

# **ANÁLISE DA INFLUÊNCIA DA TEMPERATURA DE PRÉ-AQUECIMENTO NA FORMAÇÃO DE MICROFASES EM CORDÃO DE SOLDA OBTIDO PELO PROCESSO DE SOLDAGEM À ARCO ELÉTRICO COM PROTEÇÃO GASOSA E ARAME CONSUMÍVEL**

**Gilmânia Gerage da Silva**

Faculdade de Engenharia de Bauru – UNESP – Bauru  
Av. Engº Luiz Edmundo Carrijo Coube nº 14-01 – Bauru – SP – CEP 17033-360

**Prof. Dr. Yukio Kobayashi**

Faculdade de Engenharia de Bauru – DEM – Unesp – Bauru  
Av. Engº Luiz Edmundo Carrijo Coube nº 14-01 – Bauru – SP – CEP 17033-360  
kio@feb.unesp.br

## **Resumo**

*O trabalho consiste em analisar a influência da temperatura de pré-aquecimento na formação de microfases no metal de solda e relacioná-las com a resistência ao impacto do mesmo. As propriedades mecânicas do metal de solda são o resultado do relacionamento entre a composição química com a microestrutura da solda. Os cordões de solda são constituídos de regiões com microestruturas no estado bruto de solidificação, onde a ocorrência do constituinte AM (Austenita–Martensita) é freqüente, sendo muitas vezes controladora de sua tenacidade. Denomina-se microestrutura AM ou microfases, as regiões de dimensões microscópicas presentes nos aços carbono (C-Mn) e baixa liga, constituídas de células de austenita estabilizada. A denominação austenita-martensita para tal microconstituente é devido à presença em altos teores de martensita nessas ilhas de austenita. Uma das finalidades do pré-aquecimento é reduzir a velocidade de resfriamento durante a operação de soldagem com a finalidade de modificar a microestrutura do cordão de solda. Utilizou-se o processo de soldagem a arco elétrico com proteção gasosa, arco pulsado e arame tubular. A soldagem foi feita em um único passe em chapa de aço estrutural resistente a corrosão atmosférica com chanfro em "V", ângulo 50° e profundidade de 8mm. Como metal de adição foi utilizado o eletrodo tubular E 80 TI-W. Houve uma redução da quantidade de microfases com o aumento da temperatura de pré-aquecimento, e por fim ocorreu uma melhora na propriedade de impacto nos cordões de solda que obtiveram uma redução das microfases devido ao aumento da temperatura de pré-aquecimento.*

**Palavras-chave:** *Microfases, Pré-aquecimento, Constituinte Austenita-Martensita.*

## **1. INTRODUÇÃO**

A soldagem com arco elétrico e proteção gasosa é um processo que alia produtividade e versatilidade, mas a crescente busca pela melhoria dos processos e produtos faz com que o processo de soldagem semi-automático prevaleça sobre os processos manuais, utilizando-os nos mesmos campos de aplicação.

É conhecido que as variações na microestrutura e propriedades mecânicas do metal de solda são influenciadas pela ação conjunta das variáveis do processo de soldagem, bem como a composição do gás de proteção e composição química do metal de adição. Com base nisso, a utilização da soldagem por arco elétrico com proteção gasosa e corrente pulsada, proporciona um melhor controle dos parâmetros de soldagem, resultando num melhor controle da penetração e diluição do metal de base.

Sabe-se que a microestrutura final do metal de solda depende da interação de alguns fatores, tais como: o conteúdo total dos elementos de liga; da concentração, composição química e distribuição de inclusões não metálicas; da microestrutura de solidificação; do tamanho do grão da austenita; e do ciclo de resfriamento. A presença do constituinte microfase na microestrutura final do metal de solda é um fato preocupante para os especialistas que atualmente desenvolvem novos produtos siderúrgicos, no sentido de aumentar a sua resistência mecânica sem perda de tenacidade.

O objetivo do trabalho consiste em analisar a influência da temperatura de pré-aquecimento na formação de microfases no metal de solda e relacioná-las com a resistência ao impacto do mesmo.

## **2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA**

### **2.1 Processo de soldagem a arco elétrico com proteção gasosa (MIG/MAG)**

Na soldagem a arco elétrico com proteção gasosa, um arame metálico sem revestimento (eletrodo nú) é alimentado de forma contínua em uma tocha de soldagem, por meio de um alimentador.

A proteção da região de soldagem pode ser feita por um fluxo de gás inerte (MIG), gás ativo (MAG) ou mistura de dois gases. Gases de proteção ou misturas completamente inertes tem em geral, uso restrito para metais e ligas não ferrosas. Para aços, particularmente aço carbono e de baixa liga, são soldados com misturas contendo proporções diversas de  $O_2$  e de  $CO_2$ .

O tipo de gás de proteção afeta as características do arco, o modo de transferência de metal de adição, o formato do cordão depositado e, no caso de gases ativos as suas características metalúrgicas. Para a seleção do gás de proteção deve-se considerar o tipo de metal a ser soldado, sua espessura, a posição de soldagem, exigências de qualidade, características do processo (por exemplo, uso de corrente pulsada) e custo.

Nos últimos anos vem sendo desenvolvida a utilização de correntes pulsadas na soldagem, utilizando arames sólidos, em ligas de alumínio e também em aplicações específicas como na soldagem de tubulações, aplicação de revestimentos de aço inoxidável e aços estruturais.

Na soldagem com arco pulsado, a corrente de base serve principalmente para manter o arco aberto, mas insuficiente para promover a transferência metálica. Já a corrente de pico é estabelecida para exceder o valor crítico, e assim proporcionar a transferência do metal em gotas pequenas. Além disto, o seu valor e tempo de duração é tal que a cada pulso ocorre o destacamento de uma única gota de diâmetro igual ou menor que o diâmetro do eletrodo. Então a técnica produz uma série de gotículas que resulta numa transferência do tipo por pulverização, que se dá por meio de uma corrente média que normalmente produziria uma transferência do tipo globular.

A transferência por pulverização promove a formação de cordões de solda uniformes, com mínimos defeitos e baixa penetração. TAKEUCHY et al <sup>[1]</sup> ressaltam redução de salpicos com corrente pulsada e FERREE<sup>[2]</sup> baixo nível de fumos. BOSWORTH<sup>[3]</sup> acrescenta que a transferência por pulverização proporciona a mesma eficiência térmica da corrente contínua, em torno de 85%, com exceção da transferência por curto-circuito (95%).

A obtenção do tipo de transferência ideal depende da determinação correta dos parâmetros de pulso, ou seja: corrente de pico ( $I_p$ ), corrente de base ( $I_b$ ), tempo de permanência na corrente de pico ( $T_p$ ) e tempo de permanência na corrente de base ( $T_b$ ). Sendo que estes dois últimos definem a frequência de pulso ( $F$ ) e o período de ciclo ( $T$ ).

De um modo geral, as variações na microestrutura e propriedades mecânicas do metal de solda são influenciadas pela ação conjunta das variáveis do processo de soldagem, bem como a composição do gás de proteção e composição química do metal de adição.

A grande dificuldade está na determinação correta dos parâmetros de pulso aplicáveis para obtenção de uma solda de boa qualidade, devido aos relacionamentos das inúmeras variáveis envolvidas.

## 2.2 Pré-Aquecimento

O principal objetivo do pré-aquecimento é reduzir a velocidade de resfriamento durante a operação de soldagem, com a finalidade de:

- Modificar a microestrutura;
- Promover a difusão do hidrogênio;
- Modificar o nível e distribuição das tensões residuais.

A temperatura de pré-aquecimento é a mínima temperatura que deverá ser alcançada em toda a espessura do material, antes de se efetuar a solda, a qual deverão estender-se numa zona suficientemente ampla, em ambos lados da junta. A temperatura de pré-aquecimento deve ser equilibrada com o calor adicionado no transcorrer da soldagem, de acordo ao tipo de aço e em função das propriedades requeridas para a junta soldada.

De acordo com DALMEN<sup>[4]</sup> existe uma correlação entre pré-aquecimento e soldabilidade; as condições de pré-aquecimento não podem ser determinadas sem o conhecimento das condições gerais de soldabilidade prevalecente em determinadas circunstâncias práticas.

Um estudo realizado por QUITES e DUTRA<sup>[5]</sup>, o pré-aquecimento deve ser considerado uma precaução a ser tomada, cujo objetivo é evitar defeitos, principalmente a fissuração a frio, o qual o pré-aquecimento tem poder definitivo. Na maioria dos casos práticos a fissuração a frio ocorre em zonas duras da zona afetada pelo calor, onde o tamanho de grão torna-se maior. Ela ocorre geralmente devido à presença de:

- Estruturas martensíticas duras na ZAC;
- Enriquecimento em hidrogênio;
- Tensões alcançadas como resultado do grau de restrição da junta ou somada àquelas causadas por descontinuidades severas da seção (efeitos de entalhe).

## 2.3 Microconstituente AM-Microfases (Fey + M)

Vários são os fatores controladores da tenacidade, a saber: microestrutura, teor e natureza das inclusões presentes, presença de defeitos, constituintes e fases.

De acordo com MATSUDA et al<sup>[6]</sup> é geralmente conhecida a existência de um constituinte de martensita e austenita em solda, que reduz a tenacidade da junta soldada, este constituinte também se dá o nome de microfase.

A importância de seu estudo decorre principalmente de seu efeito destacado como controlador da tenacidade de aços bainíticos de baixa liga e dos respectivos cordões de solda.

Segundo ALE et al<sup>[7]</sup> um fator tem sido o objeto de preocupação dos metalurgistas é o constituinte austenita-martensita (AM), não só pelo seu alto poder fragilizante mesmo em baixos teores como pela dificuldade de detectá-la face a suas dimensões reduzidas. A formação da microfase ocorre no resfriamento a partir da região austenítica, forma-se ferrita bainítica tornando estável a austenita remanescente devido ao seu enriquecimento em carbono provocado pelo crescimento nas regiões adjacentes desta própria ferrita bainítica, que é inerentemente pobre em carbono. Este enriquecimento termina a temperaturas em torno de 400 a 350 °C, momento em que o teor de carbono da austenita remanescente atinge a faixa de 0,5 a 0,8 %. No resfriamento que segue, parte desta austenita decompõe-se em ferrita e carbeto, no intervalo 300-350 °C. Se o resfriamento for rápido, esta decomposição pode não ocorrer, e então a austenita não decomposta transforma-se em martensita em ripas ou maclada e uma pequena quantidade de austenita ficara retida formando assim o constituinte AM.

Segundo MATSUDA et al<sup>[6]</sup>, o constituinte AM é formado nas fronteiras dos grãos sendo que possui maior força se concentrada nas fronteiras que na região intragranular. O constituinte pode ser classificado em dois tipos sendo o tipo com aspecto alongado e o tipo com aspecto maciço, e suas características influenciam nas propriedades mecânicas do aço, como por exemplo, a formação de AM maciço tende a reduzir a tenacidade do aço em questão.

Os cordões de solda são constituídos de regiões com microestruturas no estado bruto de solidificação, onde a ocorrência do constituinte AM é freqüente, sendo muitas vezes controladora de sua tenacidade.

PARANHOS<sup>[8]</sup> realizou um estudo sobre a influência da composição química (elementos C, Mn, Ni, Mo.) e do revenimento provocado pela deposição dos passes de soldagem, na microestrutura e tenacidade de cordões de solda de aços carbono manganês, baixa liga. A presença de microfases entre as lamelas de ferrita no cordão de solda conferiu baixa tenacidade. Ele também mostrou que o revenimento causado pela deposição dos passes de soldagem tem como efeito decompor o constituinte AM em ferrita e carbeto recuperando desta maneira a tenacidade da ferrita acicular.

ALÉ<sup>[9]</sup> mostrou em seu estudo que a influência do constituinte AM na tenacidade de aços se estende igualmente à região do metal base adjacente ao cordão (ZAC). Uma contribuição de seu estudo se refere à possibilidade de detectar o constituinte AM por microscopia ótica, ou mesmo desenvolver um ataque químico específico para separar os carbeto dos constituintes AM, os carbeto atacados formam depressões na matriz tornando, portanto, sua imagem escura, já o constituinte AM menos atacado que a fase ferrita, aparece em alto relevo com tonalidade clara.

De acordo com REBELLO e SAUER<sup>[10]</sup> o que parece ser ainda objeto de controvérsia seria o local de início de fratura frágil em caso de solicitação mecânica submetida a microestruturas contendo o constituinte AM. Este poderia ser no próprio constituinte AM ou na sua interface com a matriz ferrítica. Mais ainda, a diferença de dureza entre o constituinte AM e a matriz ferrítica, provoca concentração de tensões e um estado triaxial de tensões na matriz ferrítica em torno do constituinte AM, já que somente esta poderia acumular deformações.

### 3. PROCEDIMENTOS EXPERIMENTAIS

#### 3.1 Materiais

A soldagem foi realizada com o equipamento de soldagem inversora multi-processo MAXTRON 450 com cabeçote alimentador microprocessado.

Foram utilizadas doze chapas, do tipo de aço estrutural resistente à corrosão atmosférica COSAR 400 cujas propriedades definidas pelo fabricante são: energia mínima absorvida de 35 J. A 0°C; limite de escoamento igual a 311,7 MPa; limite de resistência equivalente a 434,3 MPa. As chapas foram denominadas com a letra G e índice variando de 1 a 12. Utilizou-se como consumível um arame E 80 T1-W (classificação de acordo com AWS), com diâmetro nominal de 1.2 mm, e como gás de proteção CO<sub>2</sub> puro.

**Tabela 1 – Composição química da chapa COSAR 400**

C	Mn	Si	P	S	Al	Cu	Cr	Ni	B	Ti	V
0,08	0,67	0,37	0,14	0,05	0,27	0,23	0,55	0,01	0,003	0,13	0,04

#### 3.2 Métodos

As chapas foram cortadas pelo processo de oxi-corte com as seguintes dimensões: 250x130x16 mm, sendo que seu comprimento foi cortado no sentido paralelo ao da laminação da chapa.

Foi usinado um chanfro do tipo “V” ângulo de 50° e profundidade de 8 mm ao longo do seu comprimento, no centro de sua largura. Optou-se por este tipo de chanfro após a realização de testes preliminares, onde se buscou obter um solda de único passe e de tamanho suficiente para que houvesse penetração no mesmo.

Como o objetivo é analisar a influência da temperatura de pré-aquecimento na formação das microfases, as soldas foram feitas com a chapa base em três temperaturas diferentes: temperatura ambiente, a 100°C e a 150°C mostradas na Tabela 2. Utilizando-se para as três condições citadas os mesmos parâmetros de soldagem, sendo que foram feitas soldas na temperatura ambiente como amostra de controle.

**Tabela 2 - Temperaturas de pré-aquecimento**

CP	G1	G2	G3	G4	G5	G6	G7	G8	G9	G10	G11	G12
TPA (°C)	21	21	22	97	102	96	101	24	149	149	149	150

Onde: CP: Corpo de Prova.

TPA: Temperatura de Pré-Aquecimento.

As soldas foram realizadas utilizando-se o processo a arco elétrico com proteção gasosa e pulsação de arco, em um único passe, com o pré-aquecimento este realizado em um forno mufla. Utilizou-se o gás de proteção, citado anteriormente, com uma vazão de 22 l/min, determinada pelo fabricante do equipamento de soldagem. Como a tocha se manteve parada em relação à movimentação da chapa, definiu-se que o movimento de translação da mesma seria a velocidade de soldagem. A velocidade de soldagem foi à mesma para todas as variações, ou seja, 15 cm/min. A Tabela 3 ilustra as condições de soldagem obtidas durante a realização da mesma.

**Tabela 3 - Condições de Soldagem**

Variáveis	Corrente de Pico (A)	Corrente de Base (A)	Corrente Média (A) *	Tensão (V) *	Velocidade de soldagem (cm/min)	Tp (ms)	Frequência de pulso (pps)
G1	500	115	303	30,5	15	3	180
G2	500	115	303	31	15	3	180
G3	500	115	305	31,5	15	3	180
G4	500	115	303	31,5	15	3	180
G5	500	115	305	31,7	15	3	180
G6	500	115	297	32	15	3	180
G7	500	115	297	33,2	15	3	180
G8	500	115	294	33,1	15	3	180
G9	500	115	295	32,7	15	3	180
G10	500	115	296	32,6	15	3	180
G11	500	115	293	33	15	3	180
G12	500	115	291	32,8	15	3	180

Tp: tempo de permanência na corrente de pico

\* Valores médios obtidos através do sistema de aquisição de dados.

A preparação das amostras para análises metalográficas foi de forma tradicional, com lixamento até a lixa de grana 1500, com posterior polimento com pasta de diamante de 6µm e 3µm e posterior polimento com alumina de 1µm.

O ataque dos corpos de prova foram feito com Nital 2% seguido do tingimento colorido da microestrutura dos mesmos, através de reagente Klemm II (Metal Handbook<sup>[11]</sup>), o qual tornou

as microfases brilhantes e as ferritas coloridas. Com o tingimento da microestrutura já realizado, foram feitas fotografias das microestruturas tingidas existentes nos cordões de soldas para a quantificação das microfases.

A segunda etapa consistiu na quantificação das fotografias das microestruturas através de do programa de computador “Mocha Image Analysis Software versão 1.2”, onde foi possível obter o percentual das microfases em relação à área total da microestrutura. A análise foi realizada em seis regiões contíguas de cada micrografia.

Para a verificação da influência da microfases na tenacidade do metal de solda, foram realizados ensaios de impacto de acordo com a norma **BS 131: Part 2** [12].

No ensaio de impacto utilizou-se um pêndulo de resiliência (Charpy) de marca Hoytom, com capacidade 300J, entre as temperaturas de -60 °C e 60 °C, com intervalos de 20°C.

Foram utilizados corpos de prova com entalhe em “V” segundo a norma B.S.I. 709.1983. Os corpos de prova utilizados tinham as dimensões de 55x10x5mm com entalhe de 2mm de profundidade, sendo que todos foram retirados no sentido transversal do cordão de solda e posteriormente usinados observando-se as tolerâncias permitidas na respectiva norma.

#### 4. RESULTADOS E DISCUSSÕES

Os resultados da quantificação das microfases dos metais de solda estão ilustrados na Tabela 4 em termos de percentagem. A percentagem foi calculada através da relação da área das microfases com a área total da microestrutura.

Temperaturas de pré-aquecimento(°C)	Percentual de microfases
Temperatura Ambiente	1,95%
Temperatura de 100°C	1,15%
Temperatura de 150°C	0,45%

As microestruturas dos metais de soldas estão mostradas nas Figuras 2 a 4, com ampliação de 250 vezes na lente ocular.

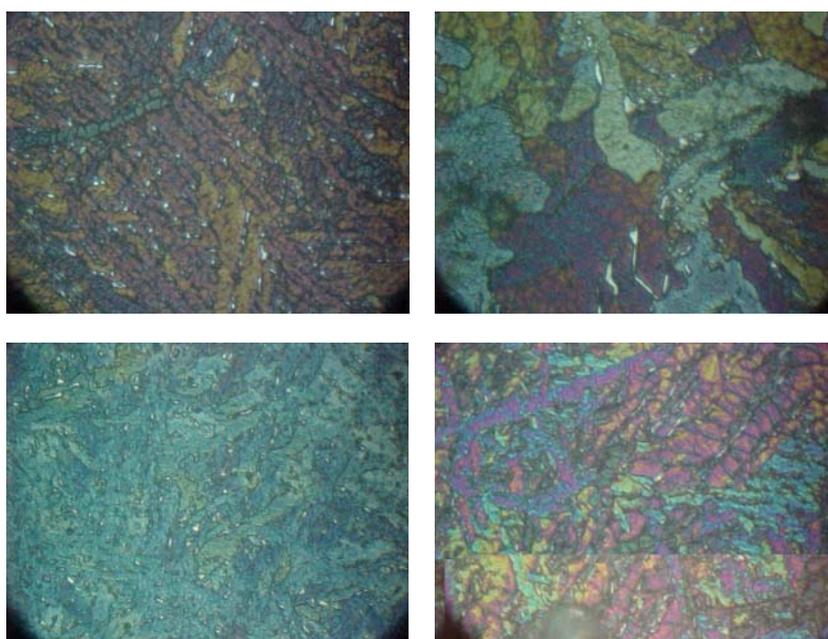


Figura 2 - Micrografia do cordão de solda na temperatura ambiente com ataque químico Nital 2% e tingimento com Klemm II

Da análise dos resultados da quantificação das microfases observou-se uma redução do percentual de microfases com o aumento da temperatura de pré-aquecimento.

De acordo com WAINER et al <sup>[13]</sup>, a temperatura de pré-aquecimento diminui a velocidade de resfriamento da chapa. Essa redução de velocidade pode propiciar uma maior difusão dos elementos de liga, de tal forma que durante a transformação da austenita, a mesma empobreça em elementos de liga. Com menor porcentagem de elementos de liga a austenita torna-se mais instável. Essa instabilidade da austenita pode proporcionar uma redução da formação de microfases, conforme é citado por MATSUDA <sup>[6]</sup>.

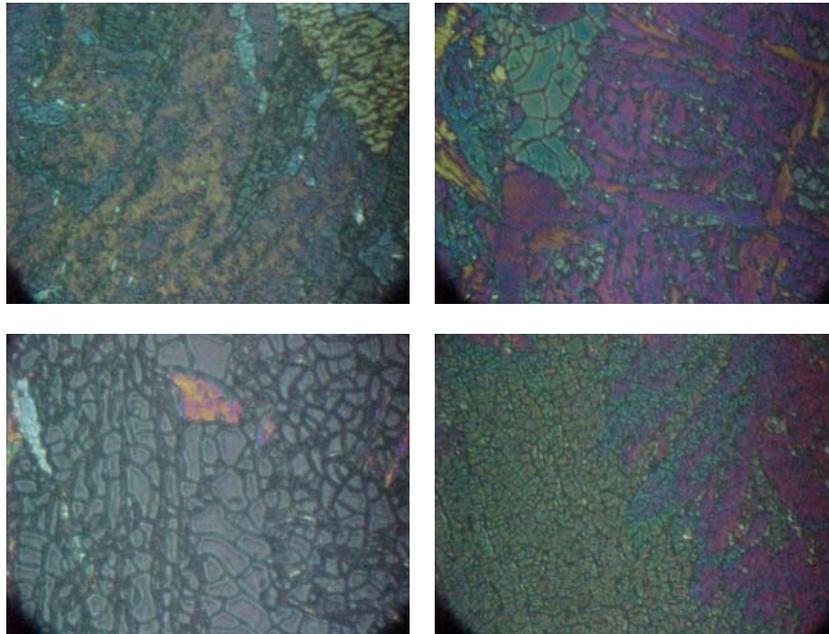


Figura 3 - Micrografia do cordão de solda a 100 °C com ataque químico Nital 2% e tingimento com Klemm II

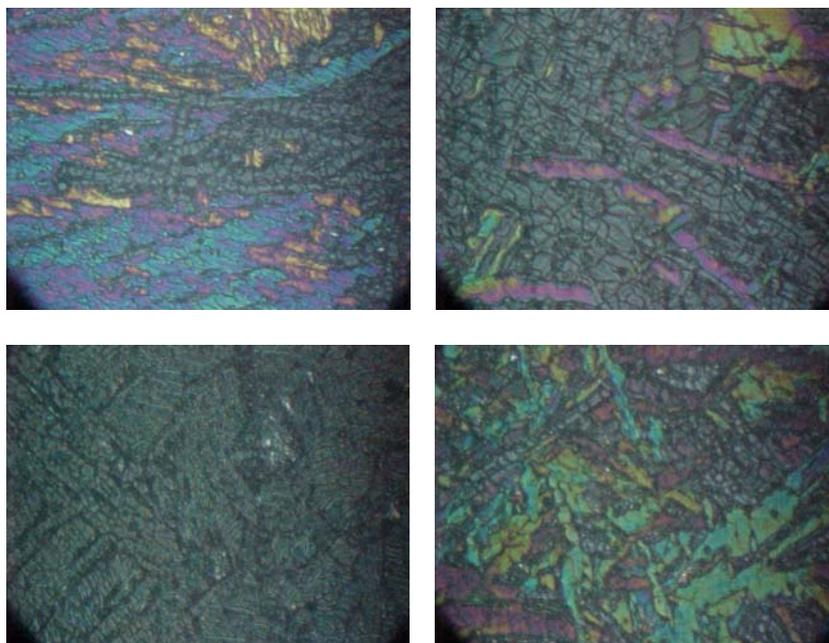


Figura 4 - Micrografia do cordão de solda a 150 °C com ataque químico Nital 2% e tingimento com Klemm II

Os dados referentes aos resultados do ensaio de impacto estão ilustrados nas Figuras 5 a 7 que mostram as respectivas curvas para cada condição de soldagem.

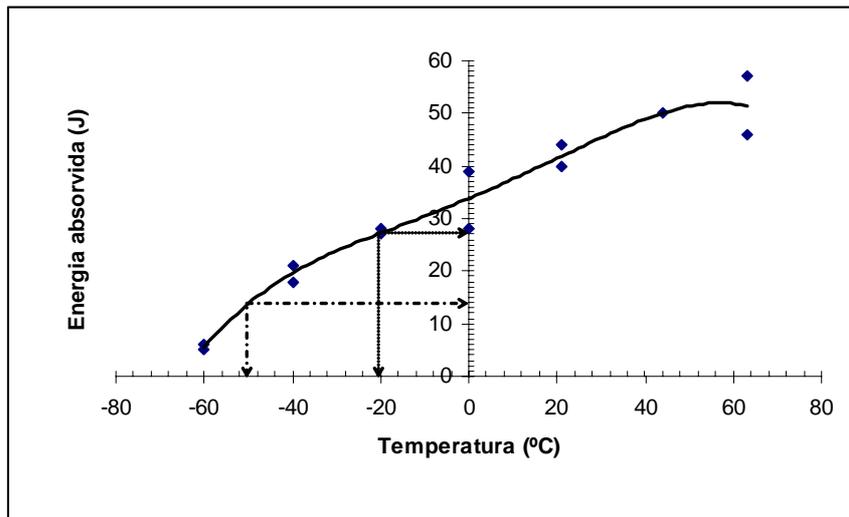


Figura 5 - Energia absorvida em função da temperatura para a condição de soldagem com temperatura de pré-aquecimento à temperatura ambiente

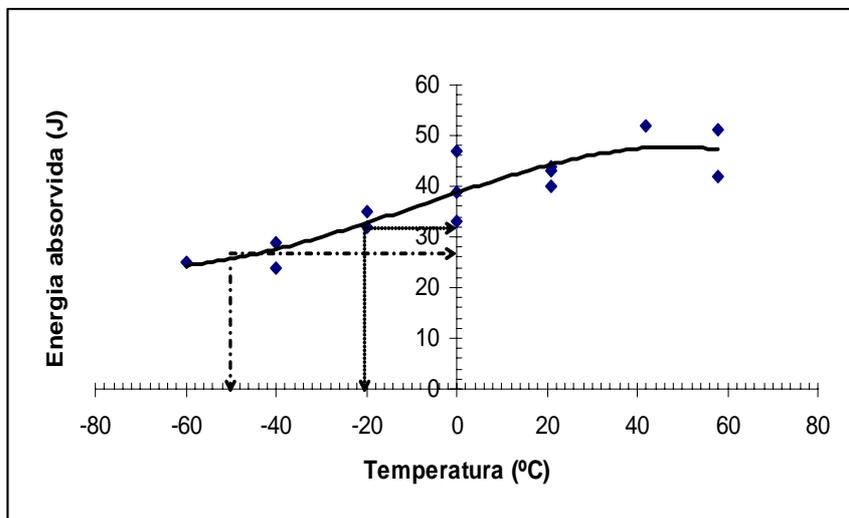


Figura 6 - Energia absorvida em função da temperatura para a condição de soldagem com temperatura de pré-aquecimento à temperatura 100 °C

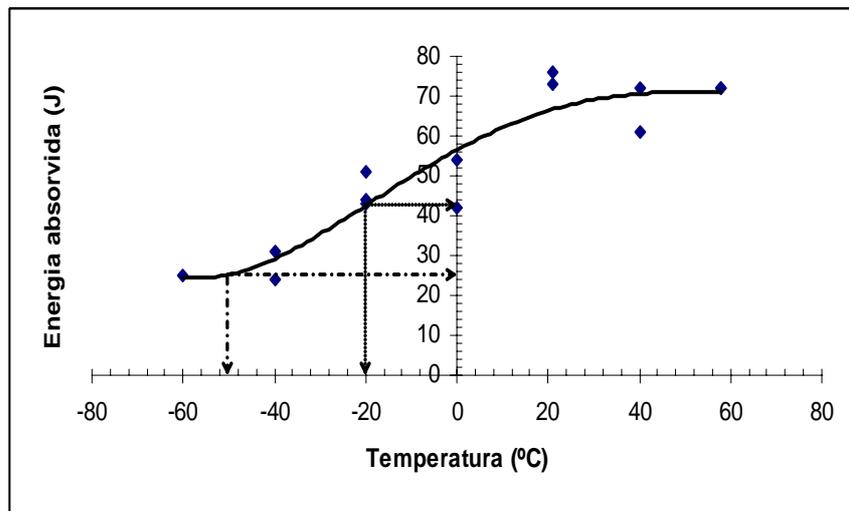


Figura 7 - Energia absorvida em função da temperatura para a condição de soldagem com temperatura de pré-aquecimento à temperatura 150 °C

Os resultados do ensaio de impacto Charpy mostram que o aumento da temperatura de pré-aquecimento ocorreu uma melhora nas propriedades de impacto. Isto pode ser relacionado com a diminuição da quantidade de microfases que de acordo com os autores: MATSUDA et al<sup>[6]</sup>, e ALÉ et al<sup>[7]</sup>, a redução das propriedades de impacto foram causadas pelas microfases presentes na estrutura de metal da solda.

Segundo TOWERS<sup>[14]</sup>, uma forma de comparar ensaios Charpy com corpos de prova de dimensões reduzidas com os normais é através do cálculo da energia/área resistente em um patamar de temperatura. De acordo TWI<sup>[15]</sup> para o requisito de impacto Charpy ser equivalente à energia medida (normalizada através de energia por unidade de área) tem que ser especificada para uma temperatura mais baixa quando se utiliza corpo de prova reduzido. Essa temperatura de equivalência pode ser calculada pela equação (1):

$$\Delta T = 51,4 \ln \{2(t/10)^{0,25} - 1\} \quad (1)$$

Onde t: é a espessura do corpo de prova.

Para espessura do corpo de prova de 5mm a redução de temperatura é de -20°C. Portanto a comparação deve ser feita com a energia/área do corpo de prova com -20 °C da temperatura de ensaio com corpo de prova normal.

A Tabela 5 ilustra a energia por unidade de área da chapa base e do metal de aporte puro do arame tubular em ensaios realizados com corpo de prova padrão.

Tabela 5 – Energia / Área para chapa base e material depositado (dados especificados pelo fabricante)

Tipo de material	Energia / Área [J/cm <sup>2</sup> ]
Chapa Base (T = 0 °C)	43,75
Material depositado (T = -29 °C)	50,00

A Tabela 6 mostra as energias equivalentes obtidas para cada condição de temperatura de pré-aquecimento com a normalização de temperatura citada anteriormente.

Tabela 6 – Resultados das energias equivalentes para cada condição de soldagem.

Condições de Soldagem	Energia / Área (J/cm <sup>2</sup> )	
	T = -20 °C	T = -50 °C
Temperatura ambiente	68,25	34,50
Temperatura 100 °C	82,00	64,25
Temperatura 150 °C	106,25	63,25

Analisando as Tabelas 5 e 6 observa-se que os resultados dos cálculos da energia/área ou energia equivalente obtidos nas Figuras 5 a 7 ocorreu um aumento dessa energia/área com o aumento temperatura de pré-aquecimento e conseqüentemente com a redução da quantidade de microfases, ou seja, a redução da quantidades de microfases da microestrutura do metal soldado propiciou uma melhora na tenacidade do mesmo, segundo os autores GLOVER et al<sup>[16]</sup>, ALÉ<sup>[9]</sup> e IRATI<sup>[17]</sup>.

Através dessa análise das Tabelas 5 e 6 pode-se fazer uma comparação entre os valores obtidos das energias equivalentes das condições de soldagem com os valores da chapa base e com os valores do material depositado. Observa-se que os metais de solda apresentam valores de energia absorvida maiores do que a mínima exigida pela norma do fabricante para a chapa base. Já a comparação do metal soldado com o material de aporte puro os valores das

energias/área não são muito discrepantes. Sendo que na condição de pré-aquecimento a temperatura ambiente o metal soldado apresentou uma energia equivalente abaixo do valor do metal de aporte puro e para as temperaturas de pré-aquecimento de 100°C e 150°C o metal de solda apresentou-se mais tenaz.

Com relação à tenacidade do metal de solda a temperatura de pré-aquecimento proporcionou uma solda de melhor propriedade que o metal de base. A solda obtida com temperatura de pré-aquecimento de 150°C foi a que apresentou melhor propriedade de impacto.

## 5. CONCLUSÕES

Do presente estudo obteve-se as seguintes conclusões:

1. Redução das microfases como o acréscimo da temperatura de pré-aquecimento;
2. Com o aumento da temperatura de pré-aquecimento ocorreu um acréscimo na resistência ao impacto do metal de solda;
3. A utilização do corpo de prova Charpy proporcional mostrou-se adequado para caracterização da resistência ao impacto do metal de solda.

## 6. AGRADECIMENTO

Os autores agradecem à FAPESP (proc.nº 02/09025-1) e ao CNPq pelo apoio financeiro

## 6. REFERÊNCIAS

- [1] TAKEUCHI, Y., SHINODA, T. **Spatter and blowhole formation phenomena in pulsed gas shielded metal arc welding**. Materials Science and Technology, v.7, n.9, p.869-876, 1991.
- [2] FERREE, S. E. **New Generation of Cored Wires Creates Less Fume and Spatter**. Welding Journal v 74 (12): 45 –49, 1995.
- [3] BOSWORTH, M. R. **Effective Heat Input in Pulsed Current Gas Metal Arc Welding with Solid Wire Electrodes**. Welding Journal 70(5): 111- s to 117-s, 1991.
- [4] DALMEN, R. **El Precalentamiento en soldadura; Apuntes curso: Soldadura en mantenimiento**. Escola de Soldadura do Conarco Alambres y Soldadura, Buenos Aires, Argentina, 1980, 20p.
- [5] QUITES, A.M.; DUTRA, J.C. **O pré-aquecimento e os domínios de soldabilidade dos aços**, Apostila do curso: Tecnologia da Soldagem, Florianópolis, Santa Catarina, UFSC, 1983, 25p.
- [6] MATSUDA, F. et al. **Review of mechanical and metallurgical investigations of martensite-austenite constituent in welded joints in Japan**. Welding in the world, v.37, n.3, p. 134-154, 1996
- [7] ALÉ, R.M.; REBELLO, J.M.A. e CHARLIER, J. **Efeito da adição de Cu e Ni na microestrutura e propriedades mecânicas da ZAC de um aço C-Mn microligado ao Nb**. Revista de Soldagem & Inspeção, ano 2, n.2, p.27-38, Ed. ABS/SENAI/ABENDE – BRASIL, junho, 1996.
- [8] PARANHOS, R.P.R. **Microestrutura, composição química e tenacidade ao impacto de soldas multipasses obtidas por arco submerso**. Tese de mestrado-Coordenação dos programas de Pós Graduação em Engenharia, COPPE/UFRJ, fevereiro, 1984.
- [9] ALÉ, R. M. **Efeito da adição de elementos de liga (Cu e Ni) nas propriedades mecânicas e microestrutura da ZAC de aços C-Mn microligados ao Nb**. Tese de Doutorado, Coordenação dos Programas de Pós Graduação em Engenharia, COPPE/UFRJ, dezembro, 1994.
- [10] REBELLO, J.M.A.; SAUER, A. **O constituinte Austenita-Martensita (AM)**., COPPE/UFRJ, Rio de Janeiro.

- [11] METAL HANDBOOK. **Metallography and microstructures**, American Society for Metals, Metals Park, Ohio, USA, ed. 9, v. 9, 1985.
- [12] BS. 131. **Methods for notched bar tests. Part 2: The Charpy V – notch impact test on metals**, 1972.
- [13] WAINER, E; et al.. **Soldagem: Processos e Metalurgia**. São Paulo: Editora Edgard Blucher LTDA, 1992, 49
- [14] TOWERS, O.L. **Testing of sub-size Charpy specimens: Part 1 – the influence of thickness on the ductile/brittle transition**. Metal Construction, nº 18, março 1986.
- [15] TWI. **How do Charpy values determined using sub-size specimens relate to results from full-size specimens**. 2002. 4p.
- [16] GLOVER, A.G.; MCGRATH, J.T.; TINKLER, M.J.; WEATHERLY, G.C. **The influence of cooling rate and composition on weld metal microstructures in C-Mn and HSLA steel**. Welding Journal, v.56, n.9, p.267-273, 1977.
- [17] IRATI, S.N.G. **Efeito da microfase austenita retida sobre a tenacidade do metal como soldado com as mesmas percentagens de ferrita acicular**. In: XXVII CONSOLDA-CONGRESSO NACIONAL DE SOLDAGEM, São Paulo, 2001, CT-02.

## **THE INFLUENCE OF THE T PREHEATING TEMPERATURE IN THE FORMATION OF MICROPHASES IN WELD PRODUCED BY THE GAS METAL ARC WELDING WITH PULSED ARC**

**Gilmânia Gerage da Silva**

Faculty of Engineering of Bauru – UNESP – Bauru  
Av. Engº Luiz Edmundo Carrijo Coube nº 14-01 – Bauru – SP – CEP 17033-360

**Prof. Dr. Yukio Kobayashi**

Faculty of Engineering of Bauru – DEM – Unesp – Bauru  
Av. Engº Luiz Edmundo Carrijo Coube nº 14-01 – Bauru – SP – CEP 17033-360  
kio@feb.unesp.br

### **Abstract**

The work consists of analyzing the influence of the preheating temperature in the formation of microphases in the weld metal and relating them with the impact properties. The mechanical properties of the weld metal are the result of the relationship between the chemical composition with the microstructure of the weld. The weld beads are constituted of regions with microstructures in the solidification structure, where the occurrence of constituent AM (Austenite-Martensite) is frequent, being many times controller of its tenacity. Microstructure AM or microphases is called the regions in (C-Mn) and low alloys steels, constituted of cells of stabilized austenite. The austenite-martensite denomination for such microconstituent, it is due to presence in high content of martensite in these islands of austenite. One of the purposes of the preheating is to reduce the cooling speed during the operation of welding with the purpose to modify the microstructure of the weld. The gas metal arc welding process was used, with pulsed arc and flux cored wire. The welding was made in an only pass in structural steel plate with atmospheric corrosion resistant with bevels in "V", angle 50° and depth of 8mm. As addition metal it was used the tubular electrode AWS 80 T1-W. It had a reduction of the amount of microphases with the increase of the temperature of preheating, and finally it occurred an improvement in the property of impact in the weld metal that had gotten a reduction of the microphases due to the increase of the temperature of preheating.

**Keywords:** *Microfases, Preheating, Austenite-Martensite constituent.*