

EFEITO DA ENERGIA DE SOLDAGEM NA RESISTÊNCIA À CORROSÃO DO METAL DE SOLDA NO REVESTIMENTO DE AÇO INOXIDÁVEL DUPLEX

Everton Barbosa Nunes, nunesbar@ibest.com.br¹

Higor Jonas Batista, higorjonas@gmail.com¹

Alexandre Sousa Barreto, alexandresb@alu.ufc.br¹

Jéssyca da Silva Marques, jessyah.marques@gmail.com¹

Marcelo Ferreira Motta, marcelof@ufc.br¹

¹Universidade Federal do Ceará, Campus do Pici – Fortaleza, Ceará

Resumo: Os aços inoxidáveis duplex (AID) possuem em sua microestrutura as fases ferrita e austenita, sendo que o balanço destas fases em percentuais iguais (50%) proporciona a estes materiais uma excelente resistência à corrosão aliada às boas propriedades mecânicas. No entanto, os estudos com soldagens multipasse têm sido bastante superficiais, indicando uma motivação para realizações de trabalhos na área. O objetivo deste trabalho é analisar a influência da energia de soldagem, variando a corrente ou velocidade de soldagem na resistência à corrosão, em soldagens de revestimento. Foram utilizadas chapas do aço ASTM A516 Gr.60 (150x100x13mm), soldadas com eletrodo revestido AWS E2209-17 de 4,0 mm para deposição do revestimento em duas camadas, ocorrendo sobreposição entre passes de 30 a 50%. Foram realizadas soldagens multipasse variando-se a energia em 3 níveis (15, 20 e 24 kJ/cm), tanto pela velocidade de soldagem, quanto pela corrente. O ensaio eletroquímico realizado para avaliar a resistência à corrosão do metal de solda desta liga foi polarização cíclica potenciodinâmica. Para a obtenção das curvas de polarização cíclica potenciodinâmica foi utilizada uma célula eletroquímica de três eletrodos, na qual o eletrodo de referência utilizado foi Ag/AgCl, o contra-eletrodo foi de platina e os eletrodos de trabalho utilizados foram os corpos de prova. Foram retiradas amostras com cortes na direção longitudinal para analisar o primeiro e último cordão soldado da segunda camada. De acordo com os ensaios eletroquímicos pode-se afirmar que as condições C4P e C4U (15kJ/cm) foram as condições que apresentaram maior resistência à corrosão por pites e as condições C5P e C3P (24kJ/cm) as que apresentaram menor resistência à corrosão por pites.

Palavras-chave: Duplex, Soldagem de Revestimento, Corrosão

1. INTRODUÇÃO

Os aços inoxidáveis duplex (AID) surgiram com o objetivo de reduzir os problemas de corrosão intergranular dos aços inoxidáveis austeníticos e, por isso, adquiriram importância comercial. Desde então, estas ligas têm sofrido inúmeras modificações, que vão desde a sua composição química até as tecnologias usadas na sua produção (Lopes, 2006). 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 70 e 80) 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 (Martins, 2007). As ligas de níquel possuem elevado custo e menor resistência mecânica em relação aos aços inoxidáveis duplex, reduzindo a continuidade de uso destes materiais em grande escala.

Os AID modernos possuem uma excelente resistência à corrosão e boas propriedades mecânicas, crescendo a utilização destes materiais no Brasil a partir de década de 90, sendo que um dos mais conhecidos comercialmente é o aço inoxidável duplex UNS S31803. Esta combinação de propriedades tem popularizado o seu uso em ambientes altamente agressivos (Londoño, 2001; Kaçar, 2003). A combinação entre os elevados valores de alongamento da austenita com o elevado limite de escoamento da ferrita nos aços inoxidáveis duplex forma um conjunto de notáveis propriedades mecânicas, chegando a alongamento mínimo de 25% e dureza de 260 HV (Lopes, 2006). O percentual de ferrita aumenta o nível de microdureza para diferenças significativas na relação austenita/ferrita, sendo a ferrita uma microestrutura mais dura e a austenita mais macia e dúctil (Nunes, 2009).

Uma grande parcela das aplicações industriais dos AID está nos setores químico, petroquímico e de papel e celulose, geralmente em equipamentos cuja fabricação envolve operações de soldagem (vasos de pressão, torres de dessulfuração, estruturas de plataformas, *mainfolds*, árvores de natal, *risers*, *hard pipes*, *clads*, tubulações de água produzida e injetada, trocadores de calor). Nessas aplicações citadas, seja na fabricação ou na manutenção dos

equipamentos ou componentes, a soldagem é utilizada. Se não for executada com os devidos cuidados, as vantagens dos AID e AISD (Aço Inoxidável Superduplex) sobre os aços inoxidáveis tradicionais podem ser perdidas (Londoño, 2001).

Aços inoxidáveis duplex possuem uma boa resistência à corrosão em muitos ambientes, como: ácido sulfúrico, ácido hidrocloreídrico ou ácido nítrico (Gunn, 1997). Por outro lado, podem ser mais suscetíveis à corrosão localizada, como pite e frestas (Iacoviello, 2005). O ataque por pites normalmente ocorre em cloretos que possuem importante influência no ataque por pite dos aços inoxidáveis duplex, pois são íons relativamente pequenos, apresentam menor adsorção que Br^- e possuem alta difusividade. O que caracteriza a resistência à corrosão por pite é a capacidade que o metal tem de se passivar, ou seja, formar um filme contínuo e aderente de óxidos capaz de impedir a penetração de oxigênio no metal quando o meio é aerado. Para um riser ou árvore de natal submarina, por exemplo, o meio interno pode não ser aerado, mas devido à presença de CO_2 ou H_2S pode passivar formando filmes de carbonato ou sulfeto de ferro. A corrosão por pite é caracterizada por ataque extremamente localizado, inicia-se pela quebra da película passiva em regiões onde esta apresenta defeitos como inclusões, discordâncias, contornos de grão ou interfaces. Os elementos de liga que ditam o comportamento do aço inoxidável na resistência à corrosão por pites são Cr, Mo e N (Benhardsson, 1991). A resistência à corrosão por pites (PREN) é em torno de 35 para o aço inoxidável duplex UNS S31803, sendo influenciado pelos elementos de liga, de modo que quanto maior este valor, maior a resistência à corrosão por pites (Fontana, 1967).

A presença de pites, além de provocar vazamentos em tanques, tubulações e recipientes, também pode levar a outras causas de falha como corrosão sob tensão, fragilização por hidrogênio, ou fadiga associada à corrosão. Os pites podem iniciar nas interfaces dos grãos austeníticos e ferríticos, pela presença de sulfeto de manganês na ferrita ou pelos baixos teores de cromo e molibdênio na austenita, comparando com a ferrita, além de inclusões, contornos de grão (Solomon, 1983). É um caso extremo de deterioração, onde áreas muito pequenas da superfície metálica são atacadas enquanto o restante da superfície permanece inalterado. Os pites são pontos de concentração de tensão, podendo servir de início para trincas. Podem também diminuir a resistência total ou penetrar no material completamente de modo a causar a fuga de gases ou líquidos contidos. São bastante perigosos, pois podem apresentar um diâmetro pequeno na superfície e uma profundidade difícil de ser determinada.

É primordial a obtenção do balanço microestrutural de 50% austenita e 50% ferrita para aliar boas propriedades mecânicas e resistência à corrosão (Muthupandi, 2003). No entanto, os estudos com soldagens multipasse têm sido pouco e bastante superficiais, indicando uma grande motivação para realizações de trabalho na área. Nos aços inoxidáveis duplex, a energia de soldagem está diretamente associada às transformações microestruturais e ao desempenho da junta soldada. Eckenrod e Pinnow (Eckenrod, 1984), trabalhando com a liga SAF 2205 (UNS 31803) na condição recozida e soldada, afirmam que a melhor combinação de resistência mecânica, tenacidade e resistência à corrosão podem ser encontradas se a fração volumétrica de ferrita estiver entre 35% e 65%.

Além da busca de uma energia de soldagem ótima, deve-se ainda considerar o fato de que, na soldagem multipasse, a junta é submetida a vários ciclos térmicos. 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, conseqüentemente, afetar o desempenho da junta, modificando suas propriedades. O rea aquecimento repetido da Zona Fundida (ZF) e da Zona Afetada pelo Calor (ZAC) pode levar à precipitação de nitretos e fases intermetálicas (Londoño, 2001). Isto posto, esse trabalho propõe a realização de um estudo que avalie a influência da energia de soldagem na resistência à corrosão do metal de solda do aço inoxidável duplex, em soldagens multipasse.

2. MATERIAIS E MÉTODOS

Foram utilizadas chapas do AID UNS S31803 (150x100x13 mm), soldadas com eletrodo revestido AWS E2209-17, de 4 mm para deposição do revestimento em duas camadas, ocorrendo sobreposição entre passes de 30 a 50%. A temperatura de interpasse foi mantida em aproximadamente 135°C, sendo o controle realizado por termopar tipo K. Em geral, preaquecimento e pós-aquecimento nas soldagens dos AID não são recomendados (Berglund, 1989). No entanto, o controle ideal da energia e da temperatura de interpasse durante a soldagem é requerido para a correta razão ferrita/austenita nas soldas dos AID. A temperatura de interpasse não deve exceder 250°C (Technical Specification, 2006), sendo que na prática esta temperatura pode ainda ser considerada alta, muitas vezes sendo utilizada temperatura abaixo de 150°C. A composição química dos materiais utilizados é mostrada na Tabela (1).

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

Material	Composição Química (%)									
	C	Mn	P	S	Si	Cr	Ni	Al	Mo	N
Metal base	0,18	0,99	0,023	0,008	0,20	0,004	-	0,041	-	-
Metal de adição	0,03	0,8	0,03	0,025	0,9	23	9	-	3,0	0,15

A soldagem foi realizada, conforme o esquema da Fig. (1), com o auxílio de uma fonte multiprocesso com corrente nominal de 300 A com sistema de aquisição de corrente e tensão, com frequência de 9600 MHz. As energias de soldagem empregadas foram variadas de forma a permanecer na faixa de 5,0 a 25 kJ/cm que é recomendada pela

literatura, de modo a evitar precipitações de fases que poderiam comprometer de forma significativa as propriedades mecânicas e resistência à corrosão (Londoño, 2001). Na Tabela (2) são mostrados os parâmetros de soldagem utilizados.



Figura 1. Esquema da seqüência dos passes na soldagem multipasse.

Tabela 2. Parâmetros de soldagem por eletrodo revestido.

Corpos de Prova	E (kJ/cm)	I (A)	Vs (cm/min.)
C1	15	100	10
C2	20	135	10
C3	24	160	10
C4	15	135	13
C5	24	135	8,0

Obs.: As soldagens foram realizadas com tensão média de 31 V e considerando $\eta=0,8$.

Posteriormente, foram retiradas amostras com cortes na direção longitudinal, de modo a analisar o primeiro (P) e último (U) cordão soldado da segunda camada, conforme Figura (2).

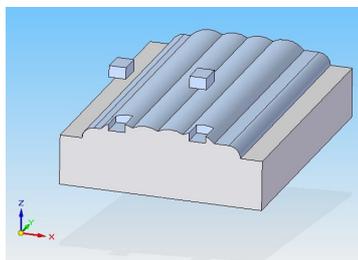


Figura 2. Desenho esquemático dos corpos de prova.

Para realização dos ensaios eletroquímicos, as amostras foram embutidas em resina epóxi de cura a frio e lixadas até 1200 *mesh*. Os ensaios eletroquímicos realizados para avaliar a resistência a corrosão do metal de solda desta liga foram: monitoramento do potencial de circuito aberto, polarização cíclica potenciodinâmica e espectroscopia de impedância eletroquímica. Os ensaios foram conduzidos a temperatura ambiente, em solução aquosa de NaCl 0,6 mol/dm³, de modo que foram realizadas três repetições por amostra. O equipamento utilizado na realização dos ensaios foi o COMPACTSTAT da marca IVIUM acoplado a um microcomputador. Os ensaios de monitoramento do potencial de circuito aberto foram utilizados para verificar o potencial alcançado no estado estacionário, ou seja, equilíbrio com o meio eletrolítico. O eletrodo de referência utilizado foi o Ag/AgCl, sendo que o ensaio teve duração de 1800 s.

Para a obtenção das curvas de polarização cíclica potenciodinâmica foi utilizada uma célula eletroquímica de três eletrodos, Fig. (3), na qual o eletrodo de referência utilizado foi Ag/AgCl, o contra-eletrodo foi de platina e os eletrodos de trabalho utilizados foram os corpos de prova, segundo a norma (ASTM G61,1998) . O ensaio foi realizado 15 minutos após a imersão, partindo-se do potencial de -0,6 V vs Ag/AgCl . Foi iniciada uma varredura de potencial no sentido anódico, com uma taxa de 1,0 mV/s, até que uma densidade de corrente de 1,0 mA/cm² fosse atingida. Nesse ponto, iniciou-se uma varredura no sentido inverso (catódico), com a mesma velocidade de varredura até a intersecção com a curva de varredura anódica.

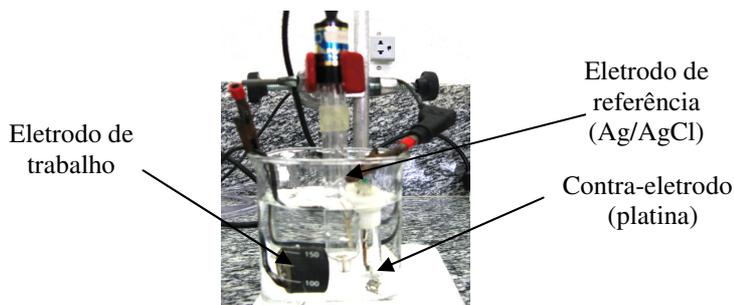


Figura 3. Célula eletrolítica.

3. RESULTADOS E DISCUSSÃO

3.1. Corrosão

A soldagem pode levar a diferentes microestruturas no metal de solda, podendo formar fases deletérias que afetam a resistência à corrosão por pites. Sabe-se que a formação de austenita secundária, fase sigma e nitretos de cromo estão relacionadas com a resistência à corrosão. O cromo, nitrogênio e molibdênio são os principais elementos que controlam a resistência à corrosão por pites em aços inoxidáveis duplex (Benhardsson, 1991).

3.1.2 Polarização Potenciodinâmica Cíclica

A resistência à corrosão está relacionada, principalmente, aos elementos de liga presentes na composição química do aço, embora outros fatores como tamanho de grão, distribuição e morfologia de inclusões, precipitação de fases e qualidade da superfície também exercem influência (Nicholls, 1994). Vale salientar que nos aços inoxidáveis duplex, a resistência à corrosão por pites está relacionada à resistência da fase ferrítica e austenítica, havendo contribuição de ambas as fases, de modo que a diferença de composição química influencia na diferença de resistência à corrosão entre as duas fases.

Na Figura (4) são mostradas as curvas de polarização obtidas para todas as condições. Vale salientar que a maioria das condições soldadas não ocorre uma passivação de forma efetiva, ocorrendo aumento da densidade de corrente de forma contínua com o aumento do potencial.

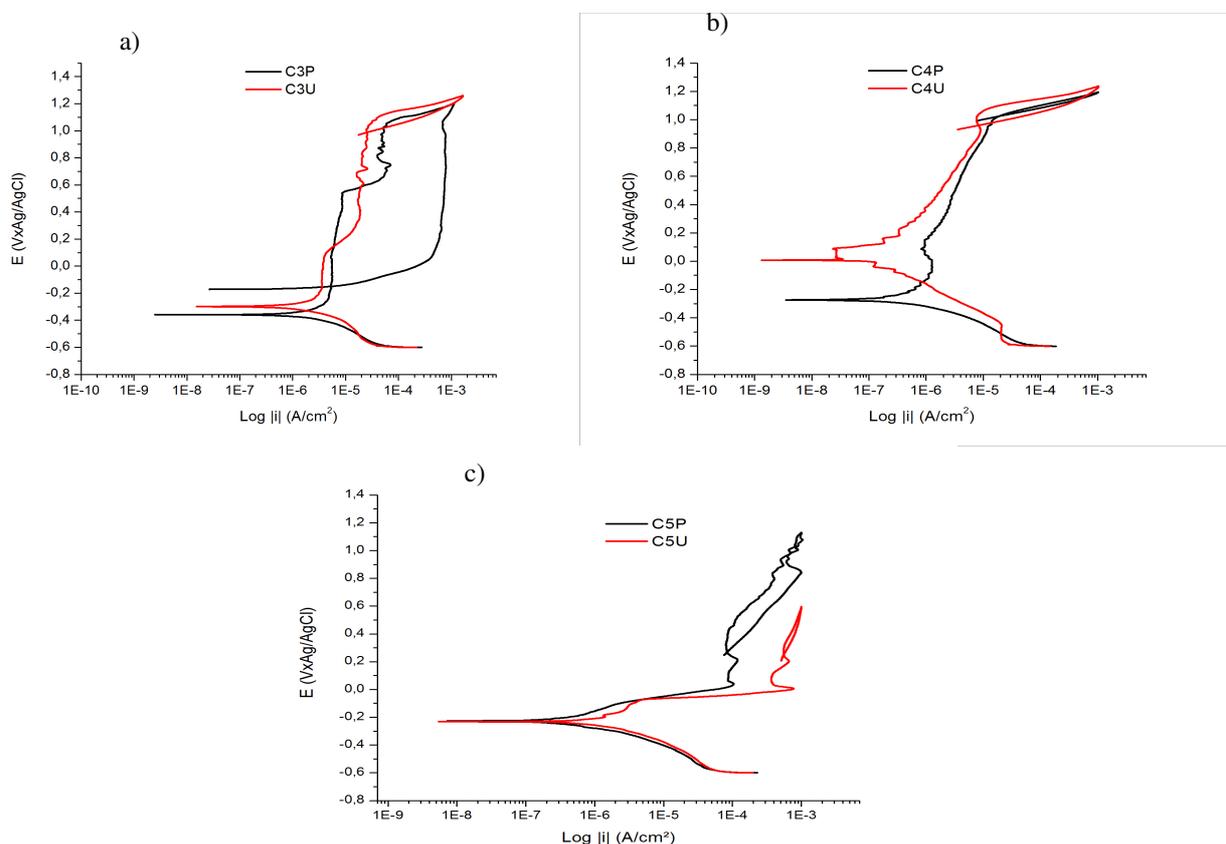


Figura 4. Curvas de polarização potenciodinâmica cíclica em meio com 3,5%NaCl. a) condição C3; b) condição C4; c) condição C5.

Nos aços inoxidáveis as películas são formadas predominantemente por Cr_2O_3 que podem se dissolver na forma de íons cromato CrO_4^{2-} . Sedricks (1986) ainda afirma que uma das causas da quebra da película passiva é a presença de íons cloreto que podem substituir as moléculas da água nas regiões não recobertas, criando complexos cloreto/metálico. Estes complexos são solúveis e facilmente removidos da película, expondo mais uma vez o metal base ao meio corrosivo, liberando íons cloreto. É um processo autocatalítico e localizado de corrosão que origina, por exemplo, os pites. A corrosão por pite é a dissolução localizada acelerada do metal que ocorre como resultado de estágios que incluem a ruptura do filme passivo, a metaestabilidade do pite e o crescimento, onde fatores como a composição da liga, a qualidade do meio, o potencial aplicado e a temperatura, diferenciam as características da agressividade (Moreno, 2004). Na presença de íons agressivos e de baixa resistência do aço à corrosão, o potencial de pite (E_{pite} - potencial eletroquímico onde se inicia o aparecimento de pites) ocorre em valores inferiores ao potencial de início da região transpassiva. Assim, quanto mais elevado é o potencial de pite, maior é a resistência do material à formação de pites de corrosão. Este parâmetro define o potencial máximo acima do qual ocorre a quebra da passividade do material pela nucleação e propagação estável de um ou mais pites de corrosão, caracterizado por um aumento acentuado da densidade de corrente de corrosão. Dependendo do material de trabalho, eletrólito, eletrodo de referência, entre outros fatores, o valor do potencial de evolução do oxigênio varia.

Na Tabela (2) encontra-se os valores de potenciais de pite, de proteção, densidade de corrente de pite e trabalho elétrico para todas as condições soldadas.

Tabela 2. Parâmetro obtido nos ensaios de polarização potenciais dinâmicos.

Condição	E_c (V)	E_{pite} (V)	E_{pp} (V)	I_p (A/cm^2)	U (mW/cm^2)
C1P	-0,17	1,03	0,18	$9,3 \times 10^{-4}$	0,1539
C1U	-0,21	1,06	0,94	$1,38 \times 10^{-5}$	0,0472
C2P	-0,19	1,10	0,33	$4,8 \times 10^{-4}$	0,1722
C2U	-0,03	0,54	1,00	$2,3 \times 10^{-5}$	0,0506
C3P	-0,36	0,54	-0,14	$8,4 \times 10^{-6}$	0,7598
C3U	-0,29	0,09	1,00	$4,11 \times 10^{-6}$	0,0595
C4P	-0,27	1,02	1,03	$1,61 \times 10^{-5}$	0,0177
C4U	-0,25	1,11	1,00	$7,63 \times 10^{-5}$	0,0576
C5P	-0,23	1,09	0,28	$8,55 \times 10^{-4}$	0,1597
C5U	-0,23	0,57	0,25	$9,46 \times 10^{-4}$	0,0197

As amostras que tiveram menor E_{pite} foram: C2U, C3P, C3U e C5U, de modo que as outras condições tiveram potenciais de pite similares. Vale salientar que nas amostras que apresentaram maior resistência à corrosão e evidenciaram presença de pites, podem estar associados com o resultado da reação de evolução de oxigênio, e que os pites se formam, neste caso, na interface tripla metal-solução-gás, gerando uma fresta e permitindo o processo de nucleação de pite nestes potenciais. Logo, potencial indicado (aproximadamente $1,1 \text{ V}_{\text{Ag}/\text{AgCl}}$) não é necessariamente o potencial de pite das amostras, e a corrosão localizada só ocorre devido à formação de bolhas na superfície do eletrodo de trabalho. Estas amostras obtiveram potenciais de pite críticos bem definidos (Morona, 2007). Em relação às condições C1P, C2P e C5P é difícil concluir alguma coisa em relação ao potencial de pite, uma vez que nestas amostras não foi observado aumento brusco de corrente que pode acarretar em presença de pites com menor diâmetro ou menor quantidade de pites.

No momento em que a curva descendente cruza com a curva original, tem-se o chamado potencial de proteção (E_{pp}), caracterizado por ser o patamar máximo de possibilidade de corrosão, ou seja, abaixo deste valor não existe quebra da película passiva ou sua não-regeneração. É aquele no qual o pite repassa e, portanto deixa de crescer. As condições que obtiveram potenciais de proteção mais baixos foram: C1P, C2P e C3P, de modo que demoram mais a repassar os pites formados. Valores baixos do potencial de proteção implicam que a repassivação de um ataque localizado já iniciado será difícil e a corrosão provavelmente continuará se alastrando e causando danos (Pan, 2004). As amostras C1U, C2U, C3U, C4P e C4U apresentaram potenciais mais elevados de proteção, ou seja, se por algum motivo a película passiva for danificada, por exemplo, por ranhura mecânica, possuirá grande capacidade de repassar.

Entre a reversão de varredura e o E_{pp} ocorre a repassivação dos pites formados, logo, a área formada corresponde ao trabalho elétrico (U) necessário à repassivação dos pites. Quanto maior esta área, menor será a resistência para a continuidade da corrosão por pite, sendo este fato mais evidenciado na condição C3P.

Nas amostras C3U e C5P, por exemplo, apresentaram instabilidades na varredura anódica antes da quebra da película passiva. Tais ocorrências podem estar relacionadas à formação de pites nas bordas da amostra, ou mesmo, à instabilidade do filme passivo, gerando pites instáveis. Esta instabilidade ocorre devido à quebra localizada do filme passivo (nucleação de pite) e repassivação imediata.

Os picos de corrente podem ser gerados por uma reação eletroquímica, possivelmente relacionada ao processo de oxidação transpassiva ($\text{Cr}^{3+} \rightarrow \text{Cr}^{6+}$) (Senatore, 2007). A densidade de corrente na formação dos pites (i_p), e praticamente em todo o trecho passivo, foi da ordem de 10^{-5} A/cm² para maioria das amostras no metal de solda, valor típico para materiais com passividade.

São verificadas mudanças na curva em regiões anódicas e formação de regiões ativa-passiva, mostrando que o material não consegue se passivar e ocorrendo a formação de pites, evidenciado pelo laço de histerese positiva que consiste quando a densidade de corrente na reversão é maior do que no sentido progressivo. A região da histerese caracteriza-se pelo crescimento de pites nucleados no potencial crítico de pite e que não conseguiram se repassar, mesmo para valores de potenciais mais baixos que o potencial de pite, após a reversão no sentido de varredura. Com este tipo de reação ocorrendo na superfície da amostra, fica impossível distinguir a corrente proveniente da corrosão do metal daquela decorrente da reação de dissociação da água, podendo o ensaio ser limitado para potenciais muito elevados.

3.1.2.1 Efeito da Sobreposição de passes

Nas condições C1 e C2, no primeiro cordão de solda não houve presença de região transpassiva, de modo que pode acarretar menor resistência à corrosão do aço inoxidável ao meio corrosivo. Estas condições também obtiveram maior densidade de corrente no primeiro cordão de solda, sendo outro fator que acarreta na redução da resistência à corrosão. De forma geral, os primeiros cordões soldados obtiveram menores E_{pp} em relação aos últimos cordões que obtiveram maior percentual de ferrita, além da maior área devido à histerese, evidenciando menor resistência para a repassivação do pites presentes. O último cordão de solda só apresenta comportamento ruim em relação ao $E_{píte}$, principalmente nas condições de mais elevada energia. De forma geral, pode-se afirmar que o primeiro cordão soldado possui menor resistência à corrosão por pites em relação ao último cordão soldado em relação à menor capacidade de repassivação e menor resistência de crescimento dos pites. Vale salientar que o primeiro cordão de solda nas condições C1, C2 e C5 apresentaram austenita secundária em sua microestrutura, podendo reduzir a resistência à corrosão.

Walker e Gooch (1991), estudando aço UNS S31803 (SAF 2205) soldado mostram que a resistência à corrosão por pite na região da solda não é afetada diretamente pelo balanço de ferrita e austenita presentes (para frações de ferrita entre 25% e 70%), no entanto a resistência à corrosão por pite é reduzida pelo reaquecimento da junta soldada durante operações multipasse, que levam a formação de austenita secundária. Os autores mostram ainda que aumentos no teor de níquel do metal de adição não são tão significativos no aumento da resistência à corrosão por pite se comparados a aumento dos teores de cromo e molibdênio. A Figura 5 mostra a alguns pites na condição C2, de modo que a amostra C2P obteve maior quantidade de pites em regiões distintas com dimensões menores, sendo que o último cordão de solda (C2U) foram verificados apenas três pites, de modo que um deles de maior diâmetro (97 μm). A condição C2 foi a que apresentou maior diferença de comportamento comparando o primeiro e o último cordão de solda, apresentando comportamento mais heterogêneo devido à soldagem multipasse. De forma geral, os primeiros cordões soldados apresentaram maior quantidade de pites, porém com dimensões menores, de modo que os últimos cordões soldados apresentaram menor quantidade de pites, mas com dimensões maiores. Geralmente, os últimos cordões soldados apresentaram menor $E_{píte}$, que pode acarretar em formação de grande quantidade de pites, sendo alguns mais agressivos, de modo que mesmo com E_{pp} maiores, não foi suficiente para ocorrer repassivação. Por outro lado, os primeiros cordões de solda que apresentaram maior $E_{píte}$ podem ter proporcionado menor formação de pites e pouco agressivos, de modo que com o menor E_{pp} acarretou maior quantidade de pites, porém com dimensões pequenas.

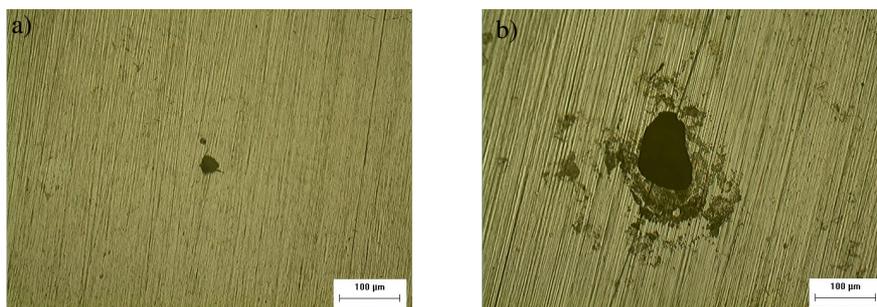


Figura 5. Condição C2 ($E = 15$ kJ/cm, $I = 135$ A, $V_s = 10$ cm/min.). a)C2P; b)C2U.

3.1.2.2. Efeito da Energia de Soldagem

Variando a energia pela alteração da corrente de soldagem, foi observado que o aumento da corrente de soldagem proporcionou redução do $E_{píte}$ e do E_{pp} , além do aumento da área referente à histerese. Em contrapartida, a redução da corrente de soldagem apresentou ausência da região transpassiva e maior densidade de corrente no potencial de pite. A presença de austenita secundária nas condições de mais baixa energia (C1 e C2) não proporcionaram redução da resistência à corrosão devido possivelmente a pequena quantidade e uma maior homogeneização da composição química da austenita e da matriz ferrítica. Na Figura 6 são mostradas micrografias da condição C1 (100 A) e C3 (160

A), de modo que a condição de mais elevada energia apresentou maior quantidade de pites com dimensões maiores (190 μm). Vale salientar que no último cordão de solda, a variação da energia não acarretou em diferenças significativas no E_{pp} e na área devido à histerese.

O mesmo foi observado em relação à variação da energia de soldagem pela alteração da velocidade de soldagem, ou seja, menores velocidades de soldagem proporcionaram menor resistência à corrosão por pites, evidenciando maior densidade de corrente, maior área de histerese, maior E_{pp} e menor $E_{píte}$. O único fator que indicou condição não benéfica para soldagem com maiores velocidades foi a ausência de região transpassiva, mas não foi preponderante na presença de pites evidenciado por microscopia óptica. Na Figura 7a é mostrada micrografia da condição C4U que apresentou apenas uma região com presença de pite, de modo que na Figura 7b e 7c são observados alguns dos pites espalhados ao longo da superfície da condição C5U que foi a energia com menor resistência à corrosão por pites.

O aumento da energia de soldagem pode proporcionar o aumento do número de inclusões formadas na poça de fusão, havendo uma permanência mais prolongada da poça de fusão em temperaturas mais elevadas com o incremento do calor usado na soldagem. Este comportamento pode ser associado à taxa de resfriamento da poça de fusão que teria sido pouco afetada, pois o metal base possuía uma espessura padrão. Assim sendo a nucleação teria sido favorecida, em detrimento ao crescimento de inclusões no seio do aço fundido (Araújo et al., 2006). Outro aspecto a ser analisado é o aumento da diluição com o aumento da energia de soldagem. Quanto maior o nível de corrente, o calor gerado é maior e o excesso de calor é disponibilizado para fundir o substrato depois do eletrodo. A geração da maior quantidade de calor aumenta a força do arco e subseqüentemente aumenta a penetração no material do substrato. Esta maior penetração conduz para um maior percentual de diluição quando a corrente do arco aumenta, de modo que o que o aumento da velocidade de soldagem também proporciona menor quantidade de substrato fundido, reduzindo penetração. A maior diluição pode proporcionar maior presença de ferro no metal de solda que pode comprometer na resistência à corrosão da liga (Trancet, 2003).

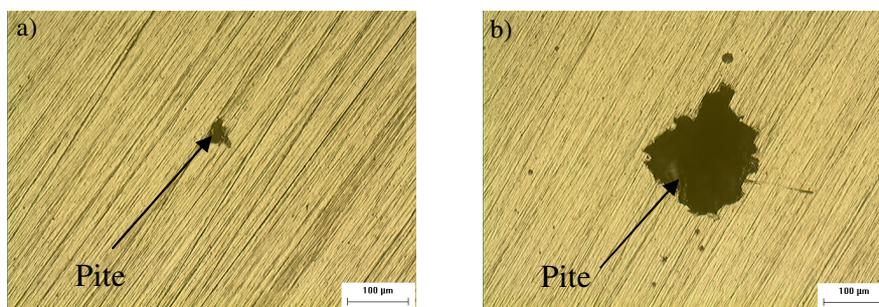


Figura 6. Efeito da corrente de soldagem. a) Condição C1U; b) condição C3U.

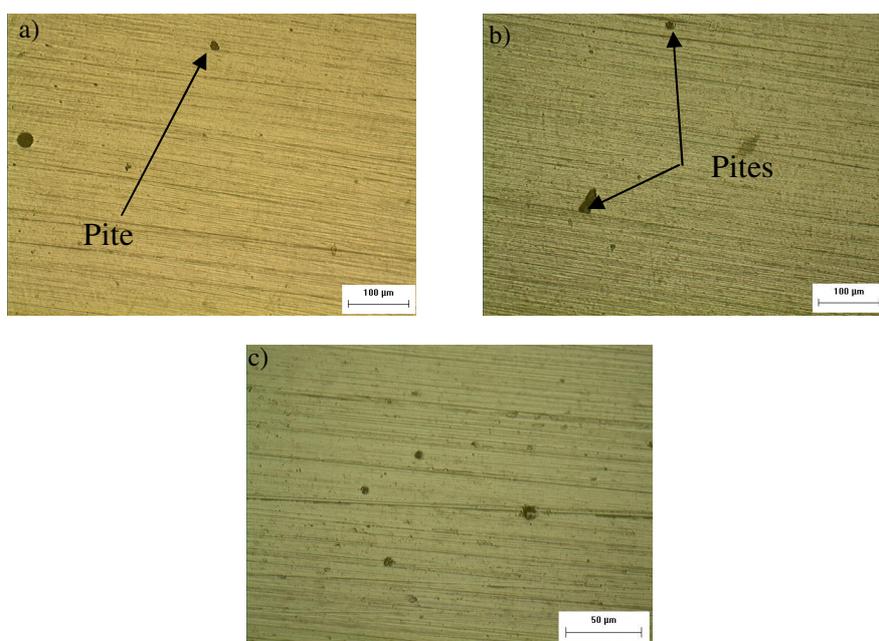


Figura 7. Efeito da velocidade de soldagem. a) Condição C4U; b) condição C5U; c) C5U.

A condição C3P acompanhada da condição C5P obteve as piores condições em relação à resistência à corrosão por pites, sendo que a condição C3P (Figura 8) foi a mais crítica devido ao baixo $E_{píte}$, menor E_{pp} , maior área do laço da

histerese e maior densidade de corrente. Esta condição obteve maior quantidade de pites ao longo da amostra (5 pites) com alguns apresentando diâmetros maiores.

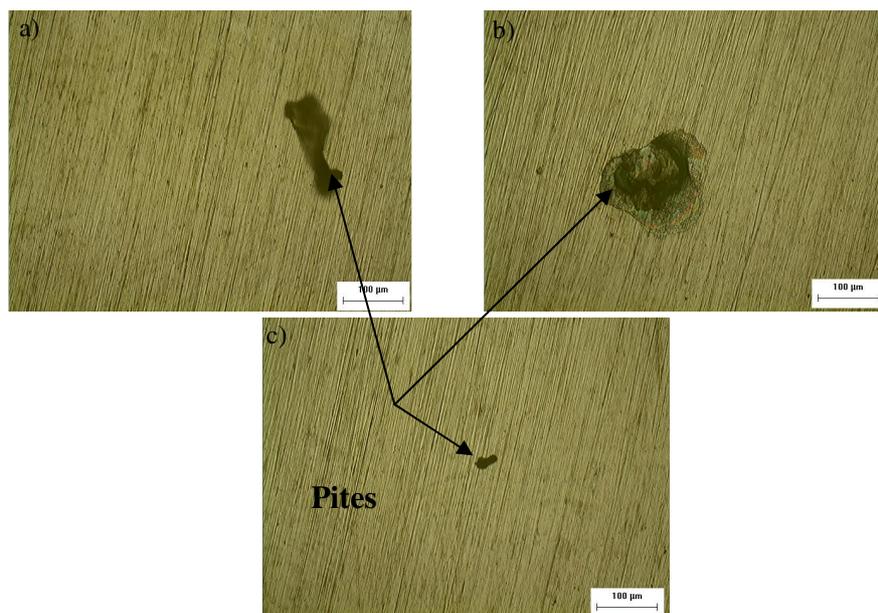


Figura 8. Pites na condição C3P ($E = 15 \text{ kJ/cm}$, $I = 135 \text{ A}$ e $V_s = 10 \text{ cm/min.}$).

A observação da superfície das amostras polarizadas permite notar a presença de pites em todas as condições ensaiadas, e, portanto o potencial no qual ocorre aumento significativo de corrente está associado à quebra do filme passivo com formação de pite.

Pites em estágio incipiente de crescimento, ou mesmo, são pites que nuclearam e repassivaram logo em seguida. Os pites em estágio incipiente apresentam morfologia característica de pites cristalográficos ou facetados. Na etapa inicial de crescimento, quando a concentração de íons cloreto dentro do pite ainda é bem pequena, comparada com a concentração dentro de um pite em estágio avançado de crescimento, ocorre à formação de facetas cristalográficas. Quando se atinge uma condição suficientemente agressiva dentro do pite inicia-se um processo de dissolução ativa, preferencialmente no fundo do pite, dando origem a pites mais profundos e irregulares, referidos na literatura técnica como pites com aparência de renda (*lacelike pits*). Suas dimensões favorecem o estabelecimento de uma célula oclusa e, conseqüentemente, o desenvolvimento de um ambiente extremamente agressivo em seu interior. Esses pites são responsáveis pelo desenvolvimento da histerese na curva de polarização cíclica (Giordani, 2003).

A melhor condição apresentada no ensaio de polarização foi a C4, soldada com energia de 15 kJ/cm , $I = 135 \text{ A}$ e $V_s = 13 \text{ cm/min.}$ que apresenta elevado potencial de pite, de proteção e pequena área na curva de polarização provocada pela histerese, além da baixa intensidade de corrente na região passiva. Também não foram observadas diferenças relevantes com a soldagem multipasse.

4. CONCLUSÕES

De acordo com os trabalhos experimentais desenvolvidos neste trabalho, pode-se concluir que as condições C4P e C4U foram as condições que apresentaram maior resistência à corrosão por pites e as condições C5P e C3P as que apresentaram menor resistência à corrosão por pites.

5. AGRADECIMENTOS

Os autores agradecem ao Laboratório de Engenharia de Soldagem (ENGESOLDA) e Laboratório de Caracterização de Materiais (LACAM) da Universidade Federal do Ceará pelo apoio laboratorial, além do da FUNCAP e CNPq pelo suporte financeiro.

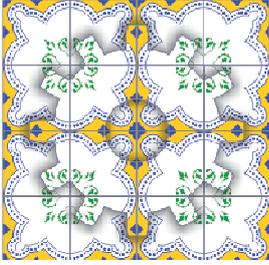
6. REFERÊNCIAS

- ASTM G61-86. Standart test method for conducting cyclic potentiodynamic polarization measurements for localized corrosion susceptibility of iron-, nickel- or cobalt-based alloys. West Conshohocken, PA: ASTM; 1998.
- Berglund, G.; Wilhelmsson, P. Mater. Des. 10 p. 23–28, 1989.
- Chen, T. H.; Yang, J. R. Microstructural characterization of simulated heat affected zone in a nitrogen-containing 2205 duplex stainless steel. Materials Science and Engineering A338 166-181, 2002.

- 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.
- Fontana, M.G.; Greene, N. D. *Corrosion Engineering*. New York, McGraw-Hill Book Company, 1967.
- Giordani, E. J.; GUIMARÃES, V. A.; PINTO, T. B.; FERREIRA, I. Propriedades de corrosão de dois aços inoxidáveis austeníticos utilizados como biomateriais. *Jornadas SAM/CONAMET/SIMPÓSIO MATERIAS 2003*, p. 10-13.
- Gunn, R. N. *Duplex stainless steels-Microstructure properties and applications*, Abington Publishing, Cambridge, UK, 1997.
- Iacoviello, F.; Casari, F.; Gialanella, S. Effect of “475 °C embrittlement” on duplex stainless steels localized corrosion resistance. *Corrosion Science* v. 47 p. 909–922, 2005.
- Kaçâr, R.; Acarer, M. Microstructure–property relationship in explosively welded duplex stainless steel–steel. *Materials Science and Engineering A363* 290–296, 2003.
- Londoño, A. J. R. Precipitação de fases intermetálicas e austenita secundária na ZAC de soldagens multipasse de aços inoxidáveis duplex. Tese (Doutorado) - Departamento de Eng. Metalúrgica, Escola Politécnica, U. de São Paulo, São Paulo, 2001.
- Lopes, J. T. B. Influência da presença de fases frágeis e da temperatura nas propriedades de propagação de trinca por fadiga do aço inoxidável duplex UNS S31803. Tese (Doutorado)-Departamento de Eng. de Materiais, Faculdade de Eng. Mecânica, U. Estadual de Campinas, Campinas, 2006.
- Martins, M.; CASTELETTI, L. C. Aços inoxidáveis duplex e super duplex–obtenção e caracterização. *Revista Fundação e Serviços*, ano 17, nº 169, 2007.
- MORENO, J. R. S. Degradação da resistência à corrosão de aços inoxidáveis duplex, devido ao envelhecimento em baixas temperaturas por tempos prolongados. Tese (Doutorado)-Universidade Federal de São Carlos, 2004.
- MORONA, M. T. Ensaio eletroquímico e influência da nitretação a plasma na resistência à corrosão do aço inoxidável ISO 5832-1. Dissertação (Mestrado) do Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica e de Materiais, Curitiba, 2007.
- 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.
- MUTHUPANDI, V.; SRINIVASANA, P. B.; SHANKARB, V.; SESHADRIC, S. K.; SUNDARESAN, S. Effect of nickel and nitrogen addition on the microstructure and mechanical properties of power beam processed duplex stainless steel (UNS 31803) weld metals. *Materials Letters* 59 2305 – 2309, 2005.
- NICHOLLS, J.M. , Corrosion Properties of duplex stainless steels: general corrosion, pitting and crevice corrosion. IN: *Proc. 4th International Conference on Duplex Stainless Steels*, Glasgow, Escócia, Nov.1994.
- NUNES, E. B. Propriedades mecânicas e caracterização microestrutural na soldagem do aço inoxidável duplex UNS S31803 (SAF 2205). Dissertação (Mestrado) – Departamento de Eng. Metalúrgica e de Materiais, Universidade Federal do Ceará, Fortaleza, 2009.
- PAN, J.; ULFIVIN, C.; RIBEIRO, L. O. Estudo eletroquímico de resistência à corrosão localizada de aços inoxidáveis para aplicações como biomateriais. VII Seminário Brasileiro do Aço Inoxidável, 2004, São Paulo/SP.
- SENATORE, M.; FINZETTO, L.; PEREA, E. Estudo comparativo entre os aços inoxidáveis duplex e os inoxidáveis AISI 304L/316L.REM: R. Esc. Minas, Ouro Preto, 60(1), p. 175-181, 2007.
- SOLOMON, H. D.; DEVINE, T. M. A tale of two phases. In: *Conference Duplex Stainless Steels’82*, St. Louis-USA, 1982. *Proceedings*. Ohio, American Society of Metals, p. 693-756, 1983.
- TECHNICAL SPECIFICATION. General Requirements in Using Duplex and Super Duplex Stainless Steel for Subsea Pipelines. CENPES-PETROBRAS.
- WALKER, R. A., GOOCH, T. G. Pitting resistance of weld metal for 22Cr-5Ni ferritic-austenitic stainless steels. *British corrosion journal* n. 1 v. 26 p. 51-9, 1991.

7. DIREITOS AUTORAIS

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



CONEM 2012 «Engenharia em destaque»
VII Congresso Nacional de Engenharia Mecânica
São Luís - Maranhão - Brasil
31 de julho a 03 de agosto
www.abcm.org.br/conem2012

EFFECT OF HEAT INPUT IN THE CORROSION RESISTENCE OF WELDING OVERLAY IN WELDING OF DUPLEX STAINLESS STEEL

Everton Barbosa Nunes, nunesbar@ibest.com.br¹

Higor Jonas Batista, higorjonas@gmail.com¹

Alexandre Sousa Barreto, alexandresb@alu.ufc.br¹

Jéssyca da Silva Marques, jessyah.marques@gmail.com¹

Marcelo Ferreira Motta, marcelof@ufc.br¹

¹Universidade Federal do Ceará, Campus do Pici – Fortaleza, Ceará

Abstract: Duplex Stainless Steel present in its microstructure ferrite and austenite phases the balance of these phases is the same value (50%) provides to these materials an excellent corrosion resistance combined with good mechanical properties. However, studies with multipass welding have been rather superficial, indicating a motivation to work achievements in the area. This work has as objective to analyze the influence of the heat input, changing the welding current or speed on the corrosion resistance, in the coatings. Steel plates ASTM A516 Gr. 60 (150x100x13 mm) welded with coated electrode AWS E2209-17 of 4,0 mm to deposition of weld overlay in two layers, with overlap between 30 to 50%. Multipass welding had been realized with three levels (15, 20 e 24 kJ/cm), varying welding current and speed. Cyclic polarization test were carried out to evaluate the corrosion resistance of the welds. Three electrode-cell with a platinum plate as counter electrode and a Ag/AgCl electrode as a reference electrode had been carried. Samples were taken with cuts in longitudinal direction to evaluate the first and last weld bead of the second layer. According to electrochemical tests one can say that the conditions C4P and C4U (15kJ/cm) presented greater pitting corrosion resistance and the conditions C5P and C3P (24kJ/cm) presented poorer pitting corrosion resistance.

Key words: Duplex, Welding Overlay, Corrosion