

ADEQUAÇÃO DE UM PROCESSO DE SOLDAGEM GMAW PARA UM AÇO COMPLEX PHASE LAMINADO A QUENTE DE FABRICAÇÃO NACIONAL *

Patrícia Pala Diniz ¹
Willy Ank de Moraes ²

Resumo

Na indústria automobilística, existe forte demanda pela redução no peso dos veículos e na emissão de gases ao mesmo tempo que se necessita do incremento na segurança dos passageiros e da economia de uso. Uma das principais formas de concretizar esses objetivos é pela migração dos aços tradicionalmente empregados nos automóveis para os aços avançados de alta resistência (*AHSS – Advanced High Strength Steels*), como o *complex phase*, que apresentam melhores combinações de resistência e ductilidade. Mas, apesar da elevada resistência mecânica do aço *complex phase*, apresentando um limite de resistência (S_{LR}) da ordem de 800 MPa, as autopeças obtidas com este aço são obtidas pelo processo de soldagem GMAW com consumíveis com uma classe de resistência mecânica inferior, apresentando um S_{LR} de aproximadamente 480 MPa. Assim sendo, este trabalho analisou a possibilidade de empregar um consumível para soldagem com um nível de resistência compatível para a produção de autopeças com um aço *complex phase* que se encontra em fase final de desenvolvimentonacional na forma de laminado a quente.

Palavras-chave: Aços de fases complexas; MIG/MAG; Aços Avançados de Alta Resistência.

ADEQUACY OF A GMAW WELDING PROCESS FOR A HOT ROLLED COMPLEX PHASE STEEL NATIONAL MANUFACTURED

Abstract

In the automotive industry, there is strong demand for weight reduction of vehicles, passenger safety, decrease in greenhouse gas emissions and economy. To achieve these objectives, it is necessary to migrate for the steel traditionally employed to high strength steels. In this regard, there have been increased usage of Advanced High-Strength Steels, as the case of *complex phase*, which have a good combination of high strength and ductility. But, in despite its higher mechanical strength (800 MPa), auto parts employing this steel are assembly by welding process GMAW using consumables with a much lower level of mechanical strength (482 MPa). In this work, it was used *complex phase* steel samples, obtained by hot rolled, from a national final development stage to tailor a GMAW welding process that generates a welded joint with a resistance level compatible with this steel.

Keywords: Complex phase. GMAW. Advanced High-Strength Steels.

¹ Engenheira Metalurgista, Mestranda em Engenharia Mecânica pela UNISANTA, Gerente do Controle Integrado da Usiminas-Cubatão, Cubatão, SP, Brasil. E-mail: patricia.diniz@usiminas.com.

² Doutorando, Mestre, Engenheiro e Técnico em Metalurgia e Materiais, Consultor Técnico na INSPEBRAS, Sócio-Diretor da Willy Ank Soluções Metal-Mecânica, Professor Adjunto, UNISANTA, Santos, SP, Brasil. E-mail: willyank@unisanta.br.

1 INTRODUÇÃO

Na indústria automobilística, existe forte demanda por redução de peso dos veículos, aumento da segurança dos passageiros, diminuição da emissão de CO₂ e economia de combustível. Além dos novos padrões globais para emissões e economia de combustível, os consumidores estão exigindo carros mais seguros, e os governos estão respondendo com novos testes e normas.

Para a concretização desses objetivos, fez-se necessário migrar dos aços tradicionalmente empregados, como ilustrado na Figura 1. Os aços avançados de alta resistência (*AHSS - Advanced High Strength Steels*) estão sendo utilizados há alguns anos desde o início de seu desenvolvimento em meados da década de 1990 [1], no entanto, com pesquisas adicionais e novas tecnologias, as montadoras estão empregando esses aços em mais aplicações.

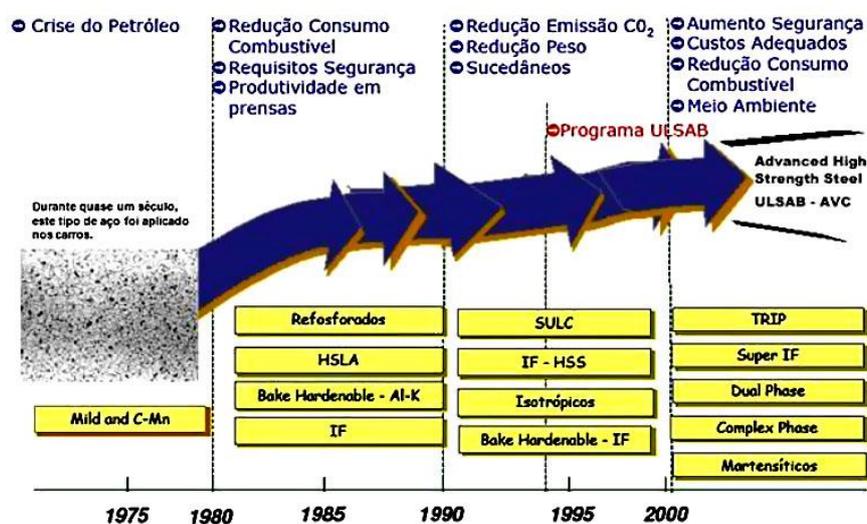


Figura 1. Evolução histórica dos aços para o setor automotivo, conforme Marra [2].

Os aços *AHSS* possuem combinações únicas de propriedades mecânicas e dos materiais. A melhoria no processo de fabricação pelas siderúrgicas, em muitos casos, foram os principais contribuintes para o desenvolvimento e implementação desses novos aços. Vários mecanismos são empregados para atingir uma gama de resistência, ductilidade, dureza e propriedades de fadiga [3].

A família *AHSS* inclui [1]: *Dual Phase* ou aços bifásicos (*DP*), *Complex-Phase* ou de fases complexas (*CP*), Ferrítico-Bainítico (*FB*), Martensítico (*MART*), *Transformation Induced by Plasticity* ou plasticidade induzida por transformação (*TRIP*), entre outros. A principal diferença entre os aços convencionais de alta resistência (*HSS*) e os aços avançados de alta resistência (*AHSS*) encontram-se em suas microestruturas. Os aços *AHSS* contêm uma fase diferente da combinação tradicional ferrita/perlita, como por exemplo, martensita, bainita ou austenita [4]. Em termos de resistência, os aços convencionais de alta resistência (*HSS*) possuem limite de escoamento (**S_{LE}**) entre 210 e 550 MPa e limite de resistência (**S_{LR}**) entre 270 e 700 MPa, enquanto os aços avançados de alta resistência (*AHSS*) possuem um **S_{LE}** maior que 550 MPa e **S_{LR}** maior que 700 MPa [5]. A Figura 2 ilustra uma comparação das principais características, resistência e ductilidade, destes diferentes tipos de aço.

Os aços *complex phase* (*CP*) possuem uma boa combinação de alta resistência e ductilidade. Sua microestrutura [6] é constituída por um agregado de várias fases, sendo a matriz composta de ferrita e bainita, de granulação muito fina, e em

quantidades residuais, a presença de martensita, constituinte MA (martensita – austenita), perlita e austenita retida. Por ser microligado, normalmente, ao titânio, nióbio, vanádio, molibdênio, boro e/ou cromo, apresenta carbonetos finos e estáveis na sua matriz.

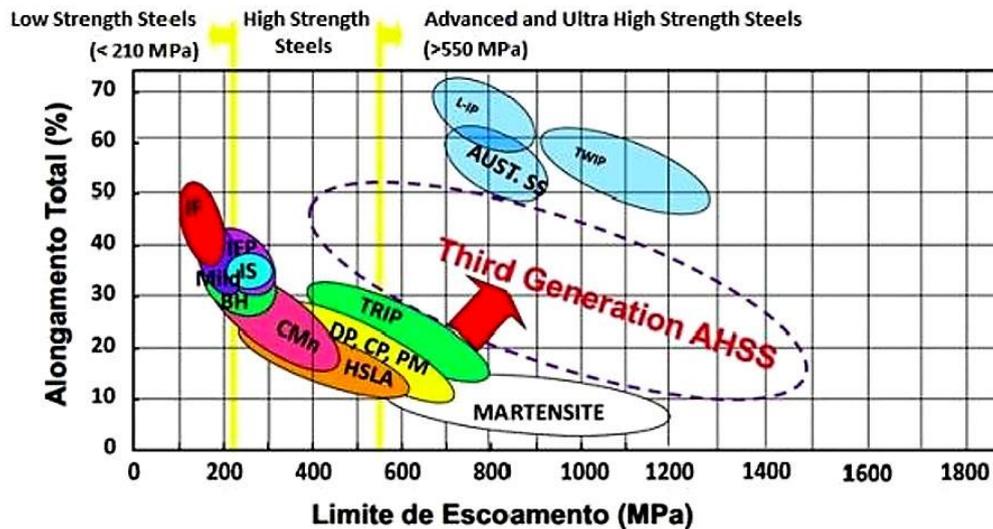


Figura 2. Diagrama de conformação da primeira, segunda e terceira geração de Aços [7]

Existe no mercado o *complex phase* (CP) na versão como laminado a quente e laminado a frio. Esses aços são aplicados na indústria automobilística, em para-choques, barra de segurança de portas, coluna B, partes de suspensão automotiva, entre outros. São peças fundamentais para garantir a segurança dos passageiros no caso de colisão e, em alguns casos, não recuperáveis, como por exemplo, no caso da coluna B.

Atualmente, no processo de soldagem dos aços CP são utilizados consumíveis da classe ER70S-6, cuja resistência à tração mínima (S_{LR}) vale 480 MPa (AWS A5.18/A5.18M, 2001). No entanto, os aços CP apresentam resistência à tração mínima de 780 MPa. Portanto, a resistência mecânica à tração mínima do metal base (CP) é de, aproximadamente, 60% acima da resistência do consumível empregado na soldagem.

Os trabalhos apresentados no seminário *Great Designs in Steel* (GDSI 2015), realizado em *Detroid* (EUA) e promovido pela AISI, oferece uma perspectiva da demanda no desenvolvimento na área de soldagem com os aços CP. No GDSI 2015 os participantes apresentaram os esforços concentrados na compreensão dos diferentes aspectos da soldagem sobre os aços AHSS. Porém os aços DP foram mais contemplados no evento, tendo poucos trabalhos dedicados a outros aços: foram 180 apresentações sobre os aços DP, enquanto referente aos aços CP foram apenas 14. Neste evento, Cardenas et al. [8] apresentaram um trabalho sobre o efeito da soldagem GMAW nas propriedades de tração de um aço *complex phase* 780 laminado a quente. Na primeira fase de seu estudo comparou-se, através de solda robótica, os diferentes métodos de transferência empregando-se o consumível AWS 5.18 ER70S-6 [9]; pulsada, CMT (*Cold Metal Transfer* - processo a frio), CMT-Twin (duas fontes de solda) e curto circuito.

A conclusão foi que a melhor eficiência da soldagem foi pelo modo de transferência pulsada, com a ruptura em tração ocorrendo na ZTA. Além disso, o material soldado pelo processo do GMAW robótico pulsado com ER70S-6 apresentou maior redução de dureza na ZTA, mas com nenhum caso excedendo 9% [8]. Na segunda fase do

estudo, utilizando apenas *GMAW* robótica pulsada comparou-se consumíveis de soldagem com diferentes resistências mecânicas: 70, 90 e 110 ksi, concluindo-se que houve uma mudança do ponto de ruptura das amostras. Trabalhos similares desenvolvidos com os aços *DP* e *TRIP* [10 e 11], apresentam conclusões diferentes das obtidas como o aço *CP*, por isso, como citado por Mesplont [6] e Cardenas et al. [8], mais trabalhos devem ser desenvolvidos para avaliar os efeitos dos processos de soldagem nos aços *complex phase*.

Assim sendo, este estudo objetivou avaliar duas condições de soldagem de um aço *CP*, em fase final de desenvolvimento pela USIMINAS (USI-CP 800). Para tanto, foram empregados o consumível padrão, ER70S-6 [9], e um consumível de maior resistência, ER110S-G [12], que é mecanicamente mais similar ao aço USI-CP 800 estudado. Em função da prática da indústria automobilística, que geralmente emprega soldagem robótica *GMAW* nas autopeças e pelo que foi apontado pela bibliografia [8, 10 e 11], neste trabalho, adotou-se o processo de soldagem *GMAW* robótica pulsada.

2 DESENVOLVIMENTO

O estudo foi focado na otimização da aplicação do aço *complex phase* 800 ou simplesmente USI-CP 800, de 4 mm de espessura, laminado a quente e decapado, em estágio de desenvolvimento final na USIMINAS, planta de Cubatão (SP). Tal aço visa atender aos requisitos exigidos pela especificação EN 10338 [13], que especifica aços *complex phase* laminados a quente não revestidos. Além dessa norma, foram consideradas na definição da norma da Usiminas as normas dos diferentes clientes automobilísticos, tais como GM, Fiat, Volkswagen, Toyota, entre outras. A Tabela 1 mostra os valores de propriedades mecânicas exigidos para esse material em desenvolvimento como laminado a quente e a Tabela 2 os requisitos químicos.

Tabela 1. Requisitos de propriedades mecânicas para a norma do aço USI-CP 800

S_{LE} (MPa)	S_{LR} (MPa)	Along. $L_0=80$ mm (%)	Direção do Ensaio
680 a 780	780 a 960	>10	Transversal

Tabela 2. Requisitos de composição química para a norma do aço USI-CP 800

%C	%Mn	%Si	%P	%S	%Cu	%(Nb+Ti+V)	%Al	%V	%B
≤ 0,18	≤ 2,20	≤ 1,20	≤ 0,040	≤ 0,015	≤ 0,20	≤ 0,17	≤ 1,20	≤ 0,20	≤ 0,005

As amostras foram retiradas de uma bobina laminada a quente, após um descarte de 2.000 mm de sua extremidade, com o objetivo de evitar uma região não representativa do material, conforme prática padrão interna da Usiminas-Cubatão. A Figura 3, mostra a posição e as dimensões finais das amostras extraídas a partir de uma bobina laminada a quente de aço *CP*, que foi manipulada em local adequado na linha de decapagem da Usiminas-Cubatão.

A amostragem das bobinas laminadas a quente foi realizada na linha de decapagem, na qual foram retiradas amostras retangulares com 450 a 500 mm de comprimento pela largura (1.300 mm), através de corte oxiacetileno. Posteriormente novos cortes a frio foram efetuados nas instalações do centro de testes da usina para retirar as partes afetadas pelo corte térmico (ZTA), obtendo-se amostras finais quadradas de 300×300 mm ilustradas na Figura 3.

A escolha do processo de soldagem para esse estudo também foi determinada pelas práticas do mercado, de forma a favorecer a incorporação dos resultados deste

estudo, reduzindo os impactos tecnológicos, às atuais condições praticadas na manufatura das peças automobilísticas. Neste sentido, trabalhou-se em parceria com a empresa Fronius, fornecedora de equipamentos de soldagem para diversas empresas do setor automobilístico. Pela parceria foram disponibilizados, no centro de desenvolvimento da Fronius, em São Bernardo do Campo, uma máquina de soldagem TPS/i Fronius, um braço robótico especialista *FANUC ARC Mate OiB* e um operador de soldagem para realizar a soldagem das amostras utilizadas neste trabalho.

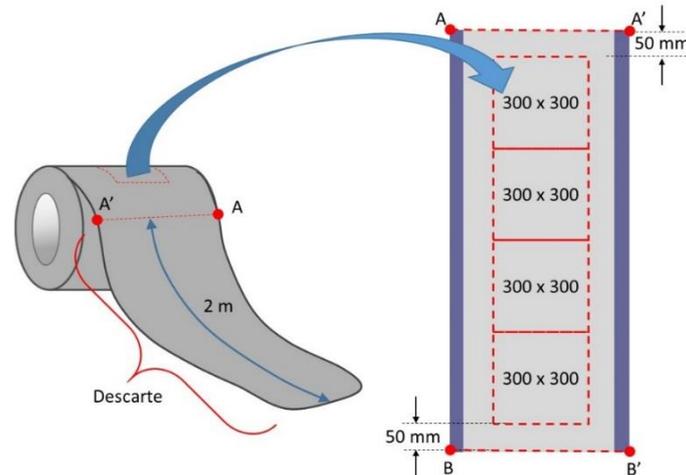


Figura 3. Desenho esquemático mostrando a posição de retirada das amostras nas extremidades abertas das bobinas laminada a quente do aço *USI-CP 800*.

A determinação das condições de soldagem foi baseada em consultas a duas grandes empresas da indústria automobilística, denominadas nesse trabalho como A e B. Estas empresas utilizam bobinas de aço *complex phase*, laminadas a quente e o processo de soldagem *GMAW* robotizado conforme resumido na Tabela 3. A velocidade de alimentação do arame adotada, após testes práticos, foi de 8 m/min. a voltagem de 21,6 V e corrente de 205 A.

Tabela 3. Processo de soldagem de aço *complex phase* laminado a quente empregado por duas empresas do setor automobilístico no Brasil

Empresa	Processo	Metal de adição	Diâmetro do consumível (mm)	Gás de proteção (Ar-CO ₂)
A	<i>GMAW</i> pulsado	ER-70S-6 [9]	1,2	85%-15%
B	<i>GMAW</i> pulsado	ER-70S-6 [9]	1,0	92%-8%

Conforme informações repassadas pelas empresas A e B, as soldas são feitas sem a necessidade de chanfros (biséis), não existindo dificuldades adicionais no processo de soldagem no aço *complex phase*. Na eventualidade de alguma descontinuidade na solda obtida nas peças, as mesmas são retrabalhadas manualmente e, em último caso, refugadas. Assim, as amostras neste trabalho foram soldadas utilizando o mesmo consumível (arame) empregado pelas empresas A e B, sem biselamento das peças unidas, porém gerando juntas de topo, de caracterização mais acessível. Um importante objetivo desse trabalho é determinar se o consumível empregado no mercado, o ER70S-6 [9], é adequado para o aço *complex phase*. Além desse, e para verificar a adequação da junta soldada ao aço, empregou-se o consumível ER110S-G [12], que é o melhor indicado, conforme a norma AWS D1.1/D1.1M. [14], em termos de grau de resistência para um aço *complex phase* com nível de resistência 800 MPa.

Os consumíveis empregados nesse estudo foram cedidos pela *Voestalpine Böhler Welding Soldas do Brasil Ltda.*, conforme apresentados e descritos na Tabela 4. Neste trabalho foram adotadas as recomendações do fabricante (Böhler) [15] para os consumíveis empregados com 1,2 mm de diâmetro: voltagem de 17 a 30 V e amperagem de 150 a 320 A.

Tabela 4. Parâmetros dos consumíveis empregados no trabalho [15]

Material	Composição	Propriedades Mecânicas (*)
Norma: AWS 5.18 [9] Designação: ER70S-6 Especificação: Böhler EMK 6D	0,08%C 0,90%Si 1,45%Mn	$S_{LR} = 530$ MPa $S_{LE} = 440$ MPa Along. = 28% $E_C = 110$ J @ -30°C
Norma: AWS 5.28 [12] Designação: ER110S-G Especificação: Böhler X 70-I	0,10%C 0,60%Si 1,60%Mn 0,25%Cr 0,25%Mo 1,30%Ni 0,10%V	$S_{LR} = 900$ MPa $S_{LE} = 800$ MPa Along. = 19% $E_C = 47$ J @ -50°C

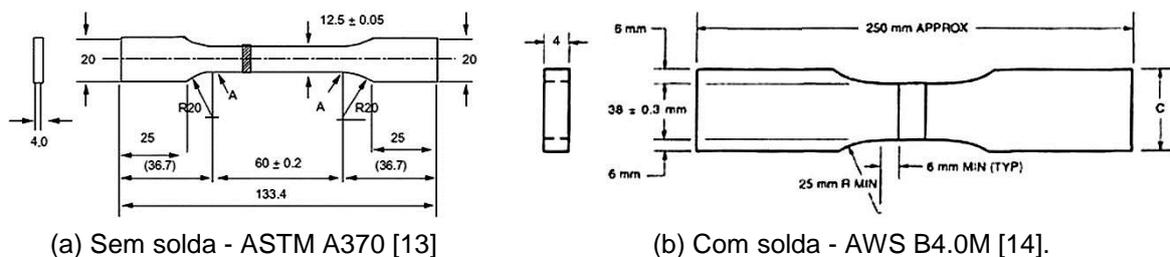
(*) Valores típicos da composição química e das propriedades mecânicas.

Along – Alongamento obtido em Corpos de Prova cilíndricos com $L_0 = 50$ mm (base de medida).

E_C – Energia Charpy (tenacidade em condições de impacto na temperatura indicada).

Para analisar as propriedades químicas e mecânicas das amostras de aço USI-CP 800 soldadas e não soldadas, empregadas nesse estudo, foram realizados ensaios químicos, de tração, dureza, metalografia e análise de tensões via Elementos Finitos (FEM).

Os corpos de prova de tração das amostras da bobina, sem solda, foram realizados conforme norma ASTM A370 [16], com uma base de medida (L_0) de 50 mm tanto na direção transversal quanto na longitudinal da laminação. Os corpos de prova das amostras soldadas foram preparados conforme a norma AWS B4.0M [17], mantendo-se o reforço de solda, simulando as condições de uso real nas autopeças. A Figura 4 ilustra as geometrias dos corpos de prova empregados nos ensaios de tração.



(a) Sem solda - ASTM A370 [13]

(b) Com solda - AWS B4.0M [14].

Figura 4. Dimensões dos corpos de prova para ensaios de tração com o aço USI-CP 800.

A avaliação da influência de um cordão de solda não planificado, isto é, sem a remoção do reforço de solda nos corpos de prova soldados (Fig. 4.b), sobre a resistência mecânica foi feita através do software *Simulador SolidWorks®*. Os ensaios de dureza Vickers foram realizados com 3 kgf e espaçamento de 0,6 mm entre cada ponto de medição.

Para a avaliação das juntas soldadas, após preparação e ataque químico, o aspecto metalográfico foi registrado através de imagens obtidas a partir de um microscópio metalográfico e analisadas pelo software *Photoshop CC* (ver. 2017). Através desta técnica foram determinados os tamanhos relativos (áreas da seção reta) do metal adicionado pela solda (A) e da zona fundida no metal base (B). As áreas quantificadas através do software permitiram obter a diluição (δ) em cada uma das juntas soldadas pela Equação (1) [18]:

$$\delta = \frac{B}{A+B} (\times 100\%) \quad (1)$$

Onde:

A é a área da seção reta associada ao metal de solda depositado e **B** é a área da seção reta do metal base que foi fundido pelo metal adicionado e a ele diluído.

Para a observação metalográfica, empregou-se Microscópio eletrônico de varredura (MEV) JEOL JXA 8900R com espectrômetros de energia dispersiva (EDS) e comprimento de onda (WDS) acoplados. Este equipamento tornou-se necessário em vista das dimensões reduzidas dos microconstituintes do aço USI-CP 800, conforme já previstas pela literatura [6].

3 RESULTADOS E DISCUSSÃO

A composição química do material estudado está descrita na Tabela 5. Apesar do maior grau de resistência do aço, nota-se que seu teor de carbono (0,08%C) é bem menor do que o limite da norma (0,18%C), assim como os teores de Mn, Cr, V, Mo, Cu e Ni. Estes menores valores destes elementos, garantem uma boa soldabilidade para este aço, conforme o valor do carbono equivalente (C_{EQ}) de 0,35%, calculado segundo a Equação (2), desenvolvida pelo *IIW* (*International Institute of Welding*) [18]:

$$C_{EQ} = \%C + \%Mn/6 + (\%Cr+\%V+\%Mo)/5 + (\%Ni+\%Cu)/15 \quad (2)$$

Tabela 5. Composição química das amostras do aço USI-CP 800 empregadas neste trabalho

%C	%Mn	%P	%S	%Si	%Al	%Nb	%Ti	%Cu	%Cr	% $\Sigma(V, Cr, Mo)$	%N	%Ca
0,08	1,59	0,011	0,001	0,67	0,047	0,019	0,129	0,02	0,03	n.d.	0,0052	0,0018

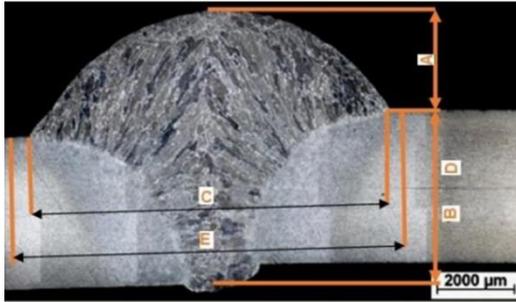
Observação: $C_{EQ} = 0,352\%$; conforme Equação (3).

Deve-se ressaltar que, no aço CP, o grande problema de soldabilidade não é a formação de fases frágeis, como ocorreria em aços de alto carbono ou ligados com valores elevados de carbono equivalente [18]. Neste caso, o efeito da soldagem prejudica o aço alterando as fases presentes [6], diminuindo sua resistência mecânica e provavelmente sua tenacidade. Daí a prática da indústria automotiva de adotar um cordão de solda com um reforço de solda maior e a necessidade neste estudo de avaliar esta geometria via *FEM*.

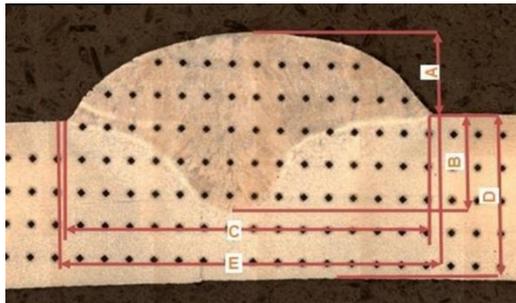
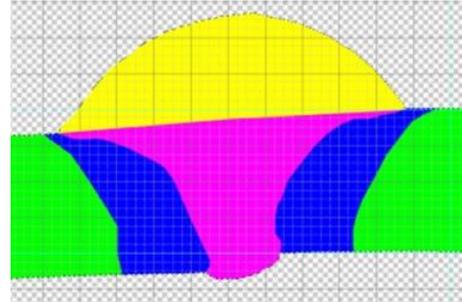
3.1 Geometria das Juntas Soldadas

A Figura 5 exemplifica as condições das juntas soldadas obtidas neste estudo para os consumíveis ER70S-6 [9] e ER110S-G [12]. A Tabela 6 apresenta as dimensões médias aferidas pelo *software* de análise de imagens, assim como a diluição calculada através da avaliação das áreas da junta soldada.

Tanto nos perfis apresentados na Figura 5, quanto nos dados da Tabela 6, pode-se perceber que o consumível ER110S-G [12] gerou uma junta soldada de menor penetração, ao contrário do que foi obtido com o consumível ER70S-6 [9]. No processo de soldagem *GMAW* pulsado de todas as amostras empregou-se uma mistura de gás 92% argônio e 8% CO₂. Assim, como a penetração é menor quando diminuído a participação de argônio na mistura, os parâmetros de processos deveriam ter sido ajustados ao utilizar o consumível ER110S-G para possibilitar uma penetração 100% da solda. Além disso, a soldagem com o ER110S-G [12] apresentou-se mais estável, gerando menos respingos de solda em comparação ao ER70S-6 [9].



Exemplo de um depósito de solda com o consumível ER70S-6 [9]



Exemplo de um depósito de solda com o consumível ER110S-G [12]

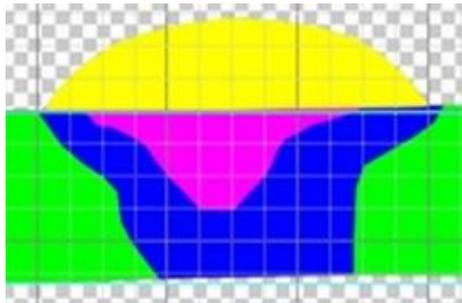


Figura 5. Aspecto das juntas soldadas obtidas com o aço USI-CP 800. À esquerda macrografias ilustrando as dimensões medidas (A, B, C, D e E). À direita individualização das regiões de solda, reforço, zona fundida (ZF), ZTA e metal base (MB), respectivamente: amarelo, lilás, azul e verde.

Tabela 6. Dimensões das geometrias dos cordões de solda obtidos com os consumíveis empregados

Medições, vide Fig.5 e Equação (2)		ER70S-6 [9]	ER110S-G [12]
A	Reforço do cordão de solda	3,1 mm	2,1 mm
B	Penetração do cordão de solda	4,0 mm	2,1 mm
C	Largura do cordão de solda	9,0 mm	9,0 mm
D	Altura da ZTA	4,0 mm	4,0 mm
E	Largura da ZTA	10,2 mm	9,3 mm
δ	Diluição, conforme Equação (1)	42%	35%

3.2 Resistência Mecânica das Juntas Soldadas

Os resultados dos ensaios de tração do aço USI-CP 800 estão melhor descritos em um outro trabalho também apresentado neste evento [19] e resumidos na Tabela 7. Neste caso, foram extraídos os parâmetros das Equações (3) e (4) devidas à Hooke e Hollomon [20], respectivamente:

$$\sigma = E \cdot \varepsilon \quad (3)$$

$$\sigma = K \cdot \varepsilon^n \quad (4)$$

Sendo:

E é o módulo de elasticidade ou módulo de Young (propriedade do material), GPa; **K** é uma constante plástica de resistência, MPa; ε deformação real efetiva do material. A Tabela 8 ilustra os resultados médios de tração obtidos com amostras soldadas com o consumível ER70S-6 [9] e ER110S-G [12], com e sem a retirada do reforço de solda (área amarela na Fig. 5). Somente a condição padrão com o consumível ER70S-6 [9] e com a manutenção da grande área de reforço conseguiu atender aos requisitos de resistência mecânica esperados no metal base (USI-CP 800).

Tabela 7. Resultados dos ensaios de tração do aço USI-CP 800 empregado neste trabalho

	Dados obtidos direto do ensaio de tração				Hooke (3)	Hollomon (4)	
	t _{Méd}	S _{LE} (MPa)	S _{LR} (MPa)	Along.L ₀ =50mm	E (GPa)	n	K (MPa)
Média	4,060	738,6	810,2	19%	208,1	0,103	1134,6
Desv.Pad.	0,002	2,6	2,3	0,9%	38,1	0,011	34,4

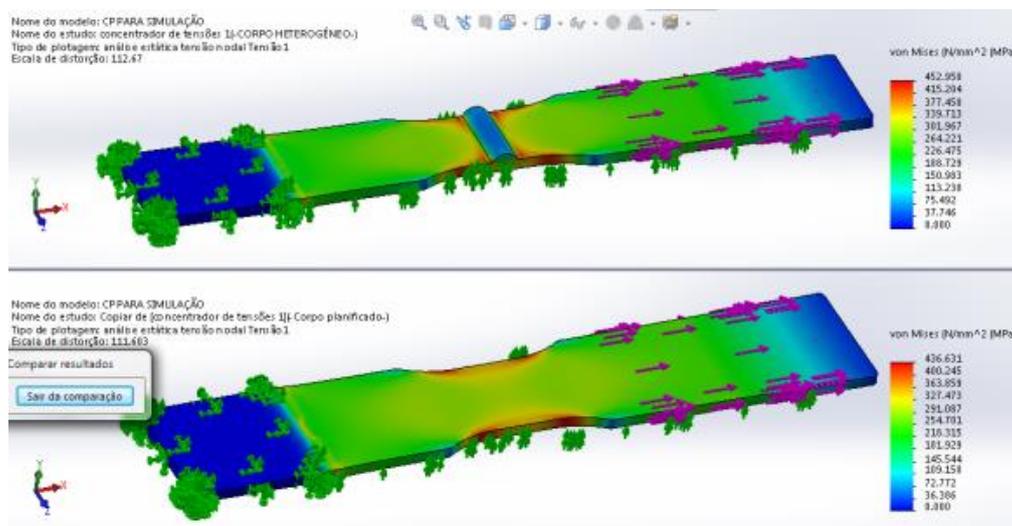
Apesar da maior resistência teórica da junta obtida pelo consumível ER110S-G [12], esta não apresentou, nas condições praticadas atualmente pela indústria (Tab. 3), uma penetração adequada para oferecer a resistência desejada. Por isso, deveria ser alterado o procedimento, seja pela mistura de gases, valores de corrente e voltagem, emprego de biseis ou de mais de um passe, para obter a penetração total e o atendimento da junta soldada das características de resistência do metal base.

Tabela 8. Resultados dos ensaios de tração em corpos de prova soldados do aço USI-CP 800

Condição	S _{LE} (MPa)	S _{LR} (MPa)	Along. L ₀ = 50 mm .	S _{LE} /S _{LR}	
Metal base	738	810	19%	0,91	
Soldada com ER70S-6 [9]	com ref.	765	809	12%	0,95
	sem ref.	583	703	6%	0,83
Soldada com ER110S-G [12]	com ref.	384	495	4%	0,77
	sem ref.	400	403	5%	0,99
Norma USI-CP 800	680 a 780	780 a 960	>10%	–	

3.3 Concentração de Tensão no Reforço da Solda Tradicional (ER70S-6 [9])

Como o reforço da solda aumenta a espessura do material pontualmente, este pode evitar que a ruptura ocorra na região da solda, porém também pode gerar um concentrador de tensões. Para avaliar essa concentração de tensão no corpo de prova de tração, calculou-se a distribuição de tensões equivalentes de *Von Mises*, conforme Figura 6. A atuação do reforço da solda com o consumível ER70S-6 [9] foi avaliado considerando-se uma espessura do material base de 4 mm (B, Tab. 6) e um reforço com uma altura de 3,10 mm (A, Tab. 6), de forma que nessa região a espessura total foi de 7,10 mm.

**Figura 6.** Comparação das distribuições de tensões entre um corpo de prova de tração com cordão de solda com o consumível ER70S-6 [9] planificado e não planificado.

No corpo de prova com o reforço de solda foi possível observar uma maior concentração de tensões ao redor da base do cordão. No corpo de prova planejado, isto é, com o reforço da solda retificado, este concentrador de tensão é eliminado. A Figura 7 ilustra com maiores detalhes a concentração de tensão calculada no corpo de prova soldado com o consumível ER70S-6 [9] e não planejado.

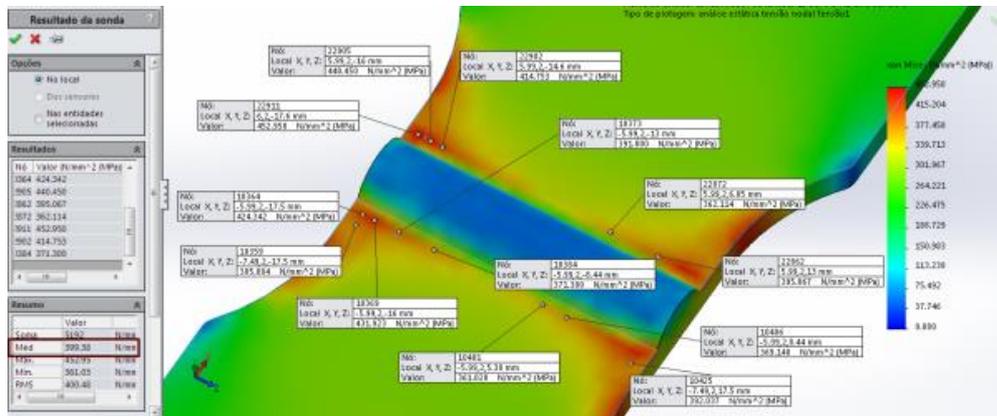


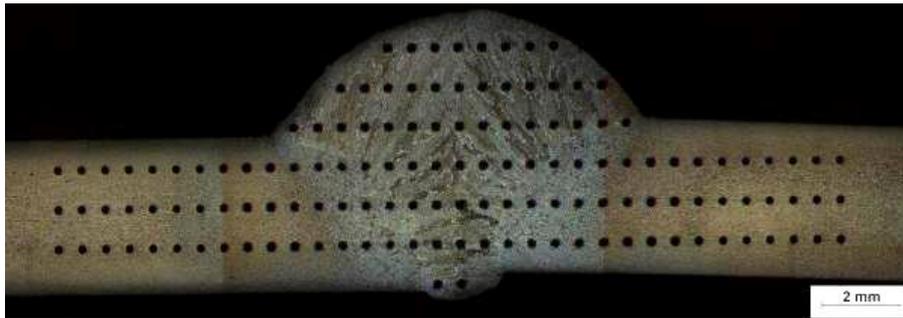
Figura 7. Realce do gradiente de tensões calculadas no corpo de prova de tração do aço USI-CP 800, ao redor do cordão de solda com o consumível ER70S-6 [9] não planejado.

Pela Figura 7 pode se perceber que as tensões concentradas na base do cordão de solda são praticamente o dobro das tensões presentes no restante da seção útil do corpo de prova, afastada da região do concentrador de tensão. Portanto, é de se esperar que os corpos de prova com o reforço de solda, ao serem submetidos ao ensaio de tração, entrem em deformação plástica e fraturem-se na região de maior concentração de tensão, na base do reforço do cordão de solda, na aresta do corpo de prova. Isto, de fato, foi o que ocorreu nas amostras não planejadas deste estudo. Como o material é relativamente dúctil, este consegue deformar-se localmente, reduzindo a concentração de tensão e apresentando, no final, uma resistência mecânica compatível com o metal base. Porém, sob condições de fadiga, esta região pode originar trincas com muito mais facilidade, comprometendo não apenas a resistência do componente quanto também a segurança dos ocupantes do veículo nestas condições.

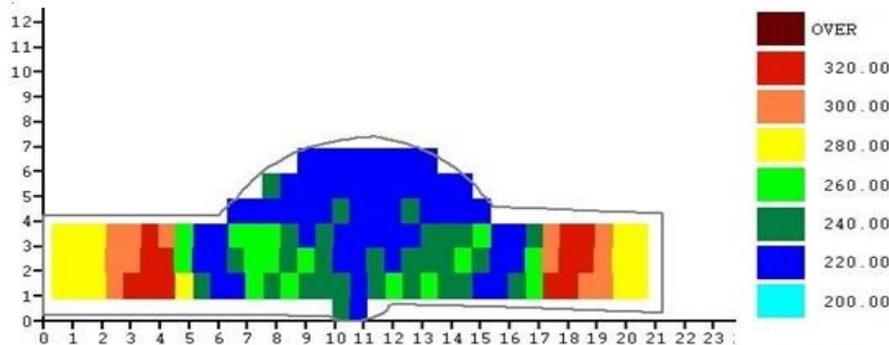
3.4 Distribuição de Dureza nas Juntas Soldadas

Para a análise da dureza, de uma amostra de USI-CP 800 soldada pelo processo GMAW com consumível ER70S-6 [9], foram feitas 139 marcações que constituíram uma malha com espaçamento de 0,6 mm entre os pontos. Com o consumível ER110S-G [12], foram feitas 219 marcações que constituíram uma malha com o mesmo espaçamento de 0,6 mm. As condições de medição e os resultados estão apresentados na Figura 8.

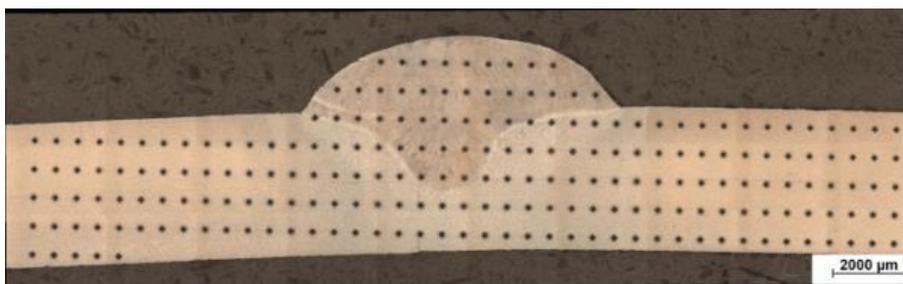
No caso das juntas obtidas com o consumível ER70S-6 [9] a dureza obtida para o metal base, foi da ordem de 280 HV. Em alguns pontos foi encontrada dureza mais elevada, 320 HV, provavelmente, devido presença de martensita. Nas outras regiões em que se observou no MEV a presença de bainita predominantemente, são regiões mais próximas a zona fundida, onde a dureza é de 260 a 280 HV. Na região da ZTA, que é a região dos grãos grosseiros e finos, ocorre a diluição (45%, Tab. 6), onde houver penetração do metal de adição do consumível no aço base.



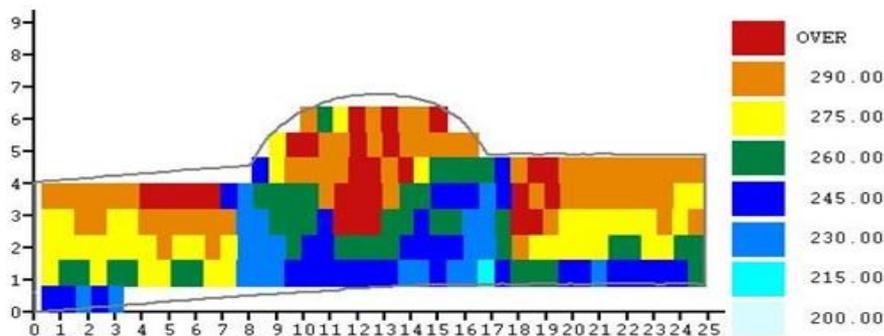
ER70S-6 [9], pontos de medição de dureza.



ER70S-6 [9], valores de dureza obtidos.



ER110S-G [12], pontos de medição de dureza



ER110S-G [12], valores de dureza obtidos.

Figura 8. Mapeamento de durezas realizado em amostras de USI-CP 800 soldadas através do processo GMAW pulsado com os consumíveis ER70S-6 [9] e ER110S-G [12].

Apesar da penetração da solda ter sido parcial, é possível avaliar e tirar algumas importantes conclusões considerando os resultados de dureza obtidos nesta junta soldada de ER110S-G [12]. A dureza obtida para o metal base foi da ordem de 275 HV. Na região da zona fundida, que é a região basicamente formada pelo metal de adição, apresentou as maiores durezas obtidas no mapeamento. Foram medidas durezas iguais ou maiores que 290 HV, o que é razoável, já que o consumível empregado possui uma resistência de 900 MPa e elementos químicos que aumentam a sua temperabilidade, tais como Cr, Ni e Mo.

A dureza média na solda obtida com ER110S-G [12] é significativamente maior que a dureza média da solda obtida com o ER70S-6 [9]. Como esperado, a conclusão foi a

mesma que a apresentada no trabalho de Cardenas et al. [8], quanto maior a resistência do consumível empregado, maior será a média de dureza da solda. A Tabela 9 mostra um comparativo entre a redução de dureza (amacramento) de uma junta soldada do aço USI-CP 800 pelo processo GMAW pulsado utilizando consumível ER110S-G [12] e o ER70S-6 [9].

Tabela 9. Redução na dureza (amacimento) das juntas soldadas no aço USI-CP 800.

Consumível	Dureza Metal Base	Dureza Mínima	Região Mínima Dureza	Amaciamento (%)
ER70S-6 [9]	280	202	ZTA	28%
ER70S-6 [9]	280	202	SOLDA	28%
ER110S-G [12]	275	220	ZTA	20%

O amaciamento na junta soldada com ER110S-G [12] foi 20% e na junta soldada com ER70S-6 [9] foi 28%, portanto, a redução de dureza quantificada utilizando o consumível de maior resistência foi menos abrupta do que a redução ao analisar a junta obtida com o consumível ER70S-6 [9]. Dependendo do esforço que o material sofre, a ruptura deve ocorrer na região de menor dureza, que neste caso é na ZTA. No caso do consumível ER110S-G [12], como o mesmo apresenta dureza similar ou superior a do metal base, à ruptura, deve ocorrer na ZTA e não na solda. No entanto, outros fatores, como a geometria da solda, podem causar a ruptura em outra região por outros mecanismos (exemplo: fadiga).

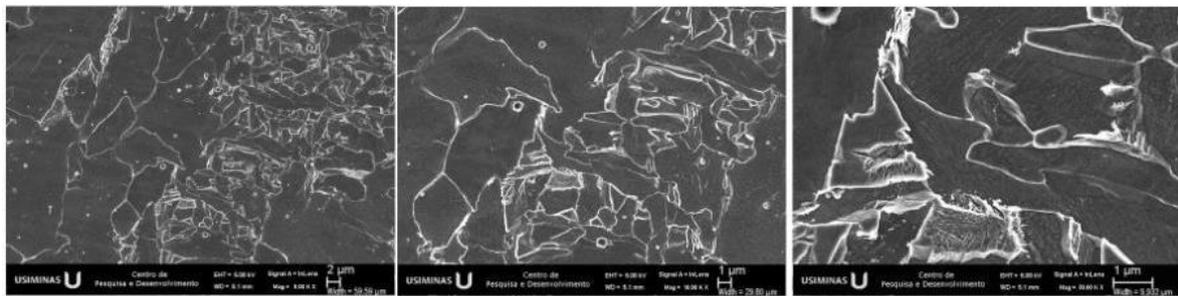
3.5 Microestruturas das Juntas Soldadas

Empregou-se a microscopia eletrônica de varredura (MEV) para verificar a alteração da microestrutura após o processo de soldagem. A necessidade de utilizar o MEV deve-se ao fato da microestrutura da junta soldada e do metal base (USI-CP 800) serem extremamente finas.

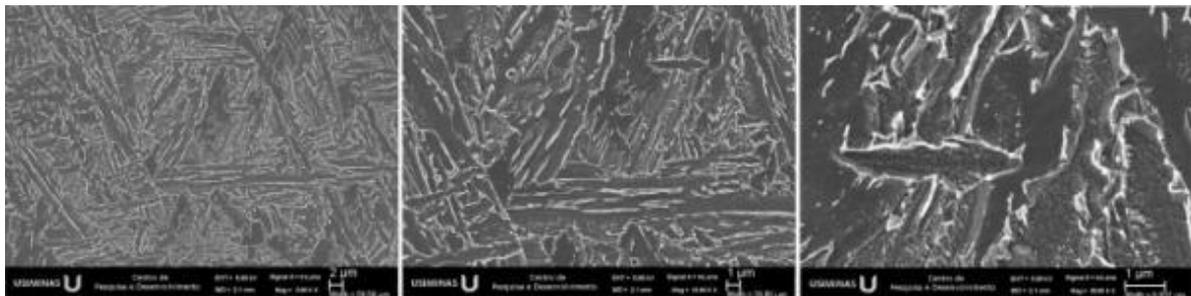
- Na região do metal base (MB), local não afetado pelo processo de soldagem, observou-se uma microestrutura muito fina, característica de um aço *complex phase*, conforme a literatura [6], constituída por várias fases, tais como, ferrita, constituinte MA (martensita austenita retida) e bainita.
- Na região da zona fundida (ZF) da junta soldada com consumível ER110S-G [12] observa-se apenas bainita, isto é, ferrita com segunda fase alinhada e não alinhada. Já na ZF da junta soldada com ER70S-6 [9] observa-se ferrita. A Figura 9 ilustra algumas das metalografias registradas na ZF através do MEV.
- Na ZTA da junta soldada com consumível ER110S-G [12], observa-se ferrita e segunda fase na microestrutura. Na região subcrítica, observa-se uma microestrutura parecida com a encontrada no metal base, no entanto, com os grãos de ferrita maiores. Devido esta microestrutura menos refinada que a do metal base é verificada uma queda de dureza nesta região quando comparada com a dureza obtida no aço USI-CP 800 (vide Fig. 8). Já na junta soldada com o consumível ER70S-6 [9], encontrou-se ferrita de contorno de grão, ferrita acicular e ferrita com segunda fase, sendo que na região de grãos grosseiros, observou-se ferrita com segunda fase alinhada e não alinhada.

No metal base é possível observar microestrutura de ferrita de grãos finos com segunda fase que promovem uma dureza mais elevada que na ZTA, cujos grãos são menos refinados. Na Zona Fundida, a bainita observada promove o aumento de dureza quando comparado a ZTA. No caso da junta soldada com ER70S-6 [9], na ZF,

observa-se ferrita de contorno de grão que não foi observado na junta soldada com ER110S-G [12], fazendo com que a dureza na ZF da amostra soldada com ER110S-G [12] seja maior.

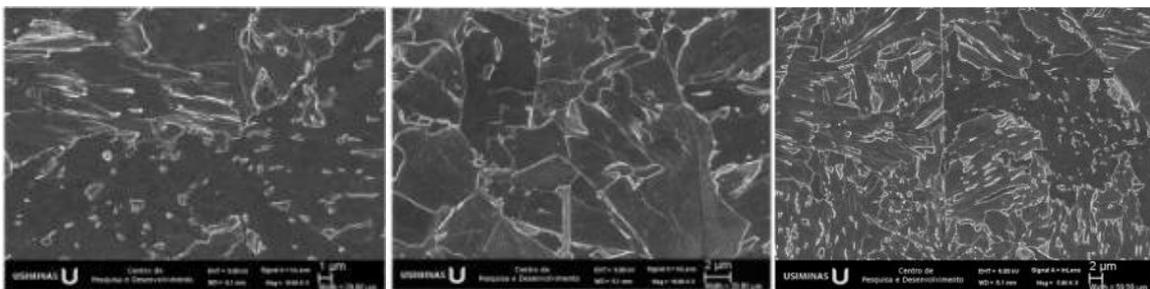


ZF - ER70S-6 [9]

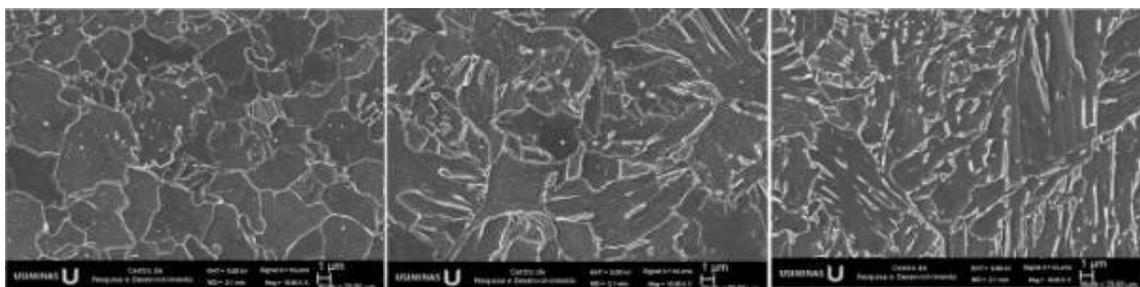


ZF - ER110S-G [12]

Figura 9. Microestruturas da região fundida (ZF) obtidas por MEV, ampliações de 5, 10 e 30mil ×.



ZTA - ER70S-6 [9]



ZTA - ER110S-G [12]

Figura 10. Microestruturas da zona termicamente afetada (ZTA) obtidas por MEV, ampliadas 10mil ×.

3 CONCLUSÕES

Neste trabalho, empregou-se o processo de soldagem GMAW pulsado robotizado para soldar amostras do aço USI-CP 800, aminado a quente e resistência a tração de 800 MPa, em fase final de desenvolvimento nacional. Considerando os resultados

obtidos, pode-se concluir que além da resistência do metal de adição, outros fatores, como a geometria da solda, impactam na resistência da junta. No caso da junta soldada com ER70S-6 [9] esta somente atende à resistência esperada do metal base se houver a presença de um grande reforço no cordão de solda, porém este mesmo reforço gera um concentrador de tensão na junta soldada que ocasiona sua ruptura neste local, assim como tende a induzir formação de trincas por fadiga futuras.

A redução de dureza quantificada na união soldada obtida com o consumível ER110S-G [12] foi menos abrupta do que a mesma redução desta característica ao se analisar a junta obtida com o consumível ER70S-6 [9]. Portanto o incremento na resistência mecânica do consumível empregado é benéfico para a manutenção da resistência mecânica da junta como um todo e na sua continuidade estrutural.

Apesar do objetivo inicial de tentar gerar uma junta soldada mais adequada com o consumível ER110S-G [12], empregando os parâmetros os mais próximos o possível dos empregados para a soldagem *GMAW* pulsada com o consumível ER70S-6 [9], verificou-se que tais condições não são suficientes para oferecer 100% de penetração em chapas de aço *complex phase* com mais de 2,00 mm de espessura (Tab. 6). Desta forma, para chapas mais espessas, seriam necessários ajustes no processo de soldagem, a serem avaliados, de modo a obter uma penetração adequada.

Os resultados obtidos neste trabalho apontam para um melhor desempenho da junta soldada obtida pelo processo *GMAW* pulsada empregando o consumível ER110S-G [12], porém devido à falta de penetração obtida nas chapas de 4,0 mm recomenda-se o emprego deste consumível, nas mesmas condições de soldagem do consumível ER70S-6 [9] somente em chapas até 2,0 mm.

Agradecimentos

A empresa INSPEBRAS, representada pelo Diretor Comercial Guilherme Geda Sampaio, pela colaboração e apoio no desenvolvimento desse trabalho. A empresa FRONIUS BRASIL, ao Eng. Ricardo Mouta e ao Técnico Ciro Balugar, pela execução da soldagem robótica das amostras. Pela indicação e fornecimento de consumível de solda. Agradecimentos à empresa VOESTALPINE BÖHLER WELDING SOLDAS DO BRASIL Ltda. Pelos ensaios realizados, agradecemos às equipes do Laboratório da USIMINAS, em especial a Benedito Chivites e Alexandre Severo; e a Gabriela Miranda do Centro de Pesquisas.

REFERÊNCIAS

- 1 KEELER, S.; KIMCHI, M. Advanced high strength steel application guidelines. Version 5.0. WorldAutoSteel. May 2014.
- 2 MARRA, K. M. Aços Dual Phase da Usiminas: Características e Potencial de Aplicação em Veículos Automotores. 63 Congresso Anual da ABM, 63. 2, 2008.
- 3 TAMARELLI, C. M. AHSS 101: The Evolving Use of Advanced High-Strength Steels for Automotive Applications. Materials Science and Engineering University of Michigan, 2011.
- 4 MATLOCK, D. K.; SPEER, J. G.; MOOR, E.; GIBBS, P. J. Recent Developments In Advanced High Strength Sheet Steels For Automotive Applications: An Overview. Advanced Steel Processing and Products Research Center Colorado School of Mines Golden, 2012.
- 5 SILVA, E. A. Estudo do efeito springback em aços avançados de alta resistência aplicados a indústria automobilística. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica). Guaratinguetá, 2012.

- 6 MESPLONT, C. Phase transformations and microstructure - mechanical properties relations in Complex Phase high strength steels. Ingénieur Ecole Universitaire Des Ingénieurs de Lille. DEA Science des Matériaux. 2002.
- 7 LYDEN, S. Steel Yourself for the Future of Truck Bodies. September, 2012. Work Truck – Feature. Disponível em: <http://www.worktruckonline.com/channel/vehicle-research/article/story/2012/09/steel-yourself-for-the-future-of-truck-bodies.aspx>. Acesso em 01 de abril de 2017.
- 8 CARDENAS, C.; HERNANDEZ, L.; TIJERINA, J. T. Effects of GMAW conditions on the tensile properties of hot rolled Complex Phase 780 steel. Great Designs in steel seminar. 2015.
- 9 AWS A5.18/A5.18M. Specification for carbon steel electrodes and rods for gas shielded arc welding. An American National Standard. American Welding Society. February 5, 2001.
- 10 BURNS, T. J. Weldability of a Dual-Phase Sheet Steel by the Gas Metal Arc Welding Process. Thesis (Master of Applied Science In Mechanical Engineering). University of Waterloo. Canada, 2009.
- 11 KAPUSTKA, N; CONRARDY, C.; BABU, S.; ALBRIGHT, C. Effect of GMAW Process and Material Conditions on DP 780 and TRIP 780 Welds. Supplement to the Welding Journal (AWS / WRC). Vol. 87, pp. 135 to 148. June, 2008.
- 12 AWS A5.28/A5.28M. Specification for low-alloy steel electrodes and rods for gas shielded arc welding. An American National Standard. American Welding Society. 3rd Edition. March 9, 2005.
- 13 EN 10338. Hot rolled and cold rolled non-coated products of multiphase steels for cold forming - Technical delivery conditions. European Standard, 2015.
- 14 AWS D1.1/D1.1M. Structural Welding Code Steel. An American National Standard. American Welding Society. 23rd Edition. July 28, 2015.
- 15 BÖHLER. Consumíveis para Solda de União. Böehler Welding by Voestalpine. 2016. Disponível em <http://www.voestalpine.com/welding/br/Servicos/Downloads>. Acesso em 29/08/2017.
- 16 ASTM A370-17. Standard Test Methods and Definitions for Mechanical Testing of Steel Products. The American Society for Testing and Materials. ASTM. 2017.
- 17 AWS B4.0M:2000. Standard Methods for Mechanical Testing of Welds. An American National Standard. American Welding Society. July 25, 2000.
- 18 LANCASTER, J. Handbook of structural welding. Cambridge (UK): Abington Hall, 1997. Cap. 2, p. 56-113.
- 19 SILVA, F. S.; SILVA, D. Q.; SANTOS, T. L.; DINIZ, P. P.; MORAIS, W. A. Avaliação dos Efeitos de Entalhes Mecânicos Circulares em um Aço Complex Phase Nacional. In: 73º Congresso Anual da ABM (ABMWEEK). São Paulo: Associação Brasileira de Metalurgia, Materiais e Mineração. Anais. 2018.
- 20 MORAIS, W. A.. ANÁLISE DOS PROCESSOS DE CONFORMAÇÃO: Volume 1 - Fundamentos Matemáticos-Mecânicos. 1. ed. São Vicente: Willy Ank de Moraes - São Vicente: WILLY ANK - Soluções para o Setor Metal-Mecânico, 2018. v. 1. 104p.