

ANÁLISE DO COMPORTAMENTO CORROSIVO EM MEIO ÁCIDO DO AÇO API5L-X65 SOB DIFERENTES CONDIÇÕES DE DEFORMAÇÃO PLÁSTICA

Mariana Cristina de Oliveira ¹

Rodrigo Monzon Figueredo ²

Roberto Zenhei Nakazato ³

Heloisa Andréa Acciari ³

Eduardo Norberto Codaro ³

Resumo

O aço API 5L X65 é amplamente utilizado para a transferência do petróleo estabilizado e do gás natural processado. Devido às longas distâncias que as tubulações devem percorrer, estas ficam sujeitas às irregularidades do relevo tanto em terra como no mar como também às características naturais do meio onde operam. As principais causas de ruptura em tubulações são atribuídas a deslizamentos de terra ou areia, flambagem, fadiga e corrosão. Neste contexto, estudou-se a corrosão deste aço à temperatura ambiente quando deformado plasticamente. Para tanto, amostras retiradas de um tubo foram tracionadas e deformadas plasticamente de 0,5 a 2,5% e caracterizada a microestrutura. A partir dos ensaios eletroquímicos de corrosão em solução NACE 177-A concluiu-se que a deformação plástica não modifica significativamente o mecanismo e a velocidade de corrosão, mas torna este aço mais suscetível à fragilização pelo hidrogênio nas condições adotadas neste trabalho.

Palavras-chave: API 5L X65; Deformação plástica; Corrosão; Fragilização pelo hidrogênio.

ANALYSIS OF CORROSIVE BEHAVIOR IN ACID MEDIUM OF API5LX65 UNDER DIFFERENT CONDITIONS OF PLASTIC DEFORMATION

Abstract

The API 5L X65 steel is widely used for the transfer of stabilized petroleum and processed natural gas. Due to the long distances that the pipes must travel, they are subject to irregularities of terrestrial and maritime relief, as well as to the natural characteristics of the environment in which they operate. The main causes of pipe rupture are attributed to landslides or sand, buckling, fatigue and corrosion. In this context, the corrosion of API5LX65 steel under different plastic deformation conditions was studied at room temperature. For this purpose, samples taken from a tube were extracted and plastically deformed from 0.5 to 2.5%, and then their microstructures were characterized. It was concluded from the electrochemical corrosion tests in NACE 177-A solution that the plastic deformation does not significantly modify the mechanism and the corrosion rate, but this steel becomes more susceptible to the embrittlement by hydrogen in the conditions of this work.

Keywords: API 5L X65; Plastic deformation; Corrosion; Hydrogen induced cracking.

I INTRODUÇÃO

O aço carbono API 5L X65 foi desenvolvido de acordo com a norma API para utilização na indústria do petróleo e gás natural. Trata-se de um aço de baixo teor de carbono e

baixa liga de alta resistência mecânica [1,2]. As tubulações de aço para transferência de petróleo e gás estão sujeitas a diferentes tipos de corrosão devido ao ambiente agressivo e

¹Programa de Pós-graduação em Engenharia Mecânica, Faculdade de Engenharia, Universidade Estadual Paulista – UNESP, Guaratinguetá, SP, Brasil. E-mail: marianaeng@uol.com.br

²Faculdade de Engenharia, Universidade Estadual Paulista – UNESP, Guaratinguetá, SP, Brasil.

³Departamento de Física e Química, Faculdade de Engenharia, Universidade Estadual Paulista – UNESP, Guaratinguetá, SP, Brasil.

*Versão revisada de trabalho apresentado na ABM Week 2017, de 2 a 6 de outubro de 2017, São Paulo, SP, Brasil.



às condições operacionais. Além do sulfeto de hidrogênio e o dióxido de carbono, a água de formação merece especial atenção, pois contém elevada salinidade e dureza que contribuem para a corrosão interna das tubulações [3]. Essas tubulações também apresentam tensões residuais devido aos processos de conformação, que quando somadas às tensões externas, podem comprometer a capacidade de carga e a integridade dos dutos [4]. Devido às longas distâncias que as tubulações devem percorrer, estas ficam sujeitas às irregularidades do relevo tanto em terra como no mar. A flambagem frequentemente ocorre em tubulações de secção transversal pequena em relação ao seu comprimento, quando submetidas a um esforço de compressão axial. Dutos enterrados estão sujeitos à movimentação de solo, causado por falha de inclinação, abalo sísmico e outros, induzindo tensões e deformações que provocam flambagem localizada ou enrugamento da tubulação. Os dutos submersos estão sujeitos à sobrepressão do fluido e às forças laterais originadas pelas correntes marinhas que podem conduzir a excessiva flexão da linha e grandes deformações. No entanto, é possível que uma tubulação se deforme de modo inelástico para se acomodar aos movimentos do solo ou do mar sem romper e, dependendo da composição do fluido e das condições operacionais, apresente uma vida relativamente longa em serviço [5,6].

No setor petrolífero, deve-se dar especial atenção aos danos que podem ser originados pela corrosão, pois estes são responsáveis pela metade das falhas desses materiais. Com base nas características deletérias do H_2S , da projeção de aumento de demanda de óleo e gás natural e sabendo-se que mais de 40% das reservas mundiais apresentam características *sour*, torna-se muito importante ampliar o conhecimento sobre a interação desses fluidos com o aço, de forma a elaborar estratégias para mitigar seus efeitos [7,8]. Nesse contexto, o objetivo dessa pesquisa é entender como a deformação plástica afeta o mecanismo e a velocidade de corrosão do aço API 5L X65 em uma solução salina ácida normatizada.

2 MATERIAIS E MÉTODOS

O API 5L X65 é um aço de baixo carbono (< 0,10%) que contém Si (< 0,25%), Mn (< 1,50%) e traços de P, S, V, Nb e Ti em uma quantidade menor que 0,08%. Os corpos-de-prova (cp's) foram retirados de um tubo fabricado a partir de uma chapa grossa (espessura 28,58 mm) através do processo de conformação UOE (U-press, O-press, E-expansion). Todas as etapas de extração e preparação dos cp's foram realizadas com refrigeração de forma a evitar regiões termicamente afetadas pelo calor decorrente do corte. Utilizou-se uma máquina para ensaios de tração para deformar plasticamente os cp's em 0,5%, 1,0%, 1,5%, 2,0% e 2,5%. Para análise metalográfica os cp's foram cortados em dimensões de 12,5 x 12,5 x 5 mm, embutidos em baquelite e polidos em uma politriz elétrica. Para revelar

a microestrutura foi realizado um ataque eletrolítico com solução Nital 3%. Utilizou-se microscópio óptico acoplado a um computador para captura e processamento digital de imagens.

O estudo eletroquímico foi realizado por meio de medidas de potencial em circuito aberto (OCP - Open Potential Circuit), registro de curvas de polarização potenciodinâmicas (Tafel Plots), medidas de ruído eletroquímico (ENM - Electrochemical Noise Measurements), de impedância (EIS - Electrochemical Impedance Spectroscopy) e de permeação de hidrogênio (HPM - Hydrogen Permeation Measurements). Os eletrodos de trabalho foram preparados a partir dos cp's. Para a aplicação destas técnicas foram utilizadas diferentes configurações de células, sendo uma convencional contendo três eletrodos, utilizando-se uma rede de Pt como contra-eletrodo e um eletrdo de referência Ag/AgCl, KCl_{sat} nas medidas de OCP, Tafel e EIS. O OCP foi medido por 3 h a fim de verificar a sua estabilidade durante a corrosão natural do aço. Na obtenção das curvas de Tafel, a varredura do potencial foi iniciada de -250 mV a +250 mV de OCP, à 0,166 mV s⁻¹. As medidas de EIS foram realizadas no potencial de circuito aberto, com aplicação de uma perturbação senoidal de 0,01 V de amplitude, na faixa de frequência de 100 kHz a 10 mHz. Nas medidas de ruído (ENM) foram utilizados dois eletrodos de trabalho nominalmente idênticos acoplados entre si por um amperímetro de resistência nula (ZRA - Zero Resistance Ammeter) e o eletrdo de referência Ag/AgCl, KCl_{sat} . Os registros dos ruídos de potencial e de corrente foram coletados simultaneamente no domínio do tempo, sendo que cada registro conteve 2048 pontos em 1024 s. Nesses ensaios o eletrólito foi uma solução que contém 236,25 g de água deionizada, 12,5 g de NaCl e 1,25 g de CH_3COOH , conforme a norma NACE 177-A [9]. As medidas de permeação foram feitas em uma célula de dois compartimentos do tipo Devanathan e Stachusky [10,11]. No compartimento gerador de hidrogênio aplicou-se uma corrente de -7,0 mA/cm² a uma solução tampão de ácido bórico-borato de sódio e 0,01 mol/L de EDTA pH 8,4, mediante uma fonte de corrente contínua. No compartimento de oxidação de hidrogênio, o eletrdo de trabalho foi revestido com uma camada fina de Ni (~ 1 μm), para impedir a oxidação do aço. A corrente de permeação de hidrogênio foi medida neste compartimento, aplicando-se um potencial de +0,25 V (vs. Ag/AgCl, KCl_{sat}). Todos os ensaios foram realizados em meio desaerado por borbulhamento das soluções com gás N_2 (99,999%). Cinco repetições de cada medida foram realizadas para cada condição de deformação.

3 RESULTADOS

A Figura 1 mostra as imagens obtidas por microscopia óptica do aço API 5L X65 sob diferentes condições de deformação plástica. Observa-se uma matriz ferrítica-perlítica com baixo refinamento de grãos, como consequência da

composição química e do processo de laminação convencional (sem resfriamento acelerado).

A Tabela 1 apresenta as porcentagens das fases presentes na microestrutura com seus respectivos desvios padrão, importante para verificar qual fase é predominante e a confiabilidade dos resultados.

A Figura 2(a) mostra as curvas de OCP e a Figura 2(b) as de Tafel, sendo cada curva representativa das 5 repetições de cada condição experimental. As curvas de OCP foram registradas previamente às curvas de Tafel com o objetivo de determinar o valor do potencial no estado estacionário. Os perfis potenciodinâmicos indicam que as diferentes condições de deformação parecem não afetar o potencial ($\sim -0,58$ V) e a densidade de corrente de corrosão ($\sim 0,2$ mA cm⁻²).

Observa-se que este último valor é elevado se comparado com a velocidade de corrosão de um aço de baixo carbono em água do mar [12]. Além disso, a forma das curvas denota que não há formação de um filme de passivação, o que se verifica pelo aumento contínuo da corrente à medida que aumenta o potencial no sentido anódico.

Tabela 1. Composição das fases presentes na microestrutura, mostrando a predominância da ferrita

Condição de deformação (%)	0	0,5	1,0	1,5	2,0	2,5
Ferrita (%)	85,91	85,51	85,95	84,16	86,17	84,08
Perlita (%)	14,09	14,49	14,05	15,84	13,83	15,92
Desvio Padrão (%)	1,72	0,68	0,68	0,51	2,41	1,44

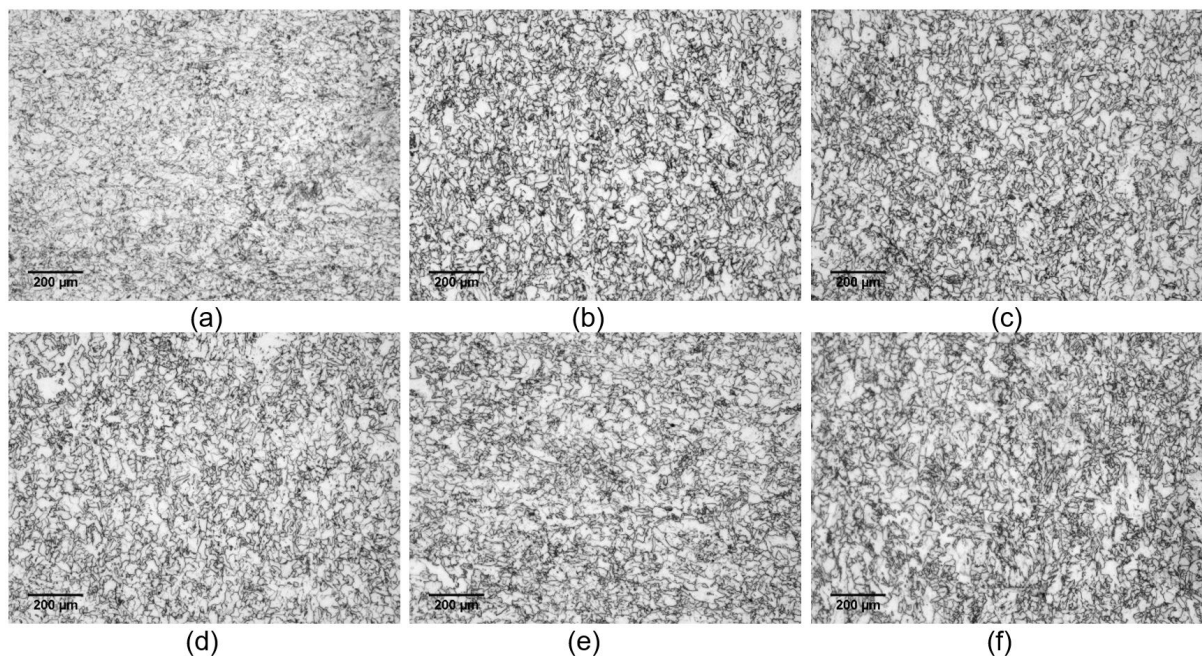


Figura 1. Imagens de microscopia óptica do aço API 5L X65 sob diferentes condições de deformação plástica: (a) 0%; (b) 0,5; (c) 1,0%; (d) 1,5%; (e) 2,0% e (f) 2,5% mostrando ferrita (região mais clara) e perlita (região mais escura). Ataque eletrolítico: solução Nital 3%.

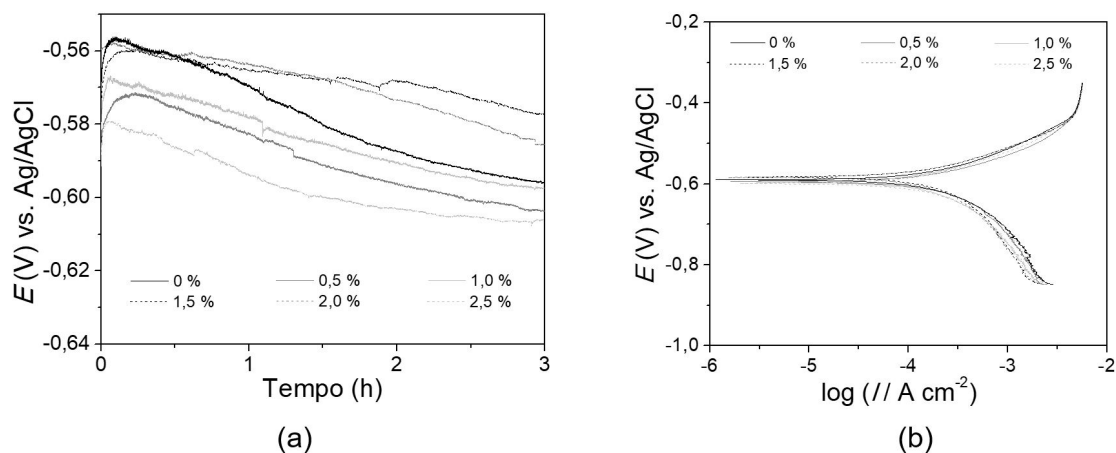


Figura 2. Curvas de OCP (a) e Tafel (b) do aço API 5L X65 sob diferentes condições de deformação plástica, em meio ácido normatizado (NACE I77-A) [9].

Na Figura 3 estão ilustrados os espectros de impedância obtidos no formato de Nyquist e de Bode, que exibem um arco capacitivo a altas frequências e indutivo a baixas frequências, Figura 3(a). O único máximo encontrado para a variação do ângulo de fase com a frequência sugere um comportamento de dissolução ativa do eletrodo, Figura 3(b).

O circuito equivalente mostrado na Figura 4 foi proposto por Poorqasemi e colaboradores [13] e ajustou-se razoavelmente aos espectros de EIS experimentais.

Conforme mostrado na Figura 5, as curvas simuladas coincidiram com as curvas experimentais em todas as repetições de todas as condições de deformação plástica.

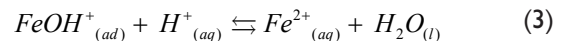
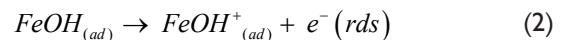
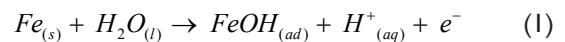
Figura 6 mostra os gráficos de R_{sn} , a resistência do ruído espectral, na faixa de frequência comum aos gráficos de impedância no formato de Bode, para duas das condições de deformação avaliadas neste trabalho, 0% e 2,5%, após 3 h de imersão no meio normatizado (NACE 177-A). Esses gráficos foram obtidos após a remoção da tendência nos dados de ruídos de potencial e de corrente [14], e estão representados no domínio da frequência.

As curvas de permeação de hidrogênio da Figura 7, obtidas para diferentes graus de deformação plástica, revelaram que o hidrogênio é detectado após cerca de 3 min, conforme o aumento da densidade de corrente, que indica um aumento da difusibilidade do hidrogênio através do aço no decorrer do tempo. Após cerca de 100 min, as correntes de permeação tendem a um valor estacionário, de acordo com grau de deformação: (0,0%) $13,5 \mu A/cm^2$; (0,5%) $24,2 \mu A/cm^2$; (1,0%) $22,2 \mu A/cm^2$; (1,5%) $28,8 \mu A/cm^2$; (2,0%) $21,5 \mu A/cm^2$ e (2,5%) $14,4 \mu A/cm^2$.

4 DISCUSSÃO

A microestrutura na Figura 1 consiste de uma matriz ferrítica-perlítica, característica dos aços de baixo carbono e baixa liga de alta resistência mecânica [2]. Na Tabela 1 verifica-se similaridade entre as proporções

das fases (ferrítica:perlítica $\approx 6:1$) nas diferentes condições de deformação plástica com valores pequenos dos desvios padrão ($< 3,0\%$), o que denota boa confiabilidade dos resultados. Os mesmos são muito próximos daqueles apresentados por outros autores [2, 15]. As curvas de OCP na Figura 2(a) mostram pouca variação com o tempo e se mantêm relativamente estáveis em valores próximos de potencial, denotando que não há mudança expressiva nas reações catódica e anódica durante a corrosão. As curvas de polarização na Figura 2(b) indicam um incremento constante da corrente anódica e catódica com o aumento do potencial, típico de processo controlado por ativação [16]. As curvas apresentaram perfis muito similares sem evidência de formação de filme de passivação, comportamento que pode ser explicado devido à formação seguida de dissolução dos produtos de corrosão, mantendo a área exposta sempre ativa [17]. A Figura 3(a) mostra os diagramas de EIS no formato de Nyquist, caracterizados por um semicírculo a médias e altas frequências, além de uma componente indutiva a baixas frequências, que pode ser atribuída a um processo de adsorção e dessorção de espécies na superfície do eletrodo [13, 17]. É comumente aceito que quando o aço carbono é exposto a soluções ácidas libera $Fe^{2+}_{(aq)}$ e $H_{2(g)}$. Em valores de $pH \leq 4$ as pesquisas indicam que ocorre a dissolução ativa do ferro, provavelmente com a participação de hidroxocomplexos de Fe(II) (equações 1-3) [18-20].



Outras pesquisas afirmam que a reação catódica controla a velocidade da reação de corrosão mediante uma série de etapas que envolvem a redução de $H^+_{(aq)}$ sobre a superfície do aço (equações 4 e 5) [19,21-24].

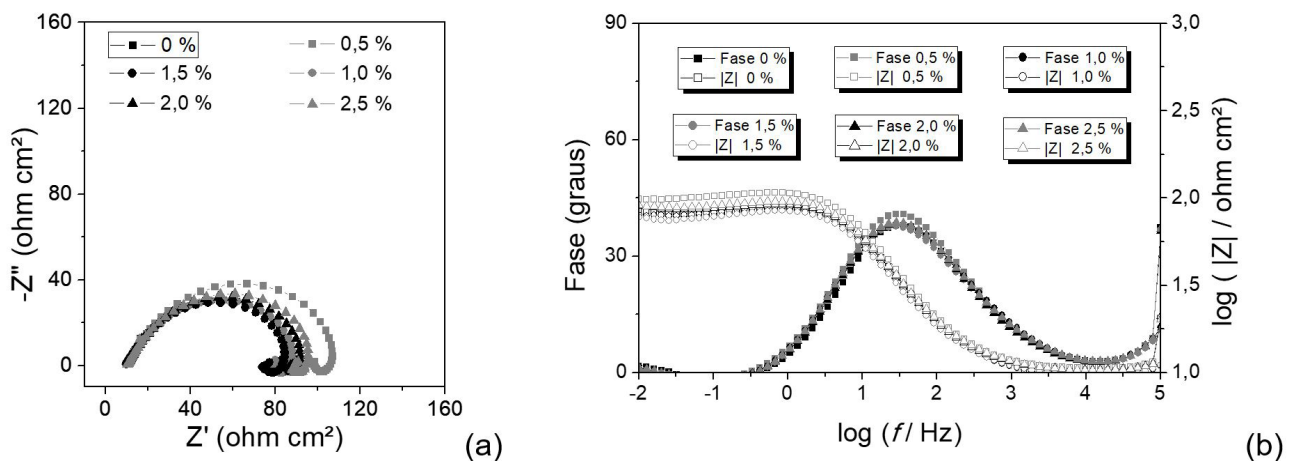
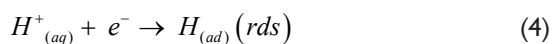


Figura 3. Diagramas de EIS do aço API 5L X65 sob diferentes condições de deformação plástica, em meio ácido normatizado (NACE 177-A): formatos de Nyquist (a) e de Bode (b) [9].



Analisando o diagrama de EIS no formato Bode na Figura 3(b), nota-se que a variação do ângulo de fase com a frequência apresenta um máximo na parte central menor que 90°, sugerindo que o fenômeno corrosivo está associado a um processo de dissolução ativa. Utilizou-se o circuito elétrico equivalente da Figura 4 para analisar os diagramas de EIS, no qual Rs refere-se à resistência da solução e o capacitor (CPE) em paralelo com a resistência (Rct) representam o

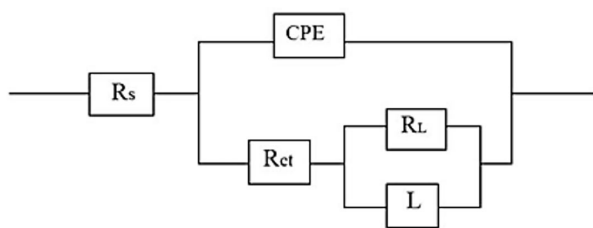


Figura 4. Circuito elétrico equivalente que apresentou melhor ajuste às curvas experimentais.

semicírculo que pode ser atribuído à reação de transferência de carga. Já o indutor (L) e a sua resistência (RL) representam o semicírculo indutivo que aparece a baixas frequências, podendo ser justificado pela adsorção de espécies eletroativas. Conforme mostrado na Figura 5, as curvas obtidas pelo modelamento se ajustam às curvas experimentais em todas as frequências [8]. Os valores determinados para o módulo da impedância, no limite da frequência tendendo a zero, $|Z|_{f \rightarrow 0}$, foram da mesma ordem de grandeza que aqueles de Rp obtidos a partir das curvas de Tafel e de Rct obtido pelo modelamento do circuito equivalente ($10^2 \Omega \text{ cm}^2$), valores coerentes para descrever uma superfície metálica em processo de dissolução ativa.

Na comparação dos dados de Rsn com $|Z|$ na faixa de frequência comum para os dois gráficos, conclui-se que há uma boa concordância entre estes dois resultados, apesar de terem sido obtidos a partir de diferentes métodos de análise. Nos gráficos de Rsn ainda pode ser observado que este parâmetro varia com a frequência, com uma inclinação próxima de -1. Isto ocorre porque o gráfico do ruído espectral de corrente teve uma inclinação próxima de -1, enquanto que, o gráfico do ruído espectral de potencial teve uma inclinação próxima de 0, o que pode ser mais um indício de um processo de corrosão ativa. Os resultados de permeação

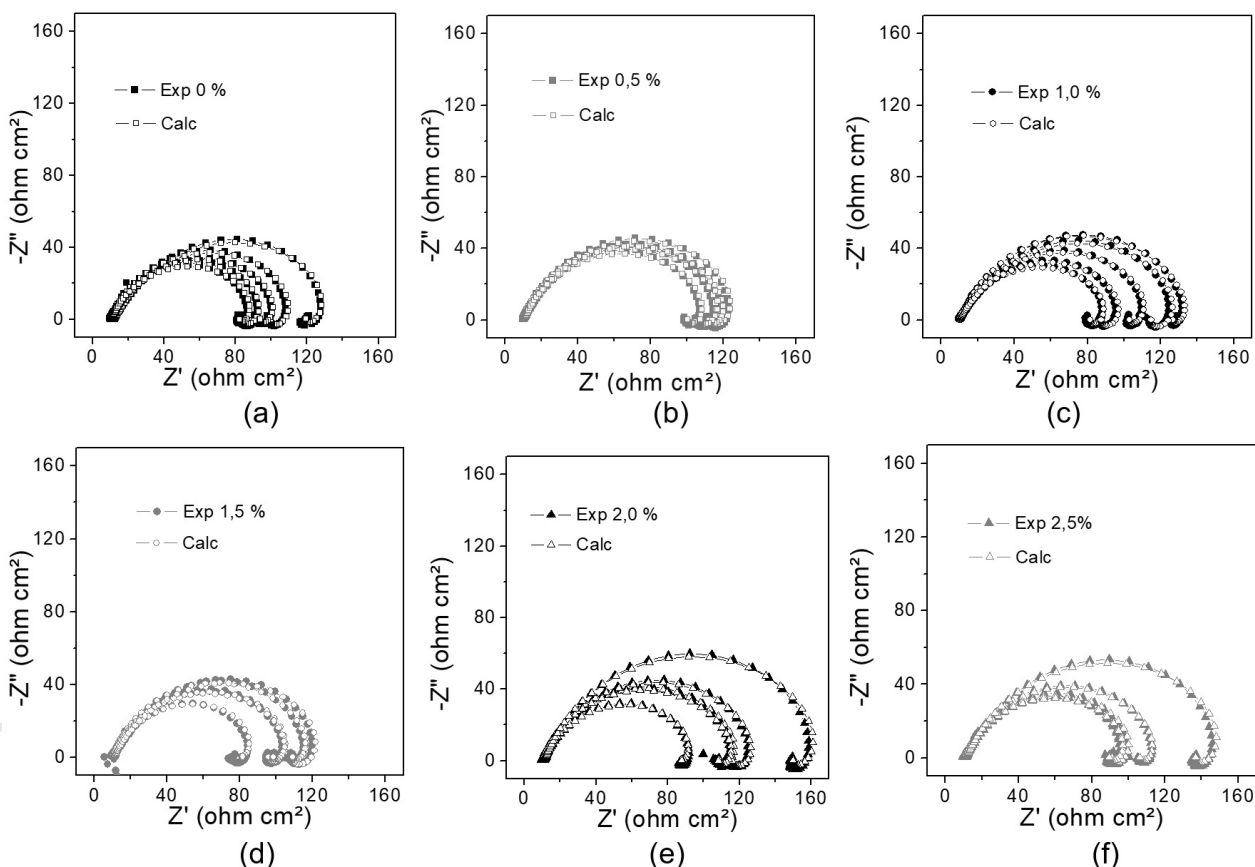


Figura 5. Diagramas de Nyquist do aço API 5L X65 sob diferentes condições de deformação plástica, em meio ácido normalizado (NACE 177-A) [9]. Resultados experimentais (Exp) e calculados (Calc) para diferentes condições de deformação plástica: (a) 0%; (b) 0,5%; (c) 1,0%; (d) 1,5%; (e) 2,0% e (f) 2,5%.

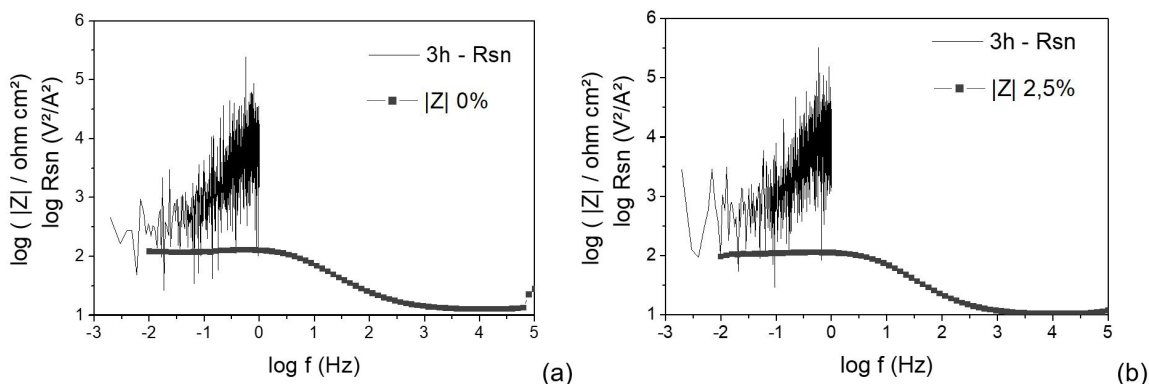


Figura 6. Comparação entre Rsn e |Z| para aço API 5L X65 a (a) 0% e (b) 2,5% de deformação plástica, em meio ácido normalizado (NACE 177-A) [9].

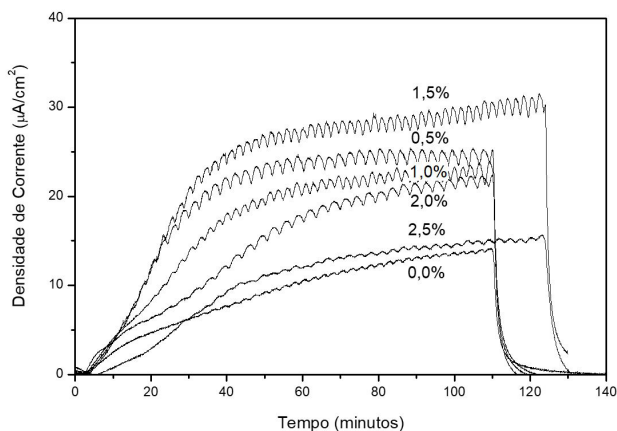


Figura 7. Transientes de permeação de hidrogênio para o aço API 5L X65 sob diferentes condições de deformação plástica, em tampão de ácido bórico-borato de sódio e 0,01 mol/L de EDTA, pH 8,4.

mostram que ocorre um aumento da difusibilidade do hidrogênio quando o material é submetido à deformação plástica, como uma consequência do aumento de defeitos na microestrutura do aço, tornando-o mais susceptível à fragilização. No entanto, não parece existir uma tendência definida com o grau de deformação, provavelmente porque a densidade de corrente de permeação pode ser afetada por

diversos fatores, tais como a não uniformidade da superfície preparada por lixamento, pequenas variações na espessura e a anisotropia do material.

5 CONCLUSÃO

Neste trabalho foi investigado o efeito da deformação plástica na corrosão do aço API 5L X65 utilizado em oleodutos e gasodutos. Os ensaios eletroquímicos indicaram que o grau de deformação não é um fator agravante da corrosão generalizada em meio ácido. No entanto, foi demonstrado que a susceptibilidade à corrosão localizada é maior quando o aço é deformado plasticamente. Do ponto de vista prático ou tecnológico, os resultados deste estudo sugerem que tubulações construídas com este aço sujeitas à flambagem plástica não sejam resistentes a ambientes *sour*, onde o principal tipo de corrosão é a fragilização pelo hidrogênio.

Agradecimentos

À FAPESP (processo 2017/11361-5) e à Capes pelos recursos financeiros.

REFERÊNCIAS

- 1 Misseno C, Morilla C. Aços de alta resistência e baixa liga em oleodutos e gasodutos. UNISANTA Science and Technology. 2012;1(1):20-24.
- 2 Monte IR. Caracterização microestrutural do aço API 5L X65 soldado por feixe de elétrons com diferentes aportes térmicos [dissertação]. Lorena: Escola de Engenharia, Universidade de São Paulo, 2013. <http://dx.doi.org/10.11606/D.97.2013.tde-07102013-114545>.
- 3 Meresht ES, Farahani TS, Neshati J. 2-Butyne-1, 4-diol as a novel corrosion inhibitor for API X65 steel pipeline in carbonate / bicarbonate solution. Corrosion Science. 2012;54:36-44. <http://dx.doi.org/10.1016/j.corsci.2011.08.052>.
- 4 Ju J, Lee J, Jang J, Kim W, Kwon D. Determination of welding residual stress distribution in API X65 pipeline using a modified magnetic Barkhausen noise method. International Journal of Pressure Vessels and Piping. 2003;80(9):641-646. [http://dx.doi.org/10.1016/S0308-0161\(03\)00131-5](http://dx.doi.org/10.1016/S0308-0161(03)00131-5).

- 5 Acosta DFB, Palmeira EM. Influência de reforço geossintético no comportamento de dutos enterrados. In: Anais do XVIII Congresso Brasileira de Mecânica dos Solos e Engenharia Geotécnica; 2016 Outubro 19-22; Belo Horizonte, Brasil. São Paulo: ABMS, 2016.
- 6 Almeida JC, Zanette LA. Flambagem vertical em tubulações de distribuição de gás natural. *Revista Técnico-Científica do CREA-PR*. 2017;7:1-17.
- 7 Terzi R, Mainier FB. Monitoramento da corrosão interna em plataformas offshore. *Tecno-Lógica*. 2008;12(1):14-21.
- 8 International Energy Agency. *World energy outlook*. Paris: IEA; 2008.
- 9 National Association of Corrosion Engineers. ANSI/NACE TM0177: standard test method laboratory testing of metals for resistance to sulfide stress cracking and stress corrosion cracking in H₂S environment. Houston: NACE International; 2016.
- 10 Kittel J, Smanio V, Fregonese M, Garnier L, Lefebvre X. Hydrogen induced cracking (HIC) testing of low alloy steel in sour environment: Impact of time of exposure on the extent of damage. *Corrosion Science*. 2010;52(4):1386-1392. <http://dx.doi.org/10.1016/j.corsci.2009.11.044>.
- 11 Mohtadi-Bonab MA, Szpunar JA, Razavi-Tousi SS. A comparative study of hydrogen induced cracking behavior in API 5L X60 and X70 pipeline steels. *Engineering Failure Analysis*. 2013;33:163-175. <http://dx.doi.org/10.1016/j.engfailanal.2013.04.028>.
- 12 Möller H, Boshoff ET, Froneman H. The corrosion behaviour of a low carbon steel in natural and synthetic seawaters. *Journal of the South African Institute of Mining and Metallurgy*. 2006;106:585-592.
- 13 Poorqasemi E, Abootalebi O, Peikari M, Haqdar F. Investigating accuracy of the Tafel extrapolation method in HCl solutions. *Corrosion Science*. 2009;51(5):1043-1054. <http://dx.doi.org/10.1016/j.corsci.2009.03.001>.
- 14 Tan YJ, Bailey S, Kinsella B. The monitoring of the formation and destruction of corrosion inhibitor films using electrochemical noise analysis (ENA). *Corrosion Science*. 1996;38(10):1681-1695. [http://dx.doi.org/10.1016/S0010-938X\(96\)00061-3](http://dx.doi.org/10.1016/S0010-938X(96)00061-3).
- 15 Fragiol A, Schouwenaarf R, Guardian R, Pérez R. Microstructural characteristics of different commercially available API 5L X65 steels. *Journal of New Materials for Electrochemical Systems*. 2005;8:115-119.
- 16 Tait W. An introduction to electrochemical corrosion testing for practicing engineers and scientists. *PairODocs Publ*. 1994;26:138.
- 17 Veloz MA, González I. Electrochemical study of carbon steel corrosion in buffered acetic acid solutions with chlorides and H₂S. *Electrochimica Acta*. 2002;48(2):135-144. [http://dx.doi.org/10.1016/S0013-4686\(02\)00549-2](http://dx.doi.org/10.1016/S0013-4686(02)00549-2).
- 18 Dugstad A. Fundamental aspects of CO₂ metal loss corrosion. In: *Corrosion*; 2006 March 12-16; San Diego, California. Houston: NACE International; 2006 [acesso em 14 nov. 2017]. p. NACE-06111. Disponível em: <https://www.onepetro.org/conference-paper/NACE-06111>
- 19 Kahyarian A, Singer M, Nestic S. Modeling of uniform CO₂ corrosion of mild steel in gas transportation systems: a review. *Journal of Natural Gas Science and Engineering*. 2016;29:530-549. <http://dx.doi.org/10.1016/j.jngse.2015.12.052>.
- 20 Kahyarian A, Brown B, Nestic S. Electrochemistry of CO₂ corrosion of mild steel: effect of CO₂ on iron dissolution reaction. *Corrosion Science*. 2017;129:146-151. <http://dx.doi.org/10.1016/j.corsci.2017.10.005>.
- 21 Tanupabrungsun T, Brown B, Nestic S. Effect of pH on CO₂ corrosion of mild steel at elevated temperatures. *Corrosion*; 2013 March 17-21; Orlando, Florida. Houston: NACE International; 2013 [acesso em 14 nov. 2017]. p. NACE-2013-2348. Disponível em: <https://www.onepetro.org/conference-paper/NACE-2013-2348>
- 22 Popoola LT, Grema AS, Latinwo GK, Gutti B, Balogun AS. Corrosion problems during oil and gas production and its mitigation. *International Journal of Industrial Chemistry*. 2013;4:35. <https://doi.org/10.1186/2228-5547-4-35>.
- 23 Kermani MB, Morshed A. Carbon dioxide corrosion in oil and gas production — a compendium. *Corrosion*. 2003;59(8):659-683. <http://dx.doi.org/10.5006/1.3277596>.
- 24 Yin ZF, Feng YR, Zhao WZ, Bai ZQ, Lin GF. Effect of temperature on CO₂ corrosion of carbon steel. *Surface and Interface Analysis*. 2009;41(6):517-523. <http://dx.doi.org/10.1002/sia.3057>.

Recebido em: 14 Nov. 2017

Aceito em: 26 Jul. 2018