] \tag{11}$$

,onde: F_{ab} = carga normal para cada grão abrasivo; H_{CP} = dureza da superfície; N_{ab} = número de abrasivos sob a amostra; R_e = coeficiente de enchimento; F_{3C} = carga a ser aplicada sobre uma amostra.

Supondo-se que a distribuição estatística dos diâmetros equivalentes das partículas abrasivas se aproximem de uma distribuição gaussiana tem-se, de acordo com Szuder (1977), que somente 0.2% destas partículas deformam plasticamente a superfície antagonista e serão eficazes no processo de abrasão a 3 corpos. Assim, o coeficiente de enchimento (R_e) assume o valor 0,002. Deve-se considerar ainda que, no Abrasômetro LTM, tem-se três corpos-de-prova simultaneamente ensaiados. Assim:

$$P_{3C} = 3F_{3C} = 3(F_{ab} \cdot N_{ab} \cdot R_e) \tag{12}$$

Substituindo-se as Equações (8) e (11) na Equação (12), obtém-se uma nova expressão para a carga a ser aplicada sobre o porta-amostras:

$$P_{3C} = \frac{.F \cdot \Delta \ell \cdot r_{ab} \cdot p}{L_{sc}} \cdot f_{CP}^2 \cdot f_{ab} \tag{13}$$

,onde P_{3C} é a carga a ser aplicada em cada ensaio, em função do comprimento da impressão de desgaste no ensaio roda-de-borracha, do diâmetro do abrasivo e do diâmetro do corpo-de-prova.

Como exemplo, a Fig. (6) mostra os resultados obtidos pela Equação (13), considerando-se um comprimento de desgaste de 1 cm. Através destas figuras, pode-se obter graficamente a carga a ser aplicada em função do diâmetro do corpo-de-prova escolhido para o ensaio. Observa-se que o aumento dos diâmetros do corpo-de-prova e do abrasivo impõe um aumento progressivo da carga a ser aplicada.

4.- Ensaio Comparativos

4.1. Materiais e Metodologia

As condições usuais de ensaio roda-de-borracha a ser reproduzido e as condições a serem usadas nos ensaios utilizando-se o Abrasômetro LTM, são apresentadas na Tab. (2). As amostras a serem testadas tanto no abrasômetro roda-de-borracha quanto no Abrasômetro LTM são amostras de aço com diferentes composições, mostradas na Tab. (3). Além destas, também foram ensaiadas duas amostras com recobrimento de ferro fundido branco, que serão denotadas por FFB-A e FFB-B.

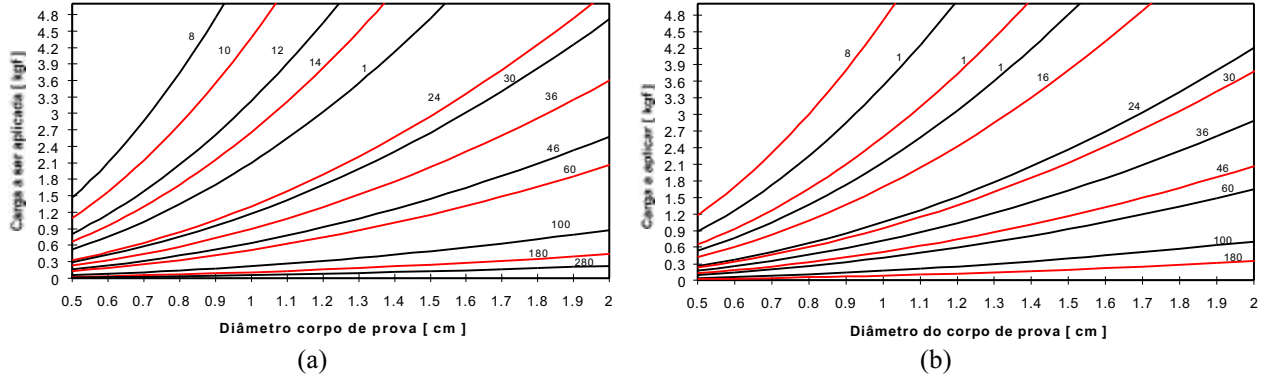


Figura 6 - Carga aplicada em função do diâmetro do corpo-de-prova e do abrasivo para impressões de desgaste de 1 cm de comprimento. (a) - Al₂O₃; (b)- SiC.

Tabela 2 – Condições operacionais dos ensaios a serem comparados.

Ensaio	Roda-de-borracha	Abrasômetro LTM
Tempo de ensaio	10 minutos	10 minutos
Rotação do disco	200 rpm	38 rpm
Carga normal aplicada total	136 N	40,2 N
Abrasivo	Areia Normal Brasileira, NBR-7214	Areia Normal Brasileira, NBR-7214, disperso em óleo de lapidação e alimentação forçada por bomba de abrasivo com vazão de 1.2 l/min.
Granulometria do abrasivo	300 µm	300 µm

Tabela 3 - Composição química dos aços testados.

AMOSTRA		A	B	C	D	E
	C	0.19	0.26	0.46	0.12	0.15
	Si	0.26	0.24	0.21	0.24	0.27
COMPOSIÇÃO	Mn	1.30	1.35	1.77	1.05	1.25
QUÍMICA	P	1.019	0.016	0.016	1.019	0.12
(% EM PESO)	S	0.0040	0.0057	0.0089	0.0075	0.0065
	Al	0.075	0.060	0.025	0.046	0.038
	Cr	0.27	0.52	0.018	0.70	0.29
	Mo	<0.005	<0.005	<0.005	0.49	0.023
	V	<0.005	<0.005	<0.005	0.044	0.069
	Ni	0.027	0.028	0.028	0.029	0.051
	Cu	0.013	0.010	0.014	0.22	0.019
	Nb	<0.005	<0.005	<0.005	<0.005	0.027
	Ti	0.021	0.024	<0.005	0.017	0.010
	B	<0.0007	<0.0007	<0.007	<0.007	<0.005
	N	0.0039	0.0056	0.0062	0.0082	0.0057

A medição das durezas dos materiais foi feita em um Durômetro Universal marca Wolpert, modelo DiaTestor 2 Rc, utilizando-se o método Vickers. Para os aços, aplicou-se uma carga 30 Kgf, com tempo de aplicação de carga de 30 s e, para os ferros fundidos brancos, aplicou-se uma carga de 50 Kgf, com tempo de aplicação de carga de 30 s.

Para os ensaios do tipo roda-de-borracha, a obtenção das amostras foi feita por corte de chapas utilizando-se discos de corte. Em seguida, as mesmas foram retificadas utilizando-se uma retificadora de precisão, marca Netzch, modelo 421/12 MPS-1. O tamanho final das amostras foi de 54 x 23 x 10 mm³. Para os ensaios no Abrasômetro LTM, a

obtenção das amostras foi conseguida por usinagem por eletro-erosão dos corpos-de-prova testados no ensaio roda-de-borracha, de modo a garantir a não influência de variações relativas à produção do material. Foram obtidas amostras cilíndricas, $\phi = 6$ mm.

4.2. Resultados e Discussão

A Tab. (4) apresenta os valores médios das durezas obtidas para os materiais testados.

Tabela 4 - Dureza dos aços ensaiados.

MATERIAL	E	C	D	A	B	FFB-A	FFB-B
DUREZA HV 30	201 HV	245 HV	303 HV	451 HV	495 HV	650 HV	716 HV

Os resultados de perda de massa dos materiais ensaiados no roda-de-borracha estão mostrados na Fig. (7). Os resultados mostram que, de uma maneira geral, o aumento da dureza diminui a perda de massa sofrida. Porém, sabe-se que em situações tribológicas, a dureza não dever ser o único parâmetro a ser analisado, pois outros parâmetros, como a tenacidade à fratura e a microestrutura podem alterar o efeito da dureza na resistência ao desgaste. Isso é ilustrado pelos resultados obtidos com as amostra de aço D, que possui maior dureza que a amostra C, mas apresentou menor resistência à abrasão. Por sua vez, a amostra de aço E, que possui a menor dureza, apresentou a maior perda de massa. As amostras de ferro fundido branco (FFB-A e FFB-B), que possuem durezas bastante superiores às dos aços, apresentam resistência à abrasão bem maior.

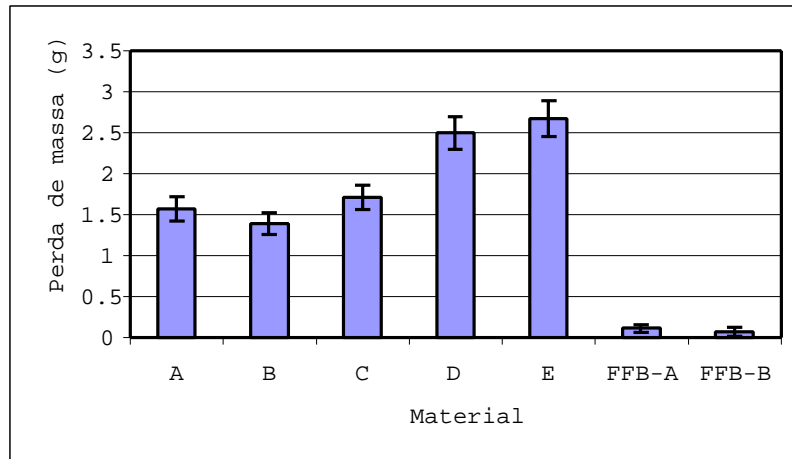


Figura 7 - Perda de massa dos materiais testados pelo método roda-de-borracha.

Utilizando-se as curvas apresentadas na Fig. (6), foram determinadas cargas a serem utilizadas nos ensaios usando-se o Abrasômetro LTM, de modo a obter-se a mesma pressão média utilizada nos ensaios roda-de-borracha. Porém, a perda de massa obtida por amostra para os ensaios no Abrasômetro LTM não pôde ser medida de forma precisa, mesmo utilizando-se tempos de ensaio bastante longos e uma balança de resolução de 10^{-5} g.

A não obtenção de perdas de massa mensuráveis para o Abrasômetro LTM sugere que as equações comparativas apresentadas neste trabalho não sejam adequadas. Deve-se salientar que estas equações foram obtidas a partir de equações da Estática, considerando-se uma pressão média por ensaio constante. Esta consideração pode ter sido extremamente simplista, em especial para o ensaio roda-de-borracha, no qual a área de desgaste varia consideravelmente durante o ensaio. Além disso, a área ensaiada por amostra no Abrasômetro LTM é bem menor que no abrasômetro roda-de-borracha.

Esta constatação, apesar de frustrante sob o ponto de vista da não adequação do equacionamento proposto, vem evidenciar que as condições impostas pelo Abrasômetro LTM são bem menos severas que as impostas pelo ensaio clássico roda-de-borracha. Isto vem levantar a hipótese da adequação deste novo teste para sanar uma grande dificuldade encontrada na literatura, que é a de avaliar a resistência ao desgaste abrasivo de revestimentos. A partir destas considerações, Costa et al (2001) avaliaram com sucesso a resistência ao desgaste abrasivo de camadas nitretadas utilizando o equipamento construído neste trabalho.

Como o método gravimétrico interrompido não mostrou-se satisfatório para avaliar o desgaste sofrido pelas amostras nos ensaios no Abrasômetro LTM, procurou-se utilizar como alternativa a avaliação estatística da topografia de superfícies antes e após o desgaste. Para tanto, utilizou-se um interferômetro a laser que permite a avaliação da topografia em três dimensões (3D). A Fig. (10) apresenta, a título de exemplo, os perfis obtidos para uma amostra de aço, antes e após o desgaste. Através destes perfis, é possível identificar uma nítida diferença visual entre as superfícies antes e após o desgaste.

De modo a quantificar estas diferenças, foram calculados os valores de S_a , S_q , S_{Sk} e S_{Ku} , a partir dos perfis 3D obtidos para cada amostra antes e após a realização dos ensaios. Estes valores são apresentados na Tab. (5). Observa-se que, para as amostras de aço, o processo de desgaste provocou alguma alteração nos valores de S_a e S_q , em relação às amostras não desgastadas. De uma forma geral, o desgaste provocou uma redução nos valores medidos, com exceção da amostra C. Porém, as maiores diferenças foram observadas com relação ao coeficiente de achatamento (S_{Ku}). Observa-se que o desgaste provocou uma redução nos valores de Kurtosis. Em alguns casos, como o da amostra A, o desgaste fez com que o valor de S_{Ku} se aproximasse de 3, que corresponde ao valor de kurtosis de uma distribuição normal. De uma forma geral, os valores de S_{Ku} foram sempre superiores a 3, o que indica distribuições bastante afinadas, ou seja, a maioria dos valores de rugosidade medidos encontram-se bastante concentrados em torno de um valor. As alterações provocadas pelo processo de desgaste nos valores do coeficiente de assimetria (S_{Sk}) foram consideradas muito pequenas. Observa-se ainda que estes valores estiveram próximos de zero para todas as amostras, o que indica superfícies onde não existe uma grande predominância de picos ou vales, tanto antes quanto após o desgaste das mesmas. Para as amostras de ferros fundidos, o processo de desgaste provocou aumento nos valores de S_a e S_q , o que sugere que o desgaste esteja fabricando superfícies cada vez mais rugosas. Este comportamento pode estar associado ao fato de as microestruturas de ferros fundidos brancos serem em geral constituídas de fases com propriedades bastante distintas (Zum Ghar, 1987). Os valores de S_{Ku} também foram significativamente aumentados com o processo de desgaste, o que sugere distribuições de amplitude cada vez mais afastadas de uma distribuição normal.

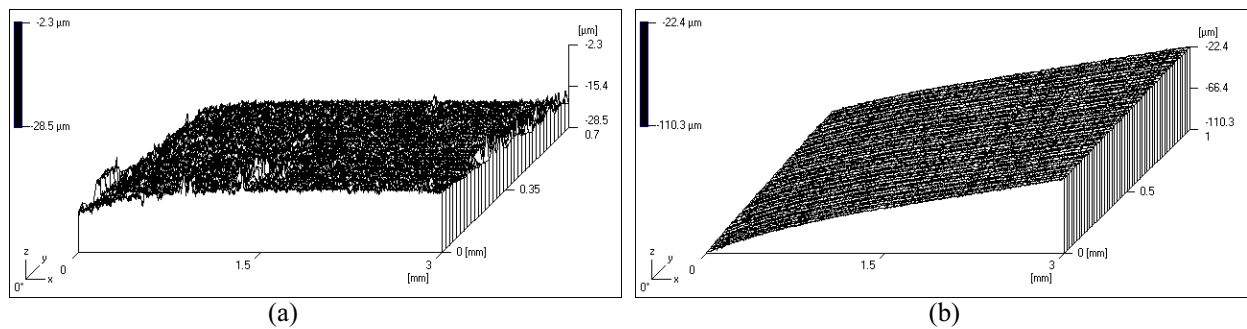


Figura 8 - Perfis tridimensionais obtidos pelo analisador de superfícies para a amostra D. (a) – superfície sem desgaste; (b) – superfície desgastada.

Tabela 5 – Parâmetros de rugosidade das amostras antes e após os ensaio de desgaste no Abrasômetro LTM.

Amostra		S_a (μm)	S_q (μm)	S_{Sk}	S_{Ku}
D	Sem desgaste	0.39	0.57	0.07	12.33
	Desgastada	0.37	0.48	-0.25	3.86
A	Sem desgaste	0.50	0.70	0.10	8.25
	Desgastada	0.42	0.53	-0.41	3.74
C	Sem desgaste	0.70	1.11	-0.18	14.09
	Desgastada	1.23	1.70	-0.06	8.37
B	Sem desgaste	0.37	0.56	-0.52	11.16
	Desgastada	0.41	0.53	-0.33	4.35
E	Sem desgaste	0.80	1.15	-0.54	7.39
	Desgastada	0.45	0.59	-0.46	5.33
FFB-A	Sem desgaste	0.23	0.44	4.10	31.71
	Desgastada	0.37	0.81	-3.19	57.34
FFB-B	Sem desgaste	0.47	0.70	-1.27	9.23
	Desgastada	0.28	0.48	-3.42	33.85

5. Conclusões

1. O Abrasômetro LTM construído apresentou boa reprodutibilidade e excelente operacionalidade.
2. Nos ensaios abrasométricos a três corpos, observou-se estabilização da taxa de desgaste a partir de determinado tempo de ensaio. Após esta estabilização verificou-se que a taxa de desgaste aumenta para maiores granulometrias de abrasivo.
3. A taxa de desgaste diminuiu à medida em que a dureza do material foi aumentada, quando foram analisados os resultados obtidos para as amostras de aço comercial.
4. Nos ensaios comparativos entre os dois métodos, não foi possível a obtenção de uma perda de massa mensurável para os ensaios usando o Abrasômetro LTM quando procurou-se utilizar condições idênticas às utilizadas no ensaio roda-de-borracha, obtidas por equações da estática. Aparentemente, as condições impostas pelo Abrasômetro LTM são bem menos severas que as impostas pelo ensaio clássico roda-de-borracha, o que é altamente desejável na avaliação da resistência ao desgaste abrasivo de revestimentos.

6. Referências Bibliográficas

- Al-Rubaie, K.S., Yoshimura, H.N. and de Mello, J.D.B., 1999, "Two-Body Abrasive Wear of Al-SiC Composites", *Wear*, Vol. 233-235, pp. 444-454.
- ASTM G 65., 1991, "Standard Test Method for Measuring Abrasion Using the Dry Sand/rubber Wheel Apparatus" *Annual Book of ASTM Standards*, Vol. 03.02, ASTM, Philadelphia, PA, pp. 247-259.
- Avery, H.S., 1977, "Classification and Precision of Abrasion Tests", *Proceedings of International Conference on Wear of Materials*, ASME, USA, pp.148-157.
- Avery, H. S., 1981, "An Analysis of the Rubber Wheel Abrasion Test", *Proceedings of International Conference on Wear of Materials*, ASME, pp. 367-378.
- Borik, F., 1970, "Rubber Wheel Abrasion Test", *SAE Transactions*, Vol. 79, pp. 2145-2154.
- Bozzi, A.C. and De Mello, J.D.B., 1999, "Wear Resistance and Wear Mechanisms of WC-12%Co Thermal Sprayed Coatings in Three-Body Abrasion", *Wear*, Vol. 233-235, pp. 575-587.
- Costa, H.L., Klein, A.N., e De Mello, J.D.B., 2001, "Evaluation of Abrasive Wear Resistance of Plasma-Nitrated Carbon Steel", Submitted to the 16th Brazilian Congress of Mechanical Engineering, Uberlândia, Brazil.
- De Mello, J. D. B., 1983, Dr. Eng. Thesis, Institut National Polytechnique de Grenoble, Grenoble, França.
- De Mello, J. D. B., 1989, "Abordagem Global do Estudo do Processo Abrasivo. Parte I: Considerações sobre os Métodos Abrasométricos", *Proceedings of the 1st Brazilian Seminar on Abrasive-Wear-Resistant-Materials*, ABM-EPUSP, São Paulo, Brazil, pp. 29-46.
- Eyre, T.S. 1976, "Wear Characteristics of Metals", *Tribology International*, pp. 203-212.
- Franco, S. D., Zumpano, P. e De Mello, J. D. B., 1989, "Abordagem Global do Estudo do Processo Abrasivo. Parte II: Desenvolvimento e Avaliação de Abrasômetro a Dois e Três Corpos", *Proceedings of th 1st Brazilian Seminar on Abrasive-Wear-Resistant-Materials ABM-EPUSP*, São Paulo, pp. 47-62.
- Franco, S.D. e De Mello, J. D. B., 1991, "Desgaste Abrasivo de Materiais Polifásicos", *Proceedings of 46th Anual Brazilian Congress of ABM*, Vol. 4, São Paulo, Brazil, pp. 357-377.
- Haworth, R. D., 1949, "The Abrasion Resistance of Metals", *Trans. ASM*, Vol. 41, pp. 819-854.
- Santana, S.A. and De Mello, J. D. B., 1994, "Abrasão a Três Corpos de Ferros Fundidos Brancos Eutéticos", *Proceedings of th 3rd Brazilian Seminar on Abrasive-Wear-Resistant-Materials*, Fortaleza, Brazil, pp. 147-168.
- Stevenson, A.N.J. and Hutchings, I.M., 1996, "Development of the Dry Sand/rubber Wheel Abrasion Test", *Wear*, Vol. 195, pp. 232-240.
- Suh, N.L. and Saka, N., 1980, "Fundamentals of Tribology", The MIT Press, Massachussets, USA.
- Szuder, A., 1977, "Contribution Experimentale à L'étude Du Rodage Plan", Dr. Eng. Thesis, Université Claude Bernard, Lyon França, 94 p.
- Zum Ghar, K.H., 1987, "Microstructure and Wear of Materials", Elsevier Science Publishers, Amsterdam, 557 p.
- Zumpano, P., Cornachioni, D. D. and De Mello, J. D. B., 1989, "Abordagem Global do Estudo do Processo Abrasivo. Parte III: Projeto, Construção e Avaliação de um Abrasômetro do Tipo Roda-de-borracha", *Proceedings of the 1st Brazilian Seminar on Abrasive-Wear-Resistant-Materials*, ABM-EPUSP, São Paulo, Brazil, pp. 63-76.

Agradecimentos

Os autores agradecem aos alunos João Eterno Ferreira Cândido e Evandro Trindade pela colaboração na realização dos ensaios de desgaste e à FAPEMIG pelo apoio financeiro oferecido para o desenvolvimento do trabalho.

DEVELOPMENT OF A NEW ABRASIVE WEAR TESTER

Henara Lillian Costa

Federal University of Uberlândia, School of Mechanical Engineering, Campus Santa Mônica, Bloco 1R, 30400-901, Uberlândia, MG, Brazil.

e-mail: ltm-henara@ufu.br

José Daniel Biasoli de Mello

Federal University of Uberlândia, School of Mechanical Engineering, Campus Santa Mônica, Bloco 1R, 30400-901, Uberlândia, MG, Brazil.

e-mail: ltm-demello@ufu.br

Abstract. *A new, easy to operate and reproducible three-body abrasive wear tester is proposed. Moreover the preparation of samples for this test is easy and inexpensive. In order to evaluate the apparatus, three-body abrasive wear tests were conducted in five materials whose behaviour is well reported in literature. The evaluation tests evidenced a good reproducibility. Additionally, equations from Static were used to establish a correlation between the proposed test and the classical rubber-wheel abrasive wear test. Comparative tests were carried out in our new LTM abrasive wear tester and rubber-wheel abrasive wear tester under identical conditions. However, in these comparative tests, due to the inefficiency (inadequacy) of the proposed modelling by static equations, no measurable mass loss were obtained. Moreover, these results evidence that the new tester produces less severe conditions than the rubber-wheel test, and this is highly desirable for the evaluation of abrasive wear resistance of coatings.*

Key-words: Abrasion, three-body, abrasive wear tests.

RESISTÊNCIA A ABRASÃO EQUIVALENTE: UMA NOVA MANEIRA DE SE OBTER A RESISTÊNCIA AO DESGASTE DE PISOS CERÂMICOS

Rafael Ariza Gonçalves

Universidade Federal de Uberlândia, Faculdade de Engenharia Mecânica, Sta. Mônica, s/n, 38400-902, Uberlândia-MG.
ltm-ariza@ufu.br

José Daniel Biasoli de Mello

Universidade Federal de Uberlândia, Faculdade de Engenharia Mecânica, Sta. Mônica, s/n, 38400-902, Uberlândia-MG.
ltm-demello@ufu.br

Kassiana Maldonado Aguiar

Universidade Federal de Uberlândia, Faculdade de Engenharia Mecânica, Sta. Mônica, s/n, 38400-902, Uberlândia-MG.
maldonadoaguiar@yahoo.com.br

Francisco Guimarães da Rosa

Maximiliano Gaidzinski S.A. - Eliane Revestimentos Cerâmicos
guima@elianet.com.br

Resumo. A classificação dos pisos cerâmicos, do ponto de vista da abrasão, é obtida pelo ensaio abrasométrico PEI. Este ensaio, no entanto, apresenta alguns problemas em virtude de ser dependente da acuidade visual de um observador e também pelo fato da visualização da região abrasada gerado pelo ensaio ser influenciada pela coloração e serigrafia aplicada aos produtos cerâmicos. Algumas tentativas de substituir o ensaio PEI tem sido feitas, mas sem lograr êxito. Neste trabalho é apresentada uma curva da resistência a abrasão, obtida por ensaio de microabrasão Calowear, dos minerais padrões de dureza Mohs. Através destes resultados se pode obter a resistência a abrasão equivalente aos minerais da escala de Mohs.

Palavras chave: abrasão, microabrasão, cerâmica

1. Introdução

A ABNT classifica através da norma NBR 13818 (baseada na ISO 13006/ISO10545) as placas cerâmicas de acordo com sua absorção de água, fabricado com argila e outras matérias primas, com a face exposta vidrada ou não, e com determinadas propriedades físicas e características próprias compatíveis com sua finalidade (NBR 13818, 1997).

Os pisos cerâmicos atuais, do tipo vidrado, consistem de substratos cerâmicos inertizados, revestidos superficialmente por esmaltes. Os esmaltes apresentam características peculiares que os tornam interessantes para aplicações industriais. Todas as suas características indicam com clareza que esses materiais são adequados, em particular, para a preparação de vidrados para pisos e azulejos, uma vez que podem suportar ação de agentes abrasivos e tensões mecânicas elevadas (LEONELLI, C. e MANFREDINI, T., 1996).

Os vidrados cerâmicos utilizados para pisos em aplicações que requerem elevada resistência à abrasão são constituídos de uma microestrutura que os caracteriza como um material compósito (matriz vítrea e partículas de reforço).

A qualidade dos revestimentos cerâmicos também está intimamente ligada à satisfação do cliente, isto é, design e adequação desses materiais ao uso a que são destinados. Portanto, torna-se necessário, refletir sobre as características dos produtos cerâmicos que definem as expectativas do consumidor. O esmalte é responsável pelo fator estético, que um dos principais apelos das cerâmicas revestidas. O aspecto estético, embora subjetivo, é o responsável pela existência do produto, pois é ele que conduz a uma aceitação comercial, sem o qual sua produção se tornaria inviável (DONEDA, C., 1993).

A avaliação da resistência ao desgaste das cerâmicas revestidas é feita pelo método PEI (NBR 13818, 1997), que é utilizado pelos laboratórios que certificam esses produtos. O método PEI consiste em submeter peças cerâmicas à abrasão, como descrito de forma resumida a seguir: numa placa suporte para um máximo de nove corpos-de-prova, são presos na sua superfície inferior cilindros ocos revestidos por borracha. Através de alças, são fixados os ladrilhos cerâmicos com a superfície vidrada voltada para cima. Através de orifícios na placa, uma carga abrasiva é colocada para cada corpo-de-prova. A carga consiste de 70,0 g de esferas de aço de 5 mm de diâmetro; 52,5 g de esferas de aço de 3 mm de diâmetro; 43,75 g de esferas de aço de 2 mm de diâmetro; 8,75 g de esferas de aço de 1 mm de diâmetro; 3,0 g de óxido de alumínio fundido de grana 80 (tamanho de grão: 0,1 a 0,25 mm) e 20 ml de água destilada ou deionizada. A placa suporte gira a 300 rpm com uma excentricidade de 22,5 mm. O número de ciclos exigidos para cada estágio de abrasão é de

100, 150, 600, 750, 1500, 2100, 6000 e 12000. A avaliação é visual, onde um corpo-de-prova ensaiado é misturado a peças intactas, e um observador a 2m de distância e de uma altura de 1,65m sob um iluminamento de 300 lux, tenta identificar qual foi submetida ao ensaio de abrasão. Os corpos-de-prova são classificados em grupos de acordo com a tabela 1 abaixo.

Tabela 1 – Classificação por grupo após ensaio abrasométrico – Método PEI

Nº de Ciclos em que se Visualiza a Abrasão	Classificação PEI
100	0
150	I
600	II
750, 1500	III
2.100, 6.000, 12.000	IV
>12.000	V

O método PEI apresenta uma forte subjetividade, sendo dependente da acuidade visual do observador e sofrer influência da coloração e da serigrafia das cerâmicas, fato este que é muito utilizado pela indústria para se obter produtos com classificação PEI elevada.

Algumas tentativas de substituir o ensaio PEI tem sido feitas, mas sem lograr êxito.

Barbera e colaboradores (1996) propõe um método baseado na quantificação do limite de variação admissível das propriedades superficiais além das quais o material começa mostrar sinais da degradação superficial como consequência da abrasão. Este método no entanto também esbarra numa questão subjetiva uma vez que o limite admissível é também subjetivo

Escardino e colaboradores (1996) por sua vez encontraram uma relação linear entre parâmetros das curvas de variação da refletividade e a rugosidade Ra em função dos ciclos do ensaio abrasométrico PEI. Os resultados foram obtidos em vidrados homogêneos. Gonçalves R. A e colaboradores (2000) aplicando os mesmos procedimentos experimentais em cerâmicas comerciais, não encontraram nenhuma correlação entre os mesmos parâmetros.

O trabalho tem por objetivo apresentar uma curva dos coeficientes de desgaste Calowear dos minerais padrões de Mohs em função de suas durezas. Através desta curva pode-se obter a partir dos coeficientes de resistência ao desgaste calowear, obtidos para qualquer material, as resistências ao desgaste equivalentes aos minerais padrões de dureza Mohs e com isso um índice que possa contribuir na efetiva classificação das cerâmicas do ponto de vista do desgaste utilizando-se medidas não subjetivas.

2. Procedimentos Experimentais

Utilizando-se uma máquina de corte de precisão, foram cortadas lâminas de oito dos minerais padrões de dureza Mohs, gipsita, calcita, fluorita, apatita, ortoclásio, quartzo, topázio e corindom, de durezas 2, 3, 4, 5, 6, 7, 8 e 9 respectivamente. Após os cortes, uma das faces de cada lâmina foi polida em pasta de diamante até a granulometria de 1µm e limpas utilizando-se ultrassom.

As lâminas foram então submetidas aos ensaios de microabrasão, utilizando-se um microabrasômetro Calowear. O ensaio de microabrasão Calowear consiste em fazer rolar uma esfera, sob gotejamento de uma dispersão aquosa de um abrasivo, sobre a superfície objeto de estudo, como pode ser visto esquematicamente na Figura 1.

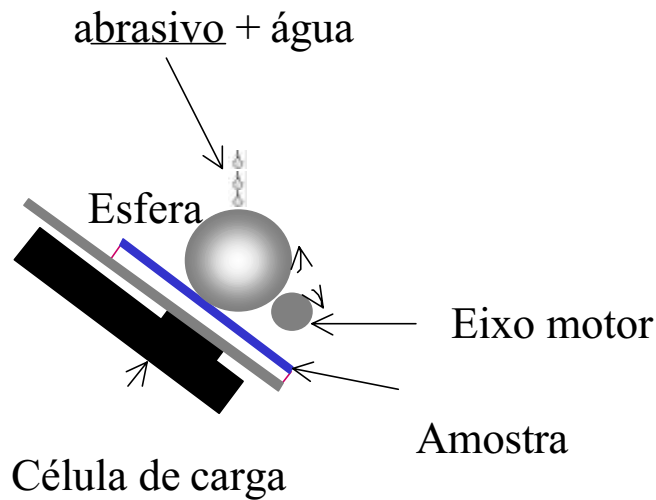


Figura 1. Representação esquemática do ensaio de microabrasão Calowear.

Há a geração de uma calota na superfície da amostra, Figura 2. O coeficiente de desgaste K_C pode ser obtido através da equação 1, onde b é o diâmetro da calota, L a distância deslizada, F_N a força normal aplicada e d o diâmetro da esfera (Calowear Tester: Directions For Use, 1997).

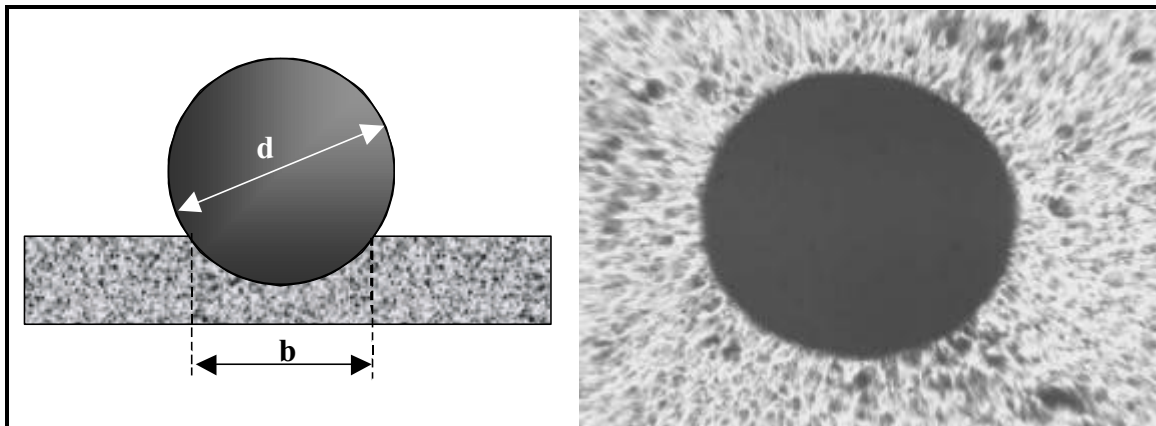


Figura 2. Calota de desgaste gerada pelo ensaio de microabrasão.

$$K_C = \frac{\pi \cdot b^4}{32 \cdot L \cdot F_N \cdot d} \tag{1}$$

Para cada mineral padrão de Mohs foram preparadas duas laminas, que foram ensaiadas utilizando-se os abrasivos carbeto de silício e alumina, granulometria de 5 mm e concentração de 0,75 g/ml (solução aquosa). A esfera utilizada é de aço ASTM 52100, com diâmetro de 20 mm. A configuração foi ajustada para uma força normal de 0,16 N. Os ensaios foram realizados nos tempos de 1, 2 e 3 minutos, sendo três ensaios para cada tempo, perfazendo nove ensaios de microabrasão em cada lâmina por abrasivo.

As calotas de desgaste geradas foram medidas utilizando-se um analisador de imagem Image-Pro Plus acoplado a um banco metalografico Neophot 21 Carl Zeiss Jena. De posse dos valores medidos, foram calculados os coeficientes de desgaste K_C utilizando-se uma planilha Excell.

3. Resultados e Discussões

Com os valores obtidos dos coeficientes de desgaste dos minerais padrões de Mohs, foram construídos gráficos dos coeficientes de desgaste em função das durezas Mohs, para os abrasivos carbeto de silício e alumina, mostrados na Figura 3.

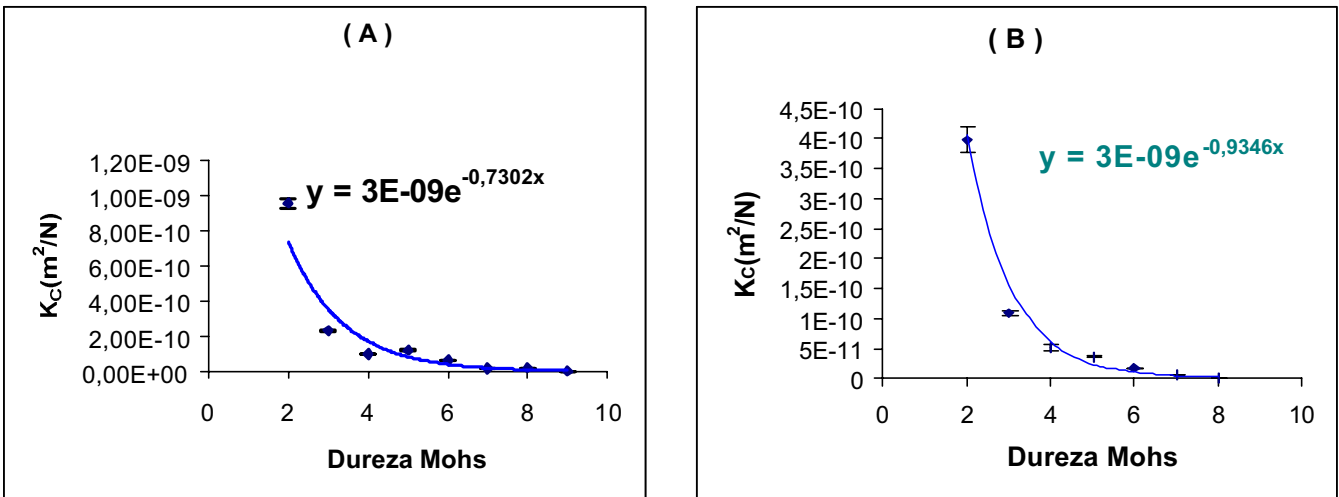


Figura 3. Curvas de variação dos coeficientes de desgaste em função da dureza dos minerais padrões de Mohs. Resultados obtidos para os abrasivos carbeto de silício (gráfico A) e alumina (gráfico B).

Através da linearização das curvas obtidas, mostradas na Figura 4 obteve-se as equações 2 e 3 que correlacionam os coeficientes de desgaste aos minerais padrões de Mohs para o carbeto de silício e para a alumina, o que possibilita a obtenção dos coeficientes de desgaste equivalentes aos padrões de Mohs (K_E) para qualquer material uma vez conhecidos os K_C obtidos quando se utiliza os mesmos abrasivos.

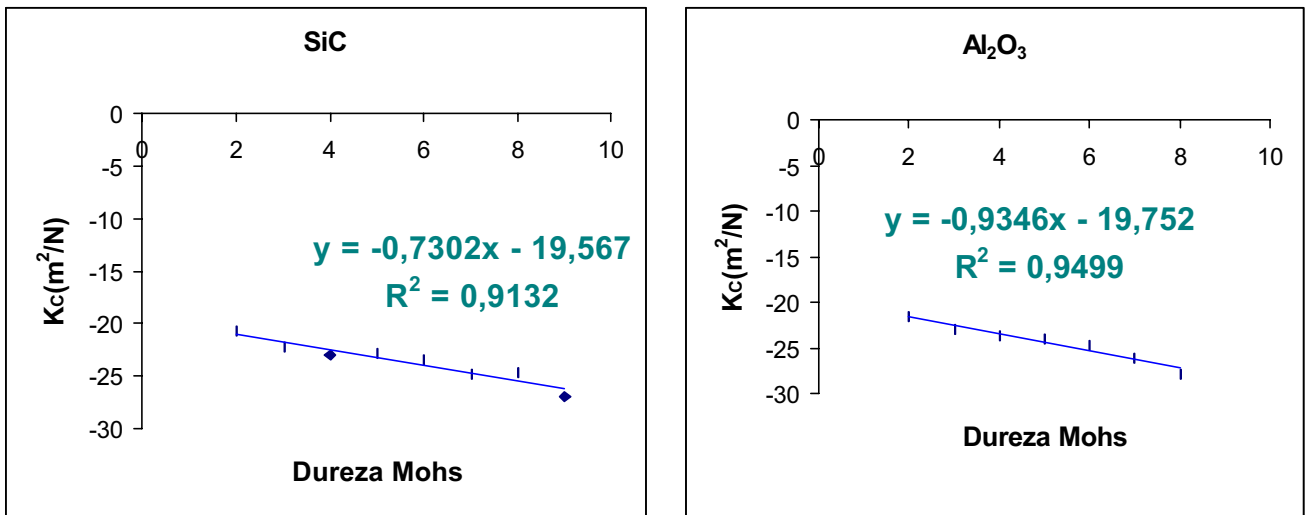


Figura 4. Correlação linear entre os coeficientes de desgaste e as dureza dos minerais padrões.

$$K_E = \frac{-[\ln(K_C) + 19,57]}{0,73} \quad (\text{Para o SiC}) \quad (2)$$

$$K_E = \frac{-[\ln(K_C) + 19,75]}{0,93} \quad (\text{Para o Al}_2\text{O}_3) \quad (3)$$

As equações 2 e 3 apresentam uma boa semelhança com a equação para a obtenção da dureza Mohs a partir da dureza ao risco obtida por esclerometria retilínea, como mostrado por Gonçalves, R. A. e colaboradores (2000).

Para demonstrar a aplicação do processo, são apresentados na Tabela 2 os coeficientes de desgaste equivalentes de quatro cerâmicas, obtidos a partir dos coeficientes de desgaste K_C . Cada resultado representa a média de nove valores. Na tabela, também são apresentados as respectivas classificações PEI e durezas Mohs.

Tabela 2. Resistências ao desgaste equivalentes obtidas para o carbetto de silício e alumina

Cerâmica	Classificação PEI	Dureza Mohs cerâmicas	K_E (SiC) m^2/N	K_E (Al₂O₃) m^2/N
A	III	5	6.55±0,06	6.84±0,10
B	III	6	6.58±0,20	6.78±0,11
C	III	5	6.72±0,12	6.82±0,27
D	III	4	6.66±0,11	6.76±0,10

Pode ser visto na Tabela 2 que os coeficientes de desgaste relativos obtidos através das equações 2 e 3 indicam que as cerâmicas A, B, C e D apresentam comportamento em desgaste superiores aos minerais padrões com as mesmas durezas Mohs. Os valores numéricos mostram que estas cerâmicas tem comportamento em desgaste de microabrasão Calowear equivalentes a minerais de dureza mohs 6,55, 6,58, 6,72 e 6,66 quando ensaiados com carbetto de silício e equivalente a minerais de dureza 6,84, 6,78, 6,82 e 6,76 quando ensaiados com alumina.

A Tabela 2 mostra também que os coeficientes de desgaste equivalentes quando obtidos com a alumina são superiores, o que mostra que as cerâmicas resistem mais ao ataque deste abrasivo. Este resultado é coerente uma vez que o poder abrasivo da alumina é menor que o do carbetto de silício.

Observa-se também que os resultados não apresentam qualquer relação entre as respectivas classificação PEI e dureza Mohs.

4. Conclusões

O método de comparação dos coeficientes de desgaste obtidos pelo ensaio abrasométrico de microabrasão, Calowear, permite quantificar as resistência ao desgaste dos diversos materiais em relação aos minerais padrões da escala de dureza Mohs,

O coeficiente de desgaste relativo pode contribuir para a caracterização de cerâmicas, de modo não subjetivo.

5. Agradecimentos

Os autores agradecem a Maximiliano Gaidzinsk Revestimentos Cerâmicos Eliane S.A. pelo fornecimento das cerâmicas, aos professores Luiz Nishiyama e Adriano Rodrigues dos Santos da Faculdade de Geografia da Universidade Federal de Uberlândia pelo fornecimento de amostras dos minerais padrões de dureza Mohs e ao CNPq – PADCT III pelo financiamento.

6. Referências

- ABNT, Associação Brasileira de Normas Técnicas, norma NBR 13818, Placas Cerâmicas para Revestimento – Especificação e métodos de ensaio, ABR/1997, 78p Anexo D – Determinação da abrasão superficial, pp. 17 a 22.
- Barbera, J., Usó, J., Enrique, J. E., Felú, C. and Silva, G., Durability Prediction of Ceramic Tile Subject to Abrasion Processes from Pedestrian Traffic, Qualicer '96, Castellón, Spain, pp 453 – 468.
- Calowear Tester: Directions For Use”, Centre Suisse D’electronique Et De Microtechnique SA, Switzerland, 1997.
- Doneda, C., Efeito de Aditivos Endurecedores em Fritas Cerâmicas de Monoqueima Rápida: Relação entre Viscosidade, Microestrutura e Resistência a Abrasão, Dissertação de Mestrado, UFSC, Florianópolis – SC, 1993.
- Escardino, A, Ibañez, M. J., de Lemus, R. and Mestre, S., Variation of Roughness and Gloss in Glazed Tile with the Intensity of the Wear Produced with a Standard Abrasion Tester, Qualicer '96, Castellón, Spain, pp 727 – 729.
- Gonçalves, R. A., De Mello, J. D. B., Dantas, N. O., Freire, S. L. S. e Alarcon, ° E., “Variação Da Refletividade E Rugosidade De Vidrados Cerâmicos Causada Por Ensaio Abrasométricos”, Cerâmica Informação, nº 10, maio/junho 2000, pp. 71-75.
- Gonçalves, R. A, Dal-Pont, G, Werncke, A. S. W, Riella, H. G. and Mamede, W. F., Determination of Mohs Hardness of Glazed Tiles by Scratching Tests, Qualicer 2000, Castellon, Spain, 2000.
- Leonelli, C. e Manfredini, T., Vidrados Cerâmicos para Queima Rápida, Cerâmica Industrial, Vol. 1, nº 3, 1996.

EQUIVALENT WEAR RESISTENCE: A NEW WAY TO ACCESS ABRASIVE WEAR RESISTENCE OF CERAMIC TILES

Rafael Ariza Gonçalves

Federal University of Uberlândia, Faculdade de Engenharia Mecânica, Sta. Mônica, s/n, 38400-902, Uberlândia-MG.
ltm-ariza@ufu.br

José Daniel Biasoli de Mello

Federal University of Uberlândia, Faculdade de Engenharia Mecânica, Sta. Mônica, s/n, 38400-902, Uberlândia-MG.
ltm-demello@ufu.br

Kassiana Maldonado Aguiar

Federal University of Uberlândia, Faculdade de Engenharia Mecânica, Sta. Mônica, s/n, 38400-902, Uberlândia-MG.
maldonadoaguiar@yahoo.com.br

Francisco Guimarães da Rosa

Maximiliano Gaidizinsk Revestimentos Cerâmicos Eliane S.A.
guima@netra1.elianet.com.br

***Abstract:** Ceramic floors are classified according to their resistance to abrasive wear using PEI tests. However, there are some problems applying these tests mainly because the results depend on visual accuracy. Also, the paint on the surface of the ceramic floor cause a strong influence on the results of the PEI test. Some tests are been used to replace the PEI test, but the results are not satisfactory. This work presents an abrasive wear strength curve obtained by micro-abrasion wear tester Calowear, for the minerals used in the Mohs hardness test. The abrasion resistance of any material are obtained and compared to the standard minerals. It is possible then to obtain the equivalent wear resistance to the minerals of the Mohs scale.*

***Keywords:** : abrasion, microabrasion, ceramic floor.*

DESGASTE ABRASIVO DE ANÉIS DE MOTORES DIESEL NITRETADOS

Washington Martins da Silva Jr.

Universidade Federal de Uberlândia, Faculdade de Engenharia Mecânica, Laboratório de Tribologia e Materiais, Sta. Mônica, Uberlândia-MG
e-mail: washington@mecanica.ufu.br

José Roberto Pereira Rodrigues

Universidade Federal de Uberlândia, Faculdade de Engenharia Mecânica, Laboratório de Tribologia e Materiais, Sta. Mônica, Uberlândia-MG

Sinéio Domingues Franco

Universidade Federal de Uberlândia, Faculdade de Engenharia Mecânica, Laboratório de Tribologia e Materiais, Sta. Mônica, Uberlândia-MG
e-mail: ltm-sdfranco@ufu.br

Resumo. Anéis de compressão confeccionados em aço inoxidável martensítico têm sido utilizados com sucesso nos últimos tempos em motores de combustão interna com maiores níveis de solicitação mecânica e térmica, como por exemplo, as verificadas em motores Diesel. Todavia, os mecanismos de desgaste atuantes nesse tribosistema não estão claramente delineados. É sabido, que nesse casos os mecanismos de desgaste determinantes da vida útil são: a adesão associada com fadiga de contato, conhecidas na literatura técnica como “scuffing”, a triboreação e a abrasão. Esse último mecanismo é resultante da ação de partículas duras presentes no meio. O presente trabalho tem como objetivo avaliar a resistência ao desgaste abrasivo de anéis de motores de combustão interna com diferentes constituições, como por exemplo, nitretados a gás, nitretados ionicamente com corrente contínua, nitretados com corrente pulsada, com revestimento duplo proveniente de nitretação a gás e deposição de CrN ou ainda NiP/SiC. Ensaios de microabrasão e esclerometria retilínea evidenciam um desempenho inferior desses revestimentos em relação ao aço nitretado ionicamente ou a gás. Os resultados são discutidos à luz dos mecanismos de desgaste verificados.

Palavras chave: desgaste abrasivo, anéis de motores, aços nitretados, CrN, NiP/SiC

1. Introdução

Esforços no sentido de minimizar as perdas por atrito em motores de combustão interna, tornando os veículos automotores mais econômicos e menos poluentes, têm levado a uma redução das massas oscilantes, como por exemplo, do conjunto anel/pistão. Essa redução tem exposto os anéis do sistema pistão/cilindro a maiores temperaturas, bem como maiores pressões, principalmente em motores Diesel, como mostrado por Tomanik e colaboradores, 1994.

Para suportar esses maiores níveis de solicitações tribológicas foram introduzidos os anéis nitretados de aço inoxidável martensítico, que apresentam um melhor desempenho em relação aos tradicionais anéis de ferro fundido nodular com revestimento de Molibdênio ou Cromo, Miyazaki (1995). Com o propósito de melhorar ainda mais o desempenho dos motores de combustão interna, diferentes revestimentos depositados sobre o aço DIN 1.4112 ou X 90 CrMoV 18 (equivalente ao AISI 440B) têm sido testados, Miyazaki (1995), Tomanik (1998).

É sabido, que o desgaste desses anéis se dá pela combinação dos diferentes mecanismos de desgaste, a saber: adesão, fadiga de contato, reação triboquímica e abrasão. Acredita-se, que a ação de partículas abrasivas, tais como: pequenos fragmentos metálicos e encruado, partículas de areia, etc., sejam determinantes no comportamento tribológico dos anéis, Michalski (1994).

A caracterização da resistência à abrasão desses revestimentos não é evidente, dada às reduzidas dimensões utilizadas nesse caso (espessuras inferiores a 100 μm , e em alguns casos, com espessuras entre 5 e 15 μm). Bons resultados têm sido obtidos nos últimos anos com o teste da calota esférica, que permite a determinação rápida e simplificada da espessura de revestimentos de até 30 μm , como por exemplo, camadas depositadas por PVD, filmes de polímeros, etc. Através da instrumentação desse equipamento com relação à força normal e do comprimento de teste tornou-se possível a quantificação do desgaste abrasivo em superfícies com revestimentos de baixa espessura, Hutchings (1997).

O presente trabalho tem como objetivo avaliar a resistência ao desgaste abrasivo de anéis de motores de combustão interna confeccionados no aço inoxidável martensítico X 90 CrMoV 18 com diferentes constituições de revestimentos, utilizando a técnica da calota esférica (“Calowear”) ou microabrasão. Avalia-se, ainda a resistência ao desgaste abrasivo através da esclerometria retilínea. Como exemplo de revestimentos a serem analisados citam-se: camadas nitretadas a gás, nitretadas ionicamente com corrente contínua, nitretadas com corrente pulsada, com revestimento duplo proveniente de nitretação a gás e deposição de CrN (PVD), ou NiP/SiC (deposição química).

2. Procedimentos Experimentais

No desenvolvimento de novas alternativas à nitretação a gás para o aço X 90 CrMoV 18 foram produzidos anéis de motores Diesel nitretados ionicamente utilizando-se corrente contínua e corrente pulsada. Adicionalmente, foram produzidos revestimentos duplos depositados por PVD à base de CrN, e por deposição química de Níquel/Fósforo com partículas de SiC sobre amostras previamente nitretadas a gás (540 °C/4h) (“Gas Nitrided Steel” - GNS). Os parâmetros de produção das amostras nitretadas ionicamente são apresentados na Tab. (1). O vácuo utilizado foi de aproximadamente 8×10^{-2} mbar, e a mistura composta de 20% de Nitrogênio e 80% Hidrogênio. O tratamento de nitretação a plasma foi realizado por um período de 5 h.

Tabela 1. Condições de tratamento das amostras nitretadas ionicamente a plasma com corrente contínua.

Identificação	Temperatura (°C)	Pressão (mbar)	Tempo (h)	Tensão (v)
Plasma CC	500 ± 5	5	5	598
Plasma T4	450 ± 5	5	5	493
Plasma T2	500 ± 5	5	5	598
Plasma T3	570 ± 5	5	5	519

Tabela 2. Parâmetros de tratamento para a nitretação a plasma com corrente pulsada.

Identificação	Temperatura (°C)	Pressão (mbar)	Tempo (h)	Tensão (V)	Ciclo de trabalho (%)	Frequência (kHz)
Plasma AC	450 ± 5	5	5	567	75	5 ± 2
Plasma T1	500 ± 5	5	5	567	75	5 ± 2

A caracterização metalográfica das camadas nitretadas foi realizada usando procedimentos convencionais. As amostras foram retiradas dos anéis utilizando-se um disco de corte abrasivo com intensa refrigeração para evitar modificações microestruturais durante esta fase da preparação. A seguir, as amostras foram embutidas em baquelite e lixadas até lixa 600 mesh de SiC. Para reduzir problemas de perda de planicidade junto às bordas da camada nitretada, as amostras foram embutidas em conjunto de duas a duas. No caso de amostras isoladas, procedeu-se a uma lapidação da amostra após o lixamento, de tal forma a se reduzir problemas de arredondamento junto à camada nitretada. O ataque químico foi executado com Nital 2%. A Fig. (1) apresenta as microestruturas dos anéis estudados, bem como os perfis de dureza da camada nitretada, tanto para a face plana do anel, quanto para a face cilíndrica ou de contato com o cilindro para uma das amostras.

Os ensaios de desgaste abrasivo foram efetuados em um equipamento de microabrasão, cujo princípio de funcionamento é apresentado esquematicamente na Fig. (2). No presente trabalho foi utilizado uma esfera de aço temperado de diâmetro de 25,4 mm. Como abrasivo foram empregados carboneto de Silício 4µm de diâmetro médio e alumina (diâmetro médio de 9 µm) na proporção de 75 g para 100 ml de água destilada. Através de uma bomba peristáltica a mistura abrasiva foi bombeada sobre a esfera a uma vazão de cerca de 2 a 3 gotas por minuto. A rotação do eixo motor foi fixada em 150 rpm. A carga de teste, determinada pela massa da esfera, bem como pela inclinação da mesa porta-amostra e pela posição do conjunto em relação ao eixo motor, foi mantida em valores entre 0,25 e 0,3 N. Os valores de x e y , constantes da Fig. (3), foram medidos em intervalos de 2 minutos, isto é, a cada 300 rotações, em um microscópio ótico acoplado ao equipamento. As medições de x e y foram efetuadas sem a remoção da amostra da mesa de teste. Para cada corpo de prova foram realizados pelo menos cinco testes, e para cada situação (anel) foram ensaiados pelo menos 3 amostras.

A taxa de desgaste foi avaliada na face cilíndrica dos anéis, sendo os coeficientes de desgaste do revestimento e do substrato dados através da Eq. (1) a seguir, Hutchings (1997).

$$\frac{L \cdot F_N}{b^4} \left(\frac{R + r}{r} \right)^{1/2} = \left(\frac{K_S - K_C}{K_S \cdot K_C} \right) \left(\frac{\pi t}{4b^4} - \frac{\pi R \cdot t^2}{b^4} \right) + \left(\frac{1}{K_S} \right) \left(\frac{\pi}{64 R} \right) \quad (1)$$

onde: R representa o raio da esfera utilizada, b a soma de x e y no maior eixo da elipse, L a distância percorrida pela esfera no contato, F_N a força normal na amostra, r representa o raio da superfície cilíndrica (no caso, o raio externo do anel), t representa a espessura do revestimento, k_S o coeficiente de desgaste do substrato e k_C o coeficiente de desgaste do revestimento.

Os ensaios de microesclerometria retilínea foram realizados sobre a face de contato do anel (face cilíndrica). Para tal, utilizou-se um esclerômetro retilíneo projetado e construído no laboratório de Tribologia e Materiais (LTM) da Universidade Federal de Uberlândia (UFU), Nogueira (1989). O equipamento dispõe de uma célula de carga

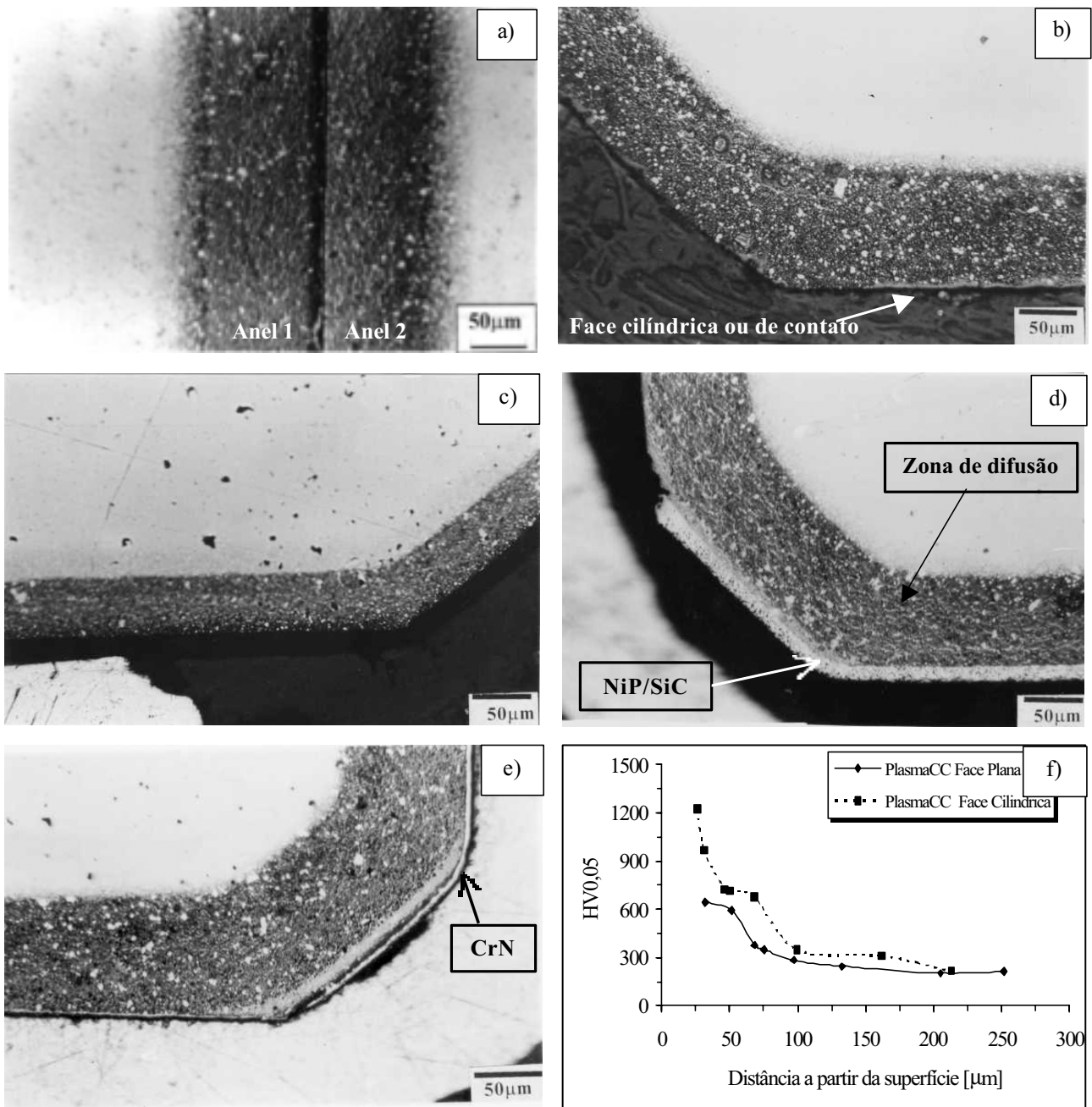


Figura 1. Microestruturas das amostras de anéis nitretados, a) GNS nitretado a gás (nitretação gasosa a 550 °C/4h), b) Plasma AC, c) Plasma CC, d) níquel químico (NiP/SiC) sobre anel nitretado a gás, e) CrN depositado sobre anel nitretado a gás, f) perfis de dureza da amostra Plasma CC nas faces de contato e face plana, Nital 2%, MO.

tridimensional permitindo o monitoramento e aquisição dos esforços nas direções x , y e z via microcomputador. Como elemento riscante foi utilizado um penetrador Vickers (ângulo de ataque = 22°), e um ângulo lateral de 0° . Os riscos tiveram um comprimento médio de 10 mm. Para efeito de análise de resultados, foram desprezados os 2 mm iniciais e finais. Para verificação do efeito da carga aplicada foram utilizadas cinco diferentes cargas, sendo estas de 1,0 N; 1,5 N; 2 N; 2,5 N e 3,0 N, com velocidade de riscamento constante de 500 $\mu\text{m/s}$.

A observação e avaliação dos sulcos produzidos foram realizadas em microscópio ótico (MO) e microscópio eletrônico de varredura (MEV) LEO 940 A. A largura dos sulcos foi determinada realizando-se pelo menos dez medidas para cada situação. A largura do sulco foi medida na região central da amostra, evitando-se assim, alterações do mesmo devido à variação do ângulo de ataque.

Conhecidas as forças normal e tangencial foram determinadas a energia específica de riscamento, bem como a dureza ao risco, definidas nas Eqs. (2) e (3):

$$H_r = \frac{F_N}{A_N} = \frac{K_1 \cdot x \cdot F_N}{L^2}$$

$$e_s = \frac{F_T}{A_T} = \frac{K_2 \cdot x \cdot F_T}{L^2}$$

(2) e (3)

onde: A_N e A_T representam a projeção da área de contato do penetrador no plano perpendicular e no plano paralelo à direção de riscamento, respectivamente. K_1 e K_2 são constantes determinadas pela geometria do penetrador e L é a largura do risco.

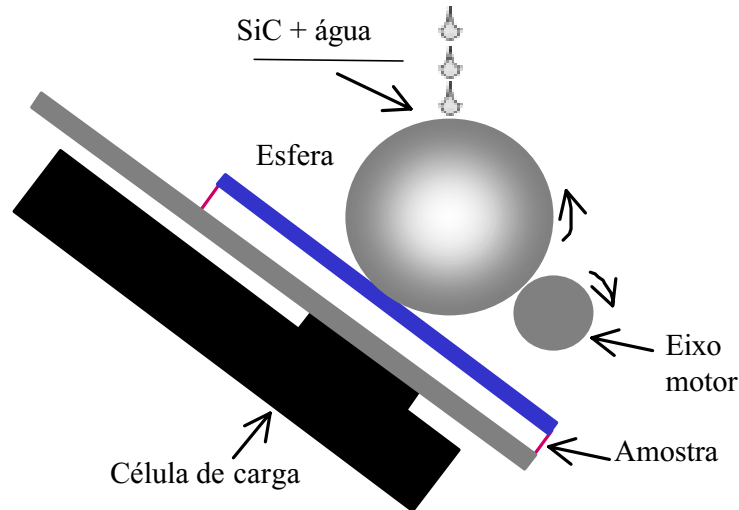


Figura 2. Representação esquemática do aparato utilizado nos ensaio de desgaste abrasivo em microescala.

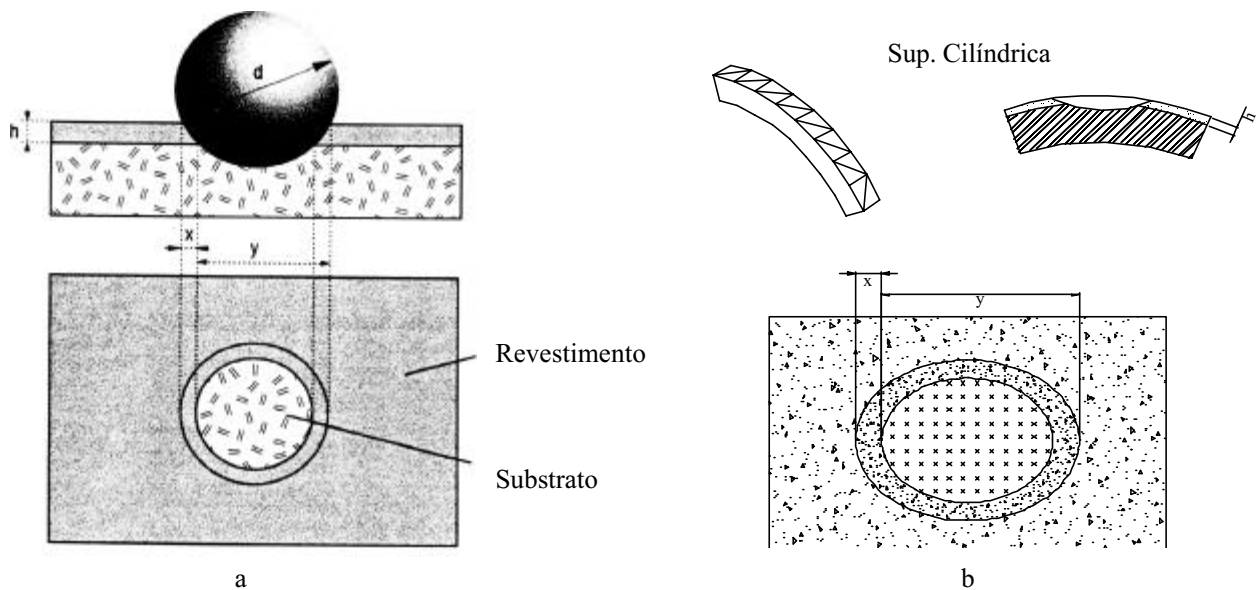


Figura 3. Representação esquemática da calota produzida pelo ensaio da calota esférica em superfícies: a) planas e b) cilíndricas (anéis), mostrando os valores de x e y , para uma revestimento com espessura h .

3. Resultados e Discussão

Na Fig. (4) são apresentados os coeficientes de desgaste obtidos através da microabrasão para abrasivos de SiC e alumina. Nota-se que o coeficiente de desgaste das superfícies nitretadas apresentam valores da ordem de $1 \times 10^{-12} \text{ m}^2/\text{N}$. Esse valor é muito semelhante ao obtido por Hutchings (1997) no aço rápido M2 usando o mesmo tipo de ensaio, o mesmo tipo de abrasivo, a mesma granulometria e a mesma concentração de abrasivo. A microdureza da zona de difusão investigada no presente trabalho é da ordem de 1.100 a 1.200HV0,05. Essa dureza é muito semelhante à obtida no aço rápido M2 após os tratamentos térmicos de têmpera e revenimento, que usualmente atinge valores de 1.000HV0,05. Assim, tanto no aço rápido, quanto no X 90 CrMoV 18, as durezas são muito inferiores à abrasivo, ou seja, tem-se nos dois casos uma relação entre a dureza do material testado e a dureza do abrasivo inferior a 0,4. Nesse

caso tem-se uma abrasão do tipo severa, onde o aumento da dureza do material solicitado não resulta em aumentos significativos na resistência ao desgaste. Dentre os anéis nitretados e sem revestimento não se nota diferença significativa nos coeficientes de desgaste. Todavia, no caso dos anéis com camadas depositadas sobre a zona de difusão, o coeficiente de desgaste é ligeiramente menor em relação aos observados nas amostras citadas anteriormente. Adicionalmente, observa-se que o coeficiente de desgaste das camadas de CrN e NiP/SiC são consideravelmente maiores do que os verificados no substrato. Fato semelhante foi observado ainda por Hutchings (1997), onde a taxa de desgaste do CrN foi significativamente maior do que a verificada no substrato de M2. Fato semelhante foi observado por esse autor também em camadas de TiN. Todavia, esse comportamento não é explicado pelo citado autor.

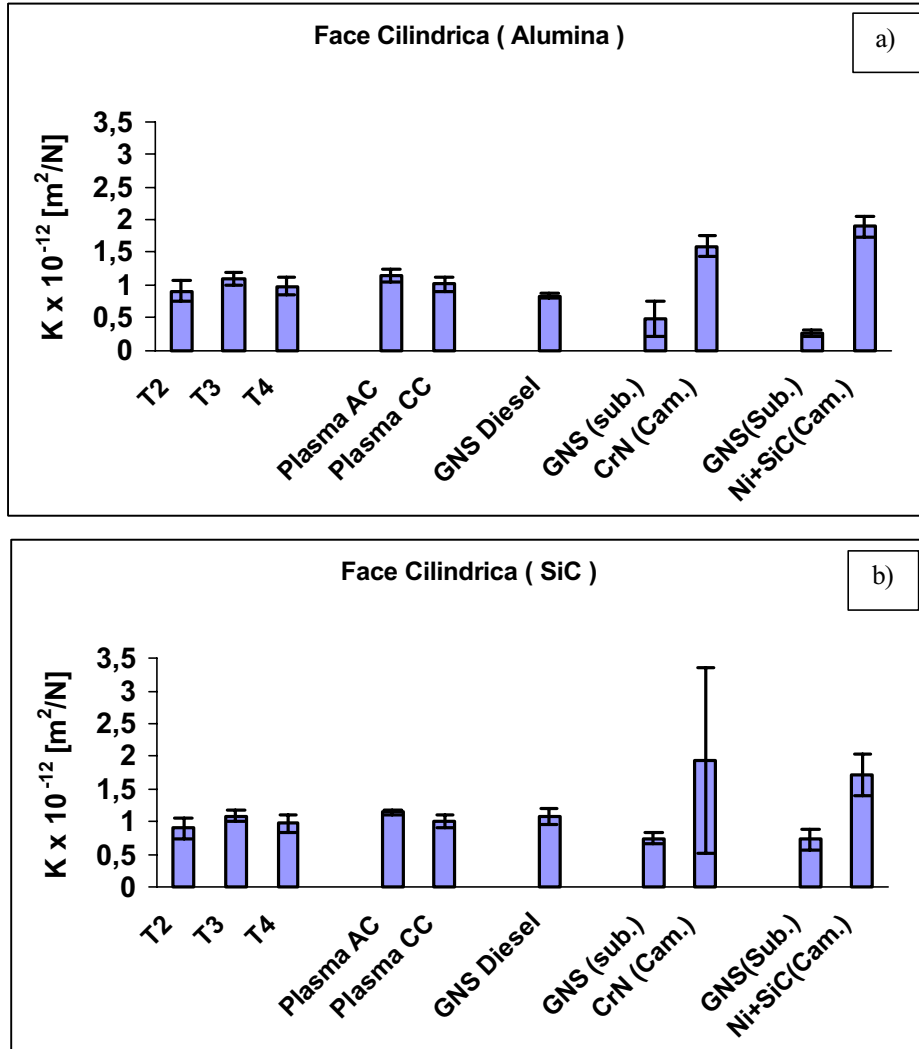


Figura 4. Coeficientes de desgaste obtidos na face de contato anel/cilindro com abrasivos de a) Al₂O₃ e b) SiC.

Nos ensaios realizados com alumina, nota-se um comportamento semelhante ao observado nos ensaios com abrasivo de SiC. O coeficiente de desgaste é ligeiramente inferior a $1,0 \times 10^{-12} \text{ m}^2/\text{N}$ para os anéis sem revestimento, mas muito próximo dos verificados nos ensaios com SiC. Isso se deve, basicamente, por um lado pela menor dureza e angulosidade dos grãos de Al₂O₃, e, por outro, pelo maior diâmetro de abrasivo empregado. Além disso, nota-se nos ensaios com alumina, que a taxa de desgaste do substrato nas amostras com revestimento duplo é significativamente inferior à observada nas amostras nitretadas. Acredita-se, que essa diferença possa ter sido gerada pelo menor nitidez da interface revestimento/substrato durante a leitura dos parâmetros *x* e *y* no microscópio ótico, como mostrado na Fig. (5). Essa menor nitidez pode ter levado à medição de menores taxas de desgaste nas amostras com revestimento duplo. Isso não era esperado, uma vez que uma das características principais desse teste é a capacidade de se determinar em um único ensaio, e, de forma independente, os coeficientes de desgaste do substrato e do revestimento.

Em todas as amostras predominou a indentação múltipla como mecanismo principal de desgaste. Em nenhum dos casos foi observado microtrincamento, como mostrado na Fig. (5).

Os resultados de microesclerometria retilínea são apresentados nas Figs. (6) e (7). Nota-se da Fig. (6), que as larguras de risco não ultrapassam o valor de 21 μm. Usando a geometria do elemento riscante (penetrador Vickers) tem-

se uma profundidade de riscamento inferior a 4 μm . Assim, com exceção do revestimento de CrN com uma espessura média de 5 μm , pode-se afirmar, que os microriscos produzidos neste trabalho encontram-se dentro do revestimento ou da camada nitretada. A camada de CrN apresentou problemas de destacamento, dificultando, assim, a determinação da largura média, como pode ser notado através da Fig. (8). De modo geral, a largura do sulco L aumenta com a carga aplicada.

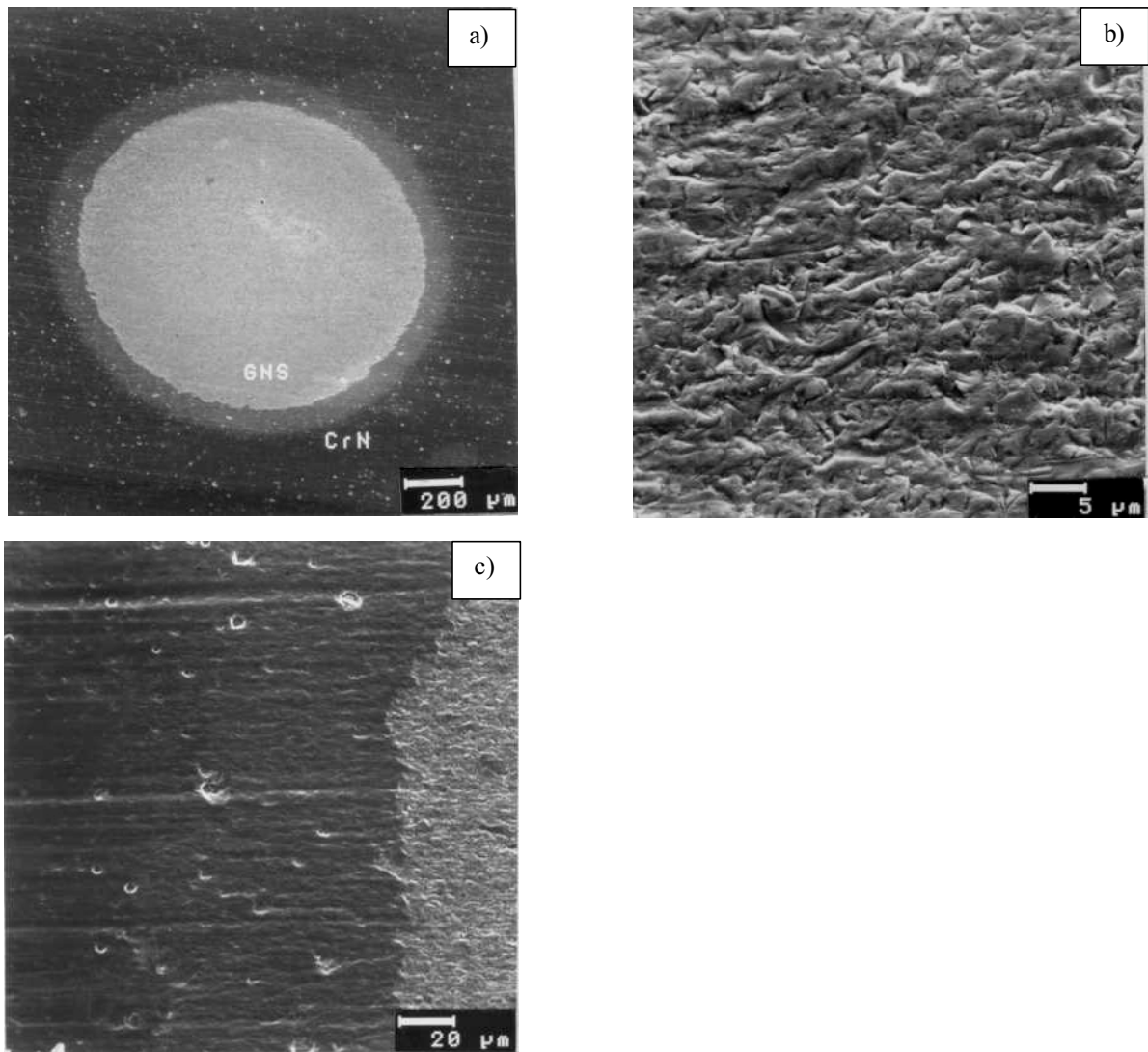


Figura 5. Superfícies de desgaste típicas geradas nos ensaios de desgaste microabrasivo com Al_2O_3 , a) vista geral, b) indentação múltipla no substrato da amostra Plasma CC e c) interface CrN/substrato, MEV.

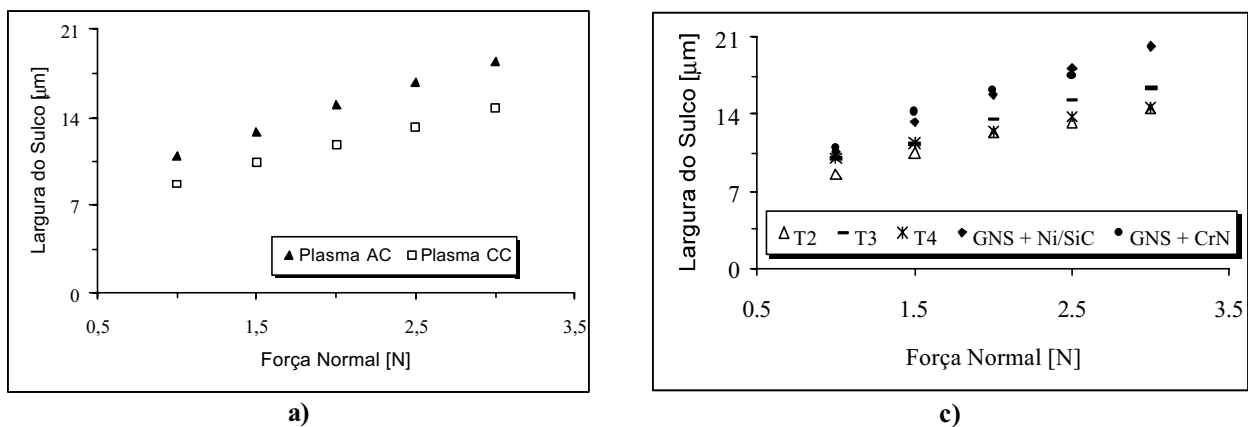


Figura 6. Variação da largura do risco medida através da microscopia eletrônica de varredura em função da força normal de teste.

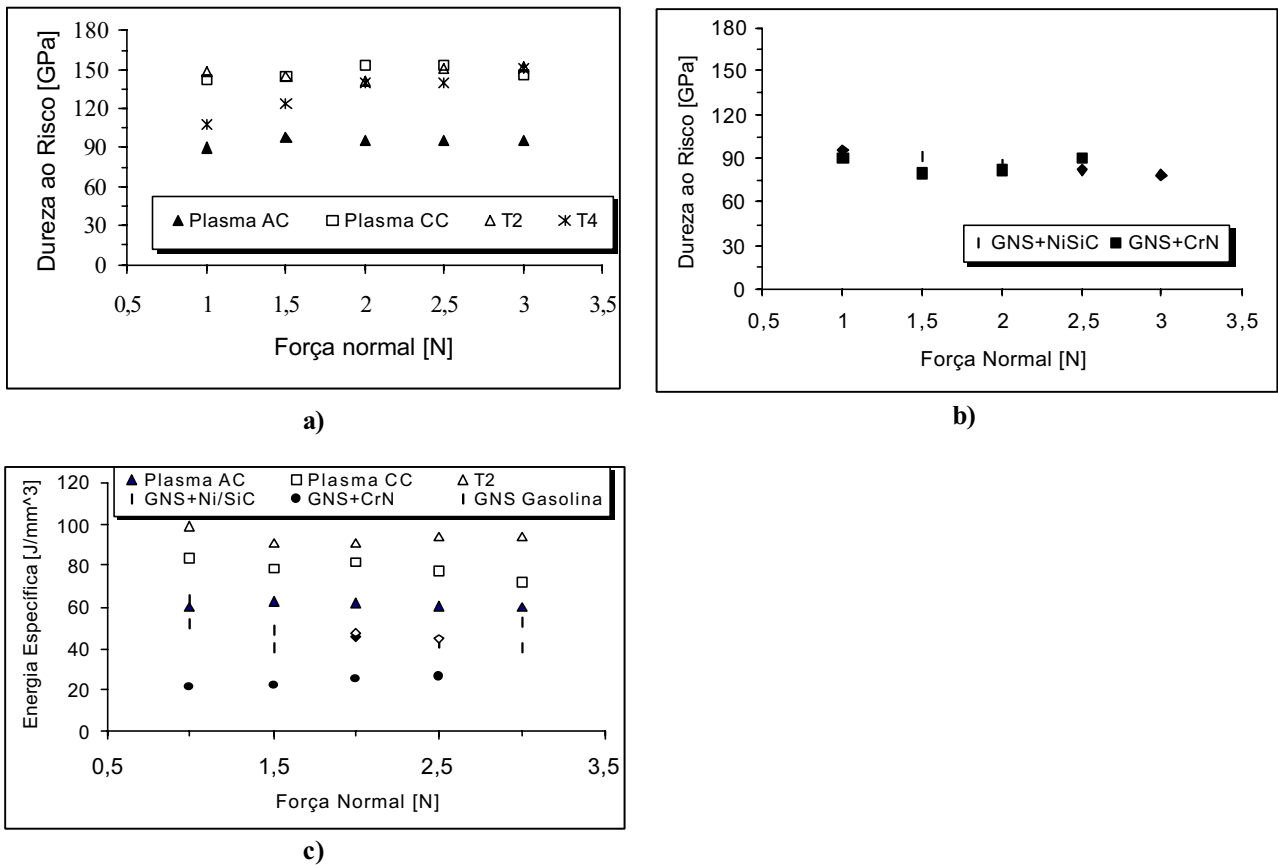


Figura 7. Dureza ao risco e energia específica de riscamento dos diferentes revestimentos testados em função da força normal de teste.

Comparando-se individualmente os valores de L da amostra nitretada com corrente pulsada (Plasma AC) com os da amostra nitretada com corrente contínua (Plasma CC), observa-se um comportamento superior dessa última, (ver Fig. (7)). Acredita-se que esse comportamento esteja associado à sua boa tenacidade à fratura ($7,69 \pm 0,49 \text{ MPa.m}^{1/2}$) combinada com uma dureza superior a 1200HV_{0,05} na superfície, Rodrigues (2000). As amostras nitretadas com corrente pulsada apresentaram uma espessura de zona de difusão muito inferior e durezas ligeiramente inferiores na superfície em relação aos respectivos valores da amostra Plasma CC. Além disso, ressalta-se o fato de que a constituição dessas camadas com relação ao tipo de nitretos não foi investigada, podendo as zonas de difusão serem compostas de diferentes tipos de nitretos, contribuindo assim, para diferentes respostas tribológicas.

As amostras T2, T3 e T4 apresentam um comportamento semelhante ao verificado na amostra Plasma CC. Dessas, a amostra T2 apresenta os menores valores de L . Os maiores valores são observados nos anéis com revestimento duplo, quais sejam, com depósitos de CrN e anéis com depósito de NiP/SiC sobre a camada nitretada a gás.

Dos resultados de dureza ao risco, observa-se, que a camada dupla de GNS + NiP/SiC é semelhante à amostra com GNS + CrN. Os valores de H_S dessa amostra são equivalentes aos verificados na amostra Plasma AC. Dentre os outros revestimentos destacam-se ainda as amostras T2 e Plasma CC, cujos valores de dureza ao risco são consideravelmente superiores aos verificados na amostra GNS + NiP/SiC e GNS + CrN.

A energia específica de riscamento, que representa o trabalho necessário para a remoção de uma unidade de volume do revestimento, é apresentada na Fig. (7c). Desta figura nota-se uma tendência semelhante à verificada com relação à dureza ao risco, ou seja, a amostra T2 e Plasma CC apresentam os maiores valores de e_S .

Assim, dos resultados de L , H_S e e_S na face de contato para os diferentes tratamentos de nitretação iônica, fica evidente, que o tratamento correspondente T2 representa uma alternativa promissora a ser testada em anéis de motores. Todavia, a amostra GNS + CrN surpreende devido a sua baixa dureza ao risco, uma vez que esse revestimento possui uma dureza superior à do composto NiP/SiC, ou mesmo à das zonas de difusão das amostras nitretadas. A dureza da camada de CrN e de NiP/SiC foram avaliadas nas superfícies de contato, tendo sido obtido 1958 e 1053HV_{0,05}, respectivamente. Esses valores condizem com valores encontrados na literatura (Franco, 1995 e Friedrich, 1997). Nos ensaios do anel revestido com CrN, notou-se, desde cargas de 1,5 N, o surgimento de trincas do tipo hertzianas. A partir de cargas de 2,0 N, a combinação de trincas hertzianas e laterais pode levar ao completo destacamento da camada de CrN ao longo do risco. Assim, apesar de se ter medido a largura do sulco apenas nas regiões que não continham microtrincas, acredita-se que essa maior tendência ao trincamento tenha favorecido o desenvolvimento de riscos maiores, bem como forças tangenciais menores. A camada de NiP/SiC, por sua vez, com espessura de cerca de 15 μm não desenvolveu trincas visíveis, quando observado ao microscópio eletrônico de varredura. Da Fig. (8b) observa-se, que o anel de revestido com NiP/SiC apresenta, na faixa de forças normais empregadas (1,0 a 3,0 N), além do

microcorte, uma pequena porcentagem de microsulcamento, evidenciando assim, o caráter dúctil da abrasão nessa amostra. Comparando-se os riscos das Figs. (8c) e (8d), ambas realizadas com a mesma ampliação ($F_N = 3,0 \text{ N}$), nota-se a maior largura do sulco gerado na amostra Plasma AC. Além disso, na amostra Plasma AC, o microsulcamento é mais intenso. Isso se deve muito provavelmente devido à menor dureza dessa amostra em relação à da Plasma CC. Os anéis confeccionados nas condições de nitretação T2, T3 e T4 não apresentaram variações perceptíveis nas morfologias dos riscos.

Comparando-se os resultados de microdesgaste abrasivo com os resultados de esclerometria retilínea, percebe-se que os comportamentos das camadas de CrN e NiP/SiC são coincidentes, ou seja, tanto em um quanto no outro ensaio, essas camadas foram as de pior desempenho. Todavia, as diferenças de comportamento verificadas nos ensaios de esclerometria para as amostras nitretadas não são evidentes no ensaio de desgaste abrasivo utilizado.

Nos testes de campo realizados pela Mahle, os anéis nitretados a gás e revestidos com CrN apresentaram um desempenho superior ao verificado nos anéis apenas nitretados. Essa diferença de comportamento pode estar associada ao fato de que nos motores de combustão interna outros mecanismos de desgaste estão presentes. Destes citam-se: a fadiga de contato, a adesão e a reação triboquímica.

Assim, pode-se concluir, que os ensaios de desgaste abrasivo empregados (microabrasão e microesclerometria retilínea) são capazes de classificar os anéis de motores Diesel em questão, porém uma correlação direta entre os resultados de desgaste abrasivo e os resultados de campo não pode ser observada.

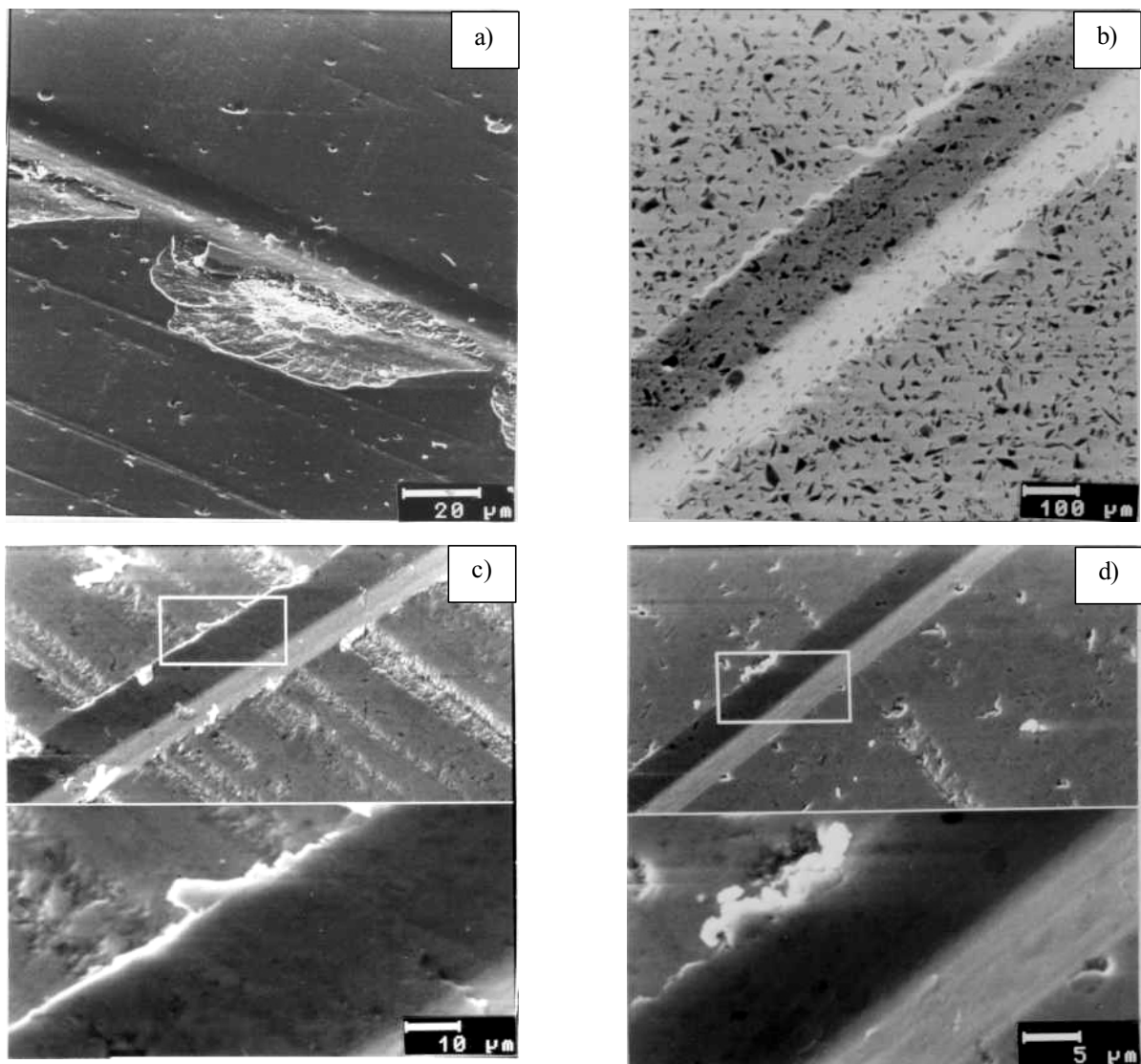


Figura 8. Mecanismos de desgaste observados em amostras testadas em esclerômetro retilíneo com força normal de 3,0 N, a) nitretada a gás e revestida com CrN, b) nitretada a gás e revestida com NiP/SiC, c) nitretada ionicamente (PlasmaAC) e d) nitretada ionicamente (Plasma CC).

4. Conclusões

Ensaio de microesclerometria retilínea e de microdesgaste abrasivo com partículas de carbeto de silício (SiC, 4 μ m) e alumina (Al₂O₃, 9 μ m) foram realizados em anéis de motores de combustão interna com diferentes revestimentos. Dos resultados obtidos no presente trabalho, pode-se concluir que:

- a) a largura dos sulcos produzidos nas amostras Plasma AC é relativamente elevada na faixa de cargas estudada (1,0 e 3,0 N), sendo bem superior à observada na amostra Plasma CC;
- b) os anéis nitretados a gás e recobertos com CrN, bem como os recobertos com NiP/SiC apresentam uma largura de risco elevada e similar à verificada na amostra Plasma AC. Todavia, para cargas superiores a 1,5 N foram observadas trincas e destacamentos na camada de CrN. Já o revestimento de NiP/SiC não apresentou esse problema;
- c) os maiores valores de dureza ao risco em todas as amostras de anéis testados foram verificados nas amostras T2 e Plasma CC, ou seja, correspondente ao anéis nitretadas com corrente contínua a 500 °C, com pressão de 5 mbar, por 5 h a 598 V;
- d) nos ensaios de desgaste abrasivo a três corpos (microabrasão) foram observadas, de forma geral, seqüências de classificação semelhantes nos diferentes anéis em ensaios com SiC e Al₂O₃. Portanto, esse teste pode ser utilizado como uma alternativa à avaliação da resistência ao desgaste abrasivo de anéis para a face de contato anel/cilindro. Aliado a esse fato soma-se a facilidade de avaliação da taxa de desgaste abrasivo de revestimentos com espessura muito pequenas, como as de CrN (\cong 5 μ m) e em superfícies não planas;
- e) a camada de CrN, depositada sobre os anéis nitretados, apresenta uma taxa de desgaste bem superior à verificada na camada de NiP/SiC, apesar da dureza da primeira ser cerca de 100 % maior à da segunda e os mecanismos de desgaste serem aparentemente os mesmos: indentação múltipla com alguns sulcos e riscos (dimensões inferiores a valores da ordem de 2 a 3 μ m);
- f) o desempenho do revestimento de CrN em relação às camadas nitretadas, tanto nos ensaios esclerométricos quanto abrasométricos, foi consideravelmente inferior ao das amostras nitretadas. Acredita-se, que esse comportamento esteja relacionado ao fato de que nos motores de combustão interna não somente o desgaste abrasivo esteja operante, mas também o adesivo, o corrosivo e a fadiga de contato;

5. Agradecimentos

Os autores agradecem à Finep pelo apoio financeiro concedido, à COFAP e ao Prof. L.C. Casteletti pelo fornecimento das amostras, bem como à CAPES pela concessão da bolsa de mestrado a J.R.P. Rodrigues e à Fapemig pelo concessão da bolsa de iniciação científica ao aluno da Silva Jr., W.M.

6. Referências

- Franco, S.D., 1995, "Verschleiss an Spinnringen aus gegluehtem 100 Cr 6 bzw. mit Ni-P-B₄C-Beschichtung", Relatório técnico, 25 p.
- Friedrich, C., Berg, G., Broszeit, E. und Berger, C., 1997, "Datensammlung zu Hartstoffeigenschaften", Mat.-wisse. u. Werkstofftech., pp. 28, 59-76.
- Michalski, J., and Pawlus, P., 1994, "Effects of metallurgical structure and cylinder surface topography on the wear of piston ring-cylinder assemblies under artificially increased dustiness conditions", Wear 179, pp. 109-115
- Miyazaki, S. *et al.*, 1995, "A Review of Ion Nitrided Piston Ring Surface Treatment Development and the Resultant Ability to Provide Improved Operating Capability", International Congress and Exposition, Detroit, 1995, SAE 950936.
- Noqueira, R.E.F.Q e De Mello, J.D.B., 1988, "Esclerometria Aplicada ao estudo do Desgaste Abrasivo: Potencialidade da Técnica, Construção e Avaliação de Esclerômetro Retilíneo". XLII Congresso Anual da ABM, Belo Horizonte.
- Rodrigues, J.R.P., 2000, "Resistência ao Desgaste Abrasivo de Novos Revestimentos de Anéis de Motores de Combustão Interna", dissertação de mestrado, Uberlândia, p. 74.
- Rutherford, K.L. and Hutchings, I.M., 1997, "Theory and Application of a Micro-Scale Abrasive Wear Test", Journal of Testing and Evaluation, JTEVA, Vol. 25, pp. 250-260.
- Tomanik, E. e Galvano, M., 1998, "PVD Duplex Coatings – Summary of Activities", Anais do II Workshop – Tratamento de Superfícies na Indústria Automotiva, São Paulo, pp. 46-51.
- Tomanik, E. *et al.*, 1994, "Nitrided Steel Piston Rings for Internal Combustion Engines", III Congresso e Exposição Internacionais de Tecnologia da Mobilidade, São Paulo, SAE 942394.

TITLE Abrasive Wear of Nitrided Piston Rings for Diesel Engine

Washington Martins da Silva Jr.

Universidade Federal de Uberlândia, Faculdade de Engenharia Mecânica, Laboratório de Tribologia e Materiais, Sta. Mônica, Uberlândia-MG
e-mail: washington@mecanica.ufu.br

José Roberto Pereira Rodrigues

Universidade Federal de Uberlândia, Faculdade de Engenharia Mecânica, Laboratório de Tribologia e Materiais, Sta. Mônica, Uberlândia-MG

Sinésio Domingues Franco

Universidade Federal de Uberlândia, Faculdade de Engenharia Mecânica, Laboratório de Tribologia e Materiais, Sta. Mônica, Uberlândia-MG
e-mail: ltm-sdfranco@ufu.br

Abstract. *Gas nitrided piston rings have been used with success in Diesel engine in recent years. However, the wear mechanisms of these rings are not well understood. In this case, abrasive, adhesive, surface fatigue and corrosive wear determine the rings service life. The aim of this work is to evaluate the abrasive wear behaviour of different gas nitrided piston rings, including the use of overlays, such as CrN and SiC/NiP. Wear tests were carried out in order to determine the scratching hardness and the abrasive wear rate of the rings. The studied surfaces were analysed using scanning electron microscopy. The results show, that the abrasive wear resistance of CrN and that of SiC/NiP coatings are lower than the abrasive wear resistance of that observed in the substrate. The results are discussed considering the wear mechanisms of the rings.*

Keywords. *abrasive wear, piston rings, nitrided steels, CrN, SiC/NiP*

DESENVOLVIMENTO E CONSTRUÇÃO DE UM MICROESCLERÔMETRO / MICRODURÔMETRO TOTALMENTE INFORMATIZADO PARA ALTAS TEMPERATURAS

Mário César Pelizer

Universidade Federal de Uberlândia / Faculdade de Engenharia Mecânica / Laboratório de Tribologia e Materiais, Sta. Mônica, s/n, 38.400-902, Uberlândia-MG
e-mail: mpelizer@mecanica.ufu.br

Alcimar Barbosa Soares

Universidade Federal de Uberlândia – Faculdade de Engenharia Elétrica, Santa Mônica, s/n, 38.400-902, Uberlândia-MG
e-mail: alcimar@ufu.br

Sinéio Domingues Franco

Universidade Federal de Uberlândia / Faculdade de Engenharia Mecânica / Laboratório de Tribologia e Materiais, Santa Mônica, s/n, 38.400-902, Uberlândia-MG
e-mail: ltm-sdfranco@ufu.br

Resumo. O desenvolvimento e a seleção de materiais resistentes ao desgaste requer o conhecimento de propriedades dos seus microconstituintes. Dentre essas propriedades citam-se a dureza, a tenacidade à fratura, o módulo de elasticidade, os trabalhos de deformação elástica e deformação plástica. Essas propriedades podem ser obtidas através de ensaios de microindentação com a aquisição da força normal sobre o penetrador em função da profundidade de indentação. Movimentando-se a amostra em relação ao penetrador, outras propriedades podem ser obtidas, tais como: dureza ao risco, energia específica de riscamento, coeficiente de atrito aparente, bem como os mecanismos de desgaste associados a cada microconstituente. Este trabalho descreve o projeto e a construção de um equipamento destinado à realização de ensaios de microesclerometria e microindentação para temperaturas de até 800 °C. Os resultados preliminares são apresentados, dando-se especial ênfase na metodologia de controle do equipamento. O equipamento desenvolvido é totalmente informatizado, permitindo um posicionamento preciso e com elevado poder de resolução da profundidade de indentação.

Palavras chave: microesclerometria, microindentação, propriedades mecânicas, controle, altas temperaturas.

1. Introdução

Microesclerometria e microindentação constituem-se em métodos de avaliação *in situ* de propriedades determinantes no comportamento tribológico de peças e componentes, Berns (1995). Através da microindentação, propriedades mecânicas, tais como: módulo de elasticidade, dureza, trabalhos de deformação elástica e plástica e tenacidade à fratura podem ser rapidamente avaliadas, Berns *et al.* (1997). Através da utilização de cargas muito baixas pode-se produzir indentações muito pequenas, e, por conseguinte, avaliar propriedades de revestimentos nanométricos, Adams (1999), Lim (1999) e Pharr (1992). A microesclerometria, por sua vez, permite a determinação da dureza ao risco, da energia específica de riscamento ou sulcamento, do coeficiente de atrito aparente. Além disso, os micromecanismos de desgaste podem ser avaliados através de observações de microscopia eletrônica de varredura, por exemplo.

Nesses equipamentos, a força normal pode ser aplicada através de pesos-mortos, bobinas eletromagnéticas, ou ainda, piezo-transladadores. Esses últimos permitem associar excelente poder de resolução (nanométrico) com elevada rigidez e completa informatização dos ensaios. Além disso, o uso de piezo-elementos permite a determinação da posição do penetrador, facilitando assim a realização de ensaios com profundidade de riscamento constante e de ensaios de penetração com aquisição da força em função da profundidade de penetração, Lührig (1993) e Kleff (1991).

A associação da microesclerometria e da microindentação com a temperatura tem fornecido resultados extremamente importantes, principalmente no estudo de sistemas tribológicos que envolvem temperaturas acima da ambiente. Por exemplo, sistemas que experimentam solicitações de natureza abrasiva podem ser simulados e o desempenho de microconstituintes serem avaliados em função da temperatura.

Assim, dada a importância e potencialidades da microindentação e da microesclerometria, o presente trabalho tem como objetivo apresentar o desenvolvimento e a construção de um equipamento capaz de realizar esses ensaios em temperaturas de até cerca de 800 °C.

2. Concepção do equipamento

No desenvolvimento do presente equipamento procurou-se conceber um dispositivo que permitisse a realização, tanto de ensaios de microindentação, quanto de ensaios de microesclerometria. Em princípio, a disponibilização dessas duas funções em um único equipamento é possível, uma vez que a diferença básica entre as duas técnicas está na movimentação da amostra em relação ao penetrador durante o ensaio. Ou seja, na esclerometria retilínea a amostra é colocada para movimentar em relação ao penetrador, enquanto na indentação a amostra permanece parada.

Assim, a concepção do presente equipamento foi baseada na realização de ensaios de indentação com a instrumentação da força normal aplicada sobre o penetrador. No que tange à esclerometria procurou-se desenvolver um equipamento com uma completa informatização dos movimentos de translação, além da aquisição da força normal, tangencial e da posição dessas em relação à microestrutura em tempo real. Desta forma, os micromecanismos de desgaste podem ser correlacionados aos esforços adquiridos.

Durante a concepção do equipamento procurou-se ainda dotá-lo de um microscópio ótico, cuja função seria a de permitir a seleção dos microconstituintes a serem testados. Além disso, esse microscópio permitiria a avaliação dos eventos gerados pelo riscamento e pela indentação, e ainda de forma automatizada através da utilização de um sistema de análise de imagem informatizado. Dentre os diferentes tipos de ensaios a serem executadas pelo equipamento à temperatura ambiente e a quente, destacam-se:

- a) microesclerometria retilínea;
 - a.1) com carga de riscamento constante;
 - a.2) com profundidade de riscamento constante;
 - a.3) com profundidade de riscamento variável (crescente, decrescente ou ambas);
- b) microindentação a frio e a quente;
- c) microscopia ótica a quente.

3. Características técnicas

Com o propósito de minimizar a oxidação das amostras durante os ensaios a quente, principalmente no caso de amostras de aço-carbono que oxidam com relativa facilidade, optou-se pelo desenvolvimento de uma câmara de alto-vácuo que comportasse todos os elementos do equipamento. O sistema de alto-vácuo se justifica ainda pelo fato de que na presente versão, selecionou-se para aquecimento da amostra e do penetrador, resistências elétricas de Tântalo. Desta forma, reduz-se enormemente a oxidação do elemento de aquecimento. A utilização de gás inerte, tais como Argônio e Hélio, resolveriam os problemas de oxidação. Todavia, esses gases penetram nos isoladores de piezo-transladores (elementos selecionados para a aplicação da carga normal e posicionamento, com resolução nanométrica), tornando-os propensos a descargas elétricas, Physik Instrumente (2001).

Para o sistema de posicionamento foram selecionados posicionadores servo-controlados com motores de corrente contínua. A Figura (1) apresenta uma vista geral do equipamento construído. Desta destacam-se os seguintes sistemas: a) câmara de alto-vácuo, b) bomba turbomolecular, c) bomba rotativa, d) controladores e indicadores de vácuo, e) controladoras dos motores de posicionamento e do piezo, f) condicionador das células de carga, g) controladores de temperatura (amostra e penetrador), h) microcomputador, i) mesa inercial e j) microscópio ótico.

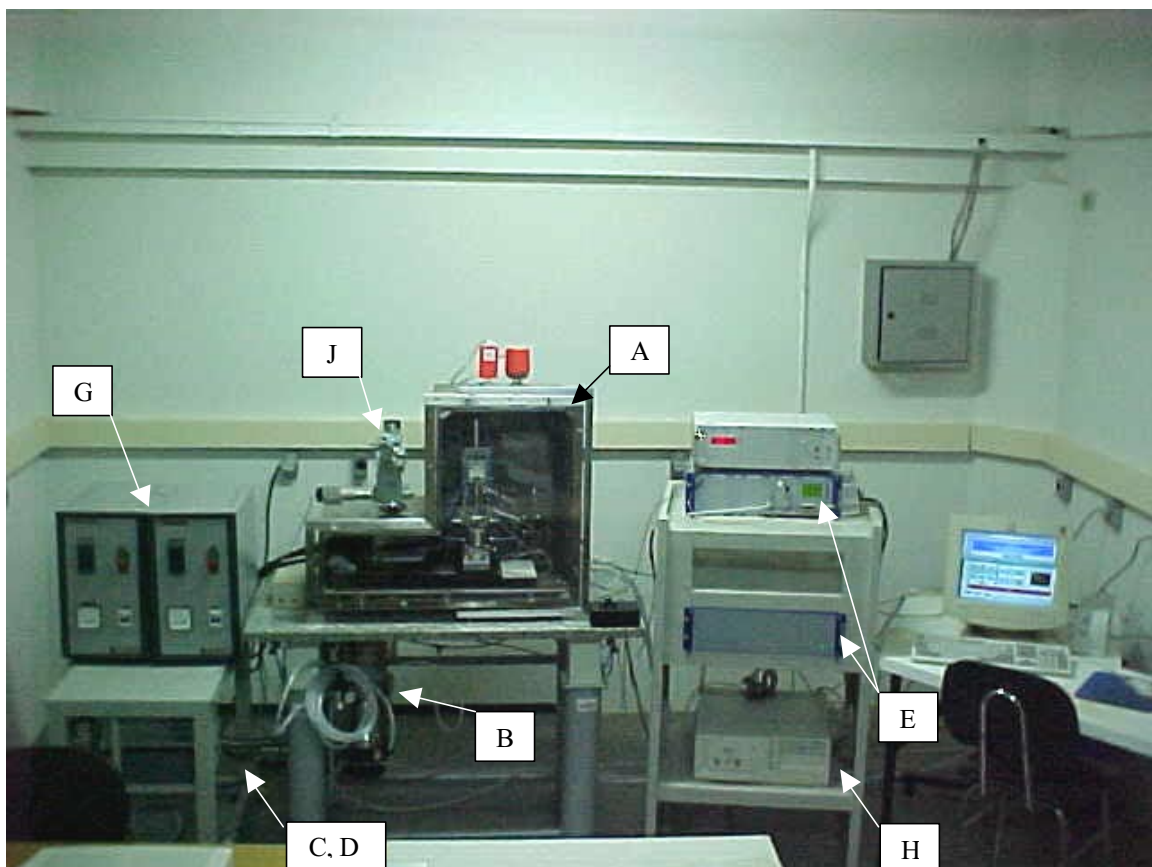


Figura 1. Vista geral do equipamento construído. **A)** câmara de alto-vácuo **B)** bomba turbomolecular, **C)** bomba rotativa, **D)** controladores e indicadores de vácuo, **E)** controladoras dos motores de posicionamento e do piezo, **F)** condicionador das células de carga, **G)** controladores de temperatura (amostra e penetrador), **H)** microcomputador, **I)** mesa inercial e **J)** microscópio ótico.

controladores dos motores de posicionamento e piezo-transladador, f) condicionador de sinal das células de carga, g) controladores de temperatura da amostra e do penetrador, h) microcomputador para controle e aquisição de dados, i) mesa inercial e j) microscópio ótico.

Como material básico de construção da câmara foi utilizado aço inoxidável AISI 304 (com espessura de 12,7 mm de espessura), Alumínio, Cobre e elementos flexíveis em polímero. A utilização desse último material foi feita com moderação, uma vez que esses representam materiais com grande capacidade de adsorção de gases, dificultando assim a obtenção de alto-vácuo, Wutz (2001).

As bombas de vácuo foram selecionadas de tal sorte que se pudesse obter um vácuo de até cerca de 1×10^{-6} mmHg. Para tal foi considerado o volume da câmara de teste, a presença de materiais plásticos, tais como cabos, etc., e um tempo mínimo de cerca de 20 a 30 minutos para obtenção desse valor.

A seguir são fornecidas as características técnicas principais das bombas primária (rotativa) e secundária (turbomolecular) utilizadas, ver Tabela (1).

Tabela 1 – Características técnicas das bombas de vácuo utilizadas.

Bomba	Fabricante	Modelo	Melhor Vácuo (mbar)	Deslocamento Máximo	Velocidade nominal de rotação (rpm)
Rotativa	Edwards	RV12	3×10^{-2}	17,0 m ³ /h	1.760
Turbomolecular	Edwards	EXT501	$<5 \times 10^{-9}$	500 l/s	36.000

A observação dos eventos produzidos pela indentação e pela esclerometria se dá através de uma janela de quartzo posicionada na parte esquerda do equipamento. O quartzo foi selecionado em função de suas excelentes propriedades físicas e mecânicas. A visualização pelo usuário da execução dos ensaios é feita através de uma porta em acrílico como mostrado na Fig. (1).

A seleção do sistema de posicionamento da amostra junto ao penetrador e ao sistema ótico foi realizada procurando-se dotar o equipamento de alta precisão, repetibilidade e rapidez no posicionamento da amostra e do penetrador nas posições de trabalho. Assim, foram selecionadas e adquiridas três mesas acionadas por servo-motores DC da Physik Instrumente GmbH & Co preparadas para operar em alto-vácuo. As características técnicas dessas mesas são apresentadas na Tab. (2). A Fig. (2) apresenta a disposição dessas mesas.

Tabela 2. Características técnicas das mesas de posicionamento da amostra e do penetrador adquiridas da Physik Instrumente GmbH (preparadas para trabalho em alto-vácuo).

Características Técnicas	X (dir. de riscamento)	Y	Z (dir. da força normal)
Modelo	M535-k011-	M-150.13	M-150.13
Resolução (µm)	0,033	0,059	0,059
Velocidade máxima (mm/s)	6,0	1,68	1,68
Resolução angular do "encoder"	2.000 c*/volta	2.000 c*/volta	2.000 c*/volta
Deslocamento máximo (mm)	300	50	50
Carga máxima paralela ao deslocamento (N)	80	50	50
Carga máxima perpendicular ao deslocamento (N)	1.000	200	200
Repetibilidade (µm)	0,2	< 4	< 4

*Contagens.

A aplicação da força normal de teste é assegurada por um piezo-posicionador, cujas características técnicas são apresentadas na Tabela (3), a seguir.

Tabela 3. Características técnicas do piezo-transladador de alta voltagem P230.37 (modelo para trabalho em alto-vácuo).

Característica	Valor
Tensão de operação (V)	0 – 1.000
Deslocamento máximo (µm)	40
Frequência natural (kHz)	6,5
Força máxima de tração e compressão (N)	50/4.500
Torque limite na extremidade (N.cm)	1.000
Polaridade	Negativa

O aquecimento da amostra e do penetrador é assegurado por fontes de potência e controladores apresentados em detalhe na Figura (1). Essas fontes fornecem potência em baixa tensão e elevados valores de corrente às resistências de Tântalo, que, por radiação, aquecem o penetrador e a amostra. A refrigeração do sistema é realizada com água em circuito aberto.

A aquisição de dados e controle dos diversos componentes do esclerômetro foi projetado para ser realizada através de um microcomputador equipado com uma placa de aquisição de dados e uma GPIB com as seguintes características:

- GPIB – barramento PCI *Plug-and-Play*, compatível com cartões: NI-PCIIA, IBM, padrão IEEE-488.2, FIFO de 1 KB, transferência de dados em 16 bits, transferência de dados de até 1MB/s;
- Placa de aquisição de dados - conversor de 16 bits, tempo de conversão de 10 μ s, velocidade máxima de 100 kHz, 16 canais analógicos absolutos ou 8 canais analógicos diferenciais.

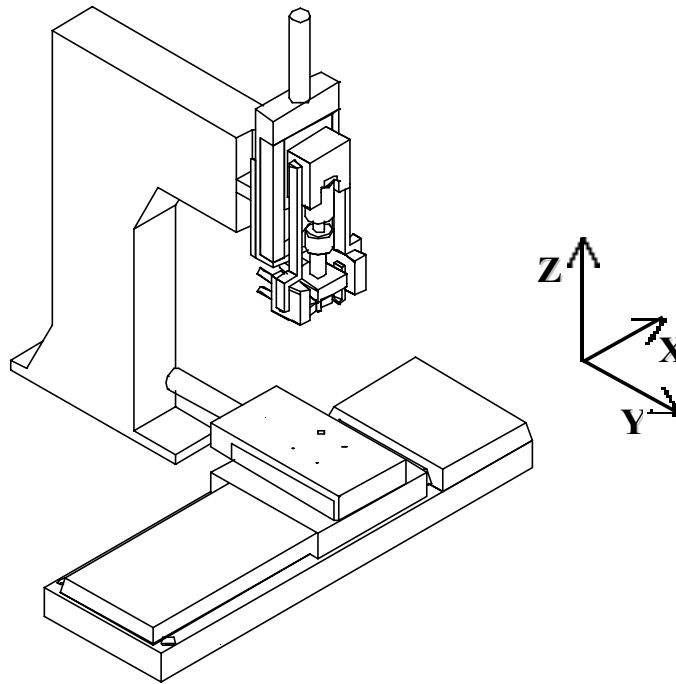


Figura 2. Composição triédrica das mesas de coordenadas do microesclerômetro.

4. Arquitetura lógica de controle e da aquisição de dados

A Fig. (3) apresenta a interligação entre os diversos componentes de controle e aquisição de dados do equipamento.

Os motores são controlados diretamente pela interface RS232 existente na controladora dos motores. A posição de ensaio é adquirida através da sincronização do sinal da porta serial com o das forças normal e tangencial, de tal forma a se poder traçar curvas desses esforços em função da posição de teste.

O piezo-transladador é controlado através de um controlador PID desenvolvido especialmente para esse fim. Esse controle permite é feito através da saída digital da placa de aquisição de dados A/D CIO-DAS1402/16, a saída de “*set point*” para o controlador, que mantém a carga de teste constante atuando diretamente na tensão de alimentação do piezo-transladador. Esse procedimento possibilita uma resposta instantânea do piezo-elemento frente às imperfeições e/ou microconstituintes encontrados pelo penetrador durante o ensaio de esclerometria. Desejando-se realizar testes com profundidade constante, procede-se à seleção do valor de tensão, ou seja, profundidade de riscamento, que é mantida constante por todo o ensaio.

4. Programa de controle e aquisição de dados

O programa de controle e aquisição de dados foi desenvolvido em LabView[®], versão 5.1. A Fig. (4) apresenta a tela principal do programa desenvolvido. A seguir são descritas as principais funções e características do programa.

Ao iniciar o programa, no caso de ter havido troca de penetrador, o usuário tem de efetuar uma definição de uma referência para as mesas X e Y. Para isso, ele deve utilizar o módulo *movimentação manual* do programa. Esse módulo é ainda de grande valia no posicionamento da amostra junto ao penetrador e ao microscópio, bem como na seleção de posições na microestrutura a serem testadas, como será visto mais adiante.

Antes de adentrar nesse módulo, o operador ou usuário pode realizar a seleção da velocidade padrão de movimentação dos servo-motores DC. Além disso, a posição do piezo pode ser selecionada.

4.1 - Movimentação manual

Ao apertar o botão *Movimentação* é apresentado ao operador a tela da Fig. (5). Nesta janela duas opções básicas são apresentadas ao operador, quais sejam: movimentação com acionamento via *mouse*, ou ainda, via *joystick*. Nessa tela, a velocidade padrão bem como múltiplos ou sub-múltiplos dessa podem ser selecionadas.

Selecionado-se a opção “*mouse*”, o usuário pode mover os motores nos dois sentidos (positivo e negativo). Após o término dessa movimentação é fornecido ao usuário a nova posição do motor movimentado em

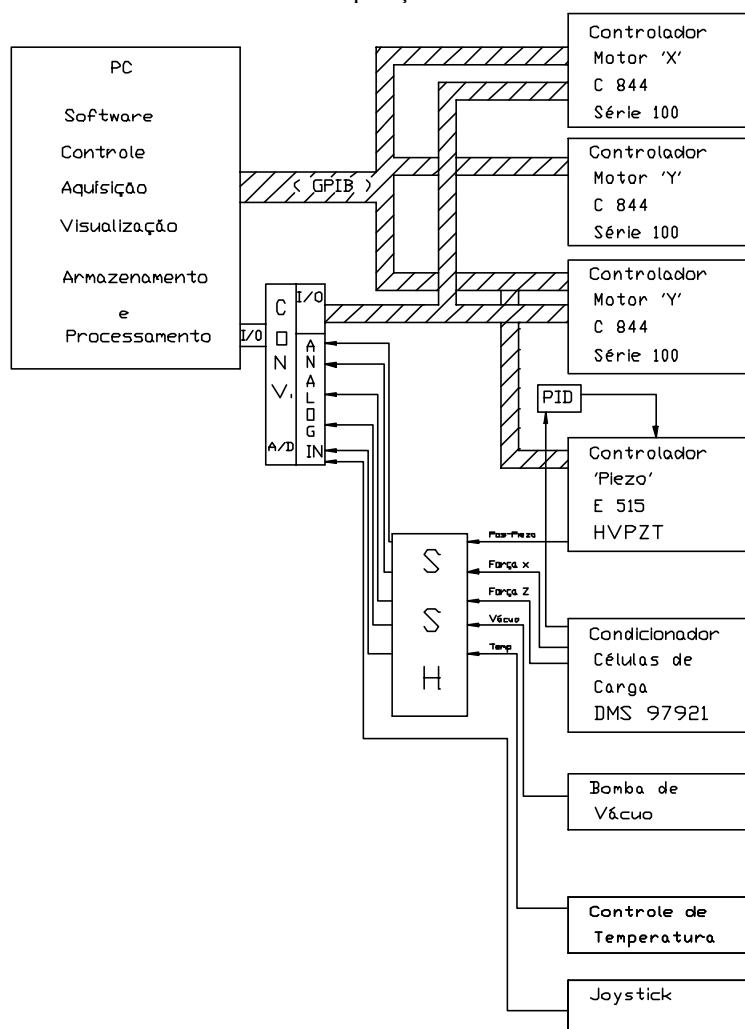


Figura 3. Interligação entre os diversos elementos que compõem o microesclerômetro / microdurômetro a quente.

micron. Com a seleção da opção “*joystick*”, o operador pode fazer a movimentação dos motores e observar ao mesmo tempo a microestrutura no microscópio, uma vez que esse acessório se encontra posicionado junto ao microscópio, Fig. (7). Esse “*joystick*” foi construído com base em potenciômetros, que são alimentados pela placa de aquisição de dados (tensão de 0 a 5V). A tensão gerada pelo potenciômetro é adquirida pela placa de aquisição de dados e enviada ao programa, que faz a comunicação para movimentação dos motores através da GPIB. Esse potenciômetro será em breve substituído por “*joysticks*” com potenciômetros lineares da RS, que retornam a velocidade a zero automaticamente após a sua liberação (modelo: 162.732).

Da mesma forma que na opção “*mouse*”, a nova posição dos motores é apresentada ao final da operação. Em qualquer uma das opções, os motores podem ser interrompidos instantaneamente através da chave *Parada Total dos Motores*. E, ao final da movimentação, o acionamento da tecla *Terminar* retorna o controle do programa para a tela principal.

Ao entrar na opção *Movimentação*, o programa entra diretamente na janela da Fig. (5), como já mencionado. Todavia, somente o programador ou pessoas autorizadas, ao selecionar a opção *Movimentação*, tem acesso à tela da Fig. (6). Através dessa janela interativa há a possibilidade de se alterar parâmetros tais como: velocidade, aceleração e torque dos motores, bem como os parâmetros do controlador PID. Além disso, eventuais erros de inicialização dos motores são apresentados. São definidos também o tipo, o endereço e a porta de comunicação da interface controladora C-844.

Outro aspecto importante associado ao acionamento dos motores é a interação dos mesmos com chaves de fim de curso. Caso os motores sejam levados até às chaves de fim-de-curso, automaticamente o programa envia um comando

para o motor recuar, deixando assim a chave livre. Evita-se assim a necessidade de desmontar o equipamento e movimentar manualmente as mesas para retirar-las de cima da chave de fim de curso.

4.2. Localização da superfície de teste

Através desta operação o equipamento encontra a superfície realizando movimentos micrométricos através do motor Z. Essa operação é utilizada basicamente na fase de determinação de uma referência para o sistema de coordenadas XYZ.

Para localizar a superfície, o motor Z é posicionado manualmente (ver descrição da seção anterior) a cerca de 0,5 mm da superfície a ser localizada. A seguir, o motor Z movimenta o conjunto contendo o penetrador em passos de 1 µm. A cada passo é lido a força normal. Caso esse valor seja superior a zero o processo é interrompido e uma nova localização é realizada com passos menores. Desta forma tem-se a superfície da amostra localizada.

4.3. Definição de referência para o sistema

Após a localização da superfície da amostra procede-se à definição de uma referência, que consiste na realização de uma indentação com carga definida pelo usuário. Feito isso, o sistema é movido manualmente até ao eixo ótico. Com o microscópio ligado posiciona-se, então a impressão no centro do campo de observação. Desta forma, tem-se a posição precisa do penetrador em relação ao eixo ótico. Por fim, é definido essa posição com zero ou referência do sistema (ver Fig. (4)).

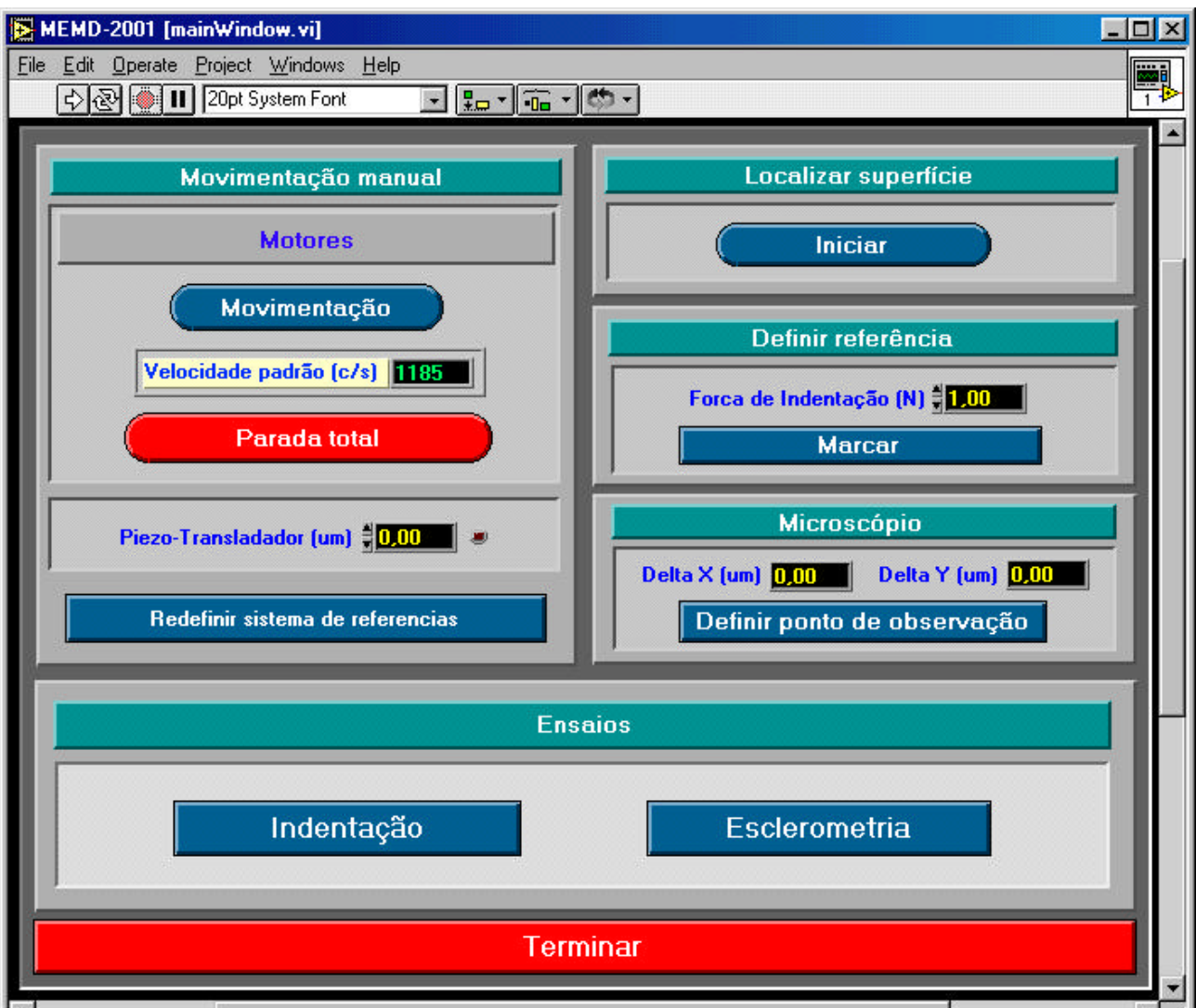


Figura 4. Janela principal do programa desenvolvido para o equipamento.

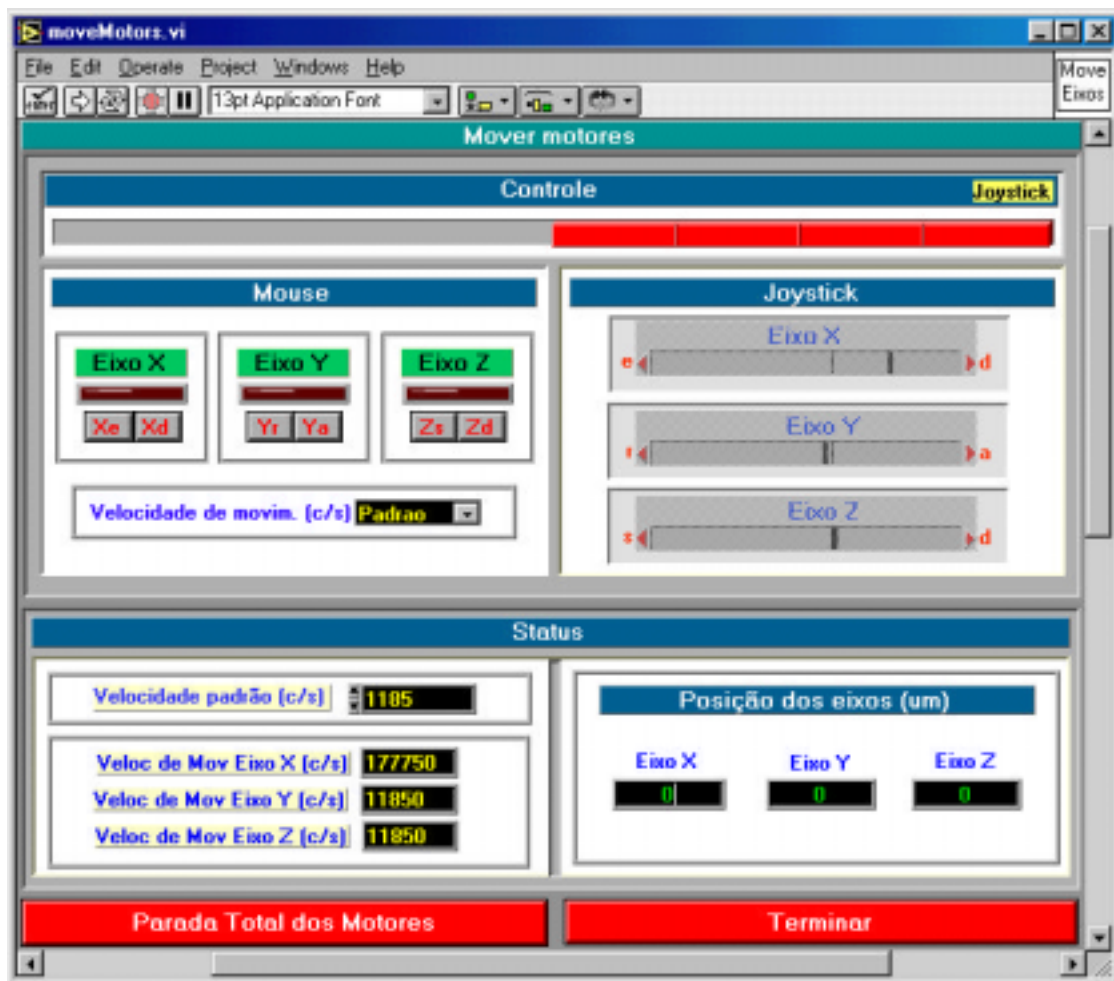


Figura 5. Janela de movimentação manual e via “joystick”.

4.4. Ensaios de indentação

Ao pressionar a tecla *Indentação* são solicitados os parâmetros de teste, tais como: amostra, força normal máxima e temperatura de teste. A seguir, através da tela de movimentação, procede-se à seleção dos microconstituintes a serem testados. Selecionado o microconstituente é pressionada a tecla *Definir ponto de observação*. As coordenadas X e Y desse ponto são armazenadas e uma nova posição pode ser selecionada.

Na seqüência, o equipamento movimenta automaticamente a amostra para posição de teste. Os ensaios de indentação são executados. Após a realização desses ensaios, a amostra é movimentada automaticamente para o eixo ótico. Assim, pode-se, então, avaliar as diagonais da impressão.

Durante a realização desse ensaio são adquiridos a força normal e a posição do penetrador, Fig. (8). Este exemplo mostra a variação força normal em função da profundidade de indentação. Na Fig. 9 são apresentados os resultados obtidos em amostras de poliuretano e nylon 11. Nota-se dessa figura comportamentos distintos mediante a aplicação de uma força de aproximadamente 1 N.

4.5. Ensaios de esclerometria

A seleção das regiões a serem ensaiadas (ponto inicial e ponto final, definindo assim uma reta) é realizada também com auxílio da tecla *Definir ponto de observação* e da janela da Fig. (4). Essa tecla aciona a tela da Fig. (5), que libera a movimentação tanto via “mouse” quanto via “joystick”. De forma análoga aos ensaios de indentação, o ensaio de esclerometria é realizado de forma automática após a seleção das posições de teste. Durante esse ensaio são adquiridos as forças normal e tangencial de teste e a respectiva posição na microestrutura.

Nesse módulo, dois tipos de teste podem ser realizados, quais sejam com profundidade constante e com força normal constante. Atualmente, o programa de controle e aquisição de dados está na fase de desenvolvimento dessa etapa, de tal sorte que resultados de esclerometria serão apresentados em futuro próximo.

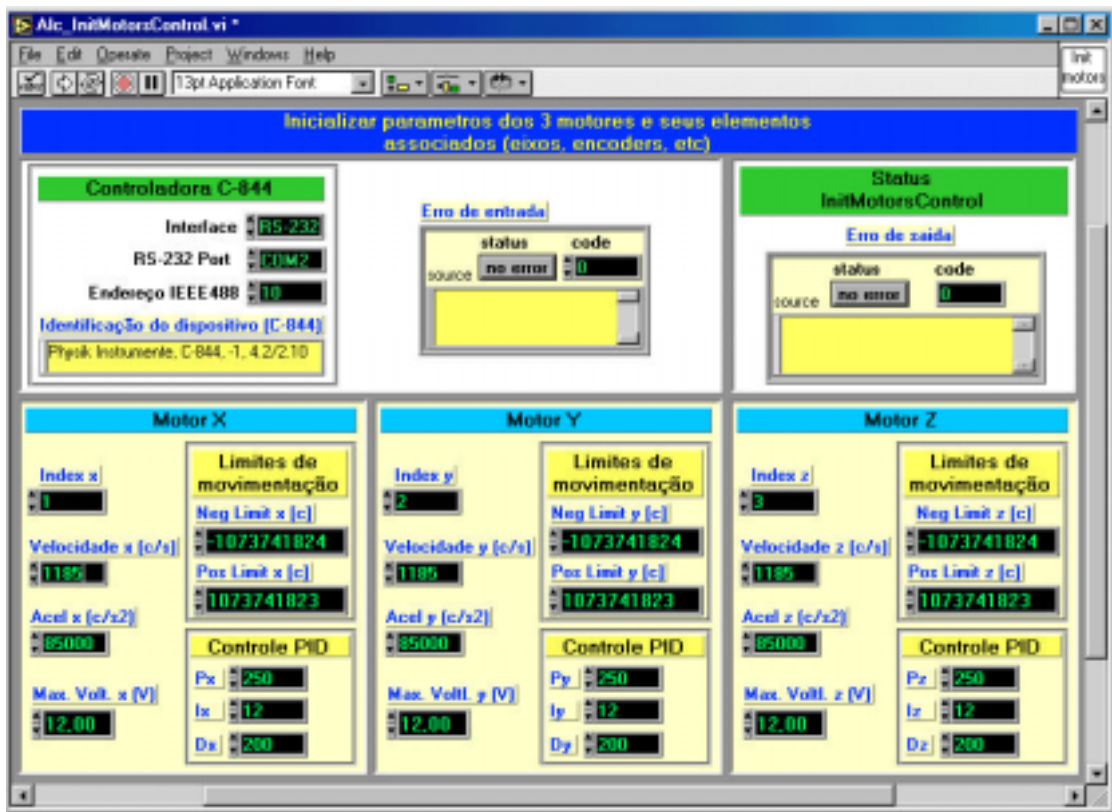


Figura 6. Janela de seleção de parâmetros de controle das mesas de coordenadas.

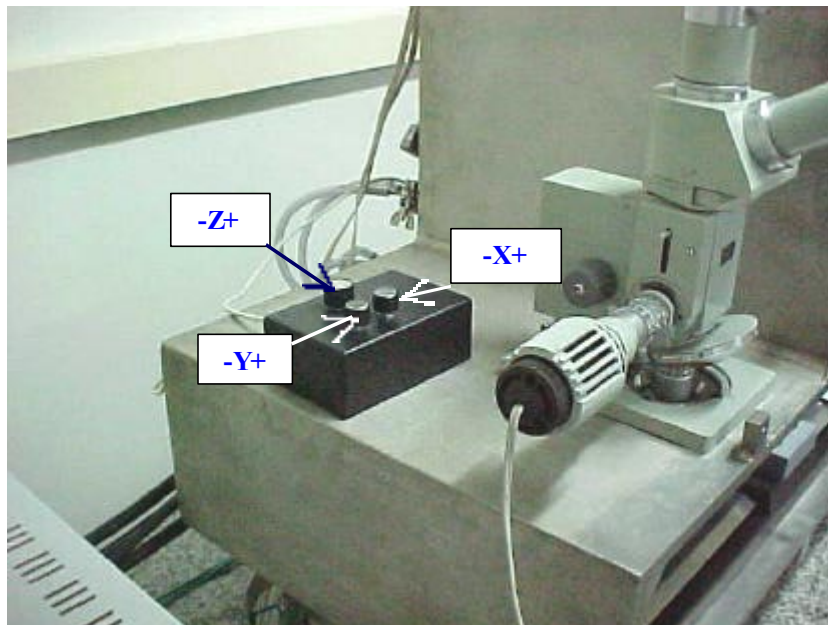


Figura 7 – “Joystick” provisório desenvolvido para a movimentação dos servo-motores.

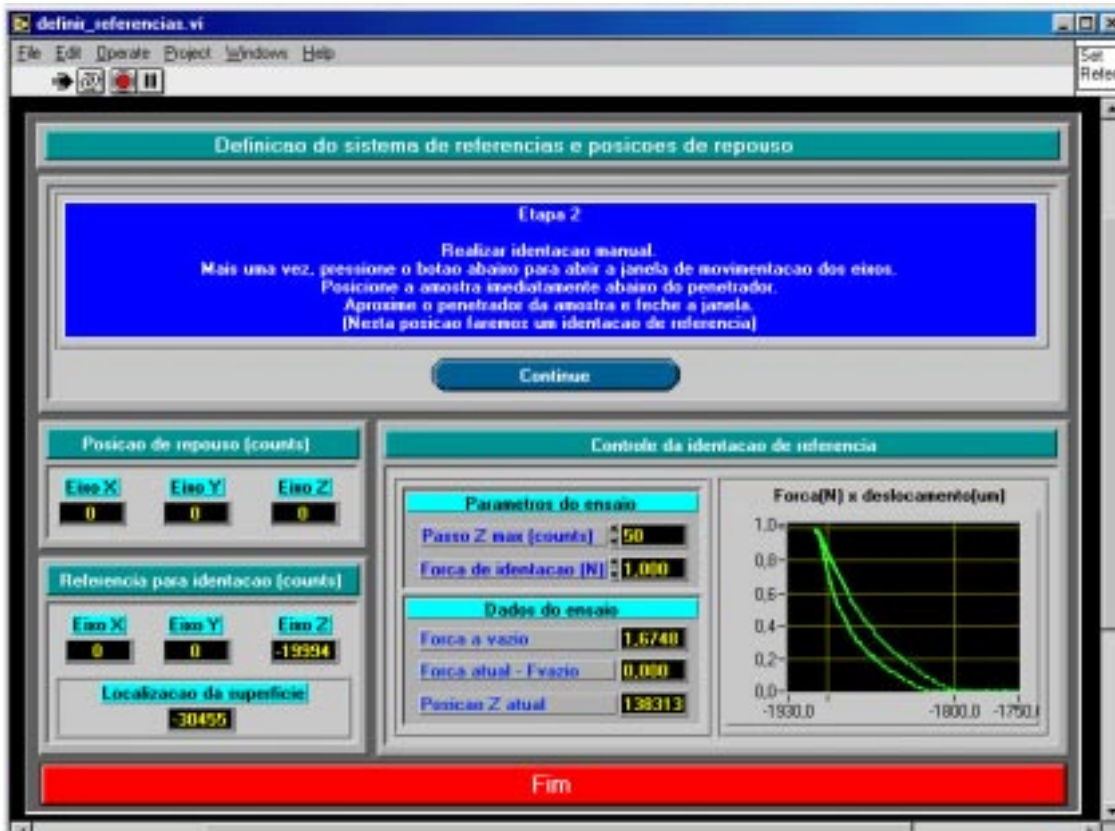


Figura 8 – Tela de definição de referência para o sistema e apresentação de resultados de indnetação.

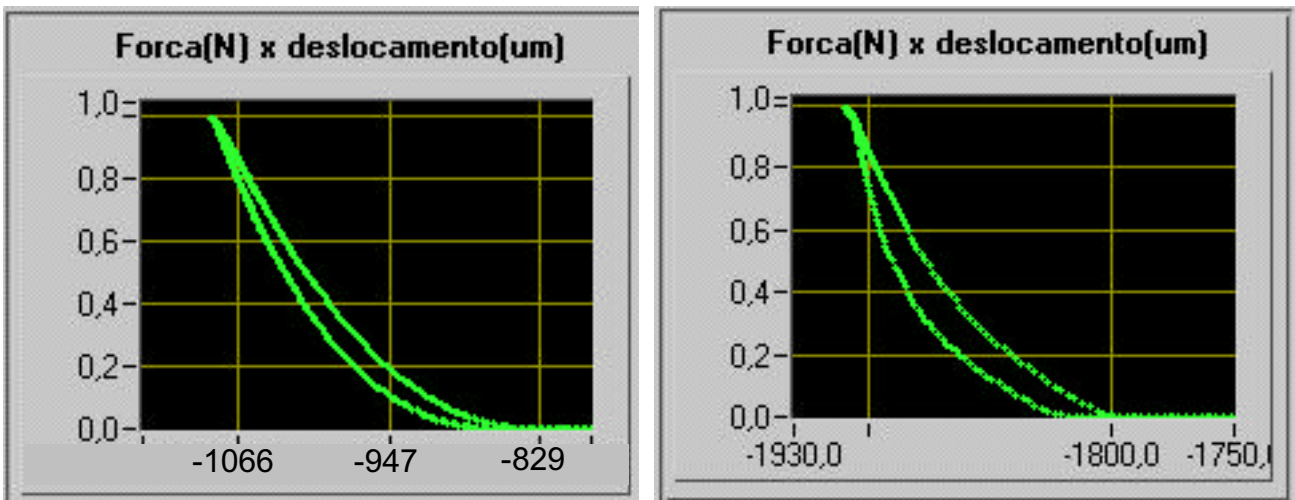


Figura 9. Diagrama da força normal em função da profundidade de indentação para um penetrador Vickers, a) poliuretano e b) nylon 11.

5. Conclusões

No presente trabalho são apresentadas as principais características técnicas de um microesclerômetro / microdurômetro desenvolvido para trabalhar em altas temperaturas. Os resultados preliminares já obtidos permitem concluir, que:

- a) o equipamento desenvolvido permite um posicionamento preciso e de forma simplificada através da utilização de “mouse” ou “joystick”;
- b) ensaios de indentação já realizados evidenciam a elevada resolução do sistema de posicionamento e aplicação da força normal (cerca de 5 nm);
- c) o equipamento desenvolvido permite a realização de ensaios de esclerometria retilínea e de indentação com a capacidade de registro de esforços em função da posição da amostra e do penetrador.

6. Agradecimentos

Os autores agradecem à Fundação de Amparo à Pesquisa do Estado de Minas Gerais pelo apoio financeiro concedido ao projeto (TEC 1032/96). Os autores agradecem ainda à CAPES (Coordenação de Aperfeiçoamento de Pessoal de Nível Superior) pela concessão da bolsa de doutorado ao aluno Pélizer, M.C. e à Acesita S.A. pelo fornecimento das chapas de aço inoxidável para a construção da câmara de alto-vácuo.

7. Desenvolvimentos futuros

Em continuidade a esse trabalho será finalizado o programa de controle no que tange à realização dos ensaios de esclerometria retilínea e realizados ensaios de microindentação e microesclerometria a quente.

7. Referências

- Adams, M.J., Akram, A., Briscoe, B.J., Lawrence, C.J. and Parsonage, D., 1999, "Nanoindentation of particulate coatings", *J. Mater. Res.*, vol. 14, no. 6, pp. 2344-2350.
- Berns, H. e Franco, S.D., 1997, "Caracterização *in Situ* de Propriedades Mecânicas de Materiais Resistentes ao Desgaste Abrasivo Usando o Método da Indentação", *Cerâmica*, 43(281-282), pp. 128-132.
- Berns, H., 1995, "Microstructural properties of wear-resistant alloys", *Wear*, 181-183, pp. 271-279.
- Berns, H., Fischer, A. and Kleff, 1991, "Scratch testing at elevated temperatures", *Proceedings of the 10th Congress on Material Testing*, Budapest.
- Lim, Y.Y., Chaudhri, M.M. and Enomoto, Y., 1999, "Accurate determination of the mechanical properties of thin aluminium films deposits on sapphire flats using nanoindentations", *J. Mater. Res.*, vol. 14, no. 6, pp. 2314-2327.
- Lührig, M., 1993, "Temperaturabhängigkeit der Mikrohärtigkeit von Mischkristallen in Phasengemischen", *Tese, Fortschr.-Ber. VDI Reihe 5, Nr. 297, VDI-Verlag, Düsseldorf*.
- Oliver, W.C., and Pharr, G.M., 1992, "An improved technique for determining hardness and elastic modulus using load displacement sensing indentation experiments", *J. Mater. Res.*, vol. 7, no. 6, pp. 1564-1583.
- Pharr, G.M. and Oliver, W.C., 1992, "Measurement of thin film mechanical properties using nanoindentation", *MRS Bulletin*, pp. 28-33.
- Physik Instrumente GmbH & Co, 2001, catálogos técnicos, <http://www.physikinstrumente.com>
- Wutz, M., Adam, H., Walcher, W. und Jousten, K.; 2000, "Handbuch Vakuumtechnik – Theorie und Praxis", 7. Auflage, Vieweg, Braunschweig.
- TITLE *Development of a Microindentation / Microscratching Equipment for High Temperature Using Load and Displacement Sensing Indentation***

Mário César Pelizer

Federal University of Uberlândia / Faculty of Mechanical Engineering, *Sta. Mônica, s/n, 38.400-902, Uberlândia-MG*, e-mail: mpelizer@ufu.br

Alcimar Barbosa Soares

Federal University of Uberlândia / Faculty of Mechanical Engineering, *Sta. Mônica, s/n, 38.400-902, Uberlândia-MG*, e-mail: alcimar@ufu.br

Sinésio Domingues Franco

Federal University of Uberlândia / Faculty of Mechanical Engineering, *Sta. Mônica, s/n, 38.400-902, Uberlândia-MG*, e-mail: ltm-sdfranco@ufu.br

Abstract. *Depth-sensing indentation instruments provide means for studying in situ wear related properties of material phases, such as hardness, elastic and plastic work of indentation and modulus of elasticity (Young's modulus). If the sample moves relative to the indenter, other parameters may be derived, for example, the scratching hardness and the specific scratch energy. This paper describes the design and development of a microindentation/microscratching equipment for high temperature tests. The preliminary results are presented, with special emphasis given to the methodology to precisely control the various units.*

Keywords. *Microindentation, Microscratching, Depth-Sensing Indentation, Control.*

EFEITO DO TRATAMENTO TÉRMICO NO DESGASTE ABRASIVO A DOIS CORPOS DE FERROS FUNDIDOS BRANCOS 15CR2MO CONTENDO ATÉ 1,5% DE NIÓBIO

Roberto Máscia

Mineração Taboca, Pitinga/AM

Teófilo Ferreira Barbosa Neto

Universidade Federal de Uberlândia, Faculdade de Engenharia Mecânica, Sta. Mônica, s/n, 38.400-902, Uberlândia-MG
e-mail: teofilofb@alunos.ufu.br

Sinésio Domingues Franco

Universidade Federal de Uberlândia, Faculdade de Engenharia Mecânica, Sta. Mônica, s/n, 38.400-902, Uberlândia-MG
e-mail: ltm-sdfranco@ufu.br

Resumo. A exploração de cassiterita é uma atividade que requer a moagem de minérios contendo elevado teor em óxidos altamente abrasivos. Por essa razão, vários componentes do processo extrativo experimentam um acentuado desgaste abrasivo. Com o propósito de identificar os mecanismos de desgaste operante nesses componentes, usualmente do tipo fundidos, foram analisados diversos componentes no que se refere a mecanismos de desgaste, dentro de um programa de otimização de materiais para a extração da cassiterita. No presente trabalho são apresentados os resultados obtidos no desenvolvimento de ferros fundidos brancos de alto Cromo contendo até 1,5 % de Nióbio. O comportamento desses materiais foi analisado em laboratório utilizando um abrasômetro a dois corpos com lixa de óxido de Silício 80 mesh, capaz de gerar os mesmos mecanismos de desgaste verificados, por exemplo, em impelidores de britadores. Através da variação das condições de tratamento térmico desses ferros fundidos, pôde-se notar, que a taxa de desgaste pode ser fortemente influenciada pela temperatura de austenitização e de revenimento. Além disso, pôde-se constatar, que a adição de Nióbio ótima é de aproximadamente 0,5 a 1,0 % nas condições tribológicas adotadas. Os mecanismos de desgaste foram analisados através de técnicas metalográficas convencionais e microscopia eletrônica de varredura.

Palavras chave: ferros fundidos brancos de alto Cromo, Nióbio, mecanismos de desgaste, desgaste abrasivo a dois corpos, tratamentos térmicos.

1. Introdução

Os ferros fundidos brancos de alto Cromo são largamente utilizados em componentes da indústria mineradora, principalmente onde se exige elevada resistência ao desgaste abrasivo. Como exemplo desses componentes citam-se: impelidores e bigornas de britadores, calhas de lamas abrasivas, rotores e carcaças de bombas, etc. Sua microestrutura é constituída de carbonetos do tipo M_7C_3 de elevada dureza (normalmente entre 1500 e 1700HV0,05) embutidos em uma matriz tratada termicamente. Nos casos onde a tenacidade à fratura não é significativa, a fração volumétrica de carbonetos do tipo M_7C_3 pode superar os 50%. Todavia, a maioria das aplicações em ferros fundidos brancos são do tipo hipoeutética ou ligeiramente hipereutética. Nas ligas hipoeutéticas, a solidificação inicia-se através do crescimento de dendritas de austenita. A seguir, a solidificação se dá através da formação de um eutético contendo M_7C_3 e austenita. Nas ligas hipereutéticas, a fase primária de solidificação é o M_7C_3 .

Os tratamentos térmicos aplicáveis a esses materiais constituem-se de uma desestabilização da austenita, seguido de resfriamento ao ar, que conduz à formação de uma matriz contendo: austenita retida, martensita, e carbonetos precipitados do tipo M_3C , $M_{23}C_6$ ou M_7C_3 . O desempenho tribológico desses ferros fundidos é fortemente ditado pela constituição dessa matriz. Nas situações envolvendo elevada deformação plástica da superfície desgastada, a austenita retida pode atuar de forma decisiva na retenção de trincas, além do fato de que após elevada deformação plástica a sua dureza é consideravelmente aumentada, seja pelo encruamento seja pela sua transformação em martensita, Zum Gahr (1986). Assim, peças com teores significativos de austenita retida apresentam desempenho muito bom. Todavia, se a deformação plástica gerada pela solitação tribológica é relativamente baixa, a taxa de desgaste pode aumentar bastante devido à presença desse microconstituente. Os teores de austenita retida podem ser variados através da temperatura de desestabilização e da temperatura de revenimento. Assim, as melhores combinações de teores de austenita retida, fração volumétrica de carbonetos e composição devem ser determinadas para cada tribosistema.

Dentre as ligas de ferros fundidos brancos de alto Cromo, as ligas contendo cerca de 15 % em peso de Cromo e Molibdênio de 0 a 3% encontram larga aplicação. A adição de elementos formadores de carbonetos duros, tais como Titânio e Nióbio nessas ligas tem sido estudada. Guesser (1989) observou em ligas desestabilizadas a 950 °C e revenidas a 250 °C, que em situações com elevadas solitações tribológicas (microlascamento predominante) a adição ótima de Nióbio deveria ser de 1%. Em situações com predominância do microcorte e microsulcamento o teor ótimo deveria ser de 3%. Chen (1993) por sua vez, notou que a adição de Nb pode melhorar a resistência ao desgaste abrasivo em ensaios do tipo roda-de-borracha a úmido. O valor ótimo de Nb encontrado foi de cerca de 1,7 % de Nb. Resultados semelhantes foram encontrados por esses autores no bombeamento de minérios de Pb-Zn. Seus resultados não apresentam todavia o efeito da temperatura de revenimento. Os efeitos da adição de até 0,38% de Ti foram analisados recentemente por Arikian *et al.* (2001). Esses autores identificaram um significativo aumento da resistência ao desgaste abrasivo com a adição desse elemento.

Assim, dado o fato de que o desgaste é uma propriedade do sistema, o presente trabalho tem como objetivo investigar de forma sistemática os efeitos do teor de Nb, bem como das temperaturas de desestabilização e de revenimento sobre a resistência ao desgaste abrasivo de peças constituídas 15Cr2Mo destinadas à exploração de cassiterita.

2. Procedimentos Experimentais

2.1. Produção dos Ferros Fundidos Brancos

Os corpos de prova de ferro fundido branco de alto Cromo utilizados neste trabalho foram produzidos em forno de indução com atmosfera de Argônio e em cadinho pré-aquecido. Como liga-mãe foi utilizado uma liga de 15Cr2Mo, cuja composição química é apresentada na Tab. (1). O teor de Nióbio foi variado em intervalos de 0,5% em peso até 1,5%Nb. Foi adicionado 0,11%C para cada 1% Nb, tendo em vista que esses elementos combinam-se nessa proporção formando NbC. Como os elementos Ni e Mo são caros, foi incluída um liga alternativa sem Níquel e com baixo teor de Mo, garantindo, todavia, a necessária temperabilidade das peças. Os moldes em aglomerados com resina de cura a frio foram preenchidos com o metal fundido a uma temperatura de 1400 ± 10 °C. Para cada corrida foram produzidos 12 corpos de prova ligeiramente cônicos de comprimento de cerca de 75mm. O menor diâmetro foi mantido em 25 mm e o maior em 28 mm. A Tab. (2) apresenta a composição das ligas estudadas.

Tabela 1. Composição química da liga-mãe utilizada na produção dos ferros fundidos brancos com diferentes teores de Nb, porcentagem em peso.

C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni	Mo
3,13	0,89	0,59	0,030	0,012	15,7	1,15	1,80

Os tratamentos térmicos foram realizados em forno do tipo mufla com controle de atmosfera (Argônio). A desestabilização foi realizada nas temperaturas de 950, 1000 e 1050 °C por duas horas. A têmpera foi realizada em ar forçado e o revenimento por duas horas nas seguintes temperaturas: 200, 300, 400 e 500 °C.

Adicionalmente foram analisadas amostras de ferros fundidos produzidos utilizados na confecção de componentes para a indústria mineradora. Para tal, foram vazados corpos de prova de geometria idêntica às produzidas em laboratório e tratadas termicamente junto com as citadas peças, ou seja, com o mesmo ciclo térmico das peças fornecidas à mineração.

2.2. Microestrutura e Mecanismos de Desgaste

A microestrutura das ligas estudadas foi analisada através de microscopia ótica convencional, microscopia eletrônica de varredura (elétrons secundários e retro-espalhados) e análise automatizada de imagem. A preparação metalográfica foi realizada de forma convencional, tendo sido utilizado como reativo o Vilela, Petzow (1976). Os mecanismos de desgaste foram interpretados através da observação direta das amostras no MEV, sem ataque químico.

2.3. Ensaio de Desgaste

A seleção do tipo de desgaste a ser realizado foi feita com base no tipo de minério beneficiado na exploração de cassiterita, cuja constituição é apresentada na Tab. (3). A análise das superfícies de bombas (rotor e voluta) e impelidores apresentaram basicamente microsulcamento e microcorte (ver Figs. (1) e (2)). Por esse motivo foi selecionado o ensaio de desgaste abrasivo a dois corpos com pressão de 0,48 MPa. Para tal foram tomados pinos com diâmetro de 6 mm e comprimento de 22 mm. A remoção desses pinos foi realizada através de eletroerosão, tomando-se o cuidado de retirá-los sempre em uma mesma posição em relação ao corpo de prova bruto de fusão (a 10 mm da extremidade).

Como elemento abrasivo foi utilizado lixa abrasiva de óxido de Silício (Flint) especialmente importadas da Wanfrieder Schmirgelwerk, Alemanha, com diâmetro médio de cerca de 180 μm (80 *mesh*). A Fig. (2d) apresenta o aspecto da lixa empregada. Os ensaios de desgaste foram realizados em um equipamento descrito por Franco, *et al.* (1989), que garante à frente do pino sempre abrasivo novo (sem superposição das trilhas). Para cada amostra foram realizados pelo menos 3 ensaios de desgaste após a estabilização da taxa de desgaste. A distância percorrida a cada ensaio foi de 6,5 m (02 lixas).

Tabela 2. Composição química das ligas estudadas (porcentagem em peso).

Liga	C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	Nb	Cu	S	P
15Cr2Mo	2,70	0,72	0,99	16,17	1,10	2,24	0,05	0,02	0,015	0,024
15Cr2Mo0,5Nb	2,94	0,71	0,97	16,04	1,10	2,24	0,51	0,03	0,017	0,022
15Cr2Mo1Nb	2,84	0,74	1,00	15,99	1,09	2,19	0,96	0,03	0,015	0,023
15Cr2Mo1,5Nb	2,86	0,73	1,11	16,34	0,70	1,86	1,49	0,02	0,010	0,030
15Cr1Mo1Nb	2,50	0,67	0,90	14,01	0,10	0,94	0,97	0,03	0,012	0,019

Tabela 3. Composição da cassiterita extraída pela mineração Taboca em Pitinga/AM e as durezas encontradas na literatura técnica para esses óxidos.

Parâmetro	SnO ₂	Fe ₂ O ₃	ZrO ₂	U ₃ O ₈	Nb ₂ O ₅	Ta ₂ O ₅	SiO ₂	Pb
% em peso	3,2	5,30	1,62	0,04	0,42	0,07	76,77	0,03
HV0,1*	1017-1491	818-1097	≅ 1200	637-803	700-740	600-1030	800-1100	

* - Uetz (1986).

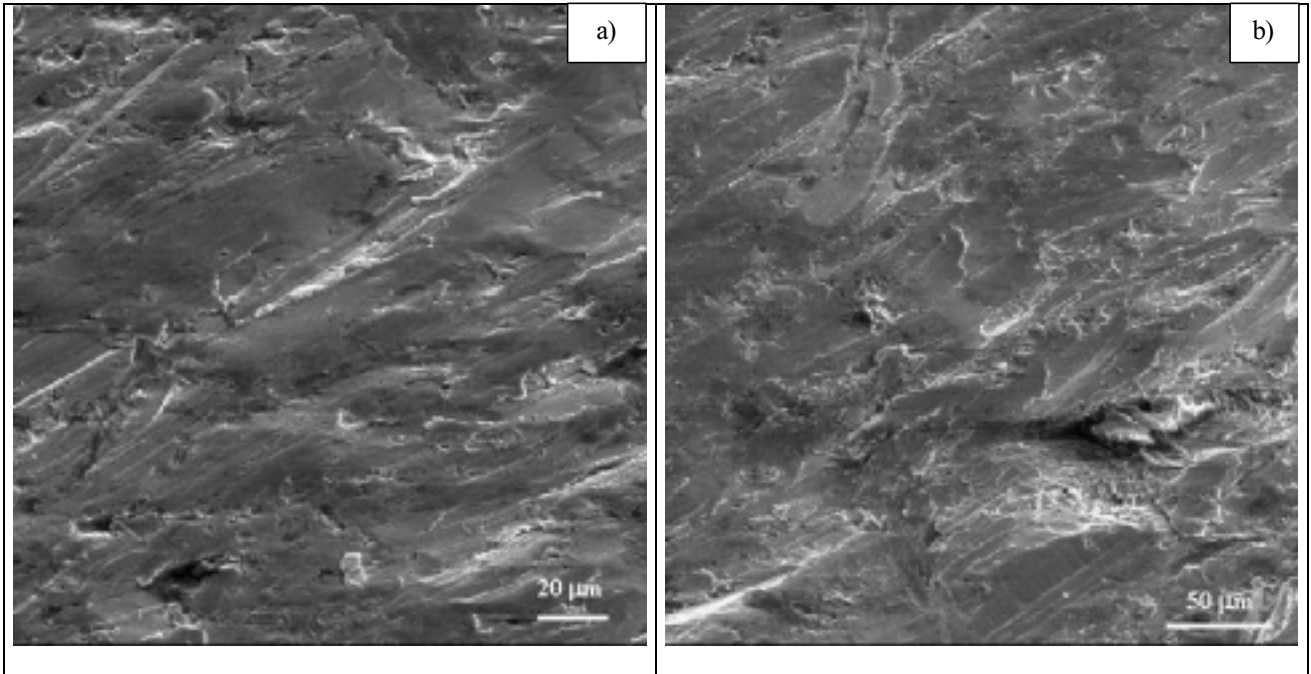


Figura 1. Superfícies de desgaste de amostras de impelidores utilizados na cominuição da cassiterita, a) e b) superfícies de desgaste geradas em um impelidor Canica.

3 - Resultados

3.1. Microestrutura e dureza

A microestrutura das ligas de ferro fundido branco de alto Cromo do tipo 15Cr2Mo é do tipo hipoeutética, isto é contendo dendritas de austenita e um eutético de austenita com carbonetos do tipo M₇C₃. Após a têmpera, a matriz é constituída de martensita, austenita retida e carbonetos gerados durante a desestabilização. A Fig. (3) apresenta o aspecto típico dessas ligas - amostra de 20Cr1Mo, usada como referência na determinação das taxas de desgaste. A adição de Mo leva normalmente à formação de eutéticos contendo M₂C. Pela morfologia típica desses carbonetos, acredita-se que os observados na Fig. (4) sejam dessa constituição.

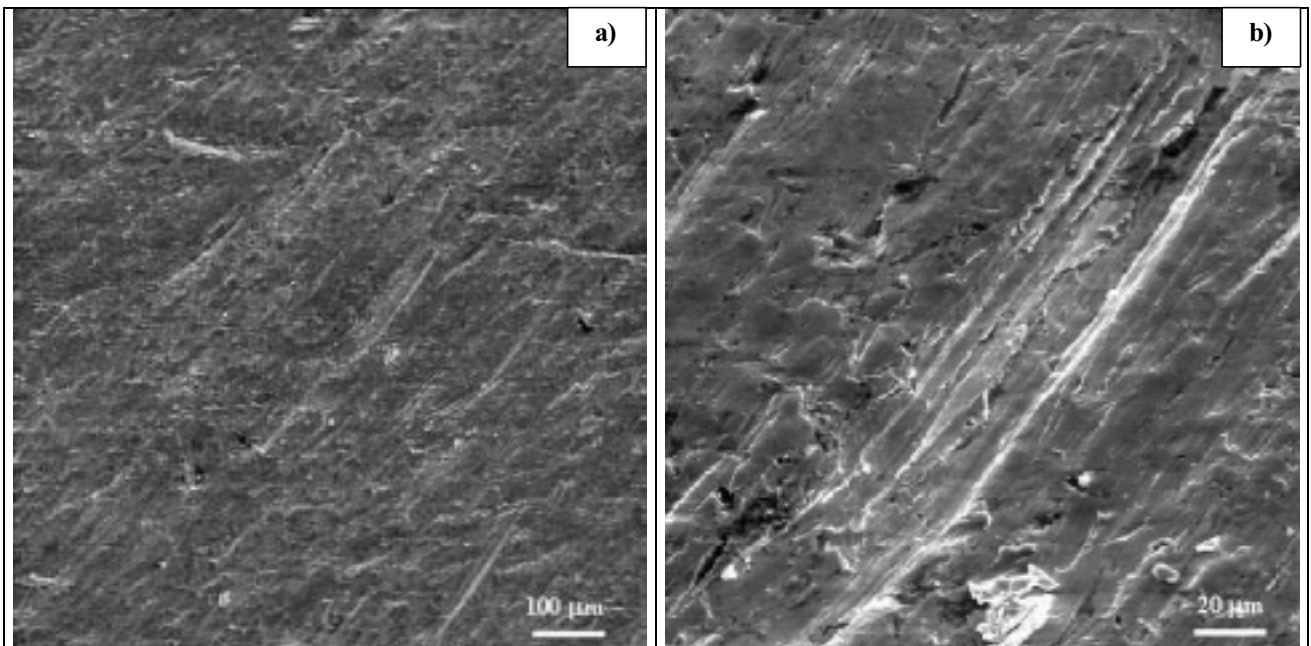


Figura 2. Continua.

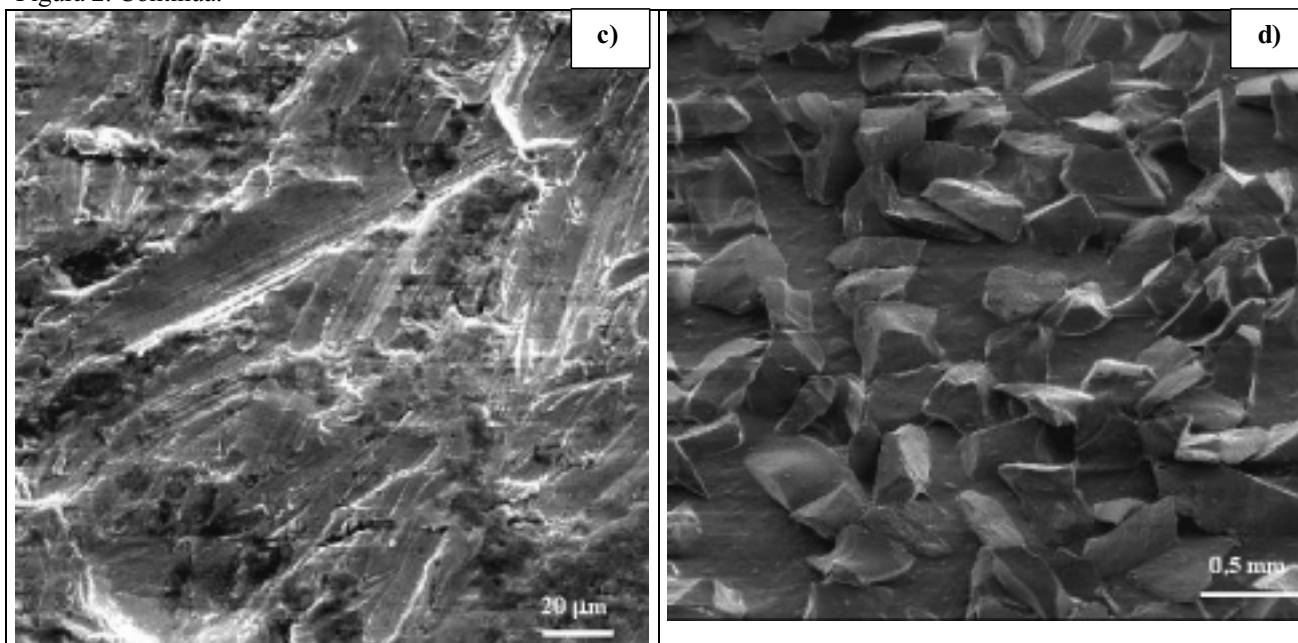


Figura 2. Mecanismos de desgaste observados em bombas com 300 mm de diâmetro na entrada e 250 mm na saída, a) vista geral do desgaste gerado na voluta, b) detalhe de a), c) desgaste observado no rotor e d) óxido de Silício utilizado nos ensaios de desgaste abrasivo a dois corpos, MEV.

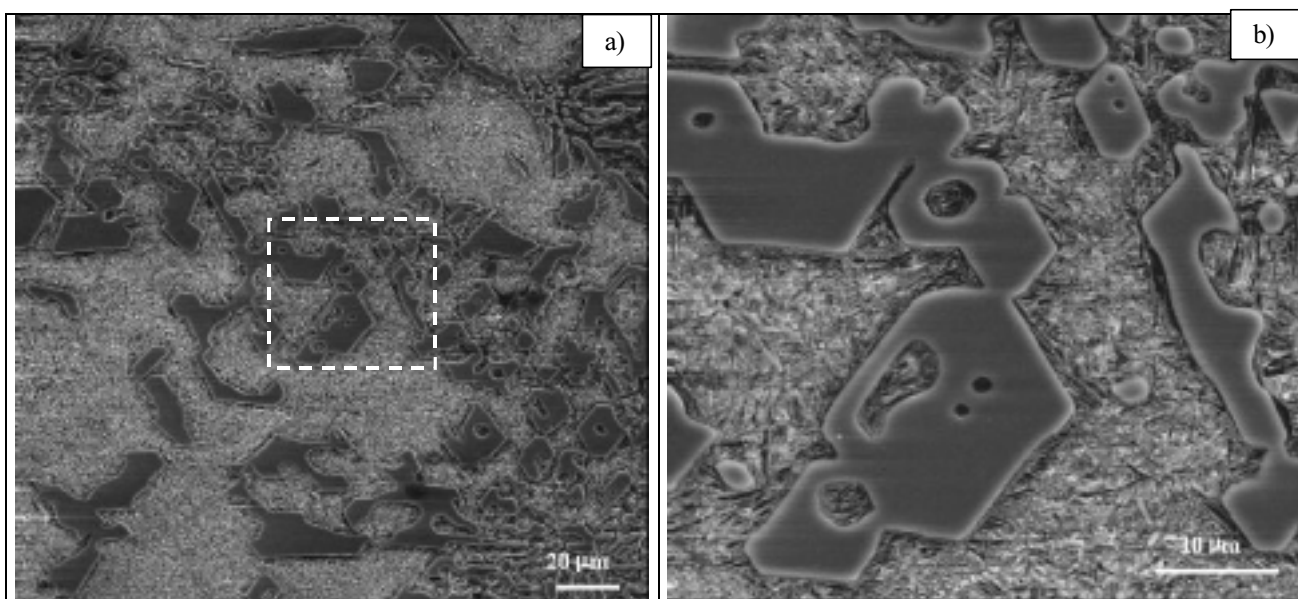


Figura 3. Aspecto microestrutural de uma liga 20Cr1Mo hipoeutética usada como referência e empregada na confecção de rotores de bombas com diâmetro de entrada de 100 mm e saída de 75 mm, a) vista geral e b) detalhe de a).

Os carbonetos de Níobio por sua vez são basicamente do tipo alongado, como mostrado na Fig. (4) relativo às ligas 15Cr2Mo1,5Nb e 15Cr1Mo1Nb. As frações volumétricas de carbonetos foram avaliada e são apresentadas na Fig. (4d). Nota-se, que a fração volumétrica de carbonetos, incluindo os NbC, permanece praticamente constante nas ligas da família 15Cr2Mo, variando entre 25 e 28%. Na liga 15Cr1Mo1Nb a fração volumétrica de carbonetos é ligeiramente inferior ($22,3 \pm 1,2\%$).

As durezas dos ferros fundidos estudados são apresenta nas Fig. (5). De forma geral, a dureza cresce com a redução da temperatura de austenitização ou desestabilização, podendo chegar a valores da ordem de 850HV30. Com o aumento da temperatura de revenimento a dureza é ligeiramente reduzida, voltando a aumentar a partir de 400 °C. Na liga 15Cr1Mo1Nb, a desestabilização a 950 °C não conduz a um aumento de dureza durante o revenimento. Todavia, o aumento de dureza nas amostras desestabilizadas a 1050 °C é significativo. Comparativamente, as durezas dessa liga, desestabilizada a 1050 °C, apresentam-se superiores às observadas nas ligas contendo 2Mo e 1Ni e desestabilizadas na mesma temperatura.

3.2. Desgaste abrasivo e mecanismos de desgaste

Os resultados de desgaste das ligas estudadas são apresentados nas Figs. (6) e (7). Observa-se, que a taxa de desgaste cresce significativamente com o aumento da temperatura de revenimento nas ligas da família 15Cr2Mo, com exceção da liga contendo 0% de Nb desestabilizada a 950 °C. Nessa condição, a taxa de desgaste no estado temperado foi bem superior à observada na condição revenida a 200 °C.

A partir de 300 a 400 °C, a taxa de desgaste começa a diminuir, com exceção da liga alternativa (15Cr1Mo1Nb), podendo, atingir valores inferiores aos observados na condição temperada. A temperatura de desestabilização, por sua vez, tem um forte efeito sobre a taxa de desgaste. De modo geral, as taxas de desgaste observadas nas amostras tratadas a 1050 °C tem um desempenho significativamente superior ao das ligas tratadas a 950 °C.

A liga econômica (15Cr1Mo1Nb) apresenta, de forma geral, as maiores taxas de desgaste em todas as condições de tratamento térmico. Ressalta-se ainda, que nessa liga foi encontrada a maior taxa de desgaste (temperada a partir de 950 °C e revenida a 500 °C).

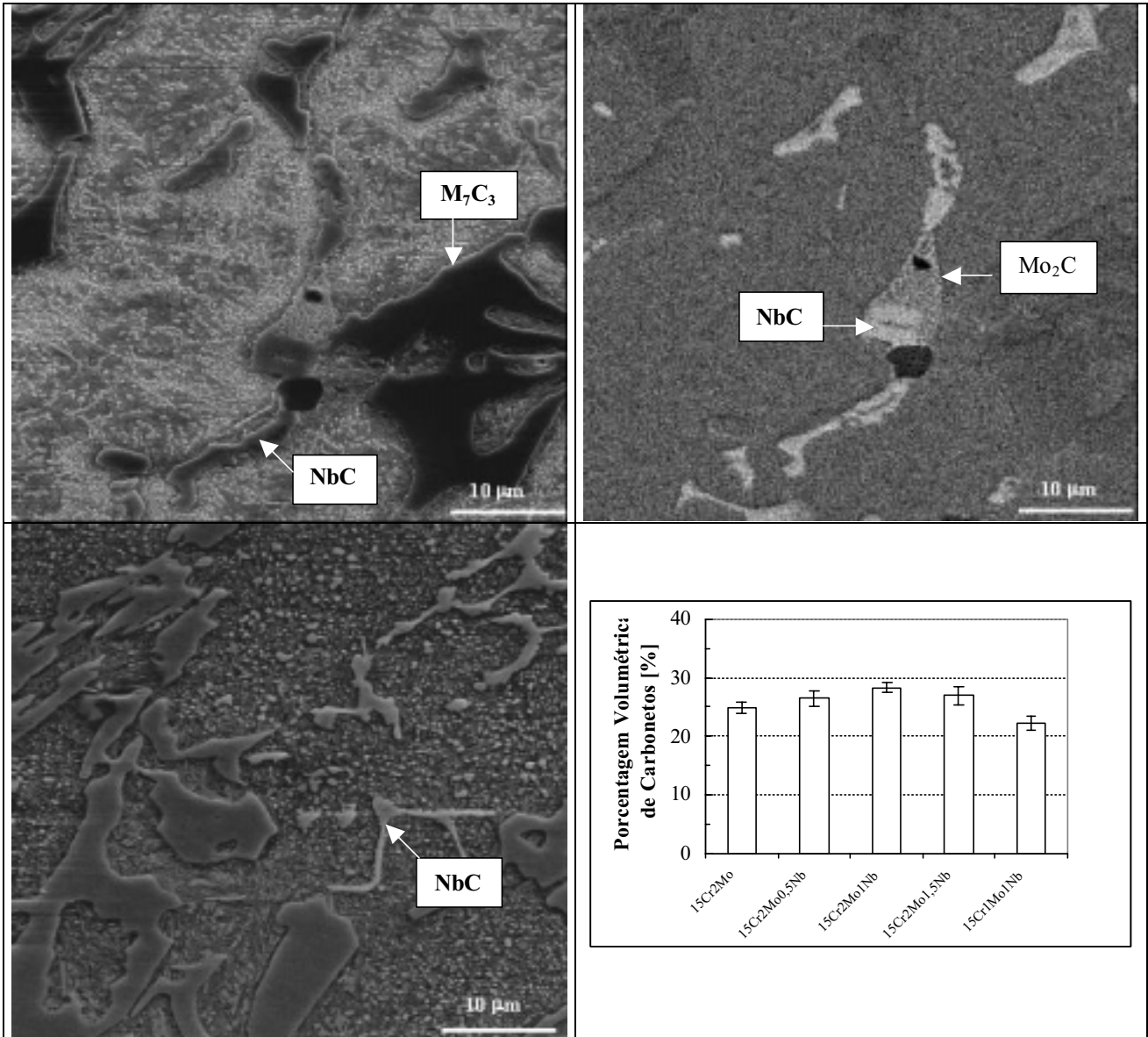


Figura 4. Microestrutura típica das ligas produzidas, após têmpera a partir de 950 °C, a) liga de 15Cr2Mo1,5Nb, b) imagem de elétrons retro-espalhados e a), c) 15Cr1Mo1Nb e d) fração volumétrica de carbonetos das ligas estudadas.

Os efeitos da adição de Nb nas ligas 15Cr2Mo são apresentados na Fig. (7). Nota-se dessa figura, que a adição de Nb leva inicialmente a uma redução na taxa de desgaste, passando por um mínimo entre 0,5 e 1,0 de Nb. A seguir, o a taxa de desgaste cresce. Exceção é feita à liga 15Cr2Mo1,5Nb desestabilizada a 1050 °C e revenida a 500 °C. Nesse caso a taxa de desgaste permaneceu praticamente constante com o teor de Nb.

A liga referência, empregada atualmente na extração de cassiterita, apresentou uma taxa de desgaste igual a 23,2 ± 2,1 g/m.mm².

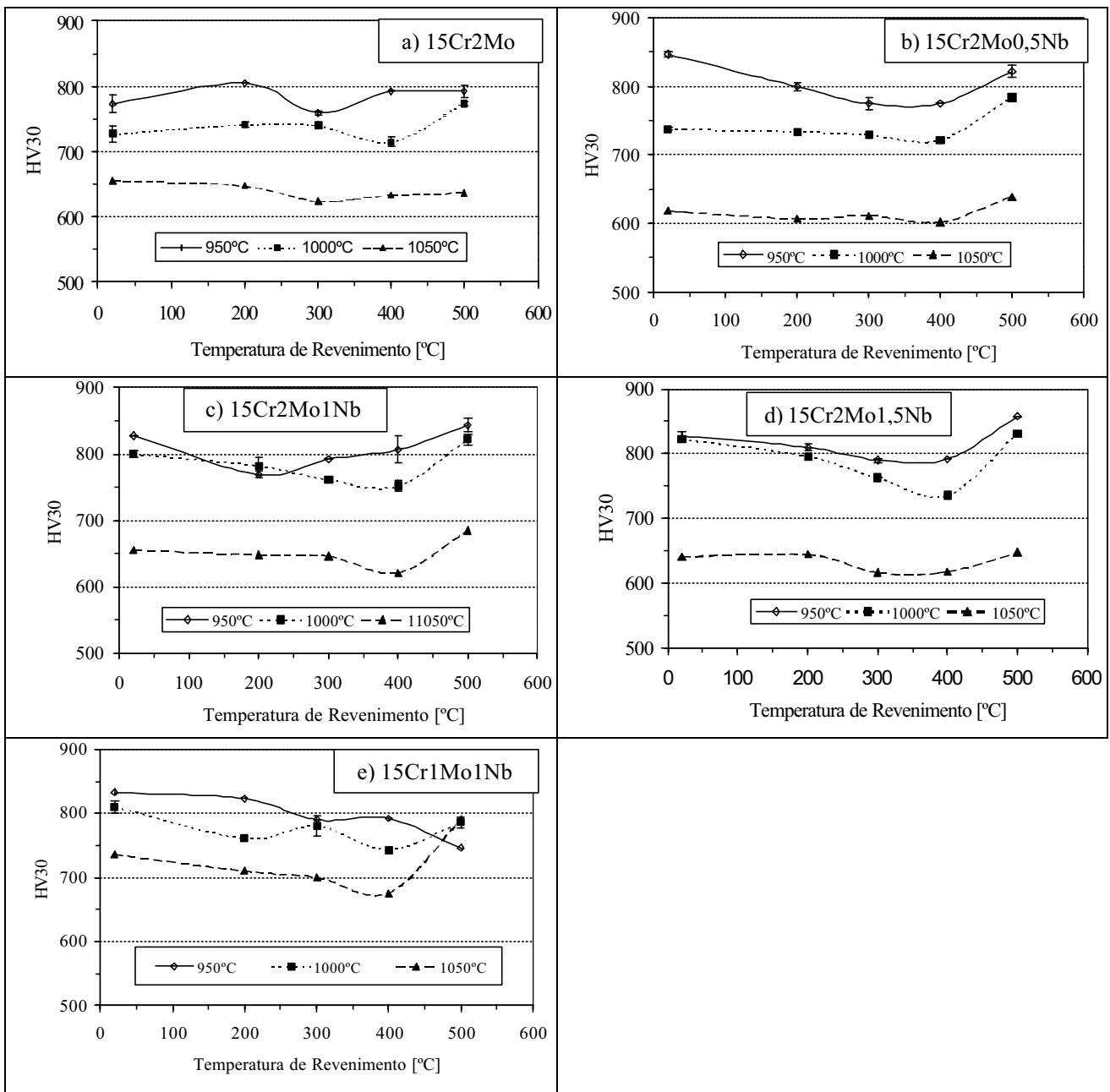


Figura 5. Efeito das temperaturas de austenitização e de revenimento sobre a dureza das ligas, a) 15Cr2Mo, b) 15Cr2Mo0,5Nb, c) 15Cr2Mo1Nb, d) 15Cr2Mo1,5 Nb e e) 15Cr1Mo1Nb.

Na Fig. (7f) são apresentados os efeitos da temperatura de desestabilização sobre a taxa de desgaste para algumas das ligas estudadas. Observa-se, de modo geral, uma redução na taxa de desgaste abrasivo com o aumento da temperatura de desestabilização. Esse efeito é bastante pronunciado na liga 15Cr2Mo, onde a redução observada é de mais de 40% na taxa de desgaste.

Os mecanismos de desgaste são apresentados nas Fig. (8), (9) e (10). Basicamente, o desgaste se dá através dos micromecanismos de corte e sulcamento. A remoção de fragmentos de desgaste se dá através um processo sucessivo de riscamento, como mostrado na Fig. (8). Esse riscamento múltiplo parece ser mais evidente na amostra temperada a partir de 1050 °C. Os efeitos da revenimento nessa liga podem ser notados da Fig. (9). Os mecanismos são semelhantes aos observados na condição temperada, porém a amostra desestabilizada a 950 °C apresenta uma maior tendência à formação de fragmentos de desgaste em relação à amostra desestabilizada a 1050 °C. Esse fato é corroborado pela maior taxa de desgaste da primeira. Com a adição de Nb às ligas CrMo não são observadas alterações importantes nos mecanismos de desgaste em relação aos da liga com 0%Nb. Na amostra da liga 15Cr2Mo, temperada a partir de 1050 °C e a revenida a 500 °C, nota-se uma superfície ligeiramente mais lisa em relação às demais.

4. Discussões

4.1 Influência da temperatura de desestabilização da austenita

Os ferros fundidos brancos de alto Cromo contendo adições de Molibdênio são no estado bruto de fusão predominantemente austeníticos, Sare *et al.* (1994) e Maratray *et al.* (1971). Isso se deve basicamente devido ao elevado

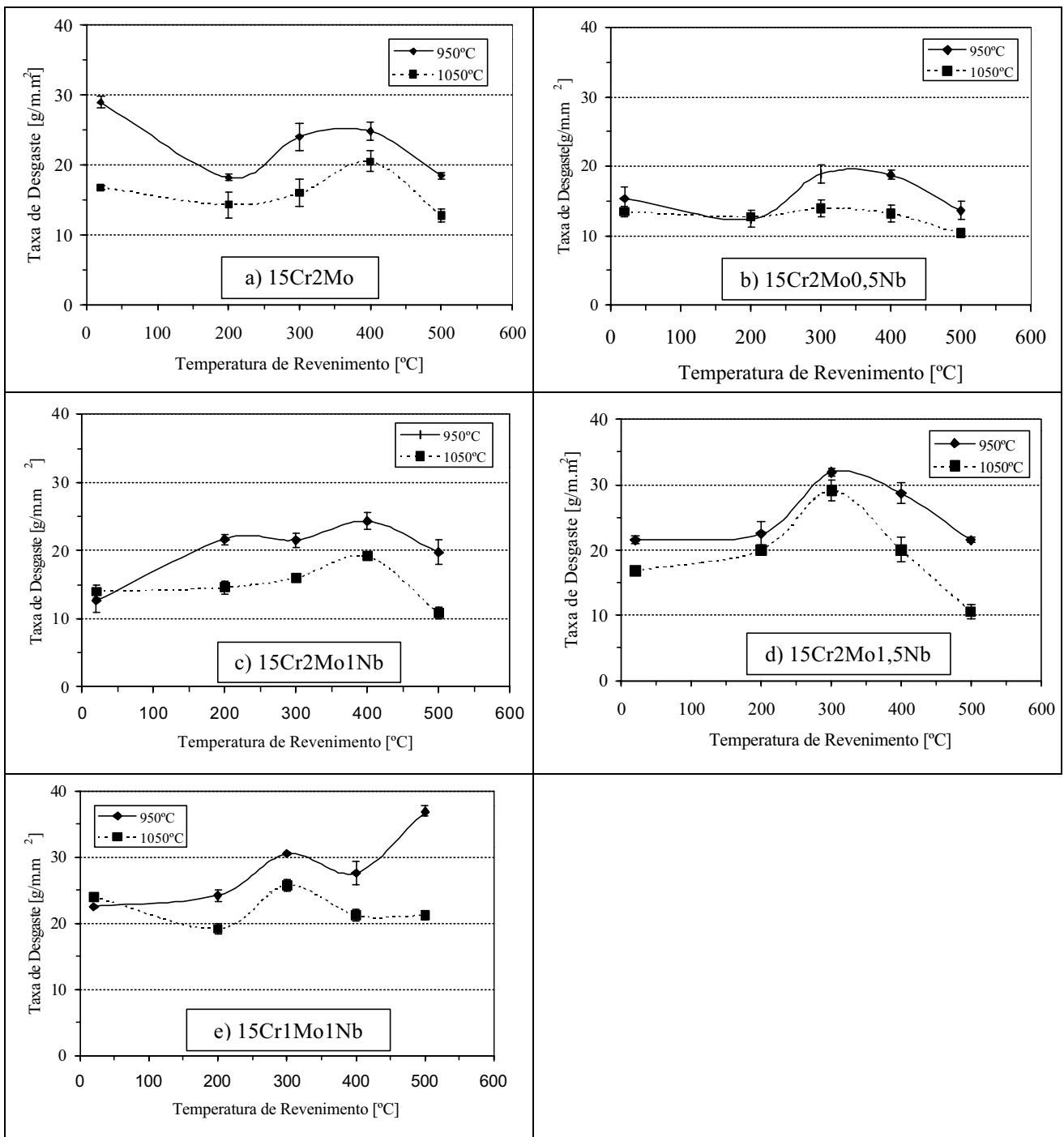


Figura 6. Influência das temperaturas de revenimento e de austenitização na taxa de desgaste abrasivo a dois corpos, a) 15Cr2Mo, b) 15Cr2Mo0,5Nb, c) 15Cr2Mo1Nb, d) 15Cr2Mo1,5 Nb e e) 15Cr1Mo1Nb.

teor de Carbono na austenita. Além disso, o Níquel adicionado às ligas estudadas certamente contribuiu para aumentar a estabilidade da austenita, pois esse elemento sabidamente favorece a formação da austenita. Ao aquecer esses ferros fundidos acima da temperaturas crítica, precipitam-se carbonetos, como mostrado na Fig. (4a), que reduzem os teores dos elementos de liga da matriz austenítica. Desta forma, a temperatura de início de transformação martensítica M_S é aumentada, e durante o resfriamento (têmpera) a austenita pode transformar-se em martensita. O nível de precipitação de carbonetos durante a desestabilização, e por conseguinte, a fração volumétrica de austenita transformada em martensita, é função da constituição da liga, da temperatura e do tempo utilizados. Assim, justificam-se os maiores valores de macrodureza HV30 medidos nas ligas desestabilizadas a 950 °C, como mostrado na Fig. (5). Pohl *et. al.* encontraram em um ferro fundido de composição muito parecida com a da liga 15Cr2Mo 38% de austenita retida (AR) após a realização uma desestabilização a 1050 °C por 4 h. Após o aquecimento subcrítico (revenimento) foram encontrados 20 % de AR.

Os resultados de desgaste abrasivo obtidos no presente trabalho mostram uma nítida vantagem das amostras temperadas a partir de 1050 °C. Esse comportamento pode ser atribuído à maior fração volumétrica de AR nessas

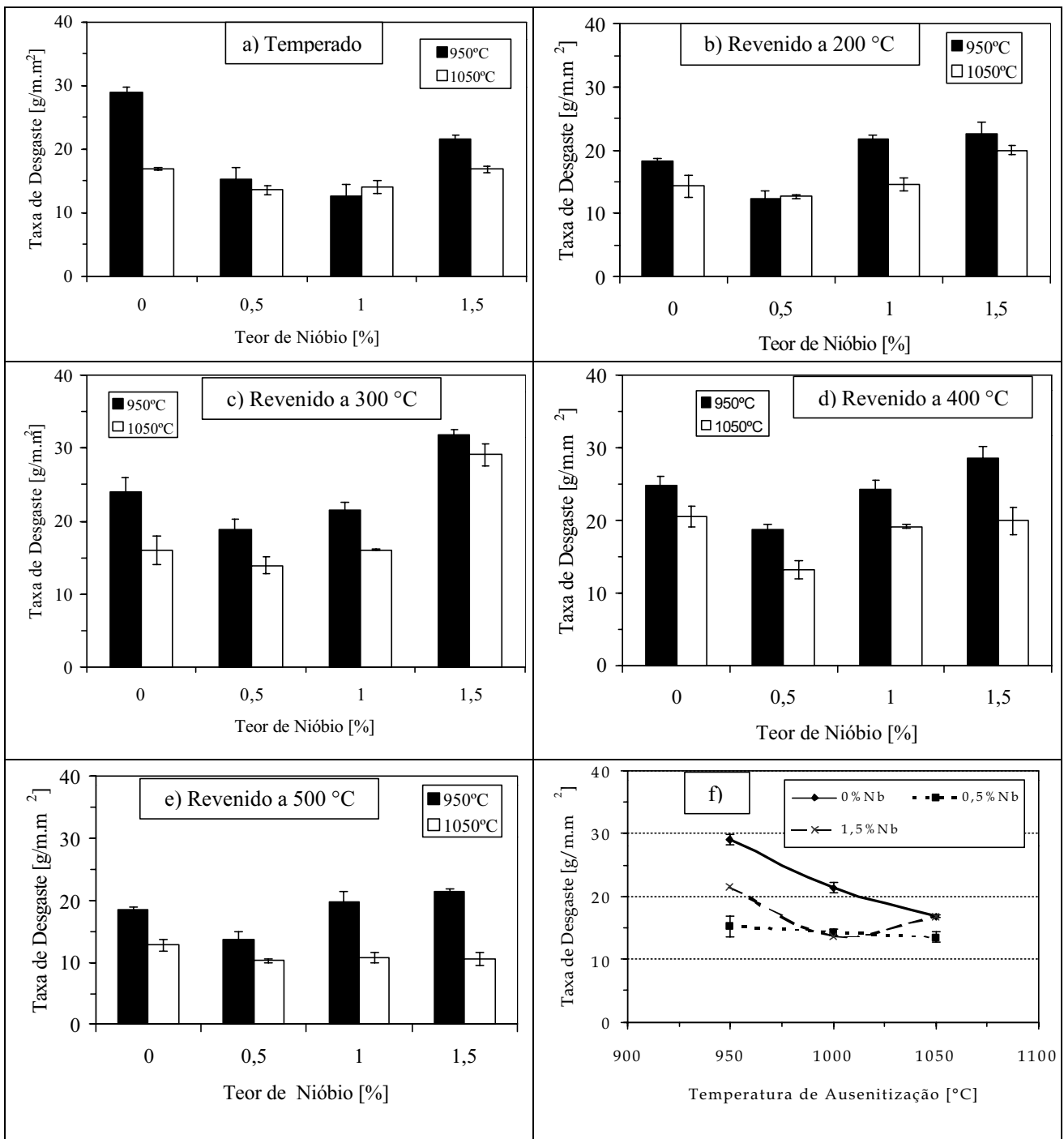


Figura 7. Influência do teor de Nióbio e da temperatura de destabilização da austenita (■ - 950 °C e □ - 1050 °C) na taxa de desgaste abrasivo a dois corpos das ligas no estado, a) temperado, a b) revenido a 200 °C, c) revenido a 300°C, d) revenido a 400 °C, e) revenido a 500 °C e f) efeito da temperatura de austenitização na taxa de desgaste.

amostras. O melhor desempenho dessas ligas se deve à sua grande capacidade de encruamento e à possibilidade transformação martensítica via deformação plástica, Zum Gahr (1986). Esse autor verificou em seus trabalhos, que quanto maior o nível de deformação induzido pela sollicitação tribológica, tanto melhor o desempenho. Resultados da literatura mostram que em várias aplicações práticas, o teor ótimo de AR é da ordem de 30 a 40% (Zum Gahr (1986) e Sare (1994)). Apesar da relativamente baixa pressão nominal empregada nos ensaios de desgaste abrasivo a dois corpos, nota-se uma considerável redução na taxa de desgaste (em mais de 40%) com o aumento do teor de austenita retida.

4.2. Influência da temperatura de revenimento

Nenhuma modificação significativa pode ser observada na microestrutura das amostras temperadas e temperadas e revenidas. Todavia, com o reaquecimento dos ferros fundidos, significativas alterações na dureza puderam ser notadas (Fig. (5)). O incremento na dureza observado nas ligas da família 15Cr2Mo pode ser atribuído ao endurecimento secundário, que, em boa parte, é tributário à formação de carbonetos ricos em Mo. Já a liga 15Cr1Mo1Nb (com apenas 1% de Mo), o endurecimento secundário é bem menos pronunciado (ver amostras temperadas a partir de 950 °C). Após

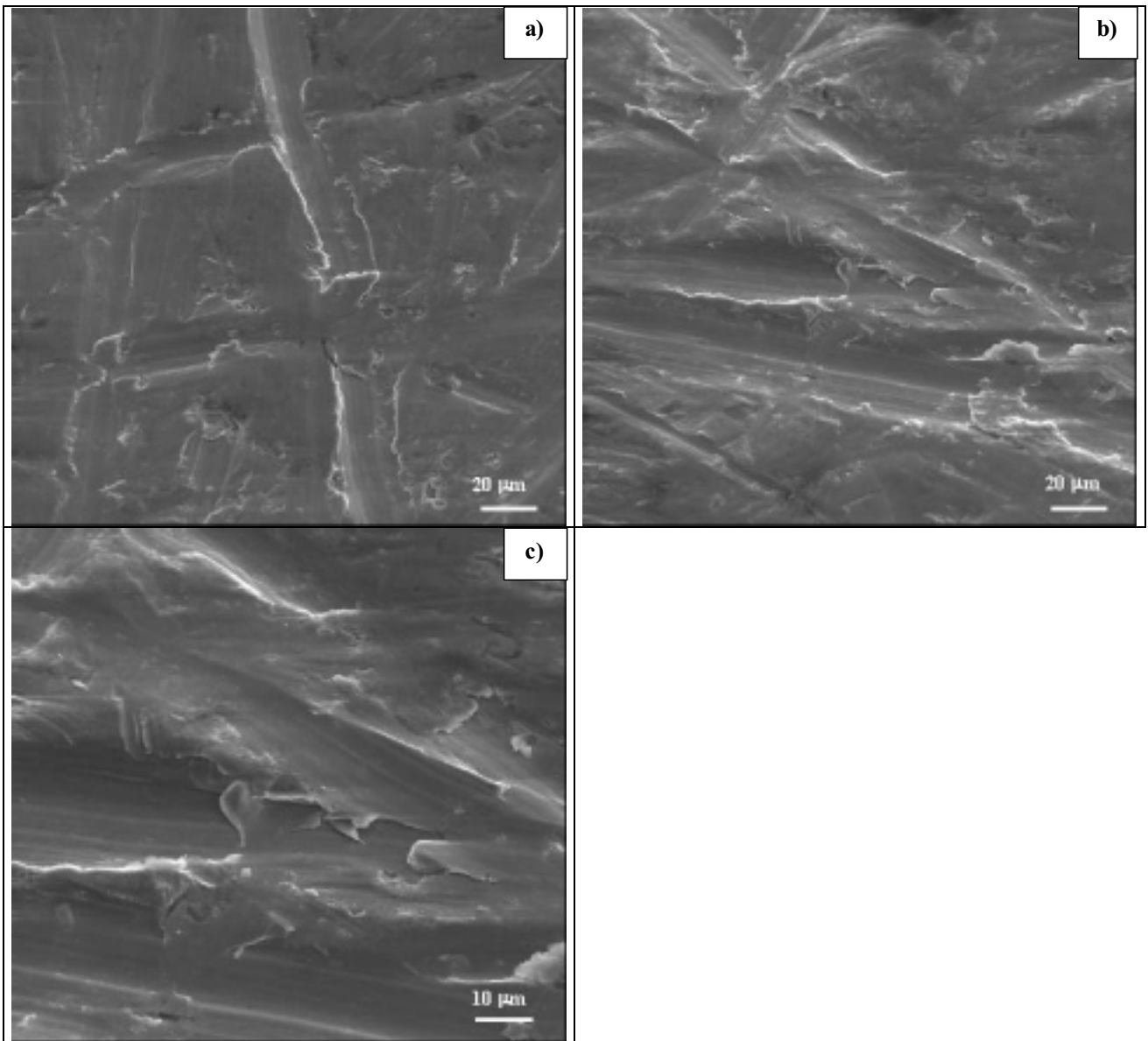


Figura 8. Superfície de desgaste da liga 15Cr2Mo no estado temperado. a) desestabilizada 950 °C, b) a 1050 °C e c) detalhe de b).

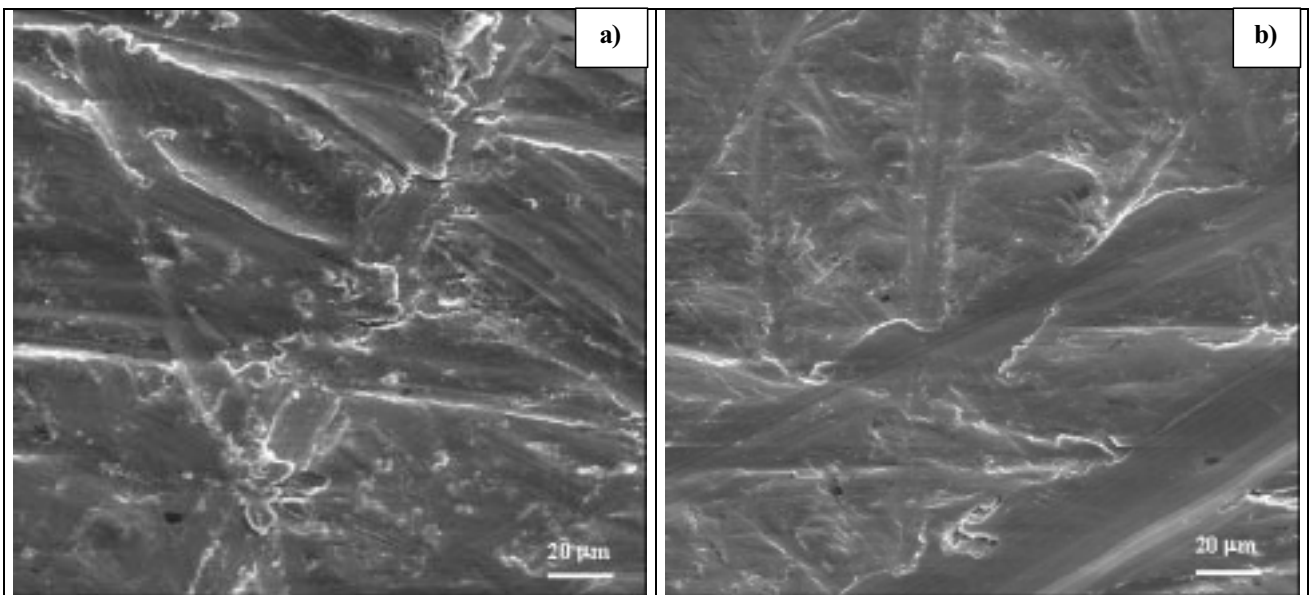


Figura 9. Aspectos superficiais típicos da liga 15Cr2Mo após, a) têmpera a 950 °C e revenimento a 500 °C e b) têmpera a 1050 °C e revenimento a 500 °C.

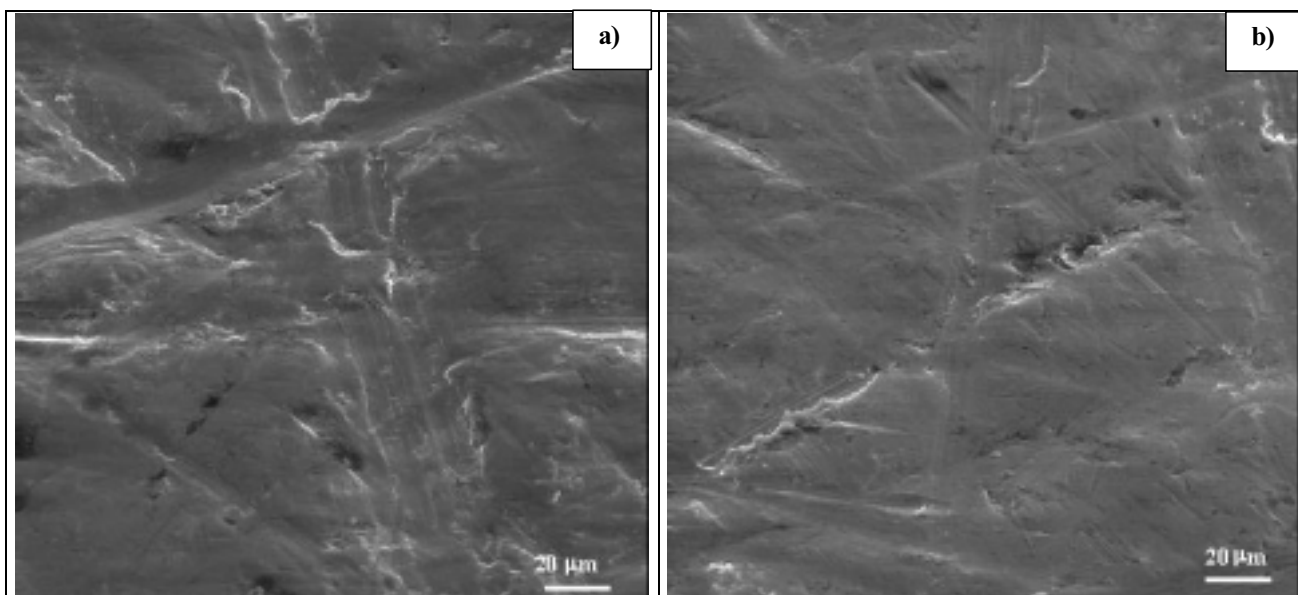


Figura 10. Aspecto típico da superfície da liga 15Cr2Mo1,5Nb temperada a 1050 °C, a) sem revenimento e b) revenida a 500 °C.

a têmpera, essas amostras têm muito provavelmente uma matriz martensítica, cuja dureza final é relativamente pouco influenciada pelo endurecimento secundário. Neste caso, a queda da dureza devido à perda de Carbono durante o revenimento via formação de carbonetos dever ser mais preponderante. O aumento de dureza verificado com o endurecimento secundário, principalmente a 500 °C, resulta em uma redução significativa na taxa de desgaste. Todavia, essa redução pode ser anulada em solicitações que requerem maiores tenacidades à fratura na camada solicitada tribologicamente. Isso ocorre, por exemplo, em placas de mandíbulas de britadores, Sare, *et al.* (1994). Nestes casos, a presença da AR é de fundamental importância na retenção de trincas. Assim, acredita-se que as amostras revenidas e testadas no presente trabalho possam vir a apresentar pior desempenho em relação às amostras temperadas, quando solicitadas com pressões nominais superiores às empregadas nesse trabalho. Esse parâmetro deverá ser verificado em trabalhos futuros.

4.3. Efeitos da adição de Nióbio

A adição de Nióbio, dependendo do teor, pode levar à formação tanto de carbonetos primários, quanto eutéticos em ligas ferrosas, Riedl (1983), Fischmeister (1989) e Sawamoto (1986). Os observados neste trabalho são do tipo eutético (alongados). Esses carbonetos apresentam uma dureza de cerca de 2400HV0,05 e uma tenacidade à fratura de cerca de $2,4 \text{ MPa.m}^{0,5}$, Berns *et al.* (1997). Essa dureza é consideravelmente superior à da areia (óxido de Silício), sendo portanto um carboneto eficaz no combate ao desgaste abrasivo, desde que a abrasão frágil não venha a atuar. Nos resultados de taxa de desgaste em função da porcentagem de Nb, notou-se, que a taxa de desgaste cai com o aumento do teor desse elemento, passando por um mínimo entre 0,5 e 1,0% Nb. A tendência de aumento na taxa de desgaste para ligas com teores de Nb superiores a esses valores pode estar associada a uma possível fratura dos carbonetos alongados de NbC.

O níveis de taxa de desgaste verificados nas amostras temperadas e temperadas e revenidas contendo Nb podem ser consideravelmente inferiores aos verificados na amostra da liga 20Cr1Mo ($23,2 \pm 2,1 \text{ g/m.m}^2$). Isso representa uma redução de até 56% em relação às ligas de 15Cr2Mo contendo Nb. Como essas ligas são cerca de 20% mais caras que a 20Cr1Mo, acredita-se que exista aqui um potencial significativo de redução dos custos de extração da cassiterita. Todavia, a liga alternativa 15Cr1Mo1Nb não apresentou resultados que justificassem, *a priori*, uma substituição da liga 20Cr1Mo pela 15Cr1Mo1Nb, pois as taxas de desgaste são, de modo geral, muito parecidas ou significativamente superiores às encontradas na primeira. O baixo desempenho da liga 15Cr1Mo1Nb pode em parte estar associado à menor fração volumétrica de carbonetos (menor teor de carbono em relação às ligas contendo Nb). Talvez alguma economia pudesse ser efetuada na redução do teor de Cromo (de 20 na liga 20Cr1Mo para 15 na liga 15Cr1Mo1Nb) e realizando a desestabilização a 1050 °C.

5. Conclusões

No presente trabalho foram produzidos ferros fundidos brancos contendo até 1,5% Nb. Após a realização de tratamentos térmicos de desestabilização e revenimento a diferentes temperaturas foram conduzidos ensaios de desgaste abrasivo a dois corpos com lixas de areia (óxido de Silício), visando a otimização de materiais para a indústria mineradora de cassiterita. Os resultados obtidos permitem concluir, que:

a) a dureza das ligas estudadas aumenta com a redução da temperatura de desestabilização da austenitização, podendo chegar a valores próximos de 850HV30. Após o revenimento, nota-se, inicialmente, uma redução dessa dureza, que passa por um mínimo em temperaturas da ordem de 400 °C. Esse aumento na dureza pode ser atribuído ao

endurecimento secundário;

b) na liga 15Cr1Mo1Nb o endurecimento secundário foi bem menos evidente, muito provavelmente devido ao seu baixo teor de Mo;

d) as curvas de desgaste apresentam-se semelhantes às curvas de dureza, porém invertidas. Além disso, pode-se notar, que a taxa de desgaste foi menor nas amostras temperadas a partir de 1050 °C. Esse melhor desempenho deve estar associado ao aumento da fração volumétrica de austenita retida, que aumenta com a temperatura de desestabilização;

e) o teor ótimo de Nb é da ordem de 0,5 a 1,0 % Nb. Nesses casos a redução na taxa de desgaste pode chegar a 56% do valor medido em uma amostra de 20Cr1Mo empregado atualmente na cominuição da cassiterita.

6. Agradecimentos

Os autores agradecem ao CNPq pela concessão da bolsa de iniciação científica a Barbosa Neto, T.F. Os autores agradem também à Mineração Taboca pelo apoio financeiro e pela permissão para publicação desses resultados e ao Dr. Eduardo Albertin do Instituto de Pesquisas Tecnológicas do Estado de São Paulo S.A. IPT pelas sugestões apresentadas.

7. Referências Bibliográficas

Arikan, M.M., Çimenoglu, and Kayali, E.S., 2001, "The Effect of Titanium on the Abrasion Resistance of 15Cr-3Mo White Cast Iron", *Wear* 247, pp. 231-235.

Berns, H e Franco, S.D., 1997, "Caracterização *in Situ* de Propriedades Mecânicas de Materiais Resistentes ao Desgaste Abrasivo Usando o Método da Indentação", *Cerâmica*, 43(281-282), pp. 128-132.

Chen, H.-X., Chang, Z.-C., Lu, J.-C. and Lin, H.-T., 1993, "The Effect of Niobium on Wear Resistance of 15%Cr White Cast Iron", *Wear*, 166, pp. 197-201.

Fischmeister, H., Riedl, R. and Karagöz, S., 1989, "Solidification of high speed tools steels", *Met. Trans. A*, 20A, pp. 2133-2147.

Franco, S.D., Zumpano Jr., P. e de Melo, 1989, "Abordagem Global do Estudo do Processo Abrasivo – Parte II: Desenvolvimento e Avaliação de Abrasômetro a Dois e Três Corpos, Anais do I Seminário Sobre Materiais Resistentes ao Desgaste, São Paulo, pp. 47-62.

Guesser, W.L., Costa, P.H.C e Pieske, A., 1989, "Nióbio em Ferros Fundidos Brancos Ligados ao Cromo para Aplicações em Desgaste Abrasivo", *Metalurgia*, vol. 45, No. 381, pp. 768-776.

Maratray, F. und Usseglio-Nanot, R., 1971, "Einflußfaktoren auf die Gefügestruktur des chrom- und chrom-molybdänlegierten weißen Gußeisen", *Climax Molybdän S.A.*, Paris.

Petzow, G., 1976; "Metallographisches Ätzen", 5. Auflage, Stuttgart, Gebrüder Bornträger.

Pohl, M. und Al-Rubai, 1997, "Abrasiveverschleiss von Eisenbasis-Legierungen", *Materialprüfung*, 39-1/2, pp. 29-34.

Riedl, R., Karagöz, S., and Fischmeister, H., 1983. "Erstarrungsmorphologie der Primärcarbide in nioblegierten Schnellarbeitsstählen des Types S 6-5-2", *Z. Metallkd.*, 74, pp.199-205.

Sare, I.R. and Arnold, B.K., 1989, "Gouging Abrasion of Wear-Resistant Alloy White Cast Irons", *Wear*, 131, pp.15-38.

Sare, I.R. and Arnold, B.K., 1995, "The Effect of Heat Treatment on the Gouging Abrasion Resistance of White Cast Irons", *Metalurgical and Materials Transactions A*, 26A, pp. 357-370.

Sawamoto, A., Ogi, K. and Matsuda, K., 1986, "Solidification structures of Fe-C-Cr-(V-Nb-W) alloys", *AFS Transactions*, pp. 403-416.

Turenne, S., Lavallée, F. and Masounave, J., 1989, "Matrix Microstructure Effect on the Abrasion Wear Resistance of High-Chromium White Cast Iron", *Journal of Materials Science* 24, pp. 3021-3028.

Uetz, H., 1986, "Abrasion und Erosion", Carl Hanser Verlag, München.

Zum Gahr, K.H., 1986, "Microstructure and Wear of Materials", Elsevier, Amsterdam.

TITLE The Effect of Heat Treatment on the Two-Body Abrasive Wear Resistance of High-Chromium White Cast Irons Containing up to 1,5% of Niobium

Roberto Máscia

Mineração Taboca, Pitinga/AM

Teófilo Ferreira Barbosa Neto

Universidade Federal de Uberlândia, Faculdade de Engenharia Mecânica, Sta. Mônica, s/n, 38.400-902, Uberlândia-MG

Sinésio Domingues Franco

Universidade Federal de Uberlândia, Faculdade de Engenharia Mecânica, Sta. Mônica, s/n, 38.400-902, Uberlândia-MG

Abstract. *Cassiterite crushing mills suffer excessive abrasive wear on various components during their operation, leading to very high maintenance costs. A set of different analysis was performed to find out the underlying mechanisms behind that abrasive wear and how to minimize it. This paper describes the production of some high-chromium white cast irons containing up to 1,5% of Niobium with different microstructures, as attempt to reduce that abrasive wear. The abrasive wear resistance was measured and compared with the wear rate of commonly used white cast iron for hammer mills. It has been found the abrasive wear rate increased significantly with the decreasing of both the austenitizing. The tempering temperatures also may change considerably change the wear behavior. Based on results obtained it was possible to select better abrasion wear resistant materials for the mining cassiterite industry. The wear mechanisms were investigated using common metallographic techniques and scanning electron microscopy.*

Keywords. *two-body abrasive wear, heat treatment, high Chromium white cast irons, Niobium*

Numerical Simulation of Non Conforming Contact using Finite Element Model

Francisco Paulo Lépore Neto (*)

fplepore@mecanica.ufu.br

José Daniel Biasoli de Mello

Universidade Federal de Uberlândia - Faculdade de Engenharia Mecânica

Laboratório de Tribologia e Materiais

Av. João Naves de Ávila - Campi Santa mônica - Bloco 1R

Marcelo Braga dos Santos (*)

mbsantos@mecanica.ufu.br

(*)Universidade Federal de Uberlândia - Faculdade de Engenharia Mecânica

Laboratório de Dinâmica de Sistemas Mecânicos

Av. João Naves de Ávila - Campi Santa mônica - Bloco 1M

ABSTRACT: *The main difficulties presented in the contact models that use the finite element method (FEM), are the surface parameters representation, the viscous-plastic properties of the sheet and the numerical and computational effort associated to the remeshing of the FEM model. In this paper, the mechanical contact between the work roll and the metal sheet is represented by a contact between two cylinders. This configuration represents the situation encountered in an experimental apparatus constructed to identify the tribological phenomena related to the cold rolling process. The FEM simulation is used to determine the normal forces that are to be applied in the experimental tests, trying to reproduce the same stress field encountered in the real rolling process. To reproduce the wear conditions in the experiments, the stress distribution, the thermal loading and the slip velocities must be similar to those of the real process. The thermal distribution generated by the slip between the two bodies in contact is represented by a FEM model. In this paper, the cylinder's mesh is fixed to referential frame and the rotational movement is represented by rotating boundary conditions. These conditions consider the contact heat generation and convective heat transfer along the cylinders surfaces. These models will be used in the future works to estimate the stress and temperature at the contact region, by measuring the contact forces and temperatures of a point located at the surface of the work cylinder*

Keywords: Cold Rolling, Finite Element Method, Thermal Contact.

1. Introduction

In the last years, several studies of the cold and heat rolling process have been conducted. Hsiang and Lin (2000) suggest the FEM associated with the slab method to reduce computational effort. The simulations of cold rolling of sheets of different shapes are presented. Lin and Lee (1997) use the large strain theory, coupled with the modified Lagrangian deformation of the finite element, to simulate the stress field in the work roll during the cold rolling process. Smetana (1999) uses the numerical solutions of the contact integral equations, derived from boundary element model, to include the macro-unevenness and waviness of the work roll surface in the FEM model.

In this paper, the mechanical contact between the work roll and the metal sheet is represented by a contact between two cylinders. This configuration represents the situation encountered in an experimental apparatus constructed to identify the tribological phenomena related to the cold rolling process.

The FEM simulation is used to find the normal forces that will be applied in the experimental apparatus to reproduce the same stress field encountered at the real work roll. This stress field has significant influences on the tribological phenomenon (Willians, 1996). To reproduce the wear conditions in the experiments, the stress distribution, the thermal loading and the slip velocities must be similar to those of the real process.

In this work, the FEM model is only capable to represent the stress field, without considering the surface roughness of the cylinder and the viscous-plastic properties of the material. The aim of this paper is to reproduce the 3D-stress field and find the best configuration of the contact element model. The ANSYS 5.2 software is used to generate the FEM model and to calculate the stress distributions.

A FEM model is used to represent the thermal distribution generated by the slip between the two bodies in contact. In this work the cylinders meshes are fixed to a referential frame and the rotational movement is represented by a rotating boundary conditions. These conditions consider the heat generated by the cylinder at the contact region and the convective heat transfer along the surfaces of the two cylinders.

The finite element models will be used, in future work, to estimate the stress field and the temperature at the surface of contact. The contact temperature will be estimated by inverse problem technique, applied to heat conduction theory, and using the temperatures measured at the surface of the cylinder, out of the contact region. The stresses will be estimated by measuring the tangential, the normal forces and Coulomb friction forces.

2. Mechanical Contact modeling and Numerical Simulation

To use a contact element, the type of contact must be first defined. The contact surface shapes and the magnitude of the expected material deformation are two of the most important characteristics used to define the choice of the contact element type. The previous knowledge of the region where the contact will occur, and the contact tangential and normal stiffness, are determinant to limit the model size, to reduce the computational effort, and to prevent numerical divergence and computational errors. The ANSYS® software permits the selection of three contact element types: node to node, node to surface, and surface to surface. Each element type is most suitable, depending on the contact problem to be solved. The following sub-sections show the characteristics of these types of elements.

2.1 Node to Node Contact Element

Node to node contact element is typically used to model point to point contact applications, where the location of the contact points is known beforehand (ANSYS®, Revision Manual).

This element does not allow large sliding displacement at the contact region. Numerical instability can be present when the model has a poor refinement of the mesh. When two nodes, that are initially in contact, escape from the previously defined contact region, the numerical solution will be erroneous because the interaction forces disappear.

The use of node to node contact is indicated only when the nodes at the opposite contact surfaces match up geometrically, and the relative sliding between the surfaces will be small.

An initial interference or an initial gap between the contact surface can be defined for this element. Therefore, the use of high values for these two parameters may cause numerical instability in the integration procedures. This behavior is due to the high values of the penalty functions that are used by the integration routines. The problem of mechanical interference of two cylindrical bodies, shown in Fig. 1, can be solved using node to node contact elements. This formulation leads to a small model size, to good precision results, with low computational effort, since the contact region is previously known, and the contact nodes will not slide.

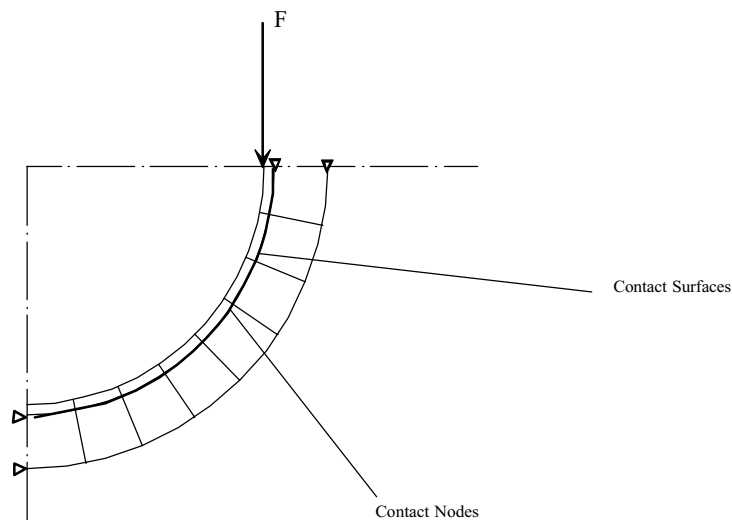


Figure 1. Model of mechanical interference of two cylindrical surfaces, using node to node element.

2.2 Node to Surface Contact Element

This element type can be used to represent a flexible to flexible and rigid to flexible node to surface contact. This type of contact pairs is encountered at fasteners, metal forming and others engineering applications.

The numerical instability, which is found in the node to node element applications, is solved here by the pseudo element technique. Therefore, the node to surface contact elements supports large deformations, contact separations, Coulomb friction, sticking - sliding effects, and the superposition of heat transfer at the contact region.

The node to surface is represent by the node at one surface and by other nodes that form a surface in 3D analysis or a line in the 2D analysis. The contact pseudo elements are triangles, tetrahedral or pyramid. The single node at the contact surface is the vertex, and the nodes at the target surfaces are the bases of the geometric figure.

The contact forces acting at the nodes of both surfaces are determined by the penalty method or by the Lagrangian multipliers.

The contact surfaces can be defined as target, as contact surface or both simultaneously. Some rules must be observed to define the target and the contact surfaces: If one surface is concave or flat and the other is convex or a sharp edge surface, the contact region must be the sharp edge or convex surface, as shown in Fig. 2. If the two contacts are convex surfaces, the flatter surface must be the target, as shown in Fig. 3. If both surfaces have sharp edges regions, the surface shape after the contact will determine which are the contact and the target. In the general case, the sharp edges or a concave surface must be the target surface, when these determinations are difficult, the use of symmetrical contact will consider the same surface as contact and target, simultaneously.

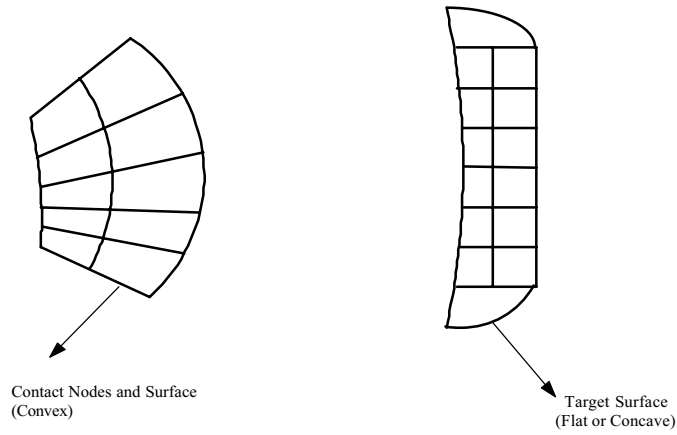


Figure 2. Contact between convex and concave surfaces.

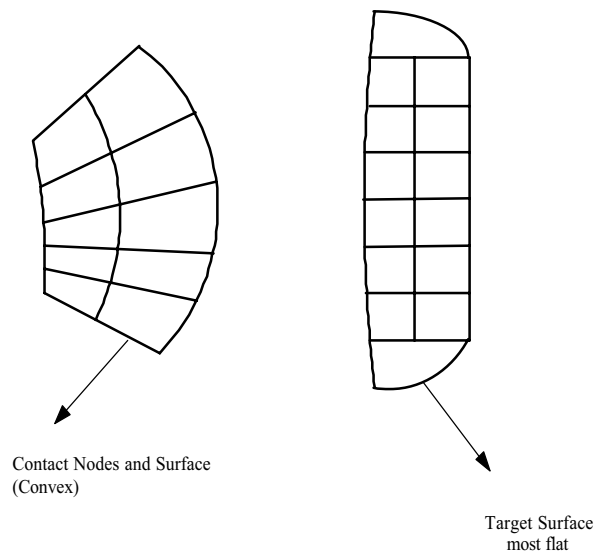


Figure 3. Contact between two convex region.

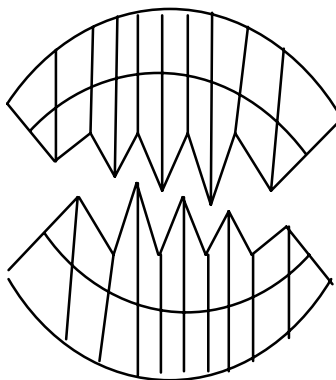


Figure 4. Contact between two sharp edges surfaces.

2.3 Surface to Surface Contact Element

This element type is used to represent the contact between rigid and flexible surfaces and the contact between two flexible surfaces. This formulation permits the separation between the two surfaces, large deformations and large friction forces and displacements. Besides, it presents several advantages when compared with node to surface elements, as follows:

- There are no restrictions to surface shape or surface discontinuities.
- It supports large deformations, significant amount of sliding and friction, and prevents numerical instability.
- It provides better results to the action of normal and tangential pressure fields.
- Bonded contacts, rough surfaces, and surfaces with initial penetration can be simulated.
- Higher order elements can be used in structure model.
- Initial movements of the target surface can be applied, before the initial contact of the two surfaces.
- Few elements are required to model the contact when compared to the node to surface elements.

Therefore, this element is more sensitive to bad adjustments of the contact stiffness values. Other parameters that must be adjusted are the following:

- Initial Contact Adjustment: The correct adjust of this parameter prevents spurious rigid body displacements, and permits to represent initial stresses that occur in mechanical interference analysis.
- Limits to penetration: This parameter defines that the numerical solver must perform previous interactions to determine the initial stress field due to the initial penetration.

3. Non Conforming Contact of Two Cylinders with different length

The experimental apparatus, named tribometer machine, has two cylinders with different diameters and different widths. The first cylinder represents the work roll and the second simulates the metal sheet. A normal force is applied to the bearings of the work roll, which is pressed against the sheet roll. Its magnitude is adjusted to produce the same stress level at the contact region. To simulate the contact between these two bodies, a finite element model was developed.

The model was constructed in the ANSYS® software, using the element Solid 45 to represent the structural behavior of the cylinders, and the surface to surface contact elements: Contact 173 and Target 170, to generate the contact pair. To reduce the finite element model size, the transversal section was represented by two circle sectors with 4 degrees and 3.6 degrees at the work cylinder and at the sheet cylinder, respectively. The lengths of the circumference arcs are much greater than the length of the contact area, and all the significant material deformation is contained in these cylindrical sectors.

The work roll and the sheet roll have radius equal to 0.05 m and 0.1 m, respectively. The thicknesses of the work roll and sheet roll are 0.06 m and 0.08 m, respectively. Therefore, due the condition of the symmetry in the only the half thickness is modeled. The materials of both cylinders have the following mechanical properties:

- Density: 7.85 g/cc
- Poisson Ratio: 0.3
- Young Modulus: 2e11 Pa

The surface to surface contact element is chosen because it has the capacity to support high deformation levels, it supports nonconforming contact, and provides the best numerical results when used to model the contact of circular surfaces.

The convergence of the numerical problem is strongly dependent on the contact stiffness. The amount of penetration of the two surfaces depends on the adjusted contact stiffness value. If higher values are used, the amount of penetration is small, but the global stiffness matrix will be ill conditioned. Using lower values of the contact stiffness, the amount of penetration will be large, leading to erroneous results. In this work, the contact stiffness was set to a value equal to 2e13 Pa. This value was determined after several simulations with a simple model of the contact of cylinders with the same width, by comparing the resulting stresses and strains with those obtained by Hert's analytical model.

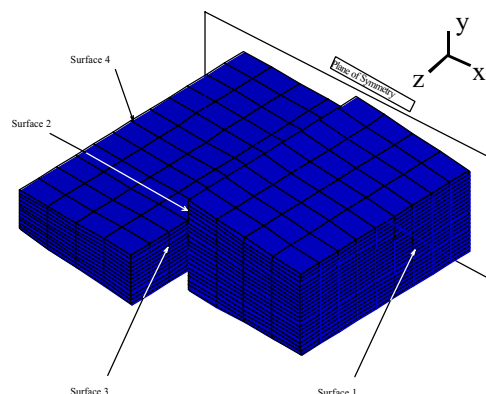


Figure 5. The finite element model.

To achieve best numerical results a regular rectangular mesh is used. This regular mesh improves the integration of the displacement results over the elements, when the stresses are calculated, and additionally, the stiffness matrix has better numerical conditioning.

The 3D finite element model is presented at “Fig. (5)”. The Cartesian global reference frame axis X and Y are located at the plane of symmetry. The Z axis direction is cylinders initial contact line. It should be noted that the contact surface nodes are located at the same Y positions. This configuration permits greater numerical stability and best adjustment of the pinball zone, witch defines the contact status of the nodes.

The Coulomb friction model determined the frictional force. The shear stress is carried by the surfaces up to a certain limit value. Beyond this limit, the surfaces start a sliding motion.

In this work two convention were adopted: a) A displacement is imposed in the area 4, at the normal direction of the contact surface. Its magnitude will produce the same stress field in work roll cylinder. This procedure is preferable when compared with the direct imposition of a force, since it produces a direct problem witch has better numerical stability. b) The tangential force, that simulates the rolling torque, is applied only after the solution of the imposed displacement problem is concluded.

The nodes at the surface 1 are constrained in all degrees of displacement. The nodes at the plane of the symmetry have null displacements in the Z direction. This restriction is used to guarantee the symmetry condition. The nodes located at the position X=0.0 have displacement constrained in Y direction.

This procedure was used to determine the load that will be applied to the experimental device to produce the same stress level that is encountered at the roll cylinder of the real cold rolling process.

3.3 Numerical Results: Stress and Strain Analysis

The numerical results, presented in the “Fig. 6”, show that the stress values, along the surface 3 of the work roll, change abruptly in the region out of the contact. It should be noted too that the maximum compressible stress is near the cylinder edges. These numerical results agree with those observed in initial wear experiments. The wear rate, observed in the work roll and in the sheet roll, is higher at these locations.

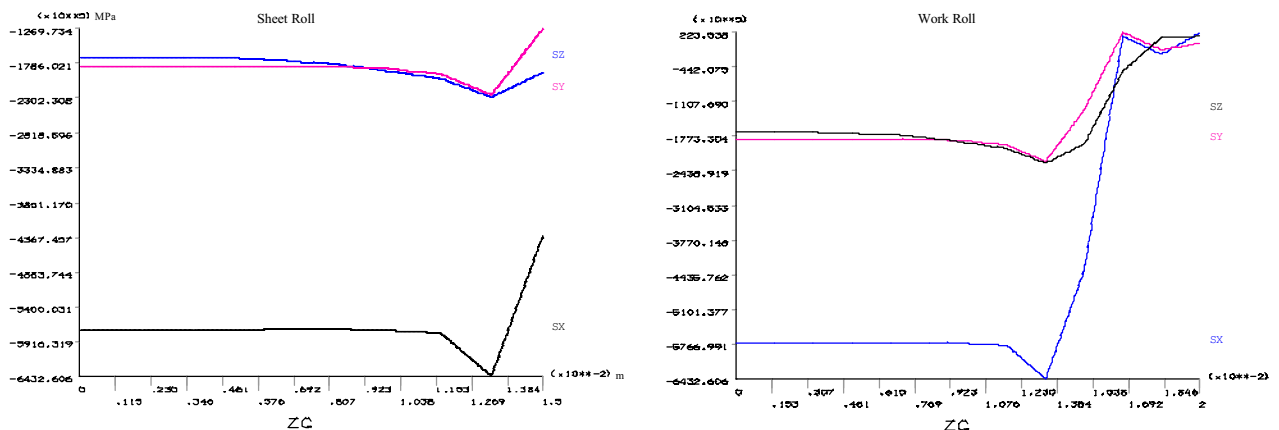


Figure 6. Stress distribution at the contact surfaces, along the Z axis.

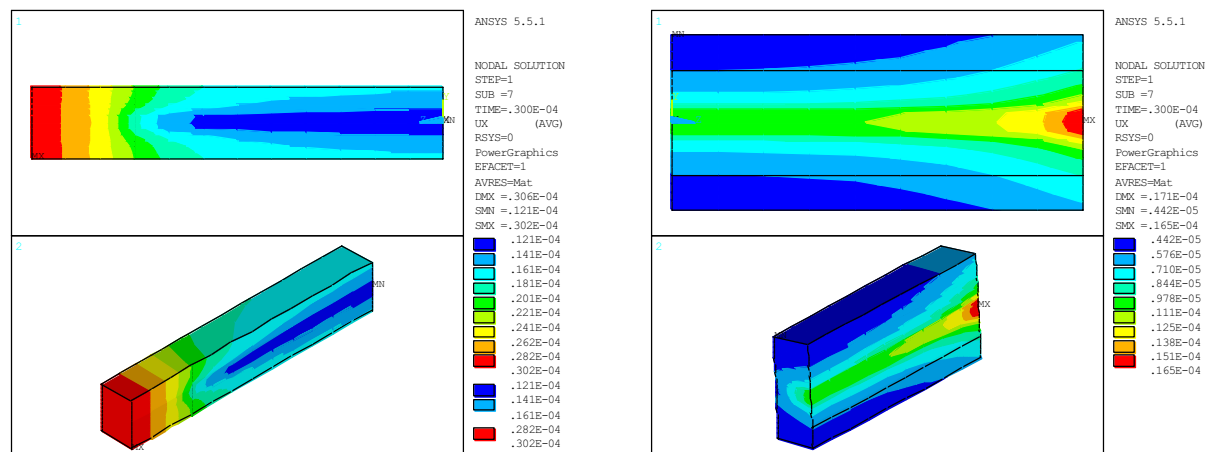


Figure 7. Displacement Ux at the contact area of the work (left) and sheet (right) rolls.

The displacement in the X direction is shown at “Fig. 7”. The length of the contact area, in the Y direction, is determined by analyzing the surface nodes where the contact forces vanish. Using this procedure, the length resulted $2a = 0.58$ mm, corresponding to a circumference arc equal to 0.6646° . The resultant of the contact forces at the surface 1 are: $F_x = 15354$ N and $F_y = 1070.8$ N. It was verified that the pressure distribution inside the contact area follows the contact Hertz theory. Near the edge the sheet roll cylinder the pressure distribution differs from the elliptical shape, because the cylinder’s length are not equal, and the work roll presents deflections for Z values located outside the contact surface. These conditions increase the pressure near the contact edge.

The normal stress state, shown in the “Fig. 8”, is different from plane stress state calculated from the Hertz’s contact theory (Johnson, 1996). The predicted Hertz elliptical distribution differs from S_x , mainly near the cylinders edges, indicating that the analytical solution cannot be used to simulate the non conforming contact problem.

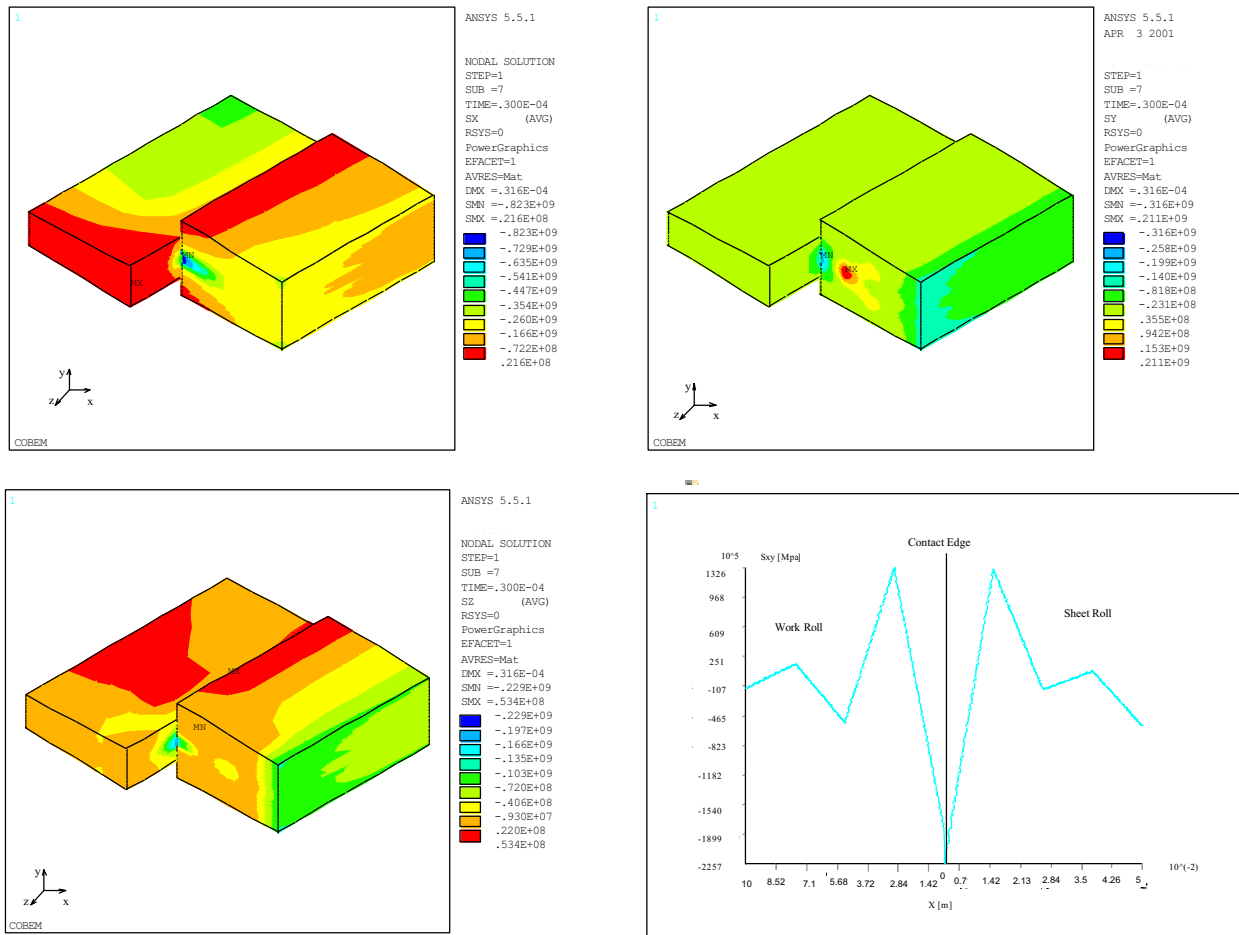


Figure 8. Normal Stresses (S_x , S_y , S_z) distributions and shear stress profile through the plane of symmetry.

The maximum shear stress occurs at X values near $0.75 \cdot a$, as shown at the lower right part of “Fig. 8”. This result agrees with the Hertz contact model. The same characteristics can be verified at the S_y distribution figure, where the maximum value of the stress appears below the contact surface.

The stress concentration occurs at the regions near the sheet cylinder edge. This high stress levels can promote sub surface crack propagation due to a fatigue process. It should be also noted, in “Fig. 8”, that at the positions located outside of the contact surfaces, the stresses S_x and S_z change from compression to traction.

4. Numerical Simulation of the heat generated by the contact.

Willians (1993) suggests that a heat source is produced when sliding occurs at the contact of two surfaces. The generated energy can be estimated considering the Peclet number, which is interpreted as the ratio of the surface relative speed and the rate of the thermal diffusion into the bodies. For the mechanical system shown in the “Fig. 9”, where a disc (2) is rolling and sliding over a flat surface (1), Willians (1993) estimates the thermal energy (h) by “Eq. 1”, where μ is the Coulomb friction coefficient, a is the contact length, W is the normal load, R is the radius, L is the cylinder length, and u and ω are the disc linear and angular velocities. This model can be applied to the contact of two cylinders, considering that the slip velocity is the difference of the tangential velocities of the two rolls. The length of the contact area, and the normal force are analogous, but the thickness of the two cylinders has to be the same.

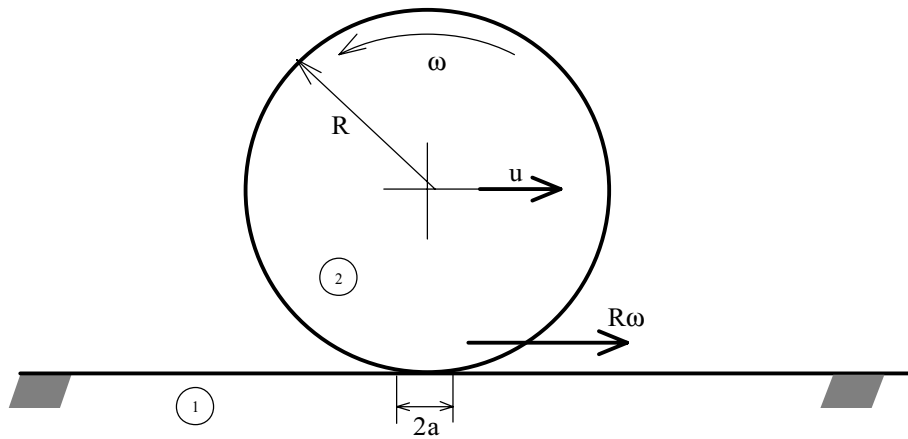


Figure 9. Disc rolling and sliding over a flat surface.

$$\dot{h} = mW(u + R\omega) / 2aL \tag{1}$$

To obtain the ratio (η) of the total thermal energies (dh/dt) that are transmitted to each body, Willians (1993) suggests the following equation :

$$h = \frac{1}{1 + \left\{ \frac{K_2 \sqrt{Pe_2}}{K_1 \sqrt{Pe_1}} \right\}} \begin{cases} Pe_1 = \frac{ua}{2 * k_1} \\ Pe_2 = \frac{R\omega a}{2 * k_2} \end{cases} \tag{2}$$

The parameter η is the percentage of the dh/dt that will be transmitted to the selected reference body, which is the cylinder (body 1) shown in “Fig. 9”. Using this model, the surface that has the larger velocity will receive the smaller portion of the heat generated at the contact area.

Using the contact length $2a = 0.58$ mm, and the normal load $F_x = 15354$ N, both calculated by the FEM contact model, and considering that the difference between the angular velocities of the two cylinders is 0.15 Hz, so that the linear velocities difference $u = 0.094$ m/s, the heat energy transmitted to the work roll results equal to 9542 kJ.

The thermal properties of the cylinder material are:

- Specific Heat: 0.475 J/(g°C°)
- Thermal conductivity: 44.5 W/(m*K)
- Density: 7.85 g/cc

To simulate the contact heat generation effect on the temperature distribution at the work roll, a FEM model was constructed, using 360 nodes at the external surface, with 180 elements of the type Solid 45, as shown in “Fig. 10”. The mesh density is adjusted to describe the small size of contact region with 19 nodes.

In this work the mesh shape, size, and position at the inertial reference frame do not change during the numerical simulation. The boundary conditions applied to the cylinder are: the heat source at the contact area, and the forced convection applied at the rest of the cylindrical surface. The angular velocity of the work roll is simulated by rotating the above boundary conditions with the roll tangential velocity. The transient solution is calculated for time increments equal to 1/120 of the rotation period. This methodology will result a reduced computational effort and produce the same relative motion of any roll point with respect to the contact region.

The temperature distribution and its time evolution at four nodes, located at the cylinder surface, and separated by 90 degrees, are shown in the “Fig. 11”. It should be noted that after five revolution of the work roll the steady state is not yet reached, and that the temperature presents periodic variation. The surface is heated in the contact region, and is cooled by the convective heat transfer that occurs, in the rest of the surface, by the airflow around the cylinder. This convective heat transfer coefficient was set equal to 204.62 J/m².

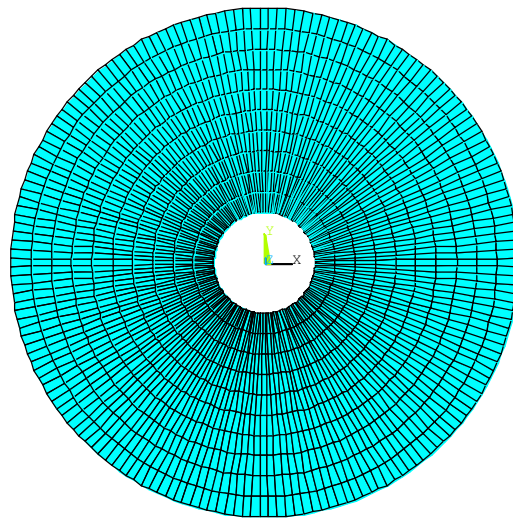


Figure 10. Work roll finite element model used to do thermal simulation.

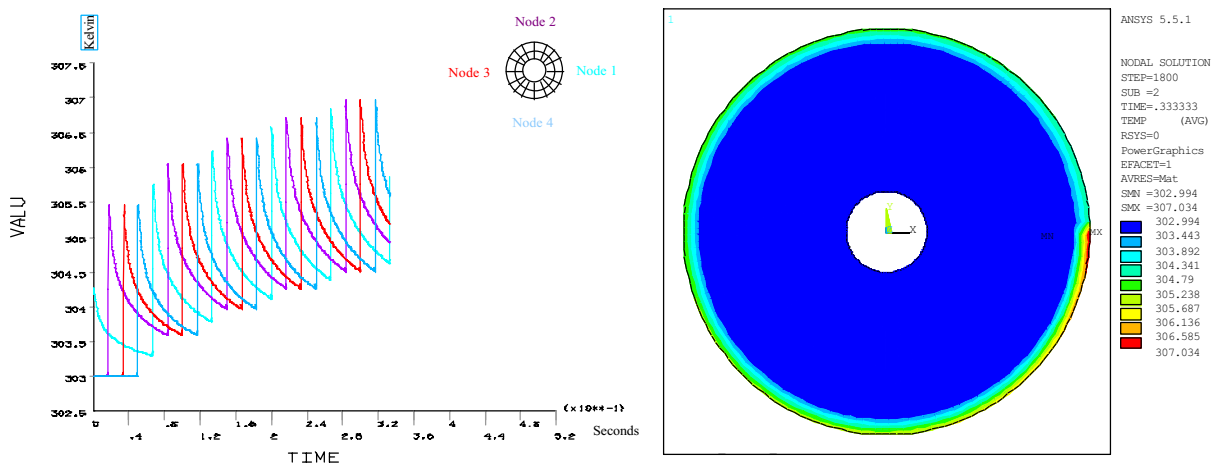


Figure 11. Time variation of the temperature and temperature distribution along the body after five revolutions.

After 45 seconds of time simulation, which corresponds to 15 revolutions of the work roll, the heat generated by the contact and transferred to the cylinder is equal to the heat removed from the surface by convective heat transfer.

The envelope of the temperature time evolution is shown in "Fig. 12". The equilibrium between the heat generation and cooling process occurs only when the surface temperature is sufficient to produce a thermal gradient that increases the convective cooling process. Even at this equilibrium condition, the temperature at the roll surface continues to change periodically. This way, a point will be in the contact region with the same temperature of the previous revolution.

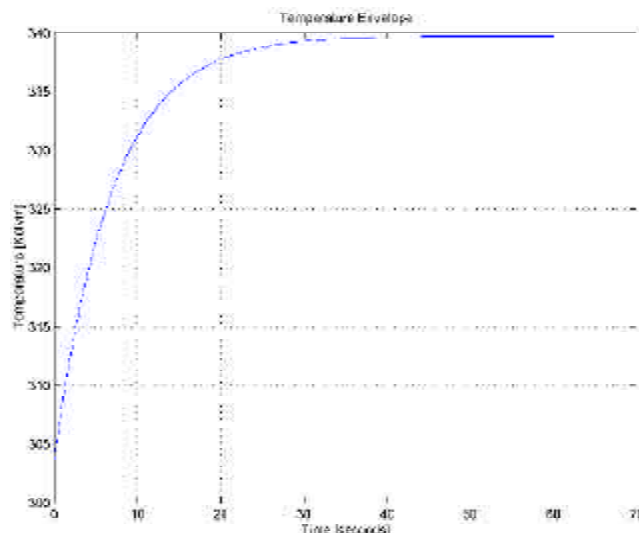


Figure 12. The temperature envelope after fifteen revolutions of the work roll.

The thermal variation presented in “Fig. 11” and the stress concentration shown in “Fig. 6” when combined, will produce conditions that increase the adhesion wear. This is due the thermal fatigue that generate cracks in the direction perpendicular to the surfaces, and that will encounter the sub surface cracks originated by stress fluctuation. When these two cracks encounters, the conditions to material loss by micro fatigue are produced.

The numerical results of this heat transfer finite element model can be used as an approximation to solve the following inverse problem: a thermal gage can be positioned out of the contact region can be used to estimate the temperature at the contact area and the heat generated by the contact.

The obtained numerical results agree, qualitatively, with those obtained by Kim and Kang (1998). These authors used the finite element method to calculate the thermal distribution in a hot rolling process, without considering the slip between the roll and the sheet.

5. Conclusions

The critical regions that will be more susceptible to material loss by several wear phenomena can be identified by the proposed finite element model. The numerical results, alone, will not quantify or characterize the complete wear process. Therefore, it can produce important information, such as the critical stress locations, that are useful to wear process identification.

The numerical solution of the FEM model can be used to analyze these kind of non-conforming contact problems, where the analytical solutions from the Hertz’s theory are not available.

The mesh grid used in this work has enough density to determine the stresses near to the contact surfaces, and permits to calculate the reaction forces at the cylinders shafts with acceptable accuracy. Therefore, the stress results obtained along the rolls radial direction can be only be improved by an additional mesh refinement. This refinement implies to a larger computational effort.

The surface to surface contact element reduce the computational effort without degenerating the numerical results. This type of element permits the reduction of the elements number and provides a best performance of the numerical integrator.

The proposed model for the heat transfer that occurs in the work roll, and the approach that uses moving boundary conditions, are reliable and reduce significantly the computational effort, without compromising the results. This numerical simulation can be useful to determine the actual contact temperature by using thermal gages in locations outside the contact region.

In future works the surface waviness and roughness will be considered in the finite element model, as different values of the contact stiffness.

6. Bibliography

- Hsiang, S.H. and Lin, S.L. , 2001, “Application of 3D FEM-slab method to shape rolling” , International Journal of Mechanical Sciences, Vol. 43, pp. 1155-1177
- Lin, Z.G. and Lee, S.Y., 1997, “An investigation of contact problem between strip and work roll with a smooth straight surface during cold rolling”, International Journal of Mechanical Sciences, N° 12, pp. 1385-1404
- Kim, Y. D. amd Kang, C. G., 1998, “Model experiments for the determination of the heat-transfer coefficient and transition thermal analysis in the direct rolling process”, Journal of Materials Processing Technology, Vol. 84, pp. 210-224
- Smetana, Z., 2000, “The solution of contact problems with the aid of contact integral equations”, International Journal of Computer and Structures, Vol. 78, pp.63-72
- Johnson, K.L., 1987, “Contact Mechanics”, Cambridge University Press, Cambridge, United Kingdom
- Polukhin, V. P., 1975, “Mathematical Simulation and Computer Analysis of Thin-Strip Rolling Mills”, Moscow, USSR
- Willians, J. A., 1994, “Engineering Tribology”, Oxford University Press, Oxford, Great Britain.

CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL DE MATERIAIS FERROSOS SINTERIZADOS E OXIDADOS A VAPOR

Flávio José da Silva

Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Federal de Uberlândia.
Av João Naves de Ávila, 2160, Santa Mônica, Uberlândia, MG.
fjsilva@mecanica.ufu.br

Roberto Binder

Embraco S.A.
Rua Rui Barbosa, 1020, Joinville-SC
Roberto_Binder@embraco.com.br

José Daniel Biasoli de Melo

Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Federal de Uberlândia.
Av João Naves de Ávila, 2160, Santa Mônica, Uberlândia, MG
ltm-demello@ufu.br

Resumo. A caracterização microestrutural de materiais porosos oxidados a vapor através de técnicas convencionais requer muitos cuidados na preparação das amostras. Durante as diversas etapas de preparação metalográfica, tais como corte, lixamento e polimento pode-se mascarar os resultados tanto pelo preenchimento dos poros com material de base levando a uma pseudodiminuição da porosidade, como pela quebra dos óxidos que revestem os poros causando um aumento destes. Adicionalmente, para o caso de estudos tribológicos, o interesse maior está na superfície ativa dos componentes que poderá, eventualmente ser eliminada pela preparação para a análise microestrutural. Neste trabalho, apresenta-se uma metodologia de otimização das etapas convencionais de preparação metalográfica microestrutural bem como uma nova técnica que preserva a superfície ativa original de componentes de geometria cilíndricas. Nesta técnica, que não necessita nenhum tipo de preparação metalográfica das amostras, imagens obtidas por microscopia eletrônica de varredura geradas por elétrons retro-espalhados são analisadas por software comercial de análise de imagens gerando resultados confiáveis, de fácil realização e isentos de erros de preparação.

Palavras chave: Caracterização microestrutural, MEV, Sinterização, Oxidação a vapor, Porosidade

1. Introdução

O aprimoramento e o domínio das técnicas do processo de sinterização tornou possível o uso de materiais sinterizados em muitas aplicações de engenharia tais como mancais, filtros, peças estruturais e muitas outras. Atualmente a metalurgia do pó é muito usada na indústria em uma diversidade de produtos, principalmente naqueles de formas complexas, difíceis de serem obtidos por outros processos, e naqueles em que as características dependem em grande parte da pureza e homogeneidade dos metais.

Apesar das boas propriedades dos materiais sinterizados, estas podem ser significativamente melhoradas por um processo denominado ferroxidação ou tratamento a vapor, operação secundária na indústria de peças sinterizadas, que promove o aumento da resistência ao desgaste, da resistência à corrosão e da resistência a compressão (Binder, 1996). Este processo também leva ao selamento da porosidade interligada, comum em materiais sinterizados, pela formação de uma camada de óxido de ferro na superfície externa e na rede de poros comunicantes do material, dando estanqueidade às peças produzidas por sinterização. A caracterização deste tipo de material é de fundamental importância no entendimento da influência das variáveis do processo de sinterização e de ferroxidação nas suas propriedades e conseqüentemente no desempenho de um componente produzido por sinterização e oxidação a vapor.

A medição da porosidade, distribuição do tamanho de poros, geometria destes, bem como as relações entre parâmetros de porosidade e as propriedades são essenciais para os metalurgistas. Com relação ao desempenho quanto ao desgaste de materiais sinterizados a vapor, a caracterização tanto da camada de óxido formada quanto da porosidade superficial é essencial no entendimento do comportamento tribológico desta classe de material. A determinação destas características pode ser feita indiretamente, como no caso da quantidade de poros por métodos de medição da densidade (Thummler et al, 1988) ou diretamente através de técnicas metalográficas (Huppamann et al, 1983)

Para uma adequada preparação metalográfica deve-se selecionar os parâmetros ideais de corte de amostras, montagem e preparação mecânica (lixamento e polimento), obtendo assim uma superfície com um mínimo de alterações ou defeitos. Infelizmente os processo de preparação metalográfica sempre acabam inserindo pequenas modificações superficiais nas amostras, mesmo com o uso de parâmetros corretos de preparação. Em tribologia, que envolve fenômenos superficiais, a caracterização ideal é aquela que descreve fielmente a superfície como ela é, sem nenhum tipo de modificação, o que nem sempre é possível com o uso de técnicas metalográficas. Outra limitação deste tipo de técnica é a caracterização de superfícies não planas (geometrias complexas), que é dificultada e às vezes impossível de ser feita.

Neste trabalho apresenta-se uma metodologia de otimização das etapas convencionais de preparação metalográfica, bem como uma nova técnica que não necessita nenhum tipo de preparação metalográfica das amostras, preservando a superfície ativa original de componentes de geometria cilíndrica. Não é objetivo deste trabalho fazer uma completa caracterização mecânica, física ou metalográfica de sinterizados. O que se pretende é mostrar uma ferramenta muito útil e simples que pode ser utilizada na caracterização superficial de sinterizados quanto à porosidade. A seguir apresentam-se duas técnicas de caracterização da porosidade, a primeira usando-se a técnicas metalográficas, Fig. (1a), e a segunda usando microscopia eletrônica de varredura sem preparação metalográfica como na Fig (1b).

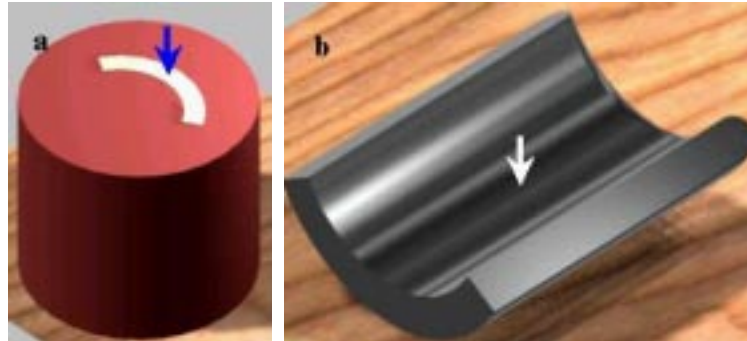


Figura 1- Regiões de caracterização, (a) amostra de geometria cilíndrica com embutimento, (b) amostra de geometria cilíndrica sem embutimento.

1.2 Preparação metalográfica das amostras sinterizadas a vapor.

Difícilmente consegue-se obter uma superfície totalmente isenta de alguma alteração ou dano causado pelo processo mecânico de preparação metalográfica. Em alguns casos estas alterações são mínimas e não influenciam na avaliação dos resultados, em outros, porém, podem levar a conclusões erradas. A caracterização microestrutural de materiais porosos, oxidados a vapor, através de técnicas convencionais requer muitos cuidados na preparação das amostras. Durante as diversas etapas de preparação metalográfica, tais como corte, lixamento e polimento pode-se mascarar os resultados tanto pelo preenchimento dos poros com material de base ou fragmentos, como mostrado na Fig. (2a), levando a uma pseudodiminuição da porosidade, como também pela quebra dos óxidos que revestem os poros ou pelo arredondamento das bordas da porosidade, causando um aumento destas, Fig. (2b). Dependendo das propriedades do material estes dois efeitos podem acontecer. Materiais macios e dúcteis podem deformar-se facilmente e, portanto, preencher os poros. Já no caso de materiais duros e frágeis podem sofrer fraturas que levam a superfície a apresentar uma porosidade maior que a real. No caso de ferrosos sinterizados a vapor, que possuem estas duas propriedades, dureza e fragilidade da camada de oxido e ductilidade da matriz, estas falhas de preparação metalográfica são bem evidentes..

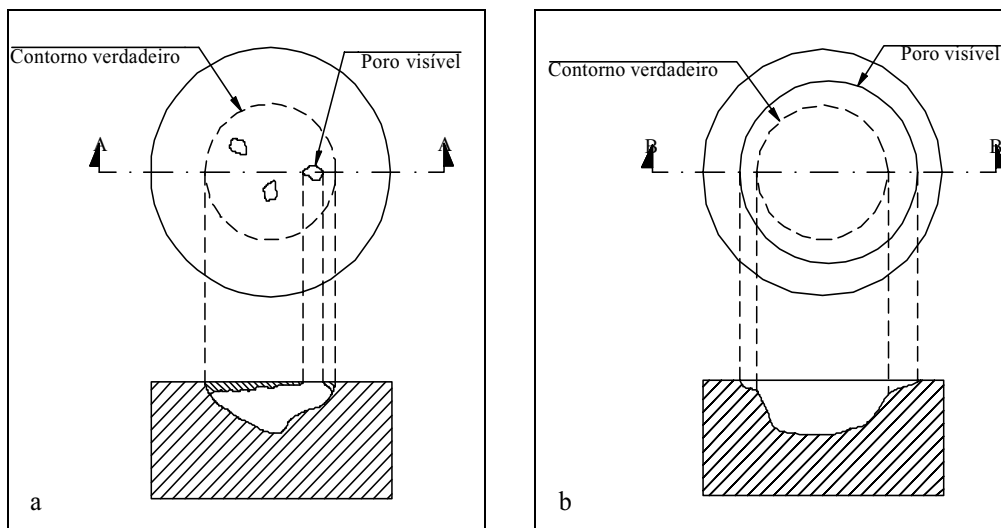


Figura 2 - Mudanças na superfície de amostras sinterizadas após lixamento e polimento (a) fechamento da porosidade com fragmentos ou material deformado, (b) quebra ou arredondamento das arestas em volta do poro.

Os defeitos de preparação podem ser minimizados adotando-se corretos parâmetros de lixamento e polimento e preenchendo-se os vazios com resina por impregnação a vácuo (Metalog Guide,1992 e Huppmann et all,1983). Com este tipo de montagem preenche-se os poros diminuindo-se os defeitos de preparação.

A seguir, apresenta-se um exemplo no qual a amostra foi embutida em baquelite e, por corte com disco abrasivo intensamente refrigerado, obteve-se uma seção transversal, a qual na seqüência foi lixada até a lixa 1000 e polida com pasta de diamante nas granulometrias 3, 1 e 0,25 μm para, finalmente, sofrer um polimento com SiO_2 coloidal. O polimento foi interrompido de tempos em tempos de forma a garantir que a microestrutura analisada não havia sofrido influência do processo de preparação para a análise microestrutural. A interrupção a intervalos regulares foi realizada partir do polimento com diamante de 1 μm permitindo estabelecer os seguintes tempos de polimento:

- 1- Diamante 1 μm = 5 minutos;
- 2- Diamante 0,25 μm = 10 minutos;
- 3- Sílica coloidal = 10 minutos .

Esta preparação metalográfica foi objeto de otimização com vistas à eliminação de artefatos introduzidos durante este mesmo processo (fechamento dos poros e/ou fratura do oxido existente na borda dos poros). O processo foi considerado adequado quando a microestrutura não foi alterada, visualmente, pela etapa conduzida. Esta seqüência é ilustrada na Fig. 3.

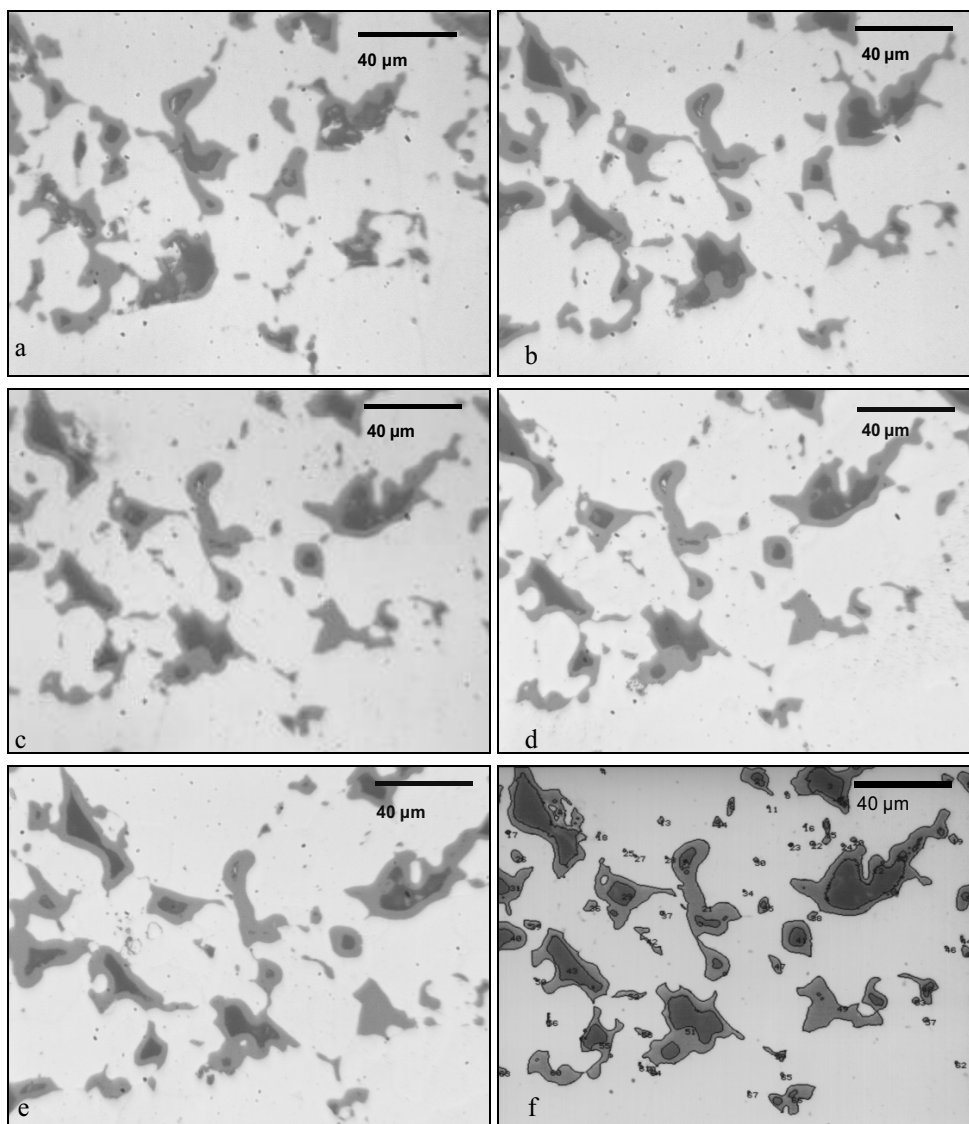


Figura 3- Otimização da preparação metalográfica de uma amostra de ferro sinterizado; a- Pasta de diamante 1 μm , 5 minutos; b- Pasta de diamante 0,25 μm , 5 minutos; c- Pasta de diamante 0,25 μm , 10 minutos; d- Sílica coloidal, 5 minutos; e- Sílica coloidal, 10 minutos, f- imagem processada em analisador de imagens.

Com microscopia ótica e utilizando-se um analisador de imagens equipado com o software Image Pró Plus® a imagem pode ser analisada, Fig (3f) quanto à quantidade de óxido formado e porosidade no volume da amostra. Em alguns casos o uso da metalografia é eficiente, entretanto, quando o interesse maior esta na superfície ativa dos componentes, Fig. (1b), caso de interesse tribológico, a superfície é eliminada tornando inviável a aplicação deste processo.

Apresenta-se a seguir técnicas alternativas e sugestões para a avaliação da porosidade superficial em amostras ferrosas sinterizadas a vapor, nas quais a necessidade e preparação metalografica é dispensada.

3. Técnicas alternativas de caracterização superficial de sinterizados.

A topografia das superfícies pode ser analisada qualitativamente através de Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV) e quantitativamente por interferometria laser utilizando-se, por exemplo, um dispositivo de marca UBM modelo Expert IV (Fig. 4 e 5).

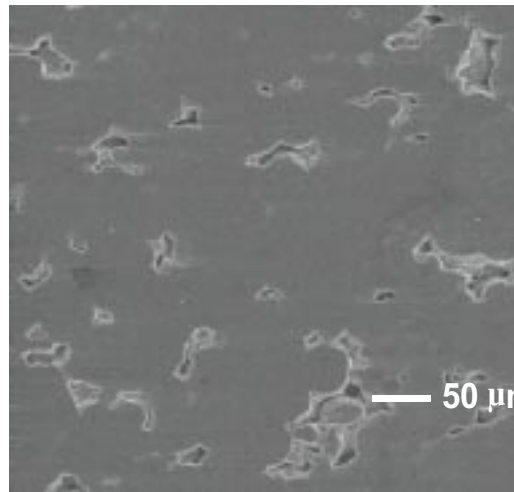


Figura 4- Topografia de superfície feita com MEV (elétrons secundários).

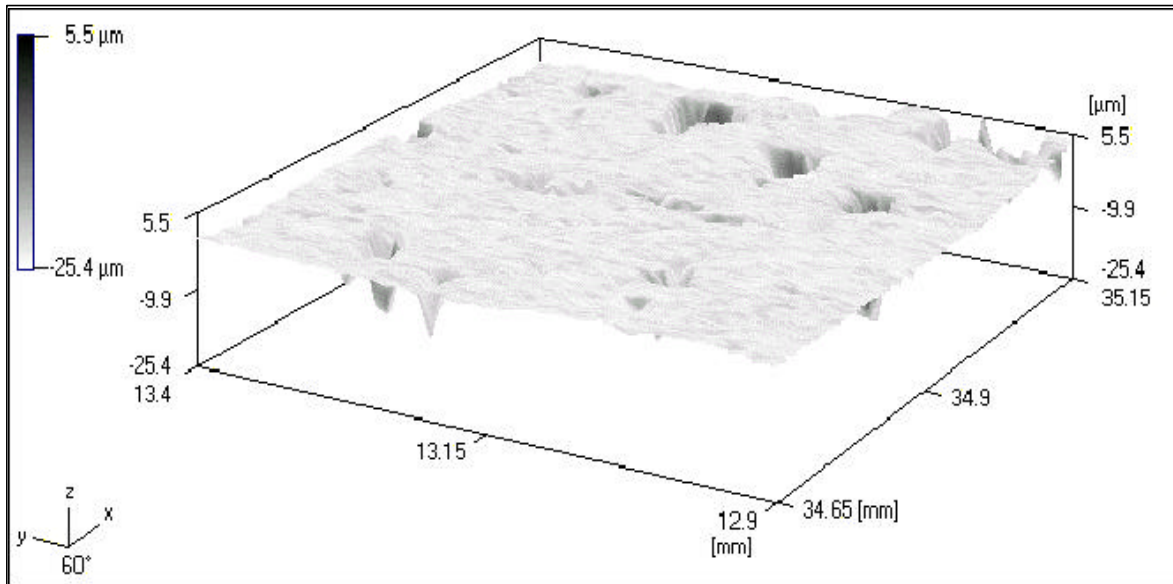


Figura 5- Topografia de superfície feita com interferometria laser

A caracterização da porosidade na superfície ativa da amostra como na Fig. (1b) pode ser feita sem nenhuma preparação metalográfica, conseqüentemente sem alterações superficiais, através de imagens obtidas por elétrons retro-difundidos em Microscópio Eletrônico de Varredura e processadas em programas de análise de imagens. A microscopia

eletrônica realizada com elétrons retro-difundidos é capaz de detectar a diferença de densidade entre as fases. No caso de um material ferroso sinterizado a vapor, a imagem revela a presença da porosidade (vazio) como regiões escuras e a superfície da camada de oxido (mais densa) como regiões claras. Esta diferença de contraste é suficiente para a análise da imagem e conseqüentemente, para a quantificação do nível de porosidade sobre a superfície.

Neste trabalho, foram analisadas amostras de três diferentes fabricantes de sinterizados usando-se esta técnica. Para cada fabricante foram analisadas 3 amostras, as quais foram seccionadas no seu sentido longitudinal, obtendo-se 3 partes simétricas como mostra a Fig. 6. Foram obtidas, no mínimo 5 imagens em posições aleatoriamente distribuídas na superfície ativa dos segmentos totalizando 15 medições por amostra e 45 para cada fabricante. Na obtenção e processamento das imagens usou-se um Microscópio Eletrônico de Varredura Leo 940 A e um software de análise de imagens, sendo possível desta forma, determinar a porosidade superficial.

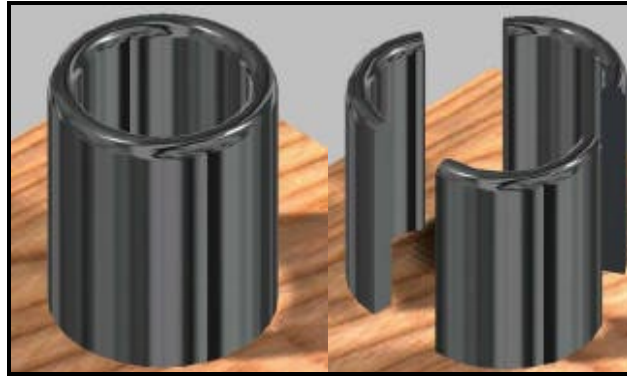


Figura 6 - Corte das amostras

A Fig. 7 ilustra o processo de determinação da porosidade utilizando-se imagens obtidas por elétrons retro-espalhados e o software de análise imagens Scion Image®. Observa-se uma excelente correlação entre os poros, regiões escuras na Fig. (7a), e as áreas consideradas para cálculo pelo programa, áreas claras na Fig. (7b). O calculo da porosidade superficial é de fácil execução e isenta de erros de preparação metalográfica.

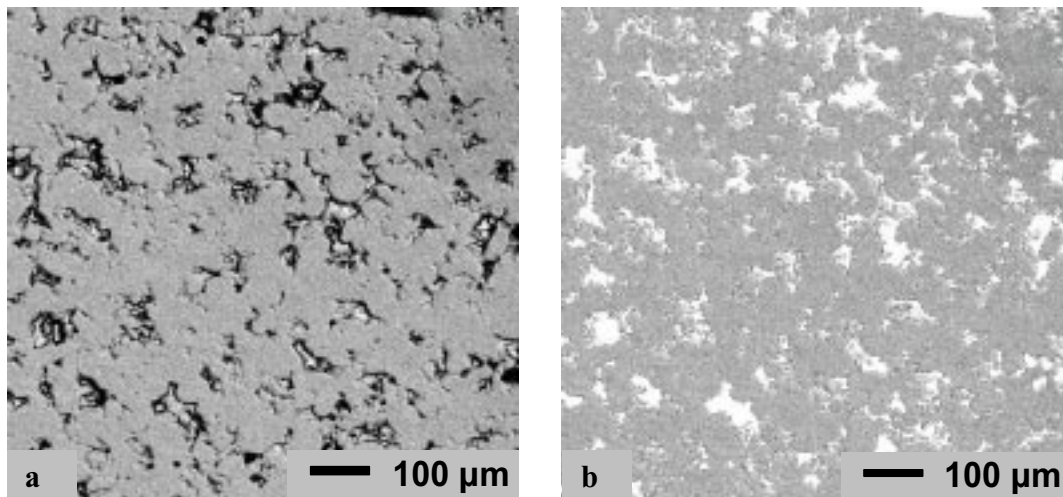


Figura 7- Imagens utilizadas na determinação da porosidade das amostras, elétrons retro-espalhados. b- Imagem após processamento pelo software Scion Image®.

Adicionalmente neste trabalho foram determinados os valores de porosidade volumétrica, calculadas a partir da densidade das amostras, obtidas pelo método volumétrico. Na obtenção da porosidade volumétrica nenhum tipo de preparação metalográfica é necessária, tendo sido analisadas 10 amostras para cada fabricante.

A Tabela 1 sintetiza estes resultados que são mostrados graficamente pela Fig. (8a), que apresenta os valores de porosidade volumétrica calculados a partir da densidade das amostras, e pela Fig (8b), que apresenta a porosidade superficial obtida usando-se microscopia eletrônica de Varredura.

Tabela 1 - Porosidade superficial e volumétrica de amostras de ferro sinterizado por diferentes fabricantes.

Fabricante	Porosidade (%)		Superficial		Volumétrica	
	Média	Desv. p.	Média	Desv. p.	Média	Desv. p.
A	9,3	1,9	11,3	0,27	11,3	0,27
B	13,3	4,9	11,8	0,32	11,8	0,32
C	9,1	2,1	12,1	0,33	12,1	0,33

Na análise da porosidade das amostras entre os fabricantes foi verificado estatisticamente que existem diferenças, mesmo que pequenas, tanto para a porosidade volumétrica como para a porosidade superficial. Os valores de porosidade volumétrica são diferentes, porém, muito próximos e com baixo coeficiente de variação (2 a 3 %). Já a porosidade superficial obtida pelo método proposto apresenta uma elevada dispersão, com um coeficiente de variação de 20 a 37%, obtendo-se iguais valores de porosidade superficial ara as amostras do fabricante A e C.

Quando comparada a porosidade volumétrica com porosidade superficial de amostras de um mesmo fabricante, observa-se que são praticamente as mesmas, principalmente para as amostra do fabricante B, que apresentou uma grande dispersão na porosidade superficial. Os iguais valores de porosidade entre os dois métodos e a grande dispersão, a primeira vista, podem levar a conclusão que a nova técnica não seja confiável na obtenção de uma base de dados para o cálculo da porosidade. Verifica-se que a dispersão verificada nos valores de porosidade superficial não reflete falha da metodologia, mas sim, uma dispersão intrínseca associada aos gradientes de porosidade de produtos sinterizados como ilustrado na Fig. 9.

Analisando-se as figuras obtidas aleatoriamente na superfície das amostras verifica-se que a porosidade varia, tanto de um fabricante para outro, comparando-se a porosidade das amostras dos fabricantes A e C com as do Fabricante B (vertical), quanto dentro de um mesmo fabricante (horizontal).

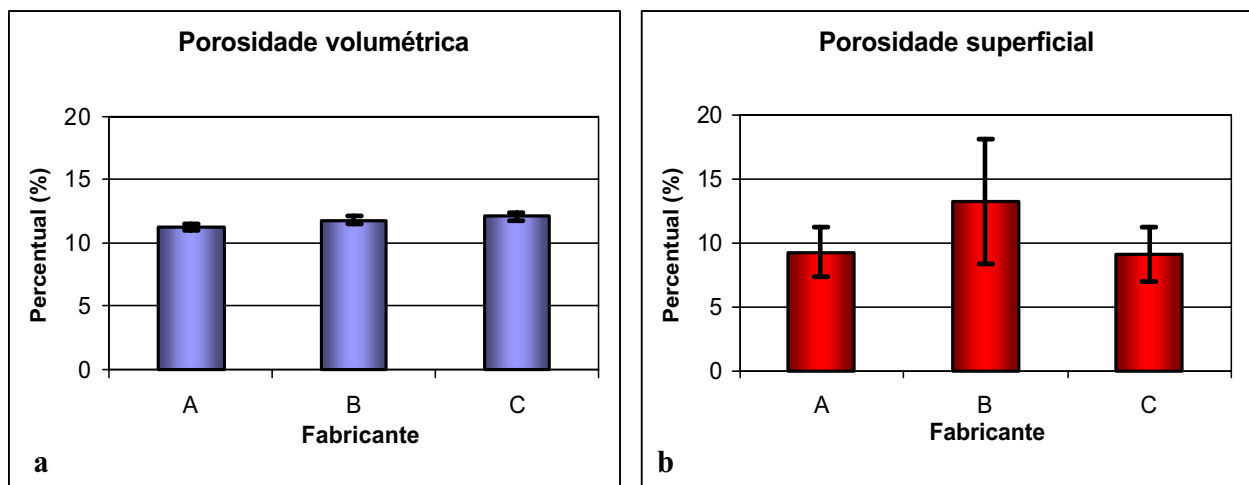
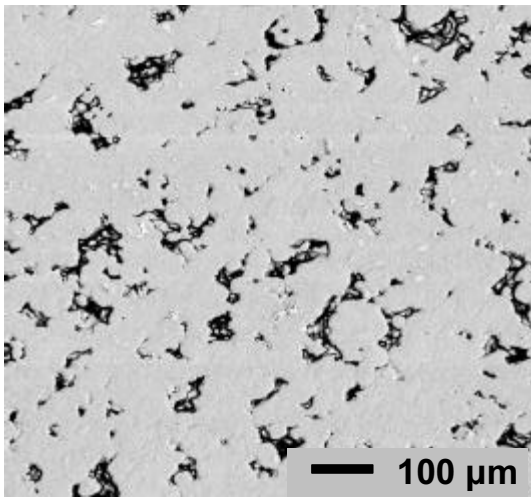


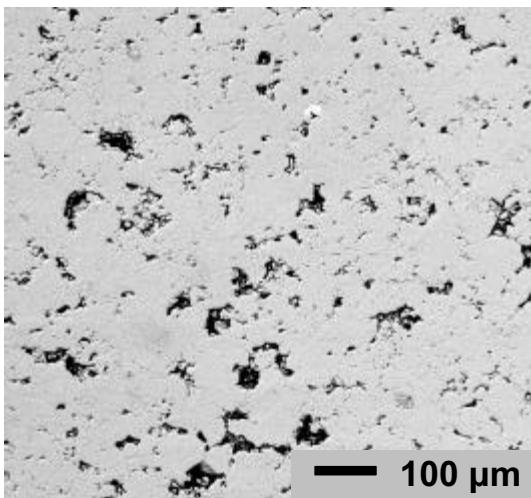
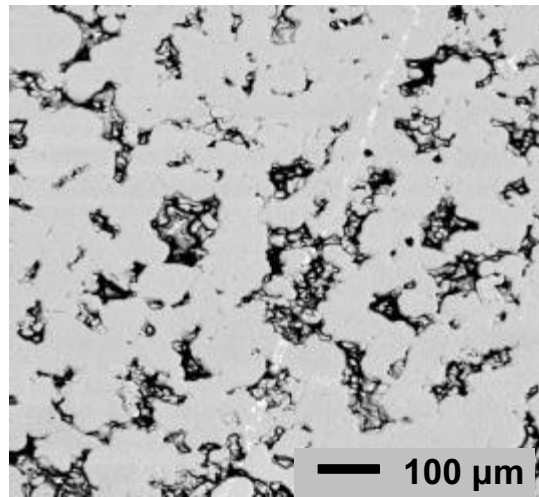
Figura 8- Porosidade das amostras para diferentes fabricantes, (a)-volumétrica, (b)- superficial

O cálculo da porosidade usando-se o método volumétrico apresenta uma pequena dispersão de porosidade em torno da média devido à integração de toda a porosidade, eliminando o gradiente de porosidade intrínseco aos materiais sinterizados. Acredita-se que, em se tratando de aplicações tribológicas de componentes sinterizados e ferroxidados a vapor, a porosidade medida na superfície ativa dos componentes é um parâmetro muito mais significativo do que aquele medido em função da densidade, visto que, o desgaste é um fenômeno superficial. A grande dispersão verificada nos valores obtidos pelo método proposto, ao contrário da porosidade volumétrica, reflete a real característica superficial do material, que tem efeito no comportamento tribológico.

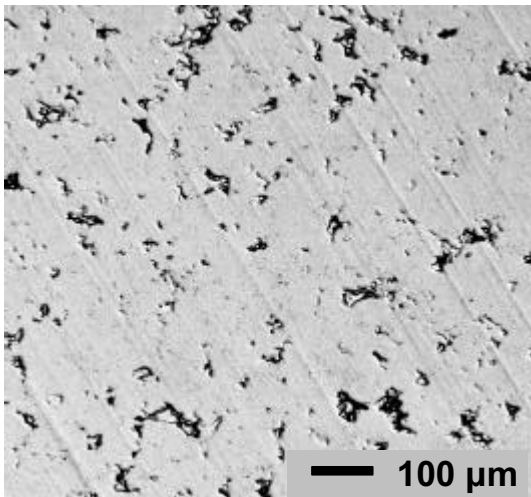
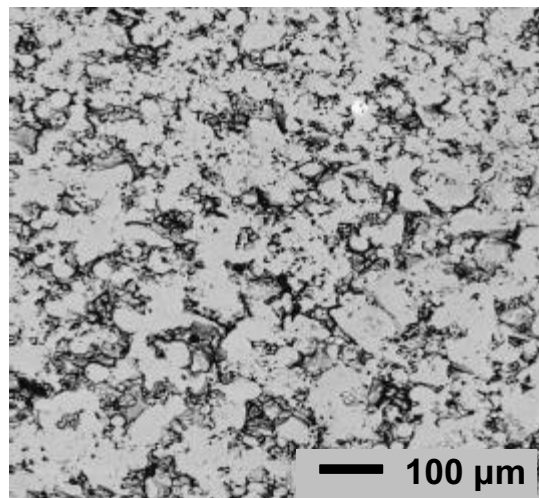
A uso da nova técnica como ferramenta de caracterização superficial e determinação da porosidade local e conseqüentemente os gradientes de porosidade presentes, é fundamental para um melhor entendimento do comportamento tribológico deste tipo de material.



Fabricante A



Fabricante B



Fabricante C

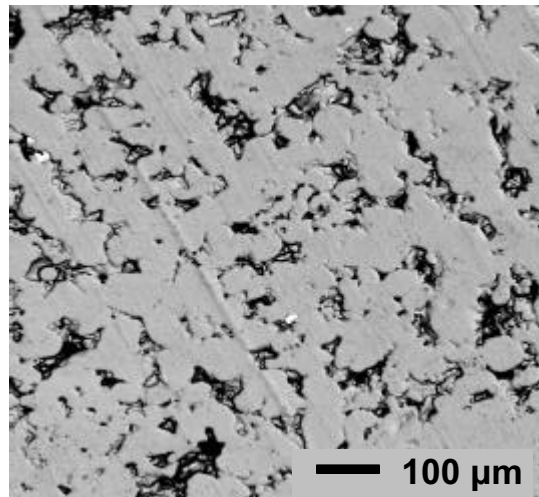


Figura 9- Aspecto típico da porosidade superficial de uma amostra de ferro sinterizado (Microscópio Eletrônico de Varredura, elétrons retro-difundidos.)

4. Conclusão

- Os resultados apresentados neste trabalho mostram a importância do uso de uma técnica apropriada na caracterização de materiais sinterizados. A caracterização metalográfica é uma das alternativas, porém sujeita a erros e não aplicável quando se necessita realizá-la em uma superfície não plana.
- A técnica sugerida mostrou ser confiável na caracterização superficial, de fácil execução e isenta de erros experimentais produzidos pela preparação metalográfica. O elevado valor do coeficiente de variação dos resultados obtida com esta técnica, não reflete falha da metodologia, mas sim a dispersão intrínseca associada aos gradientes de porosidade de produtos sinterizados.
- A caracterização superficial é de grande importância para a tribologia, visto que o desgaste é um fenômeno superficial. Desta forma a técnica proposta constitui uma ferramenta adequada para um melhor entendimento do comportamento tribológico de materiais sinterizados.

5. Referências

- Binder, R., 1996, "Influência dos Processos de Ferroxidação nas Propriedades de Ferro Sinterizado", Dissertação de Mestrado Submetida na Universidade Federal de Santa Catarina., Florianópolis, Brasil, 121 p.
- Huppmann, K. et al, 1983, "Metallographic Characterization of PM Materials", Powder Metallurgy, vol 26, nº1, pp. 23-26
- Metalog Guide, 1992, "Guia de metalografia da Struers", 111 p.
- Thummler, F. e Oberacker, R., 1993, "Introduction to Powder Metallurgy" The Institute of Materials, University of Karlsruhe, London, 332 p.

MICROSTRUCTURAL CHARACTERIZATION OF STEAM TREATED SINTERED IRON

Flávio José da Silva

Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Federal de Uberlândia.
Av João Naves de Ávila, 2160, Santa Mônica, Uberlândia, MG.
fjsilva@mecanica.ufu.br

Roberto Binder

Embraco S.A.
Rua Rui Barbosa, 1020, Joinville-SC
Roberto_Binder@embraco.com.br

José Daniel Biasoli de Melo

Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Federal de Uberlândia.
Av João Naves de Ávila, 2160, Santa Mônica, Uberlândia, MG
ltm-demello@ufu.br

Abstract: *Microestrutural characterization of porous material through conventional techniques needs specific careful in specimen preparing. During the several steps of metallographic preparation, such as cutting, grinding and polishing, it is possible to change the surface being worked leading it to an incorrect appearance of porosity and hence an incorrect microestrutural interpretation. Besides this, in tribology the focus is on the active surface of the components that could be changed owing to metallographic preparation. In this work it is presented an optimized methodology in the conventional technique and a new technique preserving the active original surface of non-flat geometry. In this technique it is not necessary any kind of metallographic preparation. Images are made with Scanning Electronic Microscopy, SEM, using backscattering electrons. They are easily analysed, with no mistakes introduced by preparation, through commercial software.*

Key words: *Microestructural characterization, MEV, Sinterization, Steam treatment, Porosity.*