

RESISTÊNCIA À CORROSÃO DO AÇO INOXIDÁVEL DUPLEX UNS S32304 RECOZIDO A DIFERENTES TEMPERATURAS*

Marcos Vinícius Fonseca Ferreira¹
Daniela Barçante Perasol²
Tatiane Suelen Santos Silveira¹
Grazielle Gianini Braga Maria³
Dagoberto Santos Brandão⁴
Dalila Chaves Sicupira⁵

Resumo

O aço inoxidável duplex combina as propriedades mecânicas da ferrita e a resistência à corrosão da austenita, sendo muito utilizado em aplicações industriais que requerem um bom desempenho. Quando submetido a deformações intensas, a austenita transforma-se parcialmente em martensita, aumentando a resistência do aço. Quando o aço é recozido, essa transformação é revertida e a martensita se transforma em austenita, ocasionando um refino de grão do material. Fases secundárias formadas durante o recozimento podem prejudicar suas propriedades mecânicas e corrosivas. Nesse sentido, o objetivo desse trabalho foi avaliar o efeito da temperatura de recozimento na resistência à corrosão do aço inoxidável duplex UNS S32304 laminado a frio. O aço foi submetido à laminação a frio, com deformação de 60%, e posteriormente recozido nas temperaturas de 600°C, 700°C, 800°C e 900°C por um tempo de 0,5 h. A resistência à corrosão foi estudada através da técnica de polarização potenciodinâmica. A laminação a frio promoveu a formação de martensita induzida por deformação (SIM) e a reversão parcial começou a ser observada após recozimento a 600°C. A ocorrência de SIM promoveu significativa diminuição do potencial de pite e o aumento da temperatura de recozimento aumentou a resistência à corrosão localizada.

Palavras-chave: Aço inoxidável duplex; Recozimento; Corrosão.

CORROSION RESISTANCE OF DUPLEX STAINLESS STEEL UNS S32304 ANNEALED AT DIFFERENT TEMPERATURES

Abstract

Duplex stainless steel combines the mechanical properties of ferrite with corrosion resistance of austenite and is widely used in industrial applications in which high performance on such properties are required. When subjected to intense deformation, austenite partially transformed to martensite, increasing the strength of steel. When the steel is annealed, this transformation is reversed and a martensite is transformed into austenite, resulting in a grain refining material. Secondary phases formed during annealing can impair its mechanical and corrosive properties. In this sense, the aim of this work was to evaluate the effect of the annealing temperature on the corrosion resistance of the cold rolled stainless steel UNS S32304 duplex. The steel was subjected to cold rolling, with 60% thickness reduction, and after annealed at temperatures of 600°C, 700°C, 800°C and 900°C for 0.5 h. The corrosion resistance was studied by the potentiodynamic polarization technique. Strain induced martensite (SIM) formation was noticed after cold rolling, and a partial reverse transformation was seen after annealing at 600°C. The occurrence of SIM promoted pitting potential reduction and the increasing annealing temperature increased localized corrosion resistance.

Keywords: Duplex stainless steel; Annealing; Corrosion.

- ¹ Graduando(a) em Engenharia Metalúrgica, bolsista de iniciação científica, Laboratório de Corrosão e Eletroquímica Aplicada, UFOP, Ouro Preto, Minas Gerais, Brasil.
- ² Engenheira Metalurgista, Trainee, Gerdau, Ouro Branco, MG, Brasil.
- ³ Engenharia de Materiais, Doutora, Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais, Universidade Federal de Minas Gerais, Belo Horizonte, MG, Brasil.
- ⁴ Engenharia Metalúrgica, Doutor, Professor, Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais, Universidade Federal de Minas Gerais, Belo Horizonte, MG, Brasil
- ⁵ Química Industrial, Doutora em Eng. Química, Professora, DEQUI, UFOP, Ouro Preto, MG, Brasil.

1 INTRODUÇÃO

O desenvolvimento dos aços duplex ocorreu no início do século XX com objetivo de produzir aços resistentes à corrosão. Desde meados do século XX o consumo mundial desses aços aumentou cerca de 6% e em consequência do rápido crescimento do número de aplicações tornou-se indispensável o estudo das propriedades de cada uma das classes de aços inoxidáveis [1].

Eles constituem uma família de aços de alta liga com base nos sistemas Fe-Cr, Fe-Cr-C e Fe-Cr-Ni. Para serem considerados inoxidáveis devem possuir um teor mínimo de cromo de 10,5% em peso, o que possibilita a formação espontânea de um fino filme de óxido de cromo (Cr_2O_3), sendo este firmemente aderido ao metal e extremamente protetor em diversos ambientes corrosivos. No entanto, se forem expostos em ambientes mais agressivos, maiores teores de Cr devem ser adicionados para proteção contra pites [2,3].

Além do Cr, elementos como o Mo, Ni, N podem ser adicionados para promover a estabilização das fases e, conseqüentemente, um melhor ajuste de propriedades mecânicas e resistência à corrosão. Os aços inoxidáveis podem ser divididos em ferríticos, austeníticos, martensíticos, endurecidos por precipitação e os aços duplex, sendo o último o foco desse trabalho [4].

Os aços inoxidáveis duplex (AIDs) representam uma classe importante de aços com uma combinação de resistência mecânica e à corrosão em ambientes contendo íons cloreto [5]. Sua microestrutura é formada por quantidades aproximadamente iguais de austenita (γ) e ferrita (α) e suas melhores propriedades permitem que sejam muito utilizados na indústria química, petroquímica, marítima, nuclear e de papel e celulose [6,7].

Uma linha de pesquisa recente envolve o efeito TRIP (*Transformation Induced Plasticity*) nos aços duplex. Em português, Plasticidade Induzida por Transformação diz respeito à formação de martensita induzida por deformação plástica na austenita. O assunto foi bastante estudado em aços inoxidáveis austeníticos, mas existem poucos trabalhos na literatura voltados para aços inoxidáveis duplex. O grande interesse no assunto está relacionado à ocorrência do efeito na austenita presente na microestrutura duplex, que promove um aumento da resistência mecânica sem que o material sofra uma queda significativa de ductilidade [8,9].

Os AIDs também são susceptíveis à formação de outras fases quando mantidos a uma determinada temperatura por um período de tempo. Por exemplo, a fase σ é um composto intermetálico duro e frágil, o que torna a sua precipitação alvo de grande interesse para os aços duplex devido aos efeitos associados a esta fase que ocasionam deterioração das propriedades mecânicas e corrosivas dos mesmos [10]. Essas fases podem ser formadas durante a solidificação da liga, tratamentos térmicos posteriores, processos de deformação plástica, processos de soldagem ou mesmo devido a processos de envelhecimento durante a sua aplicação, causando um efeito acentuado sobre sua trabalhabilidade e o tempo de vida útil do material [11]. Por essa razão é importante estar atento à faixa de temperatura na qual o aço será utilizado. Nesse contexto, este trabalho pretende contribuir no estudo do efeito de diferentes temperaturas de recozimento na resistência à corrosão do aço inoxidável duplex UNS S32304, buscando determinar condições adequadas para realização desse tratamento térmico.

2 MATERIAIS E MÉTODOS

O aço inoxidável duplex UNS S32304 foi fornecido pela empresa Aperam South America na forma de chapas com espessura nominal de 4,0 mm. A composição química do aço estudado é apresentada na Tabela 1 abaixo.

Tabela 1. Composição química do aço UNS S32304

C	Cr	Ni	Mo	Mn	Si	P	Cu	S	N	Fe
0,011	22,87	4,20	0,275	1,45	0,201	0,02	0,453	0,0004	0,101	bal.

2.1 Análise Microestrutural

A análise microestrutural foi realizada por meio das técnicas de microscopia óptica (MO), microscopia eletrônica de varredura por feixe de elétrons (MEV) e difração de raios-X (DRX). Após as etapas de corte, embutimento, lixamento e polimento, o ataque químico foi realizado utilizando os reativos Behara e Kallings. O microscópio óptico, assim como o software utilizado para aquisição das imagens, é da marca Leica. O microscópio eletrônico utilizado é da marca FEI modelo Inspect S50. O difratômetro utilizado para os ensaios foi o Empyrean, da marca Philips-PANalytical, com ângulo de varredura 2θ de 30° a 120° com um passo de $0,02 \text{ s}^{-1}$.

2.2 Preparação das amostras para ensaio de corrosão

As chapas do material como fornecidas foram laminadas a frio com redução de 60% de espessura. A laminação a frio foi realizada na Universidade Federal de Minas Gerais em um laminador de laboratório da marca FRÖHLING, a uma velocidade de 6,25 m/min. O grau de deformação foi determinado baseado em estudos anteriores [12,13] de forma a intensificar a transformação martensítica induzida por deformação. A redução de espessura de 60% foi restringida devido a limitações do equipamento e alcançada em 10 passes. Após a etapa de laminação, as chapas foram submetidas ao tratamento térmico de recozimento durante 0,5 h, nas temperaturas de 600°C , 700°C , 800°C e 900°C . As amostras utilizadas para o ensaio de corrosão foram cortadas com dimensão de 1 cm^2 e soldadas a fios de cobre por meio de máquinas de solda por resistência e posteriormente embutidas em resina epóxi. Por fim, para a realização do ensaio de corrosão as amostras passaram por procedimentos metalográficos convencionais sendo lixadas até 600 mesh. A região de contato entre a amostra e a resina epóxi foi selada com araldite para evitar corrosão por frestas. As amostras foram armazenadas em dessecador.

2.3 Ensaios eletroquímicos

Para realização do ensaio foi utilizado o potenciostato Autolab do modelo PGSTAT302N, um computador para aquisição de dados e utilização do software NOVA. Os testes eletroquímicos foram realizados em triplicata de acordo com a Norma ASTM G61 [14]. A célula eletroquímica consistiu num arranjo de três eletrodos, sendo estes o eletrodo de trabalho (o material a ser ensaiado), o eletrodo de referência (eletrodo de Ag/AgCl) e o contra eletrodo (eletrodo de platina). A técnica de polarização potenciodinâmica cíclica foi realizada em solução de NaCl 3,5% a temperatura ambiente e com uma taxa de varredura na direção anódica de 1 mV/s , após estabilização do potencial de circuito aberto, até se atingir uma

densidade de corrente de 1 mA/cm². Nesse ponto, a varredura foi revertida na direção catódica até o valor de OCP ser atingido.

2.4 Caracterização dos pites

A caracterização dos pites após o teste eletroquímico foi feita através da técnica de microscopia eletrônica de varredura (MEV) utilizando um microscópio eletrônico TESCAN VEGA-3.

3 RESULTADOS

A Figura 1 mostra as micrografias do aço UNS S32304 na condição de laminado a quente como fornecido pela empresa. Através das imagens obtidas por microscopia óptica e microscopia eletrônica de varredura observam-se as fases ferrita (fase escura - seta branca) e austenita (fase clara - seta preta). Nas imagens obtidas pelo MEV, o contraste entre as fases não foi tão pronunciado, logo a identificação das fases pode ser feita através do relevo. O reativo utilizado ataca preferencialmente a ferrita, salientando a austenita.

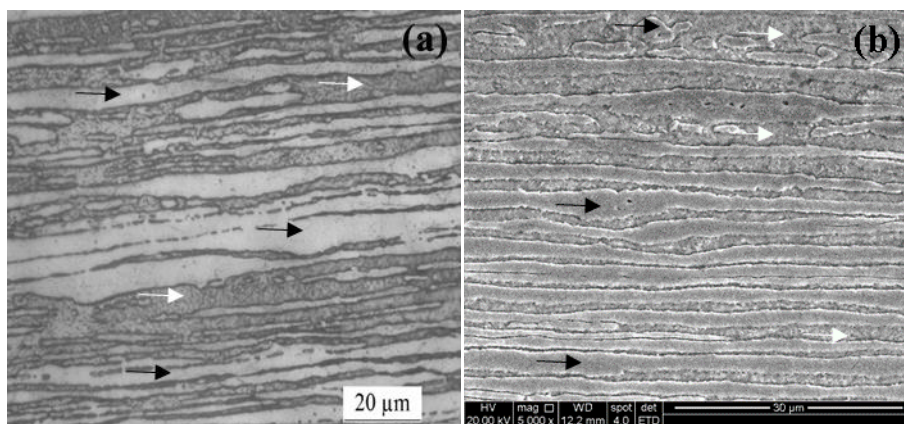


Figura 1. Aço duplex UNS S32304 como fornecido (a) MO e (b) MEV.

A laminação a quente resultou em uma microestrutura parcialmente encruada com grãos alongados ao longo da direção de laminação. Ambas as fases desenvolveram uma estrutura típica em forma de lamelas, consistindo de lamelas alternadas de ferrita e austenita, sendo este comportamento característico dos aços duplex [4]. Após a etapa de laminação a frio com 60% de redução de espessura, foi possível observar (Fig. 2) uma significativa redução no espaçamento entre as fases (maior encruamento) em consequência do trabalho a frio. Além disso, identificou-se a presença de “linhas” nas lamelas de austenita, sendo estas atribuídas à transformação martensítica induzida por deformação, que é normalmente identificada nos aços *lean* duplex em razão da menor estabilidade da austenita presente nestes aços [13]. A Figura 2(c) e (d) evidencia a presença dessas “linhas” com um aumento de 20000X, utilizando detectores de elétrons retro-espalhados e elétrons secundários, respectivamente.

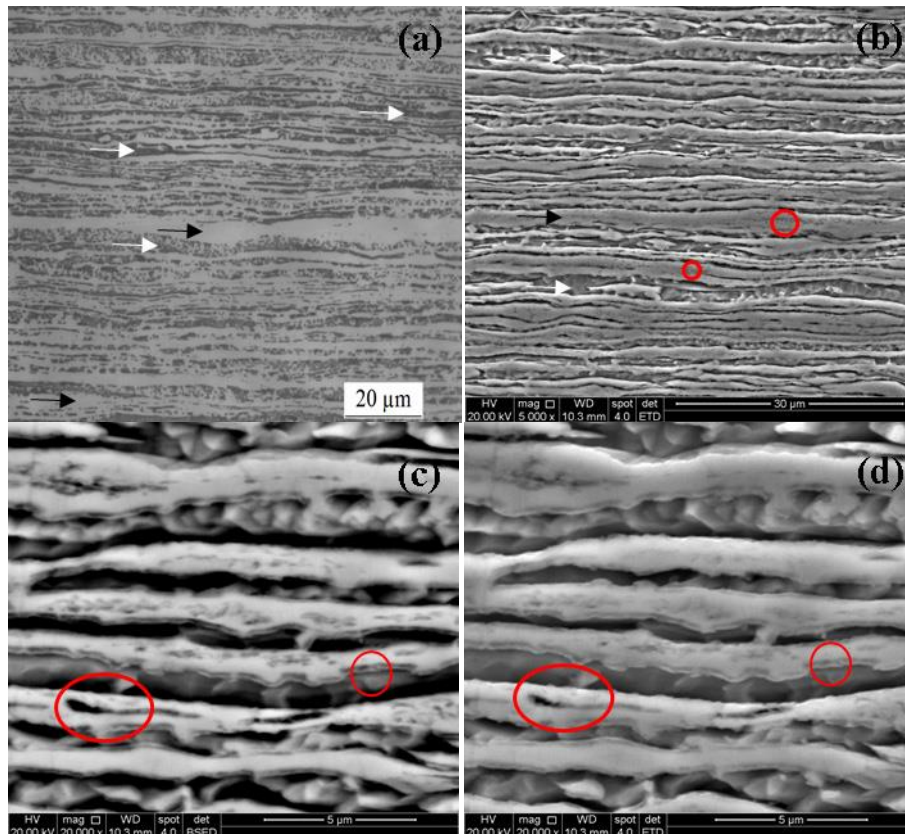


Figura 2. Aço duplex UNS S32304 laminado a frio com 60% de redução de espessura (a) MO, (b) MEV, (c) MEV BSED e (d) MEV ETD.

A Figura 3 apresenta as microestruturas originadas do tratamento térmico de recozimento a 600°C e 900°C por 30 minutos, a partir das amostras laminadas a frio com 60% de redução de espessura. Foi possível notar que com o recozimento isotérmico a microestrutura alongada com lamelas alternadas entre as fases se manteve, com o aparecimento da fase austenita entre as lamelas. Visualmente observou-se um ligeiro aumento da fração de austenita com o aumento da temperatura de recozimento, o que foi verificado em detalhes a partir da quantificação de fases. Além disso, foram observadas quebras na continuidade das lamelas de austenita (Fig. 3b), indicando que parte da fase austenítica é transformada em ferrita e que os grãos ferríticos cresceram à medida que as lamelas de austenita foram consumidas [15].

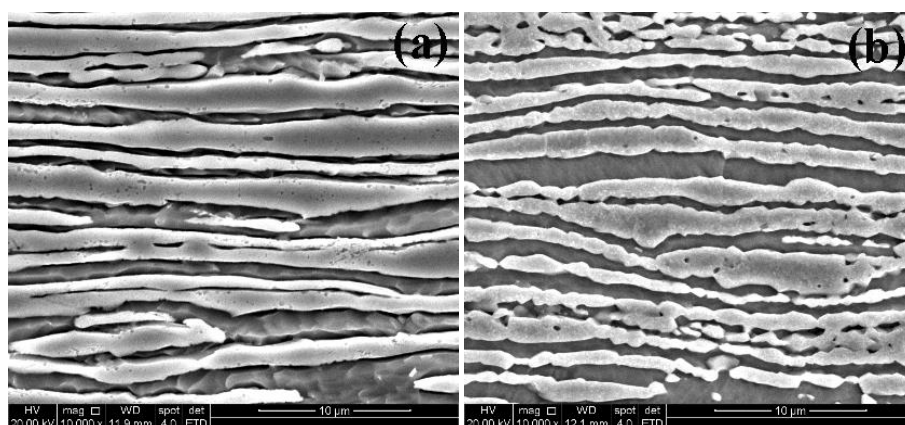


Figura 3. Aço UNS S32304 laminado a frio com 60% deformação (a) recozido a 600°C / 0,5 h, (b) recozido a 900°C / 0,5h.

A quantificação de fases da como fornecida (CF), laminada a frio (LF) e após a realização do tratamento térmico de recozimento em diferentes temperaturas (600°C, 700°C, 800°C e 900°C) é apresentada na Tabela 2. O software Origin™ foi utilizado para realização da quantificação a partir dos resultados obtidos na difração de raios-X. O método de baseia na integração dos picos principais de cada fase e a comparação entre esses.

Tabela 2. Quantificação de fases aço UNS S32304

Amostras	CF	LF	600°C	700°C	800°C	900°C
Austenita	35	11	29	40	49	41
Ferrita	65	89	71	60	51	59

As fases identificadas no estado inicial, e nas outras condições analisadas são ferrita e austenita. Não foi detectada a presença de fases secundárias em razão da cinética de precipitação ser muito lenta devido à baixa quantidade de Mo presente no aço, em torno de 0,28%. Além disso, a martensita α' foi identificada nos ensaios com picos coincidentes com os picos da ferrita, isso acontece em razão de ambos apresentarem estrutura cristalina CCC [16].

Após a laminação a frio, observa-se a redução da fração de austenita em relação ao estado inicial sendo esta atribuída à transformação martensítica induzida por deformação (SIM). Estudos mostram que o aumento da temperatura de recozimento aumenta a taxa de reversão, o que pode ser observado na Tabela 2. A fração volumétrica da fase austenita aumentou até a temperatura de recozimento de 800°C. O aumento é interrompido pelo acréscimo de 100°C na temperatura de recozimento, a partir da qual ocorre diminuição da fração de austenita e conseqüente aumento da fração de ferrita, indicando que próximo a 800°C a maior fração volumétrica da SIM foi revertida. De acordo com a literatura, pode-se dizer que, de maneira geral, a reversão parcial de martensita em austenita ocorre em temperaturas próximas a 750°C [23].

As Figuras 4 e 5 apresentam, respectivamente, os potenciais de circuito aberto e as curvas de polarização potenciodinâmica cíclica para as amostras do aço inoxidável duplex UNS S32304 nas condições como fornecida e recozida. Os valores médios de OCP e potencial de pite (E_{pit}), juntamente com seus respectivos desvios padrão, estão resumidos na Tabela 3.

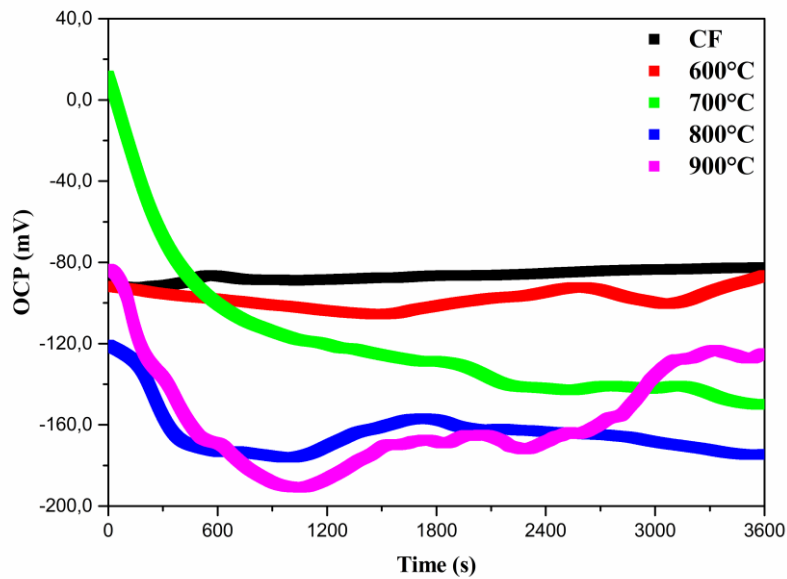


Figura 4. Potenciais de circuito aberto obtidos em solução 3,5% de NaCl.

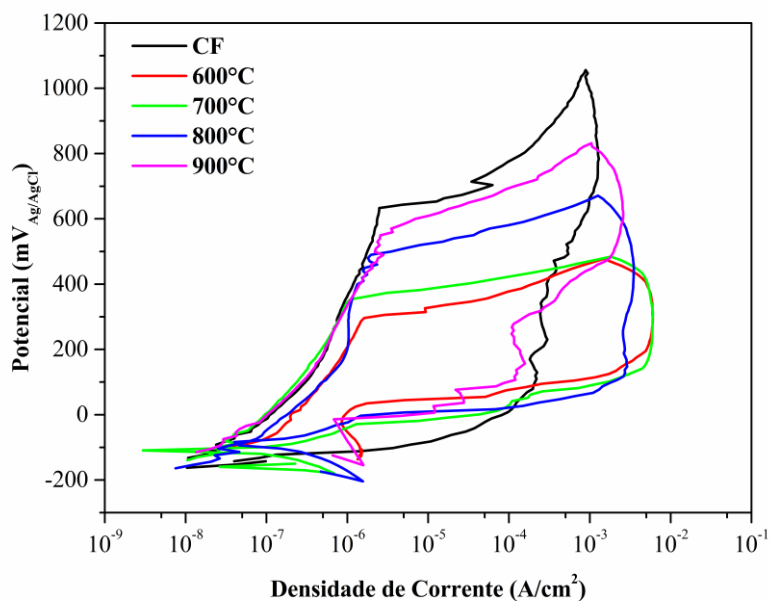


Figura 5. Curvas de polarização potenciodinâmica cíclica.

Tabela 3. Resultados experimentais obtidos nos testes de polarização cíclica

Amostra	OCP (mV)	Desvio (mV)	E_p (mV)	Desvio (mV)
CF	-116	36	659	32
600°C	-96	14	320	28
700°C	-153	5	340	14
800°C	-179	7	445	64
900°C	-130	45	510	36

Observaram-se regiões passivas largas para todas as amostras ensaiadas e os potenciais de pite foram na faixa de 400-700 mV acima dos seus correspondentes

potenciais de circuito aberto. Estas observações indicam que as amostras apresentaram excelente resistência ao início da corrosão por pite nesse ambiente de cloretos. A polarização mostrou uma histerese positiva e potencial de repassivação similares aos valores de OCP. Isso indica que a corrosão por pite quando iniciada, mesmo em valores de potenciais próximos ao potencial de circuito aberto, pode ocorrer por longos períodos [5].

Avaliando a resistência à corrosão, observou-se que a amostra laminada a quente (CF) apresentou potencial de pite superior às amostras submetidas à laminação a frio seguida de tratamento térmico de recozimento. Uma explicação razoável é baseada na formação de filmes passivos menos resistentes na superfície do aço devido ao tratamento termomecânico. O resultado pode estar relacionado ao fato de o trabalho a frio aumentar a densidade de discordâncias, a ocorrência de tensão residual e a possibilidade de formação de SIM aumentando o número dos sítios anódicos ativos na superfície [17,18]. Embora a SIM nos aços inoxidáveis duplex seja de difícil obtenção por imagem, por ser extremamente fina, ela já foi observada por microscopia eletrônica de transmissão, tendo a forma de finas ripas [19].

Verificou-se redução significativa do E_{pit} nas temperaturas de 600°C e 700°C uma vez que nestas temperaturas a SIMRT (reversão de martensita induzida por deformação) não se completa. Como esperado, com o aumento da temperatura de recozimento observa-se valores crescentes de E_{pit} , atingindo o máximo valor em 900°C. Este resultado é um balanço entre os processos descritos a seguir:

- a) A SIMRT ocorre gradativamente com o aumento da temperatura [20,21].
- b) Entre 600°C e 800°C tem-se aumento da fração de austenita, o que pode ter contribuído para o aumento do potencial de pite [22,23].
- c) A diminuição de contornos de grãos e aniquilação de discordâncias (alívio de tensões resultante do tratamento térmico de recozimento) leva a um aumento do potencial de pite, uma vez que diminui possíveis pontos de nucleação [17].

Além disso, à medida que a temperatura de recozimento aumenta, os teores de cromo e molibdênio diminuem e o teor de níquel aumenta na fase da ferrita, enquanto a concentração de cromo e molibdênio na fase de austenita aumentam [23]. Logo, a alteração do potencial de pite se deve ao fato da composição de cada fase variar com a temperatura de recozimento, resultando em diferenças na resistência à corrosão da austenita e ferrita [22,23,24].

As amostras foram observadas utilizando microscopia eletrônica de varredura após teste eletroquímico (Fig. 6), a fim de confirmar a corrosão por pite em solução salina.

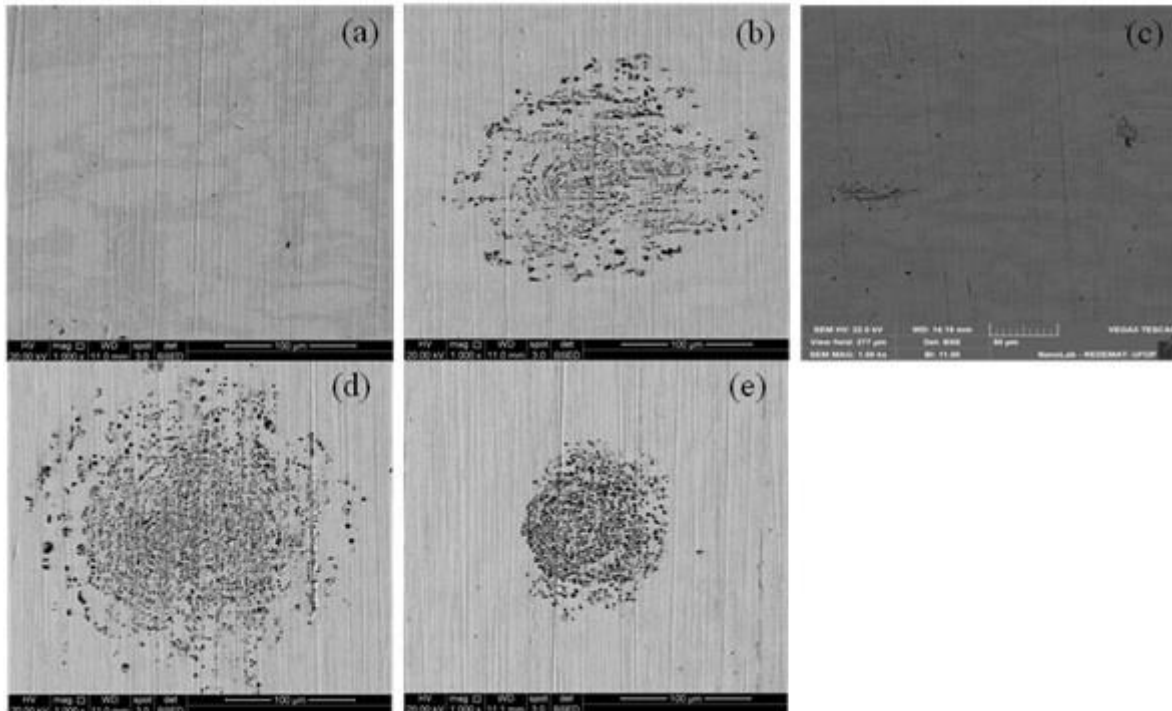


Figura 6. Morfologia dos pites após os testes de polarização das amostras (a) CF, (b) recozido a 600°C, (c) recozido a 700°C, (d) recozido a 800°C, (e) recozido a 900°C.

Pequenos pites foram encontrados tanto na fase austenita quanto na fase ferrita, mostrando uma resistência à corrosão equivalente para as duas fases antes e após o tratamento termomecânico. A corrosão por pites foi mais intensa nas amostras laminadas a frio e recozidas, como indicado pelo aumento do número de pites na Figura 6 (b-e).

4 CONCLUSÕES

- Após laminação a frio com 60% de redução de espessura foi observado nas imagens de MEV a presença de “linhas”, sendo estas associadas à formação de martensita induzida por deformação. Picos de martensita α' foram identificados nos exames de raios-X.
- As fases quantificadas no estado inicial, e nas outras condições analisadas são ferrita e austenita. Não foi detectada a presença de fases secundárias.
- A quantificação de fases mostra o aumento de austenita após tratamento térmico de recozimento em relação ao estado inicial, indicando ocorrência de SIMRT.
- As amostras apresentaram excelente resistência à corrosão localizada em ambiente contendo íons cloreto.
- A amostra CF apresentou o maior E_{pit} . Após laminação a frio e recozimento a 600°C notou-se significativa diminuição desse potencial devido à introdução de sítios anódicos na microestrutura.
- O potencial de pite aumentou com a temperatura de recozimento o que foi atribuído a SIMRT e recuperação da microestrutura.
- Os resultados sugerem que a martensita induzida por deformação e sua reversão exercem grande influência na resistência à corrosão do aço UNS S32304.

Agradecimentos

Os autores agradecem a Aperam South America pelo fornecimento do material e suporte ao estudo. Também agradecem a FAPEMIG e UFOP pela concessão de bolsas de IC.

REFERÊNCIAS

- 1 Krauss, G. Steels: Processing, Structure, and Performance. 2. ed. Ohio: ASM International. 2008. 651p.
- 2 Echeverria, M. I., Solís, E. N., Ibáñez, J. M. H. Manual Aceros Inoxidables. Cerrillos: 2M Impresores Ltda. 2010. 72p.
- 3 Lippold, J. C., Kotecki, D. J. Welding Metallurgy and Weldability of Stainless Steels. New Jersey: Wiley-Interscience. 2005. 400p.
- 4 Lo, K. H., Shek, C. H., Lai, J. K.L. Recent developments in stainless steel. 2009; Materials Science and Engineering R, v. 65, n. 4-6, p. 39-104.
- 5 Sicupira, D. C., Cardoso Junior, R., Bracarense, A. Q., Frankel, G. S., Lins, V. F. C. Cyclic Polarization Study of Thick Welded Joints of Lean Duplex Stainless Steel for Application in Biodiesel Industry. 2017; Materials Research, v. 20, n. 1, p. 161-167.
- 6 Sicupira, D. C., Cardoso Junior, R., Bracarense, A. Q., Frankel, G. S., Lins, V. F. C. Electrochemical study of passive films formed on welded lean duplex stainless steel. Materials and Corrosion, v. 68, n. 6, p. 604-612. 2016.
- 7 Ahmed, M. Z., Bhattacharjee, P. P. Microstructure, Texture, and Tensile Properties of a Severely Warm-Rolled and Annealed Duplex Stainless Steel. 2016; Metallurgical and Materials Transactions A, v. 87, n. 4, p. 472-483.
- 8 Sugimoto, K., Tsunezama, M., Hojo, T., Ikeda, S. Ductility of 0.1-0.6C1.5Si-1.5Mn Ultra High-Strength TRIP-aided Sheet Steels with Bainitic Ferrite Matrix. 2004; ISIJ International, v. 44, p. 1608-1614.
- 9 Choi, J.Y., Ji, J.H., Hwang, S.W., Park, K. Trip aided deformation of a near-Ni-free, Mn-N bearing duplex stainless steel. 2012; Materials Science and Engineering A, v. 535, p. 32-39.
- 10 Matos, F. A. F. Influência da temperatura de solubilização e do tempo de envelhecimento no comportamento a corrosão do aço superduplex UNS S32520. 2015. 2015; 53f. Dissertação (Mestrado em Ciências em Engenharia Mecânica) - Universidade Federal de Itajubá, Itajubá.
- 11 Wolynec, S. Técnicas eletroquímicas em corrosão. 2003; São Paulo: EDUSP. 162 p.
- 12 Bassani, P., Breda, M., Brunelli, K., Mészáros, I., Passaretti, F., Zanellato, M., Calliari, I. 2013; Characterization of a cold - rolled 2101 lean duplex stainless steel. Microscopy and Microanalysis, v. 19, n. 4, p. 988-995.
- 13 Breda, M., Brunelli, K. Grazi, F., Scherillo, A., Calliari, I. Effects of cold rolling and strain - induced martensite formation in SAF 2205 duplex stainless steel. 2015; Metallurgical and Materials Transactions A, v. 46, n. 2, p. 577-586.
- 14 American Society for Testing and Materials. ASTM G61-86: Standard test method for conducting cyclic potentiodynamic polarization measurements for localized corrosion susceptibility of iron-, nickel-, or cobalt-based alloys. 2003; West Conshohocken: ASTM International.
- 15 Magalhães, C. H. X. M., Faria, G. L. Estudo das transformações de fase ferrita-austenita no resfriamento até 1050°C em um aço inoxidável duplex do tipo UNS S32304 nos estados: parcialmente e completamente ferritizados. 2016; 22º CBECimat. Natal. Anais eletrônicos. Metallum. p. 5203-5215. Disponível em: <<http://www.metallum.com.br/22cbecimat/anais/PDF/304-038.pdf>>. Acesso em: 07 jun. 2019.

- 16 Maehara, Y., Ohmori, Y., Murayama, J., Fujino, N., Kunitake, T. Effects of alloying elements on σ phase precipitation in $\delta - \gamma$ duplex phase stainless steel. 1983; Metal Science, v. 17, n. 11, p. 541-547.
- 17 Li, H., Jiang, Z., Li, Z. Influence of Cold Working and Grain Size on Pitting Corrosion Resistance of Ferritic Stainless Steel. 2011; Advanced Materials Research, v. 217-218, p. 1180-1184.
- 18 Breda, M., Pezzato, L., Pizzo, M., Calliari, I. Effect of cold rolling on pitting resistance in duplex stainless steels. 2014; Corrosion, v. 1, n. 6, p. 15-19.
- 19 Aguiar, D. J. M. Estudo da formação e reversão de martensita induzida por deformação na austenita de dois aços inoxidáveis duplex. 2012. 147 f. Tese (Doutorado em Engenharia) - Escola Politécnica, Universidade de São Paulo, São Paulo.
- 20 Haeßner, F., Plaut, R. L., Padilha, A. F. Separation of static recrystallization and reverse transformation of deformation - induced martensite in an austenitic steel by calorimetric measurements. 2003; ISIJ International, v. 43, n. 9, p. 1472-1474.
- 21 Baghbado Rani, H. S., Kermanpur, A., Najafizadeh, A., Behjati, P., Moallemi, M., Rezaee, A. Influence of Nb - microalloying on the formation of nano / ultrafine - grained microstructure and mechanical properties during martensite reversion process in a 201 - type austenitic stainless steel. 2015; Metallurgical and Materials Transactions A, v. 46, n. 8, p. 3406-3413.
- 22 Tan, H., Jiang, Y., Deng, B., Sun, T., Xu, J., Li, J. Effect of annealing temperature on the pitting corrosion resistance of super duplex stainless steel UNS S32750. 2009; Materials Characterization, v. 60, n. 9, p. 1049-1054.
- 23 Guo, Y., Hu, J., Li, J., Jiang, L., Liu, T., Wu, Y. Effect of Annealing Temperature on the Mechanical and Corrosion Behavior of a Newly Developed Novel Lean Duplex Stainless Steel. 2014; Materials, v. 7, n. 9, p. 6604-6619.
- 24 Jiang, Y., Tan, H., Wang, Z., Hong, J., Jiang, L., Li, J. Influence of Creq/Nieq on pitting corrosion resistance and mechanical properties of UNS S32304 duplex stainless steel welded joints. 2013; Corrosion Science, v. 70, p. 252-259.