

ESTUDO DO GRAU DE SENSITIZAÇÃO DO AÇO INOXIDÁVEL UNS S31803 POR ENSAIOS DE REATIVAÇÃO POTENCIODINÂMICA DE DUPLO LOOP¹

Luara da Costa Moraes²
 Daniella Caluscio dos Santos³
 Rodrigo Magnabosco⁴

Resumo

O objetivo deste trabalho compreende o estudo do grau de sensitização (GS) do aço UNS S31803 envelhecido a 800°C por ensaios de reativação potenciodinâmica de duplo loop (DL-EPR). Para isto, corpos de prova do aço em estudo foram solubilizados a 1175°C e envelhecidos a 800°C entre 10 min e 72 horas visando a formação de diferentes teores de sigma. Corpos-de-prova metalográficos foram utilizados para a caracterização microestrutural, que foi realizada por meio de técnicas de estereologia quantitativa, análise com ferritoscópio e microscopia eletrônica de varredura (MEV). Os ensaios de DL-EPR foram conduzidos em solução 2M H₂SO₄ + 0,5M NaCl + 0,01M KSCN à 30°C, em amostras com acabamento polido. A partir dos ensaios realizados observou-se que o GS das amostras envelhecidas mostra forte dependência da microestrutura. Foi registrada presença de 2 máximos de densidade de corrente na ativação e 2 na reativação, que sugerem a dissolução preferencial de ferrita e austenita. Observa-se ainda aumento do GS até 12 horas de envelhecimento, seguido de queda, indicando a provável redistribuição de Cr para regiões empobrecidas, decorrentes da formação de sigma.

Palavras-chave: Aço inoxidável dúplex; Fase sigma; Grau de sensitização; DL-EPR.

STUDY OF THE DEGREE SENSITIZATION IN UNS S31803 STEEL BY DOUBLE LOOP POTENTIODYNAMIC REACTIVATION TESTS

Abstract

The main purpose of this work is the study of the degree sensitization (DOS) of UNS S31803 aged at 800°C by DL-EPR tests. For this, solution heat treatment was conducted at 1175°C for 30 minutes in original samples followed by aging treatment at 800°C between 10 minutes and 72 hours, enabling the formation of different sigma phase contents. The samples aged were mounted in metallography specimens for microstructural characterization that was carried out by quantitative metallography, magnetic measurements and scanning electron microscopy (SEM). The DL-EPR tests were conducted in polished samples at 30°C in a 2M H₂SO₄ + 0,5M NaCl + 0,01M KSCN solution. A strong relation between the DOS and the microstructure of the samples was observed. It was registered a double maximum current density in activation and in the reactivation suggesting the dissolution of ferrite and austenite phases. It was also registered the DOS increase until 12 hours of aging followed by slight decrease, probably related the Cr redistribution for depleted zones related to sigma formation.

Key words: Duplex stainless steel; Sigma phase; Degree sensitization; DL - EPR.

¹ Contribuição técnica ao 68^o Congresso Anual da ABM - Internacional, 30 de julho a 2 de agosto de 2013, Belo Horizonte, MG, Brasil.

² Graduanda. Engenharia de Materiais. Centro Universitário da FEI, luaracmoraes@yahoo.com.br

³ Engenheira Mecânica. Prof^a. MSc., Departamento de Engenharia de Materiais do Centro Universitário da FEI, dcaluscio@fei.edu.br

⁴ Engenheiro Metalúrgico. Prof. Dr., Departamento de Engenharia de Materiais do Centro Universitário da FEI, rodrmagm@fei.edu.br.

1 INTRODUÇÃO

Os aços inoxidáveis dúplex são aços que contêm em sua microestrutura duas fases, ferrita e austenita, em frações aproximadamente iguais.⁽¹⁾ Uma das principais vantagens da utilização da estrutura dúplex é que esta oferece o benefício de alta resistência à corrosão intergranular, corrosão por pite e corrosão sob-tensão além de excelentes propriedades mecânicas como boa tenacidade e ductilidade.⁽²⁾ Estes aços são utilizados principalmente em indústrias químicas, óleo e gás, poços, sistemas de incêndios, equipamentos para controle de poluição, indústrias de papel e celulose, dentre outras aplicações.⁽³⁾

Contudo, os aços dúplex quando expostos a temperaturas entre 650°C e 950°C podem formar fases intermetálicas. As principais fases que podem se formar nestes materiais são sigma (σ) e chi (χ), além de nitretos.⁽⁴⁾ Segundo Nilsson,⁽⁵⁾ dentre estes precipitados a fase sigma é a mais importante, pois por ser rica em Cr e Mo causa o empobrecimento destes elementos de liga nas regiões adjacentes a sua formação exercendo grande influência no comportamento eletroquímico dos aços inoxidáveis dúplex.

Para o estudo do comportamento eletroquímico dos aços inoxidáveis utilizam-se largamente técnicas eletroquímicas como ensaios de polarização cíclica, potenciostática, potenciodinâmica, dentre outras. Da necessidade de técnicas não destrutivas foi desenvolvido o ensaio de reativação potenciodinâmica de duplo loop (DL-EPR), desenvolvido por Majidi e Streicher⁽⁶⁾ originalmente para aços inoxidáveis austeníticos. Esta técnica consiste na polarização do material a partir do potencial de circuito aberto até um potencial determinado no trecho passivo, e em seguida a direção de varredura é invertida, sendo a amostra polarizada com a mesma velocidade de varredura de volta ao potencial de circuito aberto. Dois máximos de densidade de corrente são gerados, um durante a ativação e outro na reativação. O grau de sensitização é obtido através da razão do máximo de densidade de corrente na reativação (i_r) e o máximo de densidade de corrente na ativação (i_a), sendo que quanto maior esta razão mais sensitizado encontra-se o material.⁽⁷⁾

Estudos têm sido realizados visando estudar o comportamento eletroquímico aços inoxidáveis dúplex por meio de técnicas de DL-EPR. Chaves e Wolyne⁽⁸⁾ investigaram a corrosão seletiva no aço UNS S31803 envelhecido a 650°C, 750°C e 850°C por tempos entre 0,5 horas e 10 horas testando três diferentes eletrólitos a diferentes temperaturas. Foi investigado o comportamento eletroquímicos das amostras em solução 2M H₂SO₄ + 0,5M NaCl + 0,01M KSCN, onde foi detectado a presença de um máximo de densidade de corrente na ativação e dois na reativação, que segundo os autores referem-se a duas regiões distintas susceptíveis à dissolução.

Comportamento similar de corrosão seletiva foi observado por Cristini et al.⁽⁹⁾ em ensaios de DL-EPR com o objetivo de detectar a presença de fase sigma no aço UNS S31803 em solução 2M H₂SO₄ + 0,5M NaCl, porém estes ressaltam a presença de dois máximos na ativação, sendo o primeiro, em potencial menos nobre, se refere a dissolução da fase ferrita e o segundo se refere a fase austenita.

Em publicações anteriores dos autores deste trabalho, foi verificado o comportamento do aço UNS S31803 em solução 0,5M H₂SO₄ + 0,5M NaCl + 0,01M KSCN por ensaios de DL-EPR. Neste estudo foi observada a forte relação entre a microestrutura e o GS de maneira que as curvas DL-EPR apresentaram a tendência de formação de dois máximos de densidade de corrente na ativação e dois na reativação, sugerindo a dissolução preferencial das fases austenita e ferrita, sendo

esta tendência menos evidente a partir de 6 horas de envelhecimento, onde foi observado apenas o máximo de densidade de corrente de potencial maior. O máximo de potencial inferior seria referente a dissolução da ferrita, pois a atenuação desse máximo de densidade de corrente ocorreu paralelamente a diminuição da fração volumétrica desta fase, decorrente da formação preferencial da fase sigma a partir da ferrita. Observou-se também aumento no GS da ferrita até quatro horas de envelhecimento seguido de queda, provavelmente relacionada à redistribuição de cromo neste fase possibilitada pelas altas temperaturas de tratamento. Para a austenita foi registrado aumento novamente até quatro horas e posteriormente a diminuição. Entretanto, para austenita notou-se que a recuperação é mais lenta, provavelmente devido a maior facilidade de difusão de Cr na ferrita.⁽¹⁰⁾ Segundo Morais, Santos e Magnabosco⁽¹⁰⁾ a difusão de Cr na ferrita a 800°C é cerca de 166 vezes superior à austenita.

O presente trabalho procura estudar o grau de sensitização do aço UNS S31803 envelhecido a 800°C na solução 2M H₂SO₄ + 0,5M NaCl + 0,01M KSCN por ensaios DL-EPR.

2 MATERIAL E MÉTODOS

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 é apresentada na Tabela 1.

Tabela 1. Composição química (% em massa) do aço UNS S31803 em estudo

| Cr | Ni | Mo | Mn | N | C | Si | Cu | Fe |
|-------|------|------|------|-------|-------|------|------|------|
| 22,48 | 5,74 | 3,20 | 1,42 | 0,162 | 0,018 | 0,35 | 0,15 | Bal. |

A partir do material como recebido, foi realizado tratamento térmico de solubilização a 1.175°C por 30 minutos, seguido de resfriamento em água buscando-se estrutura homogênea de ferrita e austenita. Em seguida foi conduzido o envelhecimento isotérmico das amostras por tempos entre 10 minutos e 72 horas a 800°C realizado em forno tubular sob atmosfera de N₂ para se evitar oxidação excessiva, seguido de resfriamento em água.

As amostras envelhecidas tiveram todas as suas faces lixadas até a obtenção de superfície com o acabamento conferido por lixa de granulometria 100 *mesh*, em seguida foram embutidas em resina fenólica de cura a quente (baquelite), gerando corpos-de-prova metalográficos que foram lixados até granulometria de 600 *mesh*, e em seguida foram polidos até 1 µm.

A superfície de observação dos corpos-de-prova corresponde à seção longitudinal da chapa, com relação à direção de laminação, com área exposta variando entre 0,4 cm² e 0,6 cm². Para a revelação da microestrutura foi utilizado o reativo Beraha modificado, cuja composição é de 20 ml de ácido clorídrico (HCl), 80 ml de água destilada e deionizada; a esta solução de estoque foram adicionados 1 g de metabissulfito de potássio e 2 g de bifluoreto de amônio, e o ataque foi conduzido durante aproximadamente dois minutos de imersão. O ataque foi interrompido com água, e a superfície de observação foi seca através da evaporação de álcool etílico, auxiliado por jato de ar quente. Para a identificação da fase sigma foi utilizado ataque eletrolítico seletivo com solução de 10% de hidróxido de potássio (KOH), a 2 Vcc de diferença de potencial durante 60 segundos. Foi realizada ainda a análise das amostras sem ataque por microscopia eletrônica de varredura.

Todas as amostras preparadas metalograficamente foram observadas no microscópio Leica DMLM do Centro de Desenvolvimento de Materiais Metálicos do Centro Universitário da FEI (CDMatM – FEI).

A fração volumétrica de ferrita foi obtida com o auxílio de um ferritoscópio Fischer modelo MP30 do CDMatM – FEI, calibrado com auxílio de padrões, tendo como limite de detecção 0,1% de ferrita. Vinte medições foram realizadas em cada uma das séries das amostras. Já a fração volumétrica de sigma foi determinada por estereologia quantitativa: as amostras após ataque eletrolítico de KOH já descrito, foram submetidas a análise de imagens através do *software* Olympus Analysis. Foram analisados 30 campos por amostras, colhidos aleatoriamente.

Com o auxílio do potenciostato Autolab 12 do CDMatM - FEI, os ensaios DL-EPR foram realizados utilizando a solução 2M H₂SO₄ + 0,5M NaCl + 0,01M KSCN. As soluções foram preparadas com reagente padrão analítico e água destilada e deionizada. O ensaio foi conduzido a 30°C, e foi utilizado o eletrodo de calomelano saturado (ECS) como eletrodo de referência; como contra eletrodo uma barra de platina com área exposta pelo menos 3 vezes maior que a do eletrodo de trabalho, constituído pelas amostras polidas, com acabamento final propiciado por diamante de granulometria de 1 µm. Após o polimento, as amostras foram lavadas com água e secas com álcool etílico e jato de ar quente.

A polarização foi iniciada no potencial de circuito aberto após 3 minutos de imersão, com uma velocidade de 1,67 mV/s. O sentido de varredura foi revertido em 300 mV (potencial onde o material ainda se encontrava passivo), sendo o ensaio encerrado quando o potencial atingiu o potencial de circuito aberto inicialmente medido. Ao final da polarização os corpos-de-prova foram lavados e secos com álcool etílico e jato de ar quente, e posteriormente foram observados por microscopia ótica e microscopia eletrônica de varredura. Os ensaios foram realizados em triplicata.

3 RESULTADOS

Na Figura 1 tem-se a micrografia da amostra solubilizada, a fase clara corresponde a austenita enquanto a fase escura corresponde a ferrita. Medidas realizadas por ferritoscópio mostram que a amostra solubilizada contém $55,55 \pm 2,52\%$ de ferrita e $45,45 \pm 2,52\%$ de austenita.

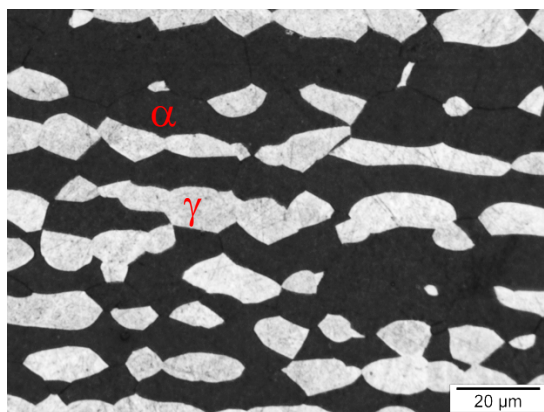


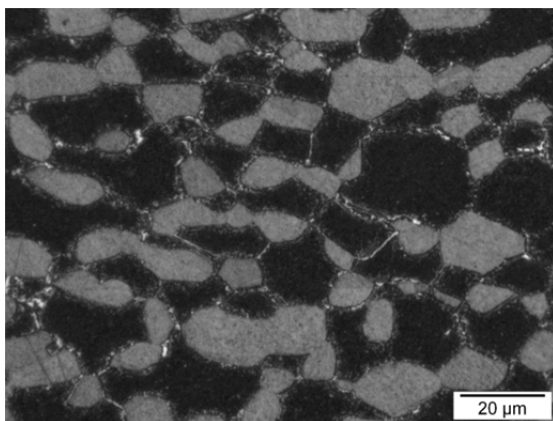
Figura 1. Micrografia da amostra solubilizada. Ataque Beraha modificado.

Na Figura 2 têm-se as micrografias das amostras envelhecidas obtidas por microscopia ótica atacadas com reagente de Beraha modificado (a, c, e) e KOH 10% (b,d,f), onde se nota a formação da fase sigma inicialmente nos contornos de

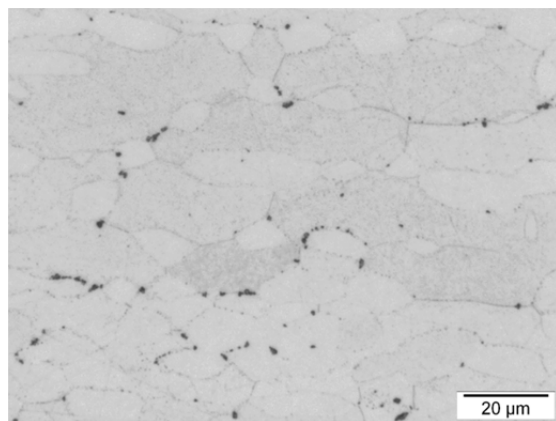
grão ferrita/ferrita e na interface ferrita/austenita com posterior crescimento da fase sigma em direção a ferrita. A Figura 3 apresenta as imagens de elétrons retrospalhados onde é observada presença de fases intermetálicas provavelmente relacionadas à fase chi e nitretos de cromo além da fase sigma.

A quantificação de fases intermetálicas por ataque Beraha e KOH é limitada devido a não diferenciação das fases intermetálicas. Estes ataques revelam as fases ricas em Cr, sendo impossível a distinção da formação de sigma e a possível formação de chi e nitretos de cromo. Estudos vêm sendo realizados visando os melhores métodos de quantificação de fases intermetálicas, onde, a quantificação por imagens de elétrons retrospalhados apresenta-se como uma boa alternativa, pois, conforme pode ser observado na Figura 3 as fases intermetálicas apresentam em diferentes tons, sendo a fase chi mais clara que a fase sigma devido seu maior peso atômico decorrente da concentração de Mo maior.^(11,12) Neste trabalho, sendo a quantificação realizada a partir de análise de imagens após ataque metalográfico de KOH 10%, as fases sigma e possivelmente chi e nitretos de cromo, serão chamadas indistintamente de fase intermetálica.

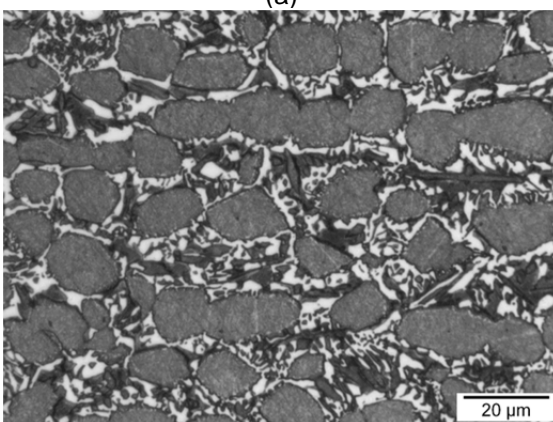
Ressalta-se em ambas as Figuras (2 e 3) a morfologia lamelar das fase intermetálica citada.



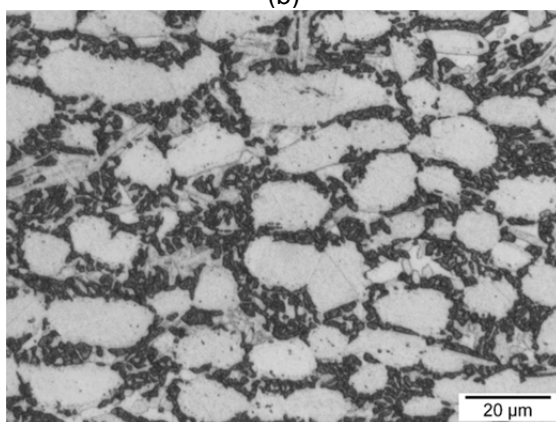
(a)



(b)



(c)



(d)

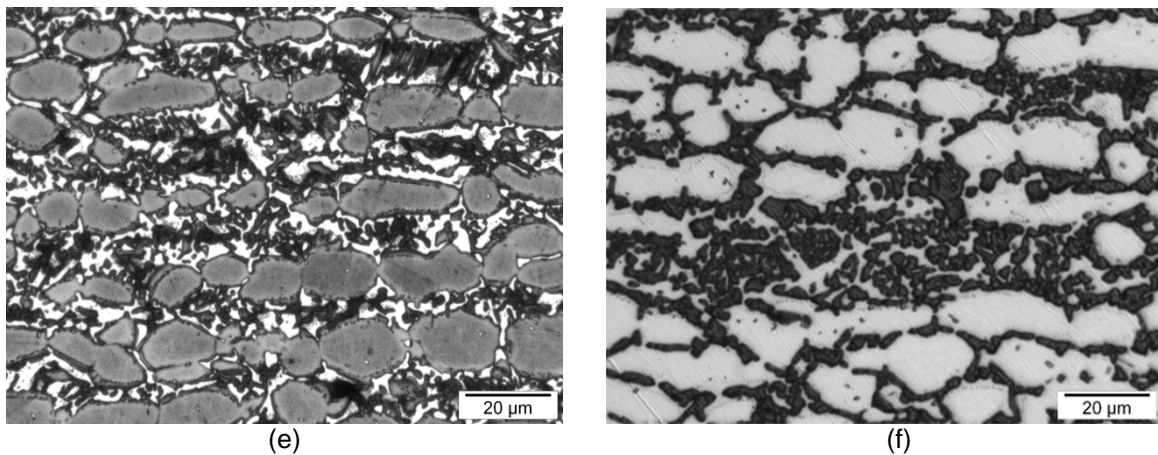


Figura 2. Imagens obtidas por microscopia óptica das amostras envelhecidas a 800°C. Ataque Behara Modificado (a) 10 minutos, (c) 4 horas e (e) 72 horas. Ataque KOH (b) 10 minutos, (d) 4 horas e (f) 72 horas.

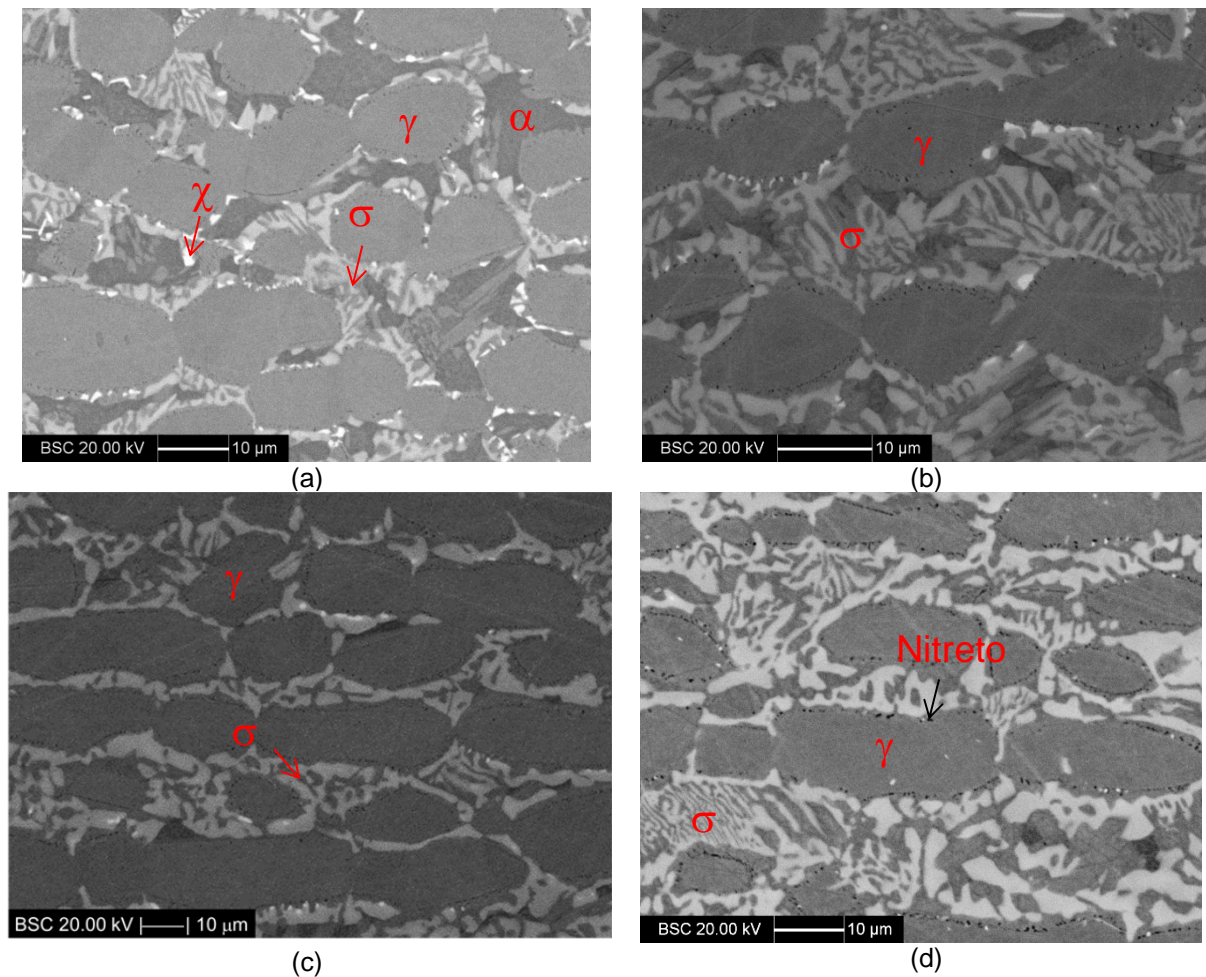


Figura 3. Micrografias por sinal de elétrons retrospalhados das amostras após envelhecimento isotérmico a 800°C. Amostras envelhecidas: (a) 1 hora; (b) 6 horas (c) 12 horas e (d) 72 horas.

A caracterização quantitativa da microestrutura segue apresentada na Figura 4 onde se observa o aumento da fração volumétrica de sigma e a diminuição de ferrita (Figura 4b) em função do tempo de envelhecimento.

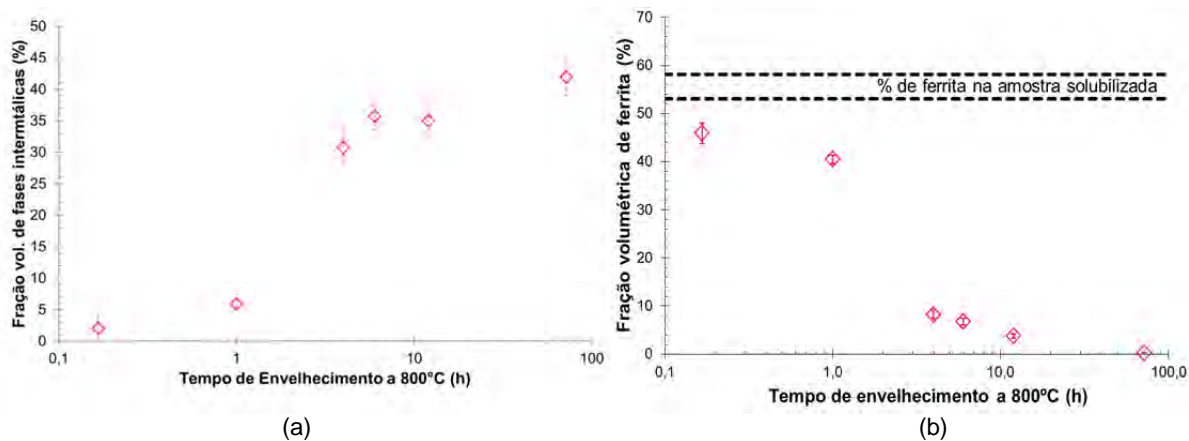


Figura 4. (a) Fração de sigma; e (b) ferrita em função do tempo de envelhecimento.

As curvas típicas geradas no ensaio DL-EPR são apresentadas na Figura 5. Na Figura 5a tem-se a curva típica para amostras solubilizada, enquanto nas Figuras 5b e 5c apresentam-se as curvas típicas para amostras envelhecidas até 4 horas e de 6 horas a 72 horas, respectivamente.

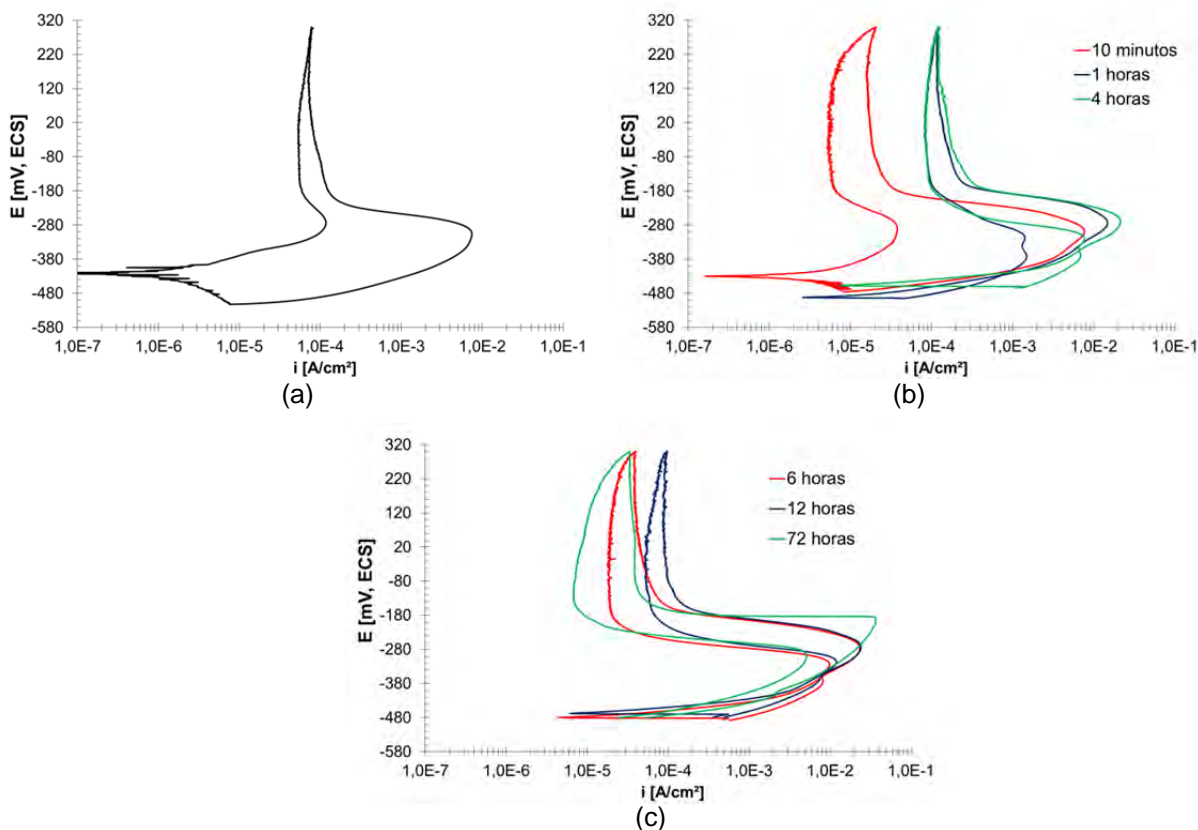


Figura 5. Curvas típicas de DL – EPR em solução $2 \text{H}_2\text{SO}_4 + 0,5 \text{NaCl} + 0,01 \text{KSCN}$. (a) amostra solubilizada; (b) envelhecidas até 4 horas; e (c) envelhecidas de 6 horas a 72 horas.

Na Figura 6 têm-se os resultados do GS, determinado inicialmente nos maiores valores de densidade de corrente obtidos na ativação e na reativação, em função do tempo de envelhecimento. Nestas, nota-se que inicialmente há um crescimento no valor da razão até atingir um máximo em 12 horas de envelhecimento, seguido de um decréscimo na razão i_r/i_a .

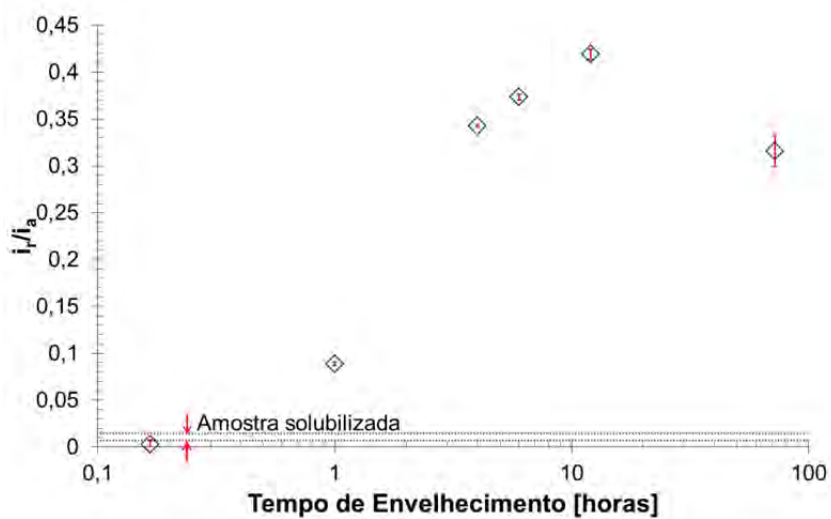
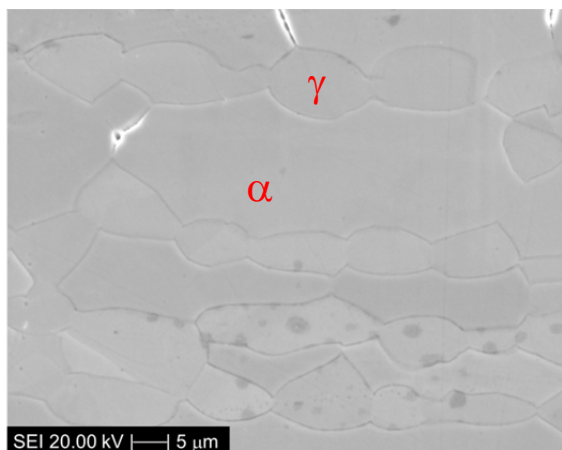
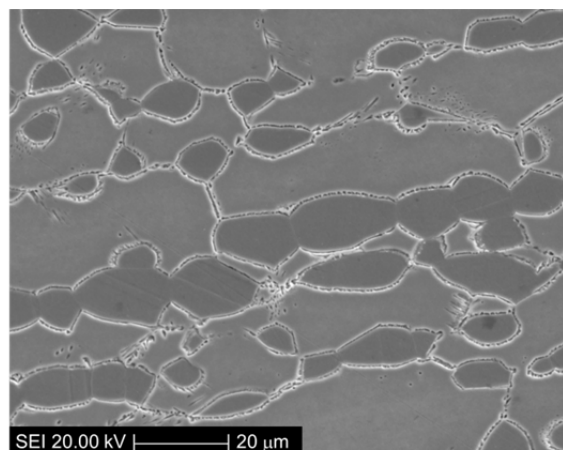


Figura 6. Grau de sensitação (i_r/i_a) por tempo de envelhecimento a 800°C.

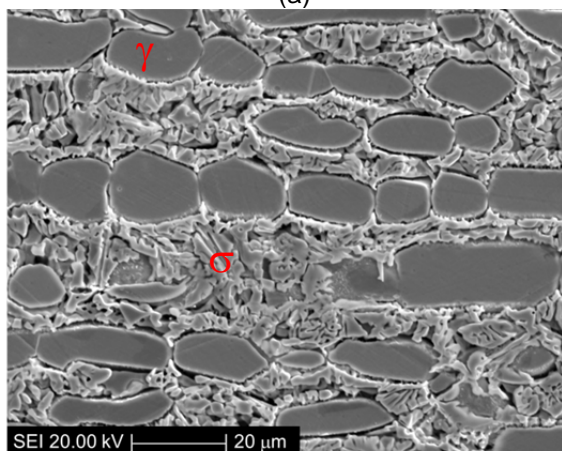
Após ensaio de DL-EPR foi feita a análise da superfície ensaiada por microscopia eletrônica de varredura (Figura 7). Nota-se que houve ataque inicial no contornos de grãos α/α e na interface α/γ (Figura 7b), além disso para amostras envelhecidas a partir de 4 horas (Figura 7c) nota-se a dissolução preferencial da ferrita.



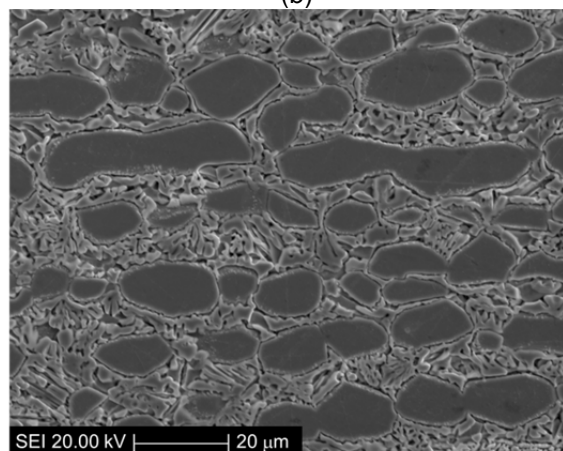
(a)



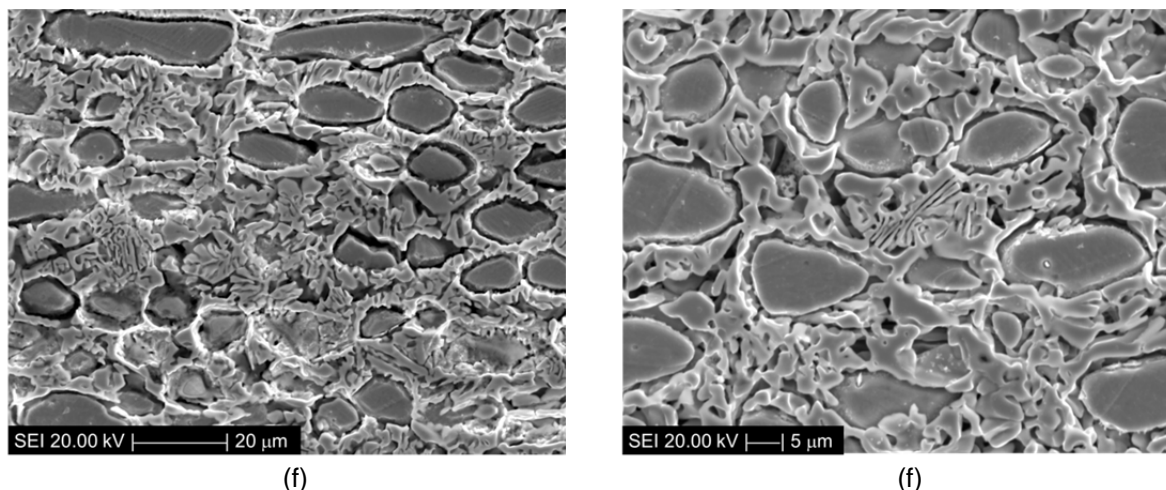
(b)



(c)



(d)



(f) (f)
Figura 7. Micrografia por sinal de eletrons secundários das amostras após ensaio DL-EPR em solução 2M H₂SO₄ + 0,5M NaCl + 0,01M KSCN. (a) amostra solubilizada. Envelhecidas: (b) 10 min, (c) 4 horas, (d) 6 horas, (e) 12 horas e (f) 72 horas.

4 DISCUSSÃO

A partir das micrografias apresentadas nas Figuras 2a e 2b referentes às amostras envelhecidas durante 10 minutos, nota-se que fases intermetálicas formam-se inicialmente nos contornos de grão ferrita/ferrita e/ou nas interfaces ferrita/austenita com posterior crescimento para o interior da ferrita (Figuras 2c a 2f). Evidências de que o crescimento de fases intermetálicas como sigma e chi ocorre por meio do consumo de ferrita também podem ser notadas na Figura 4, onde nota-se um aumento na fração destas fases com o tempo de envelhecimento, paralelamente à diminuição de ferrita. Este comportamento está de acordo com trabalhos de outros autores.^(13,14) Importante ressaltar que ao final do envelhecimento proposto neste trabalho nem toda a ferrita foi consumida.

Analisando as curvas de DL-EPR previamente apresentadas na Figura 5 nota-se a presença de 2 máximos de densidade de corrente na ativação e 2 na reativação, exceto para a amostra solubilizada e para a amostra envelhecida por 10 minutos. Segundo estudos de Magnabosco, Santos e Mélo⁽¹⁵⁾ a presença de dois máximos de densidade de corrente em curvas de polarização de materiais bifásicos indica a dissolução seletiva de cada fase do material, comum em soluções contendo cloretos, sugerindo que, conforme apresentado em estudos anteriores,⁽¹⁰⁾ os máximos de densidade de corrente encontrados na ativação referem-se a dissolução seletiva das fases, ferrita e austenita, presentes no material. Neste meio o máximo de menor potencial seria relativo à dissolução da ferrita e o de maior potencial a dissolução da austenita. Este comportamento pode ser reforçado à medida que há a tendência da atenuação do máximo de densidade de corrente de menor potencial com o aumento do tempo de envelhecimento, em paralelo à diminuição da fração volumétrica da ferrita devido à formação de fases intermetálicas, o que indica a relação entre estes.

Já sobre os máximos encontrados na reativação, e Chaves e Wolyne⁽⁸⁾ sugerem que estes estão presentes devido a dissolução das fases secundárias oriundas da formação das fases intermetálicas, sendo o máximo de potencial maior relacionado à formação de fase sigma e o de potencial menor à formação de nitretos. Entretanto, para análise mais detalhada da relação da formação de fases intermetálicas com os dois máximos encontrados na reativação, é necessária a realização dos ensaios

potenciostáticos nos potenciais relativos aos máximos de densidade de corrente, para assim, verificar o comportamento estrutural após o ensaio.

A análise por microscopia eletrônica de varredura após ensaio DL-EPR, apresentada na Figura 7, confirma que houve dissolução preferencial de regiões empobrecidas pela formação de fases intermetálicas. Nota-se na Figura 8, apresentada abaixo, que o ataque ocorre preferencialmente nos contornos ferrita/ferrita e na interface ferrita/austenita, possivelmente devido à formação de regiões empobrecidas relacionadas à formação de fases intermetálicas, evidenciando o empobrecimento em Cr e Mo nas regiões adjacentes a sua formação e a influência desses elementos na resistência a corrosão do aço inoxidável dúplex em estudo.

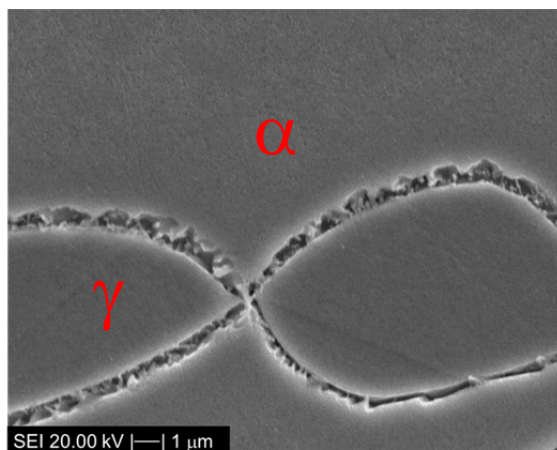


Figura 8. Amostra envelhecida por 10 minutos a 800°C após ensaio DL-EPR.

Nota-se também que para as amostras envelhecidas a partir de 4 horas houve intenso ataque na ferrita conforme mostra a Figura 9. Este comportamento confirma a formação de fases intermetálicas preferencialmente a partir da ferrita, tornando a última fase mais empobrecida em Cr e Mo e menos resistente a corrosão devido o empobrecimento nestes elementos.

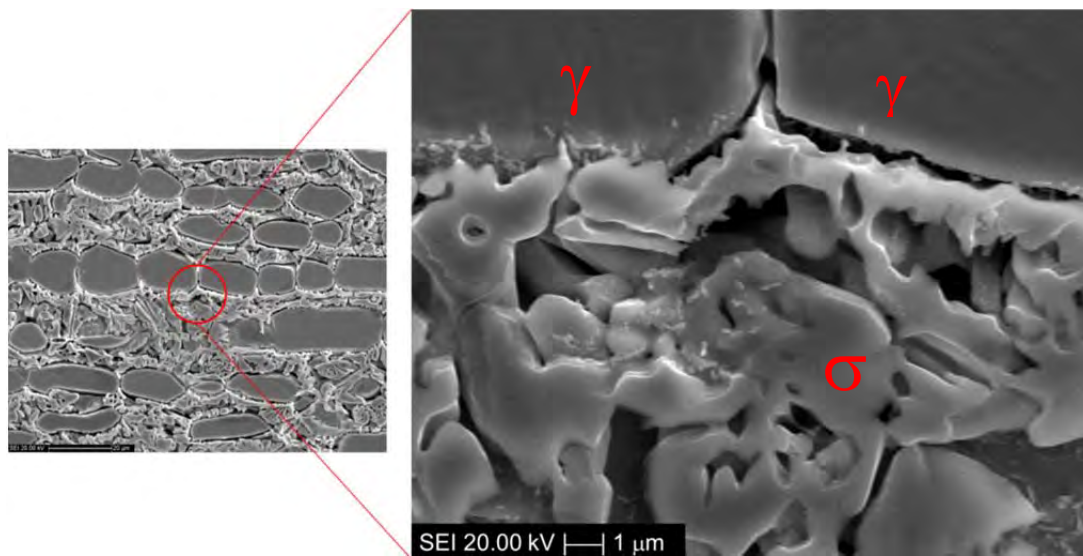


Figura 9. Detalhe da região corroída para amostra envelhecida por 4 horas após ensaio DL-EPR

Considerando que cada máximo de densidade de corrente, registrado nas curvas de DL-EPR, se referem à dissolução de ferrita (i_{a1}) e austenita (i_{a2}) estes devem ser

analisados mais cuidadosamente. Relacionando-se valores de i_{a1} e i_{a2} a i_{r1} e i_{r2} são obtidos os gráficos da Figura 10 onde são apresentadas as variações dos graus de sensitização de ferrita (i_{r1}/i_{a1}) e austenita (i_{r2}/i_{a2}) em função do tempo de envelhecimento.

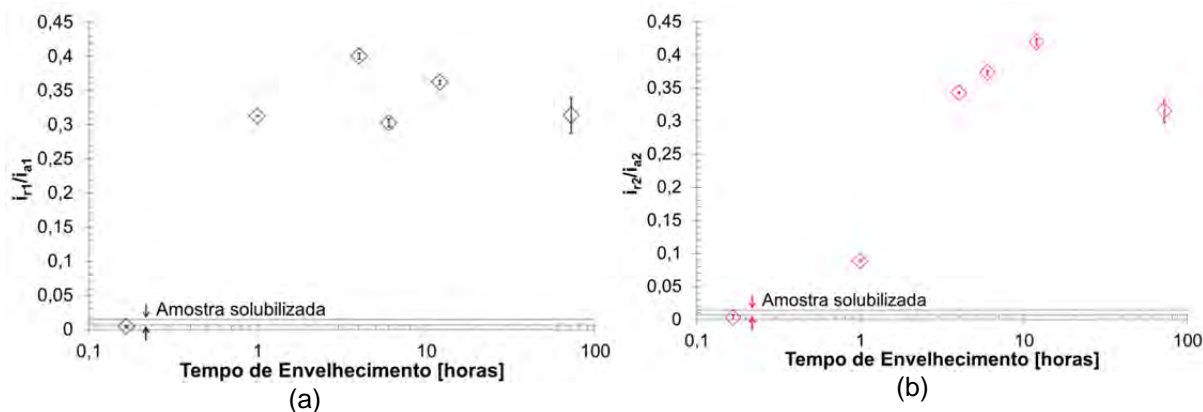


Figura 10. Variação de i_r/i_a por tempo de envelhecimento. (a) i_{r1}/i_{a1} referente ao pico de dissolução da ferrita; e (b) i_{r2}/i_{a2} referente ao pico de dissolução da austenita.

Na Figura 10a registra-se inicialmente uma elevação no GS até 4 horas de envelhecimento seguido de queda até 6 horas novo crescimento é observado entre 6 e 12 horas de envelhecimento. A partir de 12 horas de envelhecimento, se considerados os desvios padrão das medidas, não há grandes variações no grau de sensitização. A diminuição do GS após 4 horas de envelhecimento sugere que após a formação inicial de fases intermetálicas, ocorreria a redistribuição de Cr para as áreas mais empobrecidas neste elemento. Entretanto, esta redistribuição pode não ter sido suficiente para restituir a resistência a corrosão do material, resultando em novo aumento no grau de sensitização a partir de 12 horas de envelhecimento.

Já para austenita (Figura 10b), nota-se que há aumento no GS até 12 horas de envelhecimento, provavelmente causado pelo empobrecimento de Cr em decorrência da formação de fases intermetálicas. Após este tempo também é registrada queda no GS até o final do envelhecimento, provavelmente relacionado à redistribuição de Cr para as áreas empobrecidas neste elemento. Entretanto, para a austenita, a redistribuição de Cr ocorre em tempos mais longos de envelhecimento provavelmente relacionado aos menores coeficientes de difusão de Cr da austenita em relação à ferrita, dificultando o processo difusivo nesta fase.

Diante desses dados, nota-se uma forte dependência da microestrutura no comportamento eletroquímico do material, assim, deve-se avaliar com cautela o grau de sensitização de aços multifásicos, já que podem ser encontrados máximos de densidade de corrente no ensaio DL-EPR característicos das diferentes fases presentes no material.

5 CONCLUSÕES

Após a realização deste trabalho, puderam ser obtidas as seguintes conclusões:

1. A caracterização microestrutural do aço UNS S31803, envelhecido entre 10 minutos e 72 horas a 800°C, indica que a formação de sigma ocorre preferencialmente a partir da ferrita.
2. O comportamento eletroquímico deste aço em solução 2M H₂SO₄ + 0,5M NaCl + 0,01M KSCN em ensaio DL-EPR, possui grande dependência da microestrutura,

já que foram observadas oscilações no grau de sensitização provavelmente relacionadas à redistribuição de Cr de regiões menos empobrecidas para mais empobrecidas neste elemento.

3. O ataque superficial resultante do ensaio DL-EPR ocorreu preferencialmente na ferrita empobrecida em Cr e Mo associado à formação de fases intermetálicas. Ataques na austenita foram observados somente para tempos elevados de envelhecimento em regiões adjacentes às fases intermetálicas formadas.
4. A técnica DL-EPR nas condições realizadas é destrutiva para o aço inoxidável dúplex UNS S31803 já que foi visto forte ataque microestrutural após o ensaio DL-EPR.

REFERÊNCIAS

- 1 SEDRIKS, A. J. Corrosion of Stainless Steels. 2 ed., Wiley, 1996.
- 2 CHARLES, J.; CHEMELLHE, P. The history of duplex developments, nowadays DSS properties and duplex market future trends. In: 8th Duplex Stainless Steels conference, Beaune, França, 2010.
- 3 LILJAS, M; SJOHOLM, F. Applications. In: Duplex Stainless Steels. Hoboken – NJ. 2009. p.403-422.
- 4 PADILHA, A. F.; PLAUT, R. L. Phase Transformation and Microstructure. In: Duplex Stainless Steels. Hoboken – NJ. 2009. p.115-139.
- 5 NILSSON, J.O. Super Duplex Stainless Steel. Materials Science and Technology, v.8, p. 685-700. ago. 1992.
- 6 MAJIDI, A. P.; STREICHER, M. A. The double loop reactivation method for detecting sensitization in AISI 304 stainless steels. Corrosion. v. 40, n. 11, p.584 – 593, 1984.
- 7 WOLYNEC, STEPHAN – Técnicas eletroquímicas em corrosão – Editora da Universidade de São Paulo. 1^a ed, 2003
- 8 CHAVES, R.; WOLYNEC, S. Investigação da corrosão seletiva do aço inoxidável dúplex UNS S31803 por meio de ensaios de reativação potenciocinética de ciclo duplo. In: Congresso anual da ABM, 58., 2003.
- 9 CRISTINI et al. Detection of Sigma Phase in 22% Cr Duplex Stainless Steels by Electrochemical Methods. Russian Journal of Electrochemistry, v.46, n.10, 2010, p.1168 – 1175.
- 10 MORAIS, L. C.; SANTOS, D. C.; MAGNABOSCO. Estudo exploratório do grau de sensitização do aço UNS S31803 envelhecido a 800°C por ensaios de reativação potenciocinética de duplo-loop (DL-EPR). In: Congresso anual da ABM, 67, 2012. Anais
- 11 ESCRIBA, D.M. MATERNA-MORRIS, E. ; PLAUT, R. L.; Padilha, A.F. . Intermetallic Phase Precipitation in Duplex Stainless Steels during High Temperature Exposition. Materials Science Forum, v. 636-637, p. 478-484, 2010
- 12 SANTOS, D. C.; MAGNABOSCO, R.; MOURA NETO, C. Influência do Método de Quantificação de Fases na Análise da Formação de Sigma em Aço Inoxidável Duplex UNS S31803. In: Congresso anual da ABM, 67, 2012. Anais
- 13 SANTOS, D. C.; MAGNABOSCO, R. Influência da formação de sigma no potencial de pite do aço inoxidável dúplex UNS S31803 em solução 0,5M NaCl envelhecido a 850 e 900°C. In: Congresso anual da ABM, 65, 2010. Anais
- 14 SANTOS, D. C.. Estudo da formação de sigma e sua influência no potencial de pite em solução 0,6M cloreto de sódio do aço UNS S31803 envelhecido a 850°C e 900°C. 2010. Dissertação. (Mestrado em Engenharia Mecânica). Centro Universitário da FEI, São Bernardo do Campo, 205p.
- 15 MAGNABOSCO, R.; SANTOS, D. C.; MÉLO, E. B. Relation between microstructure and selective corrosion of duplex stainless steels submitted to heat hydrochloric acid. In: Eurocorr, França. 2009