

INFLUÊNCIA DO TRATAMENTO TÉRMICO DO AÇO DUPLEX UNS S31801

Carlos Triveño Rios, carlos.triveno@ufabc.edu.br^{1,2}

Renato Altobelli Antunes, renato.antunes@ufabc.edu.br^{1,2}

Guilherme Gomes Vieira, guilherme.vieira@aluno.ufabc.edu.br¹

Rodrigo Piveta Vioto, rodrigo.vioto@gmail.com²

¹Engenharia de Materiais, CECS – Universidade Federal do ABC, CEP: 09210-170 – Santo André, SP – Brasil

²Pós-Graduação em Ciência e Engenharia de Materiais – Universidade Federal do ABC, CEP: 09210-170 – Santo André, SP – Brasil

Resumo: O aço inoxidável duplex (austenítico-ferrítico) apresenta resistência mecânica e resistência à corrosão superior à dos aços austeníticos, daí seu uso extensivo na indústria petroquímica. O presente estudo visa o estudo da influência do tratamento térmico na estrutura, nas propriedades mecânicas e na resistência à corrosão do aço inoxidável duplex 2205 (UNS S31803). O material de partida, como recebida, foi solubilizada em temperatura de 1070 °C, e em seguida tratada termicamente nas temperaturas de 650 e 800 °C por um período de recozimento de 1 e 4 horas. Após recozimento as ligas foram caracterizadas quanto a sua microestrutura por microscopia eletrônica de varredura e por difração de raios-X. A caracterização mecânica foi realizada por medidas de dureza Brinell e Microdureza Vickers e ensaios de compressão a frio. A resistência à corrosão foi avaliada por ensaios de potencial de circuito aberto. Foi observado que as amostras recozidas apresentaram um aumento na resistência compressiva, porém, apresentaram menor resistência à corrosão.

Palavras-chave: Aço duplex UNS S31803, Tratamento térmico, Propriedades mecânicas, Corrosão.

1. INTRODUÇÃO

Os aços duplex surgem devido à necessidade de aliar as qualidades dos aços ferríticos e aços austeníticos, especialmente com relação à resistência mecânica, tenacidade e resistência à corrosão. São aços produzidos com muito baixo teor de carbono; assim, não apresentam o fenômeno da sensitização por precipitação de carbonetos de cromo. Ainda, podem ser produzidas com teores de nitrogênio, levando a aumentos consideráveis de resistência mecânica, tenacidade e resistência à corrosão (Eckenrod e Pinnow, 1984).

Os aços duplex fazem parte de um grande grupo, os chamados aços inoxidáveis duplex, AID, (Nilson, 1982). Esse grupo geralmente corresponde ao sistema Fe-Cr-Ni, apresentando microestrutura bifásica formada pelas fases ferrita (CCC) e austenita (CFC). O aço Duplex UNS S31803 com teores de 22,71%Cr e 4,88%Ni (Sedriks, 1996), solidifica completamente no campo da fase ferrita, δ , em altas temperaturas e após, resfriamento, ocorre à transformação parcial no estado sólido para a fase austenita, γ , tal como mostrado na figura 1, do diagrama pseudo binário da liga Fe-Cr-Ni. Além da transformação da austenita, em temperaturas mais baixas e lento resfriamento, pode ocorrer a precipitação da fase sigma intermetálica, σ , devido a instabilidades da fase ferrita (Cho e Lee, 2013). Essa fase é a mais prejudicial, interferindo negativamente na tenacidade e resistência à corrosão do material.

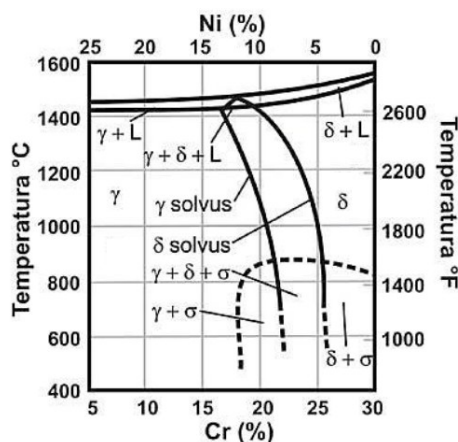


Figura 1. Diagrama pseudo-binário da liga Fe-Cr-Ni, teor de Fe fixado para 70% (Lippold, et al., 2005)

Segundo Lo et al. (1996), os aços duplex UNS S31803 devem ser restritos a aplicações nas quais a temperatura não exceda os 300 °C, ou seja, a microestrutura desse aço deve ser construída por uma mistura de fases ferrita e austenita, sem a fase sigma. Nessas condições, tal aço é frequentemente empregado em aplicações “offshore”, como evaporadores de água e tubos de circuitos hidráulicos, na indústria de óleo e gás, indústrias químicas e petroquímicas em geral e de geração de eletricidade, além de aplicações na indústria de papel e celulose, como evaporadores e torres para estocagem de pasta de papel e para transporte marítimo de produtos químicos corrosivos. No entanto, deve se evitar tratamentos térmicos em temperaturas elevadas, por períodos de tempo prolongados para evitar a formação e crescimento de fases intermetálicas frágeis que são extremamente prejudiciais tanto às propriedades mecânicas como à resistência à corrosão do material.

Dessa forma, o objetivo do presente estudo é analisar a formação da fase sigma e do desenvolvimento das microestruturas associadas a esta fase em função do tempo e temperaturas de tratamento térmico, bem como a caracterização mecânica e resistência à corrosão do aço duplex UNS S31803 após tratamentos térmicos.

2. MATERIAIS E MÉTODOS

O material de partida foi um aço duplex UNS S31803 em forma de barra cilíndrica de 36 mm de diâmetro. A homogeneização microestrutural do material como recebido, foi realizado por tratamento térmico de solubilização. Para isso, o material como recebido foi cortado em formatos retangulares com base quadrada; 7,0 mm x 7,0 mm e 28,0 mm de comprimento, utilizando cortadoras Erios (Cut-off) com disco de SiC e líquido refrigerante. Para cortes mais precisos se utilizou uma máquina Buehler (modelo IsoMet® 4000). Posteriormente as amostras retangulares foram levadas a tratamento térmico de solubilização em um forno de resistência (Modelo JUNG – 1020). As amostras no interior de um cadinho de grafite, previamente, envoltas em cavaco de ferro fundido a fim de reduzir efeitos de oxidação das amostras foram introduzidas no interior do forno e após alcançar a temperatura de 1070± 20 °C e mantidas por um tempo de 30 minutos as amostras foram retiradas do interior do grafite e resfriadas em água a temperatura ambiente.

Posteriormente as amostras solubilizadas foram recozidas em temperaturas de 650 e 800 °C por períodos de tempo de 1,0 e 4,0 horas de tratamento térmico. Para o qual foi utilizado o mesmo forno de solubilização. Após disso foi realizado a caracterização microestrutural por uso de microscopia óptica (Zeiss Axio-Cam IC), microscopia eletrônica de varredura equipado com espectroscopia de energia dispersiva, EDS (JEOL – JSM-6010) e Difração de raios-X usando radiação Cu-K α (1,54056 Å), tensão de 40 kV e corrente de 40 mA. A caracterização mecânica foi realizada por medidas de dureza Brinell em durômetro de bancada (Digimess OSM P), e por ensaios de compressão a temperatura ambiente em máquina universal (Instron 3369), com a finalidade de determinar o limite de escoamento à 0,2% de deformação plástica, usando corpos de prova com geometria retangular de 7x6x4 mm (altura x largura x profundidade).

A resistência à corrosão foi caracterizada através de ensaios eletroquímicos de potencial de circuito aberto. Previamente as amostras solubilizadas e recozidas por 4 horas em 650 e 800 °C foram embutidas em resina epóxi de cura a frio com contato de fio elétrico. Após cura, se preparou a superfície até a grana 1200 com lixa de SiC. Seguidamente, as amostras foram submetidas a ensaio eletroquímico em solução eletrolítica de 3,5% de NaCl (% p) com água deionizada a temperatura ambiente. Os ensaios foram realizados com um arranjo convencional de célula de três eletrodos, tendo como eletrodo de referência Ag/AgCl, um fio de platina como contra-eletrodo e a amostra com contato como eletrodo de trabalho (com área exposta ao eletrólito de 41 mm²). O potencial de circuito aberto foi realizado por 3600 segundos em um potenciostato IVIUM (modelo n-Stat).

3. RESULTADOS E DISCUSSÕES

A Tabela 1 mostra a composição química do aço duplex UNS S31803 na condição como recebido e por análise de espectrometria de energia dispersiva (EDS) equipado no microscópio eletrônico de varredura, obtido em imagens com ampliações de 100X. Observa-se que o teor dos elementos principais Cr, Mn, Ni, Mo e Fe como balanço, considerando a margem de erro, as análises EDS encontram-se dentro dos valores considerados nos dados fornecidos pela ASTM A-890-94.

Tabela 1. Composição química (% em massa) do Aço Duplex UNS S31803

	C	Mn	Si	Cr	Ni	P	S	Mo	Ti	Outros
Fornecido UNS S31803	0,029	1,615	0,500	22,713	4,882	0,042	0,002	2,649	0,001	0,123V, 0,001Nb
EDS-MEV	--	1,2±0,2	0,42±0,4	22,8±0,5	4,9±0,5	--	--	2,7±0,3	--	--

A imagem óptica da figura 2a.1, corresponde à amostra solubilizada em 1070 °C por 30 minutos atacada com reativo Murakami. Observa-se que a microestrutura é constituída de grãos alongados de fase ferrita- α com contraste escuro-

marrom e de fase austenita- γ com contraste claro-amarelo. Na imagem retro-espalhada-MEV da figura 2a.2, a fase ferrita- δ tem contraste cinza-escuro e a fase austenita- γ tem contraste cinza-claro. A morfologia alongada dessas fases também é observada nas amostras recozidas em 650 e 800 °C, tal como observada nas figuras 2b e 2c. Isso sugere que a morfologia lamelar ou alongada dessas fases é altamente estável a tratamentos térmicos, visto que o alongamento dessas fases é proveniente da amostra como recebida, obtidas por tratamentos termomecânicos entre 1000 e 1250 °C, apresentando estruturas lamelares com grãos alongados na direção de laminação (Senatore, 2007).

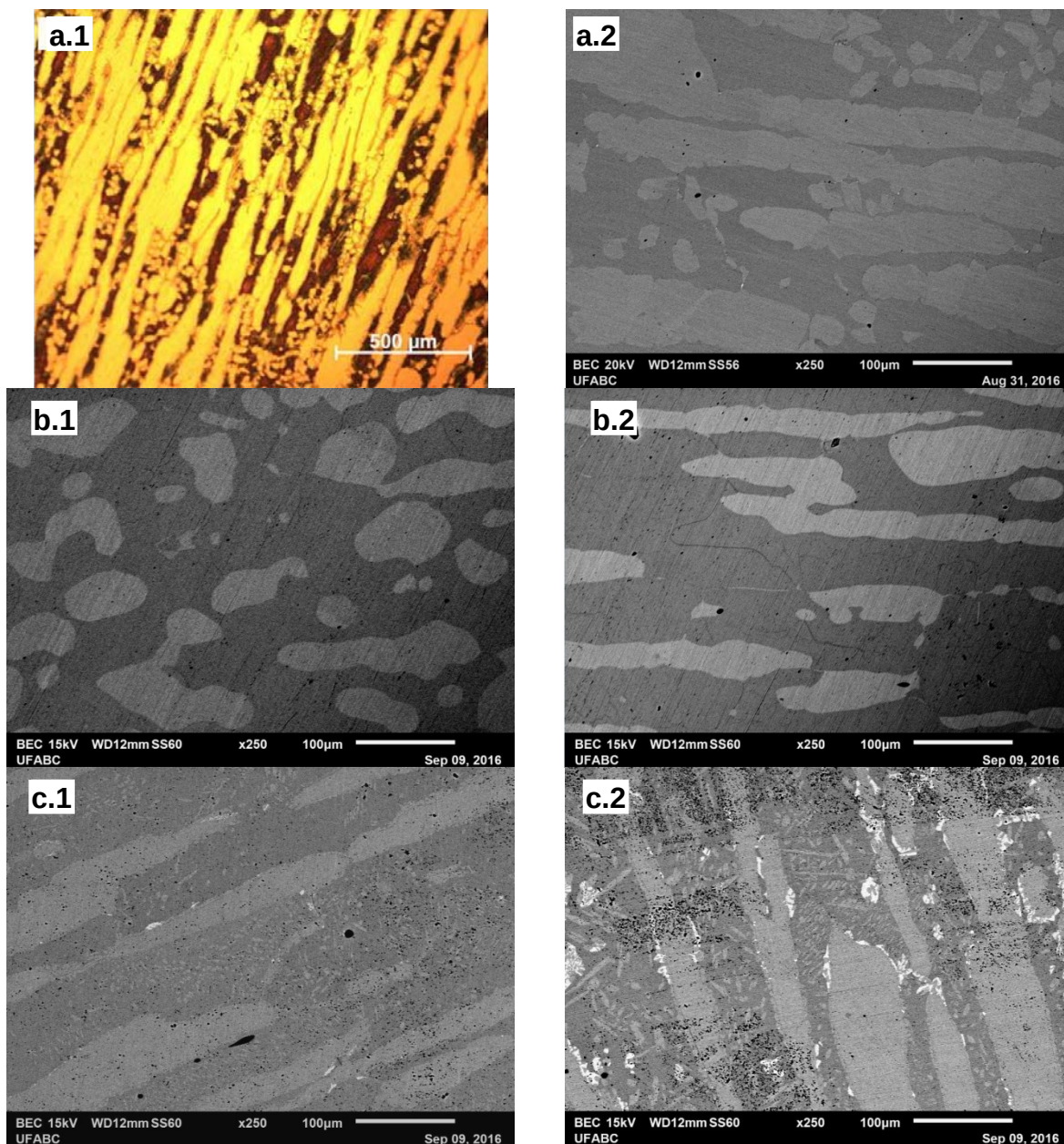


Figura 2. a.1) Imagem óptica de amostra solubilizada em 1070 °C atacada com reativo Murakami, e, imagens retro-espalhadas-MEV de amostras; a.2) solubilizada em 1070 °C, b.1) recozida em 650°C/1h, b.2) recozida em 650°C/4h, c.1) recozida em 800 °C/1h, e, b.2) recozida em 800 °C/4h.

Nas amostras recozidas em 800 °C, (figura 2c) observa-se a existência de fases finas lamelares dispersas de contraste cinza-claro no interior dos grãos da fase ferrita- α , assim, como fases de contraste clara localizadas nas bordas da ferrita- δ . Sugerindo que nessas amostras há presença de austenita-secundária (lamelas finas), e de fase sigma (contraste claro). Nas amostras recozidas em 650 °C por 1 e 4 horas (Figs. 2b.1-2) não foi possível observar a presença dessas fases. Entretanto, na amostra recozida em 800 °C por 1 hora, observa-se presença das fases austenita-secundária e sigma em menor proporção que da amostra recozida em 800 °C por 4 horas. Segundo Magnabosco (2009) e Nilson (1992), o aparecimento dessas fases se deve à decomposição da fase ferrita- α de forma rápida e de maneira instável em

temperaturas entre 600 a 950°C, e pode ocorrer por decomposição euteitoide da ferrita (ferrita- δ = Sigma- σ + Austenita-secundária- γ_2), neste caso, a austenita secundária é mais pobre em Cr, Mo e N que a austenita original, influenciando de forma negativa na resistência à corrosão (Villanueva, 2006; Riveiro, 2009). Já a fase sigma- σ proveniente da decomposição euteitoide da ferrita, também pode precipitar preferencialmente de forma heterogênea nas interfaces ferrita-austenita e em contornos de grão ferrita-ferrita, sendo que seu crescimento ocorre na direção dos grãos de ferrita adjacentes devido apresentar teores mais elevados dos elementos formadores da fase sigma tal como Cr e Mo. Já, o consumo da ferrita original dependerá principalmente do tempo e da temperatura tratamento térmico do aço duplex. Entretanto, segundo Cho e Lee (2013) na faixa de 300 a 1000 °C, dependendo do tempo e temperatura de tratamento térmico, pode ocorrer a precipitação de outras fases intermetálicas, tais como; chi- χ , pi- π , nitretos e carbonetos. Análises de difração de raios-X, observada na Figura 3, confirmam a presença de fases ferrita e austenita na amostra solubilizada em 1070 °C, e recozidas em 650 °C, e de fases ferrita, austenita e sigma na amostra recozida em 800 °C.

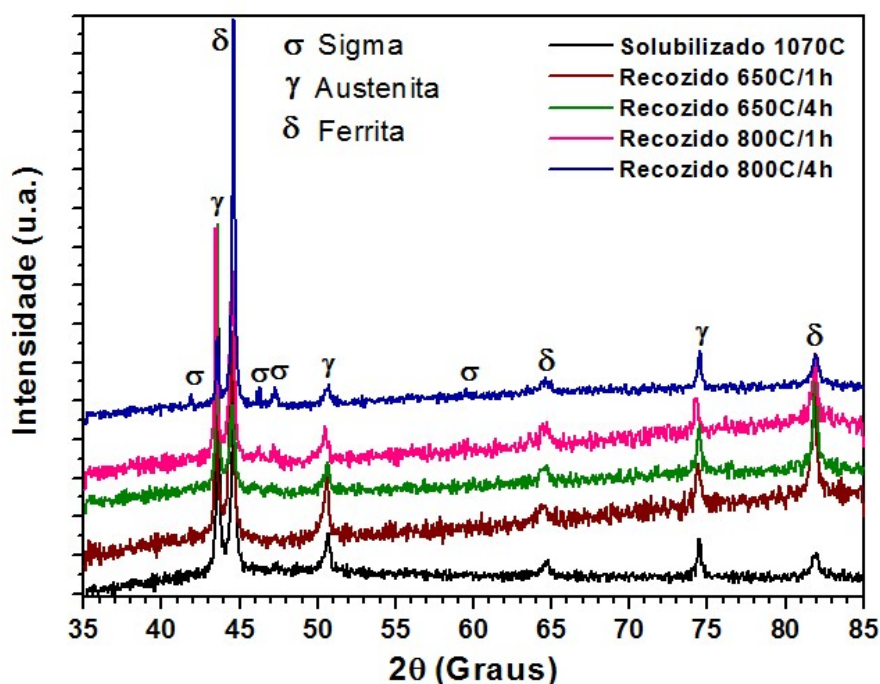


Figura 3. Padrões de difração de raios-X de amostra solubilizada em 1070 °C, e de amostras recozidas em 650°C por 1 e 4 horas, e recozidas em 800°C por 1 e 4 horas.

Análises de espectrometria de energia dispersiva (EDS/MEV) em amostras recozidas em 800°C por 4 horas, mostrados na tabela 2, mostram a distribuição de elementos químicos nas fases sigma (contraste-claro), ferrita (contraste cinza-escuro) e austenita (contraste cinza-claro). Destaca-se a presença de maior teor de elementos estabilizadores; Ni e Mn na fase austenita- γ , e, de maior teor de elementos estabilizadores; Cr e Mo na fase ferrita- δ . Nesta ultima fase os elementos estabilizadores favorecem a precipitação da fase- σ , ricas em Cr e Mo, concordando assim, com a literatura (Mahesh et al., 2015; Rocha, 2011).

Tabela 2 - Percentuais dos elementos presentes nas fases da amostra recozida a 800°C/4h.

Fase	Cr	Mn	Fe	Ni	Mo
Sigma- σ	$30,5 \pm 1,6$	$0,8 \pm 0,3$	$57,1 \pm 0,8$	$3,9 \pm 1,2$	$7,7 \pm 1,1$
Ferrita- δ	$23,6 \pm 0,3$	$1,1 \pm 0,3$	$68,4 \pm 1,2$	$3,7 \pm 0,1$	$3,2 \pm 0,6$
Austenita- γ	$20,7 \pm 1,2$	$1,4 \pm 1,0$	$69,5 \pm 1,6$	$6,6 \pm 1,1$	$1,8 \pm 0,9$

Análises de fração de volumétrica das amostras tratadas termicamente foi realizada em imagens de microscopia óptica através do auxílio do software livre imagem-J. A tabela 3 mostra que a fração volumétrica da fase ferrita- δ na condição solubilizada em 1070 °C é a menor de todas e corresponde a uma fração próxima à que é comercializada o aço duplex com 35 a 45% de ferrita e 45 a 65% de austenita (Senatore, 2007), que também, é concordante com o diagrama de fases mostrado na figura 1. Por outro lado, a fração volumétrica da fase ferrita das amostras recozidas apresenta uma tendência de redução com aumento da temperatura e tempo de tratamento térmico. Isso é mais notório nas amostras recozidas em 800 °C/4h, na qual a redução da fração volumétrica da fase ferrita se deve a sua instabilidade devido a sua

decomposição em fase austenita-secundária e fase sigma. Já a fração volumétrica da fase sigma- σ aumenta com aumento do tempo de tratamento térmico. De acordo ao diagrama pseudo-binário da liga Fe-Cr-Ni (Fig. 1) a fase sigma- σ pode estar presente desde temperaturas acima de 400 °C até temperaturas próximas a 850 °C. Em outro trabalho (Rocha, 2011), tratamentos térmicos de 780 °C por 2 horas, além de precipitar a fase- σ , também precipitaram as fases; χ , Laves e nitretos. A não detecção da fase sigma na temperatura de 650 °C/1 e 4h, pode estar relacionado com tempos de tratamento térmico insuficientes para que ocorra a precipitação da fase- σ , e também com a técnica de caracterização, para o qual é necessário o uso de microscopia eletrônica de transmissão.

Tabela 3 – Fração volumétrica nas fases da amostra recozida a 800°C/4h.

Condição da amostra	Ferrita, δ (%)	Austenita- γ (%)	Gama- σ (%)
Solubilizada em 1070 °C	$34,7 \pm 1,4$	$65,3 \pm 1,5$	-
Recozida em 650 °C/1h	$64,0 \pm 1,1$	$36,0 \pm 1,3$	-
Recozida em 650 °C/4h	$65,2 \pm 1,1$	$34,8 \pm 1,0$	-
Recozida em 800 °C/1h	$61,2 \pm 1,3$	$37,7 \pm 1,4$	$1,2 \pm 0,9$
Recozida em 800 °C/4h	$51,9 \pm 1,5$	$38,2 \pm 1,2$	$9,9 \pm 1,4$

Os resultados da caracterização mecânica são mostrados na figura 4 e na tabela 4. Na figura 4 se observa os ensaios de compressão a frio de todas as amostras tratadas termicamente. A exceção da amostra recozida em 650 °C/1h o restante das amostras apresentam um limite de escoamento em 0,2% de deformação superior a 415 MPa e resistências compressivas entre 1180 a 1330 MPa para deformações compressivas de 30%. Valores que são duas vezes superiores quando realizados por ensaios de tração para a mesma deformação. O limite de escoamento da amostra solubilizada apresenta um valor próximo a aços duplex comercializados com valores em torno de 450 MPa (ASTM A240). Valores que são mais altos que os aços inoxidáveis resultante da microestrutura duplex (austenita mais ferrita) do aço. Nas amostras recozidas se observa valores próximos, porém, na amostra com maior fração volumétrica de fase- σ (amostra recozida em 850 °C/4h) houve um aumento no limite de escoamento, sugerindo, que a fase- σ altamente frágil, apresenta ainda uma combinação com as fases dúcteis, γ e δ , não prejudicando as propriedades mecânicas do aço duplex. Nessa condição o aumento do limite de escoamento é acompanhado com aumento dos valores da dureza, sendo maior para a amostra recozida em 850 °C/4h. Observa-se também uma maior dureza na fase austenita- γ que da fase ferrita- δ , sendo os valores de dureza concordantes com o trabalho de Pereira (2009).

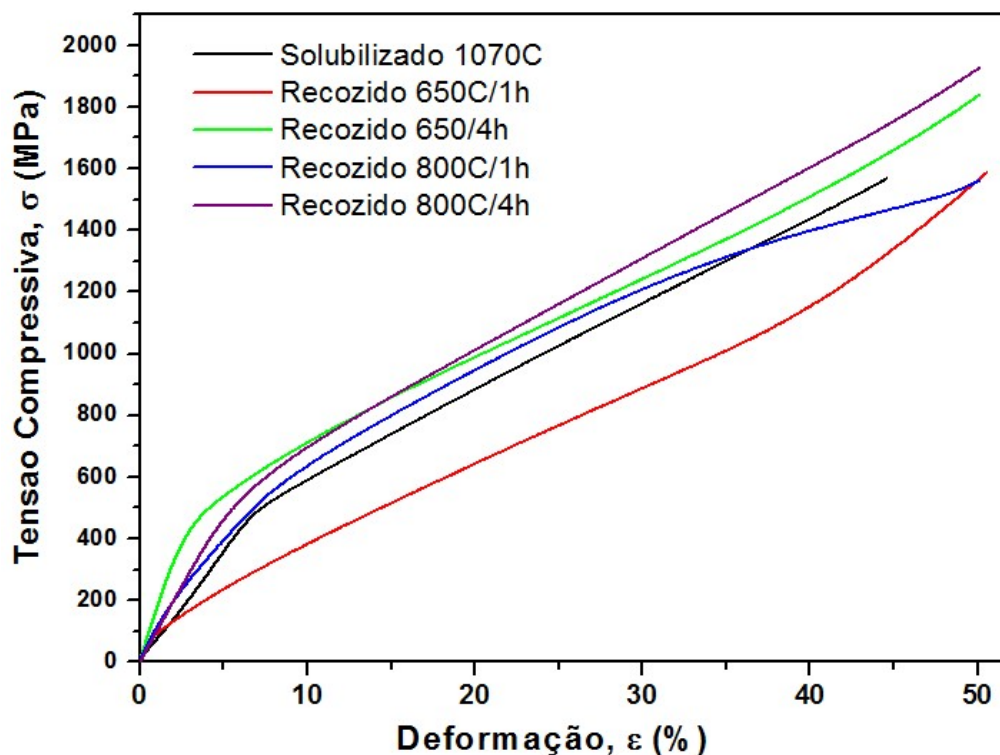


Figura 4. Curvas tensão compressiva em função da deformação compressiva para amostras solubilizada em 1070 °C, e amostras recozidas em 650°C por 1 e 4 horas, e recozidas em 800°C por 1 e 4 horas.

Tabela 4. Propriedades mecânicas de limite de escoamento, $\sigma_{0,2\%}$, dureza Vickers e Brinell

Condição da amostra	$\sigma_{0,2\%}$ (MPa)	HV _{0,1}	HB
Solubilizada em 1070 °C	462	-	231,5 ± 4,4
Recozida em 650 °C/1h	-	-	229,0 ± 18,0
Recozida em 650 °C/4h	436	-	232,7 ± 3,4
Recozida em 800 °C/1h	415	-	238,8 ± 4,7
Recozida em 800 °C/4h	485	-	255,7 ± 3,4
Fase Austenita- γ		259,1 ± 7,6	
Fase Ferrita- δ		245,6 ± 8,1	
Fase Gama- σ		922,0 ± 26,0	

A Figura 5 apresenta a variação do potencial de circuito aberto de 03 amostras durante um período de imersão de 1 hora (3600 s) em solução 3,5% de ClNa a temperatura ambiente. Observa-se que a amostra solubilizada apresenta a melhor resistência à corrosão, estabilizando-se e/ou passivando-se após ~15 minutos. Isso pode estar relacionado a um balanceamento adequado de elementos de liga e de fração volumétrica das fases; ferrita- δ e austenita- γ presentes no aço duplex solubilizado. Entretanto, a amostra recozida em 650 °C/4h, apresenta menor potencial de estabilização após ~30 min de exposição na solução de corrosão, apresentando, assim, menor resistência à corrosão. Já a amostra recozida em 800 °C/4h, durante o tempo de imersão, apresenta uma queda contínua no potencial sem nenhuma estabilização da superfície exposta na solução NaCl. Apresentando a pior condição de resistência à corrosão o que esta diretamente relacionada à presença da fase- σ no aço duplex. A queda na resistência à corrosão também esta relacionada a um desequilíbrio no balanceamento de elementos de liga e da fração volumétrica das fases; ferrita- δ , austenita- γ , e precipitação de fases intermetálicas, resultando em comportamentos eletroquímicos diferentes.

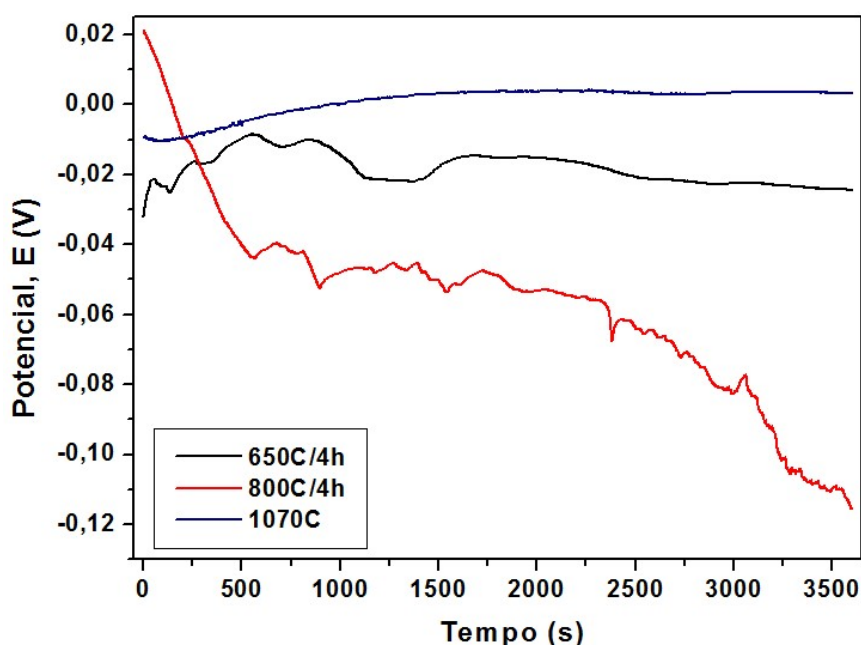


Figura 5. Curvas de potencial de circuito aberto de amostras solubilizada em 1070 °C, e amostras recozidas em 650°C/4h e 800°C/4h.

4. CONCLUSÃO

No presente trabalho foi estudado o aço duplex UNS S31803 na condição solubilizada em 1070°C e na condição recozida em 650 e 800 °C por períodos de tempo de 1 e 4 horas. Foi observado que o aço estudado é constituído de duas fases ferrita e austenita na condição solubilizada, sendo que suas frações volumétricas de ambas as fases são próximas a aços comercializados da mesma liga. As amostras recozidas em 650 °C por 1 e 4 horas, também apresentaram uma mistura de austenita e ferrita, porém, com maior fração volumétrica da fase ferrita, sem presença da fase sigma. Aumentando a temperatura de recozimento para 800 °C e aumento do tempo de 1 para 4 horas, houve uma queda na fração volumétrica da ferrita, devido a sua decomposição e formação da fase sigma. O limite de escoamento compressivo em 0,2% de deformação, de forma geral, é superior a 415 MPa, sendo maior na amostra recozida em 800

°C/4h que apresenta a fase sigma. A mesma tendência foi observada em relação à dureza Brinell. Entretanto, o ensaio de resistência a corrosão por medidas de circuito aberto mostram uma pobre resistência à corrosão da amostra recozida em 800 °C por 4 horas.

5. AGRADECIMENTOS

Os autores agradecem ao pessoal técnico dos laboratórios do Curso de Engenharia de Materiais e à Central Experimental Multiusuário da UFABC.

6. REFERÊNCIAS

- ASTM A240; Standard Specification for Chromium and Chromium-Nickel Stainless Steel Plate, Sheet, and Strip for Pressure Vessels and for General Applications. ASTM A240/A240M-11^a.
- Cho, H., Lee, K., Effect of cold working and isothermal aging on the precipitation of sigma phase in 2205 duplex stainless steel. *Materials Characterization*, 75 (2013) 29-34
- Eckenrodt e Pinnow, "Effects of chemical composition and thermal history on the properties of alloy 2205 duplex stainless steel", 1984 p. 77-87
- Lippold J. C., Kotecki D. J., *Welding, metallurgy and Weldability of Stainless Steels*, Ohio; John Wiley & Sons Inc., 2005, 356p
- Lo K. H., Shek C. H., Lai J. K. L., Recent Developments in Stainless Steels, *Materials Science and Engineering*, R 65 (2009) 29-104, e, Voronenko B. I., Austenitic – Ferritic Stainless Steels: a state of the art review, *Materials Science and Heat Treatment*, v.39 (1997) 9-10,
- Magnabosco, R., Kinetics of sigma phase formation in a duplex stainless steel. *Materials Research*, v. 12, p.321-327, 2009,
- Mahesh, B. D.; Narendranath, S.; Ravikiran, K. *Influence of Heat Treatment on Microstructure, Hardness and Wear Behavior of Super Duplex Stainless Steel AISI 2507*. *American Journal of Materials Science*, 5(3C): 48-52, 2015.
- Nilson, J. O., Super Duplex Stainless, *Materials Science and Technology*, v.8,n.8, 1992, 685-700
- Pereira S. A. P., Efeito da energia de soldagem na microestrutura de um aço inoxidável duplex e super duplex, *Dissertação de Mestrado, Pós-Graduação em Engenharia e Ciência dos Materiais Centro de Ciência e Tecnologia – CCT, Campos dos Goytacazes – RJ*, 2009.
- Riveiro 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*, 21(1/2) (2009) 68-83,
- Rocha, C. L. F. *Influência das Fases Intermetálicas Precipitadas a 780°C em um Aço UNS S 31803*. Tese (Doutorado), Universidade Federal do Rio Grande do Sul, 2011.
- Sedriks, A.J. *Corrosion of stainless steels*. John Wiley, NY, 1996, 2 Ed. Cap. 1 e 2,
- Senatore, P., Finzetto, L., Perea, E., *Revista Escola de Minas*, Estudo comparativo entre os aços inoxidáveis duplex e os inoxidáveis AISI 304L/316L, 60(1), 2007, 175-181
- Villanueva D. M. E., Junior F. C. P., Plaut P. L., Padilha A. F., Comparative study on sigma phase precipitation of Three types of stainless steels; austenitic, superferritic and duplex. *Materials Science and Engineering A*, 22(9) (2006) 1098-1104

7. DIREITOS AUTORAIS

Os autores declaram que somos os únicos responsáveis pelo conteúdo do presente trabalho.

INFLUENCE OF HEAT TREATMENT ON PROPERTIES OF UNS S31801 DUPLEX STEEL

Carlos Triveño Rios, carlos.triveno@ufabc.edu.br^{1,2}

Renato Altobelli Antunes, renato.antunes@ufabc.edu.br^{1,2}

Guilherme Gomes Vieira, guilherme.vieira@aluno.ufabc.edu.br¹

Rodrigo Piveta Vioto, rodrigo.vioto@gmail.com²

¹Engenharia de Materiais, CECS – Universidade Federal do ABC, CEP: 09210-170 – Santo André, SP – Brasil

²Pós-Graduação em Ciência e Engenharia de Materiais – Universidade Federal do ABC, CEP: 09210-170 – Santo André, SP – Brasil

Abstract: Duplex stainless steel (austenitic-ferritic) has superior mechanical resistance and corrosion resistance than austenitic steels, hence its extensive use in the petrochemical industry. The present study aims to study the influence of heat treatment on the structure, mechanical properties and corrosion resistance of 2205 (UNS S31803) duplex stainless steel. The starting material, as received, was solubilized at a temperature of 1070 °C, and then thermally treated at temperatures of 650 and 800 °C for an annealing period of 1 and 4 hours. After annealing, the alloys were characterized by scanning electron microscopy and by X-ray diffraction. The mechanical characterization was performed by Brinell hardness and Vickers Microhardness measurements and by cold compression tests. Corrosion resistance was assessed by open circuit potential tests. It was observed that the annealed samples showed an increase in the compressive strength; however, they presented less corrosion resistance.

Keywords: Duplex stainless, Heat treatment, Mechanical properties, Corrosion.