Unisanta Science and Technology, **2019, 3, December**
Published Online 2019 Vol.8 N°2 http://periodicos.unisanta.br/index.php/sat)

UNISANTA
Science and Technology
ISSN 2317-1316

Investigação da ocorrência de Falhas Prematuras em uma Tubulação Industrial de Aço Inoxidável

Antonio Pousa Neto[1,3], Donizeti Pires Fernandes[1,2], Willy Ank de Morais[1,4]

UNISANTA[1] - Universidade Santa Cecília – Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica - PPGEMec
Rua Oswaldo Cruz, 266 - Santos-SP, Brasil - CEP: 11045-100

UNICID[2] - Universidade Cidade de São Paulo.
Rua Cesário Galero, 448/475 - Tatuapé. 03071-000, São Paulo, Brasil

UNIPAR CARBOCLORO[3]
Rod. Cônego Domênico Rangoni, s/n – Perequê. 11573-901, Cubatão, São Paulo, Brasil.

WILLY ANK SOLUÇÕES[4]
Rua Onze de Junho, 316 A.102. 1130-160, São Vicente, São Paulo, Brasil.
E-mail*:* willyank@unisanta.br
Received April, 2019

Resumo: Este artigo analisa a falha prematura de uma tubulação industrial de aço inoxidável 316L, que ocorreu em nove anos de operação e que foi causada por corrosão sob tensão na grande maioria das suas juntas soldadas. O fluído transportado era uma solução de cloreto de sódio (15%) e hidróxido de sódio (10%), a uma temperatura de 95°C, situação essa que deveria levar a tubulação a apresentar uma expectativa de vida de vinte anos. Foram avaliadas as condições de ataque químico ao aço inoxidável, incluindo os efeitos de processo, projeto, montagem e os efeitos soldagem especialmente nas alterações térmicas nas juntas soldadas. Foram utilizadas ferramentas de análises, tais como: análises químicas, de dureza; metalográfica e fractográficas, além de ensaios de integridade física dos tubos.

Palavras chave: aço inoxidável austenítico, corrosão sob tensão, soldagem de manutenção, tubulação de condução.

Investigation of the Occurrence of Premature Failures in an Industrial Stainless Steel Pipe

Abstract: This article examines the premature failure of a 316L stainless steel tubing, which occurred in nine years under industrial operation and which was caused by strain corrosion on most of its welded joints. The transported fluid was a solution of sodium chloride (15%) and sodium hydroxide (10%) at a temperature of 95°C, which should lead to a life expectancy of 20 years. The conditions of etching to stainless steel, including the effects of process, design, assembly and welding effects were evaluated, especially in the thermal changes in welded joints. Analytical tools were used, such as: chemical analysis, hardness analysis; metallographic and fractographic tests, as well as physical integrity tests of the tubes.

Keywords: austenitic stainless steel, stress corrosion, maintenance welding, piping.

1. Introdução

Os aços inoxidáveis são um grupo de materiais de engenharia que se destacam por sua grande resistência à corrosão, oferecida pela presença do elemento cromo. A oxidação do cromo, presente no aço inoxidável em quantidades maiores do que 11% (Washko e Aggen, 1997), forma uma fina camada passiva de óxido (inerte), que protege o material contra diversos meios agressivos e oxidantes. A passivação do aço inoxidável pelo óxido de cromo depende do conteúdo em cromo, sendo que outros elementos, tais como o molibdênio, níquel e nitrogênio, também contribuem para a resistência a corrosão.

Existem vários tipos de aços inoxidáveis (Schrader e Elshennawy, 2000), dos quais os austeníticos são empregados particularmente quando são desejadas certas

Copyright © 2019 ISESC.

características, das quais destacam-se: boa tenacidade e resistência à corrosão (Washko e Aggen, 1997).

Em função do serviço no qual o aço será usado, pode-se selecionar algumas das possíveis variações dos aços inoxidáveis austeníticos, conforme ilustrado pela Figura 1.

Os aços inoxidáveis são particularmente sensíveis à Corrosão sob Tensão (CST), ocasionada pela capacidade do íon cloro (Cl-1), presente em meios com cloretos, penetrar no filme de passivação, deteriorando sua capacidade de proteção e causando uma corrosão localizada (por pites). Devido a isso, aços inoxidáveis austeníticos podem receber adições de 2 a 3% de molibdênio, que é mais efetivo no aumento da resistência à corrosão por pites, conforme descrito pelo parâmetro PREN (*Pitting Resistance Equivalent Number*), Equação:

$$PREN = \%Cr + 3{,}3\cdot(\%Mo) + 16\cdot(\%N) \quad (1)$$

Mesmo com as adições de molibdênio, os aços inoxidáveis austeníticos mantêm a susceptibilidade à corrosão sob tensão, quando ocorreram as condições adversas de temperatura elevada e/ou baixos valores de pH (Turman, 1977). O efeito destas condições adversas está ilustrado pelo gráfico da Figura 2.

No caso dos aços inoxidáveis austeníticos as trincas propagam-se de forma intercristalina, uma tendência comum em materiais dúcteis de estrutura Cúbica de Faces Centradas (CFC) (Gentil, 2008).

O aparecimento de tensões residuais, outra condição necessária para a CST, pode originar-se de operações de soldagem (Lippold e Koteck, 2005). As distorções térmicas, induzidas pelos ciclos de aquecimento e resfriamento das soldas, não compensados por um pré-aquecimento eficaz, geram tensões ao redor da junta obtida. Os aços inoxidáveis austeníticos são particularmente mais sensíveis à geração de tensões residuais, em comparação aos aços carbono comuns. Esta diferença pode ser demonstrada pelas diferenças entre os coeficientes de expansão térmica linear (α, em $\mu m/m\cdot K$) e, especialmente, a taxas de transferência de calor (K em $W/m\cdot K$) destes dois materiais, empregando-se a Equação:

$$RVT = \frac{S_{LE}\cdot K}{E\cdot \alpha_L} \quad (2)$$

Na qual: **RVT** é a resistência à variação térmica (W/mm); $\mathbf{S_{LE}}$ é o limite de escoamento do material (MPa); **K** é a condutividade térmica ($W/m\cdot K$); **E** é o módulo de elasticidade (GPa) e $\boldsymbol{\alpha_L}$ é o coeficiente de expansão térmica linear ($\mu m/m\cdot K$).

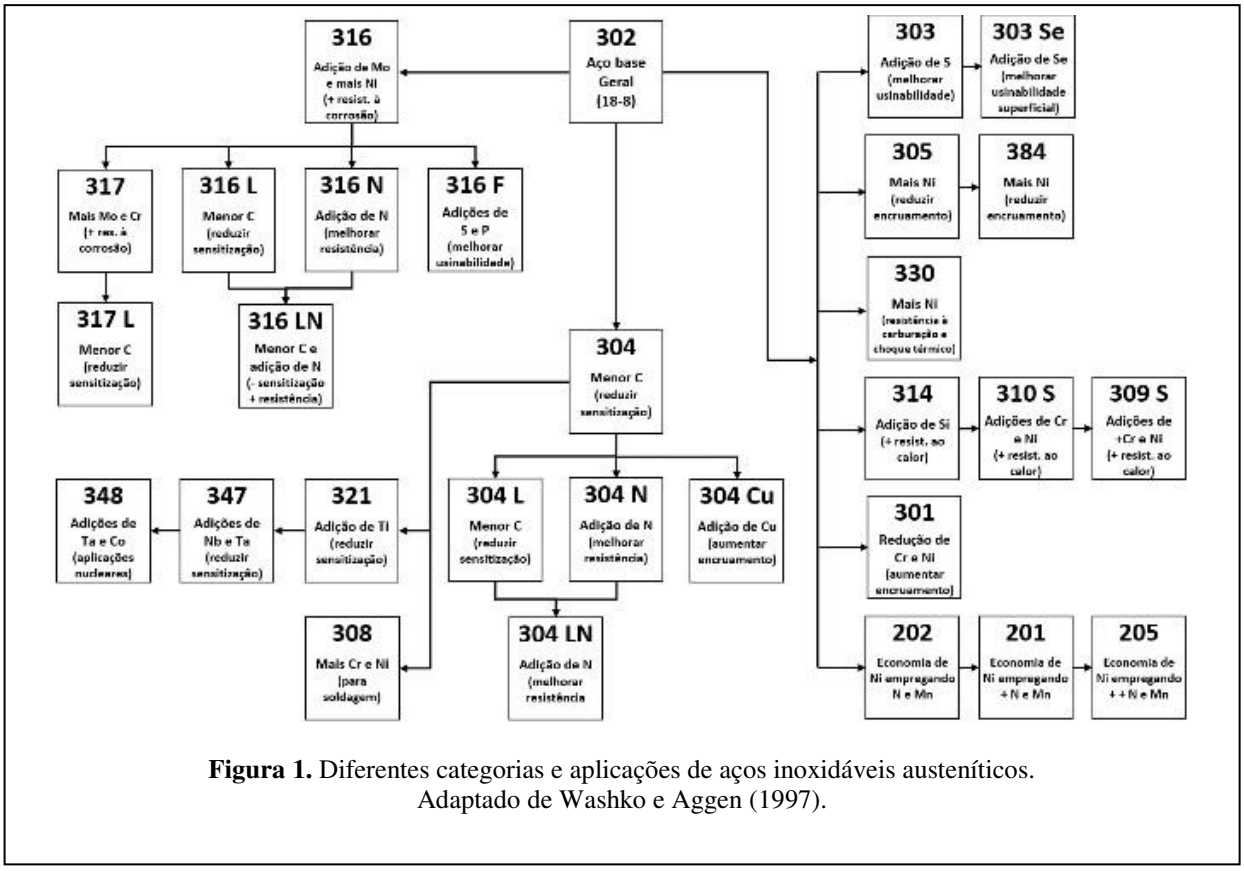


Figura 1. Diferentes categorias e aplicações de aços inoxidáveis austeníticos. Adaptado de Washko e Aggen (1997).

Copyright © 2019 ISESC

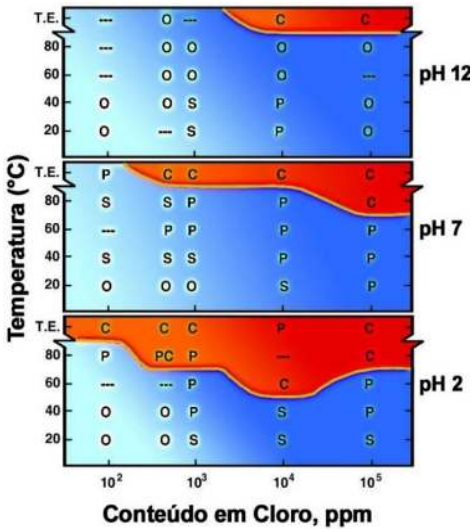


Figura 2. Influência do meio na ocorrência de Corrosão sob Tensão em aços inoxidáveis austeníticos para um tempo máximo de exposição de 13,5 mil horas. Adaptado de Truman (1977).

A Equação (2) foi concebida originalmente para empregar a tensão de fratura, SLF, e assim descrever a resistência ao choque térmico (trincamento) de materiais frágeis (Callister, 2007). Ao se empregar o limite de escoamento, $\mathbf{S_{LE}}$ ao invés da tensão de fratura, $\mathbf{S_{LF}}$, torna-se possível empregar a Equação (2) para quantificar a tendência a deformações ou distorções plásticas oriundas de ciclos térmicos. A diferença nesta tendência entre os aços inoxidáveis e os aços carbono pode ser feita, pela Equação (2), ao se considerar as propriedades típicas destes dois materiais, conforme oferecidas na Tabela 1. Além disso, considera-se níveis de resistência mecânica ao escoamento similares ($\mathbf{S_{LE}}$ = 250 MPa) e os módulos de elasticidade típicos para estes materiais, ou seja;

E = 180~200 GPa para aços inoxidáveis austeníticos e
E = 200~210 GPa para aços carbono (Matweb, 2016).

Com isso, quantifica-se que o aço inoxidável é cerca de 4 vezes mais sensível a distorções térmicas do que o aço carbono, conforme resultados apresentados na Tabela 1.

A maior variação dimensional térmica do aço inoxidável austenítico é especialmente relevante durante operações de soldagem destes materiais. Isso ocorre, pois geralmente os componentes sendo soldados estão constritos, ou mesmo engastados (Soares, 2006) para reduzir as distorções dimensionais na peça acabada. Porém a restrição à deformação durante a soldagem, em conjunto com a tendência de variação térmica, quantificada pela Equação (2), gera maiores níveis de tensões residuais pós soldagem em componentes de aço inoxidável austenítico.

Outra questão importante que surge na soldagem de componentes em aço inoxidável é a possibilidade de sensitização desses aços. Esse fenômeno é oriundo da

Tabela 1. Comparação entre valores de propriedades térmicas dos aços carbono e inoxidável austenítico (MATWEB, 2016).

Aço	**K** (W/m·K)	α_L (μm/m·K)	**RVT** (W/mm)
Carbono	51,9~52,2	11,6~14,1	**3,5~5,25**
Inoxidável austenítico	14,8~18,7	15,9~18,5	**0,89~1,52**

Nota: **K** - Condutividade térmica; α_L - coeficiente de expansão térmica linear e **RVT** - Resistência à Variação Térmica.

Copyright © 2019 ISESC

precipitação de carbonetos e nitretos, especialmente o carboneto de cromo, na forma de $Cr_{23}C_6$, e nitreto de cromo, na forma de Cr_2N. As precipitações, que ocorrem especialmente nos contornos de grão, promovem a redução localizada da quantidade de cromo metálico (livre) em solução sólida disponível para formar a camada protetiva de óxido de cormo (Cr_2O_3) sobre o aço. Essa redução ou mesmo ausência da camada protetiva permite o surgimento de mecanismos de corrosão intergranular, por pites e CST (Gentil, 2007).

Particularmente importante nos aços inoxidáveis com adições de molibdênio é a sua maior susceptibilidade à formação de fase sigma em condições de fabricação, principalmente durante a soldagem. A fase sigma é um composto com estrutura cristalina tetragonal de corpo centrado (TCC) que apresenta altos valores de dureza, que podem chegar a 400HB (Washko e Aggen, 1997). Em sendo uma fase mais frágil, esta torna-se um ponto de susceptibilidade à formação e propagação de trincas.

Neste trabalho, analisou-se a falha prematura de uma tubulação de aço inoxidável AISI 316L, que tinha uma vida útil prevista para 20 anos, mas cuja falha ocorreu com apenas nove anos de operação. Tal tubulação era empregada em uma unidade industrial de produção de soda cáustica (NaOH), obtida pela eletrólise de cloreto de sódio (NaCl) em meio aquoso. A falha desta tubulação ocorreu pela presença de trincas localizadas em muitas de suas juntas soldadas.

A linha de investigação adotada neste trabalho direcionou-se para todas as possíveis condições de ataque ao aço inoxidável empregado na tubulação. Foram abrangidos efeitos da aplicação da tubulação, de seu projeto e montagem. Neste último caso, considerando-se as condições de realização das juntas soldadas e de efeitos adversos devido à soldagem. Foram utilizadas ferramentas de análises laboratoriais, tais como: análises químicas, de dureza; metalográfica e fractográficas, além de ensaios de corrosão em amostras obtidas dos tubos.

2. Materiais e Métodos

O presente estudo foi desenvolvido em uma tubulação de seis polegadas constituída de Aço Inoxidável AISI 316L *Schedule* 10S ("S" designa aço inoxidável), com espessura nominal de 3,4mm. Esta tubulação foi especificada para trabalhar no transporte de uma solução industrial (ou 'licor') de cloreto de sódio (15%) e hidróxido de sódio (10%), na temperatura nominal de 95 °C, mas com a possibilidade de picos de até 120°C (Hansen e Puyear, 1996). A taxa de corrosão prevista no projeto era de 0,015 mm/ano com a manutenção da camada de passivação, que durante 20 anos, levaria a uma tolerância a corrosão de 0,3mm.

Porém, após nove anos de operação, a tubulação precisou sofrer manutenção devido a ocorrência de falha pelo trincamento dessas tubulações em muitas de suas soldas. Apesar das trincas presentes na região das juntas soldadas, o restante da tubulação apresentava-se íntegra e condições de uso melhores do que as previstas em projeto.

Para fazer a avaliação do material foram empregadas diversas técnicas experimentais visando verificar o mecanismo de degradação presente e relevante à falha. O foco das análises foi determinar se a falha estava mais diretamente associada a condições metalúrgicas (ou microestruturais) ou a condições mecânicas.

2.1 Técnicas de Caracterização

As falhas, tubos e soldas foram avaliados visualmente e através de líquidos penetrantes (LP), procedendo o registro fotográfico das características mais relevantes. As trincas assim localizadas foram limpas e analisadas microfractograficamente através de Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV). Estas técnicas foram empregadas para validar a forma de propagação das trincas geradas na falha.

A composição química do aço dos tubos foi caracterizada através da análise da dispersão de energia obtida por um espectrógrafo por fluorescência de Raios-X (FRX) portátil. Esta análise visou verificar o teor dos elementos de liga principais para confirmar as características essenciais do aço, especialmente a sua classificação, conforme ilustrado na Figura 1.

Análise metalográfica foi empregada para caracterizar amostras da tubulação retiradas nas juntas soldadas, que se encontravam avariadas e nas juntas que ainda apresentavam boas condições. Especial atenção foi dada à interrelação das trincas presentes com as microestruturas encontradas no metal base (MB), no metal depositado pela solda (MS) e na zona termicamente afetada (ZTA) pelo calor da soldagem.

Adicionalmente, mediu-se a dureza Brinell nas ZTAs das soldas e dos cordões das soldas para determinar a possível A medição foi executada através de um durômetro de bancada em amostras adequadamente preparadas.

Três amostras foram submetidas a um teste de sensitização na junta soldada dos tubos conforme a norma ASTM A923 Prática A (2014). Estas amostras também foram submetidas a um ataque com o reativo Glicerégia (10ml HNO_3 + 50ml HCl + 60ml glicerina) durante 5 segundos e a temperatura ambiente. A Glicerégia permite uma visualização do tamanho de grão e precipitados sem, entretanto, distinguir bem os carbonetos da fase sigma (Guimarães, 2002).

Copyright © 2019 ISESC

Para verificar o comportamento do material em condições similares às encontradas na prática, foram empregados corpos de prova em "U", preparados segundo preconiza a norma ASTM G30 (2014b). Os ensaios foram executados ao longo de 30 dias submetendo-se os CPs a condições ambientais similares às encontradas na planta química, onde ocorreram as falhas. Para isso, a composição química do meio industrial, um licor industrial, no qual a tubulação é empregada, foi analisada e empregada para criar uma versão laboratorial também empregada nos testes de corrosão.

3. Resultados e Discussão

3.1 Análise Visual da Tubulação

Conforme apresentado na Figura 3.a e na Figura 3.b, os tubos falhados apresentaram trincas intensamente ramificadas na sua superfície externa, conforme caracterizadas pelo emprego de líquidos penetrantes (LP). No lado interno observou-se um processo corrosivo severo localizado, gerando uma cavidade bem destacada. Já na Figura 3.c e na Figura 3.d estão ilustradas a associação típica entre os cordões de solda com as trincas surgidas nas tubulações falhadas.

Nas soldas que apresentaram trincas, foram registradas diversas características indesejáveis, tais como: falta de penetração e de fusão, deposição insuficiente, reforço excessivo, ausência de abertura entre biseis, sobreposição, distorção e desalinhamento por dilatação térmica. As características verificadas nas soldas são sabidamente encontradas sob condições de sensitização do aço inoxidável por uma operação de soldagem inadequada em conjunção com um meio agressivo e carregamentos mecânicos presentes (pressão interna e, principalmente, tensões residuais da soldagem).

3.2 Análise Química e Dureza do Aço

Realizou-se uma análise química por dispersão de energia através de espectrógrafo por fluorescência de Raios-X portátil, para verificar o teor dos principais elementos de liga. A análise indicou teores médios de 17,5% de cromo; 12,5% de níquel; 0,7% de silício e 3% de molibdênio, assim sendo compatível com a composição do aço AISI 316L (nominalmente [1]: ≤0,03%C; 16 a 18%Cr; 2,0 a 3,0%Mo; 10 a 14%Ni; ≤2,0%Mn; ≤1,0%Si; ≤0,045%P e ≤0,030%S).

Os teores dos elementos intersticiais, especificamente carbono e nitrogênio, não foram analisados devido às limitações do instrumento empregado.

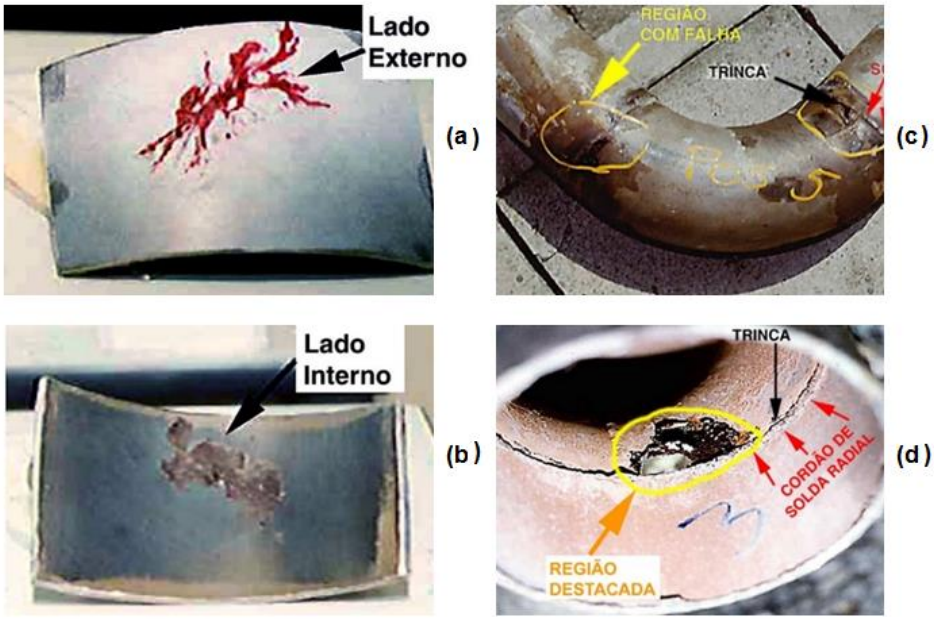


Figura 3. Exemplos de localização das falhas na tubulação avaliada: (a) esquerda uma curva com regiões corroídas; (b): corrosão acentuada no lado interno na região de solda; (c) trincas presentes nas soldas em curvas; (d) trincas e corrosão na região interna de uma solda em uma curva.

Copyright © 2019 ISESC

Uma análise por espectrometria por dispersão de energia (EDS) através de microscópio eletrônico de varredura (MEV), em uma região próxima à cavidade no lado interno no tubo curvado, mostrada na Figura 3.b.

O resultado está apresentado na Figura 4.a que pode ser comparada a um espectro obtido em corpo de prova metalográfico do metal base, mostrado na Figura 4.b.

Comparando os resultados da análise química por EDS, apresentados na Figura 4, pode-se perceber uma redução drástica do elemento cromo na região de corrosão, especialmente quando se compara com os demais elementos de liga, especialmente o níquel. Isso ocorre pela sensitização do aço, com a concentração do cromo em precipitados, fenômeno este que não ocorre com o níquel.

A grande diferença na altura dos picos do níquel no espectro da análise por EDS apresentada na Figura 4 deve-se a um efeito de ajuste automático na escala de energia representada pelo equipamento, que se ajusta automaticamente ao elemento de liga mais presente.

A dureza Brinell nas zonas afetadas termicamente (ZTAs) e da zona fundida (ZS) das soldas foram medidas através de um durômetro de bancada em amostras preparadas para tal.

Foram encontrados valores situados entre 126 HB a 178 HB (equivalentes à 70 a 90HRb) em todas as amostras analisadas. Estes valores são compatíveis aos valores típicos para o metal base (aço inoxidável AISI 316L) (Matweb, 2016).

3.3 Análise Metalográfica

Para a avaliação metalográfica, foram retiradas diversas amostras tanto das juntas soldadas que se encontravam avariadas, quanto das que se encontravam em boas condições. Para fazer o ataque metalográfico foi empregado o reagente Murakami (10g de $K_3Fe(CN)_8$, 10g de NaOH ou KOH + 100ml de água destilada), recomendado para este aço (ASTM, 2014a).

A Figura 5 mostra o detalhe das trincas ocorridas na ZTA em duas conexões soldadas. Como observável especialmente na Figura 5.a trincas apresentaram-se extremamente ramificadas, com trajetórias predominantemente transgranulares. Esta condição de propagação típica por CST indica a presença de tensões atuantes nesta região.

Apesar de que soluções cáusticas (pH>7) tenderiam a inibir a CST, induzida pela presença de íons Cl-1 (Turman, 1977), as altas temperaturas de serviço da tubulação tornam possível que este mecanismo de degradação apareça, especialmente nas regiões mais críticas, como nas juntas soldadas das tubulações.

A Figura 5.b mostra uma região típica de início de trincas nos tubos avaliados. Nessas regiões foram percebidas, como ilustrado na Figura 5.b, um início de propagação intergranular, caracterizada pelo destacamento dos grãos. Esta condição indica que houve um efeito de fragilização, oriunda de efeitos térmicos prévios, localizado na superfície do material onde se iniciaram as fraturas.

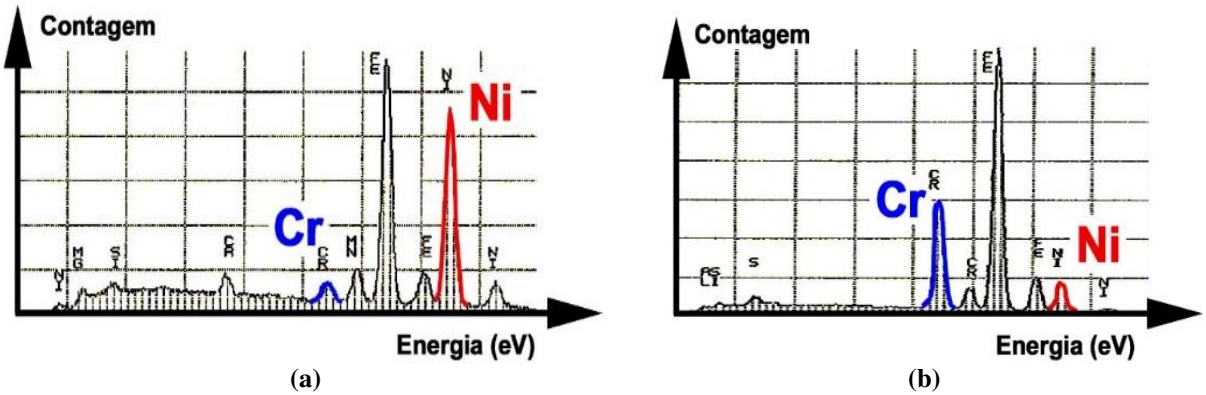


Figura 4. Análise química por dispersão de energia (EDS) de uma amostra de tubo falhado na (a) região da corrosão e (b) em regiões fora da corrosão.

Copyright © 2019 ISESC

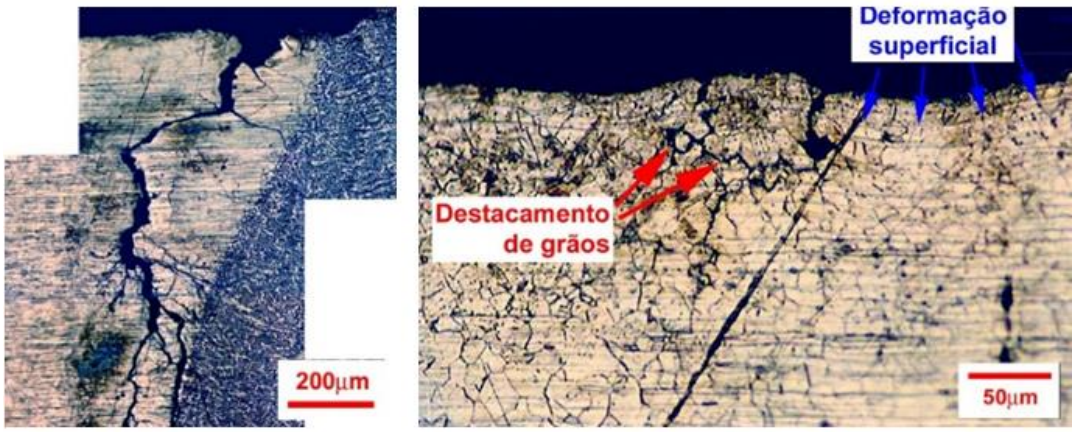


Figura 5. Metalografia na região das trincas ocorridas na ZAT. Ataque Murakami, com ampliações no microscópio ótico de: (a) 50X e (b) 200X.

3.4 Análise Fractográfica

A Figura 6 apresenta uma microfractografia obtida através de Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV) de uma das amostras retiradas das tubulações falhadas. A análise microfractográfica revelou que a trinca, uma vez iniciada e em propagação, esta apresentou uma trajetória predominantemente transgranular.

3.5 Teste de sensitização do aço

Não houve nenhum sinal de ataque nos três CPs empregados conforme descritos abaixo:

1. chapa sem solda;
2. chapa soldada e trincada que apresentou destaque por corrosão, tratada termicamente por solubilização (aquecida a 1070°C durante 35 minutos, seguido de resfriamento brusco em água);
3. chapa soldada e trincada que apresentou destaque por corrosão, sem tratamento térmico.

Os três CPs também foram submetidos a um ataque com glicerégia (10ml HNO_3 + 50ml HCl + 60ml glicerina) durante 5 segundos e a temperatura ambiente. Os resultados obtidos estão apresentados na Figura 7. O CP solubilizado deveria apresentar um menor ataque intergranular em relação aos outros corpos de prova, caso o tubo estivesse sensitizado. Entretanto, mais uma vez, observou-se um comportamento similar entre as três condições, com pouco ataque intergranular.

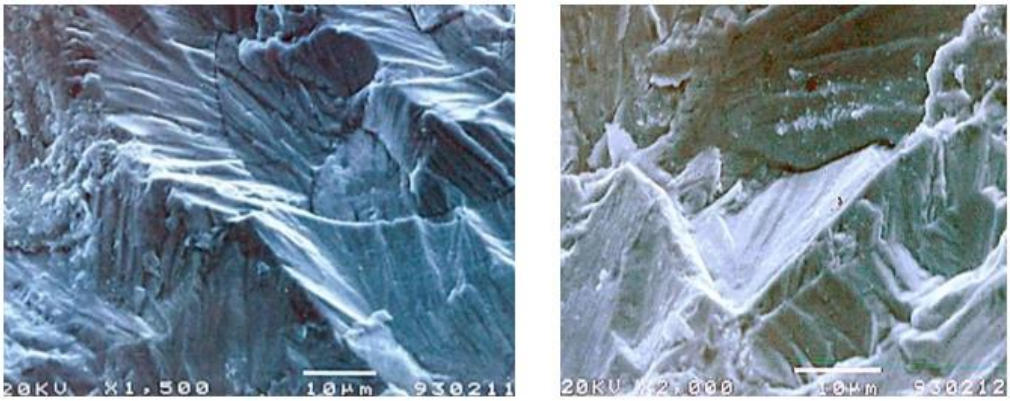


Figura 6. Aspecto da superfície da fratura de uma das trincas na tubulação em duas regiões distintas (a) e (b).

Copyright © 2019 ISESC

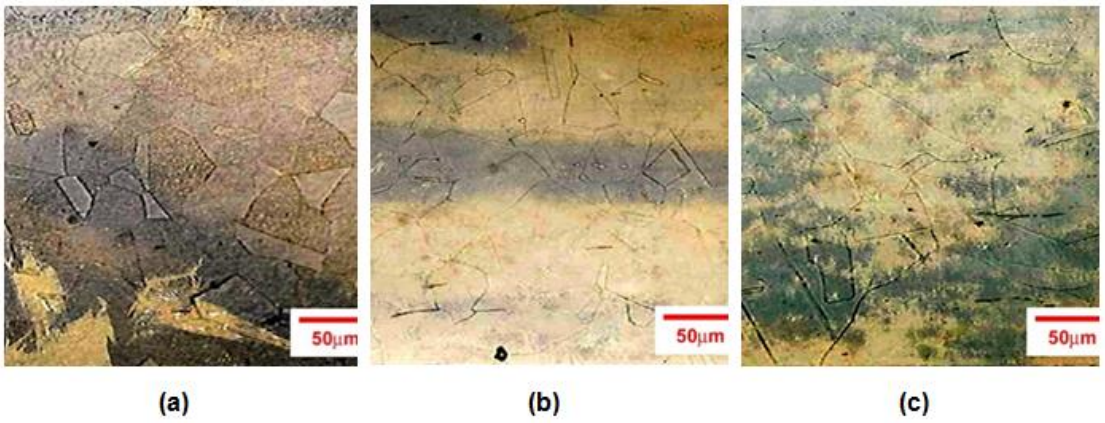


Figura 7. Aspecto metalográfico das amostras após ataque com Glicerégia (5s a T_{amb}): (a) Tubo curvado, afastado da solda; (b) Material solubilizado, ZTA e (c) Material não solubilizado, ZTA.

3.6 Teste de sensitização do aço

Para verificar o comportamento do material em condições similares às encontradas na prática, foram empregados corpos de prova em "U", conforme ilustrados na Figura 8, preparados segundo preconiza a norma ASTM G30 (2014b). Os ensaios foram executados ao longo de 30 dias submetendo-se os CPs a condições ambientais similares às encontradas na planta química, onde ocorreram as falhas. O produto que os tubos transportam é um licor industrial, cuja composição química está apresentada na Tabela 2.

Devido à possibilidade da ocorrência de contaminantes transientes, definiu-se que apenas uma experiência de resistência à corrosão seria executada com um meio elaborado em laboratório (CP1), sendo que outras duas experiências (CP2 e CP3) empregariam amostras de licor (designação da solução química industrial) extraídas diretamente da área industrial.

Duas amostras (CP1 e CP2) foram testadas em equipamentos de laboratório sem agitação da solução e a terceira amostra (CP3) foi testada dentro da própria tubulação industrial, com presença intensa de agitação.

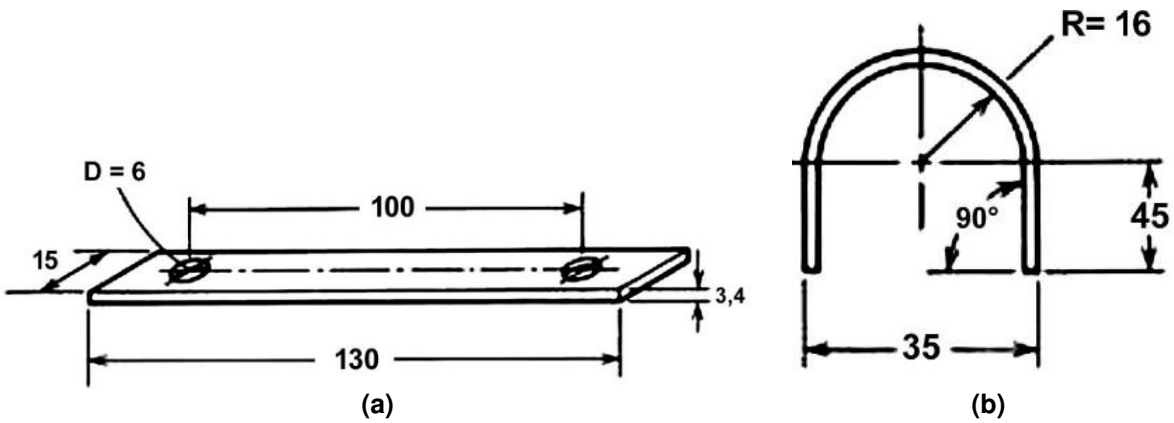


Figura 8. Dimensões e geometria dos corpos de prova em "U" empregados em ensaios de corrosão, (a) antes e (b) após encurvamento.

Copyright © 2019 ISESC

Tabela 2. Composição química nominal do licor industrial que é transportado nas tubulações.

Elemento/Composto	Resultados	Limite de quantificação	Data/ Hora da análise
Cloreto de Sódio (NaCl)	206 g/L	1	27/05/2014 11:42
Hidróxido de Sódio (NaOH)	121 g/L	1	27/05/2014 09:43
Clorato de Sódio ($NaClO_3$)	0,63 g/L	0,01	27/05/2014 10:11
Hipoclorito de Sódio (NaClO)	21 mg/L	1	27/05/2014 10:00
Ferro (Fe)	0,3 mg/L	0,1	27/05/2014 09:45

A temperatura adotada nos testes de laboratório foi igual à registrada dentro da tubulação na planta industrial: 95°C.

As duas amostras testadas em laboratório (CP1 e CP2), foram avaliadas em um sistema composto por um Erlenmayer, aquecido por um equipamento de Banho Maria (*water bath*), em cuja saída foi acoplado um condensador Liebig, para evitar mudança na concentração da solução (meio) corrosivo por evaporação.

Esta montagem está ilustrada na Figura 9.

Como foi descrito anteriormente, a diferença entre as duas amostras testadas em laboratório (CP1 e o CP2) é que a primeira (CP1) foi testada em uma solução também preparada em laboratório, conforme a composição da química da Tabela 1, e a segunda (CP2) foi testada em uma amostra extraída diretamente da planta industrial (licor). Finalmente a terceira amostra (CP3) foi exposta a condições reais dentro de uma das tubulações empregadas na unidade industrial.

Após 30 dias imersos nas respectivas soluções, os três CPs, ilustrados na Figura 9.b, apresentaram resultados ligeiramente diferentes, conforme descrito pela Tabela 3.As superfícies dos CPs apresentaram características superficiais que variaram desde um início de corrosão por pites a até formação de trincas na região das curvaturas, onde o nível de tensão submetido ao material foi máximo. A Figura 10 ilustra as superfícies dos CPs conforme observadas por lupa estereoscópica. Não foram observados pites, trincas ou outros sinais de degradação fora da região de dobramento dos CPs.

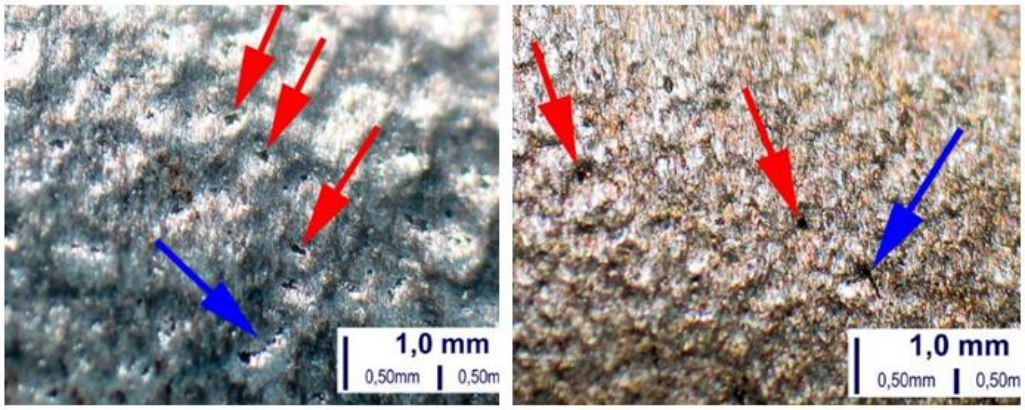


Figura 9. Realização dos ensaios de corrosão: (a) montagem experimental empregada na simulação da corrosão sob tensão e (b) o aspecto do três CPs testados.

Copyright © 2019 ISESC

Tabela 3. Resultados gerais obtidos dos Corpos de Prova após teste de corrosão simulada.

CP	Meio	Local	Resultados obtidos na região dobrada
1	Solução laboratorial pura	Laboratório (estático)	Formação de pites de corrosão (Figura 10.a)
2	Licor da planta	Laboratório (estático)	Formação de pites de corrosão e trincas
3	Licor da planta	Planta industrial (agitação)	Formação de pites de corrosão, trincas e depósito de cloreto (Figura 10.b)



(a) CP1 (40X) (b) CP3 (40X)

Figura 10. Aspecto das superfícies dos Corpos de Prova após teste de corrosão simulada em 30 dias a 95°C em um meio com 15% de cloreto de sódio e 10% de hidróxido de sódio. As setas ilustram pits de corrosão e trincas intergranulares.

4. Conclusões

As falhas ocorreram somente nas regiões das juntas soldadas, com ataque corrosivo interno nas zonas afetadas termicamente (ZTAs) das soldas e nos cordões de soldas. Não foram observados sinais de sensitização nos tubos, mesmo nas regiões falhadas. A baixa dureza encontrada e as análises metalográficas não indicaram a formação de fase sigma. Ensaios realizados através do método ASTM G30 (2014b), comprovaram que o principal motivo da corrosão é o de tensão conjugada com o meio ao qual os tubos foram expostos. Nestes ensaios somente as partes tensionadas dos corpos de prova (CPs) apresentaram sinais de degradação sendo que as outras partes dos CPs mantiveram sua integridade. Desta forma conclui-se que a falha ocorreu por mecanismos de Corrosão sob Tensão (CST) associando-se tensões residuais, causadas por soldagem, em conjunção com o meio contendo cloretos em alta temperatura. Desta forma, seria possível empregar o aço inoxidável 316L obtendo-se a vida útil prevista em projeto de 20 anos, caso as soldas sejam bem executadas e tratadas adequadamente. Assim é possível manter a atual especificação do aço AISI 316L, desde que sua soldagem tenha um acompanhamento pormenorizado ou ainda substituir o material por um Aço Inoxidável, Super-Duplex que tem um custo em torno de 20% maior em relação ao 316L, mas que apresenta maior resistência ao meio.

Agradecimentos

Os autores agradecem ao apoio dos técnicos da Unipar Carbocloro, da UNISANTA e da INSPEBRAS; que muito auxiliou na preparação, execução e acompanhamento dos ensaios laboratoriais e de campo necessários a este trabalho.

Referências

American Society For Testing And Materials, 2014a. ASTM A923-14, Standard Test Methods for Detecting Detrimental Intermetallic Phase in Duplex Austenitic/Ferritic Stainless Steels, ASTM International, West Conshohocken, PA.

_____, 2014b. ASTM G30-97, Standard Practice for Making and Using U-Bend Stress-Corrosion Test Specimens, ASTM International, West Conshohocken, PA.

Copyright © 2019 ISESC

Callister, W. D, 2007. Materials Science and Engineering: an introduction. 7. ed. York (UK): John Willey & Sons. p. 734-735.

Guimaraes, A.A., 2002. Estudo da precipitação de carbonetos e da fase sigma no aço inoxidável tipo AISI 446 sob condições de trabalho em forno de radiação. Tese de Doutorado, Universidade de Campinas.

Hansen, D.A.; Puyear, R.B., 1996. Materials Selection for Hydrocarbon and Chemical Plants. New York (USA): Marcelo Dekker.

Lippold, J. C; Koteck, D. J., 2005. Welding Metallurgy and Weldability of Stainless Steel. New Jersey (USA): Wiley- Interscience publication.

Matweb: Material Property Data, 2016. Blacksburg (USA): MatWeb, LLC. [online] Disponível na Internet via http://www.matweb.com/search/PropertySearch.aspx. Acesso em 26 de janeiro de 2016, às 18 h 00.

Gentil, V., 2008. Corrosão. 5. ed. (reimpresso) Rio de Janeiro: LTC.

Schrader, G.F.; Elshennawy, A., 2000. Manufacturing Processes and Materials. 4. ed. Dearborn (USA): Society of Manufacturing Engineers.

Soares, H.C.G., 2006. Estudo de sequências de soldagem para redução e eliminação de distorções. Dissertação de Mestrado, Universidade Federal de Minas Gerais.

Turman, J. E., 1997. The influence of chloride content, pH and temperature of test solution on the occurrence of stress corrosion cracking with austenitic stainless steel. Corrosion Science, V.17, P.737-746.

Washko, S.D.; Aggen, G. Wrought Stainless Steels, 1997. In: ASM International; ASM Handbook Volume 1: Properties and Selection: Irons, Steels, and High-Performance Alloys. 10. ed. Materials Park (USA):ASM International. p.2004-2194 (eletronic file).

Copyright © 2019 ISESC