

Copyright 2014, ABRACO

Trabalho apresentado durante o INTERCORR 2014, em Fortaleza/CE no mês de maio de 2014.

As informações e opiniões contidas neste trabalho são de exclusiva responsabilidade do(s) autor(es).

Influência da fase sigma na resistência à corrosão do aço inoxidável ASTM A890 grau 1C após tratamento isotérmico

Daniel de Castro Girão^a, Maria Filomena Leitão Vasconcelos^b, Walney Silva Araújo^c, Pedro de Lima Neto^d, Hamilton Ferreira Gomes de Abreu^e

Abstract

The super duplex stainless steels are often used in applications where a high mechanical strength combined with corrosion resistance especially in high aggressive environments is required. However, when they suffer certain manufacturing processes (hot forming or welding, for example) can occur the precipitation of undesirable phases, particularly sigma phase (σ) between 700°C and 900°C causes much reduction in mechanical properties as affect the corrosion resistance of these steels. Through computer simulation of phase diagrams, it has been found that the super duplex stainless steel ASTM A890 GRADE 1C showed the highest amount of this phase deposition at a temperature of 830°C. Thus, this study aims to evaluate the influence of time of isothermal at 830°C this material, corrosion resistance treatment due to the formation of σ phase. Electrochemical by monitoring the open circuit potential, electrochemical impedance and anode linear polarization in a solution of 0.5 mol/dm³ sulfuric acid testing showed an decrease in corrosion resistance of the material with increasing time of isothermal exposure due to higher content precipitated σ phase, confirmed by quantification of this phase by optical microscopy .

Keywords: Stainless Steel super duplex, corrosion, sigma phase, isothermal treatment.

Resumo

Os aços inoxidáveis super duplex são frequentemente utilizados em aplicações onde é necessária uma grande resistência mecânica, combinada a resistência à corrosão, especialmente em ambientes de elevada agressividade. Entretanto, ao sofrer determinados

^a Mestrando, Químico - Universidade federal do Ceará

^b Graduanda, Estudante - Universidade federal do Ceará

^c Doutor, Professor - Universidade federal do Ceará

^d Doutor, Professor - Universidade federal do Ceará

^e Doutor, Professor - Universidade federal do Ceará

processos de fabricação (conformação a quente ou soldagem, por exemplo), pode ocorrer à precipitação de fases indesejáveis, principalmente de fase sigma (σ) entre 700°C e 900°C que causa tanto redução de propriedades mecânicas quanto afetam a resistência à corrosão desses aços. Por meio da simulação computacional de diagramas de fase verificou-se que o aço inoxidável super duplex ASTM A890 GRAU 1C apresentou maior quantidade de deposição dessa fase na temperatura de 830°C. Assim, o presente trabalho tem por objetivo avaliar a influência do tempo de tratamento isotérmico a 830°C deste material, na resistência à corrosão devido à formação da fase σ . Os ensaios eletroquímicos por meio do monitoramento do potencial de circuito aberto, impedância eletroquímica e polarização linear anódica em solução de ácido sulfúrico 0,5 mol/dm³, apresentaram um redução na resistência à corrosão do material com o aumento do tempo de exposição isotérmica, devido maior teor de fase σ precipitada, confirmada pela quantificação desta fase por microscopia ótica.

Palavras-chave: Aço Inoxidável super duplex, corrosão, fase sigma, tratamento isotérmico.

Introdução

Os aços inoxidáveis duplex e super duplex são ligas Fe-Cr-Ni-Mo-N, onde apresentam uma microestrutura mista de ferrita (δ - CCC) e austenita (γ - CFC) (1). A exata quantidade de cada fase é função da composição química e do tratamento térmico (2). A maioria destas ligas é projetada para conterem iguais quantidades de cada fase em sua microestrutura na condição recozida, e são caracterizadas por terem uma baixa quantidade de carbono (<0,03% em peso) incluindo adições de molibdênio, tungstênio, cobre e nitrogênio (3,4,5).

Os aços inoxidáveis super duplex são frequentemente utilizados em aplicações onde é necessária uma grande resistência mecânica, combinada a resistência à corrosão, especialmente em projetos que envolvam água do mar, indústria química e petroquímica (5,6). Mas durante envelhecimento isotérmico, determinadas sequências de tratamento térmico, conformação a quente ou soldagem, pode ocasionar à precipitação de fases indesejáveis, principalmente de fase sigma (σ), que causa tanto redução de propriedades mecânicas quanto afetam a resistência à corrosão (7,8).

Por ser uma fase rica em cromo e molibdênio (9), a fase σ provoca o empobrecimento desses elementos nas regiões vizinhas, tornando essas regiões mais susceptíveis à formação de pites

(10). Forma-se por resfriamento contínuo e lento a partir de 1000°C (11), ou por exposição isotérmica no intervalo de 600°C a 1.000°C (12,13), sendo mais rápida na faixa de 700°C a 900°C. A formação de fase σ dá-se inicialmente ao longo das interfaces ferrita/austenita e/ou nos contornos de grãos ferrita/ferrita e cresce para o interior do grão de ferrita até praticamente o consumo total da ferrita, (14,15) Esta fase é responsável pela redução da resistência à corrosão e perda de propriedades mecânica dos aços super duplex levando à fragilização e endurecimento destes materiais (16,17).

Assim, o presente trabalho tem por objetivo avaliar a influência do tempo de tratamento isotérmico a 830°C do aço inoxidável super duplex ASTM A890 GRAU 1C, na resistência à corrosão devido à formação da fase sigma, através de ensaios eletroquímicos de potencial de circuito aberto, impedância eletroquímica e polarização linear anódica, além de caracterização microestrutural desse material por quantificação das fases e medidas de microdureza Vickers.

Metodologia

Materiais e envelhecimento isotérmico

O aço inoxidável ASTM A890 GRAU 1C (AISD-1C) em forma de barra cilíndrica de 9,8 mm diâmetro para o desenvolvimento deste trabalho foi fornecido pela *SULZER BRASIL S/A*, cuja composição química segundo a norma ASTM A890 (18), comparada com a composição da amostra obtida por espectroscopia de emissão ótica (19), estão indicadas na Tabela 1. Foram extraídos, para estudo, amostras de 7,0 mm de comprimento, cortadas com serra mecânica empregando fluido de corte.

Tabela 1 - Composição química nominal de AISD-1C^a

Designação UNS J93373	Composição química nominal (%). Ferro, balanço										
	C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni	Mo	Cu	W	N
Padrão	0,030	1,20	1,10	0,030	0,030	24,0-	5,6-	2,9-	1,40-	-----	0,22-
	máx	máx	máx	máx	máx	26,7	6,7	3,8	1,90		0,33
Amostra	0,020	0,88	0,92	0,004	0,007	25,84	5,94	3,79	1,50	-----	0,25

^aPRE = % Cr + 3,3% Mo + 16% N \geq 40

O tratamento térmico de envelhecimento foi baseado na simulação computacional de diagrama de fases através do programa Thermo-Calc[®] que indicou uma maior fração de fase sigma precipitada no AISD-1C na temperatura de 830°C. Os corpos-de-prova então foram expostos a esta temperatura em forno tipo mufla nos tempos de 15, 30 e 60 minutos, deixando amostras não tratadas para servir como referência (Branco). O resfriamento das amostras foi realizado em água com o objetivo de produzir microestruturas com diferentes frações de fases.

Caracterização microestrutural

As amostras tratadas termicamente e uma amostra de referência, foram observadas em um microscópio ótico Leica modelo DMI 3000M. A caracterização das diferentes fases nas amostras foi efetuada por procedimento metalográfico convencional mediante o emprego de diferentes ataques químicos, descritos na Tabela 2.

Tabela 2 – Reagentes utilizados para revelar características microestruturais do AISD-1C

Ataque	Composição	Objetivo
NaOH 20%	20 g de NaOH em 100 mL de H ₂ O destilada. Ataque eletrolítico: aplicação de 2,2 V durante 12 s.	Revelar fases deletérias principalmente sigma.
Behara	Solução aquecida composta de: 10 mL de HCl em 50 mL de H ₂ O destilada + 0,3 g de metabissulfito de potássio. Imersão durante 10s no banho com temperatura entre 40 e 80° C.	Revelar característica microestrutural do material através do contraste entre as fases ferrita e austenita.

Quantificação de fases

As quantificações das fases ferrita (δ) e austenita (γ), assim como também das fases deletérias, principalmente fase sigma (σ), em todas as condições de tratamento térmico foram efetuadas através do programa *ImageJ v.1.47*. Esta análise foi realizada tomando como média 25 imagens por condição de tratamento com diferentes aumentos metalográficos. As Figuras 1 (a) e (b) mostram um exemplo de imagem obtida por microscópio ótico utilizando o método de quantificação de fases deletérias. As regiões escuras reveladas pelo ataque eletrolítico com NaOH 20% estão constituídas principalmente por fase sigma. A imagem original da Figura 1

(a) é tratada e convertida na Figura 1 (b) na qual os pixels pretos são contabilizados com o auxílio do programa *ImageJ v.1.47*.

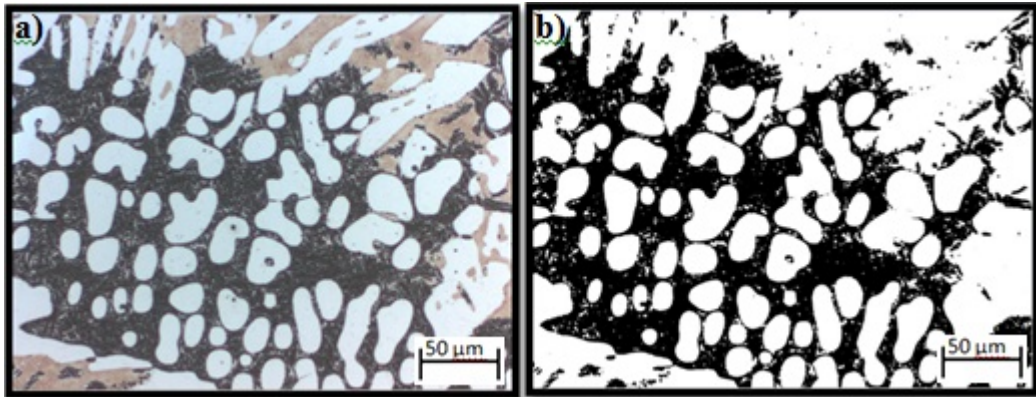


Figura 1 – Exemplo de quantificação de fases deletérias: (a) Imagem obtida por MO da amostra AISD-1C tratada a 830° C por 60 minutos. (b) Imagem binária para contagem dos pixels através do programa *ImageJ v.1.47* (200x)

Medições de dureza

As transformações de fase nas amostras em todas as condições de tratamento térmico de envelhecimento foram também acompanhadas indiretamente pela medição de microdureza *Vickers*, em microdurômetro Shimadzu HMV, com carga de 0,1 Kgf para a fase sigma e 0,05 Kgf para as fases ferrita e austenita, com tempo de duração do ensaio de 15 s. Foram realizadas em média cerca de 10 medidas de dureza para cada condição de tratamento.

Ensaio eletroquímico

Amostras de AISD-1C para confecção dos eletrodos de trabalho para os ensaios eletroquímicos de corrosão nas diferentes condições de tratamento térmico de envelhecimento, com área exposta de aproximadamente 0,5 cm², foram embutidas em resina acrílica na presença de catalisador em um período de 24 h utilizando o método conhecido como embutimento a frio. Fios de cobre foram utilizados para promover o contato elétrico. Após o período de cura da resina, os eletrodos foram lixados com lixas d'água seguindo uma granulometria crescente (100, 220, 400 e 600 mesh), para posteriores ensaios.

Para determinação do potencial de corrosão e consequente obtenção das curvas de polarização e gráficos de resistência, utilizou-se as técnicas de potencial de circuito aberto, impedância eletroquímica e polarização linear potenciodinâmica (somente ramo anódico). Para os ensaios, montou-se uma célula eletroquímica constituída por um eletrodo de trabalho, um eletrodo de referência Ag/AgCl/Cl⁻ (saturado) e um contra-eletrodo de platina (Pt).

Todos os ensaios foram realizados em potenciostato/galvanostato modelo PGSTAT30 (Autolab, Metrohm-Eco Chemie), com obtenção de dados feita através do software *Nova v.1.10*, todos em triplicata. O potencial de circuito aberto dos corpos-de-prova foi monitorado por 5400 s na solução de trabalho de ácido sulfúrico (H₂SO₄ 0,5 mol/dm³). As medidas de impedância eletroquímica foram realizadas em uma faixa de frequência de 40 kHz a 0,0025 Hz, com sinal de 15 mV de amplitude de perturbação e taxa de aquisição de dados de 10 pontos por década. As curvas de polarização foram obtidas a uma velocidade de 1,0 mV/s, com a varredura de potencial num intervalo de (0 V a 1,6 V) em relação ao potencial de circuito aberto (OCP).

Resultados e discussão

Quantificação de fases

A Figura 2 apresenta a microestrutura das amostras como recebida e tratada termicamente do material AISD-1C.

As fases escuras e claras correspondem à matriz ferrítica (δ) e austenita (γ), respectivamente, Figura 2 (a). Nas figuras 2 (a), 2 (b) e 2 (c), é observada, além da ferrita e austenita, a fase sigma (região em preto), que cresce a partir da ferrita, pelo consumo dos elementos de liga estabilizadores desta fase (Cr e Mo), iniciando no contorno de grão entre as fases (δ/γ), nos primeiros 15 minutos de tratamento, Figura 2 (b). Porém a precipitação intergranular nos grãos ferríticos é mais intensa, devido o maior teor de Cr segregado entre os contornos de grãos ferríticos do que aquele existente nos contornos da interface (δ/γ) (20), crescendo gradativamente com 30 minutos de tratamento, Figura 2 (c), até o total consumo da ferrita, se difundindo por toda a matriz, como se observa na Figura 2 (d).

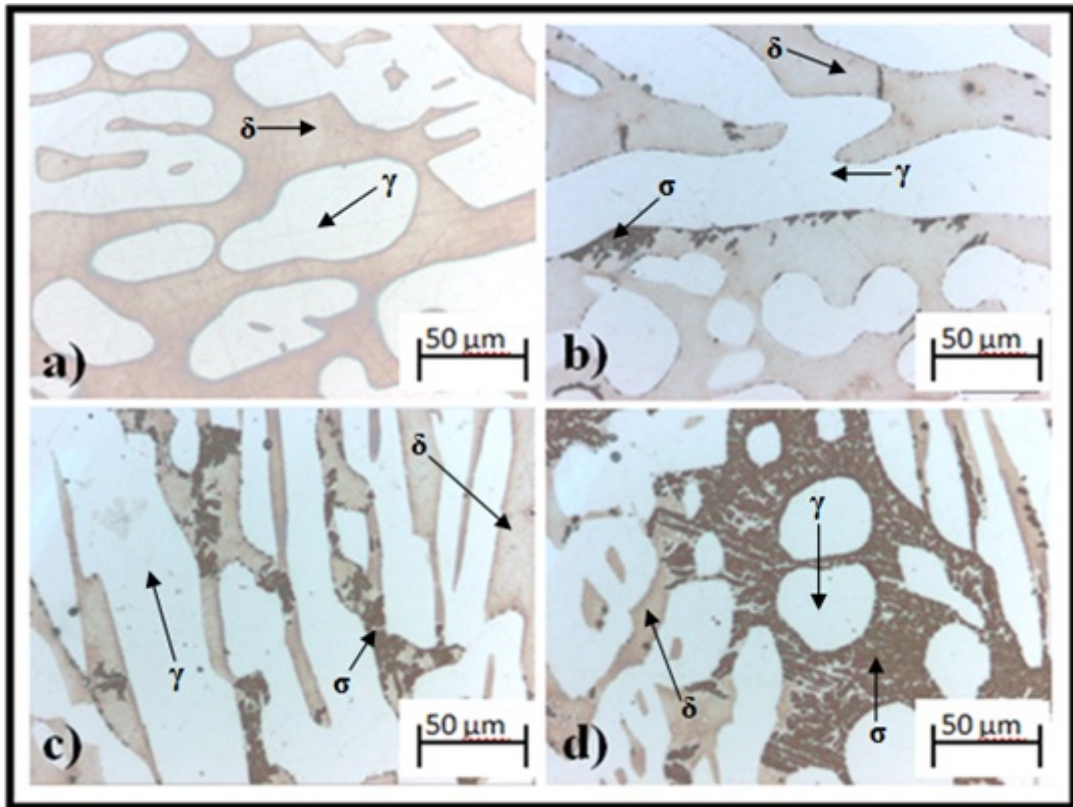


Figura 2 - Microestrutura das amostras como recebida e tratada termicamente do material AISD-1C: branco (a), 15 min (b), 30 min (c) e 60 min (d)

A Tabela 3 mostra os valores percentuais de ferrita, austenita e fase sigma para cada condição de tratamento, obtidas de forma quantitativa, utilizando 25 imagens em cada condição, utilizando o programa *ImageJ v.1.47*.

Tabela 3 – Concentração volumétrica das fases no AISD-1C obtidas por MO em amostras tratadas isotermicamente a 830° C

Tempo de tratamento (minutos)	Concentração Volumétrica (%)		
	Ferrita (δ)	Austenita (γ)	Sigma (σ)
Branco	53,79 \pm 2,38	46,21 \pm 2,27	-----
15	50,99 \pm 0,25	47,25 \pm 0,25	1,75 \pm 1,01
30	46,39 \pm 0,55	45,63 \pm 1,01	7,98 \pm 4,12
60	24,94 \pm 1,39	45,49 \pm 1,38	29,56 \pm 5,05

A Figura 3 resume a evolução da modificação microestrutural do material estudado com o tempo de tratamento térmico de envelhecimento.

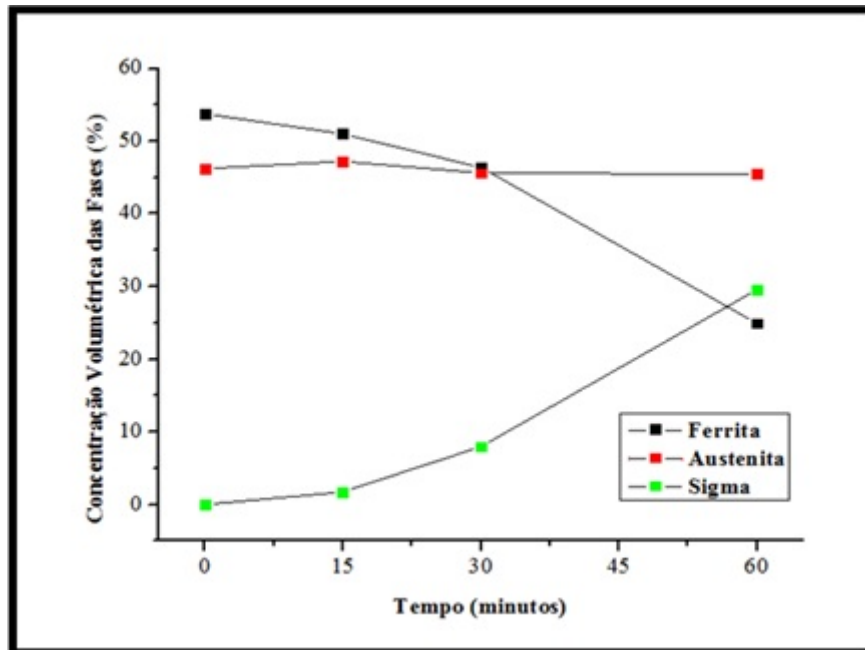


Figura 3 - Modificação microestrutural de AISD-1C com o tempo de tratamento térmico de envelhecimento

Como se pode observar, o tempo de envelhecimento isotérmico influencia significativamente na precipitação de fases deletérias, principalmente de fase sigma e consequente redução da matriz ferrita, que no período de 60 minutos de envelhecimento se apresentam em uma fração de 29,56% e 24,94%, respectivamente, e a fração de austenita se mantém praticamente constante. Neste caso, já dito anteriormente, a precipitação de fase σ provem o consumo dos elementos de liga estabilizadores de δ (Cr e Mo). A fração de γ só é consumida depois do total consumo da δ , mas isso depende da temperatura de tratamento e da composição química da liga, que no presente trabalho não foi possível caracterizar este tipo de modificação microestrutural.

Sabe-se que a presença de σ influencia fortemente nas propriedades mecânicas e na resistência à corrosão dos aços inoxidáveis super duplex, reduzindo estas propriedades a níveis que podem se tornar críticos dependendo da condição de operação na qual estes materiais estão sendo submetidos.

Microdureza Vickers

A Tabela 4 apresenta os valores de microdureza pontuais das principais fases existentes nas amostras de AISD-1C em todas as condições de envelhecimento isotérmico, onde a fase sigma possui maior valor de microdureza HV em todas as situações analisadas, exceto o branco. As medidas de microdureza foram realizadas após ataque químico com NaOH 20%, de acordo com a Tabela 2, para melhor identificação da fase sigma.

Tabela 4 – Microdureza Vickers das fases no AISD-1C obtidas para todas as amostras tratadas isotermicamente a 830°C

Tempo de tratamento (minutos)	Microdureza (HV)		
	Ferrita (δ)	Austenita (γ)	Sigma (σ)
Branco	342,30 \pm 31,63	293,50 \pm 22,37	-----
15	331,60 \pm 12,77	299,80 \pm 20,17	601,50 \pm 28,15
30	341,40 \pm 27,06	328,70 \pm 16,93	653,10 \pm 72,43
60	337,50 \pm 22,72	297,50 \pm 18,12	697,60 \pm 40,69

A maior carga aplicada em regiões onde a fase sigma esta presente deve-se ao fato de esta fase apresentar maior dureza que as fases ferrita e austenita, como se pode observar na Tabela 4. A fase sigma é extremamente dura, frágil, não magnética, apresenta uma estrutura tetragonal complexa e causa fragilização quando precipitada na estrutura de um aço duplex. Devido à fragilidade da fase sigma a tenacidade e a ductilidade do material são fortemente reduzidas por pequenos teores desta fase, podendo essas propriedades ser analisadas por ensaios de tração e de impacto. Devido à variação da fração volumétrica de fase sigma em função do tempo de exposição ao tratamento isotérmico do AISD-1C (Tabela 3), é possível prever que o aumento da dureza se deve à presença de fase sigma (21,22). A elevação da microdureza local pode gerar zonas de concentração de tensões internas na microestrutura do material, podendo ocasionar perda de resistência mecânica e consequentemente corrosão sob tensão ou ainda corrosão por fadiga.

Monitoramento do Potencial de circuito aberto

A Figura 4 mostra a evolução do potencial de circuito aberto (E_{oc}) com o tempo de imersão em solução de H_2SO_4 0,5 mol/dm³ em todas as condições de tratamento térmico de

envelhecimento juntamente a amostra de referência. Observa-se que o potencial se desloca para valores mais positivos em todas as condições de ensaio, com a estabilização do potencial entre 10 e 15 minutos para as amostras, branco, 15 min e 30 min, com E_{oc} decaindo de acordo com o tempo de tratamento térmico (0,128 V, 0,094 V e 0,078 V), respectivamente. Já para a amostra de 60 min, a estabilização ocorre em cerca de 30 minutos de imersão, mas com E_{oc} próximo a amostra de 30 min (0,086 V), com relação ao branco.

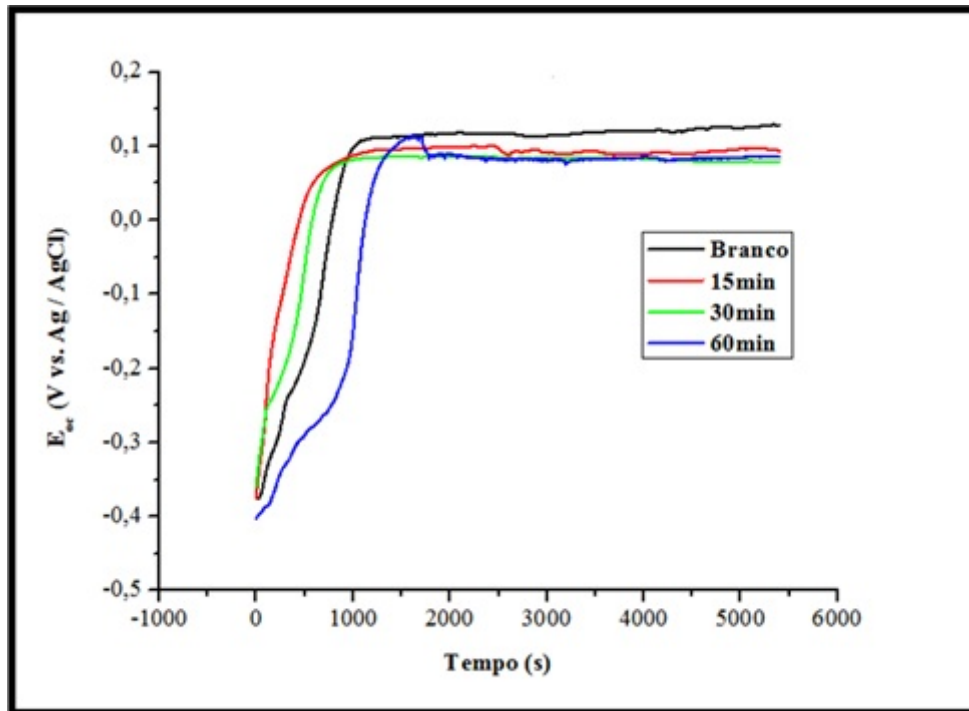


Figura 4 - Potencial de circuito aberto (E_{oc}) das amostras tratadas termicamente e o branco do AISD-1C em relação ao tempo de imersão em H_2SO_4 $0,5 \text{ mol/dm}^3$

Este comportamento, provavelmente, se deve aos elementos de liga presente no substrato do aço AISD-1C, como Cr e Ni que possuem potenciais de redução maiores que a matriz, que formam produtos de corrosão que se acumulam na superfície do aço, proporcionando um efeito por barreira (23). A tendência observada está de acordo com o resultado da quantificação de fases, onde mostra que à medida que se aumenta o tempo de tratamento térmico de envelhecimento, maior a quantidade de fase sigma, que concentra os elementos de liga em regiões de área pequena, deixando a matriz empobrecida destes elementos, podendo levar a regiões de corrosão localizada, e consequentemente, diminuição do potencial.

Espectroscopia de Impedância Eletroquímica

As medidas de impedância eletroquímica foram feitas no potencial de circuito aberto, utilizando os eletrodos de cada condição de tratamento térmico imersos na solução de trabalho de H_2SO_4 $0,5 \text{ mol/dm}^3$. A Figura 5 mostra o diagrama de Nyquist obtidos após 5400 s de imersão no meio testado.

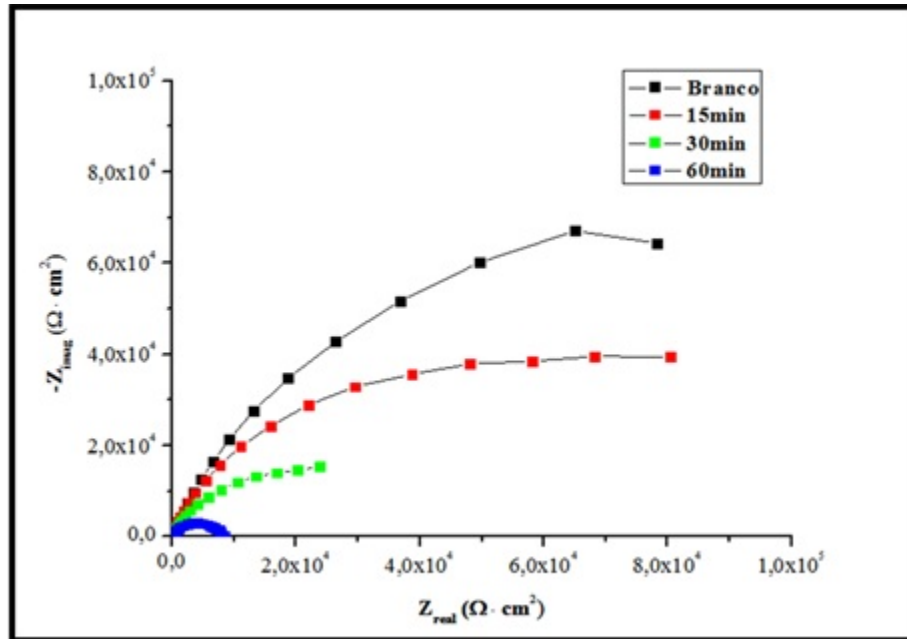


Figura 5 - Diagrama de Nyquist das amostras tratadas termicamente e o branco do AISD-1C após imersão durante 5400 s

No gráfico é observado somente um arco capacitivo, indicando que na interface eletrodo/solução ocorre somente um processo de transferência de carga. Os diâmetros dos semicírculos referentes às amostras de cada condição de tratamento térmico de envelhecimento que aparecem na Figura 5 mostram que para as amostra branco e 15 min, são superiores em relação ao diâmetro dos semicírculos das amostras 30 min e 60 min, que indica uma maior resistência à transferência de carga na interface do eletrodo, ou seja, inibição do processo de corrosão.

Este comportamento pode ser explicado pela quantificação de fases deletérias, como a fase sigma, na microestrutura do material (Tabela 3), onde esta aparece em maior quantidade no tempo de envelhecimento de 60 min. Esta fase é responsável por essa diminuição na resistência a corrosão dos aços inoxidáveis super duplex, que deixa a matriz ferrítica

empobrecida dos elementos de liga Cr e Mo, deixando estes locais propícios para o crescimento de pites de corrosão, fragilizando o metal.

Polarização potenciodinâmica anódica

As curvas de polarização potenciodinâmica anódica para todas as condições de tratamento térmico de envelhecimento são apresentadas na Figura 6.

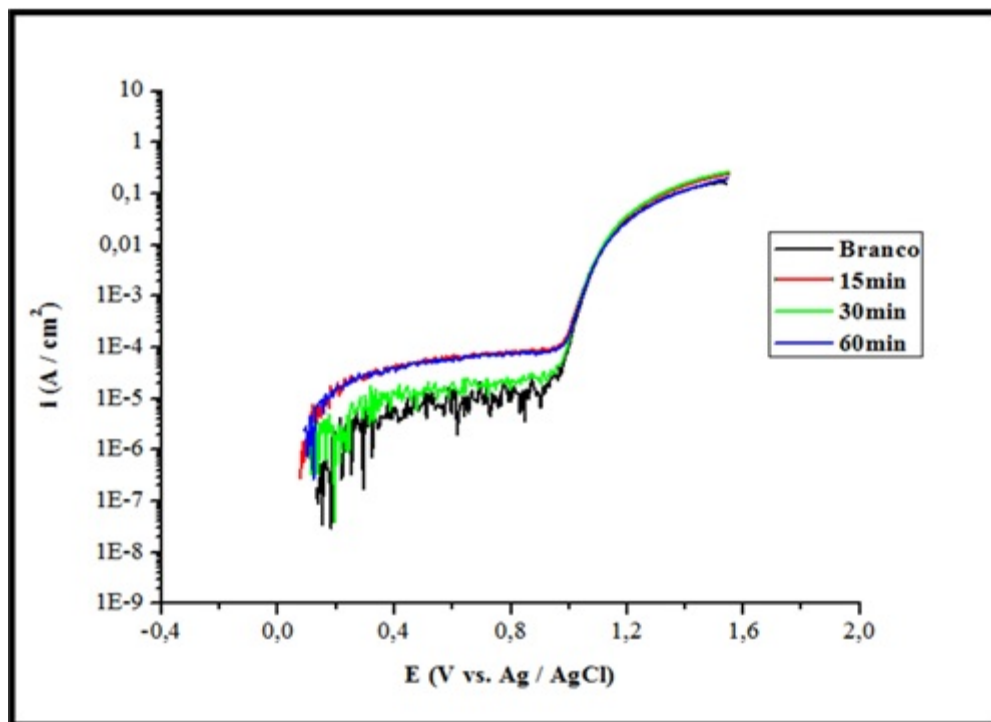


Figura 6 – Curvas de polarização anódicas para as amostra do aço AISD-1C em todas as condições de tratamento térmico de envelhecimento

Uma análise qualitativa destas curvas revela que tanto os valores de potencial de corrosão quanto o potencial de pite não sofrem alterações significativas. A diferença mais pronunciada observada nas curvas de polarização anódica é o aumento da densidade de corrente para a amostra tratada por 60 min, que esta de acordo com a quantificação de fases deletérias, onde a fase sigma, presente em maior quantidade neste tempo de envelhecimento isotérmico (Figura 2), fragiliza o material metálico, deixando-o mais propício aos processos corrosivos. Não se observa um comportamento coerente para as outras condições de tratamento, com as amostra de 15min e 30 min saindo do plano lógico da sequência de tratamento isotérmico, como se observa para os outros ensaios eletroquímicos. Isso pode ser explicado pelo fato de os dados

de potencial de corrosão levar em consideração, tendências termodinâmicas, sem levar em conta a cinética dos processos corrosivos que representam de forma mais realística a velocidade com que ocorrem as reações de oxidação e degradação dos materiais metálicos.

As oscilações nas correntes anódicas (ruídos) observadas abaixo do potencial de pite estão relacionadas com a formação e repassivação de pites microscópicos (micropites). Esses pites, chamados de metaestáveis, são muito pequenos, crescendo e repassivando em poucos segundos, abaixo do potencial de pite e durante o tempo indução para a formação do pite estável (25).

Os aços inoxidáveis superduplex (AISD) se distinguem por possuir um índice equivalente de resistência ao pite, *Pitting Corrosion Equivalent (PRE)*, maior que os aços inoxidáveis duplex, com coeficiente de PRE maior que 40, característico para esse tipo de material. Para o aço em estudo neste trabalho, o índice PRE pode ser calculado de acordo com a equação 1:

$$PRE = \% Cr + 3,3\% Mo + 16\% N \quad (1)$$

Substituindo as respectivas porcentagens dos elementos de liga que aparecem nesta equação, de acordo com a Tabela 1, chega-se a um índice $PRE \geq 40$, confirmando a característica super duplex do AISD-1C.

Conclusões

A microdureza mostrou que a fase sigma apresentou uma maior dureza em relação às fases ferrita, austenita, aumentando com o tempo de tratamento térmico de envelhecimento, à medida que também aumenta a concentração volumétrica desta fase, mais pronunciadamente em 60 minutos. A influência da fase σ , portanto, eleva a dureza do material que pode levar a perda de resistência mecânica, sendo necessários alguns ensaios mecânicos, como de tração e impacto, para confirma esta tendência.

Os ensaios eletroquímicos indicaram que há uma tendência de redução da resistência à corrosão do AISD-1C à medida que o tempo de tratamento isotérmico aumenta.

Na curva de polarização potenciodinâmica anódica foi observada a presença de ruídos na corrente provavelmente devido à formação e repassivação de pites microscópicos (micropites). Tanto o potencial de corrosão quanto o potencial de pite no ensaio de polarização anódica não tiveram variações significativas nos valores de E, se destacando apenas na curva de E x I, um aumento da densidade de corrente da amostra com 60 minutos de tratamento isotérmico.

O diagrama de impedância eletroquímica mostrou uma menor resistência à transferência de carga para as amostras tratadas termicamente por 30 e 60 minutos, em relação à amostra tratada por 15 minutos e o branco. Logo, o aumento da precipitação de fases deletérias, principalmente de fase sigma, com o tempo de exposição isotérmica, promoveu uma considerável perda de resistência à corrosão do material estudado.

Referências bibliográficas

- (1) MUTHUPANDI, V.; BALA SRINIVASAN, P.; SESHADRI, S.K.; SUNDARESAN. S. Effect of Weld Metal Chemistry and Heat Input on the Structure and Properties of Duplex Stainless Steel Welds. **Materials Science and Engineering**. v.A358 (2003). 9-16, 2003.
- (2) R.A. PERREN, T.A. SUTER, P.J. UGGOWITZER, L. WEBER, R. MAGDOWSKI, H. BÖHNI, M.O. SPEIDEL. Corrosion resistance of super duplex stainless steels in chloride ion containing environments: investigations by means of a new microelectrochemical method II. Influence of precipitates. **Corrosion Science**. v.43, 2001. p.2.
- (3) SOLOMON, H.D.; DEVINE JR., T.M. Selection of wrought duplex stainless steels. In: **Welding, Brazing and Soldering**. ASM Handbook, 10a Ed., v.6, ASM International, USA, 1993.
- (4) ANSON, D. R.; POMFRET, R. J.; HENDRY, A. Prediction of the Solubility of Nitrogen in Molten Duplex Stainless Steel, **ISIJ International**, v.36, N°. 7, p. 750 – 758, 1996.
- (5) R.A. PERREN, T.A. SUTER, P.J. UGGOWITZER, L. WEBER, R. MAGDOWSKI, H. BÖHNI, M.O. SPEIDEL. Corrosion resistance of super duplex stainless steels in chloride ion

containing environments: investigations by means of a new microelectrochemical method I. Precipitation-free states. **Corrosion Science**. v.43, 2001, 707-726.

(6) REICK, W.; POHL, M.; PADILHA, A.F. O desenvolvimento dos aços inoxidáveis ferríticos-austeníticos com microestrutura duplex. In: CONGRESSO ANUAL DA ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE METALURGIA E MATERIAIS, 47. 1992, Belo Horizonte. **Anais**. Belo Horizonte: ABM, 1992. v.48, n° 409.

(7) E. ANGELINI, B. De BENEDETTI, F. ROSALBINO. Microstructural evolution and localized corrosion resistance of an aged superduplex stainless steel. **Corrosion Science**. v.46, 2004, 1351-1367.

(8) BO DENG, ZHIYU WANG, YIMING JIANG, TAO SUN, JULIANG XU, JIN LI. Effect of thermal cycles on the corrosion and mechanical properties of UNS S31803 duplex stainless steel. **Corrosion Science**. v.51, 2009. 2969-2975

(9) J. O. NILSSON, Super duplex stainless steels. **Materials Science and Technology**, ago. 1992, v.8, p. 685-700.

(10) MACHADO, I. F.; PADILHA, A. F. Aging Behaviour of 25Cr–17Mn High Nitrogen Duplex Stainless Steel. **ISIJ International**, v. 40, n. 7, p. 719-724, 2000.

(11) TAVARES, S. S. M.; CASTRO, J.L.G; CORTÊ, R. R. A.; SOUZA, V. M.; PARDAL, J. M. Detecção de pequenos teores de fase sigma e avaliação de seus efeitos na resistência à corrosão do aço inoxidável duplex UNS S31803. **Engevista (UFF)**, v.8, p. 77-82, 2006.

(12) REICK, W.; POHL, M.; PADILHA, A. F. Recrystallization-transformation combined reactions during annealing of a cold rolled ferritic-austenitic duplex stainless steel. **ISIJ International**, v.38, p. 567–571, 1998.

(13) POHL M.; STORZ O.; GLOGOWSKI, T. Effect of intermetallic precipitation on the properties of duplex stainless steel. **Materials Characterization**, v.58, p. 65-71, 2007.

- (14) MACHADO, I. F.; PADILHA, A. F. Aging Behaviour of 25Cr–17Mn High Nitrogen Duplex Stainless Steel. **ISIJ International**, v.40, n. 7, p. 719-724, 2000.
- (15) KOBAYASHI, D. Y.; WOLYNEC, S. Evaluation of the Low Corrosion Resistant Phase Formed During the Sigma Phase Precipitation in Duplex Stainless Steels. **Materials Research**, v.2, p. 239-247, 1999.
- (16) CHEN, T.H., WENG, K. L., YANG, J. R. The effect of high-temperature exposure on the microstructural stability and toughness property in a 2205 duplex stainless steel, **Materials Science and Eng.** v.A338, pp.259-270, 2002.
- (17) GUNN, R.N. Duplex Stainless Steels microstructure, properties and applications. **Abbingdon Publishing**, Cambridge, 2003.
- (18) **ASTM A890- A890M – 12a**: Standard Specification for Castings, Iron-Chromium-Nickel-Molybdenum Corrosion- Resistant, Duplex (Austenitic/Ferritic) for General Application.
- (19) MARTINS, M.; FORTI, L. R. N. Effect of aging on impact properties of ASTM A890 Grade 1C super duplex stainless steel. **Materials Characterization**, v.59, p. 162–166, 2008.
- (20) PARDAL, J.M. **Efeito dos tratamentos térmicos nas propriedades mecânicas, magnéticas e na resistência à corrosão de aços inoxidáveis superduplex**. 2009. 411 p. Tese (Doutorado em Engenharia Mecânica) – Universidade Federal Fluminense, Rio de Janeiro, 2009. p.275.
- (21) BORSATO, K. S. **Avaliação das propriedades mecânicas, microestrutura e cinética de precipitação da fase sigma do aço inoxidável duplex UNS S31803**. 17º Congresso Brasileiro de Engenharia e Ciência dos Materiais. Foz do Iguaçu, PR: Anais do 17º CBECIMAT. 2006. p. 5068-5079.

(22) RIBEIRO, F. A.; SANTOS, H. Modificações da composição química do aço inoxidável duplex vazado 25Cr-6Ni-3Mo-3Cu para melhoria da resistência à corrosão por picadas. **Ciência & Tecnologia dos Materiais**, v.21, n. n° 1/2, p. 68–83, 2009.

(23) GOMES, R.A. **Estudo de aminoácidos sulfurados como inibidores de corrosão do aço carbono em meio aquoso de cloreto**. 2008. 55 p. Dissertação (Mestrado em Química) – Universidade Federal Ceará, Fortaleza, 2008. p.27.

(24) MARTINS, M. **Caracterização microestrutural-mecânica e resistência à corrosão do aço inoxidável super duplex ASTM 890 / 890 M Grau 6A**. 2006. 242 p. Tese (Doutorado em Engenharia) – Universidade de São Paulo, São Paulo, 2006. p.180.