INTERCORR 2008
28° Congresso Brasileiro de Corrosão
2nd International Corrosion Meeting
Mar Hotel, Recife / PE • 12 a 16 de maio de 2008

INTERCORR2008_130

Copyright 2008, ABRACO
Trabalho apresentado durante o INTERCORR 2008, em Recife/PE, no mês de maio de 2008.
As informações e opiniões contidas neste trabalho são de exclusiva responsabilidade do(s) autor(es).

Avaliação da Tenacidade à Fratura de Dois Aços Inoxidáveis Super Duplex em Água do Mar Sintética com Aplicação de Proteção Catódica.

Raphael Aragonês Leite[1], Charles Guilherme Kuhn[1], Jeffrey Lowe[2], Walmar Baptista[3], Rosane Fernandes de Brito[4], Fabrício Pinheiro do Santos[5].

Abstract

Superduplex stainless steels are advantageous materials combining high mechanical properties and good corrosion resistance when exposed to chloride-containing environments. However, these materials have some technical limitations, such as hydrogen embrittlement and intermetalic phase precipitation when exposed to the thermal cycles during the welding process. As a consequence, mechanical and corrosion properties might be impaired.

This work presents the results from tougnhness tests carried out in 10mm thickness compact tension (CT) specimens taken from two different welded superduplex steels. Tests were performed in the base material as well as in the welded joint regions. These specimens were tested in air and by the step loading method in substitute ocean water submitted to -1100mV and -1000mV (saturated calomel reference electrode) cathodic protection. Tests results showed a decreasing in toughness properties in both materials when cathodic protection was applied. Cleavage was the predominant fracture mechanism observed during the analysis.

Resumo

Os aços inoxidáveis superduplex são materiais bastante atrativos combinando alta resistência mecânica com boa resistência à corrosão em meios contendo cloretos. Estes materiais também apresentam limitações técnicas como a fragilização pelo hidrogênio e por precipitação de fases intermetálicas devido a ciclos térmicos o que acaba por deteriorar as suas propriedades.

O presente trabalho apresenta ensaios de tenacidade à fratura em corpos de prova de dois aços superduplex soldados tipo compacto de tração (compact tension) com espessura de 10mm. Os ensaios foram realizados ao ar e utilizando a técnica de passos de carregamento (step loading) em água do mar sintética com a utilização de proteção catódica nos potencias de -1100mV e -1000mV em relação ao eletrodo de calomelano saturado para o material de base e para o restante da junta soldada. Os resultados mostram queda na tenacidade à fratura para ambos os materiais estudados quando protegidos catodicamente, sendo a clivagem o mecanismo predominante da fratura.

1 Engenheiro Mecânico – Laboratório de Metalurgia Física (LAMEF/UFRGS)
2 Mestre Engenheiro Metalúrgico – CENPES/Petrobrás
3 Doutor, Químico – CENPES/Petrobrás
4 Química – CENPES/Petrobrás
5 Mestre, Engenheiro Metalúrgico – CENPES/Petrobrás

Palavras-chave: Aços inoxidáveis super duplex, tenacidade à fratura, fragilização pelo hidrogênio, proteção catódica.

Introdução

Os aços inoxidáveis duplex são ligas que contêm um balanço microestrutural das fases ferrítica e austenítica em sua microestrutura. Estes aços são selecionados em aplicações que requerem resistência mecânica em conjunto com boa resistência à corrosão em meios agressivos. Existe, ainda, uma classe de aços inoxidáveis de última geração chamada super duplex, pertencente à família duplex. Estes materiais possuem uma maior quantidade de cromo, níquel, molibdênio e nitrogênio em comparação aos aços inoxidáveis duplex. Apresentam, também, maior resistência à corrosão em meios contendo cloretos e maior resistência mecânica em relação ao anterior. A soldagem destes materiais tem sido um problema constante para a engenharia, principalmente, devido à formação de fases intermetálicas de baixa tenacidade na zona termicamente afetada da solda em conjunto com o desbalanço de ferrita e austenita para o metal de solda e ZTA. Desta forma, procedimentos específicos de soldagem devem ser estritamente seguidos para que se possa manter a tenacidade e a resistência à corrosão na junta soldada como um todo.

Para os ensaios ao ar e sob proteção catódica foram utilizados corpos de prova do tipo compacto de tração (compact tension) com espessura de 10 mm e com entalhes laterais (side grooves). As pré-trincas foram posicionados no metal de base, zona termicamente afetada e metal de solda para os dois aços inoxidáveis super duplex estudados. Os ensaios ao ar apresentaram grande plasticidade para todas as regiões estudadas enquanto que os ensaios utilizando a técnica de passos de carregamento por carga prescrita (step loading) com a utilização de proteção catódica apresentaram ausência de plasticidade em ambos os potenciais estudados. Pode-se aplicar, desta forma, a mecânica da fratura linear elástica quando estes materiais estiverem protegidos catodicamente nestas condições de geometria e potenciais de ensaio.

Os testes realizados consistem ainda em: ensaio de microdureza ao longo da junta soldada, análise metalográfica, determinação do espaçamento austenítico, imagens fractográficas obtidas com o auxílio do microscópio eletrônico de varredura com imagem de elétrons secundários e medidas da quantidade de ferrita e austenita para o metal de base, metal de solda e zona termicamente afetada. Foi realizada, também, análise química por espectroscopia de emissão óptica confirmando, para os dois materiais, teores de elementos de liga dentro das faixas exigidas para os aços inoxidáveis super duplex.

Revisão da Literatura

Os aços inoxidáveis duplex e super duplex têm sido usados em muitas aplicações na indústria do petróleo, principalmente em equipamentos submersos em ambiente de água salgada. Nesta condição de serviço estes materiais estão diretamente protegidos catodicamente ou ligados a outros componentes que estão protegidos por proteção catódica. Embora estes materiais estejam protegidos de qualquer dissolução anódica, outros mecanismos prejudiciais induzidos pelo meio em conjunto com a polarização catódica podem ocorrer, principalmente em aços de média e alta resistência (1). Geralmente denominado como fragilização pelo hidrogênio, assunto de extrema relevância devido as graves conseqüências até hoje documentadas, normalmente catastróficas, devido a rápida propagação de trincas ocasionando uma fratura do tipo frágil. Para que a fragilização ocorra, o hidrogênio na forma atômica (H) deve estar disponível. A reação de redução da molécula de água em água do mar sintética com a utilização de proteção catódica é mostrada na reação abaixo. Esta reação ocorre na interface metal/solução, resultando em hidrogênio atômico e o íon hidroxila.

$H_2O + é \rightarrow H_{ADS} + OH^-$

Como conseqüência dessa reação o hidrogênio atômico é adsorvido na superfície metálica e por meio de difusão e movimento de discordâncias chega a regiões de defeitos na estrutura cristalina dos metais ou permanecendo como elemento em solução sólida intersticial. A severidade do fragilização pelo hidrogênio depende da quantidade de hidrogênio envolvido, da habilidade deste hidrogênio em ser absorvido na superfície metálica e da taxa de difusão deste elemento na estrutura cristalina do material.

Um dos pontos que tem merecido grande atenção é a existência de um valor limite do fator intensidade de tensões aplicado (K_{EAC}), abaixo do qual não ocorre propagação de trinca. Alguns modelos já foram formulados para explicar este fato.

Troiano e colaboradores, ainda no final da década de 50, contribuíram de forma significativa para a compreensão do fenômeno de fratura assistida pelo hidrogênio (3,4). Os autores utilizaram corpos de prova entalhados de vários materiais na condição de previamente hidrogenados, chegando as seguintes constatações:

i) A carga suportada pelos corpos de prova entalhados diminuía com o nível de hidrogenação a que era submetido o material.
ii) Havia uma carga mínima (valor crítico de carga) abaixo do qual a fratura não vinha a ocorrer.
iii) A medida que fosse utilizado um entalhe mais agudo a carga suportada pelo corpo de prova era menor.
iv) Um recozimento à baixa temperatura (150°C) por 24 horas, a fim de possibilitar a saída do hidrogênio, propiciava a recuperação da resistência à fratura do material.
v) A nucleação de trincas ocorria de forma subsuperficial tendo sido verificado que, quanto menos agudo o entalhe utilizado, mais para o interior do material estas eram formadas.

Estes fatos levaram Troiano et al (3,4), a sugerirem que a formação de trincas e sua propagação era controlada por uma combinação entre a concentração de hidrogênio no material e a tensão aplicada.

Os resultados obtidos por Troiano com corpos de prova entalhados incentivaram Brown (5,6), a utilizar a metodologia da mecânica da fratura, com corpos de prova pré-fissurados que oferecem resultados que podem ser utilizados diretamente em projetos. De qualquer maneira, ainda hoje é recomendado o uso de corpos de prova entalhados, principalmente para investigar as interfaces preferenciais para a nucleação de trincas.

Os modelos propostos para explicar a existência do valor limite de propagação de trinca no fenômeno de fratura assistida pelo hidrogênio, sugerem que a iniciação do trincamento ocorre quando a tensão máxima local exceder a tensão coesiva de interfaces enfraquecidas pela ação do hidrogênio. Os modelos postulam que há um efeito sinérgico da concentração de hidrogênio e o nível de tensões alcançado.

Uma constatação é definitiva: a concentração de hidrogênio é maior exatamente na região de maior triaxialidade à frente do entalhe. Em outras palavras, justamente na região em que o campo de tensões atinge o seu valor máximo haverá maior concentração de hidrogênio.

Isto explica a ênfase dada na utilização de corpos de prova entalhados ou pré-fissurados. É quase uma unanimidade entre os pesquisadores que o campo de tensões hidrostático à ponta de uma trinca é o componente mais importante, sendo o parâmetro, que governa o processo de fratura assistida pelo hidrogênio.

Nair e colaboradores (8) fazem referência a trabalhos que tentam provar que a elevação de tensões hidrostáticas é uma condição necessária para a fratura assistida pelo hidrogênio. Para verificar a importância do hidrogênio comparativamente ao mecanismo de dissolução

eletroquímica em estudos de corrosão sob tensão, foram testados corpos de prova sob modo I de carregamento (tração pura, presença do efeito hidrostático de tensões) e sob o modo III (torção pura, ausência do efeito hidrostático de tensões). A constatação de ocorrência de propagação de trinca apenas para o modo I de carregamento é tido como uma evidência da importância da triaxialidade de tensões na fratura assistida pelo meio ambiente na presença de hidrogênio.

Por esta linha de raciocínio, o marcante aumento da susceptibilidade à ação do hidrogênio com o aumento do limite de escoamento de ligas metálicas está associado ao aumento da tensão principal e ao aumento da triaxialidade de tensões decorrente. Para um dado nível de atividade de hidrogênio associado a um meio, o aumento da triaxialidade de tensões reduz o valor da tensão de fratura requerida para a propagação da trinca.

Materiais e Procedimento Experimental.

Soldagem das Chapas

Quatro chapas foram soldadas sendo duas do material classificado como aço inoxidável super duplex que designamos nesse trabalho como ‘’A’’ e duas do aço inoxidável super duplex que designamos como sendo ‘’B’’. As chapas soldadas tinham dimensões de 570mm x 300mm x 120mm. A solda executada foi uma solda de topo com chanfro do tipo K, o que facilitou a colocação do entalhe nas zonas estudadas da junta soldada. A energia de soldagem utilizada esteve entre os valores aconselháveis para os aços inoxidáveis superduplex que estão entre 0,2 a 1,5 KJ/mm dependendo da espessura e da geometria da junta soldada. (9) O alto aporte térmico deve ser evitado por produzir baixas taxas de resfriamento, aumentando o risco de sensitização (10) e de formação de fases intermetálicas. O aporte térmico muito baixo também deve ser evitado, pois leva a formação de altas quantidades de ferrira e a conseqüente precipitação de nitretos de cromo nesta fase. Portanto cuidados especiais tem que ser tomados para que o tempo de resfriamento entre 1200°C e 800°C ($\Delta T_{12\text{-}8}$) fique dentro da faixa entre 4 a 15 segundos considerado como sendo o parâmetro chave para o sucesso da soldagem de aços inoxidáveis super duplex (11).

Foram utilizados dois processos de soldagem, TIG para o passe de raiz e segundo passe, e o restante da junta foi soldada com o processo de eletrodo revestido. O gás de proteção utilizado foi o argônio com pureza de 99,997%, utilizando-se uma vazão aproximada de 14 L/min. A temperatura máxima de interpasse não ultrapassou o valor de 150 °C como recomendado pela literatura (12).

O consumível utilizado foi o da marca comercial Thermanit 25/09 Cut, eletrodo esse enriquecido com níquel em torno de 3% a mais que o material de base, favorecendo a nucleação da fase austenítica no metal de solda (13) .

Usinagem e Confecção dos corpos de prova

Das chapas soldadas foram retirados corpos de prova tipo compacto em tração (compact tension) C(T) da mecânica da fratura. Para uma perfeita rastreabilidade dos dois materiais, designados como ‘’A’’ e ‘’B’’ nesse trabalho, e para que não houvesse qualquer problema com a identificação e mistura dos mesmos, as chapas foram enviadas a duas empresas diferentes de usinagem. Os corpos de prova foram dimensionados de acordo com a norma ASTM E1820 (14) . A espessura (*B*) utilizada foi de 10mm e, em função destas dimensões, foi utilizado uma relação de dimensões $B=W/4$ para se obter corpos de prova de dimensões viáveis de serem ensaiados. O ``W’’, distância do centro do furo até a extremidade oposta ao entalhe, é de 40 mm. A largura é de 48 mm. Foram utilizados entalhes laterais *(side grooves*) sendo a espessura líquida (*Bn*), ou seja, a distância entre as raízes dos entalhes laterais, igual a 8mm.

Entalhes

Para a perfeita identificação das regiões onde o entalhe foi colocado procedeu-se uma comparação de reagentes macrográficos para a escolha daquele que apresentasse a melhor visualização da zona termicamente afetada pela soldagem. A tabela 1 mostra os ataques utilizados com seus respectivos reagentes. A melhor visualização macrográfica foi utilizando-se o reagente de número dois, a figura 1 mostra a macrografia. O entalhe principal e a pré-trinca de fadiga foram propositalmente colocados e originados respectivamente na região reta do chanfro em K para a zona termicamente afetada, e para o metal de solda procurou-se a região central do chanfro. A figura 2 apresenta os corpos de prova usinados com os entalhes posicionados na zona termicamente afetada e no metal de solda.

O entalhe lateral (*side groove*) foi colocado em todos os corpos de prova ensaiados neste trabalho. O objetivo do entalhe lateral é aumentar a restrição à deformação plástica.

Tabela 1 – Reagentes utilizados

Ataque nº.	Reagentes
1	50 mL HCl, 10 g $CuSO_4$, 50 mL H_2O (pode ser a quente).
2	50 mL HCl, 50 mL H_2O, 20 mL H_2O_2 (30%); 70-75 °C.
5	10-40 mL HNO_3, 3-10 mL HF (48%), 25-50 mL H_2O; 70-80 ºC.
6	50 mL HCl, 25 mL $CuSO_4$ saturado em água; 75 ºC.

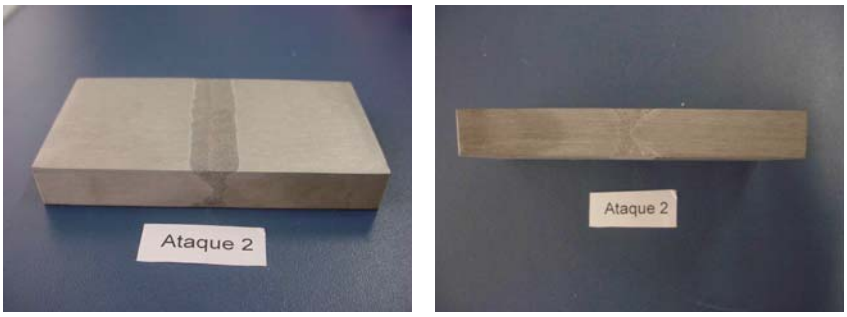

Figura 1 – Reagente macrográfico escolhido para a determinação do posicionamento do entalhe principal

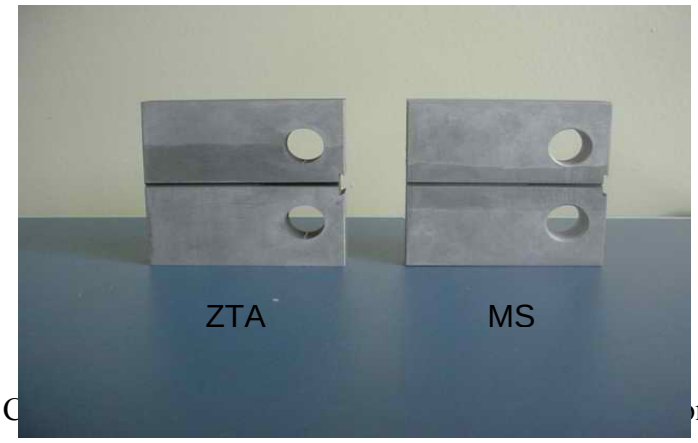

Figura 2 – C onados na ZTA e MS.

Sistema para os ensaios

O equipamento desenvolvido para a realização dos ensaios contém uma cuba de acrílico para armazenar a água do mar sintética, com capacidade para 13 litros, uma célula de carga marca HBM com faixa de medida de até cinco toneladas ligada a um indicador universal, marca Novus, que faz o sistema de leitura da mesma, e um braço de alavanca para amplificar a carga utilizada. O corpo de prova compacto de tração é isolado das garras por um

revestimento elastomérico colocado nestas. Os pinos que permitem a fixação do corpo de prova ao dispositivo para a aplicação do carregamento são revestidos com Teflon® para que não haja um contato entre o material deste e o aço inoxidável super duplex ensaiado. A aplicação de carga permite o modo I de carregamento (tração). A figura 3 mostra o equipamento. Os ensaios foram realizados com um total de dez máquinas.

Figura 3 - Equipamento desenvolvido para a realização do ensaio de step loading.

Com relação à proteção catódica foram utilizados um total de onze potenciostatos construídos no próprio laboratório (Lamef) pela equipe de engenheiros eletrônicos e técnicos. Destes onze, um é de uso exclusivo do polarizador. A figura 4 mostra o polarizador mais os corpos de prova sendo polarizados. Todos os corpos de prova, antes de serem ensaiados pelo método de passos de carregamento (step loading), foram polarizados no potencial estudado por no mínimo um mês, visando a saturação com hidrogênio do corpo de prova.

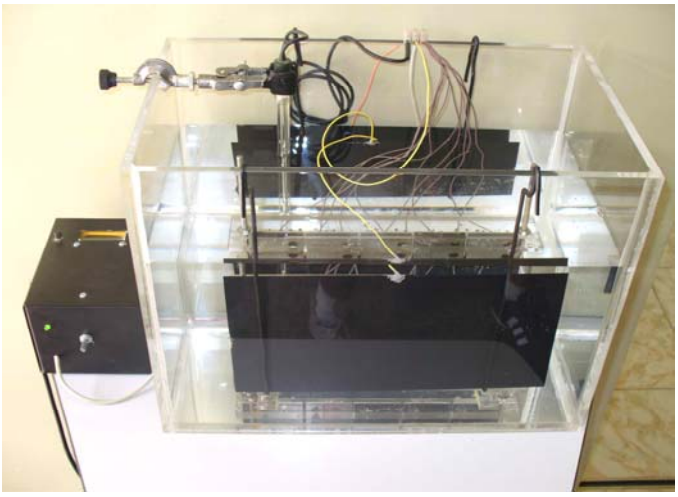

Figura 4- Polarizador usado nos ensaios.

Os contra eletrodos que foram utilizados são feitos em titânio revestido com elementos nobres. Os eletrodos de referência utilizados foram de calomelano saturado.

O meio em que foram ensaiados estes corpos de prova é a água sintética do mar, sendo preparada conforme a norma ASTM D 1141 – 98 (Standart Practice for the Preperation of Substitute Ocean Water) (15).

Microdureza

Os ensaios de microdureza foram realizados utilizando-se uma carga de 200 g onde se traçou um perfil de microdureza Vickers ao longo da região do metal de solda e regiões

adjacentes. A quantidade de endentações feitas no perfil representa fielmente os valores obtidos no gráfico de microdureza Vickers com sua respectiva representação na figura.

O microdurômetro utilizado é da marca Struers Duramin, com capacidade de até 1 kg na escala .

Metalografias

As metalografias foram feitas seguindo o procedimento metalográfico padrão. O ataque foi eletrolítico com reagente KOH 56%. O objetivo das metalografias foi observar a distribuição da fase austenítica e ferritica nas regiões de interesse da junta soldada e a possível precipitação intermetálica nestas regiões. A região da ZTA analisada para ambos os materiais foi a mesma onde a pré-trinca de fadiga foi propositalmente originada, ou seja, na região reta do chanfro em K.

Balanço Microestrutural das Fases Ferrita e Austenita

Para a quantificação da fração volumétrica das fases na microestrutura dos materiais estudados (A e B) utilizou-se o software analisador de imagens Image Tools com o processamento de imagens em tons de cinza para que os pontos brancos e pretos pudessem ser diferenciados, obtendo–se assim a percentagem relativa de cada fase. Para melhorar as micrografias usadas na quantificação, utilizou-se um filtro para uniformizar a luz usada pelo microscópio óptico para a obtenção das imagens.

Foram realizadas uma média de três medidas em três imagens metalográficas diferentes do material de base e da zona termicamente afetada, para o metal de solda fez-se um total de cinco medidas em cinco imagens metalográficas diferentes. Desta forma podemos ter um valor representativo médio de cada fase em cada região de interesse nos materiais A e B. A região da zona termicamente afetada onde foram realizadas as micrografias é a mesma região onde foram abertos os entalhes e originadas as pré-trincas de fadiga.

Avaliação do Espaçamento Austenítico

Para a quantificação do espaçamento austenítico na microestrutura dos materiais de base e da zona termicamente afetada utilizou-se o software analisador de imagens Image J com o processamento de imagens em tons de cinza para que a medida média da fase de tonalidade escura (ferrita) fosse medida (espaçamento entre uma austenita e outra). Foram obtidas imagens metalográficas no sentido de laminação das chapas dos materiais estudados, onde via software foram traçadas linhas verticais à direção de laminação. A partir destas linhas originadas subtraíram-se as linhas que atravessavam a fase austenítica, ficando apenas as linhas que atravessavam a fase ferrítica. Desta forma se obteve a medida da média do espaçamento austenítico para três regiões diferentes do material de base para os dois materiais recebidos considerando o aumento de 200x no microscópio óptico. O espaçamento austenítico foi medido no plano onde o pré trincamento por fadiga foi realizado, ou seja, perpendicular à direção de laminação das chapas recebidas Para melhorar as micrografias usadas na quantificação, utilizou-se um filtro para uniformizar a luz usada pelo microscópio óptico para a obtenção das imagens.

A avaliação do espaçamento austenítico para o metal de solda não foi necessária, pois a microestrutura mostrou-se bem mais refinada em comparação ao material base.

Fractografias

Para melhor análise dos micro-mecanismos de fratura dos corpos de prova ensaiados ao ar e no ensaio de step loading com proteção catódica foi utilizado o microscópio eletrônico de varredura com imagens por elétrons secundários. As imagens de interesse principal são capturadas logo após a trinca de fadiga. Os corpos de prova que foram protegidos catodicamente foram limpos com ácido nítrico a 60°C por vinte minutos, conforme a norma

ASTM G1 (16), para a remoção do carbonato de cálcio e do hidróxido de magnésio precipitados durante o ensaio.

Ensaio de tenacidade à fratura ao ar

Os ensaios ao ar foram realizados numa máquina servo-hidráulica modelo MTS 810 levando os corpos de prova até a fratura. Primeiramente foi realizado o pré-trincamento dos corpos de prova sendo estes posteriormente fraturados. O ensaio fornece resultados de carga ou K (fator intensidade de tensões) em função da medida da abertura da boca da trinca (CMOD). Os gráficos resultantes de cada fratura estão em função de K em relação à medida da abertura da boca da trinca que é monitorada por um extensômetro do tipo Clip Gage.

Foram usados um total de seis corpos de prova neste ensaio, três relativos ao material ''A'' e três relativos ao material ''B''. A região estudada engloba entalhe e pré-trinca de fadiga em regiões como: metal de solda, zona termicamente afetada e material de base.

Os resultados estão representados em dois gráficos, um destes do material A, englobando as três regiões mencionadas e outro relativo ao material B, também considerando as três regiões.

Ensaio de Step Loading com a utilização de proteção catódica

O ensaio de step loading foi conduzido tomando-se como referência a norma ASTM E 1681- 99 (Standard Test Method for Determining Threshold Stress Intensity Factor for Environment- Assisted Cracking of Metallic Materials) (17).

Os ensaios de ''step loading'' consistiram em passos de carregamento da ordem de $2MPa\sqrt{m}$, utilizando-se uma carga constante (passo) por vinte e quatro horas com utilização de proteção catódica nos potenciais de -1100mV e -1000mV em relação ao eletrodo de calomelano saturado. Após o término deste tempo pré-estabelecido a carga aplicada foi aumentada de maneira a aumentar o K em mais duas unidades. O término do ensaio, para se estabelecer o $K_{EAC,}$ é a fratura do corpo de prova, sendo o K_{EAC} o valor mais alto de K em que não se estabeleceu a fratura ou o crescimento subcrítico de trinca. Como esses ensaios demandam um tempo muito grande, começamos com o primeiro passo de carregamento com uma carga associada a um K de $5MPa\sqrt{m}$, assim, no segundo passo o K aplicado ficou igual a $10MPa\sqrt{m}$ e no terceiro passo o K total aplicado foi $15MPa\sqrt{m}$. Depois dos três primeiros passos, o passo utilizado foi de $1MPa\sqrt{m}$ até atingir o valor de $20MPa\sqrt{m}$. A partir deste momento a variação do K foi de $2MPa\sqrt{m}$ até o término do ensaio. O término deste é a fratura do corpo de prova ou o alcance do K máximo na condição do material ensaiado ao ar.

Para que a atividade dos íons de hidrogênio em solução não influenciassem em demasia nos ensaios, a água do mar sintética foi inteiramente trocada quando a medida de pH atingiu o valor mínimo de 7,5. A medida de pH foi tomada todos os dias, exceto aos finais de semana.

Foram realizadas triplicatas para cada região estudada, ou seja, três corpos de prova relativos ao material de base, três relativos ao metal de solda e três relativos a zona termicamente afetada para cada material estudado nos dois potenciais catódicos pré estabelecidos em relação ao calomelano saturado.

É importante ressaltar que antes do ensaio começar os corpos de prova foram polarizados nos potenciais de estudo por no mínimo um mês.

Cálculo do K

A partir das dimensões utilizadas nos corpos de prova foi possível calcular o fator de intensidade de tensões nos corpos de prova em função da carga aplicada nos mesmos através da seguinte equação prevista na norma ASTM E1820 (14):

$$K = \frac{P}{(BBnW)^{1/2}} f(a/W)$$

Onde:
K é o fator de intensidade de tensões [MPa.m^1/2]
P é a carga Aplicada [kN];
B é a espessura do corpo de prova [cm];
Bn é a espessura líquida do corpo de prova [cm];
W é a largura do corpo de prova [cm];
f(a/W) é o fator de forma para a geometria.

Resultados e Discussão

Microdureza

Os perfis de microdureza Vickers da solda e regiões adjacentes do material ‘’B’’ está representado no gráfico 1 com as respectivas endentações representadas na figura 5. Foram feitos três perfis considerando a região do passe de raiz da solda e duas regiões de passes de preenchimento da solda, acima e abaixo do passe de raiz. Pode-se observar que os valores mais baixos de microdureza se encontram na região do metal de base, não afetado pelo calor. Na região da ZTA há um aumento gradual da microdureza chegando-se a valores mais elevados para a região do metal de solda, exceto linha 1. O perfil de microdureza médio mais alto foi observado na região do metal de solda do passe de raiz.

Os perfis de microdureza Vickers da solda e regiões adjacentes do material ‘’A’’está representado no gráfico 2 com as respectivas endentações representadas na figura 6**.** Nota-se que os valores de microdureza também ficaram mais baixos para o metal de base. Na região da ZTA desta junta soldada observou-se também um aumento na microdureza. Já a região da solda obteve os maiores valores médios de microdurez, exceto para a linha 1. O perfil de microdureza médio mais alto também foi observado na região do metal de solda do passe de raiz. Os valores obtidos ficaram dentro do limite estabelecido pela Norsok que é de no máximo 350HV (18).

Figura 5 - Localização das endentações na junta soldada do material ‘’B’’.

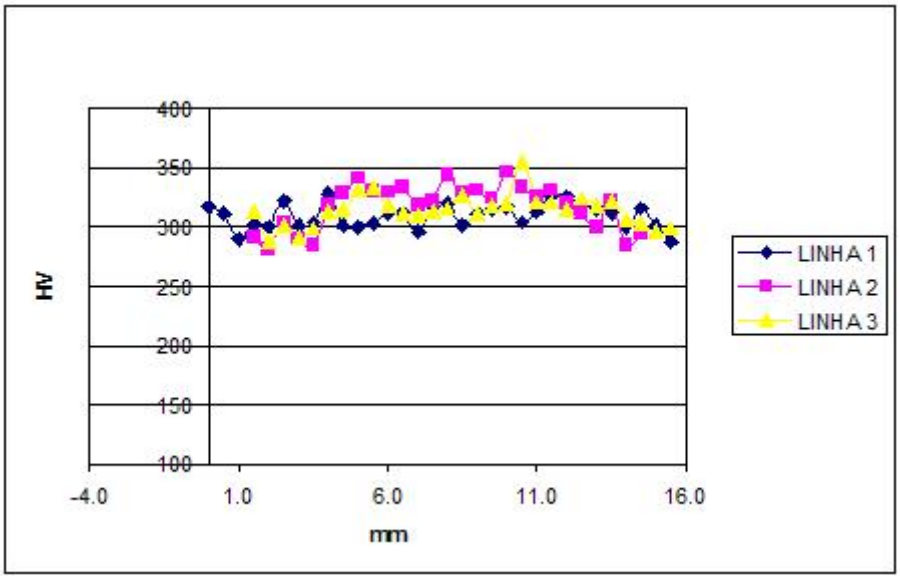

Gráfico 1 - Perfis de microdureza para a solda e regiões adjacentes do material ‘’B’’.

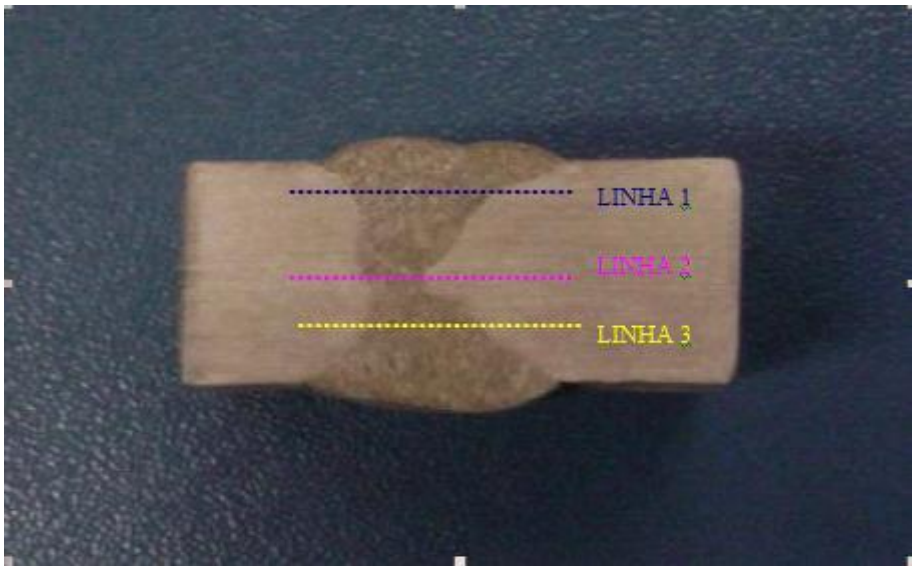

Figura 6 - Localização das endentações na junta soldada do material ‘’A’’

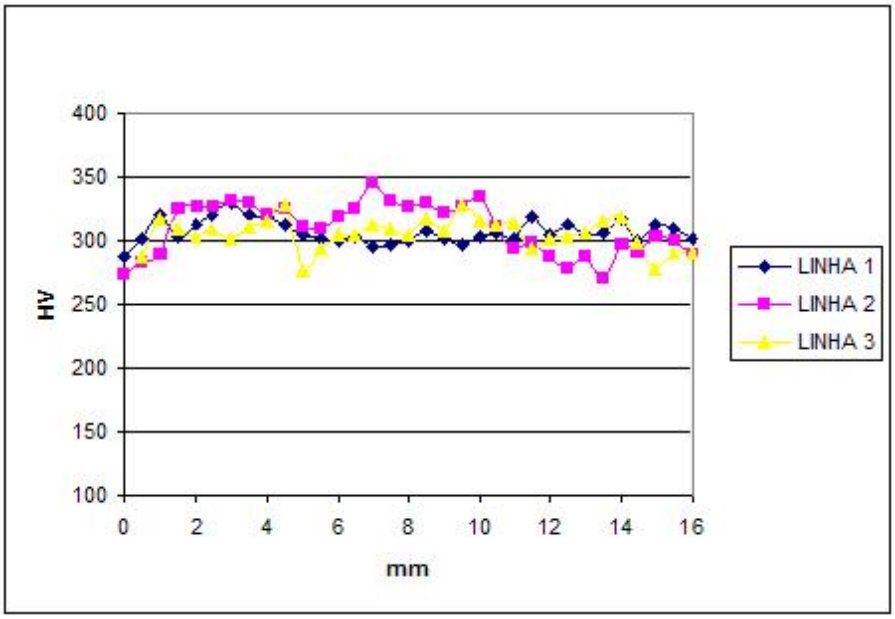

Gráfico 2 - Perfis de microdureza para a solda e regiões adjacentes do material ‘’A’’

Metalografias

As figuras 7 a 10 referem-se à junta soldada do material ``B’’. A figura 7 revela a matriz ferrítica em colorido e as ilhas de austenita em branco, pode–se observar o bom equilíbrio entre as fases na microestrutura. Na figura 8 se observa as regiões do metal de solda e ZTA, é clara a maior quantidade da fase ferritica, de cor escura, no metal de solda. Assim como na ZTA a fase austenítica não é atacada pelo reagente, permanecendo branca. Quando observamos as figuras 9 e 10, com aumentos de 500x e 1000x respectivamente, é visível a precipitação intermetálica seguindo o contorno de grão ferrítico na microestrutura da ZTA. A precipitação intermetálica foi observada ao longo da zona termicamente afetada da junta soldada, apesar de se mostrar em pequena quantidade.

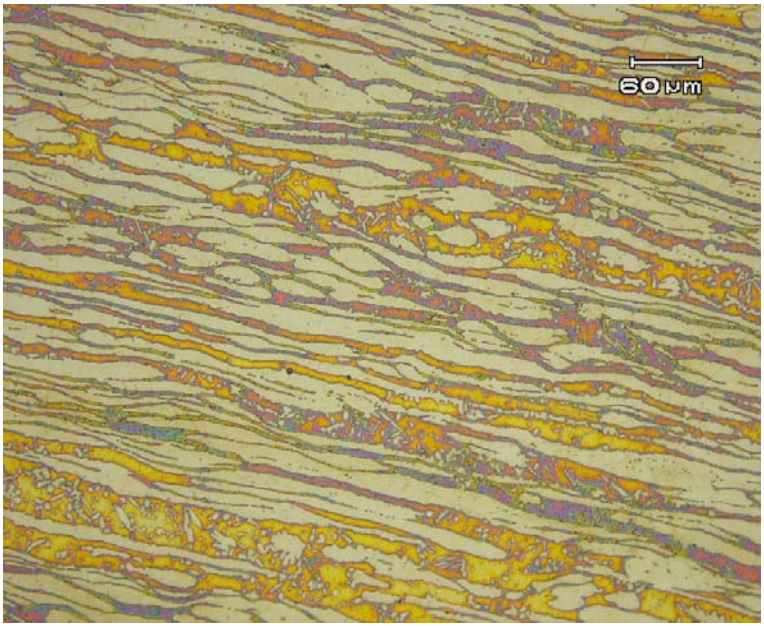

Figura 7 – Microestrutura do material de base do aço inoxidável super duplex ‘’B’’. Aumento de 200X.

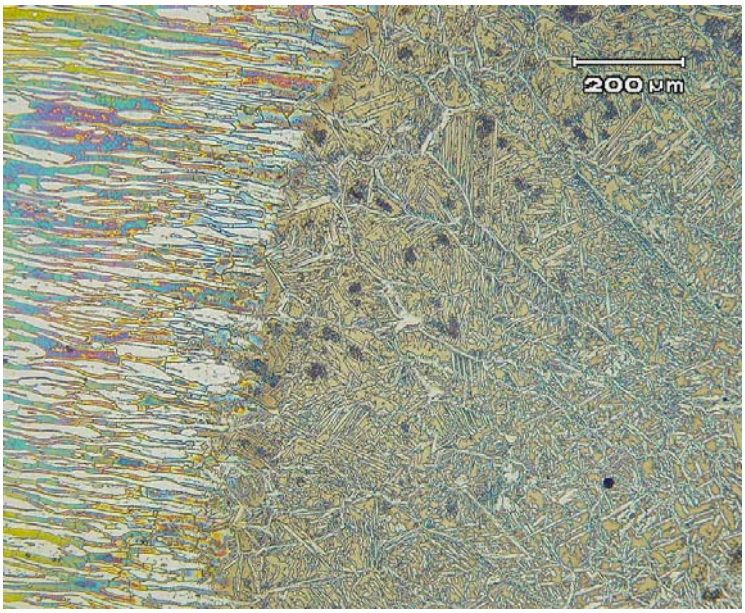

Figura 8 - Zona afetada pelo calor e região do metal de solda do passe de raiz da junta soldada do material ‘’B’’. Aumento de 100X

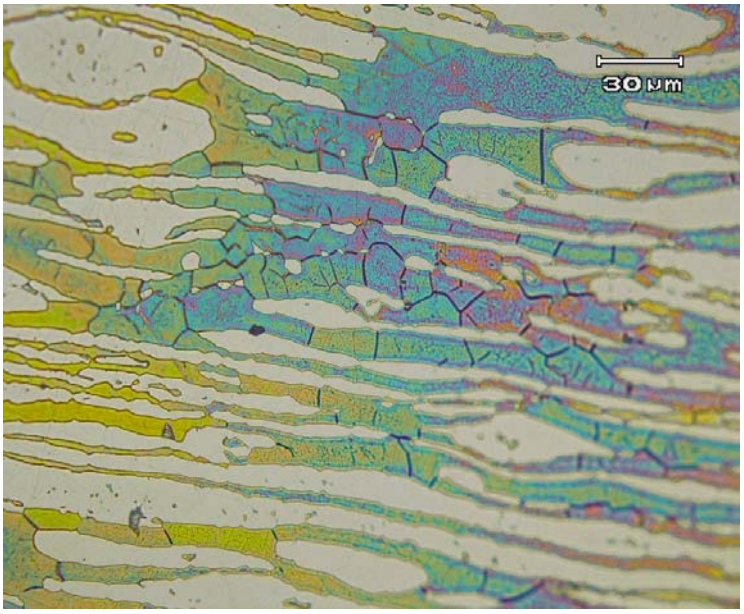

Figura 9 - Zona afetada pelo calor junto ao passe de raiz da junta soldada do material ‘’B’’. Aumento de 500x**.**

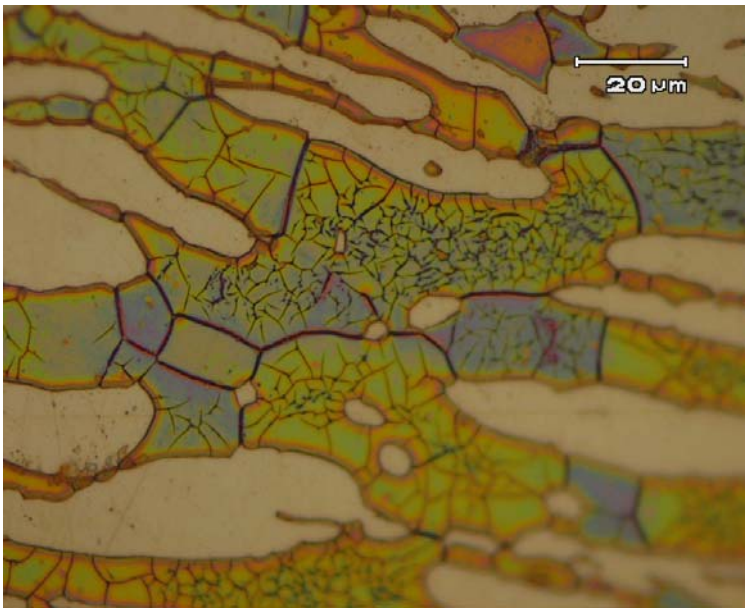

Figura 10 - Zona afetada pelo calor abaixo do passe de raiz da junta soldada do material ‘’B’’. Aumento de 1000x

As figuras 11 a 14 referem-se à junta soldada do material ``A’’. A figura 11 revela a matriz ferrítica em colorido e as ilhas de austenita em branco, pode–se observar o bom equilíbrio entre as fases na microestrutura. Na figura 12 observa-se as regiões do metal de solda e ZTA, a microestrutura do metal de solda parece estar bem mais equilibrada do que aquela da junta soldada do material ‘’B’’, figura 8. A ferrita é revelada na cor escura no metal de solda. Assim como na ZTA a fase austenítica não é atacada pelo reagente, permanecendo branca. Quando observamos as figuras 13 e 14, com aumentos de 500x, pode-se notar alguma precipitação intermetálica seguindo o contorno de grão ferrítico na microestrutura da ZTA. Nota-se também que a precipitação não é tão acentuada como a da junta soldada do material ‘’B’’, o que pode ser explicado pela diferença de composição química das duas chapas estudadas, já que o procedimento de soldagem para ambos os materiais foi o mesmo, assim como a espessura das chapas e a geometria da junta soldada foram as mesmas. Tal como no material ‘’A’’ foi observado a precipitação intermetálica em toda a zona termicamente afetada da junta soldada.

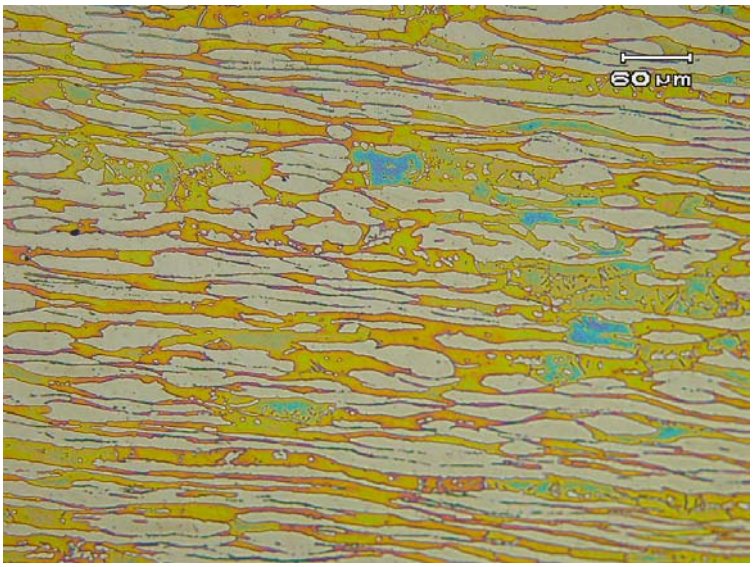

Figura 11 – Microestrutura do material de base do aço inoxidável super duplex ‘’A’’. Aumento de 200x.

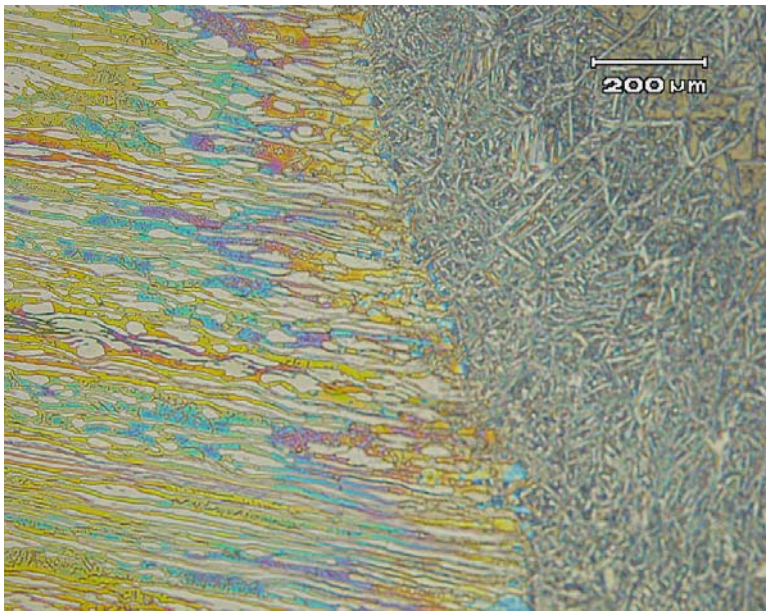

Figura 12- Zona afetada pelo calor e região do metal de solda do passe de raiz da junta soldada do material ‘’A’’. Aumento de 100x

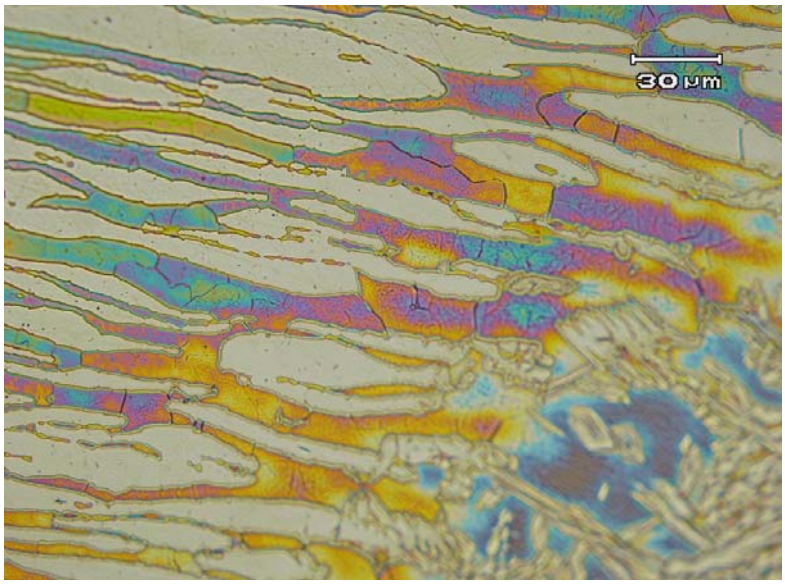

Figura 13- Zona afetada pelo calor junto ao passe de raiz da junta soldada do material ‘’A’’. Aumento de 500x.

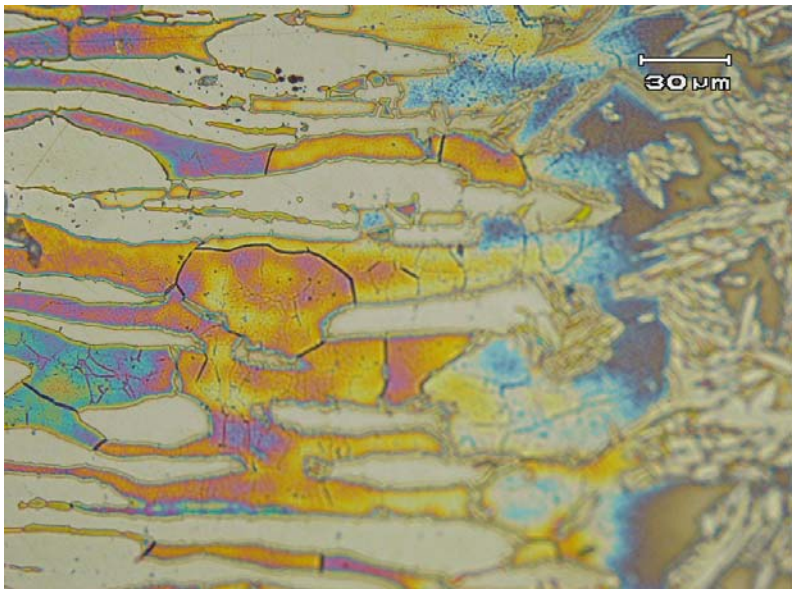

Figura 14 - Zona afetada pelo calor abaixo do passe de raiz da junta soldada do material ‘’A’’. Aumento de 500x.

Balanço Microestrutural das Fases Ferrita e Austenita

Os aços inoxidáveis duplex e super duplex são projetados metalurgicamente para conterem iguais proporções de austenita e ferrita em sua microestrutura na condição solubilizada. Esta característica microestrutural possibilita a estes aços adquirirem melhores propriedades com a proporção equilibrada destas fases. Com a garantia de um balanço microestrutural equilibrado esses aços podem fornecer uma boa combinação de resistência mecânica, ductilidade, tenacidade à fratura e ao entalhe e resistência à corrosão.

Todas as micrografias usadas na quantificação volumétrica das fases ferritica e austenítica estavam com um aumento de 200x.

A percentagem volumétrica das fases austenítica e ferrítica para o material de base do aço inoxidável super duplex ‘’B’’ ficou com uma média de 52,48 % de ferrita e 47,52% de austenita. A tabela 1 mostra os resultados para três medidas realizadas.

Tabela 1 – Material de base, aço inoxidável super duplex ‘’B’’

Imagens Metalográficas	Percentagem de ferrita	Percentagem de austenita
1	53,19%	46,81%
2	54,05%	45,95%
3	50,21%	49,79%
Média	52,48%	47,52%

Com relação ao aço inoxidável super duplex denominado neste trabalho como ‘’A’’ o balanço de fases para o metal de base ficou com uma média de 54,12 % de ferrita e 45,88% de austenita. A tabela 2 mostra os resultados.

Tabela 2 – Material de base, aço inoxidável super duplex ‘’A’’

Imagens Metalográficas	Percentagem de ferrita	Percentagem de austenita
1	53,51%	46,49%
2	54,98%	45,02%
3	51,21%	48,79%
Média	53,23%	46,77%

A zona termicamente afetada (ZTA) foi avaliada e a tabela 3 mostra o balanço microestrutural para esta região do material ‘’B’’. Os resultados mostram valores médios de 49,63% para a fase ferrítica e 50,37% para a fase austenítica.

Tabela 3 – Zona termicamente afetada, aço inoxidável super duplex ‘’B’’

Imagens Metalográficas	Percentagem de ferrita	Percentagem de austenita
1	53.39%	46,61%
2	48,08%	51,92%
3	47,43%	52,57%
Média	49,63%	50,37%

A zona termicamente afetada para o aço inoxidável super duplex ‘’A’’ ficou com um balanço médio de 49,84% de fase ferrítica e 50,16% de fase austenítica. A tabela 4 mostra os valores obtidos.

Tabela 4 - Zona termicamente afetada, aço inoxidável super duplex ‘’A’’

Imagens Metalográficas	Percentagem de ferrita	Percentagem de austenita
1	48,04%	51,96%
2	54,73%	45,27%
3	46,76%	53,24%
Média	49,84%	50,16%

Com relação ao metal de solda o balanço microestrutural para esta região do aço inoxidável super duplex ‘’B’’ ficou com uma média de 68,80% de fase ferrítica e 31,20% de fase austenitica. A tabela 5 mostra os valores obtidos.

Tabela 5 – Metal de solda, aço inoxidável super duplex ‘’B’’

Imagens Metalográficas	Percentagem de ferrita	Percentagem de austenita
1	70,52%	29,48%
2	63,98%	36,02%
3	70,96%	29,04%
4	67,95%	32,05%
5	70,58%	29,42%
Média	68,80%	31,20%

Para o metal de solda do aço inoxidável super duplex ‘’A’’ os resultados obtidos ficaram com 68,04% de fase ferrítica e 31,96% de fase austenitica, os resultados são mostrados na tabela 6.

Tabela 6 – Metal de solda, aço inoxidável super duplex ‘’A’’

Imagens Metalográficas	Percentagem de ferrita	Percentagem de austenita
1	70,14%	29,86%
2	68,64%	31,36%
3	63,95%	36,05%
4	66,82%	33,18%
5	70,66%	29,34%
Média	68,04%	31,96%

Os resultados do balanço microestrutural das regiões das duas juntas soldadas dos materiais estudados não apresentaram diferenças entre si. Com relação ao equilíbrio das fases austeníticas e ferríticas a região do metal de solda apresentou uma proporção bem maior da fase ferrita em comparação a austenita, tanto para o aço inoxidável super duplex ‘’A’’ como para o ‘’B’’. As regiões do metal de base não afetado pelo calor e a zona termicamente afetada apresentaram um equilíbrio nas fases para ambos os materiais estudados.

Avaliação do Espaçamento Austenítico

O trincamento sob tensão induzido pelo hidrogênio (HISC –Hydrogen Induced Stress Cracking) propaga de maneira frágil pela fase ferrítica pelo mecanismo de clivagem. A trinca pode ser imobilizada pela fase austenítica dependendo do tamanho da trinca e do nível de tensões associado a estrutura trincada. Conseqüentemente todas as técnicas de fabricação envolvendo aços inoxidáveis duplex e super duplex que diminuem o espaçamento austenítico são favoráveis para esses materiais quando protegidos catodicamente. Estudos têm mostrado que materiais com distribuição mais refinada da fase ferrítica são mais resistentes ao trincamento sob tensão induzido pelo hidrogênio (HISC) do que os materiais com distribuição mais grosseira. Requerimentos como o da DNV-RP_F112 (Design of Duplex Stainless Steel Subsea Equipment Exposed To Cathodic Protection) (19) que avaliam a redução do risco ao trincamento associado ao hidrogênio estipula um tamanho do espaçamento austenítico crítico de 30µm. Acima deste valor, os equipamentos fabricados em aços inoxidáveis duplex e super duplex estariam mais sujeitos ao HISC. Desta forma, foi avaliado o espaçamento austenítico dos materiais estudados, a tabela 7 e a tabela 8 revelam as três medidas feitas em três regiões diferentes, do material de base e da zona termicamente afetada respectivamente, via microscopia óptica, assim como o valor médio do espaçamento austenítico para os dois aços inoxidáveis super duplex.

Os valores para o material base tanto para o aço inoxidável super duplex ‘’A ‘ como para o ‘’B’’ ficaram bem abaixo do limite estabelecido pela norma DNV-RP-F112 (19), ficando em torno de 11µm.

Tabela 7 – Espaçamento austenítico para o material de base.

Medidas	B	A
1	10.0283µm	12.1463µm
2	11.7424µm	12.1961µm
3	11.0248µm	9.9486µm
Média	***10.9318µm***	***11.4303µm***

Com relação a zona termicamente afetada o espaçamento austenítico apresentou valores menores que o material de base, ficando em torno de 7µm. A tabela 8 mostra os resultados.

Tabela 8 - Espaçamento austenítico para a zona termicamente afetada

Medidas	B	A
1	7.7136µm	6.7283µm
2	6.9033µm	7.1943µm
3	7.4556µm	7.5701µm
Média	***7.3575µm***	***7.16423µm***

Análises Fractográficas

Fractografias dos corpos de prova foram realizadas em microscópio eletrônico de varredura com o objetivo de visualizar o comportamento do material ensaiado ao ar e em ambiente fragilizante, sendo o foco principal a observação do micro-mecanismo de

propagação instável de trinca na região imediatamente após a pré-trinca de fadiga, região esta de maior concentração de tensões e conseqüente maior concentração de hidrogênio no caso do ambiente fragilizante.

A figura 15 mostra o mecanismo de fratura dúctil, por coalescimento de microcavidades, visto em todas as regiões estudadas de ambos os materiais fraturados ao ar.

A figura 16 revela o mecanismo de fratura frágil por clivagem do material B, região do metal de solda, quando submetido ao ensaio de ‘’step loading’’ utilizando-se um potencial de -1000mv em relação ao eletrodo de calomelano saturado. Todos os materiais que foram ensaiados em meio contendo água do mar sintética e proteção catódica, seguindo a metodologia do ensaio de ‘’step loading’’ por carga prescrita, independentemente da região onde a pré trinca foi originada, apresentaram este mecanismo frágil de fratura.

Desta forma, fica evidente que a fratura dos materiais estudados muda de um mecanismo dúctil para frágil quando o material é exposto à proteção catódica.

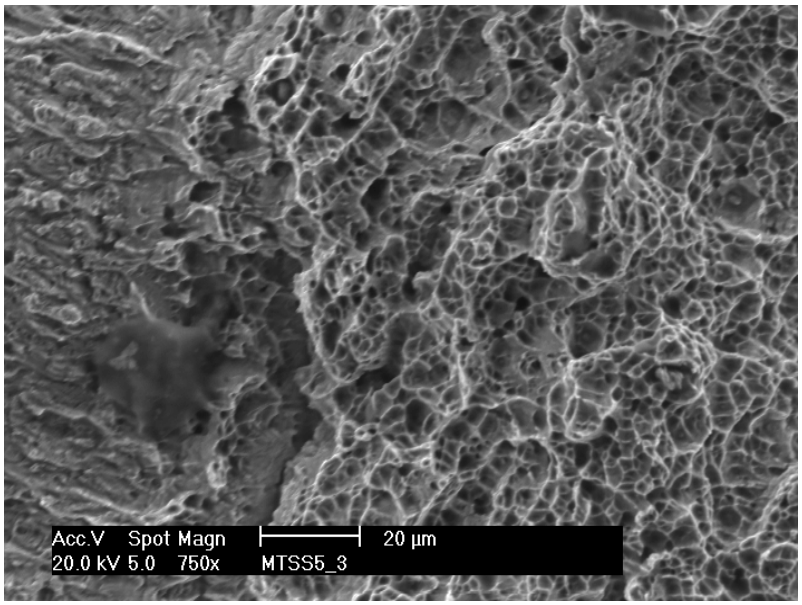

Figura 15 – Fratura da região do metal de solda do material ‘’A’’ após a trinca de fadiga.

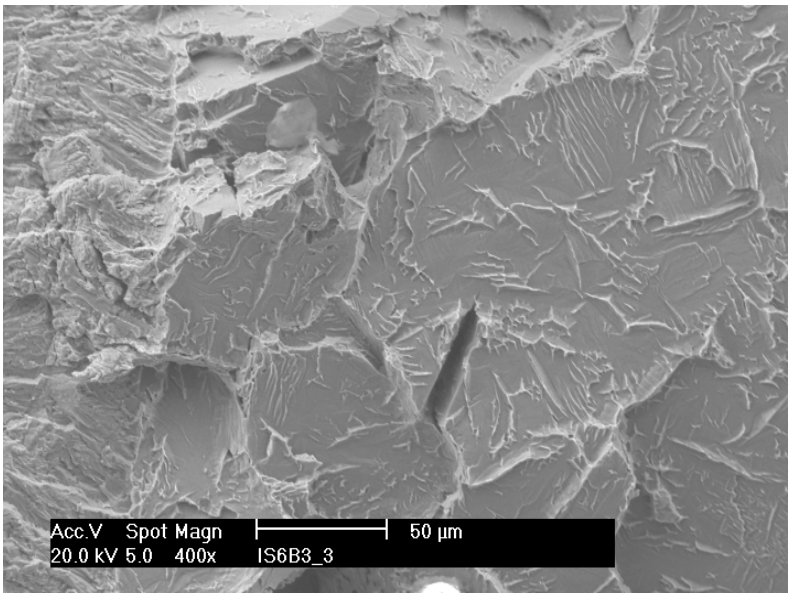

Figura 16 - Fratura da região do metal de base ‘’A’’ após a trinca de fadiga.

Ensaio de tenacidade à fratura ao ar

Foi utilizado um clip-gage para a medição do COD (*crack opening displacement*). Através dos valores de carregamento e da geometria dos corpos de prova foi possível se obter gráficos do comportamento de K para as regiões da ZTA, metal de base e metal de solda para ambos os materiais ensaiados. As regiões estão denominadas nos gráficos como:

- BA: material de base do aço inoxidável super duplex A
- SA: metal de solda do aço inoxidável super duplex A
- ZA: zona termicamente afetada do aço inoxidável super duplex A
- BB: material de base do aço inoxidável super duplex B
- SB: metal de solda do aço inoxidável super duplex B
- ZB: zona termicamente afetada do aço inoxidável super duplex B

A figura 17 mostra o gráfico do ensaio de tenacidade à fratura ao ar para o material ‘’A’’. Podemos perceber que para todas as regiões estudadas houve boa capacidade de deformação plástica como mostra a figura 17. A tabela 19 revela valores de integral J (J máximo), e de K aparente (K máximo), abordagem realizada apenas para termos de comparação com o ensaio de ‘’step loading’’para as três regiões onde a pré–trinca foi propositalmente originada. Os cálculos realizados para obter os valores de integral J foram feitos com o auxílio da norma ASTM E1820 (14).

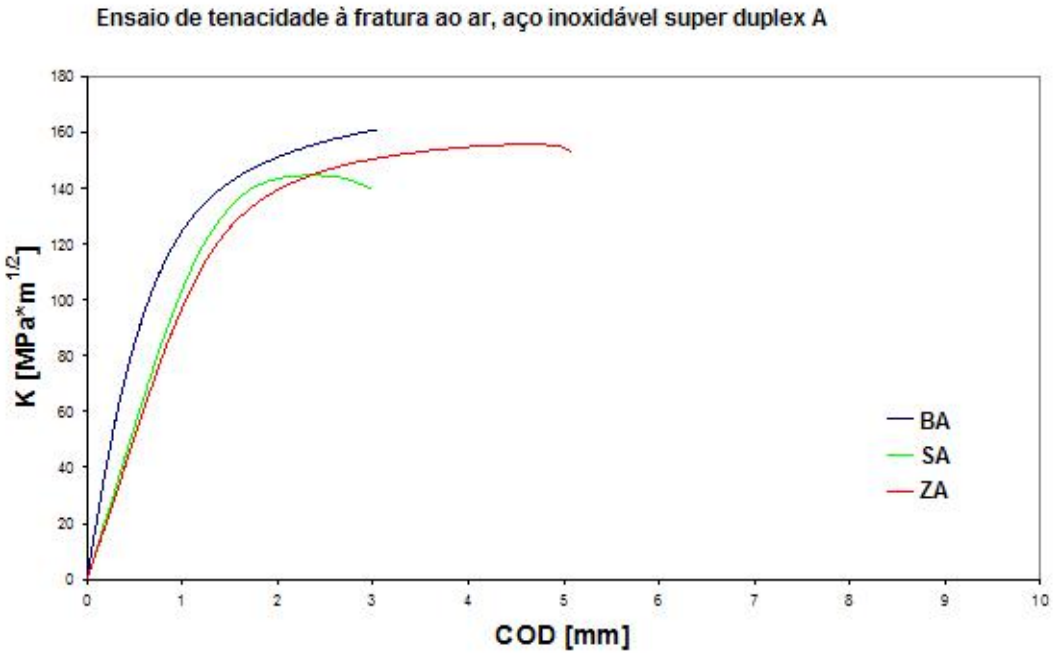

Figura 17 – Ensaio de tenacidade á fratura ao ar, material ‘’A’’.

Tabela 19 – Valores de K aparente e tenacidade para as três regiões referente ao aço inoxidável super duplex ‘’A’’

Região	K aparente máximo	Tenacidade (J máximo)
Metal de base (BA)	161 MPa*m$^{1/2}$	912,86 KJ/mm^2
Metal de solda (SA)	143 MPa*m$^{1/2}$	355,78 KJ/mm^2
ZTA (ZA)	155 MPa*m$^{1/2}$	1116,12 KJ/mm^2

A figura 18 mostra o gráfico do ensaio de tenacidade à fratura ao ar para o material ‘’B’’. Podemos perceber que para todas as regiões estudadas também houve boa capacidade de deformação plástica, assim como o material ‘’A’’, como mostra a figura 18. A tabela 20 revela valores de integral J (J máximo) e de K aparente para este material.

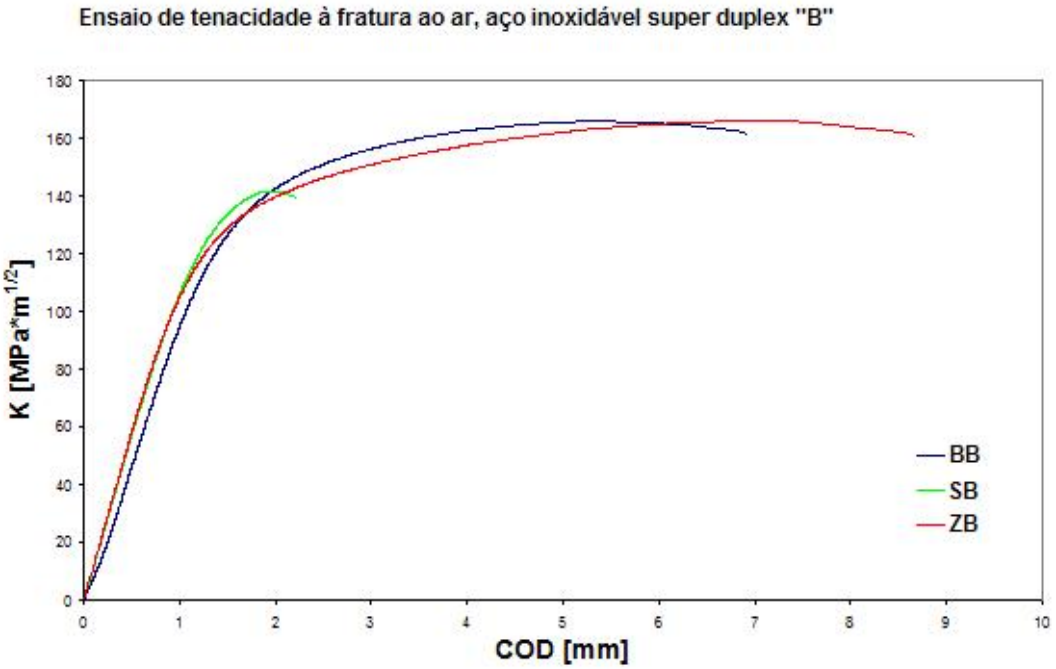

Figura 18 – Ensaio de tenacidade á fratura ao ar, material ‘’B’’.

Tabela 20 – Valores de K aparente e tenacidade para as três regiões referente ao aço inoxidável super duplex ‘’B’’

Região	K aparente máximo	Tenacidade (J máximo)
Metal de base (BB)	165 MPa*m$^{1/2}$	1433,81 KJ/mm^2
Metal de solda (SB)	141 MPa*m$^{1/2}$	225,81 KJ/mm^2
ZTA (ZB)	165 MPa*m$^{1/2}$	2084,96 KJ/mm^2

O que pode ser destacado quando se observa os dois gráficos é que ambos os materiais estudados apresentam elevada plasticidade, tendo o material ‘’B’’ os maiores valores para a região do metal de base e zona termicamente afetada. O menor valor de tenacidade encontrado estava nos corpos de prova da região do metal de solda, para ambos os materiais, o que reflete a sua microestrutura, pois a tenacidade à fratura de materiais com a fase ferrítica é menor quando se compara com os materiais de fase austenítica, e no metal de solda a fase ferritica está em maior proporção. Com relação à zona termicamente afetada, região esta susceptível a precipitação de fases de baixa tenacidade, esta apresentou comportamento superior ao do metal de base, revelando que a precipitação, apesar de confirmada pela análise metalográfica, não foi suficiente para deteriorar a tenacidade á fratura nesta região. A proporção de fases na microestrutura da ZTA está mais equilibrada tendo a fase austenítica em maior proporção que o material de base.

Resultados dos Ensaios de Step Loading

Os corpos de prova foram pré-trincados até aproximadamente uma razão de a/W= 0,5, o que equivale a um tamanho de trinca de 20mm. Os valores reais do comprimento de trinca apenas puderam ser avaliados com maior exatidão após a conclusão do ensaio, com o rompimento total da seção remanescente do corpo de prova, quando foi possível a visualização com acesso à superfície de fratura.

Para as medidas do tamanho de trinca foram realizadas cinco medições distribuídas em iguais espaçamentos ao longo da espessura do corpo de prova. Destes valores foi calculada uma média aritmética e os corpos de prova com alguma das medidas individuais ultrapassando o limite de 5% (para mais ou para menos) em torno dessa média foram considerados como ensaios invalidados. Dessa forma, garantiu-se a homogeneidade do comprimento das pré-trincas de fadiga utilizadas.

Para o cálculo do fator de intensidade de tensões máximo foi considerado o valor de carga final (Pmax) aplicado ao corpo de prova, ou seja, no qual este sofreu o colapso. De posse destes valores e dos valores reais de comprimento de trinca (af) que foram obtidos conforme detalhado anteriormente e com as demais geometrias conhecidas do corpo de prova foi possível chegar ao valor do K_{EAC} para cada condição de ensaio.

Os valores de K_{EAC} encontrados para o ensaio de step loading com potencial de -1100mv em relação ao eletrodo de calomelano saturado estão apresentados na tabela 21. Os resultados em vermelho na tabela são corpos de prova invalidados nos ensaios.

Tabela 21 – Resultados dos ensaios de step loading com potencial de -1100mV$_{EAC}$

Corpo de Prova	**K_{EAC} (MPa*m$^{1/2}$)**
Metal de base, aço inóx A, CP 1	87
Metal de base, aço inóx A, CP 2	92
Metal de base, aço inóx B, CP 1	88
Metal de base, aço inóx B, CP 2	89
Metal de solda, aço inóx A, CP 1	64
Metal de solda, aço inóx A, CP 2	82
Metal de solda, aço inóx A, CP 3	85
Metal de solda, aço inóx B, CP 1	76
Metal de solda, aço inóx B, CP 2	64
Metal de solda, aço inóx B, CP 3	80
ZTA, aço inóx A, CP 1	100
ZTA, aço inóx A, CP 2	109
ZTA, aço inóx A, CP 3	90
ZTA, aço inóx B, CP 1	94
ZTA, aço inóx B, CP 2	95
ZTA, aço inóx B, CP 3	90

Os valores de K_{EAC} encontrados para o ensaio de step loading com potencial de -1000mv em relação ao eletrodo de calomelano saturado estão apresentados na tabela 22. Os resultados em vermelho na tabela são corpos de prova invalidados nos ensaios.

Tabela 22 – Resultados dos ensaios de step loading com potencial de -1000mV$_{EAC}$

Corpo de Prova	K_{EAC} (MPa*m$^{1/2}$)
Metal de base, aço inóx A, CP 1	94
Metal de base, aço inóx A, CP 2	95
Metal de base, aço inóx A, CP 3	82
Metal de base, aço inóx B, CP 1	94
Metal de base, aço inóx B, CP 2	96
Metal de base, aço inóx B, CP 3	95
Metal de solda, aço inóx A, CP 1	81
Metal de solda, aço inóx A, CP 2	88
Metal de solda, aço inóx A, CP 3	102
Metal de solda, aço inóx B, CP 1	78
Metal de solda, aço inóx B, CP 2	92
Metal de solda, aço inóx B, CP 3	92
ZTA, aço inóx A, CP 1	91
ZTA, aço inóx A, CP 2	91
ZTA, aço inóx A, CP 3	96
ZTA, aço inóx B, CP 1	89
ZTA, aço inóx B, CP 2	94
ZTA, aço inóx B, CP 3	93

Os valores de tenacidade à fratura no potencial de -1000mV$_{ECS}$ ficaram significativamente maiores para a região do metal de solda de ambos os materiais quando comparados ao potencial de -1100mV$_{ECS}$. O metal de base para ambos os materiais estudados teve um pequeno aumento na tenacidade e a tenacidade à fratura da zona termicamente afetada não foi alterada, tendo valores até menores no potencial catódico de -1000mV$_{ECS}$ em comparação ao potencial de -1100mV$_{ECS}$ nos dois materiais estudados.

Conclusões

- Os aços inoxidáveis super duplex ‘’A’’ e ‘’B’’ apresentaram proporções equilibradas das fases ferrítica e austenítica tanto para o material de base quanto para a zona termicamente afetada pela soldagem. O desbalanço com relação ao metal de solda para ambos os materiais se mostrou o mesmo, com quase 70% de ferrita contra 30% de austenita, tornando essa região bastante susceptível à fragilização pelo hidrogênio. Tal tendência é evidenciada pelos baixos valores de tenacidade à fratura vistos no ensaio de step loading com carga prescrita quando protegidos catodicamente no potencial de -1100mV$_{ECS}$ e até no ensaio ao ar, onde obteve os menores valores em comparação as outras regiões estudadas.
- O espaçamento austenítico para o material de base de ambos os materiais estudados ficou bem abaixo do limite mínimo especificado por normas como a DNV que estabelecem valores de até 30µm. Tais especificações, em conjunto com determinados níveis de tensões e deformações e juntamente com o balanço de fases na microestrutura tem como objetivo evitar a fragilização pelo hidrogênio induzida por tensões. Os valores encontrados para esta região estão em torno de 11µm. O espaçamento austenítico da zona termicamente afetada teve valores abaixo dos 10µm para ambos os aços inoxidáveis super duplex, ficando menor que a região do material de base.
- A precipitação intermetálica de fases de baixa tenacidade mostrou-se mais pronunciada para o material ‘’B’’. A precipitação ocorreu sempre na matriz ferrítica seguindo o contorno de grão ferrítico para ambos os materiais na zona termicamente afetada pela

soldagem. Apesar de apresentar precipitação intermetálica ao longo de toda a zona termicamente afetada esta se mostrou bastante fina não acarretando prejuízo na tenacidade à fratura destes materiais, podendo estes valores serem comparados com os da tenacidade à fratura ao ar do material base (metal de base).

- O mecanismo de fratura muda de uma fratura do tipo dúctil para frágil (clivagem) quando estes materiais são protegidos catodicamente nos potenciais de -1100mV_{ECS} e -1000mV_{ECS} para todas as regiões estudadas de ambos os materiais.
- Todas as regiões para ambos os materiais estão susceptíveis a falha catastrófica quando protegidos catodicamente no potencial de -1100mV_{ECS} e -1000mV_{ECS} na presença de um defeito tipo trinca de fadiga considerando a geometria dos corpos de prova utilizados neste estudo.

Referências bibliográficas

1. Francis R, Byrne G, Warburton GR. Effects of cathodic protection on duplex stainless steels in seawater. Corrosion, NACE,53(3): 234-40
2. THOMPSON, A. W. "Hydrogen-Assisted Fracture at Notches", Material Science and Technology, vol. 1, nº 9, pp 711-718, 1985.
3. TROIANO, A. R., "The Role of Hydrogen and Other Interstitials in the Mechanical Behavior of Metals", Transcriptions of ASM, vol. 52, pp 54-80, 1960.
4. JOHNSON, H. H., MORLET, J. G. e TROIANO, A. R., "Hydrogen Crack Initiation and Delayed Failure in Steel", Trans. Met. Soc. Of AIME, v.212, pp. 526-541, 1958.
5. BROWN, B. A., "A New Stress-Corrosion Cracking Test for High-Strength Alloys", Materials Research and Standards, vol. 6, nº 3, pp. 129-135, 1966.
6. BROWN, B. F. e BEACHEN, C. D., "A Study of the Stress Factor in Corrosion Cracking by Use of the Pre-Cracked Cantilever Beam Specimen". , Corrosion Science, vol. 5, pp 745-750, 1965.
7. GERBERICH, W.W., CHEN, Y. T. e JOHN, C. St., " A Short-Time Diffusion Correlation for Hydrogen-Induced Crack Growth Kinetics", Metallurgical Transactions, vol. 6A, pp. 1485-1498, 1975.
8. NAIR, S. V., TIEN, J. K, e BATES, R. C., "On the Criteria for Hydrogen Assisted Fracture at the Threshold Stress Intensity", Metallurgica, vol. 17, nº 5, pp 639-641, 1983.
9. ISO/TR 17671-3 Welding – Recommendations for welding of metallic materials – Part3: Arc welding of stainless steels. ISO (2002)
10. Jana, S. Effect of heat imput on the haz properties of two duplex stainless steels, Journal of Materials Processing Technology 33 (3), pp. 247-261. 1992.
11. ASM . Specialty handbook ''stainless steels''. Ohio: Amercan Society for Metals; 1994.
12. A.W. Stephenson, P.C Gouch, and J.C.M Farrar. The weldability of super duplex stainless steels alloys – Welding consumables and procedure development for zeron 100, Proc.Lnt.Inst.welding annual assembly conference, july 1991.
13. Muthupandi, V; Bala Srinivasan, P; Seshadri, S.K; Sundaresan, S. Effect of weld metal chemistry and heat imput on the structure and properties of duplex stainless steels welds, Materials Science and Engeeniring A358 (1-2), pp. 9-16. (2003).
14. American Society for Testing Materials. **ASTM E1820-99**. Standard Test Method for Measurement of Fracture Toughness. 1999.
15. American Society for Testing Materials. **ASTM D1141-98.** Standard Practice for the Preparation of Substitute Ocean Water.1998.
16. American Society for Testing Materials. **ASTM G1-03.** Standard Practice for Preparing, Cleaning and Evaluating Corrosion Test Specimens.2003
17. American Society for Testing Materials. **ASTM E1681- 99.** Standard Test Method for

Determining Threshold Stress Intensity Factor for Environment- Assisted Cracking of Metallic Materials.1999.

18. Norsok Standard M601-94. Welding and inspection of piping. Lysaker, Norway: Standards Norway; 2004.

19. DNV-RP_F112 (Design of Duplex Stainless Steel Subsea Equipment Exposed To Cathodic Protection)