

Efeito do calor imposto por solda na microestrutura, propriedades mecânicas e de resistência à corrosão de um aço inoxidável UNS S41003 (Aperam 410D)

Luiz Guilherme Facine Silva (IC), José Carlos de Lacerda (PQ)¹

¹Universidade Federal de Itajubá

Palavras-chave: Corrosão. Solda por GMAW. UNS S41003.

Introdução

O aço inoxidável UNS S41003 tem sido apresentado como um excelente substituto para os aços carbono em diversas aplicações na indústria sucroalcooleira e, mais recentemente, também na fabricação de misturadores de concreto. A redução no peso estrutural ao usar o aço UNS S41003 em vez do aço carbono tem um impacto direto na redução dos custos operacionais com combustíveis, operação e manutenção dos equipamentos.

O aço UNS S41003 possui uma característica de boa soldabilidade devido ao seu baixo teor de carbono. Normalmente, esse aço é ferrítico; no entanto, dependendo das condições de tratamento térmico, ele pode apresentar uma estrutura mista de ferrita/martensita. A partir da fração volumétrica das fases ferrita/martensita, é possível otimizar o desempenho do aço em diferentes aplicações. A microestrutura ferrita/martensita no aço UNS S41003 pode ser obtida por meio de tratamento de têmpera a temperaturas intercríticas a partir da microestrutura ferrítica original do aço. O aço UNS S41003 apresenta valores de Ac 1 (temperatura inicial de austenitização) e Ac 3 (temperatura final de austenitização) aproximadamente iguais a 814°C e 945°C, respectivamente. Quanto maior a temperatura e o tempo de austenitização aplicados no tratamento térmico dentro da faixa de temperatura mencionada, maior será a fração volumétrica da fase martensítica.

A resistência à corrosão por pitting, sensibilização e fissuração por corrosão sob tensão (SCC) podem ser os maiores problemas nas regiões de solda do aço UNS S41003. Transformações na microestrutura durante a soldagem podem resultar na redução dessas propriedades de resistência à corrosão. Assim, o presente trabalho se apresenta como uma contribuição para uma melhor compreensão do comportamento de corrosão do aço UNS S41003 quando soldado

Metodologia

1. Preparação de amostras

Placas de aço UNS S41003 laminadas a frio, com dimensões de 200 mm x 150 mm x 4,75 mm, foram soldadas utilizando o processo GMAW sob duas condições de energia de soldagem: 47,8 J/cm, alta energia (HE) e 23,9 J/cm, baixa energia (LE). O gás de proteção utilizado foi uma mistura de argônio + 2% de oxigênio (taxa de fluxo de 17 L/min).

Amostras para testes de corrosão sob tensão foram retiradas na direção transversal à junta de solda LE e usinadas de acordo com o padrão ASTM E-8M-2010. Os testes de corrosão sob tensão foram realizados em uma máquina de carga estática com controle de carga em uma solução aquosa de MgCl₂ a 42% (p/v) a 142°C (Figura 1-a, c).

Amostras para testes de polarização potenciodinâmica e DL-EPR foram embutidas em resina acrílica após a soldagem de um fio de cobre para os contatos eletroquímicos durante os testes. Após lixamento com papel de SiC de 200# a 600#, elas foram revestidas com esmalte sintético, deixando apenas as regiões FZ e HAZ expostas, respectivamente (Figura 1-b). A amostra do BM também foi embutida em resina acrílica e preparada com papel de SiC de 200# a 600# após a soldagem do fio de cobre para os contatos eletroquímicos.

2. Testes de polarização potenciodinâmica e DL-EPR

Para os testes de polarização potenciodinâmica e DL-EPR, foi utilizado um potenciostato EmStat3 (PalmSens) nos três eletrodos: o eletrodo de referência de calomelano saturado (SCE), o eletrodo de platina como contraeletrodo e o eletrodo de trabalho (amostra). Os eletrodos foram imersos em uma célula contendo eletrólitos, respectivamente, solução de NaCl a 3,5% (p/v) e H₂SO₄ 0,5M preparado em água destilada e deionizada.

Para realizar os testes de polarização potenciodinâmica, houve inicialmente a estabilização do potencial de corrosão (E_{cor}) por 3600s em circuito aberto. Em seguida, um potencial de -0,5VSCE foi aplicado até atingir as respectivas regiões de

transpassivação, com uma taxa de varredura de 0,167mV/s à temperatura ambiente. Os resultados obtidos foram tratados no software Origin™ e os gráficos correspondentes a cada uma das regiões das soldas foram gerados. As áreas expostas das regiões FZ e HAZ aos eletrólitos foram corrigidas para que a corrente pudesse ser expressa em A/cm². A área do BM exposta aos eletrólitos foi de 1 cm². A Figura 2(a, b) apresenta, respectivamente, as curvas de polarização potenciodinâmica das regiões da solda (BM, FZ e HAZ) de baixa energia (LE) e alta energia (HE).

Antes de iniciar os testes DL-EPR, as amostras foram submetidas à aplicação de potencial em circuito aberto por 3600s com o objetivo de estabilizar o potencial de corrosão. Em sequência, as amostras foram polarizadas na direção anódica, partindo de seus respectivos potenciais de corrosão até 0,2VSCE. Em seguida, foi realizada a reversão, retornando aos potenciais de corrosão. A taxa de varredura aplicada foi de 0,167 mV/s tanto na direção anódica (ativação) quanto na direção catódica (reversão). Os resultados obtidos foram tratados no software Origin™ e os gráficos de histerese correspondentes a cada uma das regiões da solda (BM, FZ e HAZ) foram gerados, conforme mostrado na Figura 2(c). Os testes DL-EPR foram realizados apenas na solda de baixa energia (LE). Os valores máximos de densidades de corrente na direção anódica (corrente de ativação - I_a) e na direção catódica (corrente de reversão - I_r) foram determinados. O grau de sensibilização foi calculado utilizando a razão I_r/I_a .

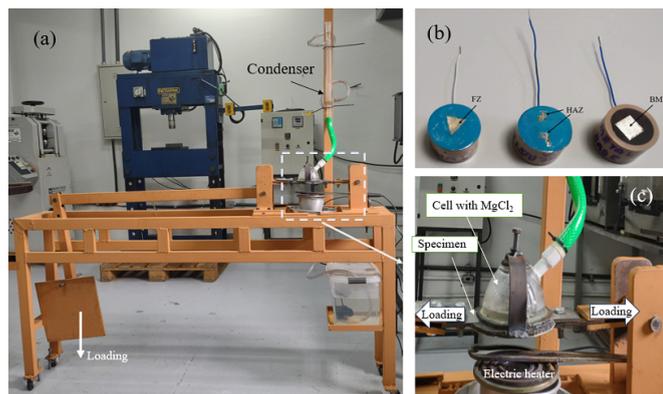


Figura 1 – Teste de corrosão: (a) Máquina de teste de corrosão sob tensão (b) Amostras para testes de polarização e DL-EPR; (c) Célula eletroquímica para SCC.

Resultados e discussão

1. Potenciais de corrosão e de pitting

Os valores mais baixos de potenciais de pitting

(E_{pit}) ocorreram na Zona Afetada pelo Calor (HAZ) das soldas (LE e HE), enquanto, na mesma região das duas soldas (LE e HE), ocorreram os maiores valores de corrente de pitting (I_{pit}). Danos mais significativos na camada passiva da HAZ, resultando em pittings maiores (Figura 3-e), favoreceram valores de corrente mais elevados. Isso pode ser atribuído à presença de martensita na fronteira de grãos de ferrita da HAZ (Figura 3a). Na Zona Fundida (FZ), há indicações de que os pittings formados ocorreram preferencialmente na ferrita delta localizada na fronteira de grãos da austenita, de acordo com as morfologias apresentadas na Figura 3(b-d). Os pittings menores no Metal Base (BM) (Figura 3-f) podem ter ocorrido devido à sua microestrutura de ferrita refinada, com a presença de pequenas precipitações de martensita na fronteira de grãos (Figura 3-c).

2. Grau de sensibilização

Como mostrado na Figura 3(c) e na Tabela 1, houve uma maior indicação de susceptibilidade à sensibilização no BM e na HAZ da solda LE em comparação com a Zona Fundida (FZ), devido aos maiores graus de sensibilização (I_r/I_a) apresentados nas duas primeiras regiões de solda. A presença de martensita no BM e na HAZ contribuiu para sua maior susceptibilidade à sensibilização em comparação com a FZ. Isso pode ser explicado pela maior difusividade de carbono na martensita, presente no BM e na HAZ, favorecendo a precipitação de carbonetos de cromo próximos à fronteira de grãos de ferrita. Na microestrutura austenítica e ferrítica presente na FZ, a difusão de carbono é menor do que na martensita, explicando assim seu menor grau de sensibilização em comparação com o BM e a HAZ.

3.3 Trinca por corrosão sob tensão

Como mostrado na Figura 2(d), a solda LE fratura por corrosão sob tensão para cargas acima de 198MPa, o que corresponde a 31% da resistência à tração do BM ($\sigma_y = 647\text{MPa}$). A fratura ocorreu na HAZ. De acordo com Gouda e El-Sayed, os aços inoxidáveis com 12% de cromo, em meios contendo cloreto, podem nuclear trincas por corrosão sob tensão a partir de pittings existentes no aço. Neste caso, os pittings maiores na HAZ (Figura 3-e) podem ter sido a causa da fratura por corrosão sob tensão nessa região da solda.

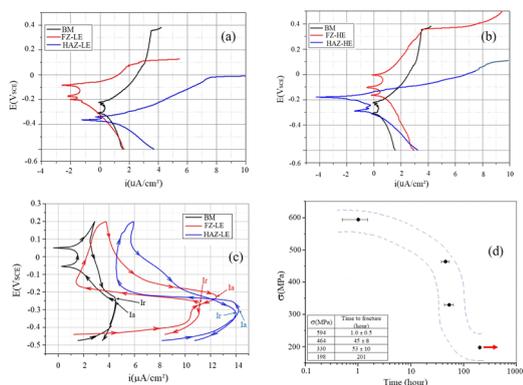


Figura 2 - Comportamento de corrosão nas soldas: (a) polarização na solda LE; (b) polarização na solda HE; (c) DL-EPR na solda LE; (d) SCC na solda LE.

Regiões de Solda	E_{cor} (mV _{SCE})	E_{pit} (mV _{SCE})	i_{cor} ($\mu A/cm^2$)	i_{cor} ($\mu A/cm^2$)	i_a ($\mu A/cm^2$)	i_r ($\mu A/cm^2$)	Grau de Sensibilidade (Ir/ia)	
Metal Base(BM)	-310 ± 43	370 ± 38	0.630	3162	4.56	4.51	0.99	
Baixa Energia	FZ	-85 ± 33	123 ± 21	0.002	316	12.46	11.59	0.90
	HAZ	-435 ± 52	-24 ± 6	0.031	3.9×10^7	14.20	13.97	0.98
Alta Energia	FZ	-99 ± 38	368 ± 44	0.251	5011	-	-	-
	HAZ	-178 ± 33	96 ± 22	6.3×10^7	1.9×10^8	-	-	-

Tabela 1- Resultados dos testes de corrosão.

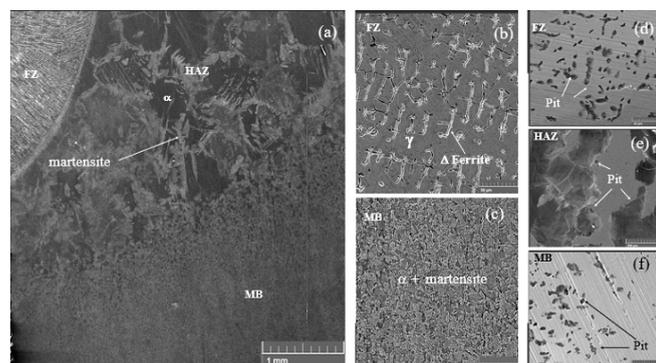


Figura 3 - Microestrutura e pittings de corrosão: (a) microestrutura da solda LE; (b) microestrutura da FZ-LE; (c) microestrutura do BM; (d) pittings na FZ-LE; (e) pittings na HAZ-LE; (f) pittings no BM. (MEB - Microscopia Eletrônica de Varredura).

Conclusões

Baseando-se nos resultados apresentados e nas observações, conclui-se que as propriedades de corrosão das zonas termicamente afetadas (ZTA) e das zonas da microestrutura base (ZMB) em comparação com o metal base (BM) foram significativamente influenciadas pela soldagem. Notavelmente, os valores mais baixos de E_{pit} foram registrados nas zonas termicamente afetadas das soldas, indicando assim maior suscetibilidade à corrosão nesta região.

Ademais, as regiões do metal base e das zonas termicamente afetadas da solda de baixa energia

demonstraram os maiores graus de sensibilização, sugerindo um maior risco de corrosão sob tensão nestes locais. Foi observado que fraturas por corrosão sob tensão ocorreram em cargas superiores a 198MPa na solda de zonas termicamente afetadas em baixa energia (ZTA-LE), o que destaca a importância de considerar a integridade estrutural em aplicações com cargas significativas.

No entanto, também foi identificado que houve resistência à fratura por SCC durante 201 horas sob um carregamento de 198MPa, indicando a possibilidade de implementar estratégias de mitigação da corrosão por tensão em situações de serviço específicas.

Essas descobertas destacam a relevância de um planejamento adequado da soldagem e do monitoramento das propriedades de corrosão em soldas durante o processo, visando garantir a integridade e a durabilidade das estruturas em ambientes corrosivos. A compreensão desses efeitos é fundamental para o desenvolvimento de estratégias de manutenção e proteção adequadas em aplicações industriais críticas.

Agradecimentos

Gostaria de expressar minha sincera gratidão, ao professor José Carlos de Lacerda, pela orientação durante o período de projeto, pela transmissão de conhecimento proporcionada e pelo auxílio na execução dos nossos trabalhos. Gostaria também de agradecer o professor Ricardo Luiz Perez Teixeira e o técnico laboratorial Oscar Filomeno Filho pelo auxílio nas execuções do projeto de iniciação científica.

É com grande apreço que destaco o apoio prestado pela Universidade Federal de Itajubá, pelo apoio e o espaço provido aos pesquisadores, também gostaria de salientar a gratidão pelo Conselho Nacional de Desenvolvimento Científico e Tecnológico, pelo apoio à ciência nacional.

Referências

- [1] de Faria, G. L., Godefroid, L. B., Nunes, I. P., & de Lacerda, J. C. (2020). Effect of martensite volume fraction on the mechanical behavior of an UNS S41003 dual-phase stainless steel. *Materials Science and Engineering: A*, 797, 140208.
- [2] Zhang, Z., Wang, Z., Wang, W., Yan, Z., Dong, P., Du, H., & Ding, M. (2015). Microstructure evolution in heat affected zone of T4003 ferritic stainless steel. *Materials & Design*, 68, 114-120.
- [3] MITTAL, A. (2008). *Aços Inoxidáveis: aplicações e especificações*. São Paulo: Arcelor Mittal Inox Brasil.
- [4] Cashell, K. A., & Baddoo, N. R. (2014). Ferritic stainless steels in structural applications. *Thin-Walled Structures*, 83,

169-181.

[5] Zheng, H., Ye, X., Jiang, L., Wang, B., Liu, Z., & Wang, G. (2010). Study on microstructure of low carbon 12% chromium stainless steel in high temperature heat-affected zone. *Materials & Design*, 31(10), 4836-4841.

[6] Modenesi, P. J., Marques, P. V., & Bracarense, A. Q. (2005). *Soldagem: fundamentos e tecnologia*. Editora UFMG, 17.

[7] ASTM E-8M (Standard Test Method for Tension Testing of Metallic Materials, 2010).

[8] Lacerda, J. C. D., Freitas, L. L. D., Brito, R. F., Moura Filho, F., & Teixeira, R. L. (2021). Comparative study between sensitization degree of the 0.4% Mo austenitic stainless steel and UNS S31803 duplex stainless steel. *Materials Research*, 24.

[9] Assumpção, G. A., Tavares, S. S. M., de Sousa Luz, T., & de Macedo, M. C. S. (2009). Efeito de parâmetros de soldagem na resistência à corrosão intergranular de aço inoxidável com 11% Cr avaliada pelo método de reativação eletroquímica (Dissertação de Mestrado. Universidade Federal do Espírito Santo).

[10] Alonso-Falleiros, N., Magri, M., & Falleiros, I. G. S. (1999). Intergranular corrosion in a martensitic stainless steel detected by electrochemical tests. *Corrosion*, 55(8), 769-778.

[11] Sedriks, A. J. (1986). Plenary lecture 1986: Effects of alloy composition and microstructure on the passivity of stainless steels. *Corrosion*, 42(7), 376-389.

[12] Magnabosco, R. (2001). Influência da microestrutura no comportamento eletroquímico do aço inoxidável UNS S31803 (SAF 2205). São Paulo.

[13] Carvalho, R. N., Troconis, B. C. R., Pioszak, G., Ynciarte, V., & Scully, J. R. (2022). Effect of microstructure on the pitting susceptibility of a martensitic-ferritic stainless steel: A corrosion-metallurgical study. *Corrosion Science*, 202, 110277.

[14] Gouda, V. K., El-Sayed, H. A. (1983). Stress corrosion cracking of 410 stainless steel in aqueous chloride solutions. *Surface Technology*, 18(4), 327-339.