



Prof. Dr. Rodrigo Magnabosco – Departamento de Engenharia Mecânica  
[rodrmagn@fei.edu.br](mailto:rodrmagn@fei.edu.br) - Centro Universitário da FEI – <http://www.fei.edu.br>  
Av. Humberto de Alencar Castelo Branco, 3972 – Bairro Assunção  
São Bernardo do Campo – SP – Brasil – 09850-901  
tel: +55 11 43532900 ext. 2173 - fax: +55 11 41095994

## PROJETO DE PESQUISA

# CARACTERIZAÇÃO DA RESISTÊNCIA A CORROSÃO POR PITE DO AÇO UNS S31803 APÓS SOLDAGEM.

**Orientador: Prof. Dr. Rodrigo Magnabosco<sup>#</sup>**  
**Candidata: Izabela Ferreira Girão**  
n° FEI 11.106.225-3  
[izagirao@hotmail.com](mailto:izagirao@hotmail.com)

*Início: setembro de 2007*  
*Provável conclusão: agosto de 2008*

**Centro de Desenvolvimento de Materiais Metálicos - CDMatM**  
**Departamento de Engenharia Mecânica**  
**Centro Universitário da FEI**  
Fundação Educacional Inaciana Pe. Sabóia de Medeiros

---

<sup>#</sup> Engenheiro metalurgista – EPUSP – 1993.  
Mestre em engenharia – EPUSP – 1996.  
Doutor em engenharia – EPUSP – 2001.  
Professor do Departamento de Engenharia Mecânica da FEI, [rodrmagn@fei.edu.br](mailto:rodrmagn@fei.edu.br)



## RESUMO DO PROJETO

Os aços inoxidáveis dúplex são freqüentemente utilizados em aplicações onde é necessária grande resistência mecânica combinada a resistência à corrosão. No entanto, durante determinadas seqüências de 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, e entre importante transformação de fases ocorre entre 300 °C e 500 °C, onde a ferrita presente pode se decompor em fase  $\alpha$  rica em ferro e fase  $\alpha'$  enriquecida em cromo. Além disso, a formação de diferentes frações de ferrita no metal de adição e na zona termicamente afetada (ZTA), e a possível formação de nitretos de cromo podem comprometer, junto da possível presença de fase sigma e alfa linha na ZTA, a resistência a corrosão por pite das estruturas soldadas. Assim, o presente trabalho procurará determinar os parâmetros de resistência a corrosão por pite (potencias de pite e proteção, e densidade de corrente no trecho passivo) em solução 0,6M de cloreto de sódio (NaCl) do aço UNS S31803 soldado com eletrodo revestido, comparando o comportamento do metal base e da junta soldada.

- Palavras-chave:**
1. Aços inoxidáveis dúplex.
  2. Soldagem.
  3. Caracterização microestrutural.
  4. Corrosão por pite.
  5. Polarização cíclica.

## I. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

### Aços inoxidáveis dúplex

Os aços inoxidáveis dúplex são freqüentemente utilizados em aplicações onde é necessária grande resistência mecânica combinada a resistência à corrosão<sup>[1-4]</sup>. O UNS S31803, apresentando composição química típica 22% Cr - 5% Ni - 3% Mo - 0,15% N – 0,02% C<sup>[2]</sup>, tem limite de escoamento próximo de 515 MPa (praticamente o dobro do encontrado em aços inoxidáveis austeníticos como os AISI 304 e 316<sup>[2]</sup>) 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<sup>[2,5-7]</sup>. 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<sup>[6]</sup>.

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.

Segundo SOLOMON e DEVINE<sup>[8]</sup>, 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<sup>[9]</sup>, 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<sup>[8]</sup> 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  $IP = (\%Cr + 3,3.\%Mo + 16.\%N)$ <sup>[9]</sup>. 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<sup>[10-13]</sup> 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<sub>ECS</sub><sup>#</sup>, 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 ( $E_{\text{pite}}$ ) entre 1000 mV<sub>ECS</sub> e 1200 mV<sub>ECS</sub><sup>[11-13]</sup>. 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<sup>[12,13]</sup>.

SRIRAM e TROMANS<sup>[14]</sup> 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<sup>[15]</sup>, 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 austenita secundária. Os autores mostram ainda que

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

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<sup>[11]</sup>, 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<sup>[16]</sup>, 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<sup>[17]</sup> 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<sup>[18]</sup>, 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<sup>[19]</sup>, 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<sup>[19]</sup>.

### **Técnicas eletroquímicas para caracterização da corrosão por pites.**

As reações eletroquímicas que podem ocorrer na interface de um corpo-de-prova dependem do potencial de eletrodo a que a superfície está submetida, e o estudo destas reações pode ser feito através da relação entre o potencial aplicado e a corrente gerada nas reações eletroquímicas (anódicas e catódicas) que se desenvolvem. Assim, a varredura contínua de potencial e o correspondente registro da corrente gerada permitem o estudo do comportamento eletroquímico de um material, gerando a curva de polarização deste material<sup>[9,20]</sup>.

A polarização potenciodinâmica é a técnica para a obtenção de curvas de polarização, e prevê a varredura contínua do potencial, iniciando-se ou no potencial de corrosão (aquele que se estabelece quando da imersão do material na solução, também chamado de potencial de circuito aberto) ou em potenciais onde predominam reações catódicas (aqueles menores que o potencial de corrosão), elevando-se o potencial a taxa de varredura constante. A velocidade de varredura, a composição da solução, o tempo de imersão anterior a varredura de potencial e a temperatura de ensaio podem influenciar a forma das curvas de polarização<sup>[9,20]</sup>. A corrente, nas curvas de polarização, é mostrada em valores absolutos, e é dividida pela área de material exposta às reações, criando o conceito de densidade de corrente.

Na Figura 1 tem-se um esquema típico de uma curva de polarização de aço inoxidável em meio ácido, onde podem ser observadas regiões denominadas catódica e anódica, esta última subdividida em regiões ativa, passiva e transpassiva. Na porção catódica, ou nos potenciais abaixo do potencial de corrosão ( $E^*$ ), a taxa de dissolução de metal é baixa, devido a predominância de reações catódicas, como a de evolução de hidrogênio ( $2 H^+ + 2 e \rightarrow H_2$ ). Com o aumento do potencial há reversão de corrente no potencial de corrosão, e a partir daí tem início o trecho anódico da curva de polarização.

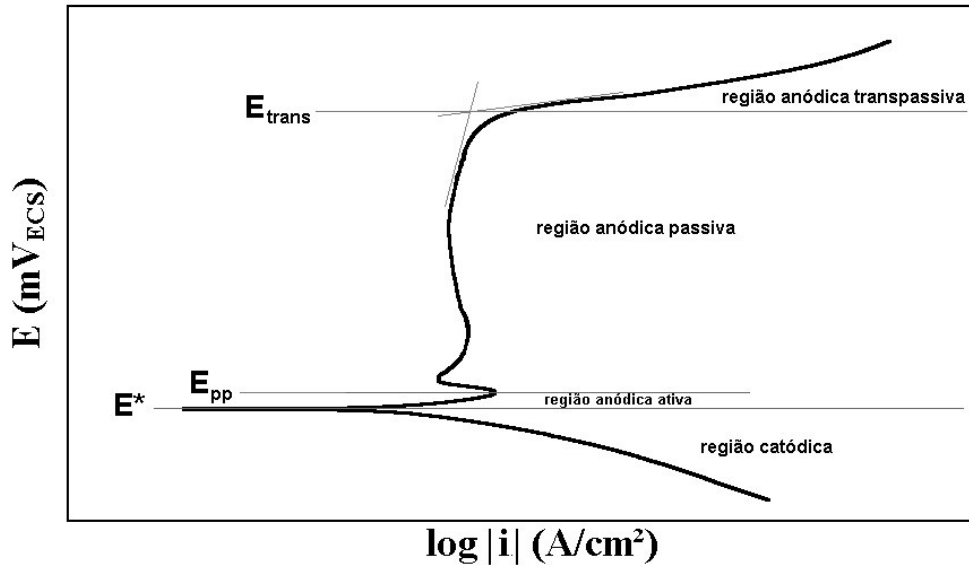
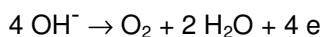


Figura 1. Esquema de curva de polarização típica de aços inoxidáveis em meio ácido.  $E^*$ : potencial de corrosão.  $E_{pp}$ : potencial de início da passivação.  $E_{trans}$ : potencial de início da região anódica transpassiva [22].

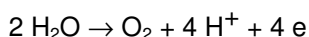
Todo o trecho anódico da curva de polarização representa a faixa de potencial na qual pode ocorrer a dissolução anódica (corrosão) do metal ou reações de interface metal / solução, podendo haver redução ou oxidação de compostos da solução utilizada. Na região anódica ativa a densidade de corrente cresce com o aumento de potencial, caracterizando a dissolução anódica (corrosão) do metal. Em alguns materiais, como os aços inoxidáveis, atingindo-se um valor máximo de corrente há, devido a formação de películas aderentes ou a estabilização de um determinado equilíbrio (metal/íon, metal/óxido ou metal/hidróxido) redução da densidade de corrente: tem início então a região anódica passiva, caracterizada nos aços inoxidáveis por baixa densidade de corrente, e portanto baixa, ou praticamente nenhuma, taxa de corrosão.

A ocorrência da região passiva nos aços inoxidáveis, iniciada no potencial indicado na Figura 1 por  $E_{pp}$ , se deve a formação de película passiva, caracterizada por excelente aderência à superfície, ausência de condutividade elétrica, pequena espessura e alta capacidade de auto-regeneração [21]. Segundo SEDRIKS [9], um modelo de película passiva é o apresentado na Figura 2: há a formação de um filme de óxidos hidratados, de estrutura próxima a de um gel, protegendo o metal do contato com a solução corrosiva. Na eventualidade de quebra desta película, expondo o metal base à solução, haverá a formação de íons metálicos, principalmente de cromo, que tendem a formar compostos intermediários do tipo  $MOH^+$ ; este tipo de composto é “capturado” por moléculas de água e se liga ao filme em forma de gel, havendo liberação de íons  $H^+$ , e isto marca a regeneração da película passiva.

O contínuo aumento do potencial leva ao início da região anódica transpassiva, marcada pelo aumento da densidade de corrente causado pela desestabilização das películas ou dos equilíbrios formados na região passiva, indicado na Figura 1 por  $E_{trans}$ . Nos aços inoxidáveis, por exemplo, as películas formadas predominantemente por  $Cr_2O_3$  podem se dissolver na forma de íons cromato,  $CrO_4^{2-}$ . Pode ainda ocorrer a reação de evolução de oxigênio, de acordo com as reações [21]:



para meios básicos (eq. 1) e



em meios ácidos ou neutros (eq. 2).

Apesar das excelentes propriedades protetivas das películas passivas dos aços inoxidáveis, pode ocorrer localmente a quebra da passividade, levando a fenômenos de corrosão localizada como a corrosão por pite. Segundo SEDRIKS [9], uma das causas de quebra da película passiva é a presença de íons cloreto, os quais podem substituir as moléculas de água nas regiões não

recobertas pela película (as pontes  $H_2O-M-OH_2$  mostradas na Figura 2), criando complexos cloreto/metalo como os mostrados na Figura 3. Estes complexos são solúveis, e são facilmente removidos da película, expondo mais uma vez o metal base ao meio corrosivo, liberando os íons cloreto: tem início um processo autocatalítico e localizado de corrosão que origina, por exemplo, os pites.

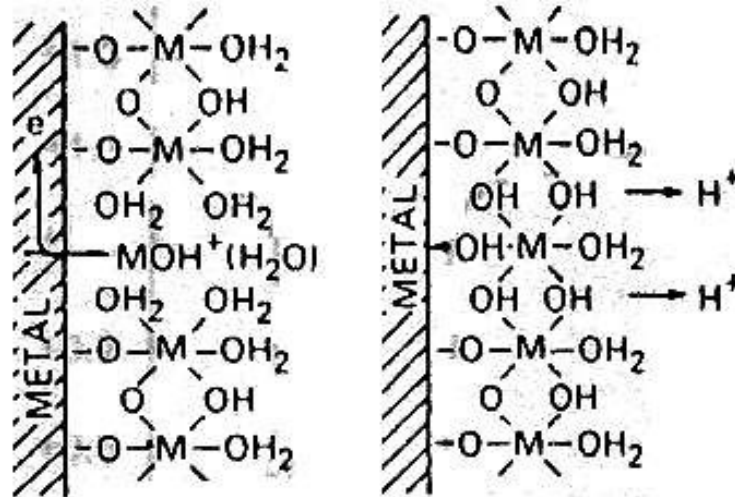


Figura 2. Modelo de película passiva e repassivação [9].

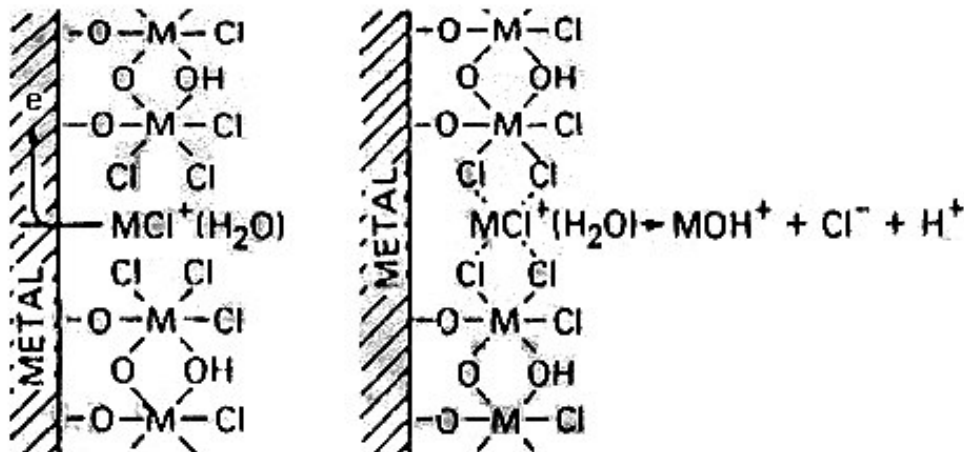


Figura 3. Quebra da película passiva pela ação de íons cloreto [9].

Assim, a região anódica passiva pode ser prematuramente danificada, levando à ocorrência de corrosão por pite. Numa curva de polarização, a ocorrência de pite gera um grande aumento de densidade de corrente, e o potencial eletroquímico onde este ocorre é chamado potencial de pite ( $E_{\text{pite}}$ ). Quanto mais elevado for este potencial, maior a resistência do material à formação de pites de corrosão [9].

Para o estudo de corrosão localizada em aços inoxidáveis, e particularmente em estudos de corrosão por pite, utilizam-se as curvas de polarização cíclicas em soluções contendo íons cloreto, onde a varredura de potencial inicia-se via de regra no potencial de corrosão, elevando-se o potencial até que uma dada densidade de corrente é atingida; a partir deste ponto a varredura de potencial é realizada no sentido inverso, na mesma velocidade de varredura de potencial. Uma curva típica de polarização cíclica é a representada na Figura 4.

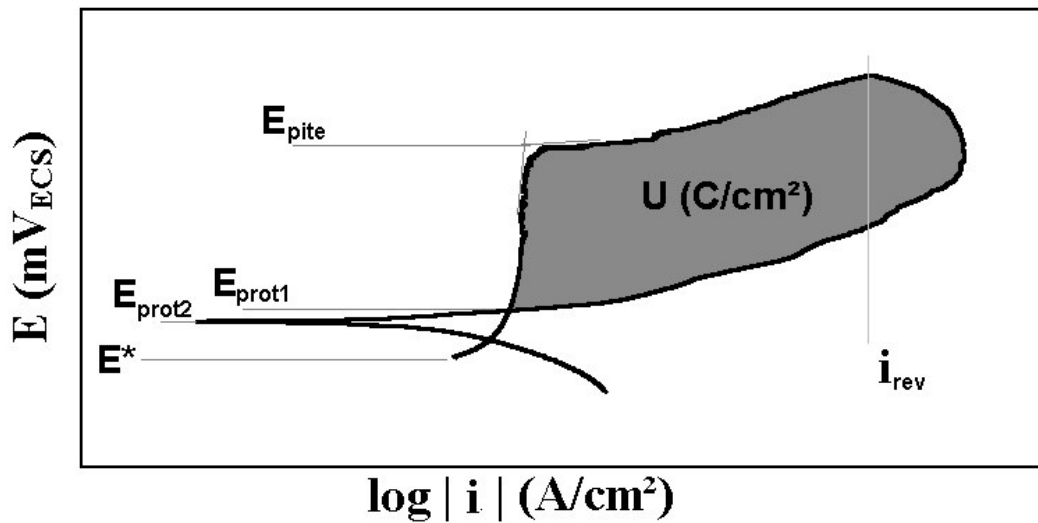


Figura 4. Esquema de curva de polarização cíclica de um aço inoxidável em solução contendo íons cloreto.  $E^*$ : potencial de corrosão.  $E_{prot1}$  e  $E_{prot2}$ : potencial de proteção.  $E_{pite}$ : potencial de pite.  $i_{rev}$ : densidade de corrente de reversão [22].

O potencial de pite, indicado na Figura 1.5 por  $E_{pite}$ , representa a resistência do material ao início da formação de pites; quando estes se iniciam e começam a crescer, a densidade de corrente aumenta rapidamente. Atingida a densidade de corrente de reversão  $i_{rev}$  (que, quanto maior, leva a maior penetração ou alargamento do pite, ou ainda um maior número de pites formados) a varredura de potencial é revertida, caminhando para potenciais catódicos. No momento em que a curva descendente cruza a curva original tem-se o chamado potencial de proteção ( $E_{prot1}$ ), que recebe este nome pois abaixo de  $E_{prot1}$  não existe possibilidade de quebra da película passiva ou de sua não regeneração, sendo o material imune a ocorrência de pites. Alguns autores, como KELLY (in: BABOIAN, 1995) [23] descrevem ainda como potencial de proteção o potencial abaixo de  $E_{prot1}$  onde ocorre a reversão de corrente para valores catódicos, chamado de  $E_{prot2}$ , onde por também não existir possibilidade de quebra da película passiva ou de sua não regeneração, o material é imune a ocorrência de pites.

Entre a reversão de varredura de potencial e  $E_{prot1}$  ocorre a repassivação dos pites formados: assim, a área destacada na Figura 1.5 corresponderia ao trabalho elétrico ( $U$ ) necessário para a repassivação do pite formado, e portanto para o impedimento de seu crescimento. Pode-se concluir portanto que quanto maior o trabalho  $U$ , menor a resistência do material à propagação dos pites formados; citando POTGIETER [11]: "... It is well know that the area of the hysteresis loop gives an indication of the pitting corrosion resistance of an alloy. The larger the area of the loop, the smaller the resistance to pitting."

## II. PROJETO DE PESQUISA

### II.1. Objetivos

O presente trabalho procurará determinar os parâmetros de resistência a corrosão por pite (potencias de pite e proteção, e densidade de corrente no trecho passivo) em solução 0,6M de cloreto de sódio (NaCl) do aço UNS S31803 soldado com eletrodo revestido, comparando o comportamento do metal base e da junta soldada.

### II.2. Materiais e métodos

#### II.2.1. Recursos humanos e materiais

Além da dedicação do professor-proponente como orientador (que trabalha em regime de tempo integral nesta Instituição), será necessária uma bolsa de iniciação científica, pelo período de um ano, para aluno pré-selecionado.

O material em estudo 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 II.1. Serão ainda utilizados eletrodos revestidos, cedidos pela empresa BTW – *Böhler Thyssen Tecnica de Soldagem Ltda* – adequados à soldagem do aço em estudo.

Tabela II.1: composição química (% massa) do aço em estudo.

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

#### II.2.2. Métodos

O procedimento experimental para atingir os objetivos propostos constará de 5 etapas, descritas a seguir:

**Soldagem da chapa.** Da chapa original serão cortadas duas tiras de 40 mm de espessura e 700 mm de comprimento, sendo este paralelo ao sentido de laminação original. Estas duas tiras serão soldadas utilizando eletrodos revestidos, cedidos pela empresa BTW – *Böhler Thyssen Tecnica de Soldagem Ltda* –, em passe único e com procedimento a ser determinado após a obtenção dos consumíveis.

**Preparação metalográfica.** Amostras da chapa original e com o cordão de solda serão embutidas em resina termofixa de cura a quente (baquelite), gerando corpos-de-prova para análise metalográfica e ensaios de polarização cíclica onde a superfície de observação corresponderá à seção transversal ao cordão de solda. Os corpos-de-prova metalográficos sofrerão lixamento até 500 *mesh*, para em seguida serem polidos utilizando pasta de diamante de diâmetros 6  $\mu\text{m}$ , 3  $\mu\text{m}$  e 1  $\mu\text{m}$ , sempre utilizando como lubrificante das etapas de polimento álcool etílico absoluto. A última etapa de polimento se dará com suspensão de sílica coloidal (pH=9,3).

**Caracterização microestrutural.** Para a revelação da microestrutura se utilizará 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 biftuoreto de amônio, e o ataque pode então ser conduzido. O ataque será interrompido com água, e a superfície de observação seca através da evaporação de álcool etílico absoluto com o auxílio de jato de ar quente. Todas as amostras preparadas metalograficamente serão observadas no microscópio LEICA DMLM do CDMatM-FEI, identificando as fases presentes. Será também empregado ataque eletrolítico com solução aquosa de 10% KOH (hidróxido de potássio), a 2Vcc por 1 minuto, para ataque seletivo à fase sigma, se esta existir na ZTA. 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 KOH 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.

**Medição de microdureza.** As transformações microestruturais das amostras serão também acompanhadas 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, ao longo de uma linha paralela à superfície da chapa, numa seção transversal ao cordão de solda, iniciando no metal base e terminando no centro do cordão de solda.

**Ensaio de polarização cíclica.** 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. 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  $\mu$ m. 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/cm<sup>2</sup>; 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  $(22 \pm 2)$  °C. Serão determinados os potenciais de pite e proteção, a densidade de corrente no trecho passivo e a área da histeresa das amostras, para avaliação da resistência a corrosão por pite, comparando-se os resultados de amostras do metal base e de seções transversais de regiões contendo tanto o cordão de solda como o metal base. A morfologia de pites será avaliada por microscopia óptica, para relação entre a microestrutura e a iniciação e propagação de pites.

### II.3. Plano de trabalho e cronograma

Para cumprir as metas anteriormente propostas, o trabalho será dividido conforme descreve o cronograma mostrado na Tabela II.2.

Tabela II.2: cronograma global de atividades do projeto.

Atividade	meses												
	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12	
Revisão bibliográfica													
Soldagem da chapa													
Preparação metalográfica													
Caracterização microestrutural													
Medição de microdureza													
Ensaio de polarização cíclica													
Análise dos resultados													
Elaboração de relatório parcial													
Elaboração do relatório final													

## 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. FLOREEN, S. HAYDEN, H. W. *The influence of austenite and ferrite on the mechanical properties of two-phase stainless steels having microduplex structures*. Trans. ASM v. 61 1968 p. 489-99.
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  $\sigma$  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" eletrochemical 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. STANSBURY, E. E. *Potentiostatic etching*. IN: METALS Handbook 9. ed. Metals Park:ASM, 1985. v. 9: Metallography and microstructures p.143-7.
21. WEST, J. M. *Electrodeposition and corrosion processes*. London : VRN 2. ed. 1970 p. 86-105.
22. MAGNABOSCO R., "Influência da microestrutura no comportamento eletroquímico do aço inoxidável UNS S31803 (SAF 2205)", Tese (Doutorado em Engenharia), Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais, Universidade de São Paulo, 1995, 181 p.
23. KELLY, R. G. *Pitting* In: BABOIAN, R (ed), "Corrosion tests and standards". ASTM Philadelphia 1995 p. 166-74.