

# INFLUÊNCIA DA TEMPERATURA E DO TEMPO DE ENVELHECIMENTO ISOTÉRMICO NAS PROPRIEDADES MECÂNICAS E NA RESISTÊNCIA À CORROSÃO DE UM AÇO UNS S31803<sup>1</sup>

Esther de Magalhães Correia<sup>2</sup>  
José Carlos de Lacerda<sup>3</sup>  
Leonardo Barbosa Godefroid<sup>4</sup>  
Luiz Cláudio Cândido<sup>4</sup>

## Resumo

Avaliou-se a influência da temperatura e do tempo de envelhecimento isotérmico nas propriedades mecânicas e na resistência à corrosão de um aço UNS S31803. Utilizaram-se amostras sem tratamento de envelhecimento e amostras envelhecidas à 280°C, 350°C e 500°C por 12 h, 24 h e 144 horas. As análises metalográficas das amostras indicaram presença de ferrita e austenita. Nos ensaios de polarização eletroquímica (meio cloretado) notou-se que a variação da temperatura e do tempo de envelhecimento não alterou de modo significativo o valor do potencial de corrosão dos materiais. Já em relação à corrosão por pites notou-se que apenas a amostra tratada a 500°C por 144 horas apresentou redução no potencial de pite e ausência de repassivação, devido à provável precipitação da fase  $\alpha'$ . Notou-se também que apenas as amostras envelhecidas a 350°C por 144 h e a 500°C por 12 h, 24 h e 144 horas apresentaram considerável aumento de dureza, fato atribuído à precipitação de fases na austenita (fase G e/ou nitretos de cromo) e também à precipitação de fase  $\alpha'$  na ferrita (para a amostra 500°C/144 horas). A provável precipitação de fase  $\alpha'$  na amostra envelhecida à 500°C por 144 horas foi endossada pelas curvas de polarização e pela diminuição de ferrita magnética.

**Palavras-chave:** Aços inoxidáveis duplex; Pites; Ensaios de polarização; Fase  $\alpha'$ .

## INFLUENCE OF ISOTHERMAL AGING TIME AND TEMPERATURE ON THE MECHANICAL PROPERTIES OF CORROSION RESISTANCE OF A UNS S318031 STEEL Abstract

The influence of temperature and aging time on the mechanical properties and corrosion resistance of a UNS S31803 stainless steel was investigated. Both untreated samples and samples aged at 280°C, 350°C e 500°C for 12 h, 24 h e 144 hours were utilized. Metallographic investigation of the materials indicated presence of ferrite and austenite. Electrochemical polarization tests (in chloride medium) revealed that aging time and temperature did not significantly alter the corrosion potential in the materials. The sample treated at 500°C for 144 hours exhibited a decrease in the pitting potential and also no repassivation, probably due to precipitation of  $\alpha'$  phase. The samples submitted to aging treatment at 350°C for 144 hours and at 500°C for 12 h, 24 h and 144 hours showed a considerable increase in hardness due to phase precipitation in austenite (either G phase and or chromium nitrides). Precipitation of  $\alpha'$  phase in the sample aged at 500°C for 144 hours could be confirmed by the polarization curves and by the decrease in magnetic ferrite.

**Key words:** Duplex stainless steels; Pitting; Polarization test;  $\alpha'$  phase.

<sup>1</sup> Contribuição técnica ao 67<sup>o</sup> Congresso ABM - Internacional, 31 de julho a 3 de agosto de 2012, Rio de Janeiro, RJ, Brasil.

<sup>2</sup> Aluna de Iniciação Científica, Curso de Eng. Metalúrgica, UFOP, Brasil; tetecorreia@gmail.com.

<sup>3</sup> Mestre em Engenharia de Materiais, Doutorando da Redemat; Prof. Universidade Federal de Itajubá, Campus Itabira, MG, Brazil; jlacerda.cem@gmail.com.

<sup>4</sup> Membro da ABM; Doutor em Engenharia Metalúrgica e de Materiais/Doutor em Engenharia Metalúrgica e de Minas, Prof. Dep. Eng. Metalúrgica e de Materiais, Escola de Minas, UFOP; leonardo@demet.em.ufop.br/candido@em.ufop.br.

## 1 INTRODUÇÃO

Os aços inoxidáveis são conhecidos por sua elevada resistência à corrosão uniforme na atmosfera. Isso se deve à formação de uma fina camada passiva, principalmente de óxido de cromo, que atua como uma barreira contra a difusão de íons metálicos para o ambiente corrosivo, minimizando a deterioração da liga metálica.

Dentre os diferentes tipos de aços inoxidáveis, os aços inoxidáveis duplex (AID) de estrutura bifásica, ferrítica e austenítica, têm tido crescente aplicação nas indústrias marítima, química e petroquímica.<sup>(1-6)</sup> Isso se deve à sua boa resistência à corrosão sob tensão e intergranular, alta resistência mecânica e “baixo custo”, devido à menor presença de elementos de liga em comparação com outros aços inoxidáveis.<sup>(2,7-8)</sup>

Um dos elementos de liga de destaque dos AID é o molibdênio que, em conjunto com cromo, aumenta a resistência à formação de pites de corrosão, especialmente em aços com teor de cromo superior a 18%, e promove a estabilidade e homogeneidade da camada passiva.<sup>(9-11)</sup> A quantidade de molibdênio nos AID, entretanto, é usualmente limitada a cerca de 4% pois sua presença favorece a formação de fases terciárias indesejáveis ( $\alpha'$  ou  $\sigma$ ) em altas temperaturas, com impacto negativo na resistência à corrosão da liga.<sup>(12-15)</sup>

Apesar da boa resistência à degradação, os AID são suscetíveis à corrosão localizada em meios contendo halogenetos sendo os mecanismos de corrosão mais comuns a corrosão por pites em meios contendo cloretos e a corrosão sob tensão. A corrosão por pites se caracteriza pelo rompimento localizado da camada passiva e, na ausência de repassivação pode levar à degradação do material.<sup>(16-18)</sup>

Um dos fatores que dificulta a repassivação dos aços inoxidáveis é a precipitação de fases ricas em cromo como a fase  $\alpha'$  que pode se formar a partir da ferrita desses aços após tratamentos de envelhecimento isotérmico entre 280°C e 500°C. A precipitação dessa fase causa a “fragilização a 475°C”, assim chamada por ser mais acentuada a esta temperatura, além da diminuição da resistência à corrosão por pites destes aços. Outros precipitados como nitretos de cromo e a fase G (silicieto de estrutura CFC) também podem precipitar nos aços inoxidáveis duplex nessa faixa de temperatura causando o aumento de sua dureza.<sup>(19,20)</sup>

Diante da importância do fenômeno da corrosão e da abrangente utilização dos AID desenvolveu-se este trabalho que teve como objetivo estudar a influência do tempo e temperatura de envelhecimento isotérmico nas propriedades mecânicas e na resistência à corrosão de um aço inoxidável duplex UNS S31803.

## 2 MATERIAIS E MÉTODOS

Estudaram-se amostras de um aço inoxidável duplex do tipo UNS S31803, sem tratamento térmico de envelhecimento (cerca de 50% de ferrita e 50% de austenita) e amostras submetidas ao envelhecimento isotérmico. As amostras foram extraídas de chapas laminadas a frio e solubilizadas a 1.060°C durante uma hora. As temperaturas e os tempos de envelhecimento foram respectivamente: 280°C, 350°C, 500°C e 12 h, 24 h e 144 h com resfriamento ao ar.

Foram escolhidos valores entre 280°C e 500°C, por ser este o intervalo em que se costuma detectar a fase  $\alpha'$ . Os tempos de envelhecimento foram estabelecidos esperando-se obter diferentes proporções de precipitados.

Na Tabela 1 tem-se a composição química nominal de um aço UNS S31803 em que fração volumétrica de ferrita e austenita é de cerca de 50%.

**Tabela 1.** Composição química nominal (% massa) do aço UNS S31803<sup>(2)</sup>

C <sub>máx</sub>	Cr	Mn	Mo	Ni	N <sub>2</sub>	P	S	Si <sub>máx</sub>
0,03	21,0-23,0	2,00	2,50-3,50	4,50-6,50	0,08-0,20	0,03	0,02	1,00

Os materiais foram caracterizados com auxílio de análises químicas e metalográficas, ensaios eletroquímicos (polarização cíclica e polarização potenciodinâmica), ensaios mecânicos (dureza e microdureza) e ferritoscopia.

Para as análises metalográficas utilizou-se um microscópio da marca Pantec acoplado a uma câmera de vídeo e captura de imagens e ao *software* Umias 2006. As amostras foram embutidas, desbastadas e lixadas até a lixa de granulometria 1.200 e polidas com alumina de 1 micrômetro e em seguida com pasta de diamante. Para revelação da estrutura foi realizado ataque eletrolítico com ácido oxálico (1 Ampère, durante dois segundos).

Os ensaios de polarização potenciodinâmica e cíclica foram realizados com auxílio de um potenciostato PAR (*Princeton Applied Research*) - modelo 273A acoplado a um computador e a uma célula eletroquímica plana com três eletrodos: eletrodo de referência de calomelano saturado (ECS); contra-eletrodo de platina e eletrodo de trabalho (corpo de prova). Os ensaios foram conduzidos segundo as Normas: ASTM G5-82<sup>(22)</sup> e ASTM G61-86,<sup>(23)</sup> respectivamente. As taxas de varredura de potenciais foram de 0,167 mV/s para a polarização potenciodinâmica e de 1,67 mV/s para a polarização cíclica. A preparação das amostras seguiu a Norma ASTM G1-81.<sup>(24)</sup>

Os ensaios de dureza foram realizados utilizando-se um durômetro da marca Otto Wolpert – Werke, tipo Testor HT 1a, com penetrador em forma de cone de diamante e carga de 60 kgf/mm<sup>2</sup> (HR<sub>A</sub>). Realizaram-se três medidas de dureza HR<sub>A</sub> para cada uma das amostras e o valor médio foi convertido para a escala Vickers (HV).

Os ensaios de microdureza Vickers das fases foram realizados utilizando-se um microdurômetro (marca Pantec, modelo HXD 1000TM, aumentos de 600x). Fizeram-se 10 medições para cada amostra (10 gf) e calcularam-se os valores médios.

A contagem de fases foi realizada utilizando-se um ferritoscópio da marca Helmut Fischer, modelo FMP30, no Centro de Pesquisas da Cia. Aperam.

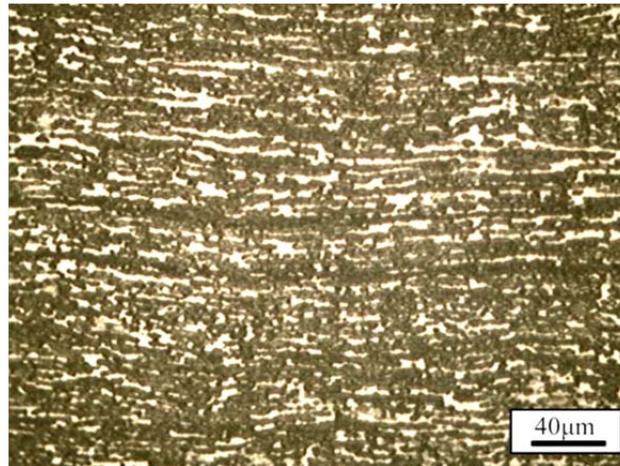
### 3 RESULTADOS

Na Tabela 2 encontra-se a análise química do aço estudado.

**Tabela 2.** Análise química (porcentagem em massa) do aço UNS S31803 (Cia. Aperam)

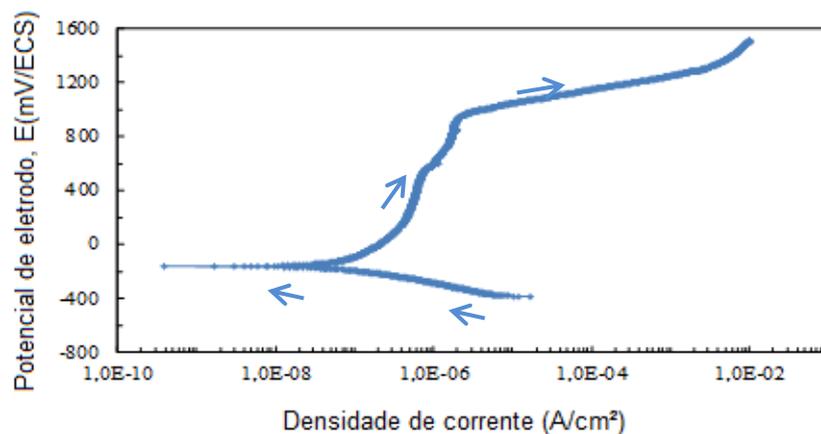
C	Cr	Ni	Mo	Mn	Si	Cu	V	P	Nb	N <sub>2</sub>	Outros
0,02	22,4	5,36	3,04	1,83	0,31	0,2	0,06	0,04	0,04	0,15	0,03

A Figura 1 é a fotomicrografia da amostra do aço UNS S31803 envelhecido a 280°C por 24 horas. Como não houve diferenças significativas quanto à presença de fases e suas distribuições, nas amostras, optou-se por apresentar apenas uma imagem.

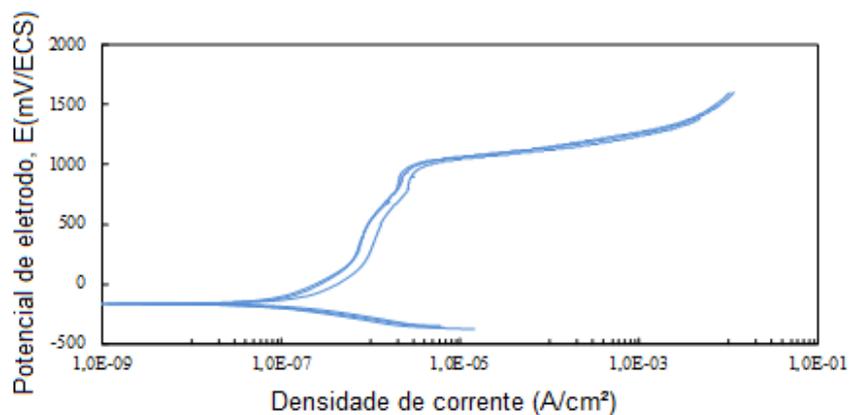


**Figura 1.** Fotomicrografia do aço inoxidável S31803; amostra: 280°C, 24 horas; ataque: ácido oxálico 10%.

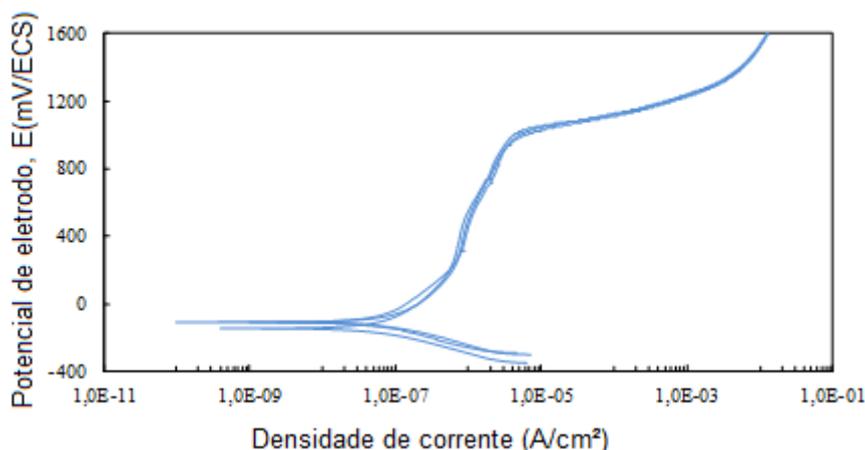
As Figuras 2 a 5 são os resultados dos ensaios de polarização potenciodinâmica. Para cada condição foram realizados três ensaios, inclusive nos de polarização cíclica (Figuras 6 e 7).



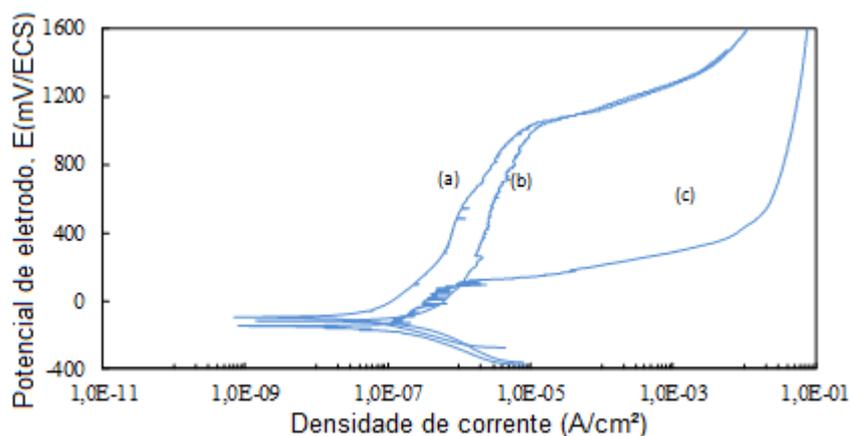
**Figura 2.** Curva de polarização potenciodinâmica; aço inoxidável UNS S31803; amostra não envelhecida; solução aquosa 3,5% (massa) NaCl; 0,167 mV/s; temperatura ambiente.



**Figura 3.** Curvas de polarização potenciodinâmica; aço inoxidável UNS S31803; tratamento de envelhecimento isotérmico a 280°C; solução aquosa 3,5% (massa) NaCl; 0,167 mV/s; temperatura ambiente.



**Figura 4.** Curvas de polarização potenciodinâmica; aço inoxidável UNS S31803; tratamento de envelhecimento isotérmico a 350°C; solução aquosa 3,5% (massa) NaCl; 0,167 mV/s; temperatura ambiente.



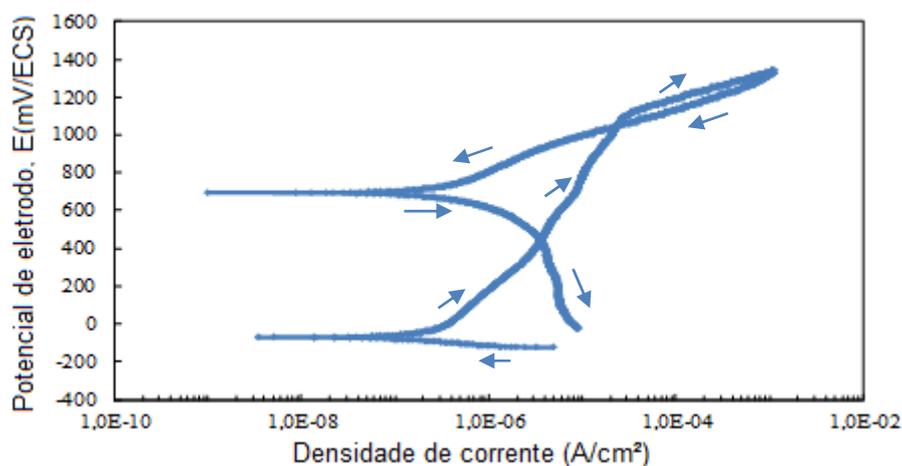
**Figura 5.** Curvas de polarização potenciodinâmica; aço inoxidável UNS S31803; tratamento de envelhecimento isotérmico a 500°C; (a) 12 horas, (b) 24 horas e (c) 144 horas; solução aquosa 3,5% (massa) NaCl; 0,167 mV/s; temperatura ambiente.

A Tabela 3 contém os dados obtidos nos ensaios de polarização potenciodinâmica.

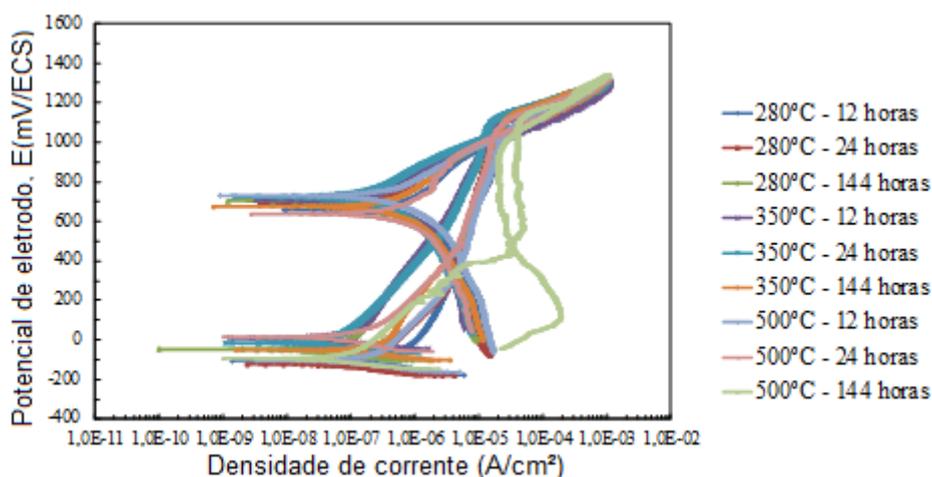
**Tabela 3.** Potenciais de pite ( $E_{\text{pite}}$ ) e potenciais de corrosão ( $E_{\text{corr}}$ ) das amostras

Amostra	$E_{\text{pite}}$ (mV <sub>ecs</sub> )	$E_{\text{corr}}$ (mV <sub>ecs</sub> )
UNS S31803	1.100	-162,0
UNS S31803 280°C/12 h	1.010	-164,1
UNS S31803 280°C/24 h	1.030	-166,6
UNS S31803 280°C/144 h	1.030	-166,0
UNS S31803 350°C/12 h	990	-110,1
UNS S31803 350°C/24 h	1.030	-110,3
UNS S31803 350°C/144 h	1.000	-142,2
UNS S31803 500°C/12 h	1.040	-95,79
UNS S31803 500°C/24 h	1.050	-117,3
UNS S31803 500°C/144 h	120	-150,9

A Figura 6 é a curva de polarização cíclica para a amostra não envelhecida e a Figura 7 é a sobreposição das curvas obtidas nos ensaios de polarização cíclica.



**Figura 6.** Curva de polarização cíclica; aço inoxidável UNS S31803 sem tratamento de envelhecimento isotérmico; solução aquosa 3,5% (massa) NaCl; 1,67 mV/s; temperatura ambiente.



**Figura 7.** Curvas de polarização cíclica; aço inoxidável UNS S31803; solução aquosa 3,5% (massa) NaCl; 1,67 mV/s; temperatura ambiente.

A Tabela 4 apresenta os dados obtidos a partir da análise por ferritoscopia.

**Tabela 4.** Valores de porcentagens de ferrita em função da temperatura e do tempo de envelhecimento e valores de desvio padrão e erro (Cia. Aperam)

Temperatura	Tempo	% Ferrita	Desvio	Erro
280°C	12 horas	37,2	0,05	0,02
280°C	24 horas	37,5	0,13	0,06
280°C	144 horas	37,4	0,34	0,15
350°C	12 horas	37,3	0,06	0,03
350°C	24 horas	37,6	0,19	0,08
350°C	144 horas	37,4	0,23	0,10
500°C	12 horas	37,1	0,27	0,12
500°C	24 horas	36,5	0,26	0,12
500°C	144 horas	32,4	0,15	0,07

A Figura 8 ilustra os valores de dureza encontrados para as amostras.

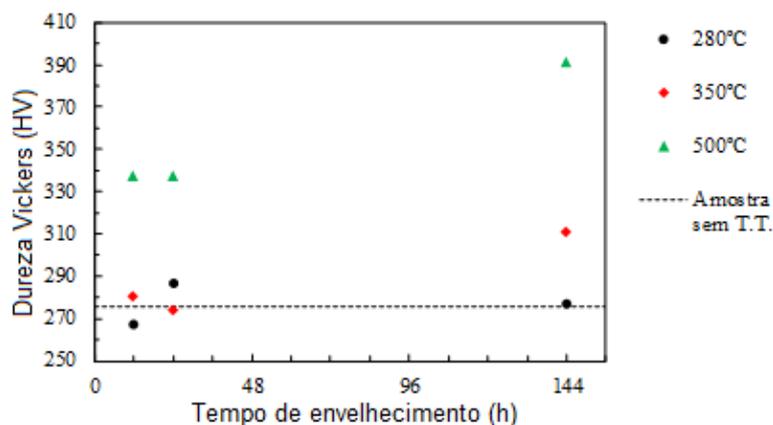


Figura 8. Valores de dureza Vickers versus tempo de envelhecimento.

Na Tabela 5 encontram-se os valores médios de microdureza Vickers (10 gf) das fases das amostras não envelhecida e envelhecida a 500°C por 144 horas.

Tabela 5. Valores médios de microdureza Vickers (10 gf) das fases ferrita e austenita

Região	Sem tratamento térmico	500°C/144 horas
Ferrita	Valor médio: 287,30	Valor médio: 450,89
Austenita	Valor médio: 292,15	Valor médio: 410,09

#### 4 DISCUSSÃO DOS RESULTADOS

Pela análise da Tabela 2 nota-se a presença de cromo, molibdênio e nitrogênio na constituição do aço UNS S31803 estudado, elementos que conferem resistência à corrosão por pites. Os valores encontrados são semelhantes aos valores da Tabela 1, com exceção dos elementos vanádio e cobre, não citados por Davis.<sup>(2)</sup>

Na análise metalográfica (Figura 1) identificaram-se apenas uma matriz clara (ferrita) e ilhotas escuras de austenita. Não se identificou a fase  $\alpha'$  que pode ter causado a diminuição da resistência à corrosão por pites (Figuras 5 e 7) e o aumento de dureza da amostra 500°C/144 horas (Figura 8). Segundo Mélo,<sup>(19)</sup> Potgieter,<sup>(20)</sup> Magnabosco<sup>(21)</sup> e Fontes<sup>(25)</sup> a presença de  $\alpha'$  só poderia ser confirmada com auxílio de um microscópio eletrônico de transmissão. O mesmo pode-se dizer em relação à fase G e aos nitretos de cromo que podem ter precipitado na austenita de algumas amostras causando o aumento de suas durezas (Tabela 5).

Nota-se, pela análise das Figuras 2 a 4 e da Tabela 3 que não houve uma variação significativa nos potenciais de corrosão das amostras ( $E_{corr}$ ). A pequena variação encontrada provavelmente se deveu ao acabamento superficial das chapas metálicas e não às mudanças da temperatura e do tempo de envelhecimento, já que estudos mostram que estes parâmetros não alteram o  $E_{corr}$ .<sup>(21,26)</sup>

Não se constatou também diferença significativa em relação ao potencial de pite ( $E_{pite}$ ), que se manteve em aproximadamente 1.000 mV<sub>ECS</sub>, para as amostras de aço UNS S31803 envelhecidas a 280°C e 350°C em todos os tempos (Figuras 3 e 4 e Tabela 3), assim como para a amostra envelhecida a 500°C pelos tempos de 12 horas e 24 horas (Figura 5 e Tabela 3). O valor de potencial de pite encontrado para a amostra envelhecida a 500°C por 144 horas (Figura 5 e Tabela 3), entretanto, foi inferior aos demais (cerca de 100 mV<sub>ECS</sub>) o que pode ter ocorrido devido à precipitação de fases secundárias, que tem como causa a instabilidade da ferrita entre 300°C e 1.000°C.<sup>(27)</sup> O mesmo resultado foi encontrado por Correia et al.<sup>(26)</sup>

Sabe-se que entre 280°C e 500°C pode ocorrer o fenômeno da “fragilização a 475°C” (Figura 9) que resulta da separação da ferrita em uma fase  $\alpha$ , rica em ferro, e em uma fase  $\alpha'$  rica em cromo. A associação dessas duas fases pode alterar a resistência à corrosão dos AID, como mostram experimentos realizados com diversos aços do tipo duplex envelhecidos a 475°C por 100 horas.<sup>(21,28,29)</sup> Portanto, pode-se afirmar, indiretamente, que a precipitação da fase  $\alpha'$  foi a causa do baixo potencial de pite observado na amostra envelhecida a 500° por 144 h.<sup>(19-21,25)</sup>

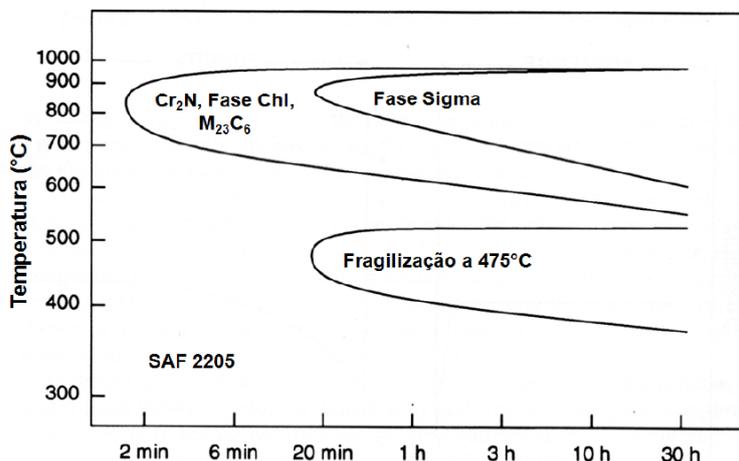


Figura 9. Diagrama temperatura-tempo-precipitação para o aço UNS S31803.<sup>(19)</sup>

As curvas de polarização cíclica (Figuras 6 e 7) indicam que em todas as amostras, com exceção daquela envelhecida a 500°C por 144 horas, a densidade de corrente no momento de formação dos pites (e em praticamente todo o trecho passivo) foi da ordem de  $10^{-5}$  A/cm<sup>2</sup> a  $10^{-6}$  A/cm<sup>2</sup>, valores típicos de materiais que se passivam. Para estas amostras nota-se também que a parte da curva que diz respeito à varredura reversa cortou a curva original em um valor superior ao potencial de corrosão, o que permite afirmar que os materiais sofreram repassivação, ou seja, foram capazes de reestruturar a camada protetora, de óxido.<sup>(21,30,31)</sup>

Já a amostra envelhecida a 500°C por 144 horas (Figura 7) apresentou um potencial de pite inferior ao apresentado pelas outras amostras (entre 300 mV<sub>ECS</sub> e 400 mV<sub>ECS</sub>). Além disso, a parte da curva correspondente à varredura reversa cortou a curva original quando sua densidade de corrente era de cerca de  $10^{-4}$  A/cm<sup>2</sup>, valor superior ao encontrado nos materiais que sofrem repassivação. Pode-se dizer, então, que esta amostra não foi capaz de reconstruir a camada passiva. Segundo Fontes<sup>(25)</sup> isso se deve a uma dificuldade de redistribuição de cromo na matriz ferrítica devido à formação da fase  $\alpha'$ , que consome quantidade significativa de cromo para sua formação. Sendo assim, os pites tendem a continuar aumentando de tamanho.

Magnabosco<sup>(21)</sup> ressalta que a área do laço nas curvas de polarização cíclica indica o trabalho para repassivação na região de pites e quanto maior esta área, menor a resistência a este tipo de corrosão. Entretanto, nos ensaios, as áreas dos laços não tiveram alterações tão significativas quanto às que se observaram na bibliografia não permitindo que se fizessem afirmações a este respeito.<sup>(25)</sup> Apesar de ter havido a formação do laço na amostra envelhecida por 144 horas a 500°C, isso ocorreu para valores relativamente elevados de corrente, não indicando repassivação.

Pela análise dos resultados do ensaio de ferritoscopia (Tabela 4) nota-se que a amostra 500°C/144 horas apresentou maior queda na porcentagem de ferrita se comparada às outras. Isto sugere a decomposição da ferrita em uma fase rica em

ferro detectada pelo ferritoscópio e em uma fase rica em cromo ( $\alpha'$ ), não detectável. A possível formação da fase  $\alpha'$  nesta amostra é reforçada pelas curvas de polarização nas quais se notaram a diminuição de sua resistência à corrosão por pites (Figuras 5 e 7) e também o aumento de sua dureza (Figura 8 e Tabela 5). Apesar de as outras amostras também terem apresentado quedas nas porcentagens de ferrita, elas não apresentaram diminuição da resistência à corrosão por pites. Por isso acredita-se que a fase  $\alpha'$  não tenha sido formada nessas outras amostras.

A queda na porcentagem de ferrita sugerindo a formação da fase  $\alpha'$  foi encontrada também por Fontes<sup>(25)</sup> ao realizar o envelhecimento de amostras deste aço à 475°C por tempos variáveis e por Mélo<sup>(19)</sup> em ensaios com amostras submetidas a temperaturas próximas a 500°C (450°C e 475°C, por exemplo, por tempos de 360 h). Nos ensaios de dureza (Figura 8) notou-se que as amostras envelhecidas a 280°C apresentaram pouca variação de dureza nos intervalos de tempo estudados. Resultado semelhante foi encontrado por Mélo<sup>(19)</sup> em um estudo com o aço UNS S31803 à 300°C indicando que provavelmente não houve a formação de fase  $\alpha'$  na ferrita nem de outras fases que poderiam se precipitar na austenita.<sup>(15,19,32)</sup> Também para as amostras envelhecidas a 350°C (12 horas e 24 horas) não houve indícios da precipitação de fases capazes de aumentar a dureza das amostras do aço.

Já para a amostra envelhecida a 350°C por 144 horas pôde-se notar um aumento significativo da dureza (aproximadamente 13%) em relação à amostra solubilizada. Mélo<sup>(19)</sup> também constatou um aumento de dureza para amostras envelhecidas a 350°C para tempos superiores às 12 horas. Sua justificativa para o fato foi tanto o aumento da dureza da ferrita, devido à precipitação de fase  $\alpha'$ , quanto o aumento da dureza da austenita, devido à precipitação da fase G, e/ou de nitretos de cromo.

No presente trabalho, entretanto, não se observaram alterações no comportamento eletroquímico das amostras nas curvas de polarização (Figuras 4 e 7) tais como: diminuição do valor de potencial de pite e dificuldade na repassivação dos pites em relação à amostra não envelhecida. Isto leva a crer que não houve a formação da fase  $\alpha'$  na ferrita das amostras envelhecidas a 350°C. O aumento de dureza observado na amostra envelhecida a 350°C por 144 horas pode ser então, consequência da precipitação de fases na austenita (fase G e/ou nitretos de cromo).

Nota-se, nas amostras envelhecidas a 500°C, um aumento considerável da dureza em relação à amostra não envelhecida, desde as 12 horas de envelhecimento (Figura 8). Resultado semelhante foi encontrado por Mélo<sup>(19)</sup> que atribuiu o aumento de dureza da amostra envelhecida a 500°C à precipitação da fase  $\alpha'$  na ferrita e à precipitação de nitretos de cromo e/ou fase G na austenita. De modo semelhante ao discutido no parágrafo anterior, acredita-se que o aumento de dureza tenha sido devido às precipitações de fases apenas na austenita já que o comportamento eletroquímico das duas amostras é semelhante ao da amostra não envelhecida.

A fim de se estudar melhor os fatores que levaram ao aumento da dureza global do aço, realizaram-se ensaios de microdureza (Tabela 5) das fases de duas amostras: a amostra não envelhecida (adotada como referência) e a amostra 500°C/144 horas (a única a dar indícios nos ensaios de polarização, da precipitação da fase  $\alpha'$ ).

Notou-se (Tabela 5) que a amostra envelhecida a 500°C/144 horas apresentou aumento de dureza de ambas as fases, em relação à amostra não envelhecida, assim como foi verificado por Mélo.<sup>(19)</sup> No caso da fase austenítica, pode-se atribuir o aumento de dureza à formação de precipitados finamente dispersos (fase G e/ou nitretos de cromo). Já o aumento da dureza na fase ferrítica, pode ser atribuído indiretamente à formação da fase  $\alpha'$ . Esse resultado é endossado pelos dados da

ferritoscopia (Tabela 4) e pelas curvas de polarização (Figuras 5c e 7), que mostram um comportamento indesejável em relação à corrosão por pites.<sup>(19,21,25)</sup>

## 5 CONCLUSÕES

- Não se constataram alterações estruturais nas amostras envelhecidas em diferentes condições de tempo e temperatura;
- apenas a amostra 500°C/144 horas apresentou indícios de formação da fase  $\alpha'$ ;
- o aço UNS S31803 apresentou maior resistência à corrosão por pite nas condições estudadas, indicando capacidade de repassivação, exceto para a amostra tratada a 500°C/144 horas;
- provavelmente não houve precipitação de fases frágeis nas amostras 280°C (12 horas, 24 horas e 144 horas) e 350°C/12 horas e 24 horas;
- as amostras 350°C/144 horas, e 500°C/12 horas e 24 horas apresentaram aumento nos valores de dureza em relação à amostra não envelhecida provavelmente devido à precipitação de fases na austenita (fase G e/ou nitretos de cromo).
- o aumento de dureza da amostra 500°C/144 horas deveu-se à provável precipitação de fase  $\alpha'$  na ferrita e de fase G e/ou nitretos de cromo na austenita; e
- os resultados do ensaio de ferritoscopia apontaram uma maior queda na porcentagem de ferrita magnética na amostra 500°C/144 horas.

## REFERÊNCIAS

- 1 CHAWLA, S. L.; GUPTA, R. K. Materials selection for corrosion control. Editora ASM International, 1995.
- 2 DAVIS, J. R. Stainless Steels Handbook. The Materials Information Society (ASM), 1996.
- 3 SEDRIKS, A.J. Corrosion of stainless steels. Lavoisier, 1996.
- 4 GENTIL, V. Corrosão. Rio de Janeiro: Livros Técnicos e Científicos, 2007.
- 5 NEESSEN, F.; BANDSMA, P.; SMITWELD, L.; Tankers-a composition in duplex stainless steels. Weld Innov, v.18, p. 3–8, 2001.
- 6 HORVARTH, W.; PRANTL, W.; STUWE, H.P.; WERNER, E. Influence of thermal cycling on the microstructure of a ferritic–austenitic duplex stainless steel. Materials Characterization, v. 34, p. 277–85, 1995.
- 7 OLSSON, J.; SNIS, M. Duplex – A new generation of stainless steels for desalination plants. Desalination v. 205, p.104–113, 2005.
- 8 HUSSAIN, E.A.M.; ROBINSON, M.J. Erosion–corrosion of 2205 duplex stainless steel in flowing seawater containing sand particles. Corrosion Science v.49, p.1737-1754, 2007.
- 9 IMO. Practical Guidelines for the Fabrication of Duplex Stainless Steel. London: International molybdenum association, 2009.
- 10 DIAS, F. M. S.; CÂNDIDO, L. C. Efeito da acidez na estabilidade da camada passiva de aços inoxidáveis em soluções contendo íons cloretos. In: 62º Congresso Anual da ABM, 2007, Vitória, Espírito Santo.
- 11 BERNHARDSSON, S. The corrosion resistance of duplex stainless steels. In: Proceedings of the Conference Duplex Stainless Steels'91, Les Editions de Physique, Les Ulis Cedex, Beaune, França, 1991.
- 12 MICHALSKA, J.; SOZANSKA, M. Qualitative and quantitative analysis of  $\sigma$  and  $\chi$  phases in 2205 duplex stainless steel. Materials Characterization, v. 56, p. 355–362, 2006.

- 13 SIEURIN, H.; SANDSTRÖM, R. Sigma phase precipitation in duplex stainless steel 2205. *Materials Science and Engineering A*, v. 444, p. 271–276, 2007.
- 14 MAGNABOSCO, R. Kinetics of Sigma Phase Formation in a Duplex Stainless Steel. *Materials Research*, v. 12, n. 3, p. 321-327, 2009.
- 15 MAGNABOSCO, R.; BRUNO, D. Efeito do envelhecimento a 475°C na microestrutura e corrosão por pite do aço inoxidável dúplex UNS S31803 (SAF 2205). In: 62º Congresso Internacional Anual da ABM, 2007 Vitória. São Paulo: ABM, 2007.
- 16 DIAS, F.M.S.; OLIVEIRA, A.S.; CÂNDIDO, L.C. Estudo da corrosão localizada em aços inoxidáveis em soluções aquosas cloretadas. In: 63º Congresso Anual da ABM, 2008, Santos, São Paulo: ABM, 2008. p. 465-472.
- 17 SENATORE, M.; FINZETTO, L.; PEREA, E. Estudo comparativo entre os aços inoxidáveis duplex e os inoxidáveis AISI 304L/316L. *REM: Revista Escola de Minas, Ouro Preto*, 60(1), p. 175-181, janeiro-março, 2007.
- 18 CARBÓ, H. M., *Aços Inoxidáveis, Aplicação e Especificações*, Acesita, 2001.
- 19 MÉLO, E. B. Investigação das transformações de fase do aço UNS S31803 entre 300°C e 650°C. Dissertação de Mestrado – Centro Universitário da FEI, São Bernardo do Campo, 2010.
- 20 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. *Apud* MAGNABOSCO, R. Influência da microestrutura no comportamento eletroquímico do aço inoxidável UNS S31803 (SAF2205). Tese de doutorado – Universidade de São Paulo, São Paulo, 2001.
- 21 MAGNABOSCO, R. Influência da microestrutura no comportamento eletroquímico do aço inoxidável UNS S31803 (SAF2205). Tese de doutorado – Universidade de São Paulo, São Paulo, 2001.
- 22 AMERICAN SOCIETY FOR TESTING MATERIALS (ASTM). Standard reference method for making potentiostatic and potentiodynamic anodic polarization measurements: G5, Philadelphia - USA, 1982.
- 23 AMERICAN SOCIETY FOR TESTING MATERIALS (ASTM). Standard test Method for Conducting Cyclic Potentiodynamic Polarization Measurements for Localized Corrosion Susceptibility of Iron- Nickel or Cobalt Based Alloys G61, Philadelphia – USA, 1986.
- 24 AMERICAN SOCIETY FOR TESTING MATERIALS (ASTM). Standard practice for preparing, cleaning, and evaluating corrosion test specimens: G1, Philadelphia - USA, 1981.
- 25 FONTES, T. F. Efeitos da fase alfa linha nas propriedades mecânicas e de resistência à corrosão do aço inoxidável duplex UR 52N+. Dissertação de Mestrado – Instituto de Pesquisas Energéticas e Nucleares, São Paulo, 2009.
- 26 CORREIA, E. M.; CÂNDIDO, L. C.; LACERDA, J. C.; GODEFROID, L. B. Análise comportamental em corrosão de aços inoxidáveis duplex, com e sem molibdênio, em meios contendo cloretos. In: 66º Congresso Anual ABM, 2011, São Paulo.
- 27 PINTO, T. B. Comportamento mecânico de um aço inoxidável duplex do tipo 2205 sob a influência da temperatura e da precipitação de fases frágeis. Tese de doutorado, Universidade Estadual de Campinas, Campinas, São Paulo, 2001.
- 28 SAHU, J. K.; KRUPP, U.; GHOSH, R. N.; CHRIST, H.-J. Effect of 475 °C embrittlement on the mechanical properties of duplex stainless steel. *Materials Science and Engineering A*. v. 508, p.1-14, 2009.
- 29 SOLOMON, H. D.; DEVINE, T. M. Duplex Stainless Steels – A tale of two phases. IN: *Proceedings of the Conference Duplex Stainless Steels'82*, ed. Lula, R. A. , ASM, Materials Park, EUA, 1982, p. 693-756.
- 30 ARAÚJO, C. R. Estudo do comportamento anódico do aço inoxidável ABNT 304, com filme de interferência, em NaCl 3,5% e FeCl<sub>3</sub>.6H<sub>2</sub>O 6% p/v. Dissertação (Mestrado em Engenharia Metalúrgica e de Minas) - Universidade Federal de Minas Gerais, Belo Horizonte, 1999.

- 31 MODENEZI, P. M.; GIRÃO, I. F.; MAGNABOSCO, R. Caracterização da tenacidade e resistência à corrosão por pites do aço inoxidável dúplex UNS S31803(SAF 2205) após soldagem. IX Seminário Brasileiro de Aço Inoxidável, 12 a 14 de Novembro de 2008.
- 32 NASCIMENTO, A. M.; IERARDI, M. C. F.; KINA, A. Y.; TAVARES, S. S. M. Pitting Corrosion Resistance of cast duplex stainless steels in 3.5% NaCl solution. Materials Characterization, v. 59, p. 1736 – 1740, 2008.