

# CARACTERIZAÇÃO DA TENACIDADE E RESISTÊNCIA A CORROSÃO POR PITE DO AÇO INOXIDÁVEL DÚPLEX UNS S31803 (SAF2205) APÓS SOLDAGEM

Paulo Melo Modenezi<sup>1</sup>  
Izabela Ferreira Girão<sup>2</sup>  
Rodrigo Magnabosco<sup>3</sup>

## RESUMO

O presente trabalho busca determinar a energia absorvida do aço inoxidável dúplex UNS S31803 (SAF 2205), soldado com eletrodo revestido, através do ensaio de impacto Charpy, com o entalhe localizado no metal de adição, na zona termicamente afetada (ZTA) e no metal de base, e a consequente determinação da temperatura de transição dúctil-frágil. Busca-se também a avaliação da resistência à corrosão por pite em solução 0,6M de cloreto de sódio (NaCl), comparando o comportamento do metal base com a junta soldada. Os resultados indicam uma queda na energia absorvida nos corpos-de-prova, cujo entalhe foi localizado no metal de adição, em relação aos corpos-de-prova que o entalhe foi localizado na ZTA e metal base; observou-se também uma variação no valor da densidade de corrente na formação dos pites ( $i_p$ ), porém não foram verificadas alterações nos valores de potenciais de circuito aberto, proteção e pite, o que indica o fato de as amostras soldadas estarem sofrendo uma maior corrosão generalizada, mas não por pite.

**Palavras-chave:** Aço inoxidável dúplex; Soldagem; Tenacidade; Ensaio de impacto Charpy; Corrosão por pite; Polarização cíclica.

## ABSTRACT

*The present work determined the absorbed energy of the welded duplex stainless steel UNS S31803 (SAF 2205), through Charpy impact testing, with the notch located in the addition metal, in the heat affected zone (HAZ) and in the base metal, and the consequent determination of the ductile-to-brittle transition temperature. It was also explored the corrosion resistance in 0,6M sodium chloride (NaCl) solution comparing the behavior of the base metal with the welded joint. The results indicated a reduction in the absorbed energy of the addition metal in relation to the HAZ or base metal; it was also observed a variation in the value of the current density at pitting potential ( $i_p$ ), however alterations were not verified in the values of open circuit, protection and pitting potentials, which indicated a reduction in the generalized corrosion resistance of the welded metal, but a equivalent pitting corrosion resistance for both conditions.*

**Key words:** Duplex Stainless Steel; Welding; Toughness; Charpy Impact Test; Pitting Corrosion; Cyclic Polarization.

1- Aluno de graduação, Dep. Eng. Mecânica, Centro Universitário da FEI - paulofei@hotmail.com

2- Aluno de graduação, Dep. Eng.de Materiais, Centro Universitário da FEI - izagirao@hotmail.com

3- Professor Titular, Dep. Eng. Mecânica, Centro Universitário da FEI - Av. Humberto A. Castelo Branco, 3972 - sala K5-09 – São Bernardo do Campo - SP - BRASIL - 09850-901 - tel# +55 11 4353 2900 ext. 2173 - fax# +55 11 4109 5994 - [rodrmagn@fei.edu.br](mailto:rodrmagn@fei.edu.br)

## INTRODUÇÃO

Os aços inoxidáveis dúplex são ligas bifásicas compostas pela união das fases austenítica e ferrítica. Possuem em média de 55 a 60% da primeira e de 40 a 45% da segunda. São caracterizados pelo baixo teor de carbono (<0,03%) e de elevado teor de nitrogênio e elementos substitucionais, como o cromo, níquel e molibidênio<sup>[1]</sup>.

Através de sua notável resistência à corrosão, boa resistência mecânica, alta tenacidade e ductilidade, combinando assim as qualidades dos aços austeníticos e ferríticos<sup>[1]</sup>, o aço dúplex tornou-se essencial em aplicações no ramo industrial. Tais características mecânicas se dão por possuírem grãos mais finos quando comparados aos aços unifásicos.

No entanto, a presença simultânea de elementos de liga provoca precipitação de numerosas fases durante envelhecimento isotérmico ou determinadas sequências de tratamento térmico, conformação a quente e soldagem. Particularmente entre 700°C e 900°C, pode ocorrer a formação de fase sigma ( $\sigma$ ), ou como produto da decomposição eutetóide da ferrita original, gerando também austenita secundária, ou através da precipitação a partir da austenita e ferrita presentes. Já a 475°C, a ferrita presente pode se decompor em fase  $\alpha$  rica em ferro e fase alfa linha ( $\alpha'$ ) enriquecida em cromo.<sup>[1,2]</sup>

O aparecimento das fases  $\sigma$  e  $\alpha'$  influencia diretamente a tenacidade do material, reduzindo a energia absorvida no ensaio de impacto Charpy. Detalhamento da fragilização causada pela precipitação de  $\sigma$  a 850°C no aço SAF 2205 já havia sido descrita por THORVALDSSON et al (1984)<sup>[3]</sup>. Já a fragilização pela formação de  $\alpha'$  foi devidamente estudada por LA VECHHIA ET al (1994)<sup>[4]</sup>, seu estudo mostrou um aumento da resistência mecânica, e a redução da ductilidade e

tenacidade à fratura, no envelhecimento do material entre 375°C e 475°C.

No trabalho de AHN e KANG<sup>[5]</sup> constatou-se que a fratura frágil em aços inoxidáveis dúplex ocorre para frações volumétricas de sigma superiores a 5%, e que frações volumétricas de sigma de até 2% não impedem a ocorrência de fratura dúctil quando do ensaio Charpy.

De modo geral, afirma-se que a resistência à corrosão por pite nos aços dúplex solubilizados é, sem dúvida, função da composição química. A presença dos elementos de liga Cr, Mo e N favorecem a resistência a corrosão por pite dos aços inoxidáveis, de modo que quanto maior o teor dessas substâncias, maior a resistência à corrosão do aço. O equivalente de resistência a pite ou PRE (*pitting resistance equivalent*), fórmula mais usada industrialmente, é dado por:

$$PRE = (\%Cr + 3,3.\%Mo + 16.\%N)$$

Quando da precipitação de fases ricas em Cr e Mo (como  $\sigma$  e  $\alpha'$ ), a presença de regiões pobres neste elemento é fator preponderante na perda de resistência à formação de pites, pois as regiões empobrecidas em Cr e Mo apresentariam PRE reduzido<sup>[1,2]</sup>.

Em estudo sobre a influência da precipitação de fase  $\alpha'$  na resistência à corrosão por pite de diversos aços dúplex, envelhecidos a 475°C por 100 horas, constatou-se que a presença desta fase diminui sensivelmente a resistência à corrosão por pite de todos os aços estudados (UR35N, UR45N, UR50, AV2205 e 3RE60)<sup>[6]</sup>. A formação de fase  $\sigma$  a 850°C também é responsável por grande redução da resistência a corrosão por pite, devido à formação de zonas empobrecidas em Cr e Mo<sup>[7]</sup>.

Deste modo, como a soldagem pode levar à formação de diferentes microestruturas no metal de adição, e aquece este local e a ZTA em temperaturas onde fases deletérias

à resistência à corrosão por pite e à tenacidade podem ocorrer, o presente trabalho busca relacionar os resultados obtidos nos ensaios de impacto Charpy e nos procedimentos de polarização cíclica com as mudanças que podem ocorrer na microestrutura do aço UNS S31803 soldado.

## MATERIAL E MÉTODOS

O material em estudo foi adquirido em forma de chapa de 3mm de espessura, laminada a 1100°C e resfriada por jato de ar e água forçado. Sua composição química é mostrada na Tabela 1. Na soldagem, foram utilizados eletrodos revestidos *Bohler Fox CN 22/9 N* de 2,5mm de diâmetro, cedidos pela empresa BTW – Böhler Thyssen Técnica de Soldagem Ltda; sua composição química é também dada na tabela 1. Como indicado pelo fabricante, levou-se o eletrodo ao forno por um período de 2 horas a uma temperatura de 300°C, a fim de que fosse retirada toda a umidade do revestimento. A máquina operou em corrente contínua e polaridade inversa, e com uma corrente de 70 A.

Tabela 1. Composição química (% em massa) do material em estudo e do eletrodo utilizado.

Elemento	Metal Base	Eletrodo
Cr	22,5	22,6
Ni	5,74	9,0
Mo	3,2	3,1
Mn	1,42	0,9
N	0,162	0,17
C	0,018	0,03
Si	0,35	0,8
Fe	Balanço	

Para a revelação da microestrutura, foi utilizado o reativo de *Behara* modificado, cuja composição é 20 ml de ácido clorídrico, 80 ml de água destilada e deionizada e 1 g de metabissulfito de potássio; a esta solução de estoque, são

adicionados 2 g de bifluoreto de amônio no instante do ataque. As amostras foram mergulhadas no reativo por um período de aproximadamente 15 s, e em seguida foram submetidas à água corrente, para interrupção da ação do agressor. Com a superfície seca através da evaporação do álcool etílico, processo agilizado com o auxílio de um jato de ar quente, foi possível a observação das fases presentes.

As transformações microestruturais das amostras foram também acompanhadas indiretamente pela medição de microdureza *Vickers*, em microdurômetro *Shimadzu HVM-2*. Após um novo lixamento e polimento, os corpos-de-prova restantes foram submetidos a 50 medições cada, utilizando carga de 0,5 kgf, ao longo de uma linha paralela à superfície da chapa, na mesma região transversal ao cordão de solda (Figura 1), com espaçamento de 0,2 mm entre cada medição. As medições tiveram início no meio do cordão de solda e terminaram no metal base.

Após o lixamento e polimento, 24 dos corpos-de-prova (12 apenas do metal base e 12 contendo metal base e seção transversal da junta soldada) foram preparados para o ensaio de polarização cíclica, realizados com o auxílio do potenciostato AUTOLAB20. Foi utilizado um eletrodo de calomelano saturado (ECS) como eletrodo de referência e como contra-eletrodo uma barra de platina com área exposta de pelo menos 3 vezes à do eletrodo de trabalho, constituído pelas amostras polidas. Após isso, as amostras foram imersas em solução 0,6M de cloreto de sódio – NaCl (preparada com reagente padrão analítico e água destilada e deionizada). Iniciou-se o ensaio 5 minutos após a imersão, partindo-se do potencial de circuito aberto (adotado como potencial de corrosão,  $E^*$ ), com velocidade de varredura de 1mV/s, revertendo o sentido quando a densidade de corrente anódica atingisse  $10^{-3}$  A/cm<sup>2</sup>. Após o término da polarização, a amostra foi lavada com água

destilada e deionizada, sendo então seca com álcool etílico e jato de ar quente para posterior análise micrográfica.

Para realização do ensaio de impacto Charpy 45 corpos-de-prova de espessura reduzida foram cortados utilizando máquina de corte por disco abrasivo. Todos os corpos-de-prova foram cortados com 10 mm de largura, 55 mm de comprimento, com uma tolerância para o comprimento de + 0 e - 2.5 mm, com espessura de 2,5mm, seguindo a norma ASTM E23-02. Os entalhes dos corpos-de-prova foram localizados em 3 posições: em 15 deles o entalhe foi orientado no metal base, em outros 15 foi orientado no metal de adição e os 15 restantes foi orientado na zona termicamente afetada (ZTA), como mostra a Figura 1.

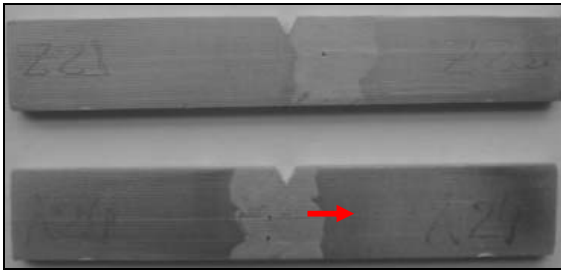


Figura 1. Localização do entalhe na ZTA e no Metal de Adição. A seta vermelha indica a posição esquemática das medições de dureza da Figura 3.

## RESULTADOS E DISCUSSÃO

Após a realização do ataque Behara modificado pode-se observar a diferente composição de ferrita (escura) e austenita (clara) entre o metal base (Figura 2.a) e o metal de adição (Figura 2.c). Nota-se que, como o eletrodo utilizado possui mais elementos estabilizadores de austenita (Tabela 1), o metal de adição apresenta maior quantidade de austenita. Além disso, nota-se a modificação microestrutural da ZTA, onde há a formação de austenita acicular na matriz ferrítica. Isto

provavelmente ocorre pois, com o aquecimento da ZTA em temperaturas superiores a 1200°C, há aumento da fração de ferrita, e no resfriamento rápido subsequente à solda a austenita se forma com morfologia acicular.

Apesar das alterações microestruturais, a variação no perfil de dureza mostrado na Figura 3 não foi significativa, mostrando então que não deve ter ocorrido a formação de fases indesejáveis como  $\sigma$  e  $\alpha'$ .

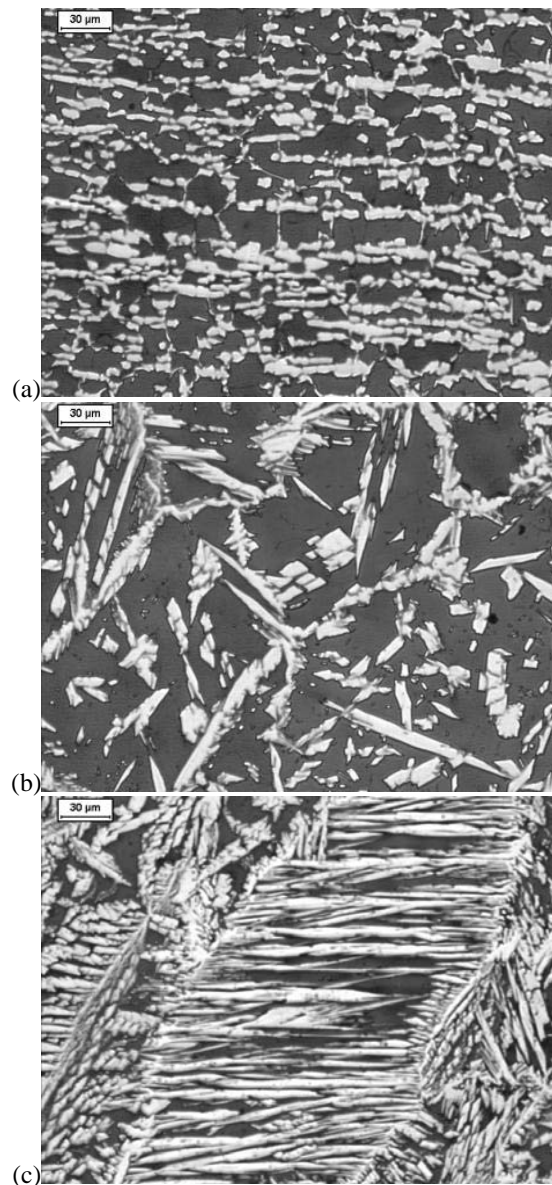


Figura 2. Caracterização microestrutural do (a) metal base, (b) ZTA e (c) metal de adição.

Nos ensaios de polarização cíclica, foi possível a observação de algumas instabilidades antes da quebra da película passiva, como é observado na Figura 4. Tais ocorrências podem ser atribuídas a formação de pites instáveis durante a polarização. Com base nos resultados apresentados na tabela 2, é possível afirmar que os potenciais de circuito aberto ( $E^*$ ), de proteção ( $E_{prot}$ ) e de pite ( $E_{pite}$ ) dos dois tipos de amostras não sofreram grandes alterações, o que indica uma resistência a corrosão por pite semelhante. Em contrapartida, a densidade de corrente na formação dos pites ( $i_p$ ), e praticamente em todo o trecho passivo, foi da ordem de  $10^{-5}$  a  $10^{-6}$  A/cm<sup>2</sup> nos metais-base; valor típico para materiais com passividade. No entanto, as amostras da junta soldada sofreram o início de pites em densidades de, aproximadamente,  $10^{-4}$ - $10^{-5}$  A/cm<sup>2</sup>, o que atesta o fato dessas amostras estarem sofrendo uma corrosão generalizada maior. Cabe ainda ressaltar que os potenciais de pite próximos a  $1V_{ECS}$  são na verdade resultado da reação de evolução de oxigênio, e que os pites se formam, neste caso, na interface tripla metal-solução-gás. Assim, como já demonstrado em trabalho anterior<sup>[7]</sup> o potencial indicado não é realmente o potencial de pite das amostras, e a corrosão localizada só ocorre devido a formação das bolhas de gás na superfície do eletrodo de trabalho.

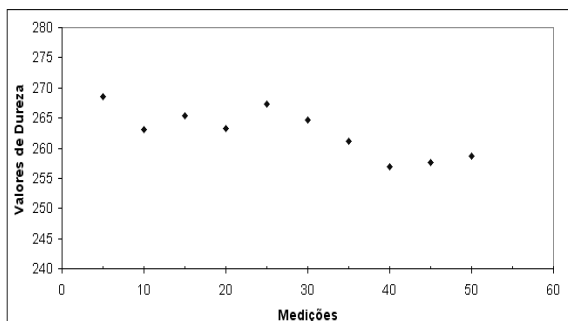


Figura 3. Perfil de dureza, iniciando as medições no cordão de solda e prosseguindo para o metal base, como indicado na Figura 1.

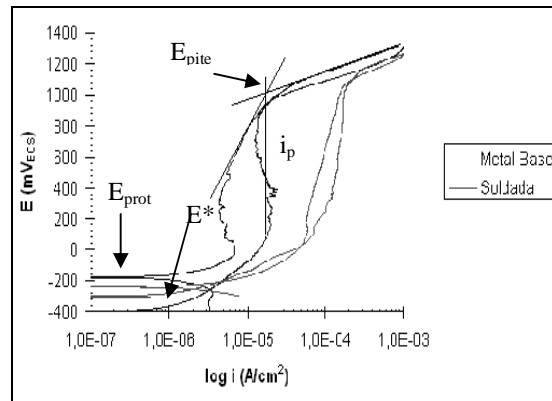


Figura 4. Curva de polarização cíclica obtida para a amostra do metal de base n°7 (em azul) e para a amostra soldada n° 1 (em vermelho).

Tabela 2. Potenciais de corrosão ( $E^*$ ), proteção ( $E_{prot}$ ) e de pite ( $E_{pite}$ ), e densidade de corrente anódica no potencial de pite ( $i_p$ ).

	METAL BASE	SOLDADA
$E^*$ (mV <sub>ECS</sub> )	-277 ±74	-299 ± 28
$E_{pite}$ (mV <sub>ECS</sub> )	1113 ±49	1090 ±35
$E_{prot}$ (mV <sub>ECS</sub> )	-116± 113	-232 ±19
$i_p$ (A/cm <sup>2</sup> )	$1,8 \times 10^{-5}$ ± $7,7 \times 10^{-6}$	$3,3 \times 10^{-4}$ ± $6,8 \times 10^{-5}$

Nas curvas de energia absorvida em função da temperatura obtidas no ensaio de impacto Charpy (Figura 5) nota-se diminuição na tenacidade do material quando o entalhe é posicionado no metal de adição (Figura 5.b) e uma conseqüente mudança na temperatura de transição dúctil-frágil nesse caso. Tal ocorrência pode ser relacionada à formação de estruturas mais delgadas de ferrita no metal de adição (Figura 2.c), que facilitaria a propagação de fratura frágil por clivagem nesta fase. 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 adição em comparação ao metal base e a ZTA, apesar do maior conteúdo de austenita do metal de adição, mais rico em elementos austenitizantes como Ni e N.

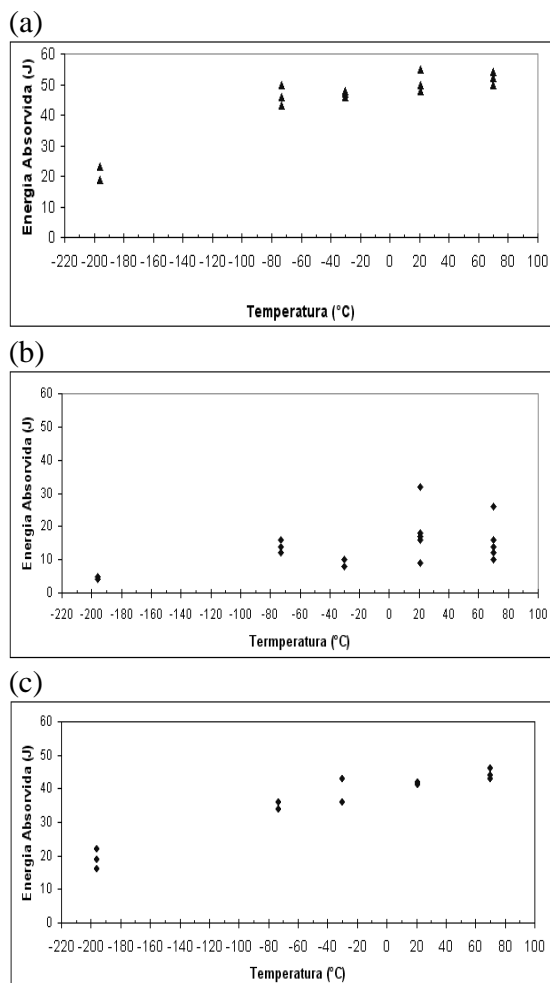


Figura 5. Curvas de energia absorvida em função da temperatura para o (a) metal base, (b) metal de adição e (c) ZTA.

## CONCLUSÕES

Com base nos estudos realizados, constatou-se que após soldagem do aço inoxidável dúplex UNS 31803 houve uma diminuição na energia absorvida no ensaio de impacto Charpy quando o entalhe foi orientado no metal de adição, provavelmente devida à morfologia das fases ferrita e austenita, já que nos ensaios de microdureza e na caracterização microestrutural não foi constatada a formação de fases potencialmente fragilizantes como  $\sigma$  e  $\alpha'$ .

É possível afirmar também que a corrosão por pite não é afetada ao se comparar os

valores obtidos para o metal de base com o da junta soldada, pois não houve grandes variações nos potenciais de circuito aberto, de proteção e de pite. No entanto, o valor da densidade de corrente no trecho passivo sofreu uma alteração de aproximadamente 1 ordem de grandeza, atestando o fato de estar ocorrendo maior corrosão generalizada nas amostras soldadas, mas sem detrimento da resistência à corrosão por pite.

## REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

1. SOLOMON, H. D. DEVINE Jr., T. M. **Duplex stainless steels – a tale of two phases. In: Duplex stainless steels – conference proceedings.** ASM Metals Park : Ohio 1982 p. 693-756.
2. MAGNABOSCO R., “**Influência da microestrutura no comportamento eletroquímico do aço inoxidável UNS S31803 (SAF 2205)**”, Tese (Doutorado em Engenharia), Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais, Universidade de São Paulo, 1995, 181 p.
3. THORVALDSSON, T. ERIKSSON, H. KUTRA, J. SALWÉN, A. **Influence of microstructure on mechanical properties of a duplex stainless steel.** Stainless steels'84. Conf. Proceedings The Institute of Metals, London, 1985 p. 101-5.
4. La VECCHIA, G. M. BERTANZI, R. ROBERTI, R. **Infragilimento a 450°C in un acciaio inossidabile austenitico ferritico.** L'acciaio inossidabile v. 2 1994 p. 16-21.
5. AHN, Y. S. KANG, J. P. **Effect of aging treatments on microstructure and impact properties of tungsten substituted 2205 duplex stainless steel.** Materials science and technology v. 16 abr. 2000 p.382-8.
6. URA, M. M.; PADILHA, A. F.; ALONSO, N. **Influência da fase alfa linha sobre a resistência à corrosão por pite de aços inoxidáveis dúplex.** 1º Congresso Internacional da ABM, São Paulo, 1994 v. 8 p. 337-49.
7. MAGNABOSCO, R. FALLEIROS, A. **Pit Morphology and its Relation to Microstructure of 850°C Aged Duplex Stainless Steel.** 2005. Corrosion v. 61, nº 2. p. 130- 6.