



# INFLUÊNCIA DA PRECIPITAÇÃO DE FASES DELETÉRIAS NA RESISTÊNCIA À CORROSÃO POR POLARIZAÇÃO ELETROQUÍMICA DE REATIVAÇÃO CÍCLICA (PERC) EM AÇOS INOXIDÁVEIS SUPERDUPLEX<sup>1</sup>

Juan Manuel Parda<sup>2</sup>  
Sérgio Souto Maior Tavares<sup>2</sup>  
Maria P. Cindra Fonseca<sup>2</sup>  
Fernando Benedito Mainier<sup>3</sup>  
Adriana Loureiro da Silva<sup>4</sup>  
Vanessa S. Moura<sup>5</sup>  
Eduardo Ariel Ponzio<sup>6</sup>

## Resumo

A influência da precipitação de fases deletérias na resistência à corrosão do aço inoxidável superduplex (AISD) UNS S32750 foi investigada. Dois aços de composição similar, porém de tamanhos de grão diferentes foram estudados. Foram realizados tratamentos isotérmicos de modo a introduzir na microestrutura diversas quantidades de fases deletérias, tais como chi ( $\chi$ ), sigma ( $\sigma$ ), austenita secundária ( $\gamma_2$ ) e nitretos de cromo ( $\text{Cr}_2\text{N}$ ). Nestas condições foram efetuados ensaios de corrosão por polarização eletroquímica de reativação cíclica (PERC). Estudos por microscopia ótica (MO) foram realizados para caracterizar as fases precipitadas e a sua cinética de precipitação. Os resultados permitem correlacionar os resultados obtidos por PERC com o percentual de fases deletérias precipitadas para diferentes condições de tratamento nos aços analisados.

**Palavras-chave:** Aços superduplex; Resistência à corrosão; PERC.

## INFLUENCE OF DELETERIOUS PHASE PRECIPITATION IN THE CORROSION RESISTANCE BY DOUBLE LOOP ELECTROCHEMICAL POTENTIODYNAMIC REACTIVATION TEST (DL-EPR) IN SUPERDUPLEX STAINLESS STEEL

### Abstract

The influence of the deleterious phase precipitation in the corrosion resistance of superduplex stainless steel (SDSS) UNS S32750 was investigated. Two superduplex steels with similar composition and quite different grain sizes were studied. Isothermal treatments were carried out in order to introduce different amounts of deleterious phases, such as chi ( $\chi$ ), sigma ( $\sigma$ ), secondary austenite ( $\gamma_2$ ) and chromium nitrides ( $\text{Cr}_2\text{N}$ ), in the microstructure. The specimens were tested by double loop electrochemical potentiodynamic reactivation test (DL-EPR). The microstructures were investigated by light optical microscopy (LOM). The kinetics of precipitation was also studied. The results obtained allow the correlation between DL-EPR results and the amount of deleterious phases in the two superduplex steels analyzed.

**Key-words:** Superduplex steel, Corrosion Resistance, DL-EPR.

<sup>1</sup> Contribuição técnica ao 65<sup>o</sup> Congresso Anual da ABM, 26 a 30 de julho de 2010, Rio de Janeiro, RJ, Brasil.

<sup>2</sup> Professor do Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica da UFF.

<sup>3</sup> Professor do Programa de Pós-Graduação em Engenharia Química e de Petróleo da UFF.

<sup>4</sup> Aluna do Departamento de Engenharia de Petróleo da UFF.

<sup>5</sup> Professor do Departamento de Físico-Química da UFF.



## 1 INTRODUÇÃO

Os aços inoxidáveis duplex (AID) e superduplex (AISD) estão sendo muito requisitados em diversos segmentos industriais por sua alta resistência mecânica e elevada resistência à corrosão por pites.<sup>(1)</sup> Estas características são devidas à sua microestrutura bifásica composta por quantidades próximas de austenita ( $\gamma$ ) e ferrita ( $\delta$ ) e aos elementos de liga Cr, Mo e N.<sup>(2)</sup> No entanto, em faixas de temperaturas típicas de alguns processos de fabricação mecânica, tais como conformação e soldagem, pode ocorrer a precipitação de fases deletérias. Assim sendo, foram realizados tratamentos isotérmicos de modo a introduzir na microestrutura diversas quantidades de fases deletérias, das quais se destacam chi ( $\chi$ ), sigma ( $\sigma$ ) e nitretos de cromo ( $\text{Cr}_2\text{N}$ ). Estes compostos precipitados, tal como a fase  $\sigma$ , interagem em detrimento da resistência mecânica<sup>(3)</sup> e resistência à corrosão.<sup>(4)</sup> Entretanto, ocorre também a precipitação de austenita secundária ( $\gamma_2$ ) de baixa resistência à corrosão como consequência da decomposição eutetóide da ferrita, além da precipitação de diversos tipos de  $\gamma_2$  nas temperaturas estudadas.<sup>(5)</sup> O intervalo de temperaturas e cinética na precipitação de compostos deletérios é função da composição química do material<sup>(6)</sup> e do tamanho de grão da microestrutura.<sup>(7)</sup>

Lopez et al.<sup>(4)</sup> analisaram pela técnica de PERC a influência da fase sigma ( $\sigma$ ) na resistência à corrosão em um AID UNS S31803 envelhecido a 675°C e 900°C em diversos tempos de tratamento empregando uma solução de 2M  $\text{H}_2\text{SO}_4$ +0,01M  $\text{KSCN}$ +0,5M  $\text{NaCl}$  a 30°C, considerando-se o material susceptível à corrosão intergranular quando ( $I_r/I_a$ ) for maior que 0,05.<sup>(4)</sup> O presente trabalho visa avaliar a influência da precipitação de fases deletérias nos valores de ( $I_r/I_a$ ) para ensaios de PERC em AISD tratados termicamente com composições químicas similares, mas com diferente tamanho de grão. Este ensaio pode-se tornar uma ferramenta viável de análise nesta família de aços inoxidáveis, para a detecção de fases deletérias após a realização de típicos processos de fabricação mecânica.

## 2 MATERIAIS E MÉTODOS

Neste trabalho, foram estudados dois tipos de AISD atendendo à designação UNS S32750, sendo os mesmos identificados como “SD-A” e “SD-B”. A Tabela 1 apresenta a composição química dos materiais de estudo, observando-se composições similares em ambos os casos.

**Tabela 1.** Composição química dos AISD analisados

Material	Composição química (% em peso). Fe balanço.										
	Cr	Ni	Mo	Mn	Si	N	Cu	W	C	P	S
SD-A	24,57	6,68	3,75	0,83	0,34	0,28	0,25	---	0,02	0,03	0,000
SD-B	24,80	6,75	3,79	0,78	0,54	0,27	0,10	0,04	0,02	0,03	0,001

Amostras de aproximadamente 15x10x4,5mm foram retiradas dos materiais na condição como-recebidos para estudo. Posteriormente, as amostras foram tratadas isotermicamente a 800°C, 850°C, 900°C e 950°C em tempos de 5 minutos, 15 minutos, 30 minutos, 45 minutos, e 60 minutos, utilizando água como meio de resfriamento.

O estudo metalográfico foi realizado em um microscópio ótico modelo NEOPHOT 32, avaliando a superfície das amostras tratadas termicamente após a realização do ensaio de polarização eletroquímica de reativação cíclica (PERC). Em cada amostra,

antes da avaliação da superfície ensaiada, foi efetuado um leve polimento final com alumina de 0,1 $\mu$ m.

As quantificações das fases  $\delta$  e  $\gamma$ , no estado solubilizado, pela utilização do reagente Beraha, assim como das fases deletérias, através da aplicação do ataque eletrolítico KOH, foram realizadas através do programa *Image Tools* v.3.0,<sup>(8)</sup> com média de 20 imagens por condição de tratamento e com diferentes aumentos metalográficos.

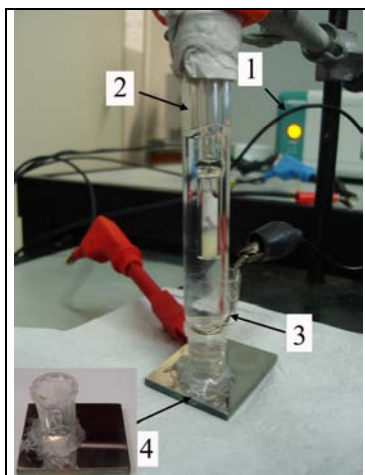
Para a realização de estudos específicos na determinação do TG das fases  $\delta$  e  $\gamma$ , por EBDS, foi usado um MEV da marca PHILIPS®, modelo XL30. A Tabela 2 sumaria as proporções de fases, assim como tamanhos de grão correspondentes à ferrita ( $\delta$ ) e austenita ( $\gamma$ ) presentes na condição solubilizada para cada material, conforme obtido recentemente por nosso grupo em trabalho.<sup>(7)</sup> Embora a composição química de ambos os materiais sejam similares, as diferenças das fases e tamanhos de grãos precipitados entre o “SD-A” e “SD-B” são atribuídos às distintas formas de processamento destes materiais segundo as normas atendidas em cada caso.

**Tabela 2.** Proporções de fases e tamanhos de grão (TG) dos AISD estudados

Material	Ferrita ( $\delta$ )			Austenita ( $\gamma$ )		
	Fração vol.	Tamanho de Grão		Fração vol.	Tamanho de Grão	
	(%)	( $\mu$ m)	ASTM n°	(%)	( $\mu$ m)	ASTM n°
SD-A	55,05	29,42	12,1	44,95	24,75	12,3
SD-B	49,95	132,36	9,9	50,05	138,32	9,9

Os ensaios de PERC foram efetuados em um potenciostato galvanostato  $\mu$  Autolab® Type III. Os eletrodos de trabalho foram fabricados através da fixação da amostra a um fio rígido de Cu. Em seguida, estes eletrodos foram embutidos em resina de cura a frio. A superfície da cada amostra em contato com o eletrólito foi preparada até a lixa de granulometria 400. De modo a evitar corrosão por frestas, as laterais e vértices do eletrodo em contato com a resina foram recobertas com esmalte incolor. Os ensaios pela técnica de PERC foram realizados em uma solução aquosa contendo 2M H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub>+0,01M KSCN+0,5M NaCl.<sup>(4)</sup> Neste caso, a varredura foi iniciada em alguns minutos após a estabilização do potencial com o circuito aberto (-0,4VSCE). Em seguida, o potencial medido em relação ao eletrodo de referência foi aumentado no sentido anódico com uma taxa de 1m VSCE/s até 0,3 VSCE. Finalmente, atingido este valor, a varredura foi invertida no sentido catódico até o valor original do potencial de circuito aberto. A perda de resistência à corrosão, devido às regiões pobres em cromo, foi avaliada a partir da relação entre o pico da corrente de reativação ( $I_r$ ) e da corrente de ativação ( $I_a$ ) na varredura anódica.

Esta técnica também foi testada em forma portátil em uma condição, para avaliar a potencialidade da sua utilização em campo. Para tal, uma pequena célula foi fixada em um corpo de prova (cp), utilizando inicialmente um adesivo com base cianoacrilato. Em seguida, foi aplicado um cordão adesivo mediante aplicação por pistola a quente, de modo a proporcionar um reforço na junção. Finalmente, depois de colocada a solução na célula, o contra-eletrodo de platina foi enrolado cuidadosamente em torno do eletrodo de calomelano saturado, submergindo ambos os eletrodos na célula eletrolítica. Cabe esclarecer, que o eletrodo de trabalho foi fixado no cp em um local próximo à célula. A Figura 1 sintetiza a realização do ensaio.

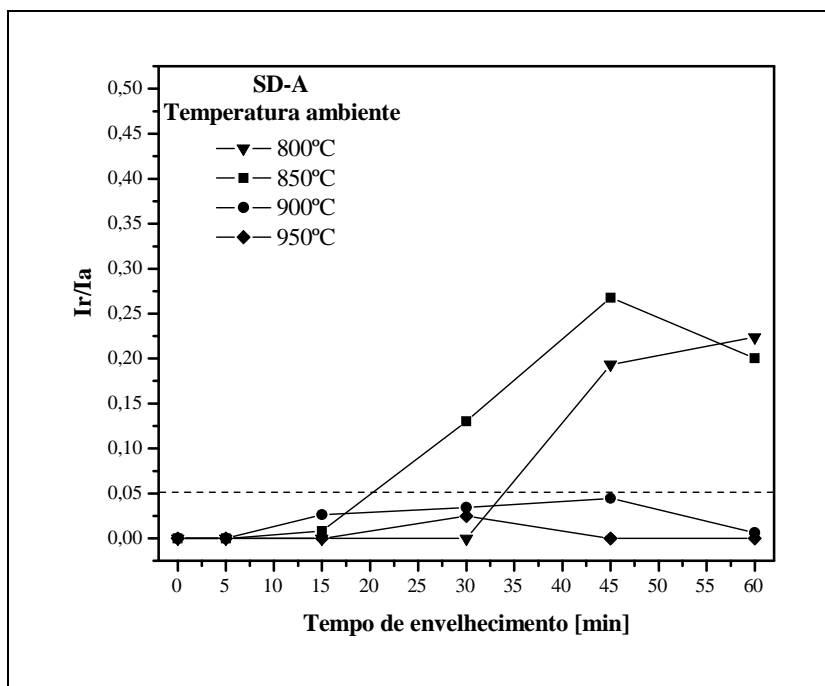


**Figura 1.** Ensaio de PERC em forma portátil. 1- Potenciostato, 2- Eletrodo de referência (calomelano saturado), 3- Contra-eletrodo de platina, 4- microcélula fixada ao cp a ser ensaiado.

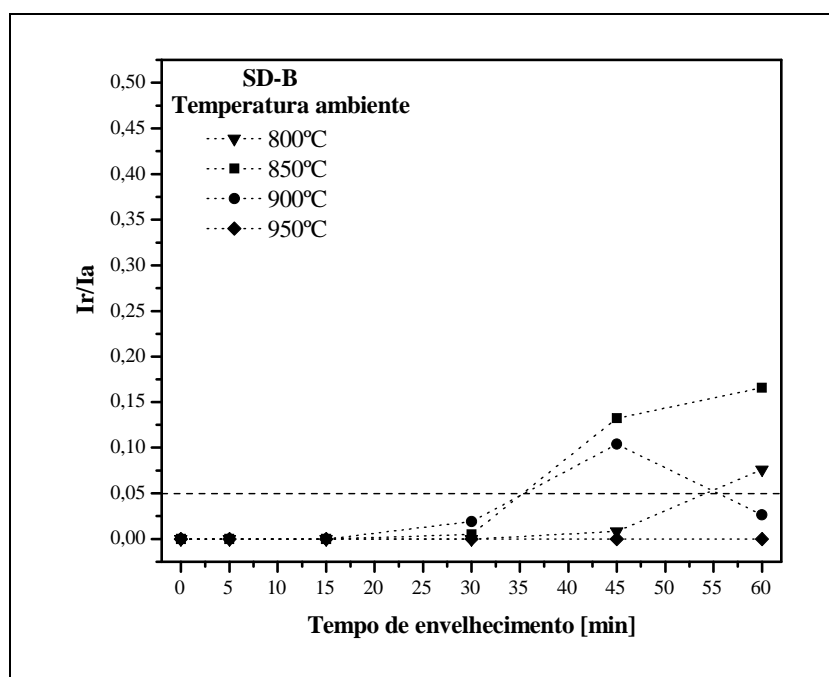
### 3 RESULTADOS E DISCUSSÃO

Empregando a metodologia descrita, ensaios de PERC foram realizados nos materiais como recebidos, não apresentando picos de reativação durante os ensaios na temperatura ambiente (25°C). A seguir foram levantadas as relações  $I_r/I_a$  para as diversas condições de tratamento isotérmico, como mostram as Figuras 2 e 3 nos AISD SD-A e SD-B, respectivamente. Nestas figuras, a linha tracejada indica o valor limite de  $I_r/I_a$  de 0,05, tal como proposto por Lopez et al.<sup>(4)</sup> para AID ensaiados a 30°C. No caso do SD-A, foram observados picos de reativação com valores elevados a 800 e 850°C, ao passo que no SD-B estes ocorrem a 800°C, 850°C e 900°C, mas com intensidades menores em relação ao SD-A. Entretanto, o mais interessante destas figuras são os intervalos de tempo pelos quais os valores de  $I_r/I_a$  atravessam o valor crítico de 0,05. No SD-A este valor é atingido aos 20 minutos de tratamento a 850°C, ao passo que no SD-B este valor é alcançado com um valor de 36 minutos para 850°C, e 900°C. Estes fatos estão em concordância com o trabalho publicado recentemente pela nossa equipe,<sup>(7)</sup> onde um menor tamanho de grão acelera a cinética de precipitação de fases deletérias diminuindo, deste modo, a resistência à corrosão intergranular da liga.

O ensaio de PERC foi inicialmente desenvolvido para avaliar a resistência à corrosão intergranular de aços inoxidáveis austeníticos (AIA) do tipo AISI 304, utilizando uma solução de 0,5M  $H_2SO_4$  + 0,01M KSCN à temperatura ambiente.<sup>(9)</sup> Quando são avaliados aços inoxidáveis mais resistentes à corrosão, soluções mais agressivas e/ou temperaturas mais altas devem ser empregadas. Conforme apresentado, os AISD estudados foram ensaiados com uma solução 2M  $H_2SO_4$  + 0,01M KSCN + 0,5MNaCl, mostrando-se ainda pouco susceptíveis à precipitação de fases deletérias nestas condições de ensaio à temperatura ambiente. Contudo, o aço SD-A tratado a 900°C por 45 minutos, contendo 31,97% de fases deletérias, apresentou uma curva de PERC com  $I_r/I_a$  próximo de 0,05.



**Figura 2.** Curvas de  $I_r/I_a$  obtidas à temperatura ambiente. AISD SD-A tratado isotermicamente a 800°C, 850°C, 900°C e 950°C em intervalos de 5 minutos, 15 minutos, 30 minutos, 45 minutos e 60 minutos.



**Figura 3.** Curvas de  $I_r/I_a$  obtidas à temperatura ambiente. AISD SD-B tratado isotermicamente a 800°C, 850°C, 900°C e 950°C em intervalos de 5 minutos, 15 minutos, 30 minutos, 45 minutos e 60 minutos.

No entanto, em ensaios realizados a 60°C empregando a mesma solução foram detectados picos de reativação em ambos os materiais como recebidos, conforme apresentado na Figura 4. Após várias experiências chegou-se à conclusão de que a temperatura de 40°C é a mais apropriada para o ensaio do material sob estas condições, pois as curvas de PERC não apresentaram picos de reativação na condição como recebida em ambos os materiais. Além disso, os ensaios realizados em diversas condições de tratamento térmico apresentaram bastante sensibilidade à





precipitação de fases deletérias se comparados aos ensaios realizados à temperatura ambiente, tal como mostrado nas Figuras 5-8. Entretanto, no SD-B a intensidade com a qual este fenômeno se manifestou é menor, principalmente em consequência da menor fração volumétrica de fases deletérias precipitadas nos contornos de grãos.

Nos ensaios a 40°C, o intervalo de tempo pela qual a relação de  $I_r/I_a$  permanece abaixo do valor crítico são 8 minutos e 17 minutos a 900°C para o SD-A e SD-B, respectivamente.

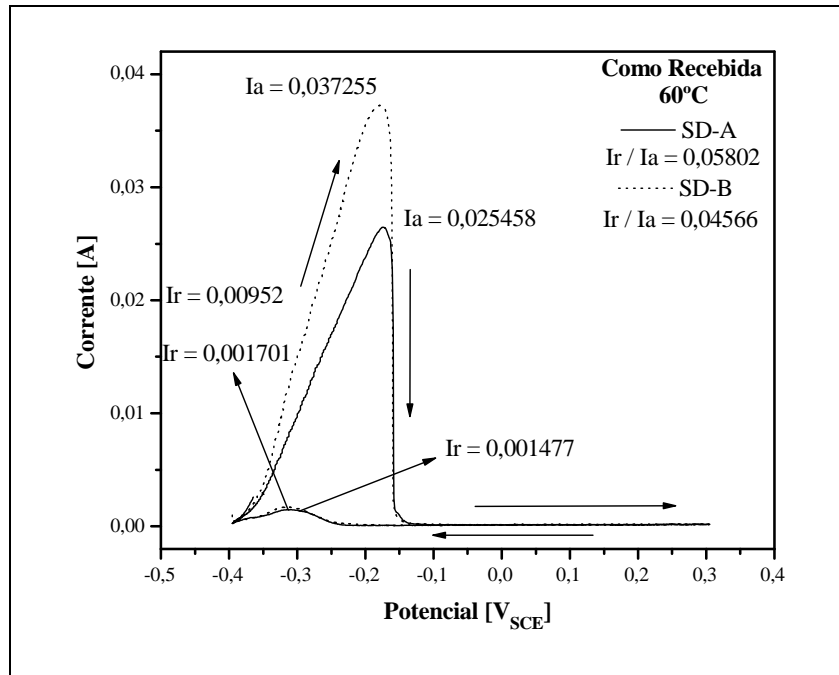


Figura 4. Ciclos de PERC levantados a 60°C nos AISD SD-A e SD-B como recebidos.

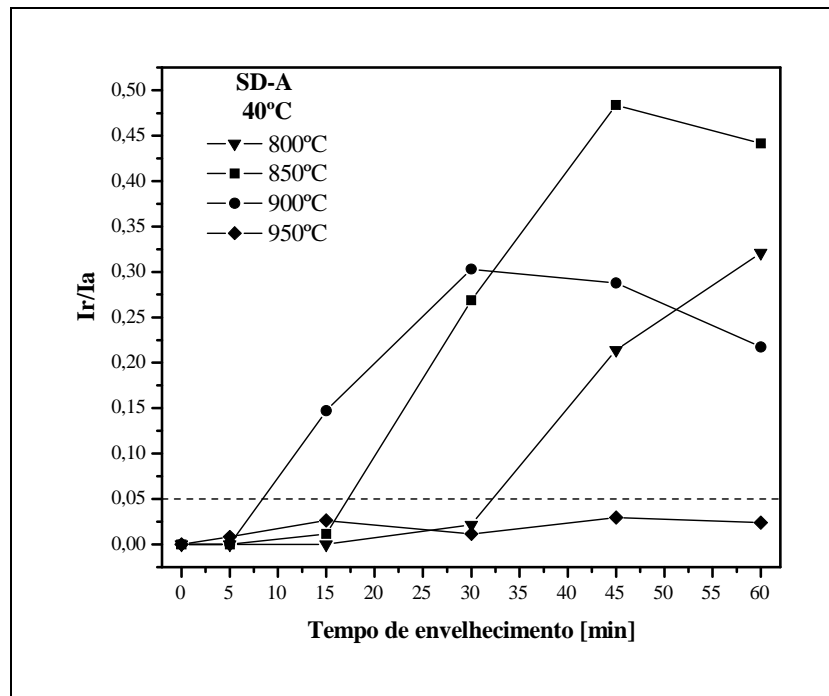
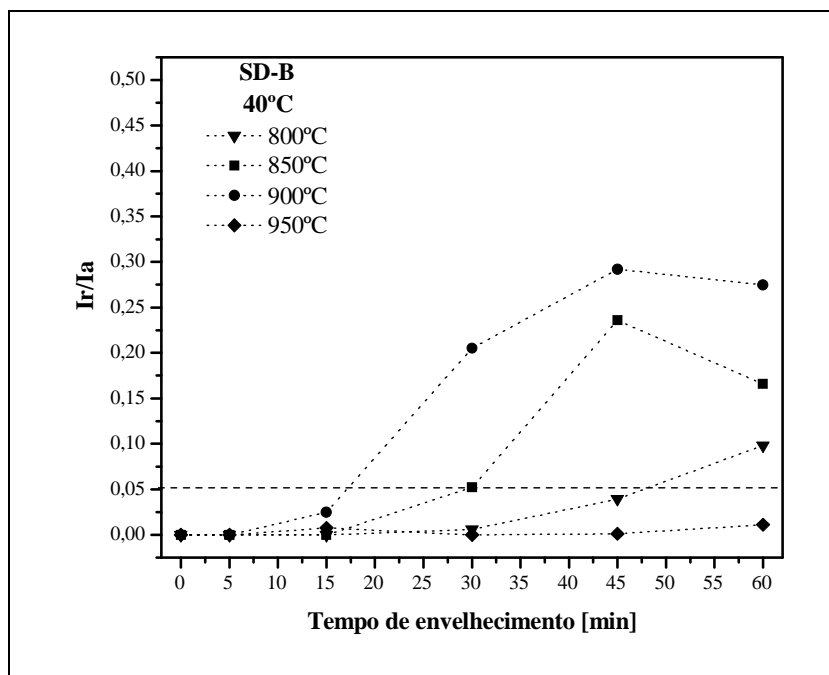
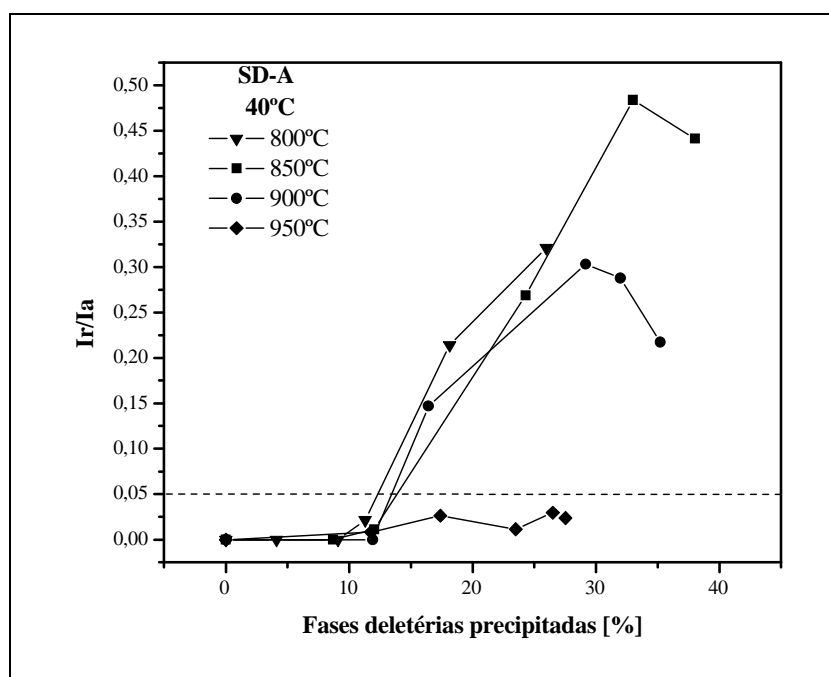


Figura 5. Curvas de  $I_r/I_a$  obtidas a 40°C. AISD SD-A tratado isotermicamente a 800°C, 850°C, 900°C e 950°C em intervalos de 5 minutos, 15 minutos, 30 minutos, 45 minutos e 60 minutos.

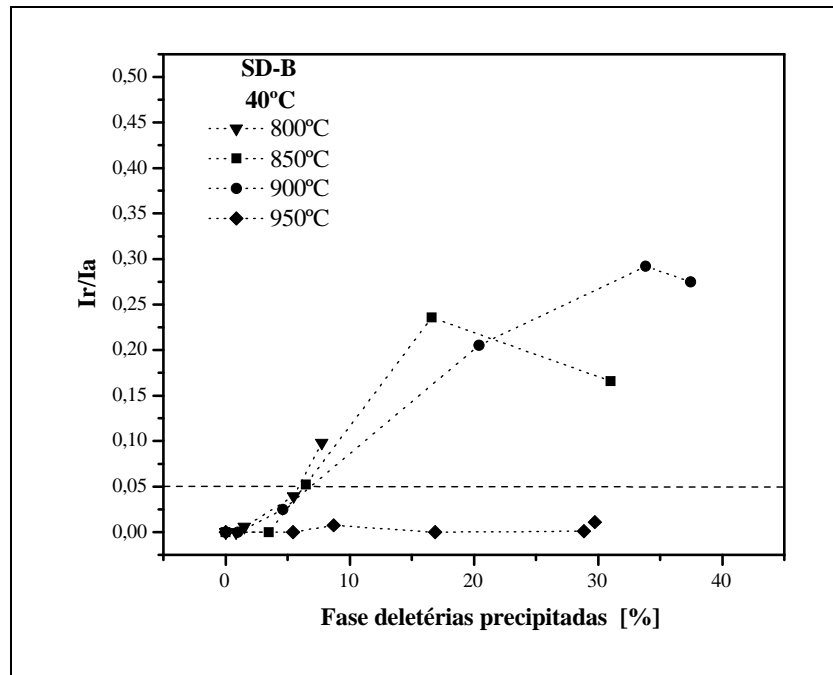


**Figura 6.** Curvas de  $I_r/I_a$  obtidas a 40°C. AISD SD-B tratado isotermicamente a 800°C, 850°C, 900°C e 950°C em intervalos de 5 minutos, 15 minutos, 30 minutos, 45 minutos e 60 minutos.

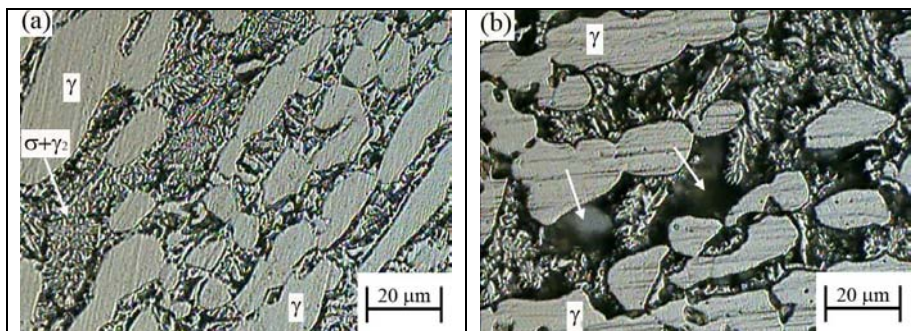


**Figura 7.** Relação  $I_r/I_a$  versus fases deletérias precipitadas. AISD SD-A tratado isotermicamente a 800°C, 850°C, 900°C e 950°C em intervalos de 5 minutos, 15 minutos, 30 minutos, 45 minutos e 60 minutos.

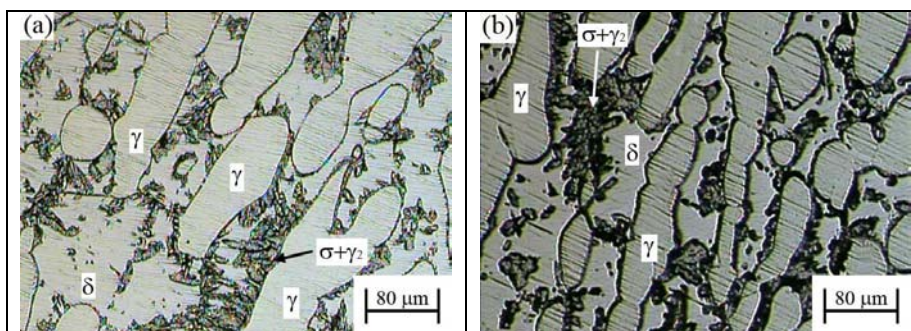
As Figuras 9 e 10 mostram as microestruturas resultantes após os ensaios realizados à temperatura ambiente e a 40°C, para os AISD SD-A e SD-B a 850°C por 60 minutos e 45 minutos, respectivamente. As setas brancas indicam a formação de fases deletérias sigma ( $\sigma$ ) e austenita secundária ( $\gamma_2$ ) pela decomposição lamelar eutetóide da ferrita ( $\delta$ ), sendo que nas condições mais severas de ensaio são observadas cavidades resultantes da baixa resistência à corrosão destas fases nesses locais.



**Figura 8.** Relação Ir/Ia versus fases deletérias precipitadas. AISD SD-B tratado isotermicamente a 800°C, 850°C, 900°C e 950°C em intervalos de 5 minutos, 15 minutos, 30 minutos, 45 minutos e 60 minutos.



**Figura 9.** Microestruturas obtidas após ensaios de PERC no SD-A tratado a 850°C por 60 minutos: (a) Temperatura ambiente. (b) 40°C.

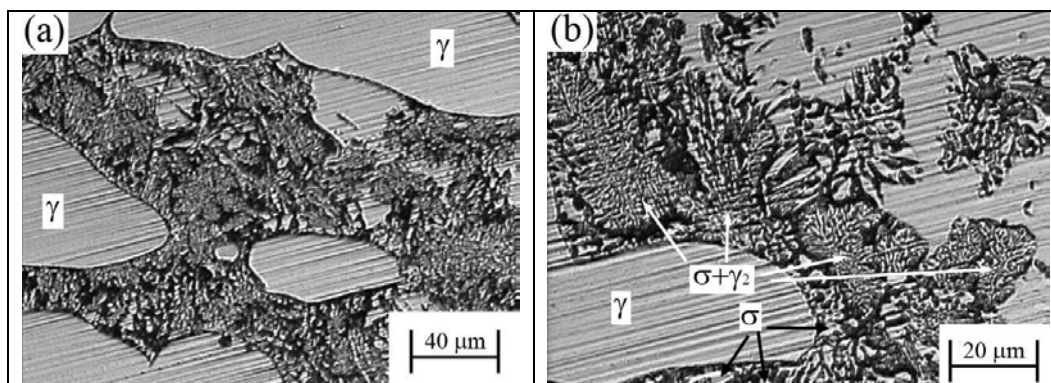


**Figura 10.** Microestruturas obtidas após ensaios de PERC no SD-B tratado a 850°C por 45 minutos: (a) Temperatura ambiente. (b) 40°C.

Como apresentado por um trabalho recente de nosso grupo,<sup>(5)</sup> dependendo das condições de tratamento isotérmico, pode existir a formação de fase  $\sigma$  a partir da  $\delta$  como resultado da decomposição lamelar eutetóide ou na forma de grandes placas. A Figura 11 mostra as microestruturas obtidas com diversos aumentos após ensaio de PERC na temperatura ambiente para o SD-B tratado a 900°C por 45 minutos. Nesta figura se observa preponderantemente a formação da fase  $\sigma$  pela



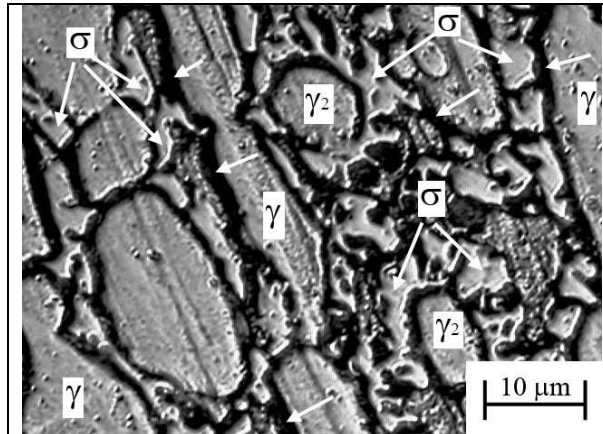
decomposição lamelar eutetóide da ferrita, dando lugar a inúmeros contornos de baixa resistência à corrosão. Entretanto, também são sinalizados, com setas pretas, locais de precipitação de placas de fase  $\sigma$  na Figura 11(b).



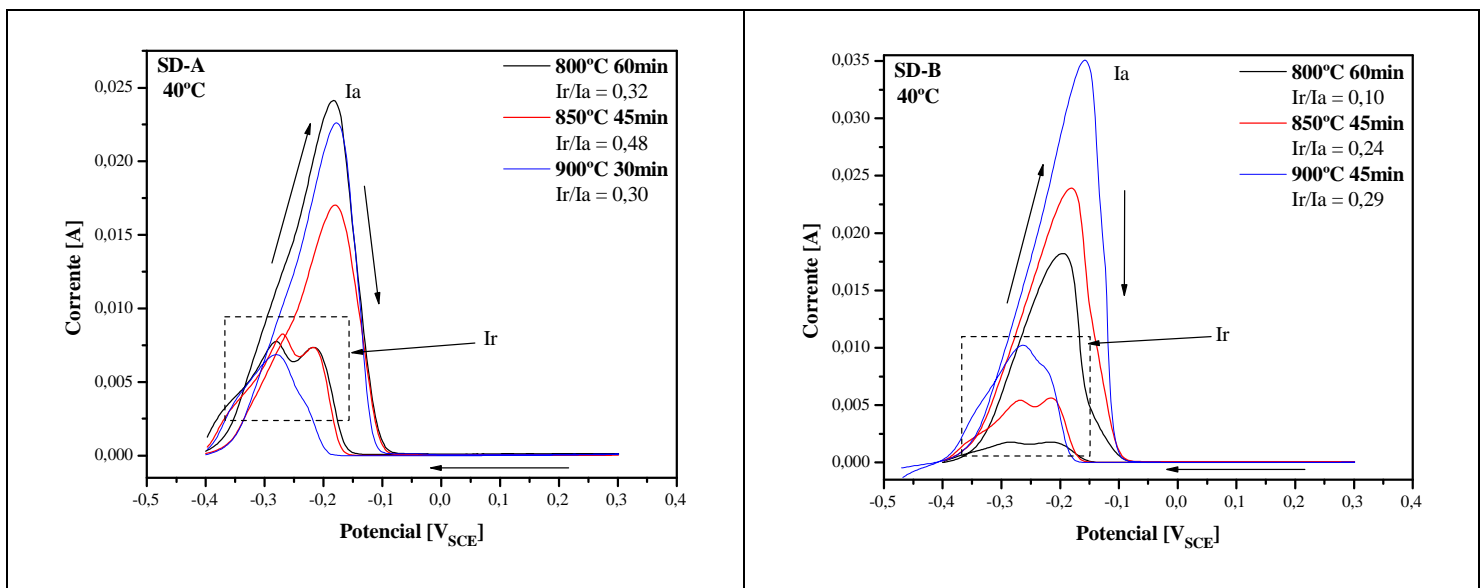
**Figura 11.** Microestruturas obtidas após ensaios de PERC no SD-B tratado a 900°C por 45 minutos à temperatura ambiente.

Um comportamento mais que interessante se observa nas condições tratadas a 850°C e 900°C, onde uma diminuição nos valores de  $I_r/I_a$  são detectados tanto no SD-A como no SD-B em intervalos de tratamento prolongados. Como mencionado no parágrafo anterior, este fenômeno pode estar associado à formação de lamelas mais espessas de  $\sigma$ , assim como à formação de placas mais grosseiras desta fase nestas condições de tratamento isotérmico, onde as taxas de difusão são mais elevadas em relação às temperaturas menores. Conseqüentemente, haverá uma menor quantidade de contornos empobrecidos em Cr e Mo tendo como resultado um valor menor da relação  $I_r/I_a$ . Este fato pode ser verificado mais claramente à temperatura de 950°C nas Figuras 7 e 8, onde apesar de haver uma precipitação intensa de fases deletérias em estágios iniciais de tratamento isotérmico, os valores de  $I_r/I_a$  se mantiveram abaixo do valor crítico. Este fato pode ser consequência da  $\gamma_2$  formada de maneira independente, assim como da formação de placas grosseiras de fase  $\sigma$  para estas condições, dando lugar a poucos contornos com baixa resistência à corrosão se comparados com temperaturas menores de tratamento térmico. A Figura 12 mostra a microestrutura resultante do SD-A tratado a 950°C por 45 minutos à temperatura ambiente, onde se observam a provável  $\gamma_2$  precipitada independentemente, assim como grandes placas de  $\sigma$ , indicando com setas brancas os contornos com baixa resistência à corrosão. Por outro lado, pode também se manifestar simultaneamente um processo aparente de *healing* ou cura da liga através da difusão de certos elementos tais como Cr e Mo, resultando em uma redistribuição destes em áreas empobrecidas susceptíveis à corrosão, tal como reportado por Angelini et al.<sup>(10)</sup>

Nos ensaios a 800°C e 850°C que apresentaram uma corrente de reativação ( $I_r$ ), foram claramente observados dois picos de reativação para ambas as designações avaliadas, mas este fenômeno tende a desaparecer nas condições de tratamento a 900°C. Entretanto, nos ensaios efetuados a 950°C este fenômeno não foi evidenciado. Estas características nos picos de reativação podem ser atribuídas às fases deletérias precipitadas e/ou às mudanças na sua morfologia para o intervalo de temperatura analisado. Neste contexto, a Figura 13 mostra aqueles ciclos em que foram obtidas as maiores relações  $I_r/I_a$  para cada condição, denotando claramente a presença dos dois picos de reativação a 800°C e 850°C no SD-A e SD-B, respectivamente.



**Figura 12.** Microestrutura obtida após ensaio de PERC no SD-A tratado a 950°C por 45 minutos à temperatura ambiente.



**Figura 13.** (a) Ciclos de PERC a 40°C no AISD SD-A tratado isotermicamente a 800°C por 60 minutos, 850°C por 45 minutos e 900°C por 30 minutos. (b) Ciclos de PERC a 40°C no AISD SD-B tratado isotermicamente a 800°C por 60 minutos, 850°C e 900°C por 45 minutos.

Os ensaios por PERC também foram testados na forma portátil, como mostrado na Figura 1, para sua possível realização em campo. Recentemente, a mesma metodologia foi também empregada satisfatoriamente para avaliar o fenômeno de corrosão intergranular de juntas soldadas de AIA.<sup>(11)</sup> Duas condições de teste foram efetuadas, uma a 800°C e outra a 850°C por 60 minutos no SD-B, onde as curvas foram normalizadas em relação à área efetiva de trabalho da amostra ensaiada. Os resultados se mostraram muito próximos daqueles obtidos na forma convencional como exibe a Figura 14. É importante destacar que o contato com a amostra (eletrodo de trabalho) deve ser fixado o mais próximo possível da célula para minimizar prováveis erros na leitura do potencial e corrente, em relação ao eletrodo de referência e contra-eletrodo, respectivamente.

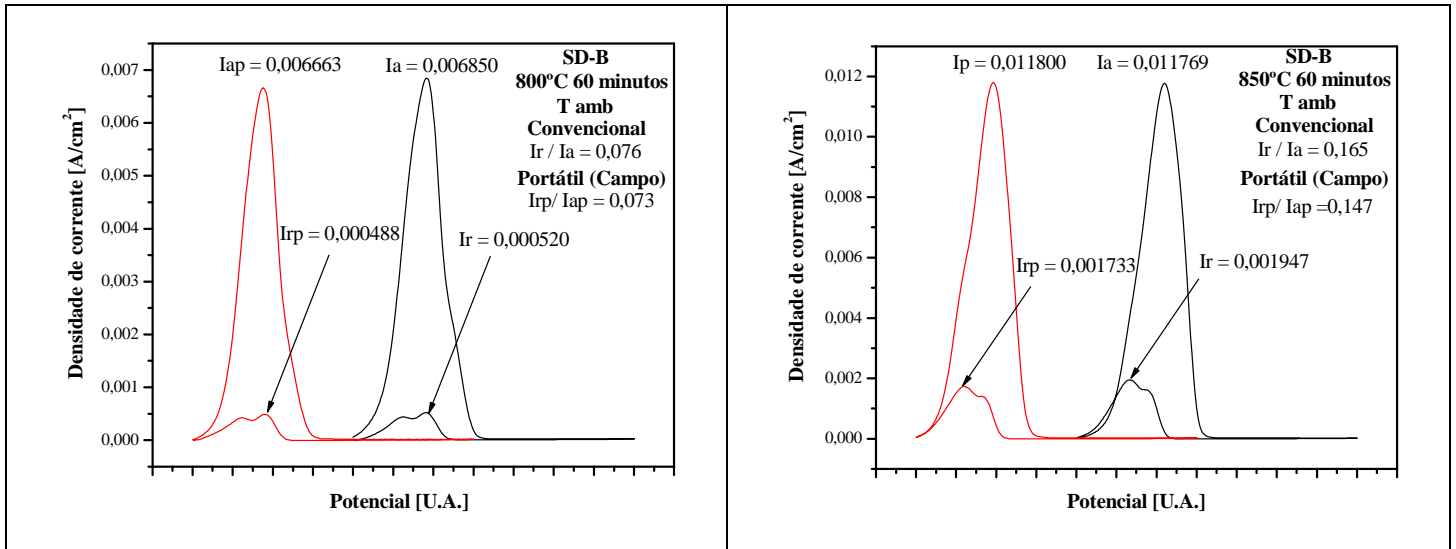


Figura 14. Ciclos de PERC levantados na forma convencional e portátil no SD-B envelhecido por 60 minutos a 800°C e 850°C, respectivamente.

#### 4 CONCLUSÕES

O presente estudo permite concluir que:

O ensaio de PERC à temperatura de 40°C mostrou-se mais apropriada para ensaiar o material em uma solução contendo 2M H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub> + 0,01M KSCN + 0,5M NaCl, pois a condição como recebida, não apresentou picos de reativação em ambos os materiais. Além disso, os ensaios realizados em diversas condições de tratamento térmico apresentaram bastante sensibilidade à precipitação de fases deletérias.

Nos ensaios de PERC, os picos de reativação se manifestaram mais rapidamente no SD-A em virtude da maior cinética de precipitação de fases deletérias.

As condições tratadas a 850 e 900°C evidenciaram uma diminuição nos valores de  $I_r/I_a$ , tanto no SD-A como no SD-B em intervalos de tratamento prolongados. Este fenômeno pode estar associado à formação de lamelas de  $\sigma$  mais espessas.

Apesar de haver uma precipitação intensa de fases deletérias, os valores de  $I_r/I_a$  se mantiveram abaixo do valor crítico em tratamentos isotérmicos a 950°C em ambos os materiais analisados. Este fato pode ser consequência da  $\gamma_2$  formada de maneira independente, assim como da formação de placas grosseiras de fase  $\sigma$  para estas condições. No entanto, pode também se manifestar simultaneamente um processo aparente de *healing* ou cura da liga.

Nos ensaios a 800°C e 850°C foram observados claramente dois picos de reativação em ambas as designações avaliadas. Estas características nos picos de reativação podem ser atribuídas às fases deletérias precipitadas e/ou às mudanças na sua morfologia para o intervalo de temperatura analisado.

Ensaio de PERC foram testados com êxito em forma portátil à temperatura ambiente para sua possível realização no campo. Tendo em vista a dificuldade de realização em campo à temperatura de 40°C, aconselha-se a utilização de soluções um pouco mais agressivas do que a empregada, para obtenção de resultados com maior sensibilidade na detecção de fases deletérias.

## Agradecimentos

Os autores agradecem à CAPES, à FAPERJ e ao CNPq pelo suporte financeiro na realização deste trabalho.

## REFERÊNCIAS

- 1 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. Vol 48, Nº409.
- 2 MUTHUPANDI, V.; SRINIVASAN, P. B.; SESHADRI, S. K.; SUNDARESAN, S. Effect of weld metal chemistry and heat input on the structure and properties of duplex stainless steels welds. *Mat. Sci. and Eng. A.*, A358: 9-16, 2003.
- 3 TAVARES, S.S.M.; DA SILVA, M.R.; NETO, J.M. Magnetic property changes during embrittlement of a duplex stainless steel. *J. Alloys and Comp.* 2000; 313: 168-173.
- 4 LOPEZ, N.; CID, M.; PUIGGALI, M. Influence of  $\sigma$ -phase on mechanical properties and corrosion resistance of duplex stainless steel. *Corrosion Sci.* 1999; 41: 1615-1631.
- 5 PARDAL, J.M.; TAVARES, S.S.M.; CINDRA FONSECA, M.; SOUZA, J.A.; VIEIRA, L.M.; ABREU, H.G.F. Caracterização microscópica de fases deletérias precipitadas durante tratamentos isotérmicos em aço inoxidável superduplex. In: 18º Congresso Brasileiro de Engenharia e Ciências dos Materiais. Porto de Galinhas, PE, Brasil. CBECIMat., 2008.
- 6 RAMIREZ LONDOÑO, A.J. **Estudo da Precipitação de Nitreto de Cromo e Fase Sigma por Simulação Térmica da Zona Afetada pelo Calor na Soldagem Multipasse de Aços Inoxidáveis Duplex.** 1997. Dissertação de Mestrado, USP.
- 7 PARDAL, J.M.; TAVARES, S.S.M.; CINDRA FONSECA, M.P.; SOUZA, J.A.; CORTE, R.R.A.; ABREU, H.G.F. *Mat. Charact.* 2009; 60: 165-172.
- 8 IMAGE TOOL Version 3.0. Department of Dental Diagnostic Science at The University of Texas Health Science Center (UTHSCSA), San Antonio, Texas. Disponível em: < <http://ddsdx.uthscsa.edu/dig/itdesc.html> >. Acesso em: 18 Jan. 2009.
- 9 LOPEZ, N.; CID, M.; PUIGGALI, M.; AZKARATE, I.; PELAYO, A. Application of Double Loop Electrochemical Potentiodynamic Reactivation Test to Austenitic and Duplex Stainless Steels. *Mat. Sci. and Eng. A.* A229: 123-128, 1997.
- 10 ANGELINI, E.; DE BENEDETTI, B.; ROSALBINO, F. Microstructural Evolution and Localized Corrosion Resistance of an Aged Superduplex Stainless Steel. *Corrosion Sci.* 46: 1351-1367, 2004.
- 11 HERCULANO, L.F.G. **Desenvolvimento de uma Metodologia de Ensaio Eletroquímico Não Destrutivo para Avaliação da Sensitização nos Aços Inoxidáveis Austeníticos.** Dissertação de Mestrado, Universidade Federal do Ceará, 2004.