

Influência do metal de adição e do tratamento térmico de envelhecimento na susceptibilidade à corrosão sob tensão de juntas soldadas do aço AISI 317L

Pedro Duarte Antunes ¹, Cleiton Carvalho Silva ², Edmilson Otoni Corrêa ³

¹ Departamento de Treinamento Geral, Centro Federal de Educação Tecnologia de Minas Gerais - CEFET/MG, Varginha Minas Gerais, Brasil. Email: antunes.pd@gmail.com

² Laboratório de Pesquisa em Tecnologia da Soldagem (LPTS), Universidade Federal do Ceará - UFC, Fortaleza CE, Brasil. Email: cleiton@metalmat.ufc.br

³ Instituto de Engenharia Mecânica, Universidade Federal de Itajubá -UNIFEI, Itajubá, Minas Gerais, Brasil. Email: ecotoni@unifei.edu.br

Resumen

Neste trabalho foi investigada a influência do metal de adição e do tempo de tratamento térmico de envelhecimento sobre a susceptibilidade ao trincamento por corrosão sob tensão (CST) de juntas soldadas do aço inoxidável austenítico AISI 317L em solução aquosa de MgCl₂ (43%). Dois tipos de metais de adição (ASW ER317L e AWS ER2209) foram usados com o intuito de se produzir juntas soldadas com zonas fundidas de diferentes composições químicas. As amostras foram tratadas termicamente em dois diferentes períodos de tempo: 50 e 100 horas na temperatura de 700 °C. Para analisar a microestrutura das juntas soldadas foi utilizado microscopia ótica e eletrônica de varredura. Para avaliar a susceptibilidade das juntas soldadas ao trincamento por corrosão sob tensão, foi usado um dispositivo sob carga constante seguido da caracterização microestrutural dos corpos de prova testados. A susceptibilidade à CST foi avaliada em termos do tempo para fratura. Os resultados mostraram que o tratamento térmico de envelhecimento (TTE) influenciou positivamente na resistência à CST. O eletrodo AWS ER2209 apresentou-se como o metal de adição mais indicado para uso nas soldas de reparo a serem realizadas em equipamentos da indústria de petróleo fabricados com aço inoxidável austenítico AISI 317L e sujeitos à CST

Palavras-chave: Aço AISI 317L; Juntas soldadas; Envelhecimento; corrosão sob tensão.

Abstract

In this study, it was investigated the influence of welding parameters and the heat treatment time of aging on the mechanical properties and on the susceptibility to stress corrosion cracking (SSC) of austenitic stainless steel AISI 317L weldments in aqueous MgCl₂ (43 %). Two types of filler metals (ASW ER317L and ER2209) were used in order to produce welded joints with fusion zones of different chemical compositions. The samples were aging thermally treated on two different periods: 50 and 100 hours in a furnace at 700 °C. The susceptibility to stress corrosion cracking of weldments was evaluated by the constant load test method followed by microstructural characterization using optical and scanning electron microscopy. The susceptibility to SCC was assessed in terms of time-to-fracture. The SCC tests results showed that the aging heat treatment influenced positively in SCC resistance of the weldments. The ASW ER2209 electrode presented the higher SCC resistance and, consequently, the filler metal most suitable for use in the repair welds of equipments from the oil industry fabricated of austenitic stainless steel AISI 317L and subjected to SCC.

Keywords: Stainless steel 317L; Dissimilar weldments; Aging; Stress corrosion cracking

1. Introdução

O estudo da susceptibilidade à corrosão sob tensão (CST) de um determinado material, num determinado meio corrosivo específico, tem tido grande ênfase nos últimos anos. Particularmente, em aplicações envolvendo extração e processamento de petróleo, o estudo da CST em aços inoxidáveis têm sido extremamente explorado, principalmente, em soluções aquosas cloretadas como a água marinha e em meios contendo ácidos naftênicos [1-3].

O aço inoxidável AISI 317L tem sido um dos aços apontados como de melhor desempenho em aplicações nas unidades de refino de petróleo por apresentar uma excelente resistência à corrosão por pitting e razoável resistência à corrosão sob tensão em altas temperaturas, além de boas propriedades mecânicas. No entanto, devido à alta acidez do petróleo brasileiro e a ação corrosiva destes nos equipamentos, tornou-se necessário a aplicação, por meio de soldagem, de um revestimento anticorrosivo com chapas de aço inoxidável AISI 317L nas torres de processamento de óleo pesado, de modo a torná-las resistentes à ação destes ácidos. A resistência a corrosão por pitting e sob tensão deste aço se dá principalmente devido à presença do Mo em teor suficiente para aumentar a resistência ao ataque de ácidos e cloretos [4,5]

Uma das grandes dificuldades enfrentadas nesta aplicação é produzir uma junta soldada que garanta na ZTA e no metal de solda, uma microestrutura estável onde prevaleçam as mesmas propriedades químicas e mecânicas do metal base, mesmo em temperaturas e pressões mais altas. É importante considerar que apesar de sua ampla utilização, os processos de soldagem e as condições de serviço do equipamento (exposição à altas temperaturas e pressões, por exemplo) afetam mecânica, térmica e metalúrgicamente estas regiões; o que pode levar à alterações de microestrutura e de composição química, o aparecimento de um elevado nível de tensões residuais, a degradação de propriedades e a formação de descontinuidades. Nesse sentido, é de suma importância conhecer os aspectos metalúrgicos do processo de soldagem tal como a relação entre a microestrutura e as propriedades de corrosão para que se possa realizar a escolha correta dos parâmetros e metais de adição a serem usados no processo.

Nesse sentido, um fator importante que também deve se considerar é a escolha do metal de adição mais apropriado para a soldagem de aços ricos em Mo, como os aços inoxidáveis 317L que estarão expostos à corrosão sob tensão. Para tal, uma investigação da composição química do metal de adição com relação a quantidade de ferrite δ e a partição dos elementos no metal na ZF e ZTA deve ser feita para manter as propriedades de corrosão e mecânica das juntas soldadas mais similar possível à do metal base. Recentemente, os aços inoxidáveis duplex têm sido investigados como metal de adição para soldagem de

aços inoxidáveis austeníticos ricos em Mo numa tentativa de mitigar problemas mecânicos, metalúrgicos e de corrosão que surgem devido à precipitação de fases deletérias tais como as fases sigma e Chi, durante a soldagem destes aços [6-8]. No entanto, não foram encontrados na literature, estudos relacionados especificamente a esta aplicação para os aços 317L.

De acordo com a literature [9,10], a precipitação da fases σ e χ ocorre por transformação de fase difusional, sendo muitas vezes, governada pela reação eutetóide da ferrita (α) \rightarrow sigma (σ) + austenita secundária (γ_2). Esta transformação de fase ocorre preferencialmente na ferrite devido à algumas razões: (1) a ferrite é especialmente enriquecida com elementos tais como Cr, Mo and Si, os quais são formadores de fase σ e χ , (2) a difusividade dos elementos de liga Cr, Mo and Si na ferrite é 100 vezes mais rápida do que na austenita [11] e (3) a precipitação destas fases através de um reação eutetóide cooperativo torna-se mais fácil e rápida.

Portanto, um estudo nesta área de atuação é de indiscutível importância para o setor de petróleo e gás e mais especificamente para instalações “offshore” dada à grande agressividade do meio marinho e a exposição de equipamentos à petróleos com alta acidez. Nesse contexto, o presente trabalho tem como objetivo estudar a influencia do metal de adição e do tempo de envelhecimento na susceptibilidade à corrosão sob tensão de juntas soldadas do aço inoxidável austenítico AISI 317L.

2. Procedimento Experimental

Foram soldadas chapas finas (3 mm) de aço AISI 317L com chanfro em “V” na posição plana por meio do processo GMAW robotizado com corrente pulsada, no qual utilizou-se como metais de adição o arame-eletrodo de aço inoxidável austenítico AWS ER317L e o arame-eletrodo de aço inoxidável duplex AWS ER 2209.

Na Tabela 1 apresenta-se a composição química nominal (% em peso) das chapas do aço inoxidável AISI 317L e dos arames-eletrodos utilizados

Tabela 1: Composição química do metal base AISI 317L e do eletrodo AWS ER317L.

Materiais	Composição (% em peso)				
	C	Cr	Ni	Mo	N
AISI 317L	0,01	19	13	3	-
AWS ER317L	0,01	20	12	3	-
AWS ER 2209	0,02	23	9	3	0,15

A Figura 1 mostra os equipamentos utilizados para a soldagem dos corpos de prova e na Tabela 2 são apresentados os principais parâmetros de soldagem usados no processo.

Com o objetivo de se verificar também a influência do tempo de envelhecimento sobre a resistência à CST das juntas soldadas, foram realizados tratamentos térmicos de envelhecimento em forno mufla à temperatura de 700°C por 50 e 100 horas.

Para caracterização microestrutural dos corpos de prova antes e depois do envelhecimento e dos ensaios de corrosão sob tensão foram utilizadas microscopia ótica e microscopia eletrônica de varredura. Para tal, os corpos de prova foram lixados utilizando lixas d'água com granulometria de 220, 320, 400, 600 e 1200 mesh, polidas com alumina 1 µm. e atacados eletroliticamente em solução aquosa com 20% de ácido nítrico (HNO₃). A quantificação das fases foi realizada por meio do Software SVRNA System e a de ferrita por meio de ferritoscópio



Figura 1. Equipamentos utilizados nas soldagens: (1) robô industrial com tocha e alimentador de arame eletrodo, (2) fonte eletrônica multiprocesso, (3) Sistema de aquisição, (4) Medidor de Valim, (5) Mesa de trabalho.

Tabela 2: Parâmetros de soldagem

Parâmetros de soldagem	
Aporte Térmico (kJ/cm)	8 KJ/cm
Corrente de Pico (A)	240
Corrente de Base	100
Tempo de Pico (ms)	4,5
Tempo de Base (ms)	8
Corrente Média (A)	156
Tensão (V)	26
vs (cm/min)	35
Valimentação (m/min)	4,5
Vazão Gás de proteção - Ar	25 l/min

Os ensaios de corrosão sob tensão foram realizados em um dispositivo com carregamento tipo carga constante. A aplicação de carga sobre o corpo de prova foi feita por um sistema de peso morto, que confere boa uniformidade e repetibilidade da carga. O corpo de prova foi colocado em uma cuba de aço inoxidável

revestido em Teflon que o mantém submerso na solução aquosa de MgCl₂ (43%) cuja temperatura de ebulição se dá a 145°C. O controle do tempo de ensaio foi feito por um cronômetro digital no qual era interrompido no momento da ruptura dos corpos de provas. A tensão utilizada foi de 80% do limite de escoamento. Todos os ensaios foram realizados em conformidade com as normas ASTM G36 e G1.

A Figura 2 mostra o dispositivo utilizado para os ensaios de corrosão sob tensão.



Figura 2. Dispositivo carga constante utilizado para os ensaios de corrosão sob tensão.

A geometria e as dimensões dos corpos de prova utilizados no ensaio de corrosão sob tensão são mostradas na Figura 3 e foram confeccionados em concordância com as normas ASTM G58 e E8.

Para cada condição de soldagem estudada (sem envelhecimento, envelhecimento por 50 horas e envelhecimento por 100 horas), foram retirados quatro corpos de prova para os testes de CST e dois para avaliação microestrutural das juntas soldadas.

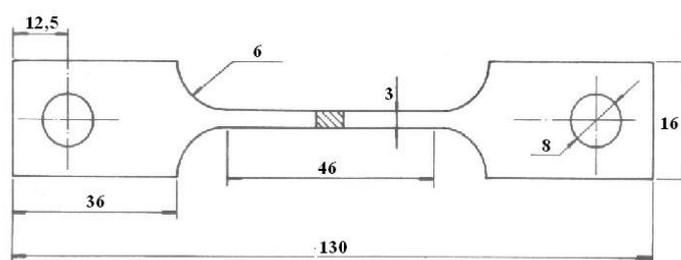


Figura 3. Geometria e dimensões do corpo de prova (mm)

3. Resultados e Discussão

3.1. Juntas soldadas com o metal de adição AWS 317 L

A Tabela 3 apresenta os resultados obtidos nos testes de CST realizados nas juntas soldadas com o eletrodo ASW ER317L.

Tabela 3. Resultados dos testes de CST – AWS 317L

Eletrodo	Tempo de envelhecimento (hs)	Tempo Médio para fratura (min)
AWS 317L	0	160
	50	227
	100	612

Pelos resultados mostrados na tabela 3 é possível verificar claramente o efeito benéfico do tratamento de envelhecimento na resistência à corrosão sob tensão das juntas soldadas se comparado com as juntas sem tratamento térmico. É possível verificar também que ao aumentar o tempo de envelhecimento de 50 para 100 horas, o ganho de resistência à CST, representado pelo tempo para o corpo de prova fraturar, é mais de 100 %. Este aumento da resistência à CST com o aumento do tempo de envelhecimento pode ser atribuído à dois fatores:

- ao aumento na tenacidade das juntas devido ao alívio de tensões residuais pré-existentes no metal base oriundas do processo de laminação a frio.
- ao menor teor da fase χ no metal de solda (ZF) da junta soldada envelhecida por 100 horas conforme mostrado (veja tabela 4).

Cabe ressaltar que as fase χ e σ são ricas em elementos nobres (Mo e Cr) e extremamente duras e que mesmo em baixos teores, provoca uma redução na tenacidade da junta e consequentemente, uma diminuição na resistência à CST.

Tabela 4. Quantificação de fases na ZF e no MB

Tempo de envelhecimento	ZF			MB	
	Fases			Fases	
	γ	σ	χ	σ	χ
50 horas	94,38	5,3	0,32	4,8	-
100 horas	93,20	6,7	0,10	3,3	-

3.2 Juntas soldadas com o metal de adição AWS ER 2209

A Tabela 5 apresenta os resultados obtidos nos testes de CST realizados nas juntas soldadas com o eletrodo ASW ER2209

A partir dos resultados dos testes de CST apresentados, é possível realizar uma comparação quanto a susceptibilidade à CST entre a junta soldada similar (eletrodo AWS 317L) e a junta soldada dissimilar (AWS 2209).

Tabela 5. Resultados dos testes de CST – AWS 2209

Eletrodo	Tempo de envelhecimento (hs)	Tempo Médio para fratura (min)
AWS 2209	0	343
	50	551
	100	685

Como pode ser observado, de todas as condições soldadas com o eletrodo ASW ER2209, as amostras envelhecidas por 100 horas foram as mais resistentes à CST e este aumento da resistência à CST pode ser atribuído ao mesmos fatores atribuídos às juntas similares, conforme mostrado na tabela 6.

Tabela 6. Quantificação de fases na ZF e no MB

Tempo de envelhecimento	ZF			MB	
	Fases			Fases	
	γ	σ	χ	σ	χ
50 horas	79,1	19,5	0,98	4,8	-
100 horas	74,7	25,1	0,27	3,3	-

Observa-se que em todas as condições estudadas, as juntas soldadas com o eletrodo de aço duplex 2209 apresentaram claramente uma maior resistência à CST, com destaque para as condições sem envelhecimento e envelhecidas por 50 horas onde o tempo para fratura foi mais de 2 vezes àquele observado nas juntas com metal de adição de aço 317L. Pode-se notar também que o aumento do tempo de envelhecimento também contribuiu para o aumento da resistência à CST das juntas e pode estar relacionado, além do fator (a) mencionado anteriormente para a junta similar, com a redução mais significativa da fase χ e maior formação de fase σ na ZF.. Aparentemente, a fase σ , embora também apresente um comportamento frágil, tem um efeito menos deletério nas propriedades à corrosão do que a fase χ . Isto pode estar relacionado com o maior teor de Cr e de Níquel verificado nesta fase em relação à fase χ . (Veja tabela 7.)

Tabela 7. Composição química das fases γ , σ e χ na ZF com o eletrodo ASW ER2209

Fases	Si	Cr	Fe	Ni	Mo
γ	0,4	21,8	63,1	11,4	3,4
σ	0,6	33,4	57,0	3,5	5,6
χ	0,6	28,3	54,6	2,7	13,7

É importante destacar que a maior presença de cromo no metal de adição do aço duplex 2209 produziu um aumento no teor de ferrita delta nesta região (aproximadamente 22%) se comparado como o teor de ferrita na zona fundida da junta com aço 317L (aproximadamente 8%). Como a fase σ é formada

majoritariamente pela transformação eutetóide da ferrita delta, os tempos maiores de envelhecimento favoreceu uma formação massiva desta fase na ZF da junta dissimilar.

É conhecido que os aços inoxidáveis austeníticos possuem como características a alta ductilidade e tenacidade, boa soldabilidade, um custo elevado e uma baixa resistência a corrosão sob tensão em praticamente todos os meios corrosivos [12]. Já os aços inoxidáveis duplex, embora também possam ser susceptíveis a corrosão sob tensão, principalmente quando exposto a ambientes que contenham íons de cloro e também a elevadas temperaturas, apresentam resistência à CST superior aos aços austeníticos [13]. A maior resistência à corrosão à CST destes aços está diretamente relacionada com a maior presença de Cr e N na sua composição química em relação aos aços austeníticos. Um outro fator que pode explicar a maior resistência à corrosão sob tensão das juntas soldadas com metal de adição de aço duplex é a morfologia da ferrita. Enquanto que a ferrita na zona fundida da junta soldada com o aço 317L se apresentou predominantemente vermicular em redes semim-contínuas, na zona fundida da junta soldada com o aço 2209, esta se apresentou em ilhas e de formato mais próximo do poligonal. Isto será detalhado no próximo item.

3.3 Avaliação Microestrutural

3.3.1 Metal de adição AWS 317L

As figuras 2 e 3 mostram as microestruturas das juntas soldadas com metal de adição de aço inoxidável 317L após os testes de CST. Foi verificado que o rompimento dos corpos de prova ocorreu predominantemente na zona de ligação (interface entre o metal de solda e a ZTA) para todas as condições estudadas. De fato, como mostram as figuras, as trincas mais largas e mais ramificadas foram formadas nesta região possivelmente pela maior presença das fases frágeis σ e χ . De acordo com a literatura, estas fases reduzem a tenacidade e a resistência à corrosão desta região, facilitando a nucleação e propagação de trincas CST. É possível notar também que as trincas CST, nesta região, se propagaram de modo predominantemente transgranular pelos grãos de austenita. Segundo Alyousif et al. [14], a predominância de trincas transgranulares confirmam que o mecanismo predominante de fratura foi mesmo de trincamento por CST, ou seja, dissolução anódica na extremidade da trinca, com pequena presença do mecanismo de fragilização por hidrogênio.

As microestruturas também mostram que, embora a fratura do corpo de prova tenha se dado predominantemente na região de interface, houve a presença de trincas exclusivamente no metal base e ZTA se propagando de forma transgranular e também na ZF com uma propagação na forma mista (transgranular e intergranular). As trincas CST na

interface, em geral, se iniciam na ZF e se propagam em direção à ZTA onde continuam a se propagar até o rompimento do corpo de prova.

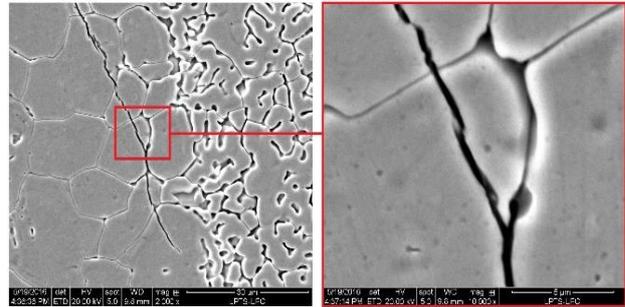


Figure 2. Trincas de CST na região da ZTA da junta soldada com o eletrodo ASW ER317L

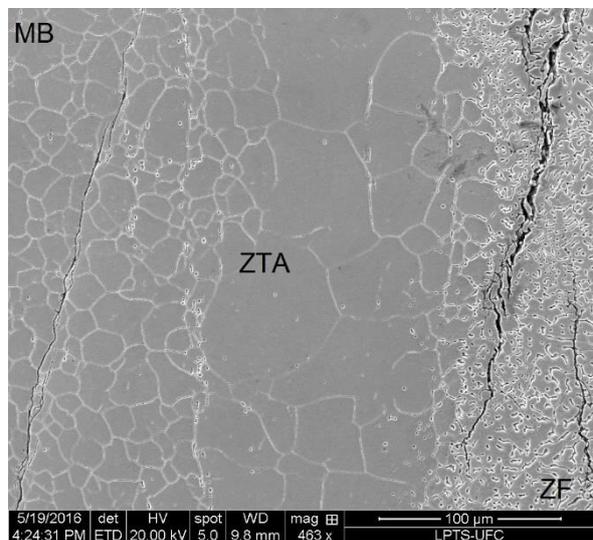


Figure 3. Trincas de CST na região do MB e da ZF da junta soldada com o eletrodo ASW ER317L

A Figura 4 mostra uma trinca CST que se propagou na região da ZF da junta soldada com o eletrodo ASW ER317L. Pode-se observar que a trinca se inicia e se propaga preferencialmente sobre a ferrita δ precipitada nos contornos de grão da austenita, caracterizando assim como uma trinca intergranular. Esta propagação preferencial da trinca CST pela ferrita δ se deve ao fato de que a ferrita apresenta um comportamento mais anódico e é mais facilmente atacada eletroquimicamente do que a austenita, que por sua vez, apresenta um comportamento mais catódico.

É importante ressaltar que o tempo de envelhecimento, embora tenha influenciado na alteração das frações volumétricas das fases presentes (ferrita delta, austenita, sigma e Chi), aparentemente, não influenciou no modo de propagação das trincas por CST, mas somente no tempo de nucleação e na velocidade de propagação devido à maior ou menor presença das fases frágeis sigma e chi e /ou presença de ferrita delta em redes semi-contínuas nas regiões da junta soldada.

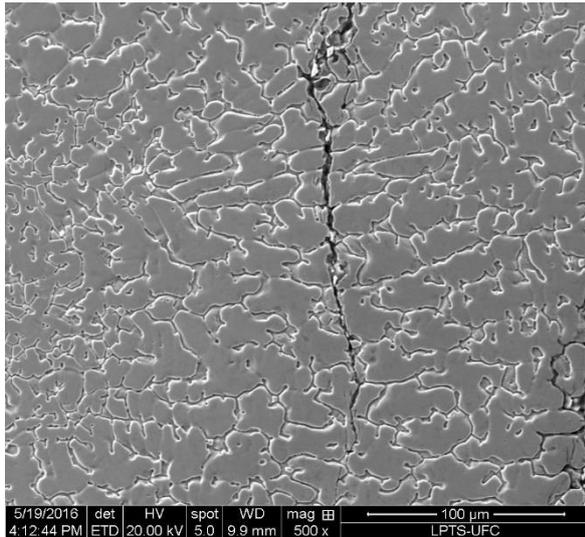


Figura 4. Trinças de CST na região da ZF da junta soldada com o eletrodo ASW ER317L. É possível notar o modo de propagação intergranular da trinca e a morfologia vermicular em rede semi-contínua da ferrita

3.3.2 Metal de adição AWS 2209

Semelhantemente às trinças observadas na junta soldada com metal de adição de 317L, a Figura 5 mostra as trinças transgranulares na interface ZTA/ZF da junta soldada com o eletrodo ASW ER2209. Nota-se claramente que ao se propagar, a trinca atravessa os grãos austeníticos corroborando com o fato de que na interface do lado da ZTA o modo de propagação foi predominantemente transgranular, diferentemente das trinças na zona fundida. As análises metalográficas mostraram também que as trinças ocorreram sempre na direção perpendicular à tensão aplicada. A Figura 5 também indica, que diferentemente das juntas soldadas com metal de adição de aço inoxidável austenítico 317L, nas juntas soldadas com metal de adição de aço duplex 2309 as trinças se iniciaram na ZTA e se propagaram em direção à zona fundida. Isto está em concordância com estudos realizados por Labanowski [15] sobre CST de juntas soldadas dissimilares de aços inoxidáveis duplex que também observou que a maioria das trinças surgiam na zona de ligação do lado da ZTA e se propagavam na direção do metal de adição.

A figura 6 mostra trinças de CST na zona fundida da junta soldada. Como pode ser observado, nesta região, o modo de propagação das trinças foi predominantemente de forma intergranular através da ferrita presente na interface de grão da austenita.

A Figura 7 mostra novamente trinças intergranulares na zona de ligação do lado da ZF e a região de fratura por CST. Pela Figura, pode-se inferir que o mecanismo de fratura por CST se deu da seguinte forma: as trinças nesta região do lado da ZTA se propagam predominantemente de forma transgranular em direção à zona fundida e se interligam com trinças nucleadas no lado da ZF. Após se interligar, estas trinças continuam

a propagação de forma intergranular na interface do lado da ZF até provocar a fratura do corpo de prova no lado da ZF como mostrado na figura 7.

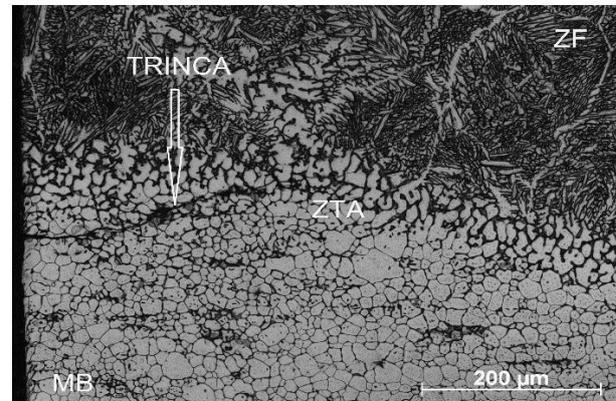


Figura 5. Trinca de CST na região da ZTA/ZF da junta soldada com o eletrodo ASW ER2209

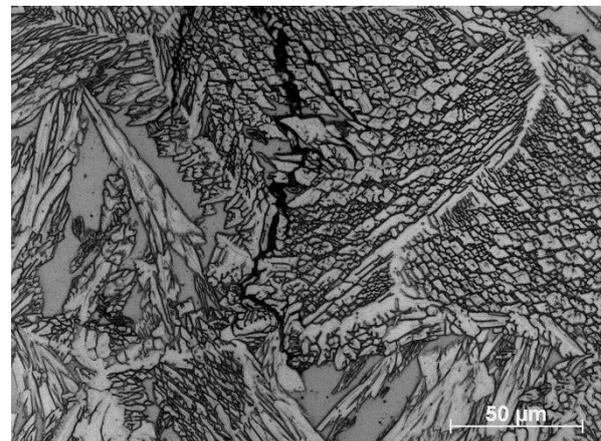


Figura 6. Trinca de CST na região da ZF da junta soldada com o eletrodo ASW ER2209

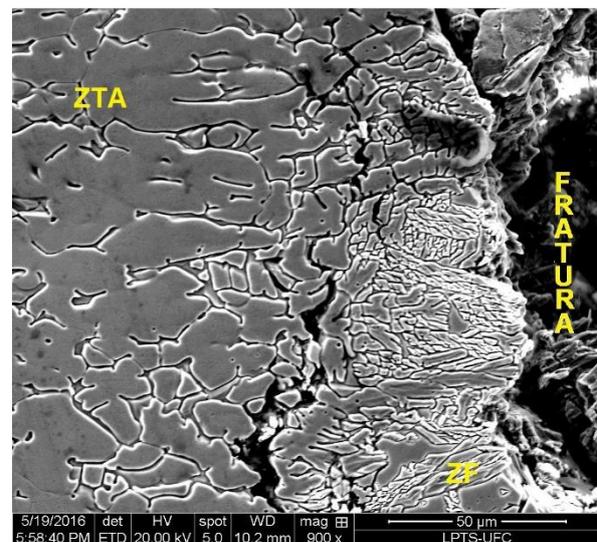


Figura 7. Trinca de CST na região de interface do lado da ZF da junta soldada com o eletrodo ASW ER2209 mostrando a região de fratura por CST

Cabe ressaltar que diferentemente da morfologia da ferrita presente na zona fundida da junta soldada com metal de adição de aço 317L (vermicular em redes semi-contínuas), a ferrita presente na zona fundida do metal de solda de aço 2209, além de estar em maior quantidade, apresenta-se em pequenas “ilhas com formato mais próximo do poligonal (veja ponto 4 na figura 8).

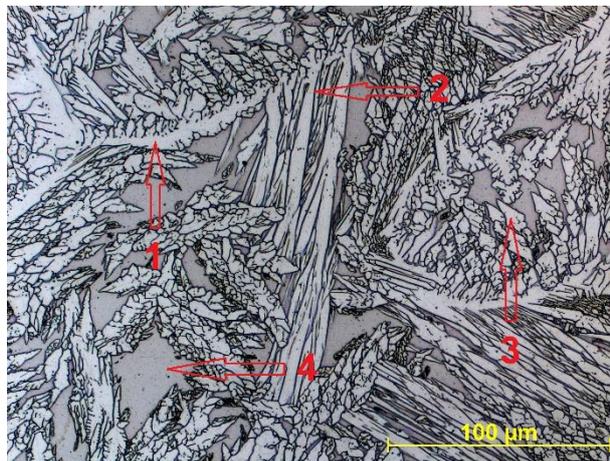


Figura 8. Microestrutura da zona fundida. Ponto (1) γ (austenita) alotriomórfica de contorno de grão, (2) γ Widmanstätten, (3) γ Intragranular e (4) α (Ferrita)

Como mencionado anteriormente, um dos fatores que podem explicar também a maior resistência à CST das juntas soldadas com o aço duplex é justamente a morfologia da ferrita presente na zona fundida. Como a ferrita é mais facilmente atacada eletroquimicamente do que a austenita, esta morfologia tende a reduzir a velocidade de propagação da trinca nesta região uma vez que esta, ao se propagar, percorre um caminho mais tortuoso e ramificado (veja figura 6).

4. Conclusões

A partir dos resultados obtidos é possível inferir que:

1. A zona de ligação (ZTA/ZF) apresentou-se como a região mais susceptível ao trincamento por corrosão sob tensão em meios contendo cloreto de magnésio para ambas as juntas. A presença das fases σ e χ podem ter acarretado no empobrecimento de cromo e molibdênio nesta região tornando o material mais susceptível à CST;
2. O eletrodo ASW ER2209 apresenta-se como o metal de adição mais indicado para uso nas soldas de reparo a serem realizadas em equipamentos fabricados de aço inoxidável uma vez que apresentou tempos para fratura maiores. Este comportamento pode ser atribuído à presença de “ilhas” de ferrita numa forma “próxima de poligonal” na zona

fundida; o que dificultou a propagação das trincas na região de interface oriundas da ZTA.

3. Por outro lado, a menor resistência à CST da junta com metal de adição de 317L pode ser atribuída à presença na zona fundida de uma rede semi-contínua de ferrita vermicular no contorno de grão da austenita; o que facilitou a nucleação e a propagação da trinca na região de interface do lado da ZF para o lado da ZTA
4. O aumento do tempo de envelhecimento contribuiu para o aumento da resistência à CST para ambas as juntas provavelmente pelo efeito de alívio de tensões produzidos pelo envelhecimento e efeito de redução da fração volumétrica da fase χ , sendo que as juntas mais resistentes foram aquelas com i de 8 kJ/cm e 100 horas

5. Agradecimentos

Os autores agradecem ao Laboratório de Pesquisa em Tecnologia de Soldagem da Universidade Federal de Ceará pela utilização dos equipamentos e ao CNPq, CENPES, CAPES e FAPEMIG pelo suporte financeiro

6. Referencias

- [1] RN Tuttle. Corrosion in oil and gas production. J. of Petrol Technol, vol. 39, pp. 756-762, 1987.
- [2] LT Popoola, AS Grema, GK Latinwo, B Gutti, AS Balogun. Corrosion problems during oil and gas production and its mitigation. Int J Ind Chem. Vol. 4 (35), pp.: 1-15, 2013. <https://doi.org/10.1186/2228-5547-4-35>
- [3] CC Silva, JP Farias, HB de Sant'Ana. Evaluation of AISI 316L stainless steel welded plates in heavy petroleum environment. Materials and Design. Vol. 30(5), pp. 1581–1587, 2009
- [4] ML Medvedeva. Specifics of high-temperature corrosion processes during oil recovery. Chemical and Petroleum Engineering. vol. 36, pp.749-754, 2000.
- [5] Slavcheva E, Shone B, Turnbull A. Review of naphthenic acid corrosion in oil refining. British Corrosion Journal. 1999; 34: 125-131.
- [6] CC Silva, HC Miranda, HB de Sant'Ana, JP Farias Austenitic and ferritic stainless steel dissimilar weld metal evaluation for the applications as-coating in the petroleum processing equipment. Materials and Design, vol. 47, pp. 1–8, 2013
- [7] HN Farneze, SSM Tavares, JM Pardal, C Barbosa, OC Pereira, RPC Cunha. Effects of aging at 450°C on the pitting corrosion resistance and toughness of AISI

317L steel welded by GTAW and FSW. *Materials Research*. Vol. 20 (suppl.2), pp. 621-629, 2017

[8] CC Silva, HC Miranda, HB de Sant'Ana, JP Farias. Microstructure, hardness and petroleum corrosion evaluation of 316L/AWS E309MoL-16 weld metal. *Materials Characterization*, vol. 60(4), pp. 346–352, 2009.

[9] RL Plaut, C Herrera, DM Escriba, PR Rios, AF Padilha. A Short Review on Wrought Austenitic Stainless Steels at High Temperatures: Processing, Microstructure, Properties and Performance. *Materials Research*. Vol.; 10 (4), pp. 453-460, 2007

[10] DME Villanueva, FCP Junior, RL Plaut, AF Padilha. Comparative study on sigma phase precipitation of three types of stainless steels: austenitic, superferritic and duplex. *Materials Science and Technology*. Vol.22 (9), pp. 1098-1104, 2006 Doi: 10.1179/174328406X109230

[11] AF Padilha, PR Rios. Decomposition of Austenite in Austenitic Stainless Steels. *ISIJ Int*. Vol. 42 (4), pp. 325–337, 2002

[12] R. Magnabosco; NA Falleiros. Pit morphology and its relation to microstructure of 850°C aged UNS S31803 duplex stainless steel. *Corrosion*, Houston, TX, v. 61, n. 2, pp. 130-136, 2005.

[13] PRS ZEMPULSKI. Correlação de Propriedades eletroquímicas da fase sigma com propriedades mecânicas e metalográficas em aços inoxidáveis duplex SAF2205. (Dissertação de Mestrado), Universidade Federal do Paraná, Curitiba -PR, Brasil, 2011

[14] OM Alyousif, R Nishimura. The effect of test temperature on SCC behavior of austenitic stainless steels in boiling saturated magnesium chloride solution. *Corrosion Science*, pp. 4283-4293, 2006.

[15] J Labanowski. Stress corrosion cracking susceptibility of dissimilar stainless steels welded joints. *Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering*, Gdansk, Poland, v. 20, pp. 1-2, 2007