

# **INFLUÊNCIA DA VARIAÇÃO DA ENERGIA DE SOLDAGEM E TEMPERATURA DE PRÉ-AQUECIMENTO NO COMPORTAMENTO MICROESTRUTURAL E MECÂNICO DE JUNTAS SOLDADAS EM AÇO ARBL**

Waldemir dos Passos Martins, [waldemir@ifma.edu.br](mailto:waldemir@ifma.edu.br)<sup>1</sup>  
Carmem Célia Francisco do Nascimento, [carmemfn@ifma.edu.br](mailto:carmemfn@ifma.edu.br)<sup>1</sup>  
Valter Alves de Meneses, [alves\\_de\\_meneses@yahoo.com.br](mailto:alves_de_meneses@yahoo.com.br)<sup>1</sup>  
Valtair Antonio Ferrarresi, [valtairf@mecanica.ufu.br](mailto:valtairf@mecanica.ufu.br)<sup>2</sup>  
Valdemar Silva Leal, [vs.leal@uol.com.br](mailto:vs.leal@uol.com.br)<sup>1</sup>

<sup>1</sup>IFMA – Instituto Federal de Educação, Ciência e Tecnologia do Maranhão.  
Av. Getúlio Vargas, 04. Monte Castelo. CEP: 65030-005. São Luís/MA

<sup>2</sup>UFU – Universidade Federal de Uberlândia.

Campus Santa Mônica – Bloco 1M – Sala 1M212. CP – 593 – CEP 384000-902. Uberlândia/MG

**Resumo:** Este trabalho apresenta um estudo da influência da variação da energia de soldagem e da temperatura de pré-aquecimento no comportamento microestrutural e nas propriedades mecânicas de juntas soldadas em chapa de aço de Alta Resistência e Baixa Liga, ASTM A588, realizadas pelo processo de soldagem com eletrodo tubular. Foi utilizado o eletrodo E81T1-W2 com 1,6 mm de diâmetro, tendo sido adotado como proteção gasosa o CO<sub>2</sub> com vazão de 20 l/min e “stick out” de 20 mm. As soldas foram realizadas na posição plana em juntas de topo com chanfro em “V” adotando-se quatro passes por junta e duas condições soldagem, sem pré-aquecimento com elevação da energia de soldagem e com pré-aquecimento mantendo-se constante esta energia. A caracterização microestrutural por microscopia ótica do metal de solda, revelou essencialmente FA e FP(G) e as propriedades mecânicas de resistência à tração, tenacidade ao impacto e dureza das juntas soldadas, se mostraram superiores para as condições de soldagem com energia de soldagem e temperatura de pré-aquecimento mais baixas.

**Palavras-chave:** soldagem com eletrodo tubular, aço ARBL, comportamento microestrutural, propriedades mecânicas

## **1. INTRODUÇÃO**

A evolução na qualidade dos aços levou ao desenvolvimento dos chamados aços de Alta Resistência e Baixa Liga (ARBL), sendo estes caracterizados por uma combinação de tenacidade, resistência mecânica, soldabilidade e resistência à corrosão atmosférica, o que os credenciam para aplicações na construção civil, máquinas agrícolas, máquinas rodoviárias e ferroviárias, equipamentos industriais, tubos, containeres, silos, tanques, indústria automobilística dentre outros (Speer, 2005). Nos aços ARBL, os elementos de liga manganês, níquel, cromo, molibdênio e cobre proporcionam resistência mecânica superior a 70 Kgf/mm<sup>2</sup> (690 MPa), enquanto nióbio, vanádio e titânio controlam o tamanho do grão austenítico e ferrítico e desta forma, a tenacidade. As diferentes composições microestruturais obtidas nesta classe de aço se devem ao fato de que os elementos de liga aumentam sensivelmente a sua temperabilidade (Starling, 1999).

Nestes aços, a microestrutura do metal de solda tende a diferir do metal de base devido a fatores como exposição a elevadas temperaturas e velocidade de resfriamento, ocorrendo normalmente uma elevada densidade de discordâncias, precipitados finos, solubilização de elementos de liga, além de constituintes pouco usuais no metal de base. Neste sentido, o pré-aquecimento desempenha um importante papel por reduzir as taxas de resfriamento e como consequência, a quantidade de microconstituintes duros e frágeis e as tensões residuais, além de possibilitar a remoção do hidrogênio da junta soldada para a atmosfera minimizando o surgimento de trincas a frio (Starling, 1999, Gallego, 2004).

Assim sendo, o estabelecimento de uma relação entre as características do processo de soldagem com arame tubular e as propriedades mecânicas de juntas soldadas em chapas de aço ARBL, pode conduzir ao entendimento da influência dos parâmetros de soldagens às respostas obtidas dentro dos limites investigados.

Portanto, a caracterização das juntas soldadas e as comparações baseadas nas variações dos parâmetros de soldagem, dentro dos limites pré-estabelecidos entre as microestruturas obtidas e as propriedades mecânicas das juntas, se traduzem como objetivos deste trabalho.

## 2. REVISÃO DA LITERATURA

### 2.1. Processo de Soldagem com Arame Tubular

O processo de soldagem a arco com eletrodo tubular (FCAW– Flux Cored Arc Welding), coalece os metais aquecendo-os com um arco elétrico estabelecido entre um eletrodo tubular, contínuo, consumível e a peça de trabalho. Existem duas variantes deste processo, a que utiliza um tipo de gás, normalmente o CO<sub>2</sub> ou mistura com argônio, para auxiliar na proteção da poça de fusão, denominado processo de soldagem a arco com eletrodo tubular e proteção gasosa (FCAW-GS – Flux Cored Arc Welding – Gas Shielded), e o processo de soldagem a arco com eletrodo tubular autoprottegido (FCAW-SS – Flux Cored Arc Welding – Self Shielded), em que a fusão, a queima, a formação de escória e a vaporização dos elementos do fluxo contido no núcleo do eletrodo são suficientes para proteger a poça de fusão e o arco elétrico dos elementos da atmosfera (principalmente O<sub>2</sub> e N<sub>2</sub>) (Fortes, Araújo, 2005).

Neste processo, a capa externa do eletrodo tubular é de aço de baixo teor de carbono e o fluxo contido no seu núcleo possui elementos desoxidantes, estabilizadores do arco, tornando-o estável e gerando poucos respingos, além de formadores de escória que proporciona um bom acabamento superficial ao cordão (Neto, 2003). No processo FCAW-GS, é possível obter modos de transferência do tipo curto-circuito, globular e aerossol (“spray”), dependendo da ajustagem dos parâmetros de soldagem. A combinação dos ingredientes do fluxo no núcleo do eletrodo aliada à proteção externa proporcionada pelo gás de proteção, produz soldas de alta qualidade e um arco estável com um baixo nível de respingos (Fortes, Araújo, 2005).

### 2.2. Parâmetros de Soldagem

A microestrutura de juntas soldadas em aço ARBL, deve apresentar características compatíveis com a do metal base para desenvolver as propriedades mecânicas requeridas. Este fato torna de grande importância o conhecimento da dependência da microestrutura final de uma junta em relação aos parâmetros de soldagem. Na soldagem com eletrodo tubular a eficiência, a confiabilidade e a qualidade da solda estão relacionadas com os seguintes parâmetros (Wainer, Brandi, Mello, 1992): corrente de soldagem; tensão do arco elétrico; “stick out”; velocidade de soldagem; taxa de deposição; vazão do gás auxiliar de proteção; ângulo da tocha, cujos parâmetros são responsáveis pela forma de transferência metálica, pelo nível de respingo gerado e estabilidade do arco que interferem diretamente nas características e propriedades mecânicas da junta soldada.

A energia de soldagem que tem uma relação direta com a tensão (V) e a Corrente (I), representa a potência que está relacionada com a energia elétrica produzida no arco elétrico pelo equipamento de soldagem, sendo de grande importância na previsão dos parâmetros de soldagem que podem ser requeridos. Esta energia permite de uma maneira simplificada, uma combinação entre os parâmetros de soldagem facilitando a interpretação dos resultados práticos da soldagem, assim como daqueles relacionados às propriedades mecânico/metalúrgicas da junta soldada.

Além disto, a energia de soldagem é muito útil para comparações entre diferentes procedimentos de soldagem, onde parâmetros distintos são utilizados (Quites, 2002; Kou, 2003). A determinação desta energia tem grande importância para o estudo da soldagem, pois influencia nas propriedades mecânicas dos conjuntos soldados uma vez que modificações de seus valores podem induzir a variações na morfologia do cordão de solda (penetração, largura e altura do reforço) e também na estrutura de solidificação devido às alterações provocadas no gradiente térmico na poça de fusão. A energia é determinada através da Eq. (1) (Quites, 2002; Kou, 2003).

$$E = \eta \cdot \frac{V \cdot I}{v} \quad (1)$$

Onde:

**E** = Energia de soldagem ou Quantidade de calor (KJ/mm)

**η** = Eficiência térmica ou rendimento do processo (adimensional)

**V** = Tensão do arco (volts)

**I** = Corrente de soldagem (ampéres)

**v** = Velocidade de soldagem (mm/min).

As recomendações na energia de soldagem são baseadas na tenacidade requerida e não na resistência, visto ser a tenacidade mais suscetível a alterações do que a resistência mecânica para elevações da energia de soldagem.

### 2.3. Transformações Durante a Soldagem

As transformações que ocorrem no aquecimento, as fases formadas durante a fusão, a solidificação e as transformações de fases que ocorrem no resfriamento, determinam o desempenho da junta soldada quanto às suas propriedades mecânicas. A solidificação da poça de fusão envolve o crescimento epitaxial e o competitivo, e esses fenômenos determinam se a estrutura final da solda será grosseira ou refinada. Na soldagem multipasse, estes fenômenos continuam existindo, e o crescimento epitaxial está presente também entre os cordões de solda (Wainer,

Brandi, Mello, 1992). Estes fenômenos sugerem que quanto maior o tamanho de grão, menor a quantidade de contornos por unidade de volume e mais lenta é a decomposição da austenita em ferrita. O grão de austenita grosseiro se transforma em uma taxa muito menor, quando comparado com o de austenita fino, por causa da menor área de contorno de grão disponível para nucleação de ferrita. O crescimento de grão austenítico pode ainda ocorrer durante o resfriamento em altas temperaturas (1.100°C a 1.500°C) onde a mobilidade dos contornos de grão é alta (Trevisan et al, 2002, Campos, 2005).

No resfriamento do metal de solda a austenita torna-se instável e decompõe-se em novos constituintes que dependem da taxa de resfriamento e da composição química e que irão ditar as propriedades mecânicas da junta soldada. Para o resfriamento muito lento a transformação envolve o processo de difusão e toda a austenita se transforma em ferrita, perlita ou bainita. Entretanto, no resfriamento rápido, o processo de transformação deixa de ser por difusão e o microconstituente austenita se transforma em martensita, podendo ocorrer que alguma porcentagem de austenita permaneça estável à temperatura ambiente (Farias, Quites, 1992).

Diante de tantas transformações, a terminologia dos diversos microconstituintes presentes em metais de solda (MS) dos aços ARBL ainda é uma controvérsia entre pesquisadores. Neste sentido, com vistas à obtenção de uma convenção internacional sobre a terminologia para a descrição destes microconstituintes, e uma abordagem consistente para os pesquisadores na aplicação do método, o Instituto Internacional de Soldagem (IIW, 1988), adotou uma terminologia baseada fundamentalmente em observações feitas com microscopia óptica e na relação constituinte-tenacidade sendo esta a mais utilizada, onde os microconstituintes são definidos como: FP – Ferrita Primária, PF(G) – Ferrita de Contorno de Grão, FP(I) – Ferrita Poligonal Intergranular, FS – Ferrita de Segunda Fase, FS(NA) – Ferrita de Segunda Fase Não Alinhada, FS(A) – Ferrita de Segunda Fase Alinhada, FS(SP) – Ferrita de Placa Plana (Widmanstätten), FS(B) – Bainita, FA – Ferrita Acicular, FC – Ferrita com Agregados de Carbeto, M – Martensita

No que se refere à zona termicamente afetada – ZTA, durante a soldagem na região próximo à zona de ligação ocorre um crescimento de grão, aumentando a temperabilidade e favorecendo os microconstituintes formados em baixas temperaturas (menores que 500°C). Adjacente à região de crescimento de grão existe uma outra onde ocorre o refinamento, diminuindo a temperabilidade. Essas regiões possuem velocidades de resfriamento distintas e consequentemente apresentam microconstituintes e propriedades diferenciadas, sendo os microconstituintes da ZTA comumente classificados conforme terminologia adotada pelo IIW para o MS.

### 3. MATERIAIS E MÉTODOS

Como metal base (MB), foi utilizado um aço de fabricação nacional correspondente ao ASTM A588 gr. B, em forma de chapas com dimensões de 100 mm x 190 mm x 12,7 mm, que aos pares geraram os corpos-de-prova (CP) a serem soldados. A composição química e propriedades mecânicas do aço fornecidas pelo fabricante são apresentadas nas Tabs. (1) e (2).

**Tabela 1. Composição química do aço (% em peso).**

Composição	C	Mn	P	S	Si	Al	Cu	Cr	(Nb+V+Ti)
% Máximo	0,18	1,50	0,03	0,02	0,50	0,02	0,20 / 0,50	0,40 / 0,70	0,15

**Tabela 2. Propriedades mecânicas do aço.**

Propriedade Mecânica	
Limite de escoamento (L.E)	375/590 (MPa)
Limite de resistência à tração (L.R)	490/630 (MPa)
Alongamento ( $L_0 = 200$ mm e espessura $\leq 16$ mm) (A)	18 (%)
Resistência ao impacto longitudinal. Entalhe V a 0°C. Corpo de prova de 10 mm x 10 mm x 55 mm. (Ch. V)	35 (J)

Como consumível de soldagem foi utilizado o eletrodo AWS 5.29 E81T1-W2 com 1,6 mm de diâmetro e como gás de proteção o CO<sub>2</sub>. A composição química e propriedades mecânicas do eletrodo fornecidas pelo fabricante são mostradas nas Tabs. (3) e (4).

**Tabela 3. Composição química do eletrodo (% em peso).**

Composição	C	Si	Mn	Cr	Ni	Cu
E 81T1-W2	0,06	0,50	1,00	0,60	0,75	0,60

**Tabela 4. Propriedades mecânicas do eletrodo.**

Eletrodo tubular	LE (MPa)	LR (MPa)	A (%)	Ch V (J) (-29°)
E 81T1-W2	590	630	25	40

A preparação dos CPs para soldagem se deu mediante o biselamento das chapas em ângulo de 30°, que aos pares formaram as juntas com chanfro em ângulo de 60° perfazendo um CP com dimensões de 200 mm x 190 mm x 12,7 mm.

De cada CP soldado foram retirados 06 (seis) corpos-de-prova para avaliação da energia de impacto Charpy V, 02 (dois) para avaliação da resistência à tração e um para microdureza e metalografia, totalizando 09 (nove) ensaios por CP soldado como mostrado na Fig. (1), sendo a representação esquemática destes CPs mostrado na Fig. (2).

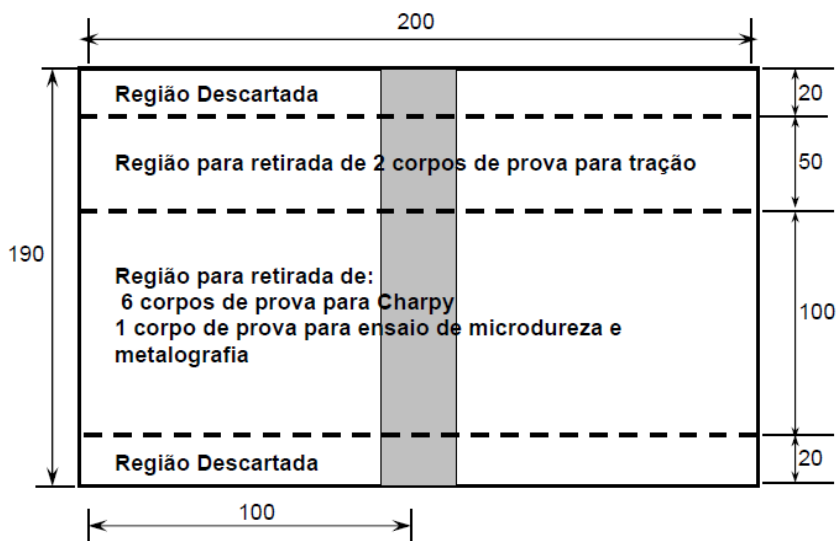


Figura 1. Representação esquemática das seções de corte dos CPs.

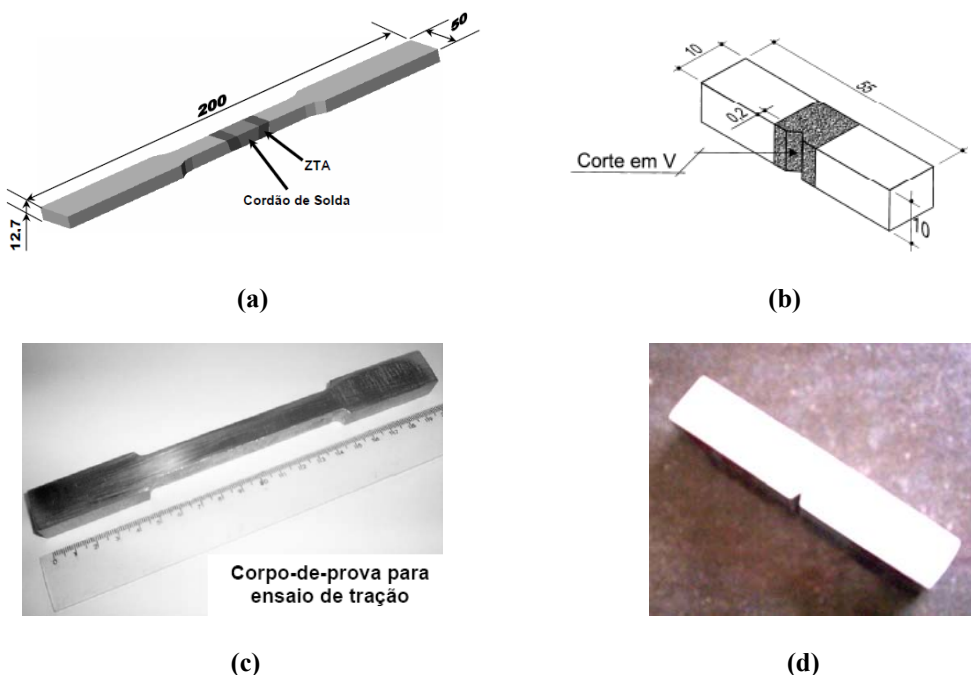


Figura 2. Representação esquemática dos CPs: (a) Representação esquemática para o CP de tração; (b) Representação esquemática para o CP Charpy; (c) Foto mostrando o CP para tração; (d) Foto mostrando o CP para o ensaio de Charpy.

Ensaio prévios foram realizados para determinação dos parâmetros de soldagem (corrente, tensão e velocidade de soldagem) adequados ao passe de raiz com penetração total e aos passes de enchimento e acabamento que apresentassem melhores características dimensionais e de acabamento e proporcionassem juntas livres de descontinuidades.

Para as condições estabelecidas neste trabalho foi adotada a seguinte nomenclatura: CP = corpo de prova na condição como soldado; Tpa = temperatura de pré-aquecimento; Tip = temperatura de interpasse; Vs = velocidade de soldagem; Amperagem = amperagem; E = energia de Soldagem; Méd = Média. A Tab. (5) mostra os parâmetros de soldagem adotados na soldagem dos CPs.

Tabela 5. Parâmetros de soldagem.

Corpo de Prova	Tpa. (°C)	Tip. (°C)	Vs (mm/min)	Tensão (V)	Amperagem (A)	E (KJ/mm)
CP01	Amb.	140	430	27	210	0,86
CP02	Amb.	140	408	27		0,93
CP03	50	140	430	27	230	0,94
CP04	75	140	430	27		0,94

A preparação metalográfica dos corpos de prova para análise microscópica foi realizada de maneira convencional por lixamento com lixas de granulometria variando de 220 a 2000 e polimento com alumina de 1micron e 1/4 de micron. O ataque químico foi feito com nital a 2% e a análise microscópica realizada por microscopia ótica objetivando avaliar qualitativamente a microestrutura do passe de acabamento na região do metal de solda (MS).

Os corpos de prova para o ensaio de tração foram retirados dos CPs soldados na direção perpendicular ao eixo longitudinal da junta soldada e preparados e ensaiados conforme norma ASTM E8 (AWS, 1974), sendo que para cada CP soldados foram ensaiados dois corpos-de-prova de tração com a média dos seus resultados representando as propriedades de tração da junta soldada deste CP.

A avaliação dos resultados foi feita pela comparação entre estes valores médios e os valores especificados pelo fabricante do aço, Tab. (2). Ensaio Charpy foi realizado no metal de base e nos CPs soldados. Os corpos de prova Charpy foram confeccionados nas dimensões de 10 mm x 10 mm x 55 mm com entalhe em V e ensaiados conforme norma ASTM E-23 (Wainer, Brandi, Mello, 1992), para as temperaturas de -20°C e 20°C adotando-se três corpos de prova para cada temperatura.

Para os corpos de prova do MB o entalhe foi realizado perpendicular à direção de laminação da chapa e para os soldados, realizado no MS paralelo ao eixo longitudinal da solda e perpendicular à direção de laminação como mostram as Figs. (1) e (2).

Para o ensaio de microdureza foi adotado o método Vickers, sendo o ensaio realizado conforma a norma ASTM E384 (Martins, 2008), onde os corpos de prova para este ensaio foram os mesmo usados na análise metalográfica. Em cada corpo-de-prova foi traçadas uma (01) linha de dureza perpendicular ao eixo longitudinal da solda partindo do centro do MS, passando pela ZTA e pelo MB, sendo constituída por 33 pontos de impressão distanciados de 0,4 mm. A linha de dureza situou-se a uma distância de 2,0 mm da superfície superior dos corpos-de-prova (lado do reforço da solda) que corresponde à superfície da chapa, passando pelo último passe de solda, o de acabamento como mostra a Fig.(3).

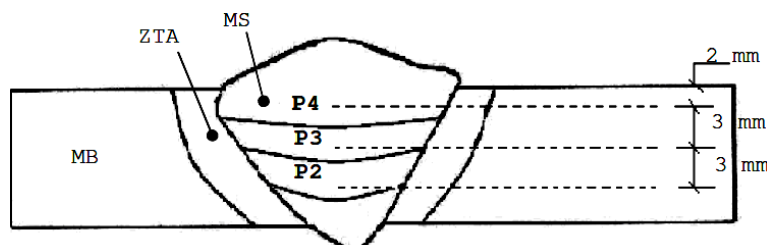


Figura 3. Representação esquemática da localização das linhas de impressão da microdureza.

## 4. RESULTADOS E DISCUSSÕES

### 4.1. Microscopia Óptica

Microscopia ótica foi empregada para a análise qualitativa da microestrutura do MS e a classificação dos microconstituintes seguiu o sistema adotado pelo IIW.

As Figs. (4) e (5) exibem o comportamento microestrutural para o passe de acabamento das juntas soldadas, em cada CP, para cada condição de soldagem estabelecida. Pode-se observar que a microestrutura do MS exibiu basicamente ferrita acicular (FA) e ferrita de contorno de grão (FP(G)). A presença da FA no MS conforme Maciel, Alcântara e Kiminami (1997), se devem a existência na composição química do eletrodo, de elementos de liga formadores e estabilizadores deste microconstituente como o Mn e o Ni, presentes no eletrodo usado neste trabalho.

A elevação na energia de soldagem de 0,86 KJ/mm (CP01) para 0,93 KJ/mm (CP02) promoveu aumento de FP(G) e surgimento de FP(I), enquanto a elevação da temperatura de pré-aquecimento de 50°C (CP03) para 75°C (CP04) mantida constante a energia de soldagem, elevou o percentual de FP(G), havendo em ambos os casos a ocorrência da redução no percentual de FA, sendo isto uma consequência da redução da taxa de resfriamento do MS com a elevação dos parâmetros citados, fato este concordante com Maciel, Alcântara e Kiminami (1997), que afirma que taxas lentas de resfriamento induzem a difusão do carbono que promove a nucleação de ferrita primária no interior dos grãos austeníticos gerando FP(I) ou nos contornos dos grãos gerando FP(G).

Fazendo um comparativo entre as microestruturas apresentadas pelo MS dos CPs 02, 03 e 04, ambos soldados com energias de soldagem similares, mais com variação na temperatura de pré-aquecimento, observa-se que com o aumento do pré-aquecimento da temperatura ambiente (CP02) para 75°C (CP04) ocorreu um elevação progressiva nos percentuais de FP(G) devido a redução da taxa de resfriamento, mostrando assim a influência do pré-aquecimento no comportamento microestrutural do MS.

Conforme o descrito acima, observa-se que tanto a elevação da energia de soldagem quanto da temperatura de pré-aquecimento promoveu redução na taxa de resfriamento do MS e o surgimento de microestruturas mais macias e menos resistentes.

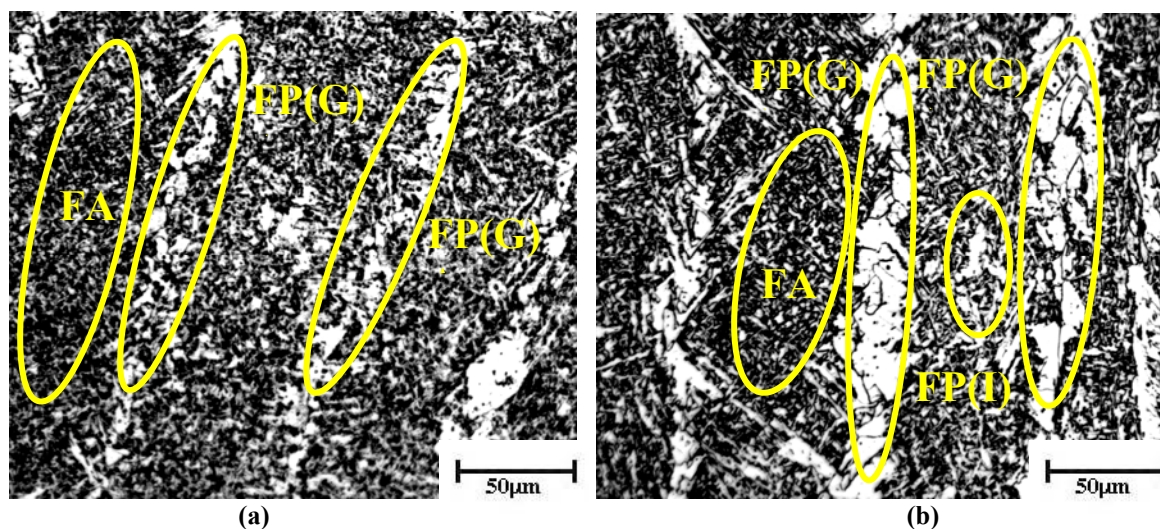


Figura 4. Microestrutura do MS: (a) CP01 soldado com energia de soldagem média de 0,86 KJ/mm sem pré-aquecimento; (b) CP02 soldado com energia de soldagem de 0,93 KJ/mm sem pré-aquecimento.

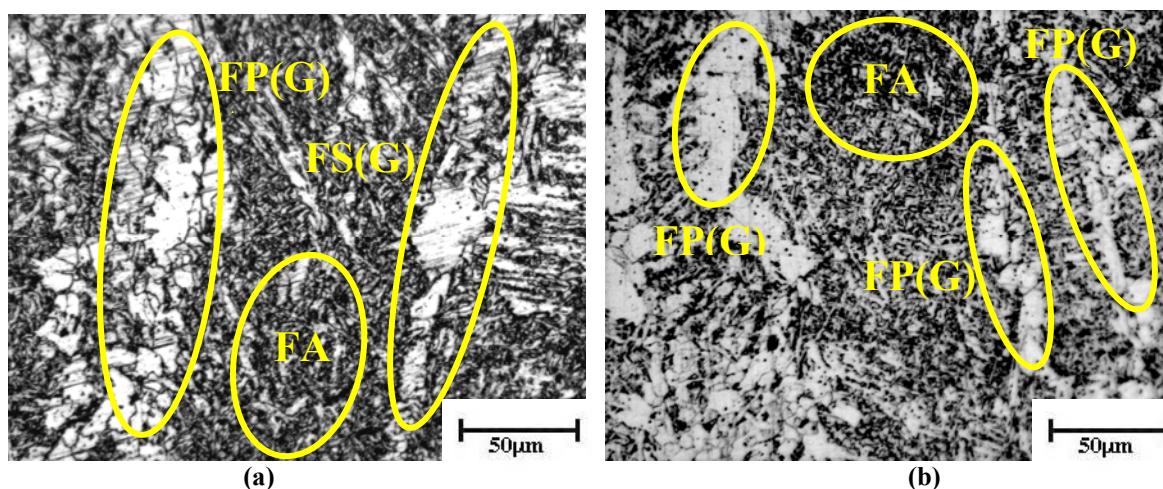


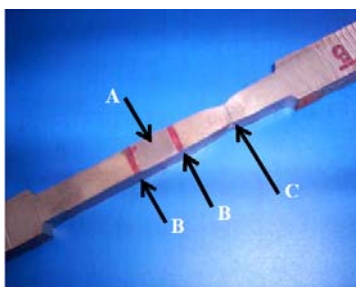
Figura 5. Microestrutura do MS: (a) CP03 soldado com energia de soldagem de 0,94 KJ/mm com pré-aquecimento de 50°C; (b) CP04 soldado com energia de soldagem de 0,94 KJ/mm com pré-aquecimento de 75°C.

#### 4.2. Ensaio de Tração

Para todos os corpos-de-prova ensaiados a fratura ocorreu sempre no MB (Fig. (6)). Da Tab. (6), nota-se que as juntas soldadas de todos os CPs (01 a 04) apresentaram limites de escoamento (LE) similares e de resistências (LR) superiores aos valores máximos fornecidos pelo fabricante do aço mostrados na Tab. (2).

Conforme Maciel (1994) e Ordóñez (2004), a presença da FA mesmo em pequenas quantidades, promove a elevação da resistência mecânica do MS de juntas soldadas, o que concorda com o comportamento mecânico e microestrutural apresentado neste trabalho.

Observa-se também que a variação na energia de soldagem de 0,86 KJ/mm (CP01) para 0,93 KJ/mm (CP02) não influenciou nas propriedades de tração embora tenha havido alguma modificação microestrutural, o mesmo comportamento ocorrendo quando a temperatura de pré-aquecimento variou de 50°C (CP03) para 75°C (CP04).



**Figura 6. Foto mostrando um CP de tração rompido: A – MS; B – ZTA; C – local onde ocorreu a fratura no MB.**

Para o caso dos CPs 02, 03 e 04 soldados adotando-se variação na temperatura de pré-aquecimento da temperatura ambiente (CP02) a 75°C (CP04), observa-se que houve certa variação nestas propriedades, a qual esta relacionada com a redução da taxa de resfriamento devido a elevação na temperatura de pré-aquecimento e ao conseqüente crescimento percentual de FP(G) em detrimento da FA.

**Tabela 6. Resultados dos ensaios de tração**

Corpos de Prova	Temp.(°C)	Valor Médio		
		LE (MPa)	LR (MPa)	$\epsilon$ (%)
CP01	Ambiente	603,80	687,65	10,25
CP02		603,17	686,59	10,25
CP03		585,29	668,76	10,00
CP04		578,38	659,03	9,50

CP = corpo de prova soldado; Temp = temperatura de realização do ensaio; LE = limite de escoamento; LR = limite de resistência;  $\epsilon$  = alongamento.

Quanto ao alongamento, este se mostrou similar para os CPs 01, 02 e 03 enquanto que para o CP04 este foi levemente inferior, o que pode estar relacionado ao seu comportamento microestrutural com maior percentual de FP(G) no MS. Os alongamentos sofridos por todos os CPs se apresentaram inferiores ao do MB conforme Tab.(2). Essa diminuição no valor do alongamento do corpo de prova soldado em relação ao MB, conforme Ordóñez (2004) ocorre devido à influência que a junta soldada exerce no corpo-de-prova, decorrente do efeito que a temperatura de pré-aquecimento, aquecimento interpasse e o tipo de eletrodo tubular têm na junta soldada. Em termos de continuidade estrutural do material, a presença da junta soldada ocasiona uma modificação da estrutura interna do MB, como conseqüência da anisotropia inerente aos grãos formados na junta soldada, o que impede uma completa uniformidade da tensão a escala macroscópica e dificulta a propagação das bandas ao longo do comprimento do corpo de prova.

### 4.3. Ensaio de Impacto Charpy

A Tabela (7) mostra os resultados dos ensaios de impacto para todos os corpos-de-prova nas respectivas temperaturas de ensaio. Para todos os ensaios realizados, as energias absorvidas foram superiores às fornecidas pelos fabricantes do MB e eletrodo, Tabs. (2) e (4), demonstrando no caso dos corpos de prova soldados, que para as condições estabelecidas na soldagem o MS apresentou-se com boa tenacidade.

**Tabela 7. Resultados dos ensaios de impacto Charpy.**

Corpo de Prova	Temp.(°C)	Ch. V (KJ/mm)
CP01	20	88
	-20	62
CP02	20	87
	-20	58
CP03	20	58
	-20	49
CP04	20	57
	-20	47
MB	20	81
	-20	64

CP = Corpo de Prova; MB = Metal de Base; Ch. V = Charpy "V".

Conforme Maciel, Alcântara e Kiminami (1997), a tenacidade do MS é influenciada pela presença da FA e aumenta com o aumento desta. Logo, avaliando-se os resultados mostrados na Tab.(7) e as microestruturas apresentadas pelo MS dos seus respectivos CPs para as devidas condições de soldagem, conclui-se que os valores das energias absorvidas no impacto por estes CPs estão concordantes com a afirmação de Maciel, Alcântara e Kiminami (1997), haja vista a presença de FA na microestrutura do MS destes CPs.

Pode-se perceber também, que a variação na energia de soldagem de 0,86 KJ/mm (CP 01) para 0,93 KJ/mm (CP02) não alterou significativamente o valor das energias absorvidas, uma vez que o percentual de FA também não sofreu alteração significativa como mostrado nas Figs. (1) e (2). Quanto aos resultados apresentados na Tab. (7), pode-se perceber que a energia absorvida no impacto pelos corpos-de-prova correspondentes aos CPs 03 e 04, apresentaram valores menores que aqueles correspondentes aos CPs 01 e 02.

Esta ocorrência se deu, devido a influência do pré-aquecimento adotado na soldagem dos CPs 03(50°C) e 04(75°C), que reduziu a taxa de resfriamento do MS e como consequência o percentual de FA, elevando o de FP(G) em relação aos CPs 01 e 02.

Fazendo um comparativo entre as energias absorvidas no impacto pelos corpos de prova correspondentes aos CPs 02, 03 e 04, soldados com pré-aquecimento variando da temperatura ambiente (CP02) a 75°C (CP04) e energias de soldagem similares, percebe-se que a elevação da temperatura de pré-aquecimento influenciou significativamente nos resultados, indicando uma diminuição progressiva da energia absorvida com a elevação do pré-aquecimento, fato este relacionado com a redução da taxa de resfriamento associada a esta elevação, o que proporcionou um aumento progressivo de FP(G) em detrimento da FA como mostra as Figs. (4b), (5a) e (5b).

Uma comparação dos resultados apresentados para os corpos de prova do MB com os dos corpos-de-prova correspondentes aos CPs 03 e 04 mostra que os valores correspondentes aos dos CPs 03 e 04 se apresentam inferiores. Este fato é explicado pela presença de um percentual relativamente alto de FP(G) no MS ou pela presença de delaminações correspondentes às regiões do MB, as quais são consequências do processamento termomecânico que por sua vez aumenta a tenacidade à fratura em relação a regiões do MS.

As delaminações, também, são responsáveis pelo aumento da resistência do material à propagação de trinca porque alteram o estado de tensão fazendo com que a energia necessária à propagação da trinca seja maior (Pinto, 2006). Comparando os resultados para os CPs 01 e 02 com os dos corpos de prova do MB, verifica-se que estes são similares, indicando com isto, que as condições de soldagem adotadas para os CPs 01 e 02 são as mais indicadas para a soldagem do aço estudado quanto à tenacidade ao impacto.

#### 4.4. Ensaio de Microdureza Vickers

O gráfico da Fig. (6) mostra o perfil de microdureza para o passe de acabamento dos CPs 01, 02, 03 e 04 soldados conforme parâmetros dados na Tab. (5).

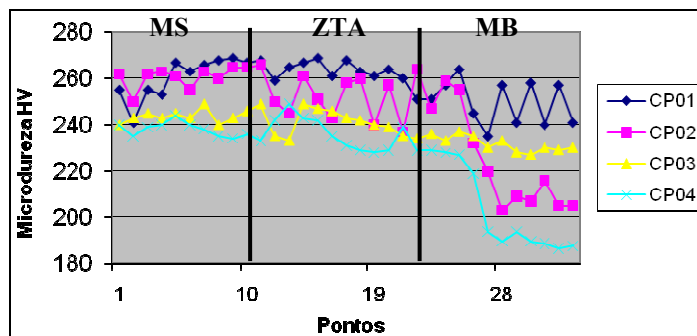


Figura 6. Gráfico do perfil de microdureza para os passes de acabamento relativos aos CPs 01, 02, 03 e 04

Da Figura (6), pode-se observar um pequeno grau de dispersão nas medidas realizadas, atribuído a heterogeneidades estruturais em consequência de regiões que se recristalizaram ou não.

Fazendo um comparativo entre os perfis de dureza para os CPs 01 e 02, observa-se que o CP 01 apresentou nível de dureza mais alto, o que é atribuído a uma maior taxa de resfriamento da junta soldada em consequência da sua menor energia de soldagem. Isto levou ao surgimento de um maior percentual de microconstituintes de maior dureza na junta em comparação ao CP02, que no caso do MS foi FA. Quanto aos CPs 03 e 04, observa-se que o nível de dureza apresentado pelo CP03 foi mais alto, sendo isto relacionada ao menor pré-aquecimento adotado e à maior taxa de resfriamento resultante, levando à formação de FA em maior percentual no MS da junta soldada.

## 5. CONCLUSÕES

1. A microestrutura do MS para as condições de soldagem adotadas foi constituída principalmente por FA, FP(G). Quando os valores da energia de soldagem ou do pré-aquecimento subiram a FA regrediu, a FP(G) aumentou e as propriedades mecânicas caíram;



2. As propriedades de tração (LE e LR) dos CPs foram superiores às do MB para as condições de soldagem adotadas, o alongamento se mostrou inferior;

3. A tenacidade ao impacto no MS para os CPs soldados com energia de soldagem de 0,86 KJ/mm (CP01) e 0,93 KJ/mm (CP02) sem pré-aquecimento, foi superior à dos CPs soldados com energia de 0,94 KJ/mm e pré-aquecimento de 50°C (CP03) e 75°C (CP04) e similar à dos corpos de prova relativos ao MB;

4. O CP01 apresentou nível de dureza mais alto no MS que o CP02, sendo isto atribuído à sua maior taxa de resfriamento e ao seu maior percentual de FA no MS, cuja ocorrência se deu em função de sua menor energia de soldagem.

5. O CP03 apresentou nível de dureza mais alto no MS que o CP04, sendo isto atribuído à sua maior taxa de resfriamento e ao maior percentual de FA nesta região, cuja ocorrência se deu em função de sua menor temperatura de pré-aquecimento.

## 6. AGRADECIMENTOS

À ESAB e WHITE MARTINS pelo fornecimento dos consumíveis e dos gases respectivamente.

À UNIVERSIDADE ESTADUAL DO MARANHÃO – UEMA pelo corte e preparação dos corpos de prova para os ensaios.

Ao SENAI/MA pela realização dos ensaios de tração e Charpy.

Ao Laboratório de Caracterização Microestrutural de Materiais / LCMM-DEFIS da UNIVERSIDADE FEDERAL DO MARANHÃO – UFMA pela realização do ensaio de microscopia ótica.

## 7. REFERÊNCIAS

- American Welding Society, 1974, “Standard Methods for Mechanical Testing of Welds”. Miami.AWS,
- Campos, P. T., 2005, “Caracterização mecânica e microestrutural de juntas soldadas pelos processos MIG/MAG (GMAW) e arame tubular (FCAW)”. Curitiba, 75 p. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) – Universidade Católica do Paraná, Paraná.
- Farias, J. P., Quites, A. M., 1992, “Fatores que Influenciam a Microestrutura e as Propriedades Mecânicas do Metal de Solda de Aços ao C-Mn e Baixa Liga”. ABS. Proceedings. Anais. Vol. 2, 371–387.
- Fortes, C.; Araújo, W., 2005, “Aramas tubulares OK”. São Paulo: ESAB BR, 101p.
- Gallego, J. et al., 2004, “Efeito da Composição Química e da Temperatura de Transformação Sobre o Endurecimento por Precipitação Interfásica em Aços Microligados”. 59º Congresso Anual da ABM / 59th Annual Congress – International. São Paulo.
- International Institute of Welding, 1988, “Guide to the Light Microscope Examination of Ferritic Steel Weld Metals”. IIW. Doc. No IX-1522-88 IXJ-123-87 Revision 2, June.
- Kou, Sindo., 2003, “Welding Metallurgy”. 2<sup>nd</sup> ed. United States of America: John Wiley & Sons, 466 p.
- Maciel, T. M., 1994, “Ciclos Térmicos em Metais de Solda de Aços de Alta Resistência”. São Carlos. 189 p. Tese (Doutorado em Ciência e Engenharia de Materiais) – Universidade Federal de São Carlos, São Paulo.
- Maciel, T. M. ; Alcantara, N. G. ; Kiminami, C. S., 1997, “Variaciones de la Microestructura y Dureza con el Tiempo de Enfriamiento en Metales de Soldadura de Aceros de Alta Resistencia e Baja Aleación”. Informacion Tecnologica <sup>JCR</sup>, La Serena – Chile, v. 08, n. 03, p. 89-95.
- Martins, W. dos P., 2008, “Influência dos parâmetros de soldagem na microestrutura e propriedades mecânicas de juntas soldadas em aços de alta resistência e baixa liga soldadas pelo processo arame tubular”. São Luís. 106 p. Dissertação (Mestrado em Engenharia de Materiais) – Centro Federal de Educação Tecnológica do Maranhão, Maranhão.
- Neto, N.F.S. 2003, “Caracterização de Soldas em Aços API 5L com Diferentes Arames Tubulares e Temperaturas de Pré-Aquecimento”. Campinas. 105 p. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) – Universidade Estadual de Campinas, São Paulo.
- Ordóñez, R. E. C., 2004, “Soldagem e Caracterização das Propriedades Mecânicas de Dutos de Aço API 5L-X80 com Diferentes Arames Tubulares”. Campinas. 111 p. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) – Universidade Estadual de Campinas, São Paulo.
- Pinto. P. M. A. S., 2006, “Soldagem Circunferencial de Tubo API 5LX80 Empregando Processo Manual/Semi-Automático”. Rio de Janeiro. 113 p. Dissertação (Mestrado em Engenharia Metalúrgica e de Materiais) – Pontifícia Universidade Católica, Rio de Janeiro.
- Quites, A.M., 2002. “Introdução à soldagem a arco voltaico”. Florianópolis. Soldasoft.
- Speer, J. G., 2005, “Aços Avançados de Alta Resistência para Aplicações Automotivas”. Revista metalurgia e materiais, Rio de Janeiro, v. x, n.xx, p.103 -105.
- Starling, C. M. D. et al., 1999, “Efeito da Composição Química na Microestrutura e Propriedades Mecânicas da Zona Fundida da Solda de Aço Resistente ao Fogo”. XXV Encontro Nacional de Tecnologia da Soldagem. ABS. Belo Horizonte, MG.
- Trevisan, R. E. et al., 2002, “Effect of Interpass Temperatura on Morphology, Microstructure and Microhardness of Welded API 5L X65 Steel”. In: Intenational Pipeline Conference, (IPC02-27112) CD-Rom único, Calgary, 5p.

Wainer, E., Brandi, S.D., Mello, F.D.H., 1992, "Soldagem: Processos e Metalurgia". São Paulo: Ed. Edgard Blücher LTDA, 494 p.

## 8. DIREITOS AUTORAIS

Os autores são os únicos responsáveis pelo conteúdo do material impresso incluídos neste trabalho.

# INFLUENCE OF VARIATION OF WELDING ENERGY AND PREHEATING TEMPERATURE ON THE BEHAVIOR OF MICROSTRUCTURAL AND MECHANICAL WELDED JOINTS IN HSLA STEEL

Waldemir dos Passos Martins, [waldemir@ifma.edu.br](mailto:waldemir@ifma.edu.br)<sup>1</sup>  
Carmem Célia Francisco do Nascimento, [carmemfn@ifma.edu.br](mailto:carmemfn@ifma.edu.br)<sup>1</sup>  
Valter Alves de Meneses, [alves\\_de\\_meneses@yahoo.com.br](mailto:alves_de_meneses@yahoo.com.br)<sup>1</sup>  
Valtair Antonio Ferrarresi, [valtairf@mecanica.ufu.br](mailto:valtairf@mecanica.ufu.br)<sup>2</sup>  
Valdemar Silva Leal, [vs.leal@uol.com.br](mailto:vs.leal@uol.com.br)<sup>1</sup>

<sup>1</sup>IFMA – Instituto Federal de Educação, Ciência e Tecnologia do Maranhão.  
Av. Getúlio Vargas, 04. Monte Castelo. CEP: 65030-005. São Luís/MA

<sup>2</sup>UFU – Universidade Federal de Uberlândia.

Campus Santa Mônica – Bloco 1M – Sala 1M212. CP – 593 – CEP 384000-902. Uberlândia/MG

**Abstract.** *This paper presents a study of the influence of the welding energy and the temperature of preheating on the behavior of microstructure and mechanical properties of welded joints in High Strength Low Alloy Steels, ASTM A588, made by the Flux Cored Arc Welding process. Was used E81T1-W2 electrode with 1.6 mm in diameter, was adopted the CO<sub>2</sub> shielding gas with a flow rate of 20 l/min and "stick out" of 20 mm. The welds were made in flat position in joints the top with groove "V" adopting four passes for joints and two welding conditions, without preheating with high energy welding and preheating with constant energy. The microstructural characterization by optical microscopy of the weld metal showed essentially AF and PF(G) and the mechanical properties of tensile strength, impact toughness and hardness of welded joints, were higher to the conditions of welding heat input and preheating temperature lower.*

**Keywords:** Flux Cored Arc Welding, HSLA, Microstructure, Mechanical Properties.