



# AVALIAÇÃO DAS PROPRIEDADES MECÂNICAS DE JUNTAS SOLDADAS DE AÇO INOXIDÁVEL DUPLEX UNS S31803<sup>1</sup>

Everton Barbosa Nunes<sup>4</sup> Marcelo Ferreira Motta<sup>3</sup> Hamilton Ferreira Gomes de Abreu<sup>3</sup> Hélio Cordeiro de Miranda<sup>3</sup> Jesualdo Pereira Farias<sup>3</sup> Francisco Necy Alves Junior<sup>4</sup>

#### Resumo

O objetivo deste trabalho é avaliar a influência da energia de soldagem na microdureza e na tenacidade do metal de solda, da ZAC e do metal base. Foram realizadas as soldagens em juntas tipo V utilizando eletrodo revestido com energias de 15 e 20 kJ/cm. A condição soldada com nível mais baixo de corrente obteve níveis mais baixos de microdureza, de modo que a condição com energia mais elevada obteve níveis superiores a 310 HV. Em relação ao preenchimento, foram observados níveis mais elevados de microdureza nos passes de acabamento em comparação ao passe de raiz. Em relação à tenacidade, foram observados níveis maiores de energia absorvida no metal base em comparação com ZAC e FZ. Na ZAC, a condição soldada com nível mais baixo de energia (15 kJ/cm) obteve maior energia absorvida, de modo que na ZF não foram observadas diferenças significativas.

Palavras-chave: Duplex; Energia de soldagem; Microdureza; Tenacidade.

#### EVALUATION OF MECHANICAL PROPERTIES IN THE WELDING OF DUPLEX STAINLESS STEEL UNS S31803

#### Abstract

The aim of this work is to evaluate the influence of welding energy in the microhardness and in the toughness of the weld metal, HAZ and base metal. The shielded metal arc welding had been carried through V joint with energies of 15 e 20 kJ/cm. The condition welded with lower level of current promoved lower levels of microhardness, so that the condition with high energy obtained microhardness above 310 HV. In relation to filling, higher levels of microhardness in the finishing passes compared to root pass were observed. In relation to the toughness, higher levels of absorbed energy in base metal were observed compared to HAZ and FZ. In the HAZ, the condition welded with lower level of energy (15 kJ/cm) obtained higher absorbed energy, so that in the FZ weren't observed significant differences.

Key words: Duplex; Welding energy; Microhardness; Toughness.

- <sup>1</sup> Contribuição técnica ao 65º Congresso Anual da ABM, 26 a 30 de julho de 2010, Rio de Janeiro, RJ, Brasil.
- <sup>2</sup> Mestrando do Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais da Universidade Federal do Ceará (UFC)-Fortaleza-CE.
- <sup>3</sup> Doutor e professor do Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais da Universidade Federal do Ceará (UFC)-Fortaleza-CE.
- <sup>4</sup> Graduando do curso de Engenharia Metalúrgica da Universidade Federal do Ceará (UFC)-Fortaleza-CE.



# 1 INTRODUÇÃO

Os aços inoxidáveis duplex (AID) possuem em sua microestrutura ferrita e austenita, de modo a aliar boas propriedades mecânicas e excelente resistência à corrosão. Esta combinação de propriedades tem popularizado o seu uso em ambientes altamente agressivos.<sup>(1,2)</sup> Aços inoxidáveis duplex possuem uma boa resistência à corrosão em muitos ambientes, como: ácido sulfúrico, ácido hidroclorídrico ou ácido nítrico.<sup>(3)</sup>

Os AID apresentam resistência mecânica maior do que a dos aços inoxidáveis comuns, bem como boa resistência à corrosão intergranular, localizada, e à corrosão sob tensão.<sup>(4,5)</sup> Além disso, sua soldabilidade é superior em relação aos aços inoxidáveis ferríticos. Uma grande vantagem da utilização dos AID é que a combinação de elementos como: cromo, molibdênio e nitrogênio, conferem uma boa estabilidade química em ambientes salinos como a água do mar, que antigamente (décadas de 1970 e 1980) só era possível de se obter usando-se materiais com altas concentrações de cobre, como por exemplo, os bronzes e materiais com altas concentrações de níquel, como os Hastelloys, os Inconéis e os Monéis.<sup>(6)</sup>

Uma grande parcela das aplicações industriais de soldagem com duplex está nos setores químico e petroquímico, geralmente em equipamentos cuja fabricação e manutenção envolvem operações de soldagem. Estão sendo utilizados em vasos (tratadores eletrostáticos), tubulações de água produzida e injetada, tubos permutadores, evaporadores de água, *hard pipes*, no abastecimento em tubulações, trocadores de calor, *clad*, equipamentos de plataforma, etc. Se a soldagem não for executada com os devidos cuidados, as vantagens de aplicação dos AID em relação aos aços inoxidáveis tradicionais podem ser perdidas.<sup>(1)</sup>

Dada à relevância do problema e os poucos trabalhos disponíveis na literatura que tratam da soldagem multipasse deste material, o tema tem despertado o interesse dos pesquisadores da área. São inúmeros os problemas que podem surgir na soldagem, o que requer o conhecimento e o adequado controle dos parâmetros de soldagem, com o propósito, por exemplo, de conferir ao aço níveis aceitáveis de propriedades mecânicas, de modo a eliminar o tratamento térmico pós-soldagem (TTPS). Com isto, haveria redução de custos, pois diminuiria o tempo de parada e minimização de falhas.

Outra questão ainda não totalmente esclarecida é o percentual das fases austenita e ferrita, que também está diretamente ligada à energia de soldagem, consequentemente, à velocidade de resfriamento. Nos aços inoxidáveis duplex, a energia de soldagem está diretamente associada às transformações microestruturais e ao desempenho da junta soldada. Assim, de forma geral, uma energia de soldagem elevada provoca uma baixa velocidade de resfriamento, favorecendo a precipitação de austenita e o equilíbrio microestrutural desejado. Porém, fases secundárias podem precipitar. Por outro lado, uma baixa energia de soldagem, resulta numa elevada velocidade de resfriamento, podendo retardar a precipitação de austenita e o equilíbrio das fases na microestrutura.<sup>(7)</sup> A importância do controle dos parâmetros de soldagem está no domínio da microestrutura pretendida. Muitos trabalhos apontam que é primordial a obtenção do balanço microestrutural, de modo que em aplicações práticas, uma adequada proporção de ferrita na zona fundida deve ser na faixa de 30% a 40%.<sup>(8)</sup> No entanto, os estudos com soldagens multipasse têm sido poucos e bastante superficiais, indicando uma grande motivação para realizações de trabalho na área.

ANAIS

PROCEEDINGS



recentes<sup>(9-11)</sup> Trabalhos reforcam a importância de se conhecer adequadamente os efeitos dos parâmetros de soldagem, com o intuito de controlar a energia de soldagem e velocidade de resfriamento. Os resultados destes trabalhos mostraram que a variação da energia de soldagem com alterações da corrente resultou em cordões de soldas com características geométricas diferentes dos obtidos com a variação da energia, por alterações na velocidade de soldagem. Desta forma, soldas realizadas com a mesma energia de soldagem, porém com correntes e velocidades de soldagem distintas, apresentaram larguras, reforços, penetrações e diluições distintas. Este aspecto praticamente não é considerado nos estudos que envolvem energia de soldagem, particularmente nas soldagens dos acos inoxidáveis duplex. Mudancas nas características geométricas dos depósitos podem afetar a soldagem multipasse no número de soldas realizadas, no aporte térmico, no resfriamento, na diluição e provavelmente nos percentuais e tipos de fases presentes.

Na soldagem de aço estrutural ASTM A516 Gr.60 com utilização de eletrodo 2209-17 foi observado que o aumento da energia de soldagem pelo acréscimo da corrente de soldagem resultou em menores percentuais de ferrita no metal de solda. No entanto, o aumento da energia de soldagem pela redução da velocidade de soldagem proporcionou maiores percentuais de ferrita no metal de solda. <sup>(12)</sup>

Além da busca de uma energia de soldagem adequada para a soldagem dos AIDs, deve-se ainda considerar o fato de que, na soldagem multipasse, a junta é submetida a vários reaquecimentos. Isto significa que a região soldada passa por aquecimentos e resfriamentos consecutivos, comumente pouco controlados. Tais variações de temperatura podem modificar a microestrutura original e, consequentemente afetar o desempenho da junta, modificando suas propriedades.

O presente trabalho tem como objetivo avaliar a influência da variação da energia de soldagem nas propriedades mecânicas (microdureza e tenacidade) da zona afetada pelo calor, do metal de solda e do metal base.

## 2 MATERIAIS E MÉTODOS

A soldagem foi realizada no metal base UNS S31803 (SAF 2205), na forma de corpos de prova com as dimensões de 150x100x13 mm e chanfros de ângulo de 30°. O eletrodo revestido utilizado como metal de adição foi o AWS E2209-17 com diâmetro de 4,0 mm para passe de enchimento e acabamento e diâmetro de 3,25 mm para passe de raiz.<sup>(13)</sup> A composição química dos materiais utilizados é mostrada na Tabela 1.

	Composição Química (%)									
Material	С	Mn	Р	S	Si	Cr	Ni	Cu	Мо	Ν
Metal base	0,017	1,45	0,025	0,001	0,43	22,12	5,58	0,21	3,08	0,16
Metal de adição	0,03	0,8	0,03	0,025	0,9	23	9	-	3,0	0,15

**Tabela 1.** Composição química do metal base e metal de adição

A soldagem foi realizada utilizando a fonte multiprocesso, com sistema de aquisição de sinais de corrente e de tensão de soldagem, numa frequência de aquisição de 9600 MHz. Foram definidas três condições de soldagem: C1, C2 e C3 (Tabela 2). Houve controles da temperatura de interpasse: 60°C entre o

ANAIS

PROCEEDINGS



 $1^{\circ}$  e  $2^{\circ}$  passes, 100°C entre o  $2^{\circ}$  e  $3^{\circ}$  passes e 135°C entre os passes seguintes. Foi Evitaram-se o preaquecimento e pós-aquecimento, com o intuito de minimizar a formação de fases intermetálicas e diminuir o tempo de soldagem, aproximando-se das condições reais de operação. Foi utilizado um sistema de restrição para fixação dos corpos de prova para todas as condições de soldagem. A sequência da sobreposição dos passes é mostrada na Figura 1.



Figura 1. Ilustração do preenchimento da junta.

|--|

	Pre	enchim	nento	Passe de raiz			
Corpo de prova	E (kJ/cm)	I (A)	Vs (cm/min)	E (kJ/cm)	 (A)	Vs (cm/min)	
C1	15	100	10	4,8	80	25	
C2	20	135	10	5,04	95	28	
C3	15	135	13	5,04	95	28	

Obs.: As soldagens foram realizadas com tensão média de 31 V.

Para verificar o balanceamento de fases no metal de solda foi utilizado o ferritoscópio *FISCHER* MP3OE-S. Foi realizado levantamento de perfis de microdureza ao longo do metal de solda desde o passe de acabamento até o passe de raiz. Também foi realizado microdureza do metal de solda na última camada depositada até o metal base (Figura 2). A carga utilizada para este ensaio foi de 0,98 N com aplicação durante 15 s. O critério de aceitação foi estipulado para valores de microdureza menores que 310 HV,<sup>(14)</sup> de modo a minimizar os riscos de surgimento de trinca devido à corrosão sob tensão.



Figura 2. Ilustração das linhas de microdureza.

As dimensões de todos os corpos de prova para ensaio de impacto Charpy foram de forma reduzida: 5x5x55 mm, com entalhe em "V", segundo a norma ASTM E 23-02a na temperatura de -40°C, resfriado pela utilização de nitrogênio líquido. Esta temperatura foi escolhida para avaliar a influência da precipitação de fases

ANAIS

PROCEEDINGS



frágeis na tenacidade segundo a norma ASTM A 923-03.<sup>(15)</sup> Foram separados quatro corpos de prova Charpy para verificação de energia absorvida na ZAC, quatro na ZF e quatro no metal base. A orientação do plano da trinca foi paralela à direção de laminação, sendo essa a região mais crítica.<sup>(16)</sup> Para o posicionamento do entalhe foi feito um ataque eletrolítico com ácido oxálico 10% a 8 V<sub>cc</sub> por 1 minuto para melhor visualização da região soldada. Os níveis de significância dos efeitos dos parâmetros de soldagem investigados foram avaliados utilizando-se um programa de análise estatística.

No metal de solda, o entalhe ficou no centro do último cordão de acabamento depositado para o preenchimento devido, possivelmente por ser a região mais crítica pela provável maior quantidade de ferrita devido à maior taxa de resfriamento. Em relação à ZAC, o entalhe ficou na posição do lado no qual foi depositado o penúltimo cordão de solda. Para dimensões reduzidas (5x5x55 mm), a energia requerida mínima é de 13,5 J no metal base e ZAC e 8,5 J na ZF, sendo esses os critérios de aceitação adotados.

#### **3 RESULTADOS**

Na Tabela 3 é mostrado o teor de ferrita no metal de solda nos passes de acabamento obtidos pelo ferritoscópio.

Condição	Teor de ferrita no 1º (penúltimo) passe (%)	Teor de ferrita no 2º passe (último) (%)
C1	42,7	51,1
C2	43,8	50,7
C3	33,1	45,4

#### Tabela 3. Teor de ferrita no metal de solda dos passes de acabamento

A microdureza é uma propriedade mecânica de fundamental importância e o conhecimento desta, de acordo com o procedimento de soldagem utilizado, pode servir como suporte para a utilização adequada de parâmetros de soldagem, de forma a obter bom comportamento, mesmo com as solicitações de operações que podem ser submetidas. Na Figura 3 são mostrados os perfis de microdureza obtidos ao longo dos passes de acabamento até o metal base nas impressões feitas ao longo da direção horizontal. O índice "1", que é observado nas legendas MB (metal base), ZAC (zona afetada pelo calor) e ZF (zona fundida) na Figura 3, representa os resultados obtidos ao longo do penúltimo passe e o índice "2" representa os resultados obtidos no último passe de acabamento.

ANAIS

PROCEEDINGS



**Figura 3**. Microdurezas média e dispersão para condição C1 (E = 15 kJ/cm, I = 100 A e Vs = 10 cm/min), condição C2 (E = 20 kJ/cm, I = 135 A e Vs = 10 cm/min) e condição C3 (E = 15 kJ/cm, I = 135 A e Vs = 13 cm/min).

Na condição C1 (Figura 3) não foi observado nenhum pico de microdureza acima de 310 HV, sendo a condição que apresentou os menores níveis de microdureza ao longo de todas as regiões. No entanto, na condição C2 (20 kJ/cm) houve maiores níveis de microdureza. Na condição C3 foram observados valores elevados de microdureza na região da ZAC.

Para avaliar o efeito da energia de soldagem na microdureza ao longo de todo metal de solda, foram realizadas impressões em linha vertical desde o passe de acabamento até o passe de raiz, como mostrado na Figura 4. O ponto 0 mm representa a origem das medidas que foram realizadas no passe de acabamento.



**Figura 4**. Perfis de microdureza do passe de acabamento até o passe de raiz. para as condições C1 (E = 15 kJ/cm, I = 100 A e Vs = 10 cm/min), C2 (E = 20 kJ/cm, I = 135 A e Vs = 10 cm/min) e C3 (E = 15 kJ/cm, I = 135 A e Vs = 13 cm/min).

Na condição C1 (Figura 4) foi observado um comportamento bastante heterogêneo, porém não houve nenhum pico de microdureza acima de 310 HV. O valor médio obtido ao longo de todo o metal de solda foi de 246,75±14 HV Na condição de mais elevada energia (20 kJ/cm) foi observado um nível mais elevado

ANAIS

PROCEEDINGS



de microdureza no passe de acabamento, posteriormente uma redução e um pequeno aumento no passe de raiz. O valor médio de microdureza no metal de solda foi de 275,14±15 HV Na condição C3 foram observados maiores picos de microdureza no passe de acabamento, chegando a 340 HV. O valor médio da microdureza do metal de solda foi de 271,93±23 HV. As condições C1 e C3 que foram soldadas com mesma energia de soldagem (15 kJ/cm) obtiveram resultados diferentes em relação à microdureza.

Na Figura 5 é mostrado o gráfico com o valor da energia absorvida na ZF, ZAC e MB para as condições C1 (15 kJ/cm) e C2 (20 kJ/cm).



Figura 5. Efeito da variação da energia de soldagem.

Foi observado um mesmo nível de energia absorvida na ZF nas condições em que houve variação da energia de soldagem pela alteração da corrente de soldagem, de modo que esta não influenciou na tenacidade. No entanto, na ZAC foi observado um pequeno aumento da energia absorvida na condição com menor energia de soldagem (15 kJ/cm), porém esta diferença não ocorreu de forma significativa. No metal base foram verificados níveis elevados de energia absorvida com média de 32,2 J.

Em termos gerais, foi observada uma fratura mista em todos os casos soldados. Na Figura 6 é mostrada a topologia da fratura da condição C1 na ZF e ZAC. Na Figura 6b houve menor região brilhante com maior presença de regiões opacas, além da presença de descontinuidades na fratura de forma vertical e maior nível de deformação lateral. Este corpo de prova apresentou energia absorvida de 14,7 J. Outra observação feita na ZAC, não somente nessa condição, é que em alguns casos houve desvio do caminho esperado da superfície de fratura, tendendo para o metal base, aumentando a área da fratura e consumindo mais energia.



Figura 6. Aspecto da fratura da condição C1. a) ZF; b) ZAC; c) ZAC.

ANAIS

PROCEEDINGS



Na condição C2 é observada na ZF uma topologia da fratura similar ao que foi encontrado na condição C1 (Figura 7a). O nível de energia absorvida na ZF nas duas condições também foi similar. Na Figura 8b é mostrada o aspecto da fratura na ZAC. Em nenhuma das condições foi observada uma fratura como encontrada na condição C1. O nível de energia absorvida foi menor em relação à condição C1, com presença de facetas brilhantes do lado esquerdo da figura e algumas regiões pontuais brilhantes do lado direito. Na 7c é mostrado o aspecto da fratura do material como recebido. Houve maior presença de descontinuidades e de aparência predominantemente fibrosa-acizentada. Este tipo de fratura ocorreu na condição com energia absorvida foi superior à energia mínima aceitável.



Figura 7. Aspecto da fratura. a) ZF da condição C2. b) ZAC da condição C2; b) metal base.

### 4 DISCUSSÃO

A quantidade de fases pode influenciar de forma significante na microdureza, bem como a ocorrência de precipitados provenientes da soldagem multipasse no preenchimento da junta e morfologia da austenita precipitada. As variações de microdureza obtidas podem ser provenientes da heterogeneidade da microestrutura presente. O comportamento pode ser diferente se a impressão for realizada na fase austenítica, na ferrítica ou em ambas as fases. No AID, a ferrita é mais dura e relativamente menos dúctil. Além disso, as diferentes morfologias apresentam comportamentos diferentes.

Na condição C1 (Figura 3) foi verificado microdureza similar entre os dois passes de acabamento, com média próxima de 250 HV. O 1º passe de acabamento devido ao reaquecimento proveniente do passe posterior obteve maior formação de austenita (Tabela 3), podendo contribuir para menores níveis de microdureza. No entanto, neste cordão pode ter ocorrido maior formação de fases frágeis, contrabalanceando no resultado final de microdureza. Na ZAC não houve diferença de comportamento no perfil de microdureza devido à pequena extensão da ZAC e pequeno crescimento de grão na região onde foi realizada a microdureza. Na condição C2 (20 kJ/cm) também não ocorreu diferenças significativas de microdureza entre os dois passes de acabamento com valor médio de 284 HV. Esta diferença do nível de microdureza em relação à condição C1 pode ser explicada pela precipitação de fases frágeis e/ou diferenças na morfologia existente de austenita. A maior energia de soldagem provoca uma menor velocidade de resfriamento, sendo que desta maneira aumenta o tempo de exposição às temperaturas elevadas nas quais ocorrem nucleação e crescimento destas fases que são indesejáveis. Na ZAC, não houve nenhuma mudança significativa. A condição C3 obteve praticamente níveis similares de microdureza em relação à condição C1 soldada com mesma energia (15 kJ/cm). Foram observados níveis mais

ANAIS

PROCEEDINGS



elevados de microdureza na ZAC do 1º passe de acabamento, sendo que a impressão foi realizada dentro de um grão ferrítico (Figura 3).

Na condição C1 (Figura 4a) foi verificada uma grande heterogeneidade ao longo do metal de solda. Na condição C2 (Figura 4b) foi observado um nível mais elevado de microdureza no passe de acabamento, sendo que nesta região houve maior quantidade de ferrita. Posteriormente, houve uma redução da microdureza com leve aumento no passe de raiz, onde pode ter ocorrido maior precipitação de fases frágeis provenientes do reaquecimento nesta região. Na condição C3 (Figura 4c foi observado uma média de microdureza mais elevada do que na condição C1. Este comportamento ocorreu devido à grande quantidade de ferrita no metal de solda no local das impressões no passe de acabamento.

É verificada na condição C1 (Figura 5) uma menor energia absorvida na Zona Fundida na região mais crítica do metal de solda, ou seja, na região que houve maior teor de ferrita. A ZAC apresentou energia absorvida intermediária, com média de 9,8 J. No entanto, alguns ensaios não sofreram ruptura total. O material como recebido obteve energia absorvida mais elevada, 32,2±4 J, apesar de possuir balanceamento de fases similar ao que foi encontrado na ZAC e ZF, de modo que dois corpos de prova não romperam. Porém, no metal base não houve presença de fases frágeis e crescimento de grão, que são fatores que contribuem para a redução da tenacidade.

A variação da temperatura de transição depende de fatores, como: tamanho de grão, tratamento térmico, encruamento, impurezas, elementos de liga, processos de fabricação e posição do entalhe. Um dos fatores que pode ter contribuído para a baixa energia absorvida na ZF e ZAC foi a possível precipitação de fases frágeis.<sup>17</sup>. Níveis mais baixos de energia absorvida na ZF podem ter sido causados pela possível presença de inclusões.

A energia absorvida para a condição C2 é mostrada na Figura 5. É verificado que não houve diferença significativa entre a energia absorvida na ZF e ZAC. Foi observado que 1 (um) corpo de prova, no qual o entalhe estava na ZAC, não rompeu durante o ensaio. Nesta condição houve um maior crescimento de grão na ZAC, contribuindo para a redução da tenacidade, além da possível precipitação de fases frágeis devido ao maior aporte térmico.

A diferença de tenacidade não pode ser atribuída somente ao teor de ferrita, já que na região analisada na ZAC, ZF e MB não foi tão diferente. Outras razões estão relacionadas, como: tensões residuais, dureza, tamanho de grão e esferoidização de partículas de austenita intragranular, além de formação de fases fragilizantes.<sup>(18)</sup> Nota-se diminuição na tenacidade do material quando o entalhe é posicionado no metal de solda. Tal ocorrência pode ser relacionada à formação de estruturas mais delgadas de ferrita no metal de solda, que facilitaria a propagação de fratura frágil por clivagem nesta fase, além disso, encontra-se a provável formação de nitreto de cromo que se trata de um microconstituinte fragilizante em aços inoxidáveis duplex, o que favoreceu também para a diminuição da tenacidade do material, além da presença de oxigênio.

Com esta morfologia, a austenita não é capaz de barrar de maneira tão eficiente a propagação das trincas frágeis, e isto leva à redução da tenacidade do metal de solda em comparação ao metal base e a ZAC, apesar do maior conteúdo de austenita do metal de solda, mais rico em elementos austenitizantes como Ni e N.

No metal base, por se tratar de uma estrutura solubilizada as porcentagens de ferrita e austenita estão em conformidade com a especificação e suas estruturas se encontram de forma orientada, mas na ZAC, os grãos de ferrita vão se tornando

ANAIS

PROCEEDINGS



maiores, e, portanto mais grosseiros; os de austenita, por sua vez, ficam deslocados uns dos outros dentro da matriz ferritica e há uma maior região de interfaces ferrita/austenita. Além disso, pode ter ocorrido um gradativo aumento de nitreto de cromo, com isso há uma diminuição da tenacidade do material e por consequência um deslocamento da TTDF (Temperatura de Transição Dúctil-Frágil), havendo uma maior faixa de temperatura com fratura frágil. A ZAC apresenta TTDF levemente mais alta, provavelmente devido a estrutura acicular, grãos grosseiros de ferrita além da possível presença de nitretos. Portanto, há uma transição de comportamento à medida que se afasta do metal base em direção à ZAC.

Foi observado um mesmo nível de energia absorvida na ZF nas condições em que houve variação da energia de soldagem pela alteração da corrente de soldagem, de modo que a variação da energia de soldagem não influenciou na tenacidade. No entanto, na ZAC foi observado um pequeno aumento da energia absorvida na condição com menor energia de soldagem (15 kJ/cm), comparando as condições C1 e C2, devido, possivelmente, ao menor crescimento de grão. Outro fator é a dureza, de modo que a condição C2 obteve maiores níveis de microdureza, podendo estar relacionado com maior precipitação de fases frágeis, contribuindo para menor energia absorvida na ZAC.

A energia mínima requerida no metal base a 0°C é de 27 J.<sup>(19)</sup> Para dimensões reduzidas (5x5x55 mm), a energia requerida mínima é de 13,5 J no metal base e ZAC e 8,5 J na ZF.

Em termos gerais, as condições com menor energia absorvida obtiveram a mesma aparência microscópica condizente, devido à presença de algum elemento fragilizante. Este tipo de fratura pode ser do tipo *Clivagem* que se trata de uma ruptura de baixa energia. Este aspecto está presente na ZAC, sendo que houve muitas regiões brilhantes de forma pontual. Também foi observada menor região brilhante com maior presença de regiões opacas, característica de uma fratura dúctil nas condições com maior energia absorvida (condição C1). No metal base houve maior presença de descontinuidades e de aparência predominantemente fibrosa-acizentada, característica de fratura dúctil.

#### **5 CONCLUSÃO**

As conclusões desse trabalho são baseadas nas condições estudadas.

• Foi verificado que alteração da energia de soldagem pela variação da corrente de soldagem ou da velocidade influenciou na microdureza, sendo que a condição de maior energia C2 (20 kJ/cm) houve maior nível de microdureza devido possivelmente à maior precipitação de fases frágeis.

• A condição C1 de menor energia com emprego de menor corrente de soldagem obteve níveis de mcrodureza mais baixos, não superando o valor de 310 HV.

• As condições soldadas com mesmo nível de energia de soldagem obtiveram comportamentos diferentes em relação à microdureza.

• Em relação à tenacidade, a condição de menor energia de soldagem obteve níveis mais satisfatórios na ZAC, mas de forma não tão significante, de modo que a variação da energia de soldagem não proporcionou nenhum tipo de influência na energia absorvida na ZF.

ANAIS

PROCEEDINGS





### Agradecimentos

Os autores gostariam de agradecer ao Laboratório de Engenharia de Soldagem e Laboratório de Caracterização de Materiais da Universidade Federal do Ceará pela realização dos experimentos, além da Agência Nacional do Petróleo – Prh31 e FUNCAP pelo suporte financeiro.

# REFERÊNCIAS

- 1 LONDOÑO, A. J. R. Precipitação de fases intermetálicas e austenita secundária na ZAC de soldagens multipasse de aços inoxidáveis duplex. São Paulo, 2001. Tese (Doutorado) Departamento de Eng. Metalúrgica, Escola Politécnica, U. de São Paulo.
- 2 KAÇÃR, R.; ACARER, M. Microstructure–property relationship in explosively welded duplex stainless steel–steel. Materials Science and Engineering A363 290–296, 2003.
- 3 GUNN, R. N. Duplex stainless steels-Microstructure properties and applications, Abington Publishing, Cambridge, UK, 1997.
- 4 POHL, M. The ferrite/austente ratio of duplex stainless steels. Zeitschrift für Metallkunde, München, v. 86, n. 2, p. 97 102, fev. 1995.
- 5 DAVISON, R. M., REDMOND, J. D. Practical guide to using duplex stainless steels. Materials Performance, Houston, v. 29, n. 1, p.57-62, jan. 1990.
- 6 MARTINS, M.; CASTELETTI, L. C. Aços inoxidáveis duplex e super duplex–obtenção e caracterização. Revista Fundição e Serviços, ano 17, nº 169, 2007.
- 7 NUNES, E. B. Influência dos parâmetros de soldagem na microestrutura e na microdureza na deposição de aço inoxidável duplex. 64º Congresso Anual da ABM, Belo Horizonte- MG, 2009.
- 8 ECKENROD, J. J.; PINNOW, K. E. Effects of chemical composition and thermal history on the properties of alloy 2205 duplex stainless steel. In: New Developments in Stainless Steel Technology. p. 77-87, 1984.
- 9 MAGALHÃES, S. G. Avaliação do Revestimento a Base de Liga de Níquel em Aço Estrutural Empregando o Metal de Adição ERNiCrMo-3 Através da Soldagem MIG/MAG. Dissertação de Mestrado, Universidade Federal do Ceará, Fortaleza, 2008.
- 10 Miranda, E. C. Estudo Exploratório de Parâmetros de Soldagem de Revestimentos com Ligas de Níquel Empregando o Processo TIG com Alimentação de Arame Frio. Dissertação de Mestrado, Universidade Federal do Ceará, 2009.
- 11 PESSOÁ, A. R. P. Revestimento de ligas de níquel pelo processo MIG/MAG com transferência por curto-circuito. Dissertação de Mestrado, Universidade Federal do Ceará, 2009.
- 12 NUNES, E. B. Propriedades mecânicas e caracterização microestrutural na soldagem do aço inoxidável duplex UNS S31803 (SAF 2205). Dissertação de Mestrado, Universidade Federal do Ceará, 2009.
- 13 Catálogo Welding electrodes Sandvik 22.9.3.LR., 2007.
- 14 TECHNICAL SPECIFICATION. General Requirements in Using Duplex and Super Duplex Stainless Steel for Subsea Pipelines. CENPES-PETROBRAS.
- 15 ASTM AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS ASTM A 923-03-Standard Test Methods for Detecting Detrimental Intermetallic Phase in Duplex Austenitic/Ferritic Stainless Steels, Outubro de 2003.
- 16 YOUNG, M. C.; CHAN, S. L. I.; TSAY, L. W.; SHIN, C. S. Hydrogen-enhanced cracking of 2205 duplex stainless steel welds. Materials Chemistry and Physics 91 p. 21–27, 2005.
- 17 FEDELE, R.; BRANDI, S. D.; LEBRÃO, S. G. Soldagem multipasse do aço inoxidável duplex UNS S31803 por eletrodo revestido. Revista soldagem & inspeção – ano 6. № 1 – suplemento técnico BR.



- 18 MUTHUPANDI, V.; SRINIVASAN, P.B.; SESHADRI, S.K.; SUNDARESAN, S. Effect of weld metal chemistry and heat input on the structure and properties of duplex stainless steel welds. Materials Science and Engineering A358. Janeiro, 2003.
- KAÇAR, R. Effect of solidification mode and morphology of microstructure on the hydrogen content of duplex stainless steel weld metal. Materials and Design 25 p. 1–9, 2004.

ANAIS

PROCEEDINGS