

ANÁLISE DA RESISTÊNCIA À CORROÇÃO POR PITE EM SOLDAS DE REPARO PELO PROCESSO TIG EM AÇO INOXIDÁVEL SUPERDUPLEX UNS S32750

Juliana Primo Basílio de Souza, juliana_basilio@hotmail.com¹

Alexandre de Gouvêa Arias, alexandre_arias@yahoo.com.br²

Juan Manuel Pardal, juanmanuelpardal@yahoo.com.br¹

Fernando Benedicto Mainier, mainier@vm.uff.br²

Miguel Luiz Ribeiro Ferreira, temmlrf@vm.uff.br²

Sergio Souto Maior Tavares, ssmtavares@terra.com.br¹

¹UFF – Universidade Federal Fluminense, PGMEC – Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica, Rua Passo da Pátria, 156, Sala 302, CEP 24210-240, São Domingos, Niterói-RJ, Brasil.

²UFF – Universidade Federal Fluminense, Rua Passo da Pátria, 156, Sala 206B, CEP 24210-240, São Domingos, Niterói-RJ, Brasil.

Resumo: Atualmente, os aços inoxidáveis superduplex (AISD) estão sendo muito empregados no Brasil em setores industriais tais como petroquímico, energético, naval e plataformas offshore, tendo vasta aplicação em vasos de pressão em processos críticos, trocadores de calor, reatores, tubulações, umbilicais, digestores, bombas e naqueles componentes onde a produtividade contínua é essencial e o custo não é a maior limitação. No entanto, durante processos de fabricação e montagem, assim como na vida em serviço destes componentes de processo pode existir a necessidade eventual de efetuar soldagens de reparo. Deste modo, o presente trabalho, visa avaliar a microestrutura e os valores de resistência à corrosão por pites na zona termicamente afetada (ZTA) e metal de solda do AISD UNS S32750 durante a simulação de um processo de reparo mediante a utilização do processo de soldagem TIG (GTAW).

Palavras-chave: Aço Inoxidável Superduplex; Soldagem de reparo TIG; Resistência à corrosão

1. INTRODUÇÃO

O crescente avanço das atividades de exploração e produção de petróleo *offshore* e o aumento da produtividade em meios mais agressivos alavancaram a procura por materiais que possuam elevadas propriedades mecânicas, assim como uma excelente resistência à corrosão em contato com estes meios.

No amplo campo dos aços inoxidáveis existentes, as ligas de aço inoxidável superduplex (AISD) se destacaram por aliar estas propriedades, sendo também procuradas por outros segmentos industriais.

Os aços inoxidáveis duplex (AID) e superduplex (AISD) são materiais que aliam uma alta resistência à corrosão com valores elevados de resistência mecânica Muthupandi (2003). Estes valores são atribuídos aos diversos elementos de liga contidos em solução sólida na liga.

A fase sigma (σ) é um precipitado de estrutura tetragonal, composto por Fe, Cr e Mo, fortemente fragilizante que se pode formar entre 600°C e 1000°C, mas este intervalo é bastante dependente da composição química da liga. A fase σ apresenta uma dureza elevada (900 a 1000HV) e fragilidade à temperatura ambiente devido à dificuldade para gerar discordâncias móveis. Esta fase, freqüentemente é associada a uma forte redução na tenacidade ao impacto e à perda de resistência à corrosão da liga. Neste sentido, aproximadamente a precipitação de 4% em volume de σ pode resultar em um decréscimo de aproximadamente 90% da tenacidade Nilsson (1992). A temperatura de pico deste composto é função do teor dos elementos de liga, mas se encontra em torno dos 900°C.

Embora estes materiais apresentem excelentes propriedades, seu manuseio e processamento mecânico, tais como conformação e soldagem, requerem de grandes cuidados, pois suas propriedades podem ficar significativamente comprometidas. Deste modo, a partir da simulação de um processo de soldagem de reparo pelo processo TIG (GTAW) são avaliadas as características microestruturais do metal de solda (MS), zona termicamente afetada (ZTA) e metal de base (MB) de corpos de prova (CPS) extraídos de uma porção de tubulação de AISD correspondente à designação UNS S32750. Por fim, ensaios para determinação da temperatura crítica de pites (CPT) permitiram verificar a influência dos parâmetros e condições soldagem na resistência à corrosão destes aços inoxidáveis.

A soldagem dos AID e AISD é uma operação que exige cuidados, principalmente quando não se pode realizar solubilização posterior. Como esta família se solidifica com uma microestrutura 100% ferrítica e a austenita somente

surge por difusão no resfriamento abaixo de 1250 - 1300°C, uma velocidade de resfriamento muito rápida conduz a uma microestrutura mais ferrítica e rica em nitretos de cromo (Cr₂N). Por outro lado, um resfriamento muito lento pode provocar a formação das fases intermetálicas σ e χ . Estas duas formas de desbalanço microestrutural devem ser evitadas na soldagem de AID e AISD. Para que não ocorra um teor excessivamente elevado de ferrita, as medidas são: utilização de metal de adição mais rico em Ni, uso de gás de proteção com adição de 1 a 3% N₂ na soldagem TIG e controle do aporte de calor para que não seja muito baixo. Para se evitar a precipitação de intermetálicos, a principal medida é o controle do aporte de calor, para que não seja excessivamente alto. Recomenda-se aporte de calor entre 0,5kJ/mm e 2,5kJ/mm para a soldagem de AID e entre 0,2 kJ/mm e 1,5 kJ/mm para os AISD. Neste contexto, é recomendado para AISD um tempo de resfriamento de, no máximo, 2 minutos no intervalo crítico de formação de fases deletérias entre 950°C - 700°C Butting (2009).

A corrosão por pites ou puntiforme é uma forma de corrosão localizada que consiste na formação de cavidades de pequena extensão e razoável profundidade, geralmente de fundo anguloso e profundidade maior do que seu diâmetro Gentil (2003). Ocorre em determinados pontos da superfície, enquanto que o restante pode permanecer praticamente sem ataque. É um tipo de corrosão muito característica dos materiais metálicos formadores de películas protetoras (passiváveis) e resulta, de modo geral, da atuação da ilha ativa-passiva nos pontos nos quais a camada passiva é rompida. Outro aspecto importante é o mecanismo de formação dos pites já que a falha se inicia em pontos de fragilidade da película passivante (defeitos de formação) e o pH no interior do pite se altera substancialmente no sentido ácido, o que dificulta a restituição da passivação inicial. Resulta daí que a pequena área ativa formada diante de uma grande área catódica provoca a corrosão intensa e localizada Pardal (2009).

2. MATERIAIS E MÉTODOS

2.1. Material Estudado

Neste estudo foi utilizada uma porção de tubulação de aproximadamente 12,7 mm de espessura correspondente à designação UNS S32750. As Tabs. (1) e (2) mostram, respectivamente, a composição química e as propriedades mecânicas do material utilizado. O consumível utilizado para a soldagem pelo processo TIG foi a vareta AWS 25.9.4.L cuja composição química se mostra na Tab. (3). Este consumível possui composição química semelhante ao do metal de base, mas enriquecido em níquel com 9% para estabilizar a formação de austenita e promover o equilíbrio entre as fases.

Tabela 1. Composição Química do Aço inoxidável Superduplex UNS S32750.

COMPOSIÇÃO QUÍMICA (%)								
C	Cr	Ni	Mo	Mn	S	P	Si	N
0,03	24,0-26,0	6,0-8,0	3,0-5,0	1,0	0,02	0,035	0,80	0,24-0,32

Tabela 2. Propriedades Mecânicas do Aço inoxidável Superduplex UNS S32750.

PROPRIEDADES MECÂNICAS					
Tensão de escoamento		Tensão limite de resistência		Alongamento mínimo	Dureza (Máxima)
(KSI)	(MPa)	(KSI)	(MPa)	%	(HB)
80	550	116	800	15	310

Tabela 3. Composição Química do Metal de Adição.

COMPOSIÇÃO QUÍMICA (%)										
Eletrodo	C	Mn	Si	P	S	Cr	Mo	Ni	N	Cu
<u>Böhler</u>	0,021	0,82	0,32	0,025	0,001	25,05	3,62	9,03	0,244	0,54

2.2. Procedimento de Soldagem

Foram realizadas quatro simulações de reparo em CPS de 118 x 51 mm retiradas da porção de tubulação mediante soldagem pelo processo TIG (GTAW) com as condições indicadas nas Tabs. (4) e (5). A Eq. (1) representa o cálculo do aporte de calor durante o processo de reparo, cujos valores para cada amostra estão descritos na Tab. 5. Nesta Tab., são

também apresentados os tempos de resfriamento dos cordões depositados, a partir de uma temperatura de interesse inicial $T_2 = 950^\circ\text{C}$ a uma temperatura de interesse final $T_1 = 700^\circ\text{C}$. O cálculo do tempo de resfriamento, neste intervalo de temperatura, foi efetuado usando as Eqs. (3) e (4). A Eq. (2) foi empregada na determinação do tipo de chapa em questão para utilização da Eq. apropriada em cada amostra Souza (2009). Todas as simulações do processo de reparo foram efetuadas com corrente contínua, polaridade direta (CC-), gás de proteção composto 100% por argônio, com vazão de 12 litros por minuto.

$$H = \frac{V \cdot I}{v_s} \quad (1)$$

Onde:

H = Aporte de Calor (kJ/mm)

I = Intensidade de Corrente (A)

V = Tensão de Soldagem (V)

v_s = Velocidade de Soldagem (mm/s)

$$\tau = e \sqrt{\frac{\rho C (T - T_0)}{H}} \quad \text{Se } \tau > 0,9 \rightarrow \text{regime de chapa grossa} \quad (2)$$

Quando o valor de τ estiver no intervalo $0,6 < \tau < 0,9$, as equações 3 e 4 podem ser utilizadas apresentando um erro máximo de até 15% Souza (2009).

$$t_{T_2/T_1} \approx \frac{H^2}{\pi k \rho C e^2} \left\{ \frac{1}{(T_1 - T_0)^2} - \frac{1}{(T_2 - T_0)^2} \right\} \quad \text{Chapa Fina} \quad (3)$$

Onde:

e – Espessura (12,7 mm)

ρ – Massa específica (0,00782 g/mm³)

C – Capacidade calorífica (0,45 J/g°C)

k – Condutividade térmica do metal (0,017 J/mm s °C)

T – Temperatura de interesse 950°C e 700°C (°C)

T_0 – Temperatura de pré-aquecimento (°C)

H – Aporte de calor (J/mm)

$$t_{T_2/T_1} \approx \frac{H}{2\pi k} \left\{ \frac{1}{(T_1 - T_0)} - \frac{1}{(T_2 - T_0)} \right\} \quad \text{Chapa Grossa} \quad (4)$$

Onde:

k – Condutividade térmica do metal (0,017 J/mm s °C)

T – Temperatura de interesse (°C)

T_0 – Temperatura de pré-aquecimento (°C)

H – Aporte de calor (J/mm)

Tabela 4. Parâmetros de Soldagem dos corpos de prova.

Corpo de prova	Tipo de passe	Temperatura de Pré-aquecimento (°C)
1	Retilíneo	Não aplicável
2	Oscilante	Não aplicável
3	Retilíneo	400
4	Oscilante	400

Tabela 5. Parâmetros de soldagem e tempos de resfriamento calculados nos corpos de prova.

Corpo de prova (CP)	1	2	3	4
Tensão (V)	11,2	11,8	12,4	12,8
Corrente (A)	116	116	112	112
Comprimento (mm)	118	118	118	118
Tempo (s)	28	157	41	119
Velocidade de avanço (mm/s)	4,2	0,7	2,9	1,0
Aporte de calor (kJ/mm)	0,31	1,82	0,48	1,45
Tipo de Chapa (Parâmetro τ)	Chapa Grossa	Chapa Fina	Chapa Fina	Chapa Fina
Tempo de resfriamento (s / min)	1,15 / 0,02	109,98 / 1,83	59,33 / 0,99	541,38 / 9,02

2.3. Extração e preparação das amostras

Foram extraídas duas amostras para cada condição de soldagem ou corpo de prova (CP) estudado, um pertencente ao metal de solda (MS) e outro correspondente à zona termicamente afetada (ZTA), de acordo com o esquema das Figs. (1) e (2), respectivamente. Por fim, foi extraída uma amostra do metal de base (MB) na borda do CP 1 de modo não ter influência de eventuais modificações microestruturais, permitindo assim efetuar um estudo comparativo dos valores obtidos nas análises.

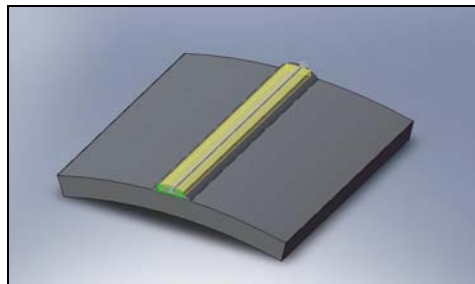


Figura 1. Esquema mostrando a região da extração do CP do metal de solda.

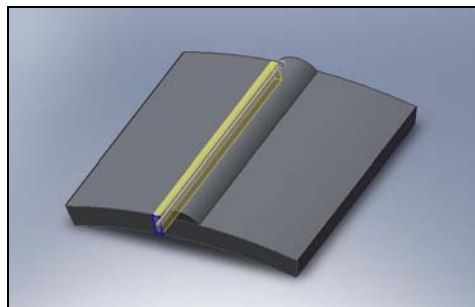


Figura 2. Esquema mostrando a região da extração do CP da ZTA.

A preparação dos eletrodos de trabalho consistiu na retirada das amostras e a posterior realização de uma fenda na face oposta à ensaiada em cada amostra para a fixação de um fio de cobre. Em seguida, estes eletrodos foram embutidos em resina de cura a frio. Após identificação, procedeu-se à etapa de lixamento do eletrodo de trabalho com lixas de granulometria 100, 220, 320 e 400 para a realização dos ensaios de *CPT*. Logo, prévio ao ensaio, as laterais e vértices do eletrodo em contato com a resina foram recobertas com esmalte incolor para evitar a corrosão por frestas.

2.4. Microscopia Ótica

Para a caracterização por microscopia ótica (MO), os eletrodos foram lixados sequencialmente até lixa de granulometria 1200 e a seguir polidos com pasta de alumina em suspensão aquosa de 1,0 e 0,1 μm , respectivamente. A caracterização das diferentes amostras foi efetuada mediante o emprego de distintos ataques metalográficos, descritos na Tab. (6). Logo, todas as condições foram observadas em um microscópio ótico NEOPHOT 32.

Tabela 6. Reagentes utilizados para revelar características microestruturais do AISD.

Ataque	Composição	Objetivo
Beraha	Solução aquecida, composta de: 20ml de HCl em 100ml H ₂ O destilada + 0,3 a 0,6g de metabissulfito de potássio. Temperatura do banho entre 40 e 80°C.	Revelar as fases das amostras solubilizadas ASM Handbook Volume 9; (2004). Caracterizar as mudanças microestruturais nas amostras.
Hidróxido de Potássio (KOH)	15g de KOH em 100ml de H ₂ O destilada. Ataque eletrolítico: Amostra no anodo, aplicação de 3V durante 12s.	Caracterizar as mudanças microestruturais nos corpos de prova estudados. Revelar fases deletérias nas amostras Dominguez (2006) e Park (2004).

As quantificações das fases ferrita (δ) e austenita (γ), assim como também das fases deletérias foram realizadas através do emprego do programa *Image Tools* v.3.0 UTHSCA (2009). Esta análise foi realizada tomando como média 20 imagens por condição de tratamento com diferentes aumentos metalográficos.

2.5. Ensaio de Corrosão – Determinação da Temperatura Crítica de Pite (*CPT*)

A estimativa do valor da temperatura crítica de pite (*CPT*) de cada condição ensaiada foi realizada se baseando na utilização da norma ASTM G150-99 (1999) em um Potenciostato μ Autolab® Type III. O ensaio foi efetuado com uma solução de 1M NaCl, sem desaeração prévia. Durante o ensaio, um potencial constante de 700mV_{SCE} foi aplicado na amostra em relação ao eletrodo de referência. A célula eletroquímica foi montada na configuração convencional, conforme mostrado na Fig. (3). Os valores de temperatura foram adquiridos manualmente em intervalos de quinze segundos, utilizando um termômetro digital. O aquecimento da solução foi realizado com uma taxa de 4°C por minuto, a partir da temperatura de 8°C.

Finalmente são representados graficamente os valores de temperatura e densidade de corrente versus o tempo de tratamento. Assim, a *CPT* é a temperatura pela qual a densidade de corrente (δ_i) aumenta acima de 100 μ A/cm² mantendo-se acima deste valor crítico no mínimo por sessenta segundos ASTM G150-99 (1999), tal como apresentado na Fig. (4) para o eletrodo referente ao CP 1 do metal de solda.

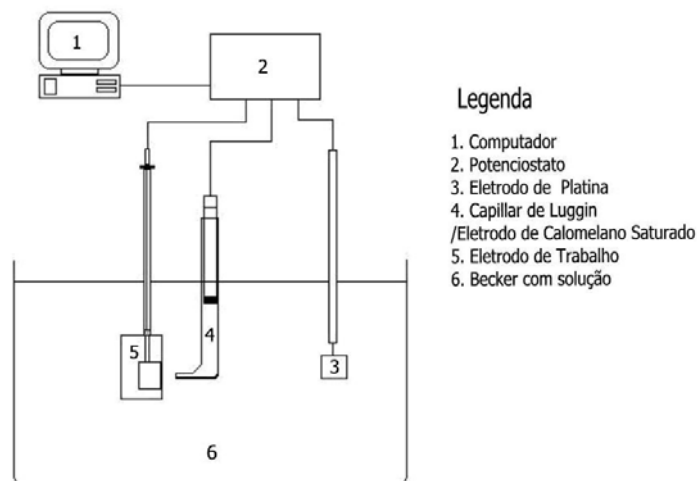


Figura 3. Esquema de célula eletrolítica.

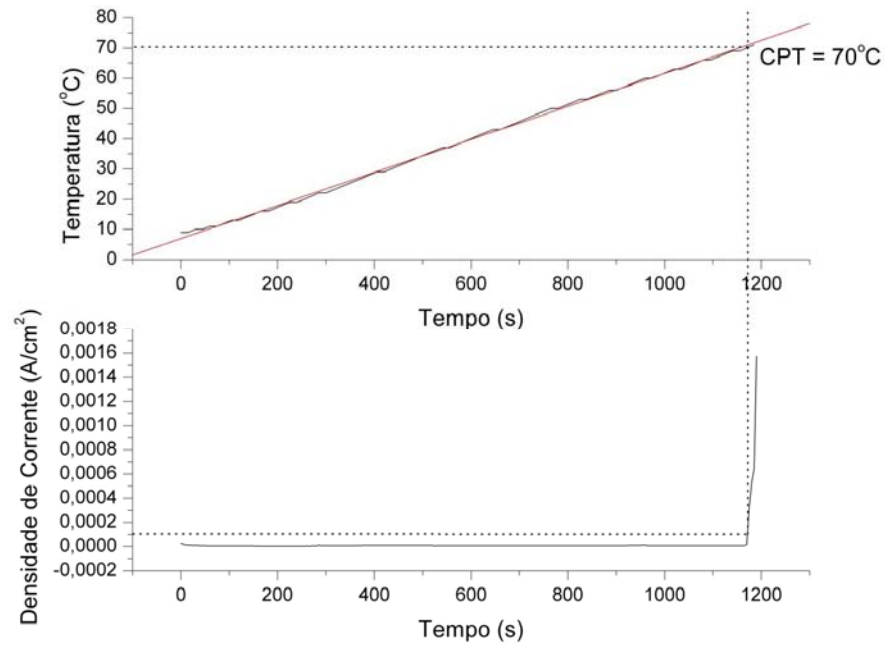


Figura 4. Determinação da temperatura crítica de pites (CPT) no AISD soldado com passe retilíneo e sem pré-aquecimento.

3. RESULTADOS E DISCUSSÃO

Na Fig. (5) se observam as macrografias resultantes do cordão de reparo efetuado em cada condição avaliada, sendo possível observar que as amostras que passaram pelo processo de pré-aquecimento (c) e (d) resultaram em uma maior penetração do metal depositado no CP. Essa observação ficou mais clara quando comparada a solda com passe retilíneo (a) e (c). Na solda com tecimento oscilante ficou mais evidenciada a maior largura do cordão.

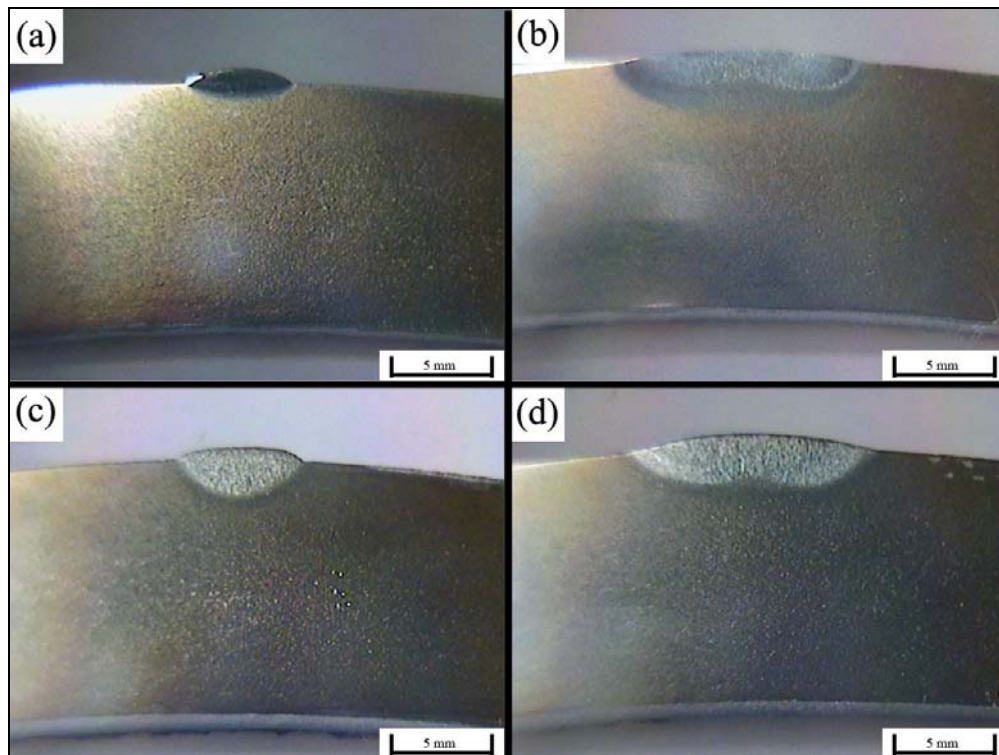


Figura 5. Macrografias do: CP 1 (a), CP 2 (b), CP 3 (c) e CP 4 (d). Reagente: KOH.

A Fig. (6) evidencia a microestrutura característica do AISD estudado com diferentes aumentos metalográficos no metal de base (MB). O material está composto de proporções semelhantes das fases austenita (regiões claras) e ferrita (regiões escuras). A quantificação de fases realizada mediante o uso do *Image Tools* revelou a presença de $50,10 \pm 2,25\%$ de ferrita. Micrografias realizadas pela aplicação do reagente de KOH não revelaram a presença de fases deletérias ou terciárias. No entanto, pode ser observada a presença de pequenas austenitas alongadas no interior da matriz ferrítica. A presença destas austenitas pode ser oriunda de um processo de solubilização prévio, após algum tipo de processamento do material.

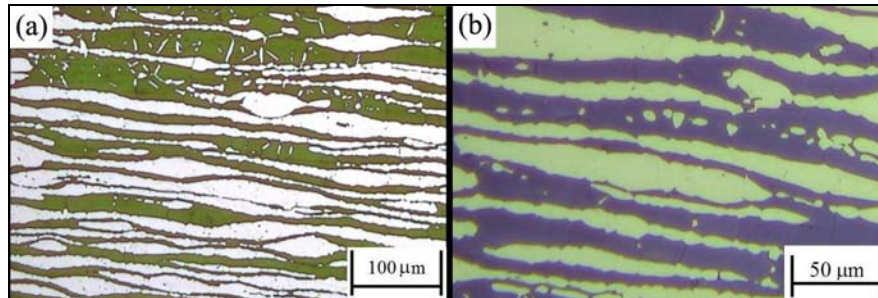


Figura 6. Metalografia do MB.

Nas microestruturas reveladas da ZTA nas condições 1, 2 e 3, não apresentadas neste trabalho, notou-se a presença de austenitas secundárias em forma alongadas do tipo widmannstätten e aquelas arredondas provavelmente precipitadas a partir de nitretos de cromo, produto do ciclo térmico imposto durante o processo de soldagem. No entanto, não foram detectadas fases deletérias nas condições analisadas.

A microestrutura da ZTA da amostra extraída do CP 4, mostrada na Fig. (7), revelou a presença de pequenas fases deletérias precipitadas (fases χ e σ) preferencialmente nas interfaces dos contornos ferrita/ferrita denotadas pelas fendas escuras na Fig. (7). Este fato está de acordo com o apresentado pela literatura Butting (2009), pois nesta condição um pré-aquecimento do material e passe oscilante proporcionam uma baixa velocidade de resfriamento, se comparadas com as demais condições analisadas. Neste caso o tempo de resfriamento entre 950°C e 700°C , segundo a Tab. (5), foi de 9 minutos o que pressupõe o formação de fases deletérias em estágios iniciais.

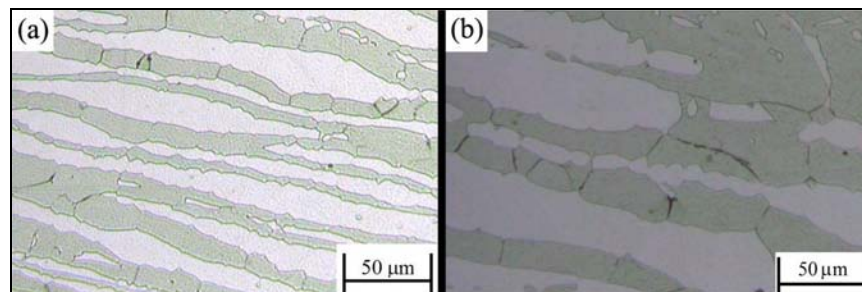


Figura 7. Metalografia da ZTA da amostra extraída apartir do CP 4.

Os CPS que não passaram pelo tratamento de pré-aquecimento correspondentes ao metal de solda (MS) identificados como 1 e 2 nas Figs. (8) e (9), apresentaram diferenças significativas quanto à proporção das fases em relação ao MB. Foi quantificado $75,35 \pm 1,40\%$ e $62,79 \pm 1,40\%$ de ferrita no MS do CP 1 e CP 2, respectivamente. Estas diferenças nos valores obtidos são atribuídos ao resfriamento mais lento do CP 2 em relação ao CP 1 como produto do tipo de tecimento, favorecendo assim a uma maior precipitação de austenita na matriz ferrítica e minimizando a provável formação de nitretos de cromo (Cr_2N). No entanto, também é interessante destacar que deveria ser utilizada a adição de 2,5% de N_2 ao gás de proteção para favorecer a precipitação de austenita no metal de solda. Outro fator que infere na velocidade de resfriamento é o tamanho dos CPS estudados, pois existe um impedimento econômico e de mercado de efetuar esta análise em CPS de maior tamanho que simulem com maior precisão as velocidades de resfriamento de um componente de processo real, tal como um vaso de pressão. Por este motivo, a precipitação de fases, dependente do aporte de calor, podem divergir levemente dos valores obtidos. Por outra parte, também podem ser notadas, diferenças na morfologia e tamanho das austenitas precipitadas como consequência da diferença na velocidade de resfriamento. No caso da amostra correspondente ao CP 2 da Fig. (9), a morfologia das austenitas precipitadas são mais grosseiras se comparadas à do CP 1 da Fig. (8), devido à taxa de resfriamento mais lenta.

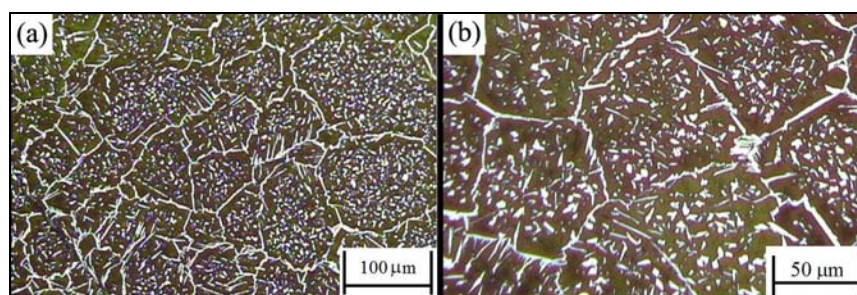


Figura 8. Metalografia do MS da amostra extraída apartir do CP 1. Ataque: Beraha.

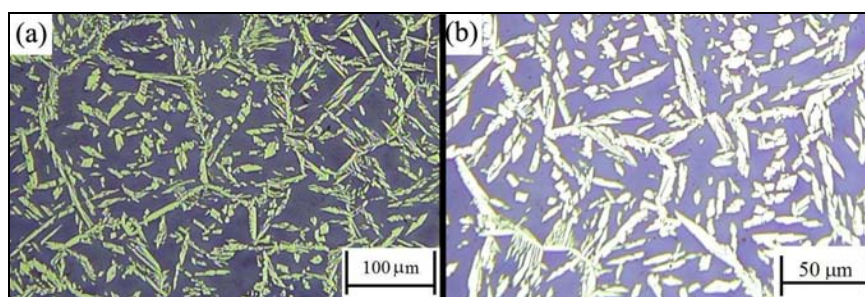


Figura 9. Metalografia do MS da amostra extraída apartir do CP 2. Ataque: Beraha.

Apesar da diferenças encontradas na microestrutura, os valores da *CPT* obtidos para o corpo de prova 1 e 2 foram 72,7 e 74,0°C, respectivamente. Este ensaio não evidenciou diferenças significativas na microestrutura do metal solda (MS) com relação ao metal de base (MB), mesmo não se verificando a presença de fases terciárias.

No caso das amostras obtidas apartir dos corpos de prova 3 e 4, o resfriamento mais lento promoveu uma maior precipitação de austenita no MS se comparadas com o CP 1. Os resultados da quantificação apresentados na Tab. (8), foram $59,07 \pm 2,02\%$ e $59,50 \pm 1,53$ para os corpos de prova 3 e 4, respectivamente. Os valores resultantes da *CPT* também foram semelhantes às condições do MB, assim como das amostras 1 e 2. No ataque metalográfico por KOH, não mostrado neste trabalho, não foi evidenciada a presença de fases deletérias.

Tabela 7. Percentuais de Ferrita e Austenita nos MS e no MB.

	MS 1		MS 2		MS 3		MS 4		MB	
	Ferrita	Austenita	Ferrita	Austenita	Ferrita	Austenita	Ferrita	Austenita	Ferrita	Austenita
Média (%)	75,35	24,65	62,79	37,21	59,07	40,93	59,50	40,50	50,10	49,90
Desvio (%)	1,40	1,40	1,80	1,80	2,02	2,02	1,53	1,53	2,25	2,25

Como corolário, vale notar que, nas amostras sem pré-aquecimento, houve um acréscimo significativo no percentual de ferrita no metal de solda, apesar do uso do consumível com alto teor de Ni. Este efeito pode ter sido causado pelo resfriamento não controlado da amostra, o que acarretou em uma taxa de resfriamento elevada para não permitir a formação da austenita.

O valor mais baixo da *CPT* do MS do CP 1 pode ser explicado pelo elevado percentual de ferrita encontrado no mesmo, assim como à formação de nitretos nesta fase, mas o resultado obtido não é significativamente menor à das outras condições ensaiadas. Este fato permite concluir que o ensaio de *CPT* é mais sensível à formação de fases terciárias do que ao desbalanço microestrutural produto de uma rápida velocidade de resfriamento. No entanto, análises mais aprofundadas deverão ser realizados para diversas proporções de fases.

Como mostrado na Tab. (8), o valor mais baixo para a *CPT* da ZTA do CP 1 pode ter ocorrido devido à provável precipitação de nitretos, porém isto não foi evidenciado pelo ataque de KOH nesta amostra.

No que diz respeito à ZTA do CP 4 não houve uma influência significativa na queda da *CPT* em relação ao metal de base, apesar da provável presença de fases deletérias em estágios iniciais de precipitação.

Tabela 8. Valores médios encontrados para CPT

Valores Médios para CPT (°C)						
	MB		MS		ZTA	
	CPT (°C)	Ferrita (%)	CPT (°C)	Ferrita (%)	CPT (°C)	Ferrita (%)
1	72,0	50,1	72,7	74,35	63,0	51,47
2	72,0	50,1	74,0	62,79	70,0	53,86
3	72,0	50,1	71,5	59,07	67,0	54,57
4	72,0	50,1	73,0	59,5	66,0	57,02

4. CONCLUSÕES

- Apesar das diferentes microestruturas encontradas nos diversos corpos de prova os resultados do ensaio para determinação da temperatura crítica de pite não diferiram substancialmente nas condições estudadas, tanto no MS, ZTA e MB.
- O ensaio de CPT é aparentemente mais sensível à formação de fases terciárias do que ao desbalanço microestrutural produto de uma rápida velocidade de resfriamento.
- Na ZTA do CP 4 foi observada a provável presença de pequenas fases deletérias precipitadas (fases χ e σ) preferencialmente nas interfaces dos contornos ferrita/ferrita, mas não houve uma influência significativa na queda da CPT em relação ao metal de base. O tempo de resfriamento entre 950 e 700°C foi de 9 minutos o que pressupõe a formação em estágios iniciais destas fases.
- As condições de soldagem utilizadas, apesar de não utilizarem a adição de N₂ no gás de proteção, tiveram como resultados reparos satisfatórios neste material. No entanto, deverão ser realizados ensaios de tenacidade ao impacto para observar o efeito do desbalanço microestrutural da fase ferrítica tal como no CP 1.
- Como recomendação preliminar em uma soldagem real de reparo, seria, portanto indicado o passe inicial sem pré-aquecimento, com tecimento, como no CP 2, porém com adição de 2,5% de N no gás de proteção a fim de se obter uma microestrutura com maior balanço entre as fases. Recomenda-se que os passes subsequentes sejam realizados sem tecimento e tenham a temperatura interpasses controlada, não excedendo os 150°C.

5. AGRADECIMENTOS

À CAPES, FAPERJ e CNPq pelo suporte financeiro na realização deste trabalho.

6. REFERÊNCIAS

- ASM HANDBOOK Volume 09. *Metallography and microstructures*. ASM International, 2004. CD-ROM. p. 2733.
- ASTM G150-99: Standard Test Method for Electrochemical Critical Pitting Temperature Testing of Stainless Steels.
- Domínguez - Aguilar, M.A.; Newman, R.C. *Detection of Deleterious Phases in Duplex Stainless Steel by Weak Galvanostatic Polarization in Alkaline Solution*. Corrosion Science. Vol. 48 (2006). 2560-2576, 2006.
- Butting. *Processing duplex/superduplex. Butting - Germany. Catálogo de produtos. Disponível em: < <http://www.butting.com.cn/download/brochures/14DuplexGB-eg.pdf> >. Acesso em: 04 Set. 2009.*
- Gentil, V. Corrosão. Rio de Janeiro - Brasil: LTC Editora, 2003. 341 p.
- Image Tool Version 3.0. Department of Dental Diagnostic Science at The University of Texas Health Science Center (UTHSCSA), San Antonio, Texas. Disponível em: < <http://ddsdx.uthscsa.edu/dig/itdesc.html> >. Acesso em: 18 Nov. 2009.
- Muthupandi, V.; Bala Srinivasan, P.; 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*. Vol. A358 (2003). 9-16, 2003.
- Nilsson, J.O. Overview Super duplex stainless steels. *Materials Science and Technology*, Vol. 8. 685-700, 1992.

Pardal, J.M. Efeitos dos tratamentos térmicos nas propriedades mecânicas, magnéticas e na resistência à corrosão de aços inoxidáveis superduplex. Tese de Doutorado, Universidade Federal Fluminense, 2009.

Park, C.-J.; Kwon, H.-S.; Lohrengel, M.M. *Micro-electrochemical Polarization Study on 25% Cr Duplex Stainless Steel*. Materials Science and Engineering. Vol. A372 (2004). 180-185, 2004.

Souza, J.A. Análise comparativa de arames TIG usados para soldagem do aço inoxidável superduplex UNS S32750. Tese de Doutorado, Universidade Federal Fluminense, 2009.

7. DIREITOS AUTORAIS

Os autores são os únicos responsáveis pelo conteúdo do material impresso incluído no seu trabalho.



VI CONGRESSO NACIONAL DE ENGENHARIA MECÂNICA
VI NATIONAL CONGRESS OF MECHANICAL ENGINEERING
18 a 21 de agosto de 2010 – Campina Grande – Paraíba - Brasil
August 18 – 21, 2010 – Campina Grande – Paraíba – Brazil

ANALYSIS OF PITTING RESISTANCE TO CORROSION WELDING REPAIR BY GTAW PROCEDURE IN SUPERDUPLEX STAINLESS STEEL UNS S32750

Juliana Primo Basílio de Souza, juliana_basilio@hotmail.com¹

Alexandre de Gouvêa Arias, alexandre_arias@yahoo.com.br²

Juan Manuel Pardal, juanmanuelpardal@yahoo.com.br¹

Fernando Benedicto Mainier, mainier@vm.uff.br²

Miguel Luiz Ribeiro Ferreira, temmlrf@vm.uff.br²

Sergio Souto Maior Tavares, ssmtavares@terra.com.br¹

¹UFF – Universidade Federal Fluminense, PGMEC – Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica, Rua Passo da Pátria, 156, Sala 302, CEP 24210-240, São Domingos, Niterói-RJ, Brasil.

²UFF – Universidade Federal Fluminense, Rua Passo da Pátria, 156, Sala 206B, CEP 24210-240, São Domingos, Niterói-RJ, Brasil.

***Abstract.** Currently superduplex stainless steels (SDSS) are being extensively employed in the petrochemical, power generation, naval and offshore industries. The uses of these materials are: pressure vessels for critical processes, heat exchangers, reactors, pipes, umbilicals, digesters, pumps and other facilities where continuous use is essential and cost is not the main limitation. However, during manufacturing and assembly, as in life in service of these process components can exist a need to make welding repairs. Thus, this study aims to evaluate the microstructure and the values of critical pitting temperature (CPT) in the weld metal, heat affected zone (HAZ) and base metal of a SDSS UNS S32750 for the simulation of a repair process by use of GTAW process.*

***Keywords:** Superduplex Stainless Steel; GTAW repair process; Corrosion resistance*