
Copyright 2018, ABRACO

Trabalho apresentado durante o INTERCORR 2018, em São Paulo, no mês de maio de 2018.

As informações e opiniões contidas neste trabalho são de exclusiva responsabilidade do(s) autor(es).

Corrosão sob tensão de aço inoxidável austenítico soldado em ambiente evaporativo de gotejamento de água do mar sintética

Henrique B. Pereira^a, Marcelo F. Moreira^b, Neusvaldo L. de Almeida^c,
Hélio C. Miranda^d, Iلسon Palmieri Baptista^e

Abstract

Pressure vessels, piping, heat exchangers and stainless steel equipment for use on offshore oil extraction platforms operate at temperatures up to 120 °C and are subject to stress corrosion cracking in chloride containing environments, mainly exposed to sea water. In general, these components involve processes of union by arc-welding, presenting microstructural alteration and residual tension, due to the heat input. Stress corrosion cracking susceptibility tests were conducted under the drop of synthetic sea water in welded joints of UNS S31603 austenitic stainless steel at temperatures of 70 °C, 90 °C and 110 °C and tensile stresses of 70 %, 90 % and 110 % of the material's calculated yield strength. The tests employed four point bending devices for 500 h and dripping of synthetic sea water in the center of the test specimen, with a frequency of 10 drops/min. The results showed that the cracking mechanism involves localized corrosion and nucleation of cracks at the bottom of pits. For all tensile stresses studied, at a temperature of 70 °C, the presence of crack nucleation was identified, with a depth of nearly 140 μm. All specimens tested with a temperature of 90 °C showed cracking with depth of around 5 mm. In the temperature of 110 °C, it was observed the presence of cracks with greater depth, in some cases causing the fracture of the specimen. It was observed that the formation of a salt deposit was fundamental for the crack nucleation, especially at the higher temperatures. The welded region did not exhibited a relevant role in the nucleation of the stress corrosion cracks on these experiments.

Keywords: Stress Corrosion Cracking; Austenitic stainless steel; Welding; Synthetic Sea Water.

Resumo

Vasos de pressão, tubulações, trocadores de calor e equipamentos fabricados em aço inoxidável, para uso em plataformas de extração de petróleo offshore, operam em temperaturas de até 120 °C e estão sujeitos à corrosão sob tensão em ambientes contendo cloreto, principalmente expostos à água do mar. Em geral, estes componentes envolvem processos de união por soldagem e apresentam alteração microestrutural, junto com tensão

^a Engenheiro Metalurgista - Laboratório de Corrosão e Proteção, IPT

^b Mestre, Engenheiro Metalurgista - Laboratório de Corrosão e Proteção, IPT

^c Mestre, Físico - Laboratório de Corrosão e Proteção, IPT

^d PHD, Engenheiro Mecânico- Laboratório de Pesquisa e Tecnologia de Soldagem, UFC

^e Mestre, Engenheiro Metalurgista e de Materiais - Petrobras

residual resultante do processo de soldagem. Foram conduzidos ensaios de susceptibilidade à corrosão sob tensão em condições de evaporação de água do mar sintética em juntas soldadas de aço inoxidável austenítico UNS S31603 nas temperaturas de 70 °C, 90 °C e 110 °C e tensões de 70 %, 90 % e 110 % do limite de escoamento do material. Os ensaios empregaram dispositivos de flexão de quatro pontos, duração de 500 h e gotejamento de água do mar sintética no centro do corpo de prova flexionado com frequência de 10 gotas/min. Os resultados mostraram que o mecanismo de trincamento envolve corrosão localizada e a nucleação no fundo de pites. Para todas as tensões estudadas em temperatura de 70 °C identificou-se a presença de nucleação de trincas, com profundidade de aproximadamente 140 µm. Todos os corpos de prova ensaiados com temperatura de 90 °C apresentaram trincamento de cerca de 5 mm. Na temperatura de 110 °C, apresentaram trincas com profundidade maior, chegando a fraturar o corpo de prova em alguns casos. Foi observado que a formação de um depósito de sal foi fundamental no processo de nucleação das trincas, notadamente nas temperaturas mais elevadas. A região soldada não desempenhou papel relevante no processo de nucleação de trincas de corrosão sob tensão.

Palavras-chave: Corrosão sob tensão; Aço inoxidável austenítico; Soldagem; Água do mar sintética.

Introdução

A indústria de extração de petróleo brasileira apresenta grande parte de sua operação em plataformas de petróleo em alto mar [1]. Em alguns equipamentos, como vasos de pressão ou trocadores de calor, podem operar em temperaturas de até 120 °C, portanto materiais com maior resistência à corrosão, tais como aços inoxidáveis, devem ser empregados para suportar o ambiente marinho. Um dos aços mais utilizados para a construção destes equipamentos é o aço inoxidável austenítico 316L (UNS S31603), que devido ao seu maior teor de níquel equivalente, estabiliza a austenita em temperatura ambiente. Esses aços possuem alta resistência à corrosão, alta tenacidade e baixa temperatura de transição dúctil/frágil.

Aços inoxidáveis austeníticos, quando submetidos aquecimento localizado gerado por um processo de soldagem, podem sofrer sensitização, principalmente pela precipitação de carboneto ($M_{23}C_6$) no contorno de grão. Este fenômeno causa o empobrecimento no teor de cromo nas regiões adjacentes aos contornos de grãos e diminuindo a resistência à corrosão localizada. Para tentar diminuir a probabilidade de ocorrer a sensitização, normalmente são utilizados aços com composição de carbono de até 0,03 % de carbono, sendo esses denominados com o sufixo L (*low-carbon*).

Não obstante, em ambientes úmidos, contendo cloretos, em alta temperatura e com a presença de tensão de tração na superfície desses equipamentos, até os aços inoxidáveis austeníticos podem sofrer um processo de trincamento induzido pelo ambiente, conhecido como corrosão sob tensão (CST).

A nucleação de trincas de CST em aços inoxidáveis austeníticos em ambiente úmido e acima da temperatura crítica, normalmente está associada à corrosão por pite que gera concentração de tensões favoráveis para a sua nucleação [2,3]. A propagação, no caso dos aços inoxidáveis austeníticos ocorre geralmente por meio de trincas transgranulares, ramificadas e com características microfractográficas semelhantes à clivagem [4–10], sendo denominada por alguns autores como pseudo-clivagem (*cleavage-like*) [11–13].

A determinação da temperatura e tensão crítica para a nucleação e propagação dessas trincas de CST, junto com o efeito de processo de soldagem, irá contribuir para o avanço da

tecnologia e segurança de equipamentos sujeitos ao ambiente susceptíveis ao fenômeno, como os equipamentos localizados em regiões próximos ao mar.

Metodologia

O material utilizado no estudo foi uma chapa de 12,7 mm de espessura de aço inoxidável austenítico UNS S31603. A chapa sofreu tratamento térmico de solubilização em temperatura de 1040 °C seguida de resfriamento rápido, de acordo com a norma ASTM A240 [14]. A microestrutura de três dimensões ortogonais está mostrada na Figura 1. O material é composto por grãos equiaxiais de austenita, caracterizada pela presença de maclas e com ferrita residual (fase escura) com morfologia alongada no sentido de laminação.

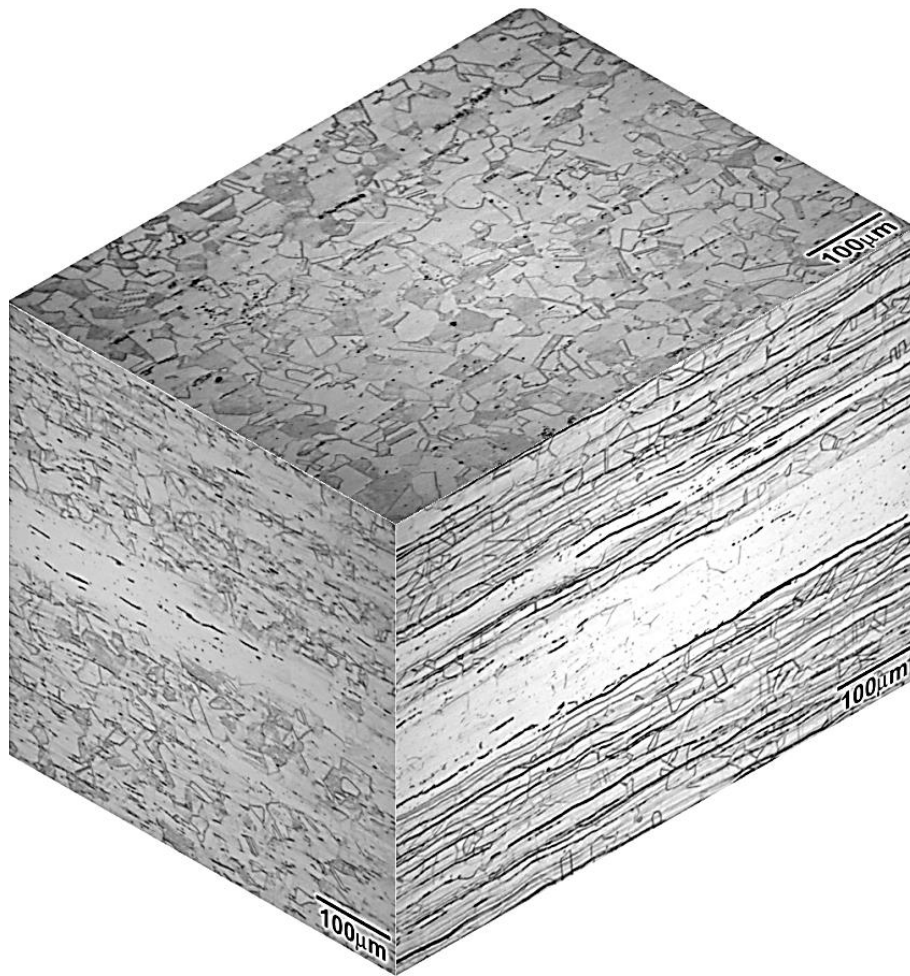


Figura 1 - Microestrutura do metal base de aço inoxidável austenítico UNS S31603 utilizado no estudo. Microscopia óptica, ataque eletrolítico em solução de ácido oxálico.

Para determinar a composição química do aço inoxidável foi utilizado o método de combustão para os elementos carbono e enxofre [15] e o método de espectrometria de fluorescência de raios X para os demais elementos [16]. Os resultados das análises químicas estão apresentados na Tabela 1, junto com os requisitos de composição mínima para o aço inoxidável grau UNS S31603 segundo a norma ASTM A240 [14]. A chapa utilizada para o estudo atende aos requisitos de composição química.

Tabela 1 - Composição química do metal base de UNS S31603 utilizado no estudo, junto com os requisitos mínimos estabelecidos pela norma ASTM A240 [14].

Elementos	UNS S31603	Especificação para UNS S31603
C	0.019 ± 0.001	< 0.030
Si	0.44 ± 0.02	< 0.75
Mn	1.34 ± 0.01	< 2.00
P	0.035 ± 0.002	< 0.045
S	< 0.002	< 0.030
Cr	17.1 ± 0.1	16.0 – 18.0
Ni	10.1 ± 0.1	10.0 – 14.0
Mo	2.16 ± 0.01	2.00 – 3.00

Para a determinação das propriedades mecânicas foi empregado ensaio de tração, segundo a norma ABNT NBR ISO 6892 [17]. O ensaio foi realizado em corpos de prova cilíndricos no sentido transversal ao sentido de laminação das chapas usinados com área útil de 25 mm². As propriedades mecânicas obtidas a partir de ensaio de tração são exibidas na Tabela 2, junto com os requisitos mínimos de propriedades mecânicas para o aço inoxidável grau UNS S31603 segundo a norma ASTM A240 [14]. O metal base atende aos requisitos mínimos de propriedades mecânicas.

Tabela 2 - Propriedades mecânicas do metal base de aço inoxidável austenítico UNS S31603 utilizado no estudo, junto com os requisitos mínimos estabelecidos pela norma ASTM A240 [14].

Propriedades	UNS S31603	Especificação para UNS S31603
Limite de escoamento (MPa)	278 ± 2	> 170
Limite de resistência (MPa)	629 ± 4	> 485
Alongamento (%)	64 ± 1	> 40

As chapas foram cortadas, chanfradas em V com ângulo de 60° e soldadas pelo processo MAG com energia de soldagem de 0,7 kJ/mm. O processo de soldagem utilizou corrente pulsada com eletrodo na polaridade positiva (CC+) e transferência metálica goticular. O gás de proteção utilizado foi composto por 96 % de Ar e 4 % de CO₂. Foi utilizado gás de purga de Ar comercialmente puro para a proteção da região do passe de raiz, junto com cobre-junta. A macrografia da solda está apresentada na Figura 2. É possível notar que foi necessária a realização de seis passes de enchimento e um de raiz, com macroestrutura no formato de sino, característico de gás ativo contendo CO₂ [18].

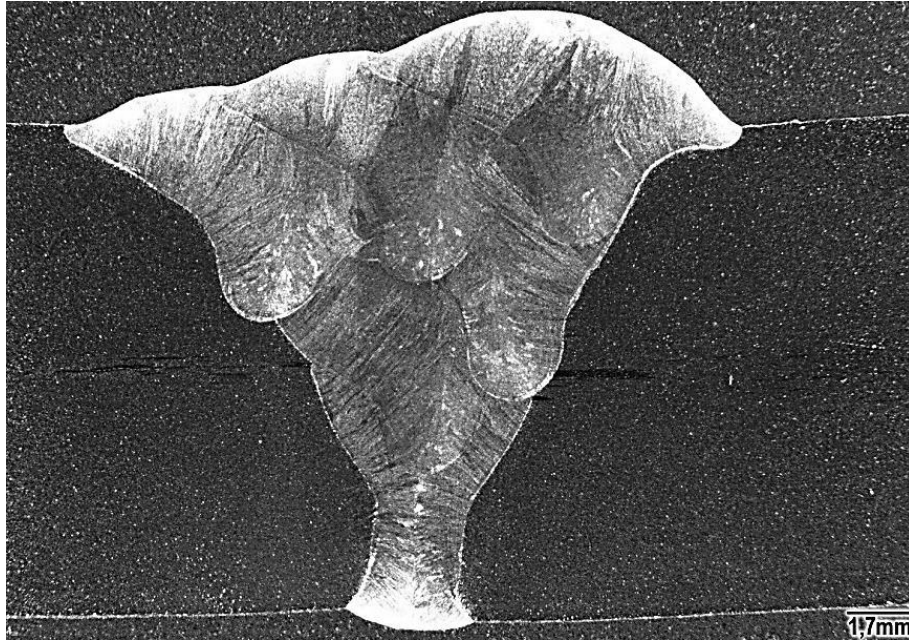


Figura 2 - Macrografia do cordão de solda. Microscopia óptica, ataque eletrolítico em solução de ácido oxálico.

Para a realização dos ensaios de susceptibilidade à corrosão sob tensão foi utilizada como base a norma ISO 15324 [19] com gotejamento de solução em alta temperatura em corpo de prova flexionado, porém com algumas modificações. O corpo de prova utilizado foi uma chapa com seção retangular, no qual a tensão de tração foi aplicada por flexão de acordo com a norma ASTM G39 [20]. Além disso, foi utilizada como solução de gotejamento a água do mar sintética, de acordo com as normas ASTM D1141 [21] e ASTM 1193 [22], diferentemente da solução definida na norma ISO 15324 [19] que indica a utilização de solução contendo 1 mol/L de NaCl.

Os corpos de prova foram usinados com as dimensões de (10x25x178) mm³, com o cordão de solda localizado no centro e submetido à carga de flexão por quatro pontos de apoio conforme norma ASTM G39 [20]. A superfície dos corpos de prova que apresentaria tensão tração foi lixada até se obter rugosidade Ra de (0,35 ± 0,08) μm, atendendo os requisitos de acabamento superficial definidos pelas normas ASTM G39 [20] e ISO 15324 [19].

Os dispositivos de aplicação de flexão foram confeccionados em aço UNS S31603 com suas dimensões calculadas a partir de elementos finitos para diminuir a chance de sofrerem CST. Os apoios foram realizados com cilindros de alumina 96 % que apresenta alta resistência à compressão e impede o contato elétrico entre o corpo de prova e o dispositivo, evitando corrosão galvânica. A máxima tensão de tração, localizada na região central do corpo de prova flexionado, foi calculada a partir da equação apresentada pela norma ASTM G39 (Equação I) e calibrada com *strain-gages*. As tensões estudadas foram de 70 %, 90 % e 100 % do limite de escoamento do material.

$$\sigma = \frac{12 E t y}{3 H^2 - 4 A^2} \quad (I)$$

Onde E é o módulo de Young, t é a espessura do corpo de prova, y é a diferença de altura flexionada, H é distância entre os dois apoios maiores e A é a distância entre o apoiador maior e o apoiador menor:

Os dispositivos contendo os corpos de prova flexionados foram inseridos em câmaras de vidro aquecidas por resistência do tipo coleira, com controle de temperatura do tipo proporcional integral derivativo (PID) a partir um termopar do tipo K posicionado abaixo da região central do corpo de prova, abaixo do gotejamento. As temperaturas estudadas foram de 70 °C, 90 °C e 110 °C.

Após a estabilização da temperatura, foi imposto gotejamento de água do mar sintética com frequência de (10 ± 1) gotas/min por um período de 500 h, de acordo com a norma ISO 15324 [19].

Resultados e discussão

O aspecto geral dos dispositivos de aplicação de tensão de flexão, junto com os corpos de prova, após o ensaio de duração de 500 h é apresentado na Figura 3. O aspecto geral do ensaio a 70 °C apresentou pouca formação de sal, com a poça de gotejamento localizada no centro do corpo de prova. O aspecto geral do ensaio a 90 °C exibiu maior precipitação de sal e exibiu maior corrosão do dispositivo. É possível notar que acima do corpo de prova ensaiado a 110 °C formou-se uma espessa camada de sal precipitada com o formato de vulcão, formada ao redor da região de gotejamento.

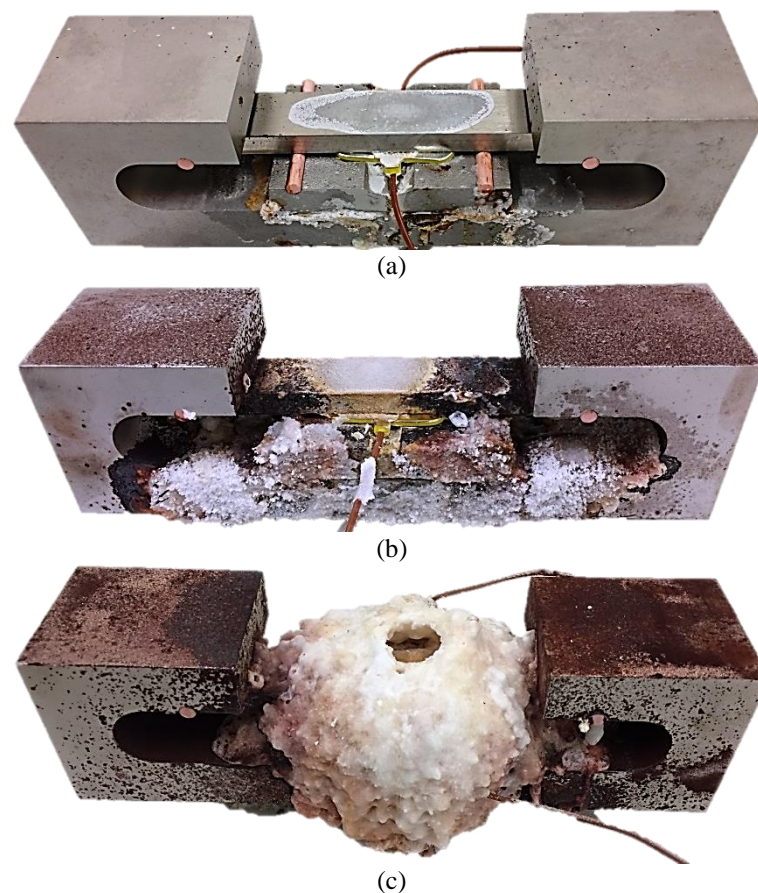


Figura 3 - Aspecto geral dos dispositivos de flexão após 500 h de ensaio de gotejamento nas temperaturas de 70 °C (a), 90 °C (b) e 110 °C (c).

O aspecto geral dos corpos de prova após limpeza ultrassônica está mostrado na Figura 4. Na temperatura de ensaio de 70 °C aparentemente há a formação de pequenas regiões de corrosão por pite, identificadas pelas regiões mais escuras, na temperatura de ensaio de 90 °C, os

corpos de prova exibiram superfícies escurecidas nas regiões adjacentes ao gotejamento e na temperatura de ensaio de 110 °C, a maioria dos corpos de prova possuíam trincamento visível a olho nu na região correspondente a abaixo da camada de sal (vide seta vermelha).

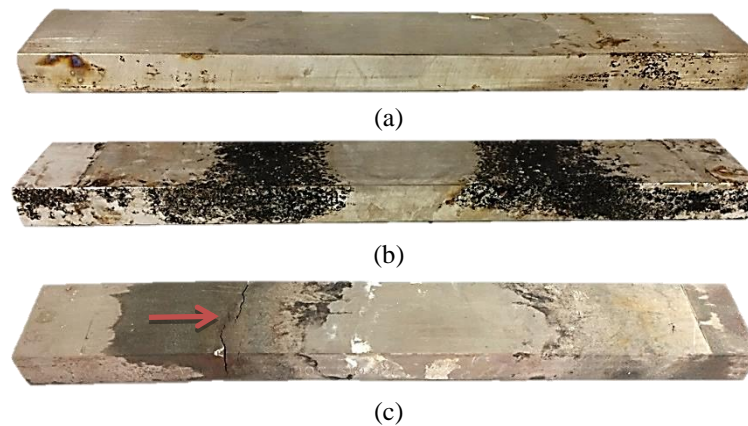


Figura 4 - Corpos de prova ensaiados em temperatura de 70 °C (a), 90 °C (b) e 110 °C (c) após limpeza ultrassônica.

O efeito causado na profundidade de trincamento após as 500 h de ensaio pela temperatura e pela tensão máxima de tração na superfície do corpo de prova está ilustrado na Figura 5. É possível notar que a tensão de tração crítica foi ultrapassada, portanto é menor do que 70 % do limite de escoamento (195 MPa).

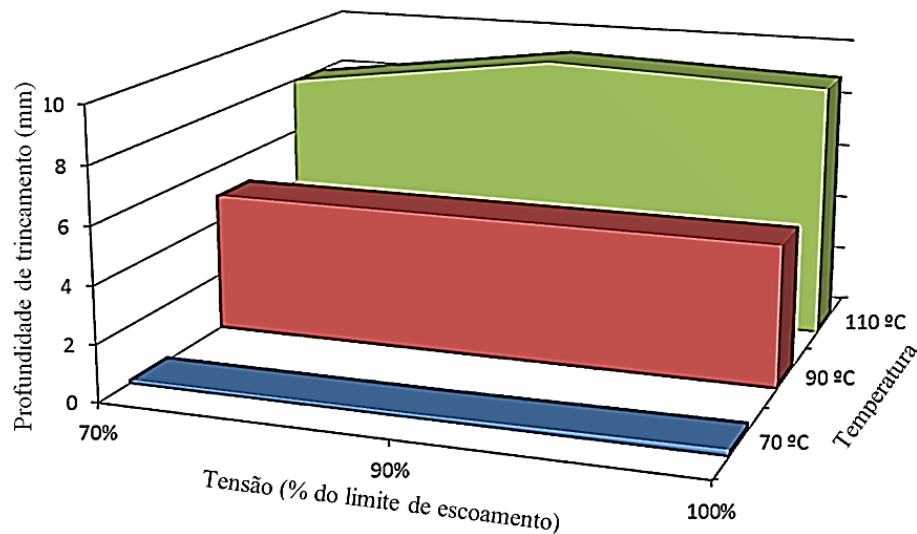


Figura 5 - Relação entre a profundidade das trincas observadas nos corpos de prova pela temperatura e pela tensão máxima de tração.

Conforme mencionado anteriormente, foram encontradas algumas pequenas regiões de corrosão por pite na superfície dos corpos de prova ensaiados a 70 °C. Algumas destas trincas nuclearam a partir de pites, conforme mostrado na Figura 6, que apresenta a seção transversal de um corpo de prova ensaiado com tensão de 70 % do limite de escoamento. Na região inferior ao pite mostrado na Figura 6-a aparentemente uma trinca de CST recém-nucleada com profundidade de aproximadamente 14 μm . A trinca mostrada na Figura 6-b possui maior profundidade com aproximadamente 150 μm e também nucleou no fundo de um pite.

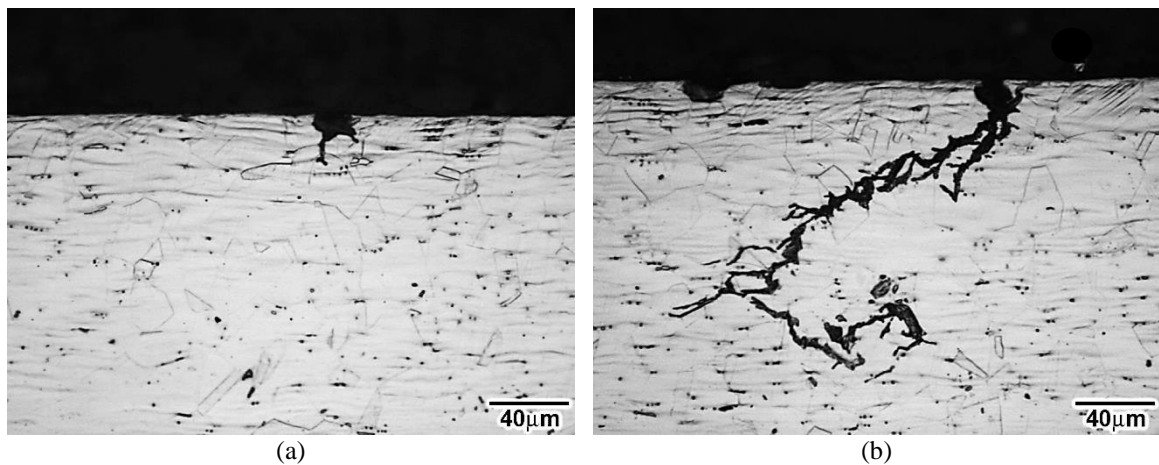


Figura 6 - Micrografia na seção longitudinal ao corpo de prova ensaiado com 70 % do limite de escoamento e temperatura de 70 °C. Microscopia óptica, ataque eletrolítico em solução de ácido oxálico.

Após a limpeza, foi identificado que a região escurecida apresentada nos corpos de prova ensaiados a 90 °C (vide Figura 4-b) exibiu corrosão por pites com maior profundidade do que os observados nos corpos de prova ensaiados com 70 °C. A Figura 7 mostra a topografia e a micrografia da seção transversal do mesmo pite observado no corpo de prova ensaiado a 90 °C e 70 % do limite de escoamento. Em todos os corpos de prova ensaiados a 90 °C houve múltipla nucleação trincas de CST, todas na região escura (vide Figura 4-b) que representa local longe do cordão de solda no metal base.

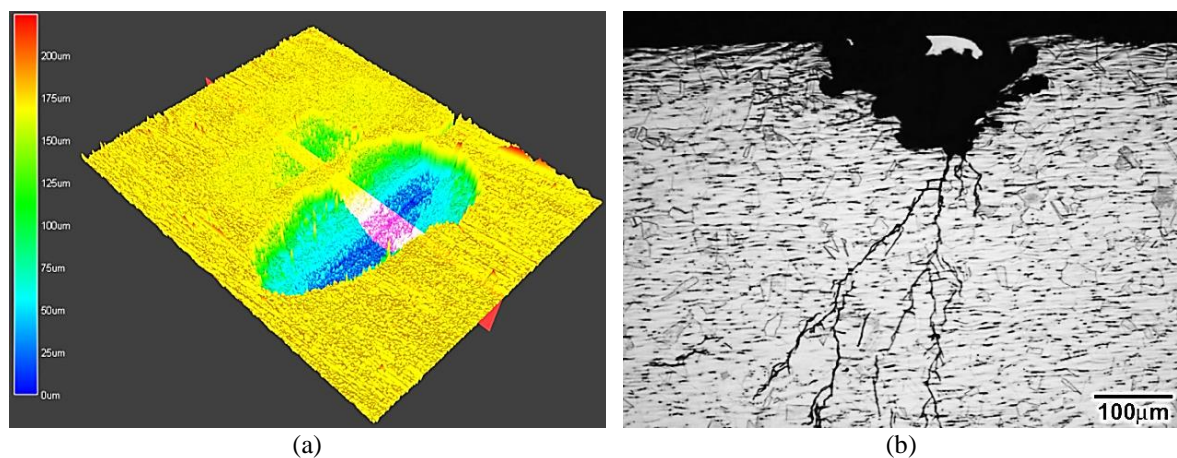


Figura 7 - (a) Topografia de um pite observado no corpo de prova ensaiado com temperatura de 90 °C e 70 % do limite de escoamento e (b) micrografia da seção transversal do mesmo pite, evidenciando nucleação de trinca de CST na região inferior.

As macrografias da região fraturada dos corpos de prova ensaiados a 110 °C estão mostradas na Figura 8. Junto com a fratura, houve múltipla nucleação de outras trincas e intensa ramificação, algumas quase chegando à outra extremidade. Além disso, as trincas nuclearam e propagaram no metal base, longe do cordão de solda.

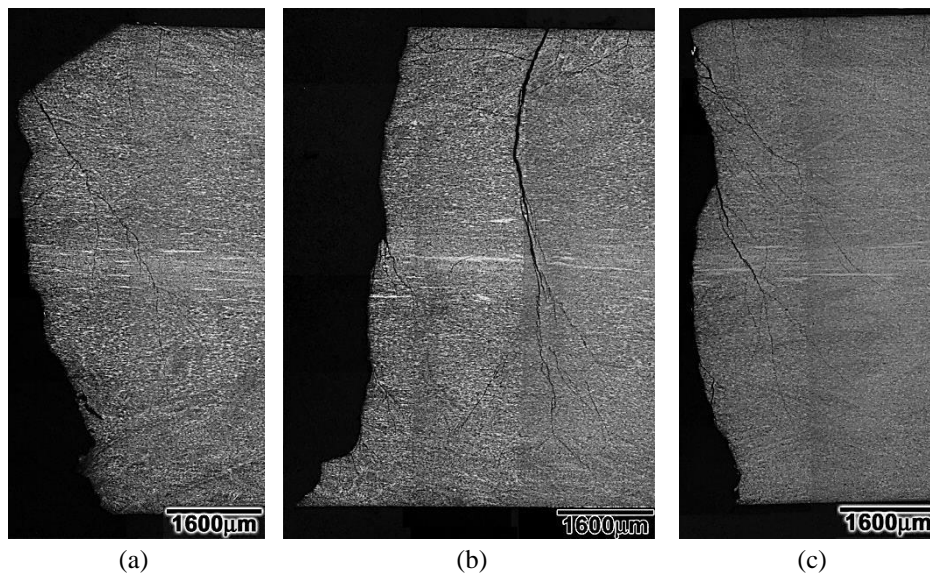


Figura 8 - Macrografia da seção longitudinal e longitudinal às fraturas observadas nos corpos de prova ensaiados com temperatura de 110 °C e ensaiados com tensão de 70 % (a), 90 % (b) e 100 % (c) do limite de escoamento. Microscopia óptica, ataque eletrolítico em solução de ácido oxálico.

As micrografias das trincas secundárias observadas nos corpos de prova ensaiados na temperatura de 110 °C estão mostradas na Figura 9. A propagação das trincas que ocorreu de forma transgranular e ramificada é típica de CST em aços inoxidáveis austeníticos em ambientes contendo cloretos [2,4,23].

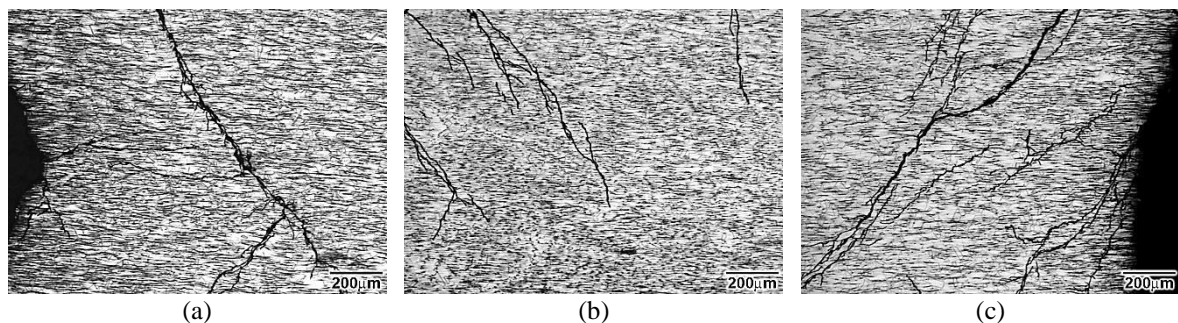


Figura 9 - Micrografia da seção longitudinal ao corpo de prova e transversal às trincas observadas nos corpos de prova ensaiados com temperatura de 110 °C e tensão de 70 % (a), 90 % (b) e 100 % (c) do limite de escoamento. Microscopia óptica, ataque eletrolítico em solução de ácido oxálico.

As microfractografias das fraturas observadas nos corpos de prova ensaiados a 110 °C estão ilustradas na Figura 10. A topografia da fratura exibiu características semelhantes à clivagem, com facetas planas e sem deformação plástica aparente. A microfractografia apresentada é conhecida por alguns autores como pseudo-clivagem (cleavage-like) esta propagação ocorre em metais CFC, como aços inoxidáveis austeníticos, que sofreram trincas assistidas por ação do ambiente [12,13,23].

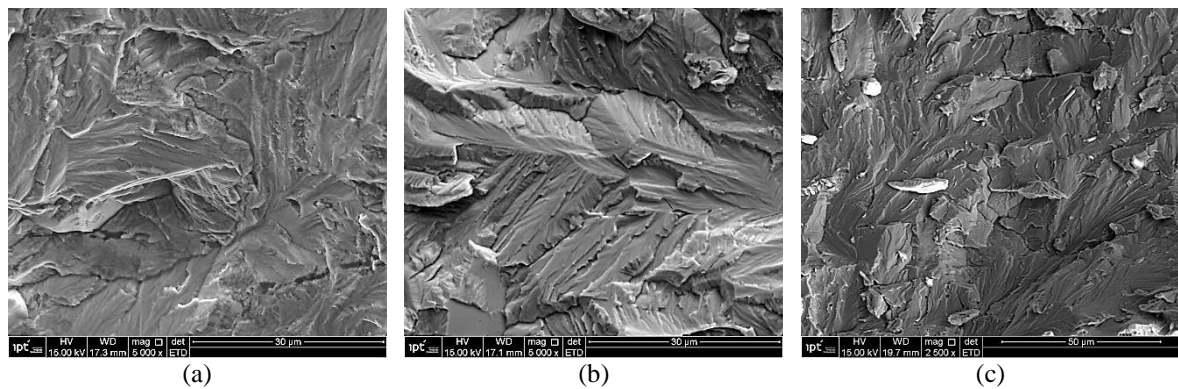


Figura 10 - Microfractografia das fraturas observadas nos corpos de prova ensaiados com temperatura de 110 °C e tensão de 70 % (a), 90 % (b) e 100 % (c) do limite de escoamento. MEV.

No interior dos pites foi criado ambiente com pH mais baixo do que a solução original [6,24] e com concentrações diferentes da superfície do corpo de prova, com as condições favoráveis para a nucleação das trincas de CST. Além disso, os pites formaram concentradores de tensões, aumentando a susceptibilidade de nucleação das trincas.

A camada de sal, formado predominantemente nos ensaios realizados em temperatura de 110 °C, exerceu um fator relevante para a propagação de trincas de CST, em que foram observados diversos corpos de prova que fraturaram, enquanto que os outros corpos de prova apresentaram trincas com mais de 7 mm de profundidade. Esta camada de sal formou ambiente propício para a nucleação de pites e posteriormente a nucleação e propagação das trincas de CST, sendo observada múltipla nucleação de trincas abaixo desta camada.

Não foi observada influência do processo de soldagem na susceptibilidade à corrosão sob tensão para este ensaio. O gotejamento na região do cordão de solda protegeu a superfície, podendo ter ocorrido uma pequena refrigeração no local do gotejamento, aumentando a susceptibilidade de nucleação nas regiões adjacentes. Esta questão será estudada em trabalhos futuros.

A norma Norsok M-001 sugere que a temperatura máxima de utilização do aço inoxidável austenítico UNS S31603 é de até 60 °C quando exposto a um ambiente marinho úmido ou em ambiente submarino [25]. Os resultados também estão de acordo com a norma ISO 21457, que determina que a temperatura máxima de utilização deste aço inoxidável em ambiente contendo cloretos é entre 50 °C e 60 °C [26].

Além disso, vale ressaltar que apesar da temperatura crítica para a nucleação de trincas de CST ser considerada de 60 °C, foram relatados diversos casos de nucleação e propagação de trincas de CST em aços inoxidáveis austeníticos UNS S31603 em temperaturas inferiores [27,28].

Conclusões

- A temperatura crítica para início de corrosão sob tensão nos aços inoxidáveis austeníticos UNS S31603 é menor do que 70 °C, para as condições de gotejamento de água do mar sintética.
- Foi identificado que o mecanismo de nucleação de trinca de CST é originado a partir do fundo de corrosão por pite.
- As trincas de CST apresentaram ramificação e topografia com facetas planas similares à topografia de clivagem, podendo ser interpretada como pseudo-clivagem (cleavage-like).

- Em todas as temperaturas ensaiadas, o local que ocorreu a nucleação das trincas de CST foi na região ao lado do gotejamento.
- Como todas as trincas de CST ocorreram longe da região do cordão de solda, a alteração microestrutural causada pela soldagem não desempenhou, neste caso, papel relevante no processo de nucleação de trincas de corrosão sob tensão. Investigações adicionais serão necessárias para esclarecer este ponto.
- Sobre corpos de prova ensaiados com temperatura de 110 °C formou-se uma camada de sal com o formato de vulcão, com abertura no centro, correspondendo à região de gotejamento. Abaixo desta camada ocorreu nucleação de trincas de CST com maior profundidade, algumas chegando a fraturar completamente o corpo de prova.

Agradecimentos

Os autores gostariam de agradecer o apoio do Instituto de Pesquisas Tecnológicas, do Laboratório de Pesquisa e Tecnologia de Soldagem da Universidade Federal do Ceará e do Centro de Pesquisa da Petrobrás.

Referências bibliográficas

- [1] AGÊNCIA NACIONAL DO PETRÓLEO, Anuário Estatístico Brasileiro do Petróleo, Gás Natural e Biocombustíveis, Ministério de Minas e Energia, Rio de Janeiro, 2016.
- [2] GULBRANDSEN, S., Overview of Stress Corrosion Cracking in Stainless Steel: Electronic Enclosures in Extreme Environmental Conditions, Engineering Materials, 2005.
- [3] COLEMAN, E. G.; WEINSTEIN, D.; ROSTOKER, W., On a surface energy mechanism for stress-corrosion cracking, Acta Metallurgica, 1961.
- [4] RAJA, V. S.; SHOJI, T., Stress corrosion cracking; Theory and Practice, 2011.
- [5] JONES, R. H., Stress Corrosion Cracking, in: ASM Handbook v.13 A Corrosion: Fundamentals, Testing and Protection, 2003.
- [6] FRANKEL, G. S., Corrosion: Fundamentals, Testing, and Protection, ASM International, Material Park, 2003.
- [7] SIERADZKI, K.; NEWMAN, R. C., Brittle behavior of ductile metals during stress-corrosion cracking, Philosophical Magazine, 2016).
- [8] SAITO, M.; SMITH, G. S.; NEWMAN, R. C., Testing the Film-Induced Cleavage Model of Stress-Corrosion Cracking, Corrosion Science, 1993.
- [9] GALVELE, J. R., Surface mobility mechanism of stress- corrosion cracking, Corrosion Science. 35 (1993).
- [10] GALVELE, J. R., Application of the surface-mobility stress corrosion cracking mechanism to nuclear materials, Journal of Nuclear Materials, 1996.
- [11] LÉPINOUX, J.; MAGNIN, T., Stress corrosion microcleavage in a ductile f.c.c. alloy, Materials Science and Engineering. A, 1993.
- [12] MAGNIN, T.; CHIERAGATTI, R.; OLTRA, R., Mechanism of brittle fracture in a ductile 316 alloy during stress corrosion, Acta Metallurgica et Materialia, 1990.
- [13] MAGNIN, T.; CHATEAU, J. R., Stress corrosion cracking mechanisms in ductile FCC materials, International Journal of Fracture, 1996.
- [14] AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS, ASTM A240, Standard Specification for Chromium and Chromium-Nickel Stainless Steel Plate, Sheet, and Strip for Pressure Vessels and for General Applications, ASTM International, 2004.

-
- [15] AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS, ASTM E1019: Standard Test Methods for Determination of Carbon, Sulfur, Nitrogen, and Oxygen in Steel, Iron, Nickel, and Cobalt Alloys by Various Combustion and Fusion Techniques, ASTM International, 2011.
- [16] AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS, ASTM, ASTM E572: Standard Test Method for Analysis of Stainless and Alloy Steels by Wavelength Dispersive X-Ray Fluorescence Title Spectrometry, ASTM International, 2013.
- [17] ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE NORMAS TÉCNICAS, NBR ISO 6892: Ensaio de Tração - Método de ensaio à temperatura ambiente (Parte 1), 2009).
- [18] WAINER, E.; BRANDI, S. D.; MELLO, F. D. H. de, Soldagem: Processos e Metalurgia, Blucher, São Paulo, 1992.
- [19] INTERNATIONAL ORGANIZATION FOR STANDARDIZATION, ISO 15324: Corrosion of metals and alloys - Evaluation of stress corrosion cracking by the drop evaporation test, International Standard, 2000.
- [20] AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS, ASTM G39, Standard Practice for Preparation and Use of Bent-Beam Stress-Corrosion Test, ASTM International, 2011.
- [21] AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS, ASTM D1141, Standard for the Preparation of Substitute Ocean Water, 1999.
- [22] AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS, ASTM D1193, Standard Specification for Reagent Water, ASTM International, 2001.
- [23] KHATAK, H. S.; RAJ, B., Corrosion of Austenitic Stainless Steels, Woodhead Publishing Limited, Pangbourne, 2002.
- [24] GODARD, H. P., Basic Corrosion Course, NACE - Chapter 8: Localized Corrosion , Houston, 1975.
- [25] NORSOK STANDARD, M-001: Materials selection, Norwegian Technology Centre, Oslo, 2002.
- [26] INTERNATIONAL ORGANIZATION FOR STANDARDIZATION, ISO 21457: Petroleum, petrochemical and natural gas industries - Materials selection and corrosion control for oil and gas production systems, European Standard, 2010.
- [27] MACHIELS, A.; GORDON, B.; TAYLOR, M.; DEARDORFF, A., Effects of Marine Environments on Stress Corrosion Cracking of Austenitic Stainless Steels, Electric Power Research Institute, 2005.
- [28] PARROTT, R.; PITTS, H., Chloride stress corrosion cracking in austenitic steel - recomendations for assessing risk, structural integrity and NDE based on practice cases and a review of literature, Derbyshire, 2010.