



## ANÁLISE DE FALHA DO AÇO AISI 316L DE UM SISTEMA FLARE DE PLATAFORMA DE PETRÓLEO OFF-SHORE

<sup>1</sup>Lacerda, F.G.B.; <sup>2</sup>Tavares, S.S.M.; <sup>2</sup>Perez, G.; <sup>3</sup>Garcia, P.S.P.; <sup>1-4</sup>\*Pimenta, A.R.

<sup>1</sup>Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica, Universidade do Estado do Rio de Janeiro - UERJ, Rua Fonseca Teles, n121, Rio de Janeiro-RJ, Brasil;

<sup>2</sup>Departamento de Engenharia Mecânica, Universidade Federal Fluminense - UFF, Rua Passo da Pátria, 152, Niterói-RJ, Brasil;

<sup>3</sup>Departamento de Engenharia Mecânica, Universidade do Estado do Rio de Janeiro, Rio de Janeiro – UERJ, Rua Fonseca Teles, n121, Rio de Janeiro-RJ, Brasil;

<sup>4</sup>Laboratório de Instrumentação e Simulação Computacional - LISComp, Instituto Federal do Rio de Janeiro - IFRJ, Rua Sebastião Lacerda, s/n, Paracambi-RJ, Brasil;

\*Autor correspondente: andre.pimenta@ifrj.edu.br

### Resumo

Equipamentos que operam na área petrolífera off-shore estão suscetíveis a falhas devido as severas condições de operação. Este trabalho relata a análise de falha em uma tubulação de um sistema Flare de alta pressão que é responsável pelo descarte seguro de gases e líquidos de hidrocarbonetos. O tubo investigado foi fabricado em aço inoxidável AISI 316L. Trincas foram detectadas em diferentes regiões e reparadas por soldagem, porém outra falha foi encontrada meses depois. Foram avaliados a composição do material, suas propriedades de tração, dureza e resistência à corrosão, os resultados obtidos são compatíveis com o aço AISI 316L. A microestrutura foi observada por microscopia ótica e eletrônica de varredura, apresentando matriz austenítica com algumas faixas de deformação. A análise por difração de Raio-X e medidas de microdureza revelam a formação de martensita nestas regiões. A superfície de fratura examinada por microscopia eletrônica de varredura indica falha por fadiga.

**Palavras-chave:** Aço inoxidável austenítico, análise de falha, fadiga.

## INTRODUÇÃO

As falhas na indústria offshore podem acarretar desastres significativos ao meio ambiente, culminando até na perda de vidas humanas. O regime de trabalho imposto aos equipamentos que operam nessas atividades torna as falhas um evento corriqueiro (1-3). A fim de mitigar isto, vários estudos científicos são publicados apresentando opções de como prevenir tais falhas.

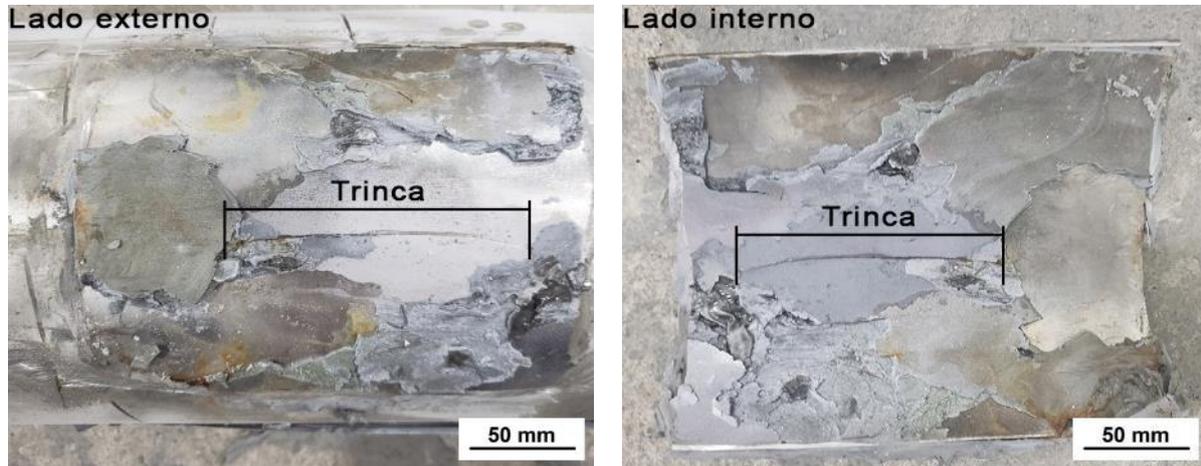
Os aços inoxidáveis são largamente utilizados na indústria offshore, em especial os austeníticos que apresentam excelente resistência a corrosão com um bom custo-benefício. Apesar de sua boa resistência a ambientes severos em termos de oxidação, sua resistência mecânica não é tão elevada quando comparada aos aços martensíticos e duplex. Desta forma, falhas são relatadas quando o ambiente corrosivo está associado a esforços mecânicos. Muitas vezes fabricado em aço inoxidável austenítico, o sistema Flare é uma tubulação projetada para o descarte seguro de gases e líquidos de hidrocarbonetos e opera sob um ambiente corrosivo, com altas temperaturas, pressão interna e névoa salina. Tais condições tornam este sistema suscetível a falhas de operação. Um estudo (4) investigou a parada não programada de um sistema Flare e atribuíram a falha a exposição à gases de hidrocarbonetos e à temperatura elevada. De acordo com os autores, esta condição promoveu uma oxidação na superfície do componente que culminou no surgimento e propagação de trincas. Um colapso por fadiga foi detectado em um sistema Flare fabricado em Incoloy 825 onde, segundo os autores do trabalho, a névoa salina promoveu corrosão externa gerando pites na superfície que iniciaram a propagação de trincas de fadiga devido a concentração de tensões gerada pelos pites (5).

O objeto de estudo deste trabalho foi um tubo fabricado em aço inoxidável 316L com 220mm de diâmetro e 4mm de espessura que pertencia ao sistema Flare de uma plataforma offshore no Brasil. Este tubo apresentou falhas que foram detectadas por ensaio não destrutivo e corrigidas inicialmente por soldagem, mas poucos meses após o surgimento das primeiras trincas, uma terceira foi detectada. A Figura 1 apresenta a região da trinca que foi utilizada nesta investigação, nela é possível ver os lados interno e externo do tubo com a fissura atravessando toda sua espessura e com aproximadamente 72mm de comprimento.

A análise da falha do tubo foi realizada através de determinação da composição química, caracterização microestrutural, ensaios mecânicos, de resistência à corrosão

e fractografia por microscopia eletrônica de varredura. O objetivo deste trabalho foi investigar os fatores que contribuíram para a falha e recomendar medidas de mitigação apropriadas.

Figura 1: Região da trinca, lado externo e interno.



## MATERIAIS E MÉTODOS

A superfície de fratura da trinca foi limpa com solução de ácido nítrico à 65°C e submetidas a caracterização fractográfica por microscopia ótica (MO) e microscopia eletrônica de varredura (MEV) (6-8). Amostras retiradas próxima da região da trinca foram submetidas a testes de microdureza e caracterização microestrutural por MO. Além dessas técnicas, análise química, ensaios mecânicos, difração de raios x (DRX) e ensaios de corrosão foram conduzidos em amostras retiradas de regiões distantes da trinca.

A composição química do material foi obtida pelo método de combustão para carbono, enxofre e nitrogênio, e por espectrometria de emissão ótica para outros elementos.

Para obtenção de imagens e avaliação microestrutural das amostras foram empregadas técnicas de metalografia. Primeiramente foram lixadas com lixas de carbetto de silício (180 a 1200mesh), polidas com pasta de diamante (6 a ¼µm) e posteriormente submetidas a ataque químico eletrolítico com 8V durante 60s em solução de ácido oxálico a 10%. A análise por DRX foi feita utilizando radiação CuKα com passo 0,05° e 2θ variando de 30° a 120° (9).

Ensaio mecânicos de tração e dureza foram realizados conforme as normas ASTM E-8 (10) e ASTM A-370 (11). Através do ensaio de tração foram determinados o limite de escoamento, limite de resistência e o alongamento percentual. Ensaio de dureza Vickers foram realizados com 10kgf de carga em regiões próxima e afastada da fissura. Ensaio de microdureza Vickers com 25gf foram realizados nas linhas de deformação encontradas na microestrutura (12).

Ensaio de corrosão de reativação eletroquímica potenciocinética em duplo loop (DL-EPR) foram realizados com duas soluções, 0,5M H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub> + 0,01KSCN e uma mais agressiva, 1M H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub> + 0,01KSCN e a curva de polarização foi obtida com solução NaCl 3,5%. Estes testes foram realizados para verificar se a resistência a corrosão do material estava de acordo com o esperado para o aço AISI 316L.

## RESULTADOS E DISCUSSÃO

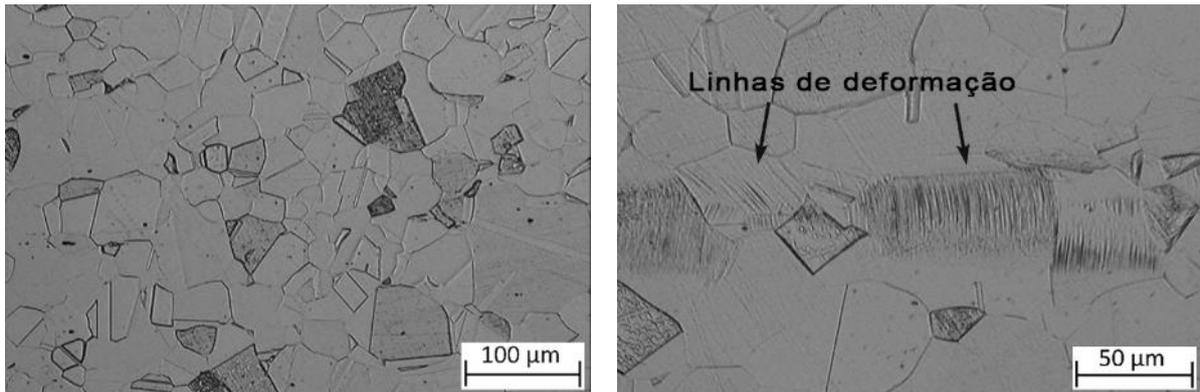
A composição química encontrada está apresentada na Tabela 1 e é compatível com o aço AISI 316L (13). O material ainda apresenta baixo teor de impurezas, enxofre e fósforo, o que é desejável para obtenção de boas propriedades mecânicas e resistência à corrosão (14-15).

Tabela 1: Composição química do aço (% peso)

C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	Cu	Fe
0.02	0.436	1.44	0.025	0.0014	17.07	11.28	2.17	0.287	Bal.

A Figura 2 mostra a microestrutura observada por MO. O tubo apresentava a mesma microestrutura em regiões próximas e distantes da trinca. Linhas de deformação são identificadas em alguns grãos e o alinhamento destas linhas com a direção de laminação indica que o material foi trabalhado a frio, provavelmente durante o processo de fabricação. Com base nesta premissa, há a possibilidade de o aço inoxidável austenítico ter sofrido transformação de fase no estado sólido induzida por deformação, formando martensita  $\alpha'$  (16-18). A formação de martensita induzida por deformação a frio em aços 316L é possível, inclusive durante o processo de laminação (19-21).

Figura 2: Microestrutura da amostra do tubo.



O difratograma de DRX é apresentado na Figura 3 e observando em detalhes, o pico  $\gamma_{111}$  (Figura 3b) possui um pequeno pico de martensita ( $\alpha'_{110}$ ) próximo a  $45^\circ$ . A Figura 4 apresenta as marcas de microdureza e o tamanho das endentações já revela que as linhas de deformação possuem dureza mais elevada que as zonas austeníticas circundantes. Os ensaios de microdureza indicaram que a matriz austenítica possui uma dureza de  $132,5 \pm 9,7$ , enquanto a dureza nas linhas de formação foi de  $187,7 \pm 21,2$ . A maior dureza, em conjunto com os resultados de DRX, indicam que houve formação da fase  $\alpha'$  nas linhas de deformação.

Figura 3: Padrões de DRX do aço AISI 316L e detalhe do pico da martensita.

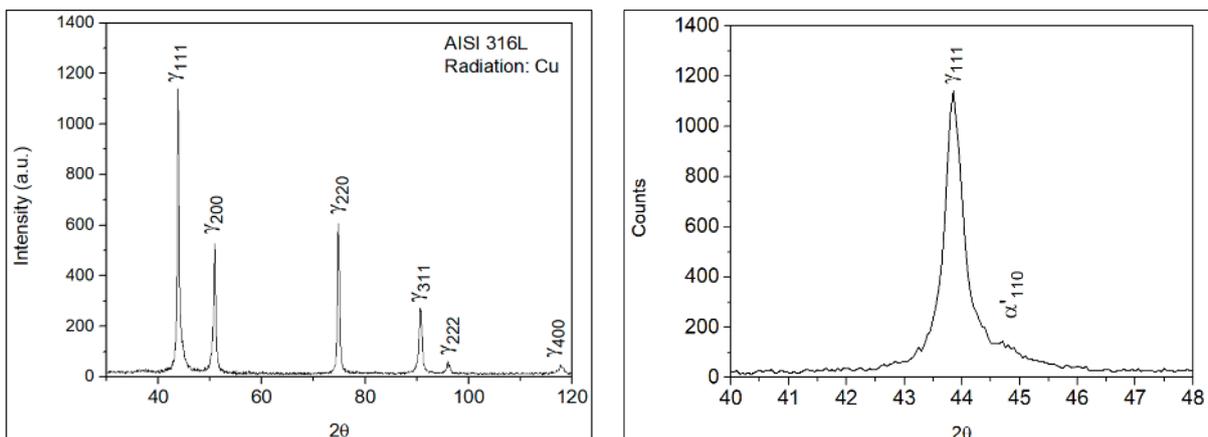
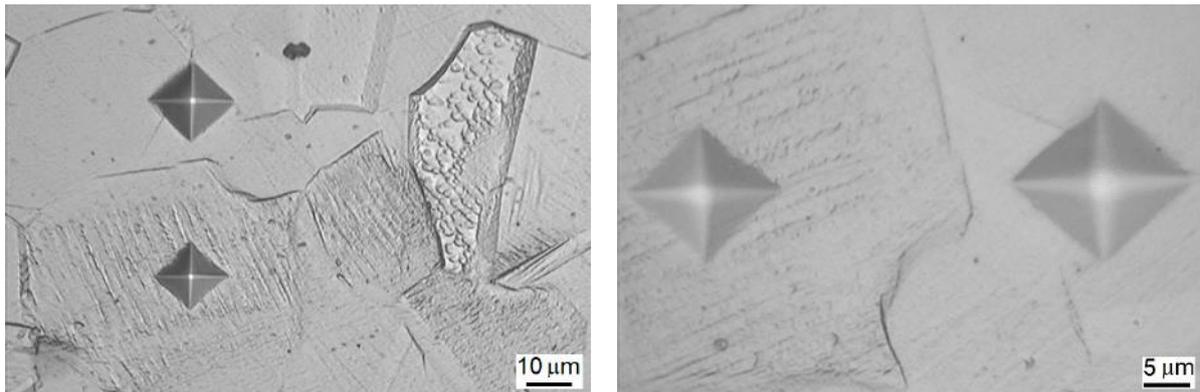


Figura 4: Endentações de microdureza dentro e fora das linhas de deformação.

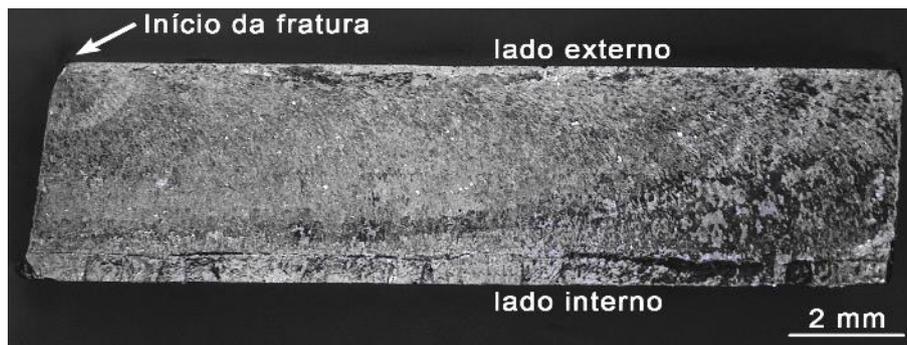


As propriedades mecânicas medidas nos ensaios de tração e de dureza estão de acordo com o esperado para um aço inoxidável 316L trabalhado a frio. O limite de dureza para o aço AISI 316L é de 220 HV (22-23). A dureza encontrada para a amostra, foi de 165 HV10; um valor entre a microdureza das fases austenita e martensita, 132,5 HV0,025 e 187,7 HV0,025, respectivamente. O aço AISI 316L quando recozido possui limite de escoamento em 200 MPa, com mínimo de 170 MPa. O valor encontrado para a amostra foi superior, 281,8 MPa, confirmando a suspeita de trabalho a frio, e corroborando as informações obtidas nas análises microestruturais. O limite de resistência obtido, 600,7 MPa, e alongamento, 46,2%, do material estão de acordo com a norma ASTM A240/A240M que especifica valores mínimos em 485 MPa e 40% (22).

Nos ensaios de corrosão, as curvas obtidas por DL-EPR com ambas soluções de teste empregadas não apresentaram picos de reativação. A curva de polarização obtida apresenta comportamento típico do aço AISI 316L. Estes resultados indicam que o material está dentro do esperado e que se submetido às condições usuais de operação, não estaria suscetível a sofrer falhas por corrosão.

A macro da superfície da trinca apresentada na Figura 5 mostra marcas de praia que são típicas de fratura por fadiga. A fratura é frágil e não há sinais de deformação plástica, apesar da alta ductilidade do material.

Figura 5: Superfície da fratura.



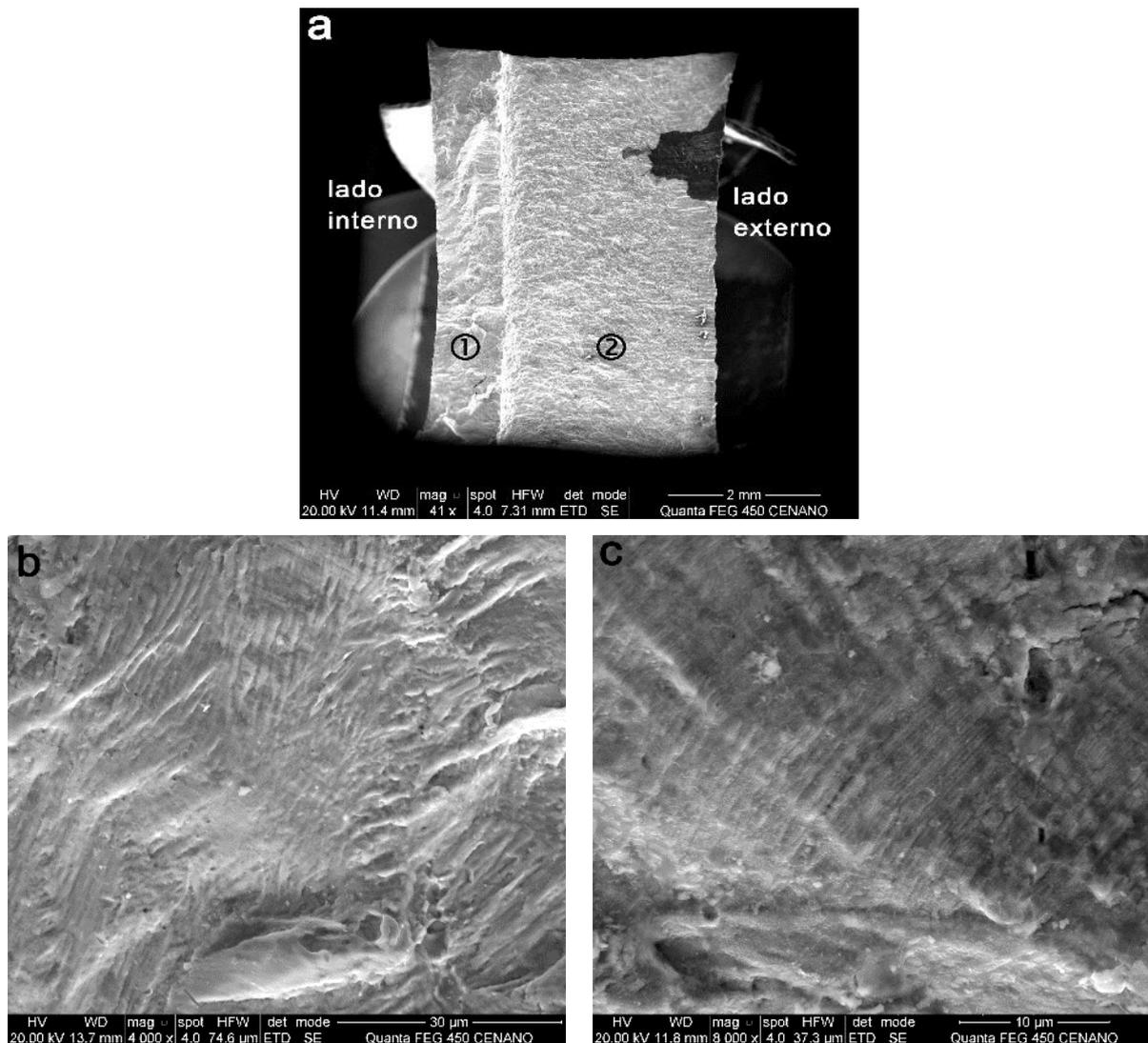
A Figura 6a mostra que existe uma divisão clara entre os lados interno e externo do tubo, contudo, as Figuras 8b (região ① próxima ao lado interno) e 8c (região ② próxima ao lado externo) indicam a existência de estrias na superfície de fratura em ambas as regiões. As estrias confirmam que o mecanismo de falha foi por fadiga. As marcas de praia e a direção das estrias indicam que o processo se iniciou na parte externa do tubo. A ruptura final nos processos de fadiga geralmente não contém estrias pois são causadas por sobrecarga. Entretanto não foram vistas microcavidades características de fratura dúctil na região final da ruptura do material, sendo observadas estrias em ambas as regiões, o que não é comum. Isto indica que a magnitude das tensões foi pequena, o que está de acordo com o tamanho reduzido das estrias. Níveis baixos de tensão resultam em falhas com uma maior região de estrias e menor região de deformação plástica. Um estudo realizado por Huang e colaboradores (24) apontou que quando a relação entre os valores de solicitação das tensões máxima e mínima está próxima a 1, toda região da fratura apresenta apenas estrias, sem a observação de mecanismos de deformação por sobrecarga.

O espaçamento médio entre as estrias da parte externa e interna do tubo foi de aproximadamente 0,3 e 1,1  $\mu\text{m}$ , respectivamente. O que reforça a constatação de que a região interna do tubo é a parte final da fratura. À medida que a propagação da fissura por fadiga se estende, a seção resistente diminui, o que aumenta a tensão aplicada na região final e aumenta o espaçamento entre as estrias (25).

O limite de fadiga para o aço AISI 316L é de 146,45 MPa (26). As condições adversas de operação associadas ao baixo limite de fadiga prejudicam a escolha do AISI 316L para aplicação em tubos Flare. Para aplicações offshore com solicitações de alta resistência mecânica e à corrosão os aços inoxidáveis duplex são amplamente recomendados (27-28). Sua microestrutura bifásica com frações volumétricas iguais

de ferrita e austenita faz com que este material combine excelente resistência à corrosão com boas propriedades mecânicas. Um estudo publicado por Jiang et al. (29) que comparou a resistência à fadiga dos aços inoxidáveis AISI 316L e duplex 2205, concluiu que o segundo suportou o dobro de tensão para um mesmo número de ciclos.

Figura 6: Superfície da fratura. a) regiões distintas ① e ②; b) fractografia da região interna do tubo ①; c) fractografia da região externa do tubo ②.



## CONCLUSÃO

O material utilizado na fabricação dos tubos está conforme o especificado. Sua composição química, propriedades de tração, dureza e resistência à corrosão estão de acordo com as normas. As linhas de deformação encontradas na microestrutura

têm origem provável na fabricação do tubo e apesar de terem desencadeado transformações martensíticas, não foram suficientes para aumentar a dureza do material como um todo acima dos limites normalizados.

A falha do sistema Flare se deu devido a um processo de fadiga, tendo o aço AISI 316L baixa resistência ao mesmo. A performance da tubulação foi afetada devido aos esforços mecânicos apresentarem tensões de tração e compressão, fator crítico para vida em fadiga. É sugerida a utilização de um aço inoxidável da família duplex para o sistema, haja vista que este possui maior resistência mecânica e à fadiga que o aço AISI 316L.

## REFERÊNCIAS

- (1) A.P. Kölblinger, S.S.M. Tavares, C.A. Della Rovere, A.R. Pimenta, Failure analysis of a flange of superduplex stainless steel by preferential corrosion of ferrite phase, *Engineering Failure Analysis* 134 (2022) 106098. <https://doi.org/10.1016/j.engfailanal.2022.106098>.
- (2) Y. Wu, J. Ding, Z. Zhang, Y. Zhao, N. Cai, Study on fracture failure behavior of super 13Cr tubing caused by deposited corrosion, *Metals* 13 (2023) 498. <https://doi.org/10.3390/met13030498>.
- (3) K. Sotoodeh, Erosion prevention for piping and valves in offshore oil and gas industry: a case study, *J Fail. Anal. and Preven.* 23 (2023) 624–635. <https://doi.org/10.1007/s11668-023-01620-z>.
- (4) M. Yousefi, M.H. Farghadin, A. Farzadi, Investigate the causes of cracks in welded 310 stainless steel used in the Flare tip, *Engineering Failure Analysis* 53 (2015) 138–147. <https://doi.org/10.1016/j.engfailanal.2015.04.002>.
- (5) F. Elshawesh, A. Elhoud, W. Zeglam, K. Abusowa, A. Mesalem, Corrosion fatigue of Incoloy 825 flare gas line bellows of expansion joints, *J Fail. Anal. and Preven.* 15 (2015) 7–14. <https://doi.org/10.1007/s11668-014-9900-9>.
- (6) ASTM, G1-03 Practice for preparing, cleaning, and evaluating corrosion test specimens, (2017). <https://doi.org/10.1520/G0001-03R17E01>.
- (7) ASM, ASM handbook vol. 9 Metallography and microstructure, ASM International, Ohio, 2004.
- (8) ASM, ASM handbook vol. 12 Fractography, ASM International, Ohio, 1987.

- (9) B.D. Cullity, S.R. Stock, Elements of x-ray diffraction, 3rd ed., Pearson Education Ltd, Harlow, 2001.
- (10) ASTM, E8 - Test methods for tension testing of metallic materials, ASTM International, 2024. <http://www.astm.org/cgi-bin/resolver.cgi?E8E8M-24> (accessed July 2, 2024).
- (11) ASTM, A370 - Standard test methods and definitions for mechanical testing of steel products, ASTM International, 2022. <https://doi.org/10.1520/A0370-21>.
- (12) ABNT, 6507-1 Metallic materials - Vickers hardness test. Part 1: Test method, Associação Brasileira de Normas Técnicas, 2008.
- (13) ASTM, A312/A312M Standard specification for seamless, welded, and heavily cold worked austenitic stainless steel pipes, ASTM International, West Conshohocken, 2022.
- (14) B.E. Wilde, J.S. Armijo, Influence of sulfur on the corrosion resistance of austenitic stainless steel, Corrosion 23 (1967) 208–214. <https://doi.org/10.5006/0010-9312-23.7.208>.
- (15) S.S.M. Tavares, J.M. Pardal, T.R.B. Martins, M.R. Da Silva, Influence of sulfur content on the corrosion resistance of 17-4PH stainless steel, J. of Materi Eng and Perform 26 (2017) 2512–2519. <https://doi.org/10.1007/s11665-017-2693-8>.
- (16) P.L. Mangonon, G. Thomas, Structure and properties of thermal-mechanically treated 304 stainless steel, Metall Trans 1 (1970) 1587–1594. <https://doi.org/10.1007/BF02642004>.
- (17) S.S.M. Tavares, D. Gunderov, V. Stolyarov, J.M. Neto, Phase transformation induced by severe plastic deformation in the AISI 304L stainless steel, Materials Science and Engineering: A 358 (2003) 32–36. [https://doi.org/10.1016/S0921-5093\(03\)00263-6](https://doi.org/10.1016/S0921-5093(03)00263-6).
- (18) T.H. Fang, N.R. Tao, Martensitic transformation dominated tensile plastic deformation of nanograins in a gradient nanostructured 316L stainless steel, Acta Materialia 248 (2023) 118780. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2023.118780>.
- (19) S.Y. Zhang, E. Compagnon, B. Godin, A.M. Korsunsky, Investigation of martensite transformation in 316L stainless steel, Materials Today: Proceedings 2 (2015) S251–S260. <https://doi.org/10.1016/j.matpr.2015.05.035>.

- (20) R.L.P. Teixeira, J.C. De Lacerda, K.C. Florencio, S.N. Da Silva, A.B. Henriques, TRIP effect produced by cold rolling of austenitic stainless steel AISI 316L, *J Mater Sci* 58 (2023) 3334–3345. <https://doi.org/10.1007/s10853-023-08235-7>.
- (21) Y. Tian, O.I. Gorbatov, A. Borgenstam, A.V. Ruban, P. Hedström, Deformation microstructure and deformation-induced martensite in austenitic Fe-Cr-Ni alloys depending on stacking fault energy, *Metall Mater Trans A* 48 (2017) 1–7. <https://doi.org/10.1007/s11661-016-3839-2>. S. Gu, C. Liu, Y. Kimura, S. Yoon, Y. Cui, X. Yan, Y. Ju, Y. Toku, Realizing strength–ductility synergy in a lean duplex stainless steel through enhanced TRIP effect via pulsed electric current treatment, *Materials Science and Engineering: A* 883 (2023) 145534. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2023.145534>.
- (22) ASTM, A240/A240M Standard specification for chromium and chromium-nickel stainless steel plate, sheet, and strip for pressure vessels and for general applications, ASTM International, West Conshohocken, 2023.
- (23) ASTM, E140 - Standard hardness conversion tables for metals relationship among brinell hardness, vickers hardness, rockwell hardness, superficial hardness, knoop hardness, scleroscope hardness, and leeb hardness, ASTM International, 2012. <http://www.astm.org/cgi-bin/resolver.cgi?E140-12B> (accessed May 15, 2022).
- (24) J.-Y. Huang, J.-J. Yeh, S.-L. Jeng, C.-Y. Chen, R.-C. Kuo, High-cycle fatigue behavior of type 316L stainless steel, *Mater. Trans.* 47 (2006) 409–417. <https://doi.org/10.2320/matertrans.47.409>.
- (25) ASM, ASM handbook vol. 19 Fatigue and fracture, ASM International, Ohio, 1996.
- (26) K.A. Mohammad, E.S. Zainudin, S.M. Sapuan, N.I. Zahari, A. Aidy, Fatigue life for type 316L stainless steel under cyclic Loading, *AMR* 701 (2013) 77–81. <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/AMR.701.77>.
- (27) A.R. Pimenta, M.G. Diniz, G. Perez, I.G. Solórzano-Naranjo, Nitrogen addition to the shielding gas for welding hyper-duplex stainless steel, *Soldag. Insp.* 25 (2020) e2512. <https://doi.org/10.1590/0104-9224/si25.12>.
- (28) M.T.G. De Sampaio, A.B. Furtado, M.D.C. Ignácio, S.S.M. Tavares, J.M. Pardal, A.R. Pimenta, J.A.C. Velasco, E.A. Ponzio, Electrochemical characterization of sigma phase in superduplex stainless steels: LSV-KOH as

- a promising methodology over DL-EPR, Journal of Materials Research and Technology 26 (2023) 8149–8164. <https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2023.09.106>.
- (29) S. Li, W. Jiang, X. Xie, Z. Dong, A comparison of amplitude-and time-dependent cyclic deformation behavior for fully-austenite stainless steel 316L and duplex stainless steel 2205, Materials 14 (2021) 5594. <https://doi.org/10.3390/ma14195594>.

## **FAILURE ANALYSIS OF AISI 316L STEEL IN AN OFFSHORE OIL PLATFORM FLARE SYSTEM**

### **Abstract**

Equipment operating in the offshore oil field is susceptible to failure due to severe operating conditions. This paper reports the failure analysis of a high-pressure flare system pipeline that is responsible for the safe disposal of hydrocarbon gases and liquids. The investigated pipe was manufactured in AISI 316L stainless steel. Cracks were detected in different regions and repaired by welding, but another failure was found months later. The material composition, tensile properties, hardness and corrosion resistance were evaluated; the results obtained are compatible with AISI 316L steel. The microstructure was observed by optical and scanning electron microscopy, showing an austenitic matrix with some deformation bands. X-ray diffraction analysis and microhardness measurements reveal the formation of martensite in these deformation bands. The fracture surface examined by scanning electron microscopy indicates fatigue failure.

**Keywords:** Austenitic stainless steel, failure analysis, fatigue.