

Corrosão por Pite em 0,6M NaCl do Aço UNS S31803 em Função do Tempo de Envelhecimento entre 700°C e 900°C

Projeto de pesquisa para obtenção do título de Mestre em
Engenharia pela candidata Daniella Caluscio dos Santos,
orientada pelo Prof. Dr. Rodrigo Magnabosco.

Candidata: **Daniella Caluscio dos Santos**
daniellacaluscio@gmail.com

Orientador: Prof. Dr. Rodrigo Magnabosco
rodrmagn@fei.edu.br

Centro de Desenvolvimento de Materiais Metálicos – CDMatM-FEI

Departamento de Engenharia Mecânica

Centro Universitário da FEI

Fundação Educacional Inaciana Pe. Saboia de Medeiros

RESUMO

Os aços inoxidáveis dúplex são freqüentemente utilizados em aplicações onde é necessária grande resistência mecânica combinada a resistência à corrosão, mas durante envelhecimento isotérmico, determinadas seqüências de tratamento térmico, conformação a quente ou soldagem, pode ocorrer a precipitação de fases indesejáveis, que causam tanto redução de propriedades mecânicas quanto afetam a resistência à corrosão. Particularmente entre 700°C e 900°C, pode ocorrer a formação de fase sigma, por três mecanismos distintos: como produto da decomposição eutetóide da ferrita original (gerando também austenita secundária), através de nucleação e crescimento a partir da ferrita original, e a partir da austenita presente, após o total consumo da ferrita. Em todas estas situações, ocorre empobrecimento em cromo e molibdênio das fases que não a sigma, reduzindo a resistência a corrosão. Assim, o presente projeto tem por objetivo geral avaliar a resistência a corrosão por pite em 0,6M NaCl do aço UNS S31803 em função do tempo de envelhecimento entre 700°C e 900°C. Particularmente, pretende-se verificar a possibilidade de identificar qual o grau de empobrecimento em Cr e Mo da ferrita e austenita presentes nas amostras envelhecidas, relacionando-o com o fenômeno de corrosão por pite de determinada amostra.

Palavras-chave: corrosão por pite; aços inoxidáveis dúplex; fase sigma.

1. INTRODUÇÃO E JUSTIFICATIVA, COM SÍNTESE DA BIBLIOGRAFIA FUNDAMENTAL.

Os aços inoxidáveis dúplex são freqüentemente utilizados em aplicações onde é necessária grande resistência mecânica combinada a resistência à corrosão^[1-4]. O UNS S31803, apresentando composição química típica 22% Cr - 5% Ni - 3% Mo - 0,15% N - 0,02% C^[2], tem limite de escoamento próximo de 515 MPa (praticamente o dobro do encontrado em aços inoxidáveis austeníticos como os AISI 304 e 316^[2]) aliada a resistência à corrosão superior a dos aços austeníticos, mesmo os de baixo teor de carbono. O elevado teor de nitrogênio, que em sua maioria se encontra em solução sólida intersticial na austenita, e de elementos substitucionais, como cromo, níquel e molibdênio, levam às propriedades citadas^[2,5,6]. A estrutura típica é composta em média por 40 a 45% de ferrita e 55 a 60% de austenita, obtidas após solubilização entre 1000°C e 1200°C e resfriamento brusco^[6].

No entanto, durante envelhecimento isotérmico, determinadas seqüências de tratamento térmico, conformação a quente ou soldagem, pode ocorrer nos aços inoxidáveis dúplex a precipitação de fases indesejáveis, que causam tanto redução de propriedades mecânicas quanto afetam a resistência à corrosão. Particularmente entre 700°C e 900°C, pode ocorrer a formação de fase sigma, por três mecanismos distintos: como produto da decomposição eutetóide da ferrita original (gerando também austenita secundária), através de nucleação e crescimento a partir da ferrita original, e a partir da austenita presente, após o total

consumo da ferrita^[6,7]. Em ambas as situações, ocorre empobrecimento em cromo e molibdênio das fases que não a sigma, reduzindo a resistência a corrosão.

Segundo SOLOMON e DEVINE ^[8], a corrosão por pite é uma das formas de corrosão mais temidas nos aços inoxidáveis, pois nem sempre sua identificação pode ser efetuada por inspeção visual. Caracterizada por ataque corrosivo extremamente localizado, inicia-se pela quebra da película passiva em regiões onde esta apresenta defeitos como inclusões, discordâncias, contornos de grão ou interfaces; segundo SEDRIKS ^[9], o pite pode ocorrer apenas pela presença de íons cloreto, que substituem moléculas de água da película passiva e levam a formação de íons metálicos complexos, removendo a película. A presença principalmente de íons cloreto inibe a passivação do local afetado, tendo este alta taxa de dissolução através de reação anódica; para compensar a presença dos cátions metálicos, os ânions cloreto migram para a região afetada, balanceando as cargas elétricas envolvidas. O aumento da concentração local de cloretos leva à hidrólise da água, resultando na formação de ácido clorídrico: diminuindo o pH local, a taxa de corrosão aumenta, levando a aumento da concentração de cloretos localmente, fazendo da corrosão por pite um processo autocatalítico.

De modo geral, afirma-se ^[8] que a resistência à corrosão por pite nos aços dúplex solubilizados é, sem dúvida, função da composição química; de fato, a resistência à corrosão por pite (ou a modificação do potencial de início destes para valores mais nobres) cresce com o aumento do “índice de pite”, dado normalmente por $IP = (\%Cr + 3,3.\%Mo + 16.\%N)$ ^[9]. Quando da precipitação de fases ricas em

cromo (como sigma), a presença de regiões pobres neste elemento é fator preponderante na perda de resistência à formação de pites.

Em estudos ^[10-13] de determinação de potencial de pite em aços inoxidáveis dúplex com ou sem adição de nitrogênio, constatou-se que se o potencial de pite estiver acima de 800 mV_{ECS}[#], o mecanismo de nucleação de pite envolve tanto a ação de íons cloreto quanto à presença de bolhas de oxigênio. Os pites, quando da evolução de oxigênio, nucleariam na interface tripla metal-solução-gás. De fato, polarização cíclica em solução 3,5% (0,6 M) NaCl de aços inoxidáveis dúplex levam a valores de potencial de pite (E_{pite}) entre 1000 mV_{ECS} e 1200 mV_{ECS} ^[11-13]. Por vezes, os pites formados nestes aços apresentam morfologia “rendilhada”, explicada através de processo de passivação e corrosão interna ao pite, próxima da “boca” dos mesmos ^[12,13].

SRIRAM e TROMANS ^[14] afirmam que em aços dúplex solubilizados pode ocorrer pite tanto na austenita como na ferrita: se o aço contém nitrogênio, que se apresenta na austenita, a resistência à formação por pite será maior nesta fase; em aços sem nitrogênio, a ferrita tem maior resistência à formação de pites por apresentar teores mais altos de cromo e molibdênio.

WALKER e GOOCH^[15], estudando aço UNS S31803 (SAF 2205) soldado mostram que a resistência à corrosão por pite na região da solda não é afetada diretamente pelo balanço de ferrita e austenita presentes (para frações de ferrita entre 25% e 70%); no entanto, a resistência à corrosão por pite é reduzida pelo reaquecimento da junta soldada durante operações multipasse, que levam a formação de

[#] neste projeto de pesquisa, os potenciais relativos ao eletrodo de calomelano saturado são indicados pela sigla subscrita “ECS”.

austenita secundária. Os autores mostram ainda que aumentos no teor de níquel do metal de adição não são tão significativos no aumento da resistência à corrosão por pite se comparados a aumento dos teores de cromo e molibdênio.

POTGIETER^[11], mostra em seu trabalho que o aço SAF 2205 com frações volumétricas crescentes de sigma apresenta redução proporcional na resistência à corrosão por pite: a partir de 6% de sigma, em solução 3,5% NaCl, pites se formam facilmente, tanto na ferrita como na austenita. De fato, o autor afirma que o efeito negativo da presença de sigma sobre a resistência à corrosão por pite é muito mais danoso que a redução na resistência à corrosão generalizada encontrada.

NILSSON e outros^[16], trabalhando com aços dúplex soldados, concluíram que a austenita secundária formada nas diversas transformações de fase ocorridas na zona termicamente afetada (ZTA) é mais susceptível ao ataque por pite que as fases ferrita e austenita originais devido ao seu baixo teor de nitrogênio. Em trabalho subsequente ^[17] confirma-se esta teoria, através de determinação, com auxílio do software “*Thermo-Calc*”, não só do teor de nitrogênio como os de cromo e molibdênio na austenita secundária, verificando que esta tem baixa concentração destes três elementos, explicando sua maior susceptibilidade à corrosão por pite.

SCHMIDT-RIEDER e outros^[18], trabalhando com aço Zeron 100 (25%Cr-6,5%Ni-3,7%Mo-0,25%N-0,7%Cu-0,7%W) solubilizado em soluções de cloreto de sódio notam a ocorrência de ataque preferencial da ferrita, mostrando maior estabilidade da austenita, seguido de ataque a contornos de grão nas duas fases e contornos

de interfase, para então se iniciar a formação de pites na ferrita. Tais resultados são reforçados por GARFIAS-MESIAS e *outros*^[19], que trabalhando com aço 26%Cr-5,9%Ni-3,2%Mo-0,2%N solubilizado entre 1020°C e 1140°C testados em solução de cloreto férrico e cloreto de sódio sempre apresentaram pites preferencialmente na ferrita. Além disso, a temperatura crítica de formação de pites e o potencial de pite aumentam com o decréscimo da temperatura de solubilização, ou seja, do decréscimo da fração volumétrica de ferrita; segundo os autores, justifica-se tal comportamento pela diluição de elementos-chave na resistência à corrosão por pite na ferrita (cromo e molibdênio) com o aumento da fração volumétrica desta. Além disso, a austenita teria seu teor de nitrogênio aumentado com a diminuição de sua fração volumétrica, considerando a baixa solubilidade do nitrogênio na ferrita, o que contribuiria para a maior resistência à corrosão por pite da austenita assim constituída. Efeitos sinérgicos entre nitrogênio, cromo e molibdênio na austenita também deveriam ser computados, segundo os referidos autores ^[19].

ELSHAWESH e *outros* ^[20], trabalhando com aço 22%Cr-5%Ni-3,2%Mo-0,16%N envelhecido a 850°C por até 2 horas confirma a observação de que a presença de fase sigma, em frações volumétricas crescentes, aumenta a susceptibilidade à corrosão por pite do aço dúplex em questão em solução 0,6 M NaCl. Na maioria dos casos, os pites foram encontrados na ferrita. Não há referência, no trabalho em questão, da fração volumétrica de ferrita do material em estudo, nem mesmo da microestrutura anterior ao envelhecimento.

Estudos recentes mostram que durante a polarização cíclica em solução 3,5% NaCl de aço UNS S31803 (SAF 2205) envelhecido a 850°C por tempos entre 10 minutos e 100 horas a presença de fase sigma reduziu o potencial de pite de 1050 mV_{ECS} na condição solubilizada para valores entre 100 e 300 mV_{ECS} nas amostras envelhecidas. Além disso, constatou-se que os pites observados ocorreram através de corrosão seletiva de fases ou regiões empobrecidas em cromo e molibdênio, como as interfaces entre fase sigma e matriz, que contém ferrita e austenita secundárias.^[13] Para tempos de envelhecimento de até 10 minutos a 850°C, constatou-se que a formação de fase sigma por nucleação e crescimento a partir da ferrita presente, que se torna empobrecida em Cr e Mo; no entanto, entre 30 minutos e 5 h a 850°C há indícios de decomposição eutetóide da ferrita, gerando nestes casos austenita secundária empobrecida em Cr e Mo. Essas regiões empobrecidas em Cr e Mo são relacionadas aos locais preferenciais de nucleação e posterior crescimento dos pites formados.

Os mecanismos de formação de fase sigma em aço inoxidável dúplex UNS S31803 foram explorados em outro trabalho ^[7], onde se constata de forma geral que em até 0,1 hora de envelhecimento entre 700°C e 900°C a fase sigma se forma em interfaces ferrita/ferrita ou ferrita/austenita, por meio da transformação da ferrita presente por decomposição eutetóide, gerando também austenita secundária. A partir de 0,1 hora de envelhecimento, as frações volumétricas de ferrita e de austenita decrescem, indicando que o crescimento da fração volumétrica da fase sigma se deu pelo consumo tanto da ferrita quanto da austenita presentes, aliadas à decomposição eutetóide da ferrita. O diagrama de

precipitação isotérmica de fase sigma (tempo-temperatura-precipitação, TTP) para o aço UNS S31803 foi obtido neste trabalho ^[7], indicando que a maior cinética de precipitação se dá a 850°C.

Deste modo, diferentes distribuições de ferrita, austenita e fase sigma surgem no envelhecimento entre 700°C e 900°C do aço UNS S31803, gerando diferentes frações e teores de Cr e Mo na ferrita e/ou austenita restantes. Como há indícios neste aço da relação entre estas regiões e a nucleação e crescimento de pites, e portanto entre microestruturas e resistência a corrosão por pite, estudos devem ser realizados verificando a relação entre o tempo de envelhecimento entre 700°C e 900°C do aço UNS S31803 e a corrosão por pite deste aço.

2. OBJETIVOS.

O presente projeto tem por objetivo geral avaliar a resistência a corrosão por pite em 0,6M NaCl do aço UNS S31803 em função do tempo de envelhecimento entre 700°C e 900°C. Particularmente, pretende-se verificar a possibilidade de identificar qual o grau de empobrecimento em Cr e Mo da ferrita e austenita presentes nas amostras envelhecidas, relacionando-o com o fenômeno de corrosão por pite de determinada amostra.

3. PLANO DE TRABALHO E CRONOGRAMA DE EXECUÇÃO.

3.1 Plano de trabalho

Para se atingir os objetivos propostos neste projeto, pretende-se conduzir o trabalho segundo as atividades a seguir descritas.

A. Aquisição de créditos necessários à obtenção do título de mestre em engenharia mecânica no Centro Universitário da FEI: para tal, serão selecionadas disciplinas que complementem a formação da candidata em tópicos necessários ao desenvolvimento da dissertação proposta, como Diagramas de Equilíbrio e Transformação de Fases, Análise Microestrutural e outras.

B. Pesquisa bibliográfica: nesta fase pretende-se realizar revisão bibliográfica sobre o fenômeno de corrosão por pite em aços inoxidáveis dúplex e o efeito da presença de fase sigma e microestruturas decorrentes da formação desta fase nesta forma de corrosão. Pretende-se também avaliar o conhecimento existente sobre os mecanismos de formação de fase sigma, e o conseqüente empobrecimento em Cr e Mo das demais fases, para relação deste fenômeno com a corrosão por pite em aços inoxidáveis dúplex.

C. Tratamentos térmicos: realizar tratamento térmico de solubilização e tratamentos isotérmicos de envelhecimento entre 700°C e 900°C para obtenção de microestruturas contendo diferentes frações de ferrita, austenita e fase sigma. Será utilizado forno tubular de atmosfera controlada do Centro de Desenvolvimento de Materiais Metálicos – CDMatM-FEI – para tal tarefa.

D. Caracterização microestrutural: através de microscopia óptica e estereologia quantitativa, descrever a microestrutura das amostras para posterior comparação

com a morfologia dos pites formados e os parâmetros de caracterização de resistência à corrosão por pite (potenciais de pite e proteção, densidade de corrente no trecho passivo). Serão utilizados os sistemas de preparação semi-automática de amostras metalográficas e o sistema de análise de imagens do CDMatM-FEI. Através de simulações computacionais em *software Thermo-Calc* (disponível no Centro Universitário da FEI) se pretende verificar a possibilidade de identificar qual o grau de empobrecimento em Cr e Mo da ferrita e austenita presentes nas amostras envelhecidas, para posterior relação disto com a corrosão por pite de determinada amostra. A formação de fase sigma nas amostras será também acompanhada indiretamente pela medição de microdureza *Vickers* das amostras, em microdurômetro Shimadzu HMV-2 do CDMatM-FEI.

E. Ensaio eletroquímico: Com o auxílio do potenciostato AUTOLAB20 do Centro de Laboratórios Químicos da FEI (CLQ-FEI), será realizada a polarização cíclica das amostras na solução 0,6 M NaCl, naturalmente aerada. Serão determinados os potenciais de pite e proteção, além da densidade de corrente no trecho passivo, para avaliação da resistência a corrosão por pite de cada uma das amostras. A morfologia de pites será avaliada por microscopia óptica, para relação entre a microestrutura e a iniciação e propagação de pites.

F. Preparação do exame de qualificação pela candidata.

G. Preparação do texto final da dissertação de mestrado pela candidata.

3.2 Cronograma

Na Tabela 3.1 encontra-se o cronograma das atividades anteriormente descritas.

Tabela 3.1. Cronograma de atividades do presente projeto.

Atividade	1-2	3-4	5-6	7-8	9-10	11-12	13-14	15-16	17-18	19-20	21-22	23-24
A	■	■	■	■	■	■						
B	■	■	■	■	■	■						
C		■										
D			■	■	■	■						
E					■	■	■	■	■	■	■	
G							■	■				
H											■	■

4. MATERIAL E MÉTODOS.

4.1. Material em estudo

O material em estudo já é de propriedade do Centro de Desenvolvimento de Materiais Metálicos – CDMatM-FEI – e foi adquirido como chapa de 3 mm de espessura laminada a 1100°C e resfriada por jato de ar e água forçado. A composição química do material pode ser constatada na Tabela 4.1.

Tabela 4.1. Composição química (% em massa) do aço em estudo.

Elemento	Cr	Ni	Mo	Mn	N	C	Si	Cu	Co	P	S	Nb	Fe
% em massa	22,48	5,74	3,20	1,42	0,162	0,018	0,35	0,15	0,07	0,019	0,001	0,006	Balanço

4.2. Tratamentos térmicos

A partir do material como recebido, tratamento térmico de solubilização a 1200°C por 30 minutos, seguido de resfriamento em água, será realizado para garantir estrutura homogênea de ferrita e austenita. A seguir, quinze séries de amostras serão produzidas através de envelhecimento isotérmico entre 700°C e 900°C, por tempos variando de 10 minutos a 100 horas, seguido de resfriamento em água, com o objetivo de produzir microestruturas com diferentes frações de fase sigma. Os tratamentos serão conduzidos em forno tubular (com variação máxima de temperatura de 2°C), sob corrente de nitrogênio puro (99,99% N₂) de 4 L/h para evitar oxidação excessiva da superfície nos tratamentos mais longos, e impedir a perda de nitrogênio das amostras, como constatado em trabalhos anteriores ^[21].

4.3. Preparação dos corpos-de-prova

O material solubilizado e as quinze séries de material envelhecido terão todas as suas faces lixadas até a obtenção de superfície com o acabamento conferido por lixa de granulação 600 *mesh*. A seguir, as amostras serão embutidas em resina termofixa de cura a quente (baquelite), gerando corpos-de-prova metalográficos e para os ensaios eletroquímicos onde a superfície de observação corresponderá a seção longitudinal da chapa, com relação à direção de laminação. A área exposta variará de 0,4 cm² a 0,6 cm².

4.4. Caracterização microestrutural

4.4.1. Microscopia óptica

Os corpos-de-prova metalográficos sofrerão lixamento até 500 *mesh*, para em seguida serem polidos utilizando pasta de diamante de granulação 6 μm , 3 μm e finalmente 1 μm , sempre utilizando como lubrificante das etapas de polimento álcool etílico absoluto, em equipamento de polimento semi-automático do CDMatM-FEI. Para a revelação da microestrutura será utilizado o reativo de *Behara modificado*, cuja composição é 20 mL de ácido clorídrico, 80 mL de água destilada e deionizada e 1 g de metabissulfito de potássio; a esta solução de estoque, são adicionados 2 g de bifluoreto de amônio, e o ataque pode então ser conduzido durante até dois minutos de imersão. O ataque é interrompido com água, e a superfície de observação seca através da evaporação de álcool etílico absoluto, auxiliada por jato de ar quente. Para a identificação de fase sigma será utilizado ataque eletrolítico seletivo com solução 10% de hidróxido de potássio, a 2 Vcc de diferença de potencial durante um minuto. Todas as amostras preparadas metalograficamente, e após os ensaios eletroquímicos que serão descritos a seguir, serão observadas num microscópio LEICA DMLM do CDMatM-FEI. A formação de fase sigma nas amostras será também acompanhada indiretamente pela medição de microdureza *Vickers* das amostras, em microdurômetro Shimadzu HMV-2 do CDMatM-FEI. Serão realizadas 30 medições por amostra, utilizando carga de 0,5 kgf.

4.4.2. Caracterização quantitativa da microestrutura

A fração volumétrica de ferrita ($\% \alpha$) será obtida com o auxílio de um ferritoscópio FISCHER modelo MP30 do CDMatM-FEI, calibrado com o auxílio de padrões, tendo como limite de detecção 0,1% de ferrita. Vinte medições serão realizadas em cada uma das séries de amostras. Já a fração volumétrica de fase sigma ($\% \sigma$) será determinada por estereologia quantitativa: as amostras, após o ataque eletrolítico em hidróxido de potássio já descrito, serão submetidas a análise de imagens através do software *QMetals*, parte integrante do sistema de análise de imagens LEICA Q500/W, conectado ao microscópio LEICA DMLM anteriormente citado, também pertencente ao CDMatM-FEI. Serão analisados 40 campos por amostra, colhidos aleatoriamente.

De posse destes dados, e sabendo da presença apenas de ferrita, austenita ou sigma nas diferentes estruturas a estudar ^[7,13,21], será estimada a fração volumétrica de austenita ($\% \gamma$) através da relação descrita pela equação 4.1:

$$\% \gamma = 100 - \% \alpha - \% \sigma \quad (\text{eq. 4.1})$$

Utilizando o *software* Thermo-Calc e a premissa de equilíbrio local nas interfaces entre sigma e a matriz metálica pretende-se relacionar a fração volumétrica das fases medidas e suas composições químicas calculadas, verificando a possibilidade de identificar qual o grau de empobrecimento em Cr e Mo da ferrita e austenita presentes nas amostras envelhecidas, para posterior relação disto com a corrosão por pite de determinada amostra.

4.5. Ensaio eletroquímico

4.5.1. Preparação das soluções

Os ensaios de polarização cíclica serão conduzidos em solução 0,6M (3,5% em massa) de cloreto de sódio (NaCl), preparada com reagente padrão analítico e água destilada e deionizada, e utilizada na condição naturalmente aerada. Após no máximo cinco ensaios a solução será descartada, para evitar contaminações.

4.5.2. Ensaio de polarização cíclica

Com o auxílio do potenciostato AUTOLAB20 do Centro de Laboratórios Químicos da FEI (CLQ-FEI), será realizada a polarização cíclica das amostras na solução 0,6 M NaCl, naturalmente aerada. Será utilizado o eletrodo de calomelano saturado (ECS) como eletrodo de referência e como contra-eletrodo uma barra de platina com área exposta de pelo menos 3 vezes à do eletrodo de trabalho, que será constituído pelas amostras polidas até a obtenção acabamento propiciado por diamante de granulometria 1 μm . Após o polimento, as amostras serão lavadas com água destilada e deionizada e secas com álcool etílico absoluto e jato de ar quente; em seguida, serão imersas na solução 0,6 M NaCl, naturalmente aerada, iniciando a polarização após 5 minutos de imersão, partindo do potencial de circuito aberto e realizando varredura contínua e ascendente do potencial, com uma velocidade de varredura de 1 mV/s, revertendo o sentido de varredura quando a densidade de corrente anódica atingir 10^{-3} A/cm²; o ensaio será encerrado quando se atingir o potencial de circuito aberto inicialmente medido. Ao final da polarização, os corpos-de-prova serão lavados com água destilada e

deionizada, sendo então secos com álcool etílico absoluto e jato de ar quente para posterior observação por microscopia óptica. Os ensaios serão repetidos cinco vezes por amostra, e a temperatura de ensaio será mantida em (22 ± 2) °C.

5. FORMA DE ANÁLISE DOS RESULTADOS.

Inicialmente, o projeto deverá caracterizar as microestruturas formadas durante o envelhecimento isotérmico quanto a fração das fases presentes e sua distribuição nas microestruturas formadas, avaliando os mecanismos de formação de fase sigma e tentando avaliar por simulação de equilíbrio termodinâmico local (com o *software Thermo-Calc*) o quanto empobrecida em Cr e Mo está a matriz metálica ao redor da fase sigma formada.

A seguir, tais dados serão comparados aos parâmetros de caracterização do fenômeno de corrosão por pite (potencias de pite e proteção, e densidade de corrente no trecho passivo), avaliando a influência das diferentes microestruturas nesta forma de corrosão. A observação por microscopia óptica das amostras após os ensaios de polarização cíclica permitirá a análise da influência da microestrutura no início e na propagação de pites. Para esta análise, podem ser necessárias complementações de ensaios eletroquímicos, como ensaios de polarização cíclica com reversão do sentido de varredura quando a densidade de corrente anódica atingir entre 10^{-5} e 10^{-4} A/cm², possibilitando assim a análise do início da formação dos pites. Para avaliar o progresso da corrosão localizada (ou do crescimento dos pites), outros ensaios de polarização cíclica com reversão do sentido de varredura em 10^{-1} A/cm² podem ser necessários, permitindo, após os

ensaios de polarização cíclica, o seccionamento das amostras transversal e perpendicularmente à superfície polarizada, permitindo a observação da seção transversal destes locais onde se deram as reações eletroquímicas.

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS.

1. ERBING, M. L. GROTH, H. L. *Duplex-un'alternativa all'acciaio inossidabile 316 per il risparmio di peso in applicazioni offshore*. L'Acciaio Inossidabile n. 2 1993 p. 10-3.
2. ECKENROD J. J. PINNOW K. E. *Effects of chemical composition and thermal history on the properties of alloy 2205 duplex stainless steel*, New Developments in Stainless Steel Technology, Detroit, 77-87, 1984.
3. NORDSTRÖM, J. RUNG, B. *Bollitori e torri di stoccaggio di pasta per carta in acciai inossidabili duplex consentono risparmio di peso e di costi*. L'Acciaio Inossidabile v. 2 1995 p. 7-12.
4. LEFFLER, B. *Alloy 2205 for marine chemical tankers*. Materials Performance abr. 1990 p. 60-3.
5. AGARWAL, D. C. *Duplex stainless steels – The cost effective answer to corrosion problems of major industries*. Key Eng. Mater. n. 2 v. 20-28 1988 p. 1677-92.
6. NILSSON, J. O. *Super duplex stainless steels*. Materials Science and Technology ago. 1992 v. 8 p. 685-700.
7. MAGNABOSCO, R. . *Formação de fase sigma no aço inoxidável dúplex UNS S31803 durante envelhecimento isotérmico entre 700 C e 900 C*. In: 60° Congresso Internacional Anual da ABM, 2005, BELO HORIZONTE. 60° Congresso Internacional Anual da ABM - anais. São Paulo : ABM, 2005.
8. SOLOMON, H. D. DEVINE Jr., T. M. *Duplex stainless steels – a tale of two phases*. In: Duplex stainless steels – conference proceedings. ASM Metals Park : Ohio 1982 p. 693-756.
9. SEDRIKS, A. J. *Effects of alloy composition and microstructure on the passivity of stainless steels*. Corrosion n. 7 v. 42 jul. 1986 p. 376-89.
10. ALONSO-FALLEIROS, N. HAKIM, A. WOLYNEC, S. *Comparison between potentiodynamic and potentiostatic tests for pitting potential measurement of duplex stainless steels*. Corrosion v. 55 n. 5 mai. 1999 p. 443-48.
11. POTGIETER, J. H. *Influence of σ phase on general and pitting corrosion resistance of SAF 2205 duplex stainless steels*. British corrosion journal v. 27 n. 3 1992 p. 219-23.

12. NEWMAN R. C. *Understanding the Corrosion of Stainless Steel*. Corrosion, v. 57, n. 12 dez. 2001 p.1030-1041.
13. MAGNABOSCO, R. ALONSO-FALLEIROS, N. *Pit Morphology and its Relation to Microstructure of 850°C Aged UNS S31803 Duplex Stainless Steel*. Corrosion (Houston), Houston, TX, v. 61, n. 2, p. 130-136, 2005.
14. SRIRAM, R. TROMANS, D. *Pitting corrosion of duplex stainless steels* Corrosion v. 45 n. 10 out. 1989 p. 804-10.
15. WALKER, R. A. GOOCH, T. G. *Pitting resistance of weld metal for 22Cr-5Ni ferritic-austenitic stainless steels*. British corrosion journal n. 1 v. 26 1991 p. 51-9.
16. NILSSON, J. O. KARLSSON, L. ANDERSSON, J.-O. *Formazione ed effetto dell'austenite secondaria nei cordoni di saldatura di acciai inossidabili duplex e superduplex*. L'acciaio inossidabile v. 1 1994 p. 18-22
17. NILSSON, J. O. KARLSSON, L. ANDERSSON, J.-O. *Secondary austenite formation and its relation to pitting corrosion in duplex stainless steel weld metal*. Materials Science and Technology mar. 1995 v. 11 1994 p. 276-83.
18. SCHMIDT-RIEDER, E. TONG, X. Q. FARR, J. P. G. AINDOW, M. *"In situ" electrochemical scanning probe microscopy corrosion studies on duplex stainless steel in aqueous NaCl solutions*. British Corrosion Journal n. 2 v. 31 1996 p. 139-45.
19. GARFIAS-MESIAS, L. F. SYKES, J. M. TUCK, C. D. S. *The effect of phase compositions on the pitting corrosion of 25 Cr duplex stainless steel in chloride solutions*. Corrosion Science n. 8 v. 38 1996 p. 1319-30.
20. ELSHAWESH, F. ELAHRESH, N. ELHOUD, A. *Effect of σ phase on pitting corrosion of 22-5 duplex stainless steel*. British Corrosion Journal 1998 n. 4 v. 33 p. 285-7.
21. MAGNABOSCO, R., 2001 "*Influência da microestrutura no comportamento eletroquímico do aço inoxidável UNS S31803 (SAF 2205)*", Tese (doutorado em engenharia), Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais, 2001, 181 p.