

CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL E RESISTÊNCIA À CORROSÃO DE JUNTAS SOLDADAS EM AÇOS INOXIDÁVEIS SUPERDUPLEX A890/A890M

Eloá Lopes Maia, eloamaia@gmail.com¹

Clélia Ribeiro de Oliveira, clelia19@fem.unicamp.br¹

Eduardo Berton da Fonseca, eduardo.fonseca@lnnano.cnpem.br²

Emmanuelle Sa Freitas, manu@fem.inicamp.br¹

Marcelo Martins, marcelovarellamartins@gmail.com³

Paulo Roberto Mei, pmei@fem.unicamp.br¹

¹Universidade Estadual de Campinas, Rua Mendeleyev, 200 - Cidade Universitária "Zeferino Vaz" Barão Geraldo - CEP 13083-860, Campinas, SP, Brasil.

²Laboratório Nacional de Nanotecnologia (LNNano/CNPem), R. Giuseppe Máximo Scolfaro, 10000 - Polo II de Alta Tecnologia, Campinas - SP, 13083-970

³UNISAL – Americana, Rua Dom Bosco, 100 - Santa Catarina - Americana/São Paulo - 13466-327, Americana, SP, Brasil.

Resumo: Os aços inoxidáveis superduplex (AISD) são materiais de grande aplicação na indústria de Óleo e Gás, principalmente nas plataformas “offshore”, devido ao seu excelente desempenho mecânico e resistência à corrosão por pite em ambientes contendo íons cloreto. A fabricação de componentes de bombas centrífugas, com geometrias complexas, tais como rotores, difusores, carcaças espirais, entre outros, é feita por processos de fundição em moldes de areia, ou mesmo de cerâmica, uma vez que não há outro processo de conformação mecânica economicamente viável para esse tipo de peças. Entretanto, devido às grandes dimensões dos equipamentos e à necessidade de correção de alguns defeitos provenientes do processo de fundição, a soldagem a arco com eletrodo revestido (SMAW - Shielded Metal Arc Welding) é muito comum durante o processo de fabricação desses componentes. Atualmente, a norma ASTM A890/A890M possibilita a realização de reparos utilizando-se o processo de soldagem, porém é especificado tratamento térmico após soldagem (“Pos-Welding Heat Treatment”- PWHT) para adequação das propriedades de resistência mecânica e de resistência à corrosão. Dessa forma, este trabalho tem por objetivo analisar a resistência à corrosão de juntas soldadas em aços inoxidáveis superduplex da norma ASTM A890/A890M, grau 6A para verificar a real necessidade do tratamento térmico após soldagem. Para tanto, a análise da resistência à corrosão foi realizada através de ensaios de polarização cíclica em solução de cloretos contendo 80.000 ppm sob temperaturas de 25 e 55 °C. Em complementação aos resultados obtidos nos ensaios de corrosão, as amostras foram previamente caracterizadas por microscopia ótica (MO), microscopia eletrônica de varredura (MEV) e difração de raios-X (DRX). Com os resultados obtidos foi possível observar que o PWHT foi eficiente na eliminação da austenita secundária e na equalização das fases (ferrita e austenita) da zona fundida. Avaliando a resistência a corrosão, observou-se a redução desta com o aumento da temperatura e a alteração do processo de corrosão da região de interface com a realização do PWHT.

Palavras-chave: Aço inoxidável superduplex, soldagem, corrosão, tratamento térmico após soldagem.

1. INTRODUÇÃO

O mercado brasileiro tornou-se um importante consumidor dos aços inoxidáveis superduplex (AISD's) devido à intensa exploração de petróleo e gás natural. Os componentes utilizados neste setor industrial são, normalmente, obtidos por processo de fundição em molde de areia, pois esse processo de conformação permite a confecção de peças com geometrias mais complexas. Os AISD's são comumente aplicados na fabricação de bombas centrífugas, válvulas reguladoras de fluxos e tubos sem costura, que trabalham pressurizados (de 28 a 500 MPa), transportando água do mar em temperaturas acima de 40 °C e com concentrações de íons cloreto de até 120.000 ppm (Martins, 2006).

Na produção de equipamentos no porte exigido pelo setor de petróleo, a soldagem a arco com eletrodo revestido (SMAW) é um processo muito utilizado, pois permite a união de peças durante a etapa de montagem e a realização de reparos de defeitos, muito comuns em peças produzidas por fundição. A norma ASTM A890/A890M (2013), que especifica o grupo de aços em questão, apresenta a possibilidade de realizar pequenos reparos por soldagem (menores que 65 cm² de área ou menor que 20 % da espessura da parede) sem o devido tratamento térmico pós-soldagem. Entretanto, para reparos maiores que o especificado, a mencionada norma ASTM determina que seja realizado um tratamento térmico de solubilização, seguido por resfriamento em água, para a adequação das propriedades mecânicas e de corrosão. Enquanto os componentes fundidos encontram-se nos estágios iniciais de fabricação, a prática do PWHT não proporciona nenhuma complicação para o processo como um todo. Porém, quando os componentes fundidos encontram-se na condição de usinado final e um defeito maior do que o estipulado pela norma é detectado, o componente

deve ser tratado termicamente, o que acarreta na perda total das tolerâncias dimensionais e consequente sucateamento da peça.

O estudo de juntas soldadas, simulando reparos maiores pelo processo de soldagem a arco elétrico com eletrodo revestido, controlando-se o “heat input” e a temperatura de interpasse, visa verificar se essas variáveis de processo podem proporcionar uma microestrutura livre de fases deletérias e consequentemente propriedades mecânicas e químicas similares àquelas que sofreram o PWHT.

Os AISD's são ligas do sistema Fe-Cr-Ni-Mo que apresentam boa relação entre resistência mecânica e resistência à corrosão, sendo esta dependente da composição química e do balanço apropriado entre as fases ferrita (δ) e austenita (γ). Uma das classificações dos aços inoxidáveis duplex baseia-se no valor de PREN (*Pitting Resistance Equivalent Number*), que é um cálculo baseado na composição química dos aços e que os classificam quanto à resistência a corrosão por pite. Segundo a norma ASTM A890/A890M (2013) para um aço inoxidável duplex ser classificado como superduplex seu PREN deve ser maior que 40.

A resistência à corrosão dos aços inoxidáveis é dada pela formação de uma camada muito fina e aderente de Cr_2O_3 que inibe o contato entre o meio corrosivo que o material estaria exposto. Entretanto, em ambientes mais agressivos, como por exemplo, a água do mar, a corrosão localizada é muito mais difícil de ser controlada devido à elevada concentração de cloretos dissolvidos, a presença de CO_2 , H_2S e microrganismos. Dessa forma, o presente trabalho objetiva estudar a resistência à corrosão de juntas soldadas em aços inoxidáveis superduplex da norma ASTM A890/A890M, grau 6A e verificar a influência do tratamento térmico após soldagem frente à corrosão.

2. PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

As placas para a realização da soldagem foram confeccionadas pela Sulzer Brasil S.A. nas dimensões de 360 mm de comprimento, 110 mm de largura e 40 mm de espessura. A liga foi produzida em um forno à indução com sistema de descarburização e desgaseificação a vácuo, (*Vacuum Induction Melting – VID*), com potência máxima de 400 kW e frequência de 60 Hz. O tratamento térmico foi realizado em forno elétrico, do tipo câmara, com temperatura máxima de operação de 1200 °C. As placas após tratamento térmico foram rebarbadas e preparadas para o processo de soldagem com um chanfro em duplo “V” com ângulo de abertura de $60^\circ \pm 2^\circ$.

Posteriormente as chapas foram soldadas por processo SMAW multipasses (*Shielded Metal Arc Welding*), conhecido também como “soldagem por eletrodo revestido”. O consumível utilizado foi o Zeron® 100 com diâmetro de 4 mm. A seleção do eletrodo de adição foi baseada na similaridade com a composição química do metal de base. A temperatura entre os passes foi limitada a 150 °C, sendo controlada por 6 termopares introduzidos nas laterais próximas ao chanfro.

Após a etapa de soldagem, a placa foi cortada ao meio, sendo que metade foi submetida à solubilização na temperatura de 1140 °C por 4 h com posterior resfriamento em água (PWHT), e a outra metade não recebeu nenhum tratamento térmico, isto é, sem o PWHT. As amostras foram extraídas na orientação transversal, em relação à direção de soldagem, para a realização da caracterização metalográfica, quantificação de fases e difração de raios-X. Para estas análises as amostras foram lixadas até a granulometria # 1200 e polidas com pasta diamantada até 1 μm . Para revelar as fases, foi realizado ataque eletroquímico utilizando uma solução de hidróxido de sódio 10 % dissolvida em água destilada, tensão de 3 V por aproximadamente 15 s. A quantificação das fases foi feita por análise de imagens utilizando o software Axiovision 4.8.2 da Zeiss, conforme a norma ASTM E1245 (2008) e a difração de raios-X foi realizada utilizando uma fonte de cobalto ($\text{CoK}\alpha 1$) com comprimento de 1,789 Å, fonte de 40 kV, corrente de 45 mA e velocidade de varredura de 1 °/min.

As amostras para os ensaios eletroquímicos foram retiradas no sentido longitudinal, em relação a direção de soldagem, de modo que a superfície analisada fosse a mesma que é exposta ao meio corrosivo no caso de um equipamento em operação. As amostras foram lixadas até lixa com granulometria # 1200 e posteriormente polidas com pasta diamantada até 3 μm . A área de exposição selecionada foi a interface entre metal de base e o metal de adição. Esta foi limitada em 0,25 cm^2 por uma fita adesiva utilizada em galvanoplastia.

Os ensaios eletroquímicos foram realizados em um potenciostato da marca BioLogic, modelo SP-200, usando uma célula convencional de três eletrodos. O eletrodo de Ag/AgCl e fio de platina foram utilizados como eletrodos de referência e contra-eletrodo, respectivamente, e como eletrodo de trabalho a amostra soldada com área delimitada em 0,25 cm^2 . Os ensaios de polarização potenciodinâmica cíclica foram realizados nas temperaturas de 25 e 55 °C. As curvas foram medidas após 1h de monitoramento de potencial de circuito aberto (OCP), a taxa de varredura utilizada foi de 1 mV/s, iniciando em -0,6 V em relação ao OCP e potencial de retorno de 1,2 V. O eletrólito utilizado foi preparado conforme a norma ASTM D1141 (2013) com concentração de cloretos de 80.000 ppm, sendo o pH monitorado para que fosse mantido próximo a 8,0. Após os ensaios de corrosão as amostras foram analisadas por MEV para caracterização do processo de corrosão em cada condição de ensaio.

3. RESULTADOS E DISCUSSÕES

A composição química das placas fundidas foi obtida por espectroscopia de emissão óptica por amostragem sólida e os valores estão reportados na Tab. 1 bem como as suas respectivas especificações. Através da composição química também foi possível determinar a resistência equivalente à corrosão por pite (PREN – *Pitting Resistance Equivalent Number*) e a relação cromo e níquel equivalente (ASTM A800/A800M, 2014) pelas Eq. (1),(2),(3), (4) e (5).

$$*PREN = [\% Cr] + (3,3) [\% Mo] + (16) [\% N] \quad (1)$$

Diagrama de Schoefer

$$*Cr_{eq} = [\% Cr] + (1,5) [\% Si] + (1,4) [\% Mo] + [\% Nb] - (4,99) \quad (2)$$

$$*Ni_{eq} = [\% Ni] + (30,0) [\% C] + (0,5) [\% Mn] + (26,0) \{[\% N] - (0,02)\} + 2,77 \quad (3)$$

Diagrama Schaeffler

$$*Cr_{eq} = [\% Cr] + [\% Mo] + (1,5) [\% Si] + (0,5) [\% Nb] \quad (4)$$

$$*Ni_{eq} = [\% Ni] + (30) [\% C] + (0,5) [\% N] \quad (5)$$

*Valores em % de peso.

Os valores calculados também estão apresentados na Tabela 1. De acordo com a norma ASTM 890/890M (2013), aços inoxidáveis com PREN acima de 40 são considerados aços inoxidáveis superduplex, portanto tanto o aço 6A e o metal de adição Zeron® 100 se enquadram nesta categoria. A relação Cr_{eq}/Ni_{eq} é uma forma de estimar a quantidade de ferrita e austenita na estrutura duplex, uma vez que esta leva em consideração a contribuição dos principais elementos de liga para a estabilidade termodinâmica das fases. Segundo a norma ASTM A800/A800M (2014) para a quantificação das frações volumétricas do metal de base utilizar-se o diagrama de Schoefer (Eq.2 e Eq.3), já para zonas fundidas de juntas soldadas recomenda-se a utilização do diagrama de Schaeffler (Eq.4 e Eq.5). Dessa forma, os resultados de fração volumétrica de ferrita estimada para o metal de base 6A e para o Zeron® 100 seria de 25,5 % e 60 %, respectivamente.

Tabela 1: Valores de composição química do metal de base ASTM A890 grau 6A e do metal de adição Zeron® 100 (Valores em % peso).

	Aço grau 6A	Especificação	Zeron® 100	Especificação
C	0,02	Max. 0,03	0,03	Max. 0,03
Cr	25,1	24,0 - 26,0	25,6	24,0 - 26,0
Ni	8,0	6,5 – 8,5	9,5	9,0 – 10,0
Mo	3,4	3,0 – 4,0	3,6	3,5 – 4,0
Mn	0,85	Máx. 1,00	1,0	Máx. 1,00
Si	0,98	Máx. 1,00	0,6	Máx. 1,00
Cu	0,6	0,5 – 1,0	0,67	0,5 – 1,0
W	0,7	0,5 – 1,0	0,69	0,5 – 1,0
P	0,02	Max. 0,03	0,02	Max. 0,03
S	0,006	Max. 0,025	0,006	Max. 0,01
N	0,25	0,20 – 0,30	0,26	0,20 – 0,30
PREN	40,4	>40	41,7	>40
Cr_{eq}/Ni_{eq}	1,47	-	2,70	-

A Figura 1 apresenta o aspecto macroscópico da amostra sem tratamento térmico após soldagem (amostra sem PWHT) e duas micrografias, sendo (a) uma região de interface (INT) entre o metal de base e a zona fundida e (b) uma região apenas com a zona fundida (ZF).

Pela Figura 1 (a) fica evidente a diferença estrutural das fases que compõem o metal de base e a estrutura da zona fundida formada pelo resfriamento rápido decorrente do processo de soldagem. Enquanto no metal de base as ilhas de austenita (coloração branca) são maiores e arredondadas, na zona fundida a austenita se apresenta de forma acicular alongada e em algumas regiões da interface verifica-se a presença de austenita secundária (região em destaque na Fig. 1 (a)). Na zona fundida, representada pela Fig. 1 (b), também é possível observar regiões com austenita secundária (região em destaque – γ_2) e a austenita com morfologia de *Widmanstätten*. Segundo Nilsson (1992), a austenita secundária pode prejudicar a resistência à corrosão do material, pois sua composição química possui maior teor de Ni e menores teores de Cr e Mo, particularmente quando existe a precipitação cooperativa de Cr_2N , podendo favorecer processos de corrosão localizada.

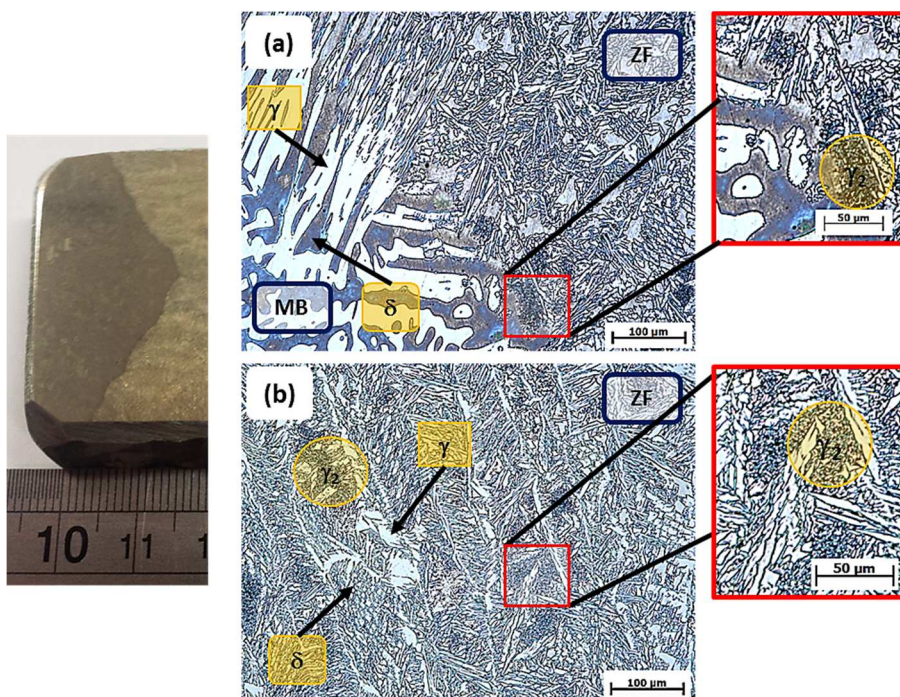


Figura 1: Microestruturas do aço ASTM A890 grau 6A (a) na região de interface (metal de base/zona fundida) e (b) na região de zona fundida sem PWHT obtida por microscopia ótica.

A Figura 2 representa a amostra com tratamento térmico de solubilização (amostra com PWHT) e duas micrografias, sendo (a) a interface e (b) a zona fundida. Pelas micrografias fica evidente que o tratamento térmico foi eficiente na dissolução da austenita secundária e tornou a morfologia das fases mais homogênea. A austenita da zona fundida se apresenta de uma forma mais refinada e com geometria ligeiramente diferente da austenita do metal de base.

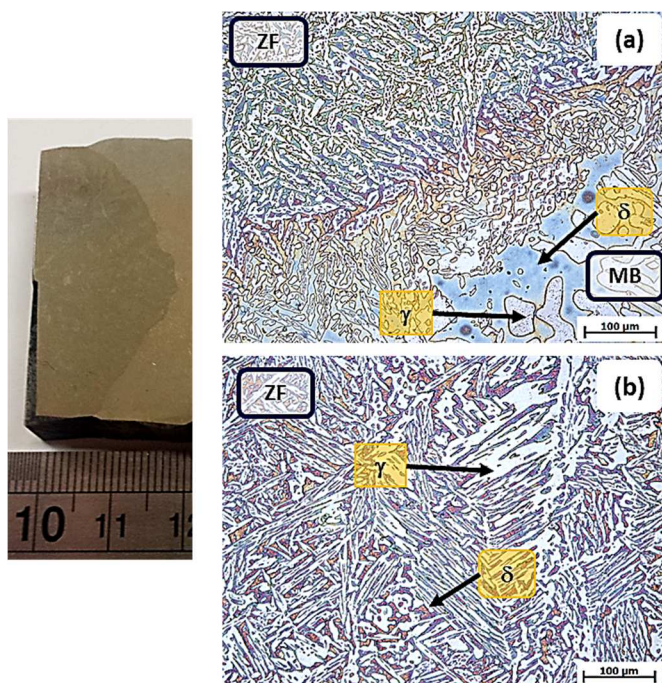


Figura 2: Microestruturas do aço ASTM A890 grau 6A (a) na região de interface (metal de base/zona fundida) e (b) na região de zona fundida com PWHT obtida por microscopia ótica.

Para complementar a caracterização das fases realizada pela observação das micrografias, foi realizada análises de difração de raios-X. A Figura 3 mostra o espectro de difração do metal de base 6A, onde são observadas reflexões

características das fases austenita e ferrita, onde a família de planos da ferrita são $\{110\}$, $\{200\}$, $\{211\}$, $\{220\}$ com estrutura CCC e a fase austenita são $\{111\}$, $\{200\}$, $\{220\}$, $\{311\}$ com estrutura CFC.

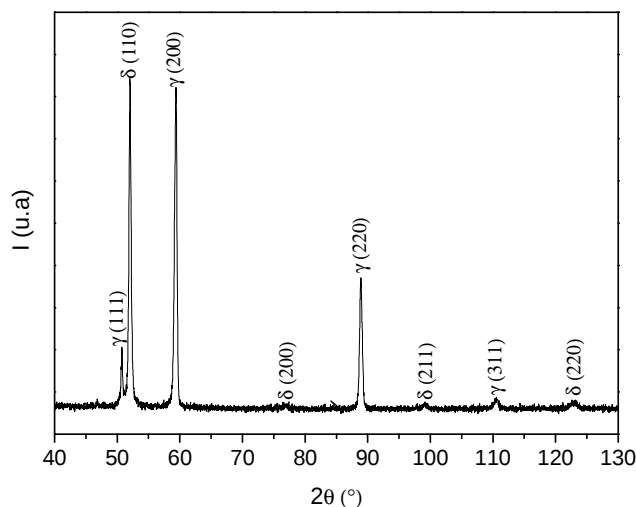


Figura 3: Difratoograma do metal de base grau 6A após tratamento térmico de solubilização.

Na Figura 4 estão apresentados os difratogramas da zona fundida nas condições (a) sem PWHT e (b) com PWHT. Semelhante ao metal de base, os difratogramas das zonas fundidas apresentam apenas picos característicos das fases ferrita e austenita. A austenita secundária não pode ser identificada pela difração de raios-X, uma vez que seus parâmetros de rede são muito semelhantes aos da austenita (Redjaimia, 1991).

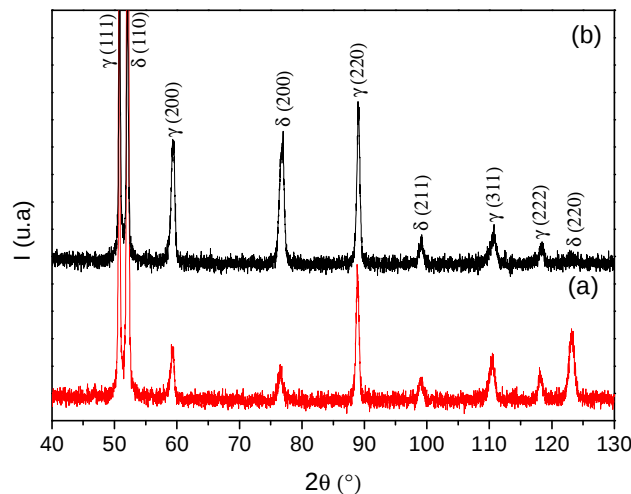


Figura 4: Difratoogramas obtidos da zona fundida das placas de 6A soldadas. (a) sem PWHT e (b) com PWHT.

Na Figura 5 tem-se a quantificação das fases presentes no metal de base e na zona fundida das amostras com e sem PWHT. É esperado dos aços inoxidáveis duplex que a relação entre ferrita e austenita seja próxima a $50 \pm 5\%$. Pelo gráfico é possível observar que para a zona fundida sem PWHT a concentração de ferrita encontra-se próxima a 70 %, enquanto na zona fundida com PWHT a concentração de ferrita é próxima a 50 %. Com isso pode-se verificar que para a condição sem PWHT o valor foi coerente com a estimativa obtida pela relação Cr_{eq}/Ni_{eq} e que o tratamento térmico pós-soldagem promoveu a equalização das fases na zona fundida.

No caso de soldagem dos AISD a concentração de austenita e ferrita presente na microestrutura é muito influenciada pelo calor e pelas taxas de resfriamento que o material é submetido, podendo prejudicar a formação da austenita, uma vez que esta ocorre por difusão. Além disso, a taxa de resfriamento influencia na redistribuição dos elementos como cromo (Cr), níquel (Ni) e molibdênio (Mo) nas fases ferrita e austenita, o que pode reduzir a resistência à corrosão por pite, pois

esta é diretamente afetada pela composição química de cada fase e da distribuição dos elementos entre as duas fases (Ramirez, 1997).

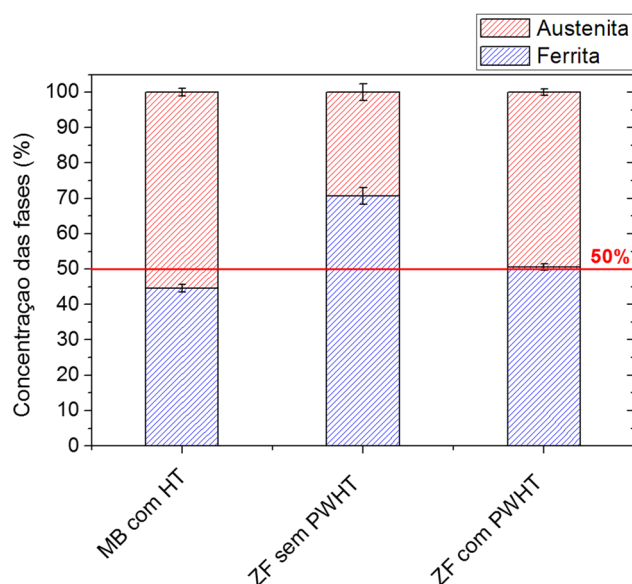


Figura 5: Fração de fases do aço 6A nas regiões de metal de base com tratamento térmico (MB com HT) e zona fundida (ZF) com tratamento térmico de solubilização após soldagem (com PWHT) e sem tratamento térmico após soldagem (sem PWHT).

O desempenho de peças soldadas, de forma geral, é determinado pelo desempenho da região mais frágil, pois esta será a localidade com probabilidade de nucleação de defeitos. A interface entre metal de base e zona fundida, segundo estudos apresentados por Geng et al. (2015), se mostrou uma região com maior fragilidade, devido à maior quantidade de ferrita na microestrutura e aos valores mais eletronegativos de potencial de pite. Dessa forma, a avaliação da resistência à corrosão, no presente trabalho, foi realizada através de ensaios de polarização potenciodinâmica cíclica em regiões de interface nas temperaturas de 25 e 55 °C e solução com concentração de cloretos de 80.000 ppm.

Na Tabela 2 são apresentados valores quantitativos extraídos das curvas experimentais de polarização cíclica, a constar: potencial de pite (E_{pite}), potencial de proteção (E_{prot}) e suscetibilidade ao pite (S). Contudo, na Fig. 6 é possível observar, graficamente, a relação das respectivas variáveis em função da temperatura.

Tabela 2: Resultados obtidos nos ensaios de polarização potenciodinâmica cíclica na região de interface das amostras sem PWHT e com PWHT.

	Sem PWHT					
	E_{pite} mV	Desvio Padrão mV	E_{prot} mV	Desvio Padrão mV	S (mV.A)/cm ²	Desvio Padrão (mV.A)/cm ²
25 °C	1005	9	863	9	0,7	0,2
55 °C	993	5	853	8	1,8	0,1
	Com PWHT					
	E_{pite} mV	Desvio Padrão mV	E_{prot} mV	Desvio Padrão mV	S (mV.A)/cm ²	Desvio Padrão (mV.A)/cm ²
25 °C	1008	6	863	11	0,7	0,2
55 °C	994	2	853	2	1,8	0,1

Pelos resultados pode-se verificar que o potencial de pite apresentou uma redução média de 13 mV nos ensaios a 55 °C em comparação com os ensaios a 25 °C (Fig. 6 (a)), enquanto o potencial de proteção foi reduzido em 11 mV (Fig. 6 (b)). Já a suscetibilidade ao pite duplicou a 55 °C (Fig. 6 (c)). As curvas de polarização apresentadas na Fig. 7, mostram que para temperatura de 55°C, condição mais agressiva, ocorre uma tentativa de passivação em densidade de corrente

menor e que se mostra instável frente a curva obtida em temperatura de 25°C, sugerindo que o filme passivo formado por estes materiais se torna instável sob altas temperatura levando a degradação da superfície.

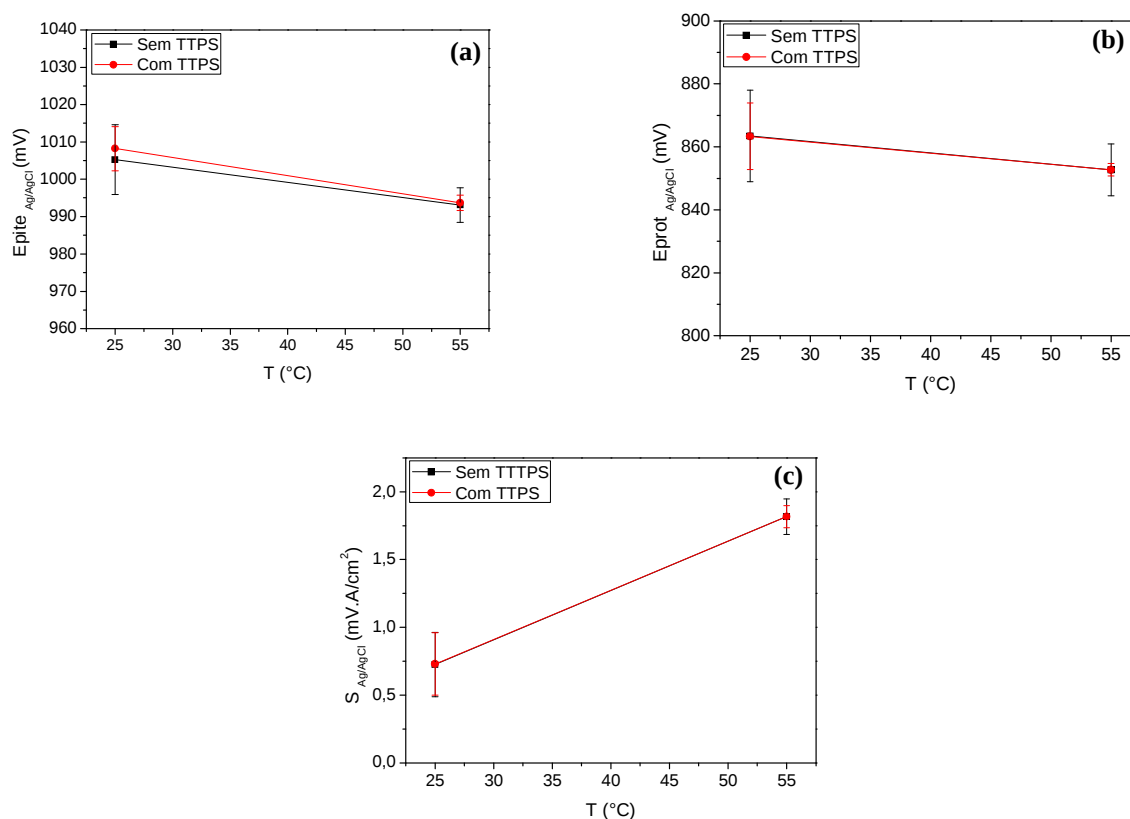


Figura 6: Variação (a) potencial de pite (E_{pite}) (b) potencial de proteção (E_{prot}) e (c) suscetibilidade ao pite (S) em função da temperatura.

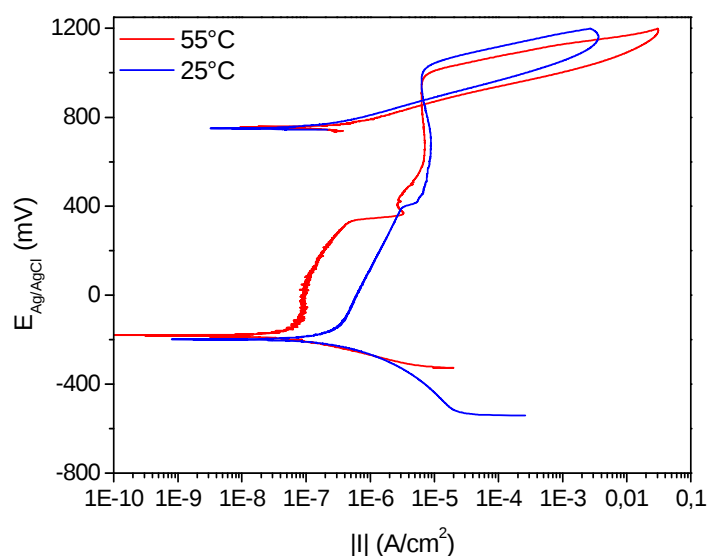


Figura 7: Comparação das curvas de polarização das amostras com PWHT obtidas em solução com concentração de cloretos de 80.000 ppm, nas temperaturas de 25 e 55 °C.

Avaliando o efeito do tratamento térmico pós-soldagem (PWHT), observa-se que este não promoveu alterações significativas no potencial de pite (E_{pite}), no potencial de proteção (E_{prot}) e tampouco na susceptibilidade à corrosão por pite (S). Isso pode ser justificado pela ausência de fases secundárias precipitadas na superfície analisada, pois apesar de ser observada a presença de austenita secundária na interface da amostra sem PWHT, na região analisada esta não é formada. Segundo Geng et al. (2015), a austenita secundária é formada preferencialmente em regiões entre passes, uma vez que no processo de soldagem a austenita secundária precipita pelo reaquecimento de um passe pela deposição do seguinte.

Na Figura 8 são apresentadas as micrografias das amostras após o ensaio de polarização, sendo (a) amostra de 6A sem PWHT a 25 °C, (b) 6A com PWHT a 25 °C, (c) 6A sem PWHT a 55 °C e (d) 6A com PWHT a 55 °C. A partir das imagens de MEV é possível observar, processos de corrosão mais localizadas na ferrita, próxima a interface, nas amostras sem PWHT, sendo o mecanismo de ataque mais severo sobre as amostras ensaiadas a temperatura de 55°C (Fig. 8 (c)). Já as amostras com PWHT, Fig. 8 (b) e (d) o processo de corrosão ocorreu preferencialmente na interface ferrita/austenita de forma mais homogênea.

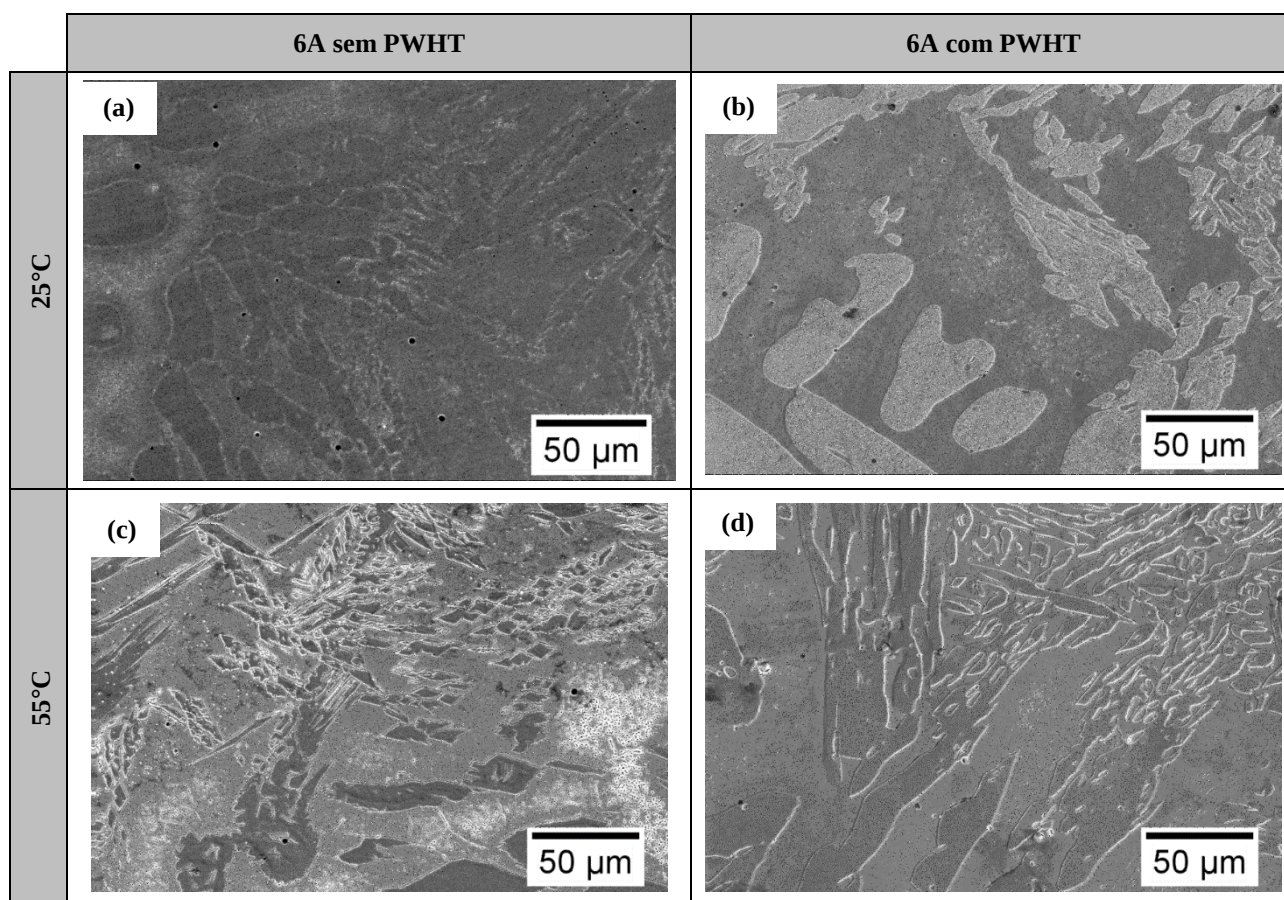


Figura 8: Micrografias das amostras após ensaios de polarização em solução de cloretos com concentração de 80.000 ppm nas condições com e sem tratamento térmico após soldagem (PWHT), sendo em (a) sem PWHT a 25 °C, (b) com PWHT a 25 °C, (c) sem PWHT a 55 °C e (d) com PWHT a 55 °C.

Uma possível explicação para este resultado seria a presença de Cr_2N precipitado na interface, pois conforme apresentado anteriormente, o processo de soldagem submete as regiões de interface e zona fundida a elevadas taxas de resfriamento. Devido à baixa solubilidade do nitrogênio na ferrita e a menor quantidade de austenita nestas regiões, a precipitação de Cr_2N é favorecida, resultando no empobrecimento localizado de Cr na ferrita, o que pode facilitar o início de corrosão por pite nestas regiões (Guo et al., 2016). Entretanto, devido ao seu tamanho e quantidade, técnicas como microscopia ótica, microscopia eletrônica de varredura e difração de raios-X não são capazes de detectar este precipitado.

Dessa forma, apesar dos resultados obtidos pelos ensaios de polarização não apresentarem variações significativas nas amostras sem e com PWHT, a avaliação microestrutural após o ensaio de corrosão evidencia que o tratamento térmico após soldagem promove alterações significativas no processo de corrosão, sendo que a suposta presença de Cr_2N é a mais provável causa para a redução da resistência à corrosão da ferrita da interface das amostras sem tratamento térmico após soldagem.

4. CONCLUSÕES

- ✓ O tratamento térmico de solubilização, utilizado após a etapa de soldagem, foi capaz de promover um balanço adequado entre a quantidade de ferrita e austenita.
- ✓ A junta soldada sem PWHT (*“Pos-Welding Heat Treatment”*- Tratamento Térmico Após Soldagem) apresentou grande quantidade de austenita secundária oriunda do processo de solidificação do cordão e reaquecimentos ocasionados pelos passes subsequentes. O PWHT se mostrou eficiente na dissolução da austenita secundária na matriz ferrítica e na alteração da morfologia da austenita de *Widmanstätten*.
- ✓ A difração de raios-X não detectou a presença de outras fases, além da ferrita e da austenita, na microestrutura do metal de adição sem e com PWHT.
- ✓ O aumento de temperatura, nos ensaios de polarização, reduziu o potencial de pite e o potencial de proteção em 13 e 11 mV, respectivamente. A suscetibilidade ao pite duplicou, mostrando que o processo de corrosão a 55 °C ocorre de forma mais severa.
- ✓ O processo de corrosão do material submetido ao tratamento térmico de solubilização após a soldagem ocorreu de forma mais homogênea e preferencial na interface ferrita/austenita, enquanto nas amostras sem PWHT a corrosão foi mais localizada e preferencial na ferrita próxima à interface.

5. AGRADECIMENTOS

À empresa Sulzer Brasil S/A pelo fornecimento dos materiais estudados e laboratórios para execução desse trabalho. Ao LNNano e à Unicamp pelo apoio na execução deste trabalho e pela disponibilidade dos equipamentos. À Capes pelo apoio financeiro.

6. REFERÊNCIAS

- American Society for Testing and Materials - ASTM A890/A890M, 2013 "Standard Specification for Castings, Iron-Chromium-Nickel-Molybdenum Corrosion - Resistant, Duplex (Austenitic/Ferritic) for General Application", West Conshohocken: ASTM International.
- American Society for Testing and Materials - D1141, 2013, "Standard Practice for the Preparation of Substitute Ocean Water. Annual Book of ASTM Standards", West Conshohocken: ASTM International.
- American Society for Testing and Materials - ASTM A800/A800M, 2014, "Standards practice for steel casting, austenitic alloy, estimating ferrite content thereof", West Conshohocken: ASTM International.
- American Society for Testing and Materials - ASTM E1245, 2008, "Standard Practice for determining the inclusion or second-phase constituent content of metals by Automatic Image Analysis", West Conshohocken: ASTM International.
- Geng, S. et al., 2015, "Evolution of microstructure and corrosion behavior in 2205 duplex stainless steel GTA-welding joint", *Journal of Manufacturing Processes*, Vol. 19, pp. 32–37.
- Guo, Y. et al., 2016, "Microstructure evolution and pitting corrosion resistance of the Gleeble-simulated heat-affected zone of a newly developed lean duplex stainless steel 2002", *Journal of Alloys and Compounds*, Vol. 658, pp. 1031–1040.
- Martins, M., 2006, "Caracterização microestrutural-mecânica e resistência à corrosão do aço inoxidável super duplex ASTM A890 / A890M Grau 6A", pp.242, Tese (Doutorado), Universidade de São Paulo, São Paulo.
- Nilsson, J. O., 1992, "Super duplex stainless steels", *Materials Science and Technology*, Vol. 8, n. 8, pp. 685–700.
- Ramirez, A. J., 1997, "Estudo da Precipitação de Nitreto de Cromo e Fase Sigma por Simulação Térmica da Zona Afetada pelo Calor na Soldagem Multipasse de Aços Inoxidáveis Duplex", pp.155, Dissertação (Mestrado), Universidade de São Paulo, São Paulo.
- Redjaimia, A., Metaeur, G., Gantois, M., 1991, "Decomposition of delta ferrite in a Fe-22Cr-5Ni-3Mo-0.003C duplex stainless steel. A morphological and structural study", *Proceedings in: Conference Duplex Stainless Steels'91*, Beaune Bourcogne-France, France, pp. 119-126.

7. DIREITOS AUTORAIS

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

CHARACTERIZATION OF MICROSTRUCTURE AND CORROSION RESISTANCE ON SUPERDUPLEX STAINLESS STEELS A890/A890M WELDED JOINTS

Eloá Lopes Maia, eloamaia@gmail.com¹

Clélia Ribeiro de Oliveira, clelia19@fem.unicamp.br¹

Eduardo Bertoni da Fonseca, eduardo.fonseca@lnnano.cnpem.br²

Emmanuelle Sa Freitas, manu@fem.inicamp.br¹

Marcelo Martins, marcelovarellamartins@gmail.com³

Paulo Roberto Mei, pmei@fem.unicamp.br¹

¹University of Campinas, St. Mendeleyev, 200 - Cidade Universitária "Zeferino Vaz" Barão Geraldo - CEP 13083-860, Campinas, SP, Brazil.

²Brazilian Nanotechnology National Laboratory (LNNano/CNPem), St. Giuseppe Máximo Scolfaro, 10000 - Polo II de Alta Tecnologia, Campinas - SP, 13083-970

³UNISAL – Americana, St. Dom Bosco, 100 - Santa Catarina - Americana/São Paulo - 13466-327, Americana, SP, Brasil.

Abstract: Superduplex stainless steels (SDSS) are widely used in the petrochemical industries due to their excellent mechanical properties and corrosion resistance. The manufacturing of pumps and rotating equipment is made by casting processes, due to the geometric complexities. However, the large dimension of the equipment and the necessity to make some repairs of casting defects, SMAW (Shielded Metal Arc Welding) is a common processing method used during the manufacturing of these components. Currently, ASTM A890 / A890M allows welding repairs, but post-welding heat treatment is specified to suit the mechanical properties and corrosion resistance. Thus, this paper aims to analyze corrosion resistance of welded joints on superduplex stainless steels of ASTM A890 / A890M, grade 6A to verify the real necessity of post welding heat treatment. For this purpose, corrosion resistance was evaluated through cyclic potentiodynamic polarization test in 80.000 ppm chloride solution at temperatures of 25 and 55°C. In addition, the samples were previously characterized by optical microscopy (OM), scanning electron microscopy (SEM) and X-ray diffraction (XRD). With the results obtained it was possible to evaluate the corrosive behavior of the welded joints, considering an environment with chlorides and high temperatures, and compare the performance of welded joints with and without the post-welding heat treatment specified by the standard.

Key words: superduplex stainless steel, welding, corrosion, post welding heat treatment.