

INFLUÊNCIA DA MICROESTRUTURA NO COMPORTAMENTO MECÂNICO EM TRAÇÃO E EM FADIGA DE UM AÇO INOXIDÁVEL DUPLEX¹

Henrique Meckler Santos²
José Carlos de Lacerda³
Geraldo Lúcio de Faria⁴
Leonardo Barbosa Godefroid⁴
Luiz Cláudio Cândido⁴

Resumo

Neste trabalho, a resistência à tração e à fadiga de um aço do tipo “UNS S31803” laminado a frio foram estudadas. Amostras foram recozidas em três diferentes temperaturas, para provocar uma variação na fração volumétrica das fases α/γ e possível precipitação de fases indesejáveis. Corpos de prova com espessura de 1,8mm foram preparados segundo normas específicas da ASTM, e ensaiados na temperatura ambiente. Os ensaios de tração foram realizados com controle de deslocamento, numa velocidade de 5mm/min. Os ensaios de fadiga foram realizados com controle de força, numa frequência de 30Hz e razão R entre tensões de 0,1. Os resultados mostraram uma variação linear entre a fração volumétrica das fases α/γ com a temperatura de recozimento, uma relação inversa entre a resistência mecânica e a ductilidade por tração e a temperatura, e uma relação direta entre a resistência por tração e a resistência à fadiga. Os resultados demonstraram a sensibilidade do aço em relação à temperatura de recozimento.

Palavras-chave: Aço inoxidável duplex; Recozimento; Microestrutura; Tração; Fadiga.

EFFECT OF MICROSTRUCTURE ON TENSILE AND FATIGUE RESISTANCE OF A DUPLEX STAINLESS STEEL

Abstract

In this paper, the tensile and fatigue resistance of a grade UNS S31803 duplex stainless steel were studied. Samples were annealed in three different temperatures, to promote variation in the α/γ proportion and precipitation of dangerous phases, and to study the effect of the microstructure on the mechanical behavior. Specimens with a thickness of 1.8mm were prepared according to ASTM standards. Tensile tests are conducted with displacement control, with a rate of 5mm/min. Force controlled constant amplitude axial fatigue tests are conducted at a frequency of 30Hz and R stress ratio of 0.1. The results showed a linear relationship between the volume fraction of α/γ phases with annealing temperature, an inverse relationship between the tensile resistance and ductility with the temperature, and a direct relationship between the tensile resistance and the fatigue resistance. The results demonstrate the sensitivity of the steel in relation to the annealing temperature.

Keywords: Duplex stainless steel; Annealing; Microstructure; Tensile; Fatigue tests.

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 Aluno de graduação em Engenharia Metalúrgica, Escola de Minas da Universidade Federal de Ouro Preto - UFOP. Ouro Preto, MG, Brasil.

³ Engenheiro mecânico. Aluno de doutorado, REDEMAT, UFOP. Ouro Preto, MG, Brasil.

⁴ Engenheiro metalurgista. D.Sc.. Membro da ABM, Professor Associado da Escola de Minas e REDEMAT, UFOP. Ouro Preto, MG, Brasil.

1 INTRODUÇÃO

Os aços inoxidáveis duplex são uma classe de aços inoxidáveis,^(1,2) com uma microestrutura bifásica consistindo de frações volumétricas aproximadamente iguais de ferrita (α) e austenita (γ). O balanço entre as duas fases é obtido por intermédio de tratamento térmico, cuja temperatura depende da composição química da liga. Resultado de uma união perfeita entre os aços inoxidáveis austeníticos e os aços inoxidáveis ferríticos, estes aços combinam as melhores características de ambas as ligas, como por exemplo: maior resistência à corrosão sob tensão (mas não é imune) e boa soldabilidade, além de custo reduzido devido à menor presença de elementos de liga em comparação com outros aços inoxidáveis.⁽³⁻⁸⁾ Devido ao seu baixo teor de carbono, (inferior a 0,03%) os aços inoxidáveis duplex não são suscetíveis à sensitização (a precipitação de carbonetos de cromo em contornos de grão é praticamente eliminada) e, portanto, possuem alta resistência à corrosão intergranular. A adição de nitrogênio aos aços inoxidáveis duplex permite aumentar a tenacidade e a resistência à corrosão da zona afetada pelo calor comparativamente à do metal base na condição soldada. Com baixo percentual de níquel em sua composição química, estes aços apresentam seu limite de escoamento por tração muito superior aos dos aços inoxidáveis austeníticos, permitindo a concepção de projetos com espessuras mais finas e com maior resistência à corrosão.

Um grau importante da família dos aços inoxidáveis duplex é o chamado “grau 2205” (UNS S31803), utilizado na indústria de petróleo e gás em tubos flexíveis para extração de petróleo, podendo também ser aplicado em tanques para armazenagem de produtos químicos e equipamentos para o segmento de papel e celulose. A sua resistência mecânica é promovida pela fase ferrítica (solução sólida intersticial, principalmente N; solução sólida substitucional, principalmente Cr, Mo, Ni; refino de grão, com ação mútua entre as fases), enquanto a fase austenítica mantém a ductilidade e a tenacidade da liga. A mistura de fases confere também uma boa resistência ao trincamento por corrosão sob tensão, e torna a liga insensível à corrosão intergranular. Seu alto teor de cromo e de molibdênio, quando utilizado, é responsável pela resistência à corrosão por pites e corrosão uniforme.

Por outro lado, o uso contínuo deste aço em altas temperaturas (acima de 250°C) não é recomendável, devido à formação de precipitados, como fases α' e σ , que são responsáveis pela fragilização do material e queda na sua tenacidade.⁽⁸⁻²³⁾ Neste caso, a fração volumétrica das fases, sua morfologia e distribuição influenciam os efeitos deletérios dos precipitados.

No sentido de verificar o efeito da temperatura nas propriedades mecânicas do material, estudou-se neste trabalho a resistência à tração e à fadiga (fadiga sob controle de carga) de um aço do tipo “UNS S31803”. Amostras foram recozidas em três diferentes temperaturas, para provocar uma variação na fração volumétrica das fases α/γ e possível precipitação de fases indesejáveis.

2 MATERIAL E MÉTODOS EXPERIMENTAIS

O aço estudado foi doado pela Empresa APERAM *South America*, na forma de chapa laminada a frio. Sua composição química nominal está apresentada na Tabela 1. Corpos de prova de seção transversal retangular e raio contínuo entre as cabeças, com espessura de 1,8mm, foram preparados segundo normas específicas

da ASTM.^(24,25) Os corpos de prova foram retirados no sentido transversal à laminação do aço, e recozidos em três temperaturas: 1060°C, 1200°C e 1300°C.

Tabela 1. Composição química nominal do aço inoxidável analisado (% em massa).⁽³⁾

Aço	C _{max}	Cr	Mn	Mo	Ni	N ₂	P	S	Si _{max}
UNS S31803	0,03	21,0- 23,0	2,00	2,5-3,5	4,5-6,5	0,08-0,20	0,03	0,02	1,00

Os ensaios mecânicos foram realizados em uma máquina servo-hidráulica MTS, na temperatura ambiente. Os ensaios de tração foram realizados com controle de deslocamento, numa velocidade de 5mm/min. Os ensaios de fadiga foram realizados com controle de carga, numa frequência de 30Hz e razão R entre tensões de 0,1. Em todos os ensaios mecânicos foram utilizados três corpos de prova para cada situação. As características microestruturais foram analisadas em um microscópio ótico LEICA, a partir de amostras retiradas no sentido transversal à laminação do aço, e atacadas com um reativo constituído por 1g de K₂S₂O₅, 15ml de HCl diluídos em 85ml de água destilada, com um tempo de exposição de 5s.^(19,26) A análise de fratura foi conduzida em um microscópio eletrônico de varredura JEOL (imagem por elétrons retroespalhados - BSE).

3 RESULTADOS E DISCUSSÃO

A Figura 1 apresenta a microestrutura do aço após o recozimento nas três temperaturas adotadas. Para a temperatura de 1060°C, pode-se perceber uma microestrutura fibrosa, típica do processo de laminação do aço. A fase austenítica aparece como ilhas com tonalidade mais clara, e a fase ferrítica é a matriz que envolve a fase austenítica e se apresenta em tonalidade mais escura. Para a temperatura de 1200°C, a microestrutura continua fibrosa, mas com aumento significativo do tamanho de grão de ambas as fases presentes. Para a temperatura de 1300°C, o fibramento começa a ser substituído por uma microestrutura diferente, com tamanho de grão maior para a ferrita, e tendência para uma morfologia de austenita na forma acicular e localizada nos contornos de grãos da ferrita. O recozimento do aço também alterou a fração volumétrica das fases presentes. A Tabela 2 mostra o aumento da fase ferrítica à medida que se aumenta a temperatura. Na Figura 2, pode-se observar que a dependência das frações volumétricas das fases presentes com a temperatura de recozimento segue uma tendência linear. Estes resultados estão de acordo com o esperado.⁽⁸⁾ O ataque químico utilizado conseguiu revelar a presença da fase σ , precipitada nos grãos de ferrita, conforme também encontrado por outros pesquisadores.^(19,26)

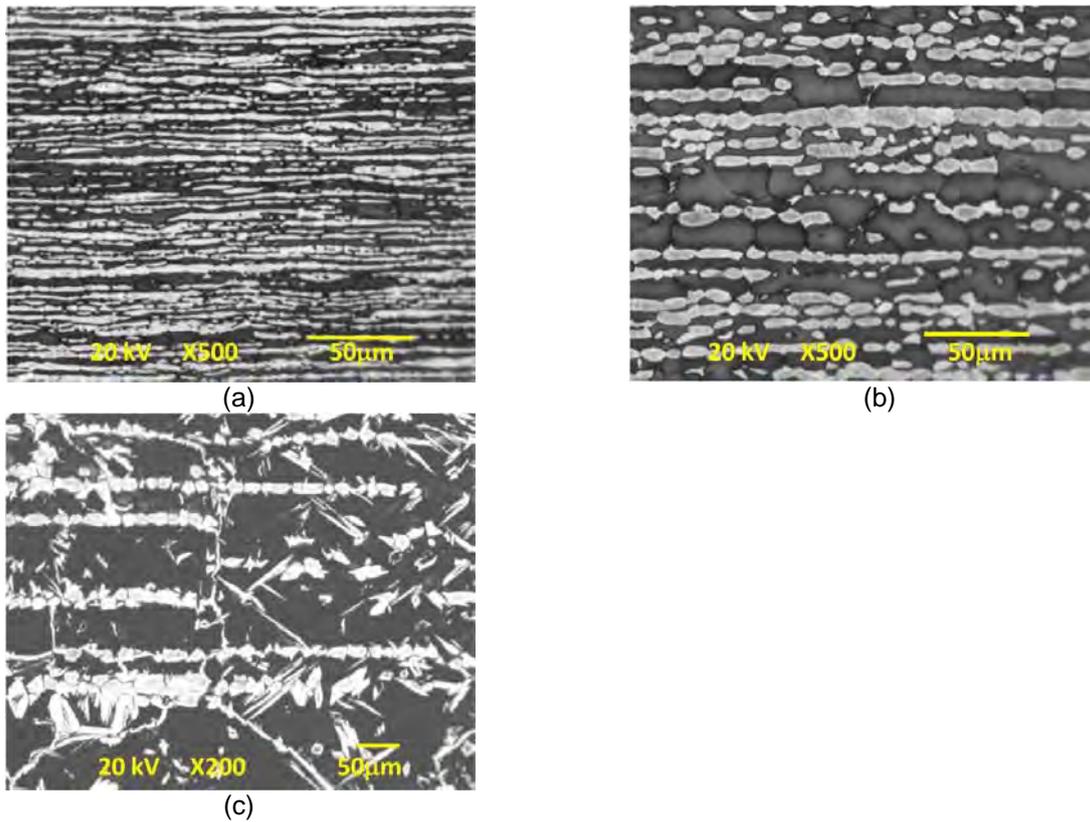


Figura 1. Microestruturas do aço inoxidável duplex em função da temperatura de recozimento; ferrita escura, austenita clara. (a) $T = 1060^{\circ}\text{C}$; (b) $T = 1200^{\circ}\text{C}$; (c) $T = 1300^{\circ}\text{C}$. Microscópio ótico. Ataque: $\text{K}_2\text{S}_2\text{O}_5/\text{HCl}/\text{H}_2\text{O}$.

Tabela 2. Fração volumétrica de fases α/γ em função do recozimento

T ($^{\circ}\text{C}$)	1060	1200	1300
fase α	51 ± 2	$61,5 \pm 4$	$73,6 \pm 3$
fase γ	49 ± 2	$38,5 \pm 4$	$26,4 \pm 3$

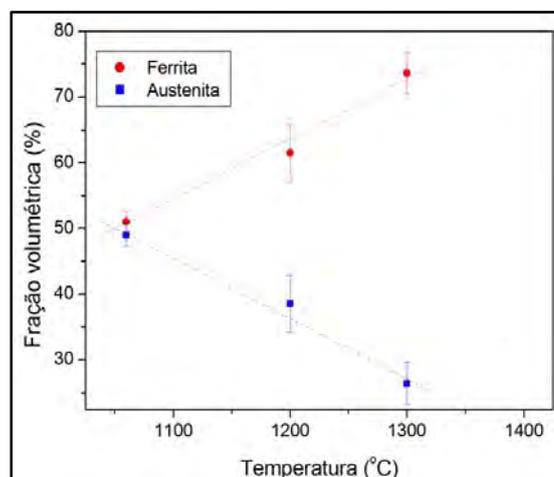


Figura 2. Variação da fração volumétrica das fases em função da temperatura de recozimento do aço.

A Tabela 3 e a Figura 3 mostram a variação de dureza (microdureza Vickers) nas fases α/γ em função da temperatura de recozimento. Pode-se perceber um aumento significativo da dureza na ferrita, confirmando a precipitação da fase σ na temperatura de 1300°C, mesmo considerando o aumento do seu tamanho de grão.

Tabela 3. Microdureza Vickers das fases α/γ em função do recozimento

T (°C)	1060	1200	1300
fase α	289 ± 14	283 ± 12	347 ± 15
fase γ	365 ± 16	341 ± 19	315 ± 13

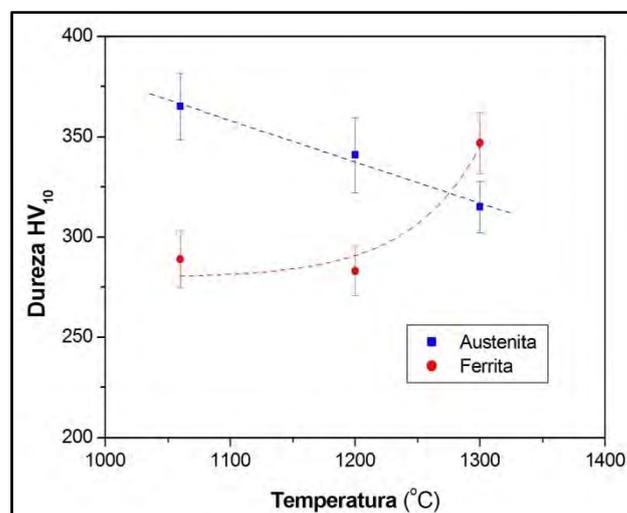


Figura 3. Variação da dureza das fases em função da temperatura de recozimento do aço.

A Figura 4 mostra as curvas (de engenharia) tensão *versus* deformação obtidas nos ensaios de tração com corpos de prova do aço recozido nas três temperaturas adotadas. As principais propriedades mecânicas obtidas a partir destas curvas são apresentadas na Tabela 4. As Figuras 5 e 6 mostram curvas de tendência para as relações entre as propriedades mecânicas e a temperatura de recozimento. Pode-se notar o decréscimo da resistência mecânica com o aumento da temperatura de recozimento, devido ao aumento do tamanho de grão, mudança de fração volumétrica e de morfologia das duas fases. Como a deformação total (e consequentemente a tenacidade) também está diminuindo com o aumento da temperatura, a presença das fases α' (não observada no microscópio ótico) e σ (observada no microscópio ótico) contribui também para estes resultados⁽⁹⁻¹¹⁾, por intermédio da tendência para fragilização da ferrita (devido ao aumento de dureza observado).

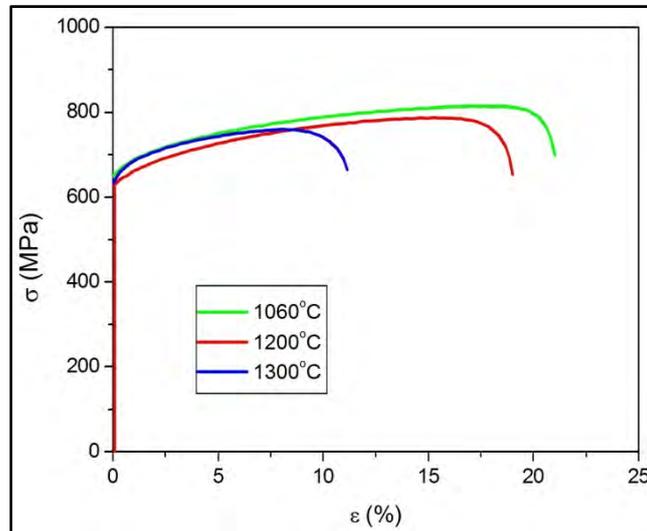


Figura 4. Curvas tensão x deformação em função da temperatura de recozimento do aço.

Tabela 4. Propriedades mecânicas por tração em função do recozimento

T (°C)	1060	1200	1300
σ_{LE} (MPa)	650 ± 4	626 ± 10	632 ± 11
σ_{LR} (MPa)	818 ± 10	789 ± 2	763 ± 20
ϵ (%)	23 ± 3	21 ± 2	13 ± 2

σ_{LE} : tensão limite de escoamento; σ_{LR} : tensão limite de resistência; ϵ : deformação total

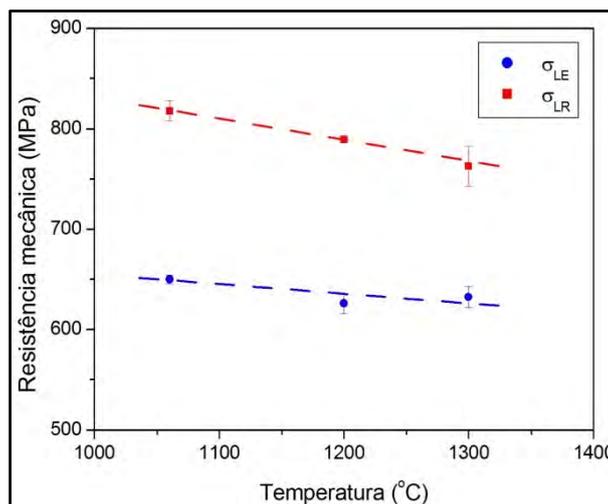


Figura 5. Resistência mecânica por tração em função da temperatura de recozimento do aço.

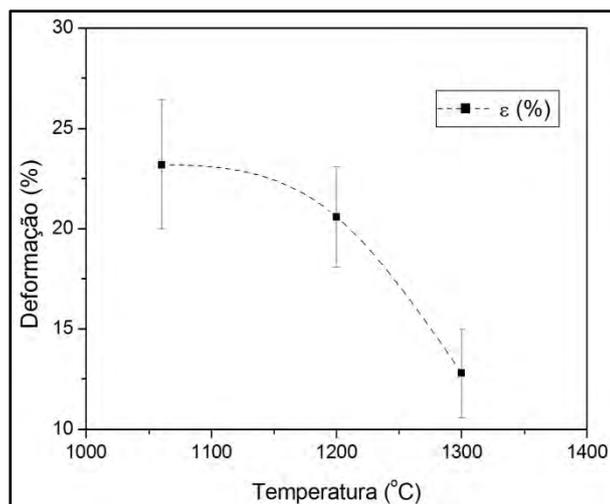
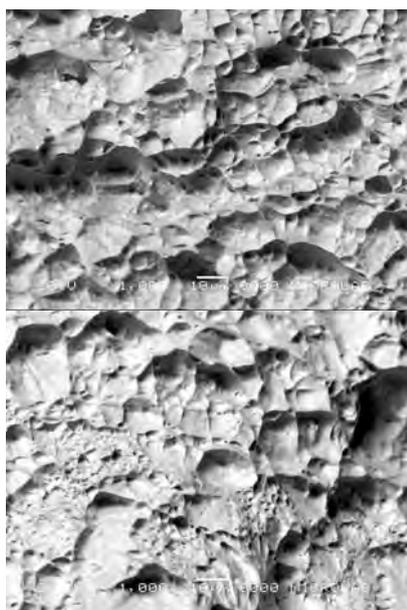
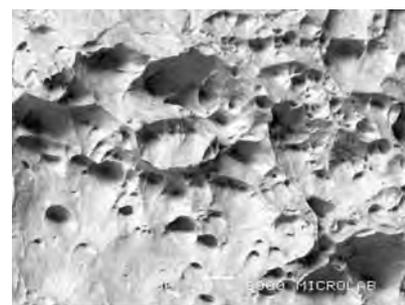


Figura 6. Deformação total por tração em função da temperatura de recozimento do aço.

Independentemente da influência da temperatura de recozimento nas propriedades mecânicas por tração do aço inoxidável duplex, a fratura teve sempre um caráter dúctil, com mecanismo de nucleação, crescimento e coalescimento de microcavidades.⁽²⁷⁾ A Figura 7 ilustra este mecanismo para as três situações estudadas.



(a) T = 1060°C



(b) T = 1200°C



(c) T = 1300°C

Figura 7. Fratografias de corpos de prova ensaiados por tração. MEV(BSE); 1000X.

A Figura 8 apresenta os resultados obtidos nos ensaios de fadiga com controle de carga, na forma de curvas tensão máxima versus número de ciclos para fratura (curvas de tendência). O gráfico está dividido em três regiões, relacionados com comportamentos distintos para o material: fadiga de baixo ciclo (tensões máximas superiores à tensão limite de escoamento por tração), fadiga de alto ciclo (tensões máximas inferiores à tensão limite de escoamento por tração), e região de “vida infinita” (amostras não rompidas para número de ciclos superior a 10^7). Percebe-se o efeito deletério do aumento da temperatura de recozimento no desempenho do aço.

A Figura 9 mostra a tradicional relação entre a tensão limite de resistência por tração e o limite de fadiga para o aço estudado nas três temperaturas adotadas.⁽²⁷⁾

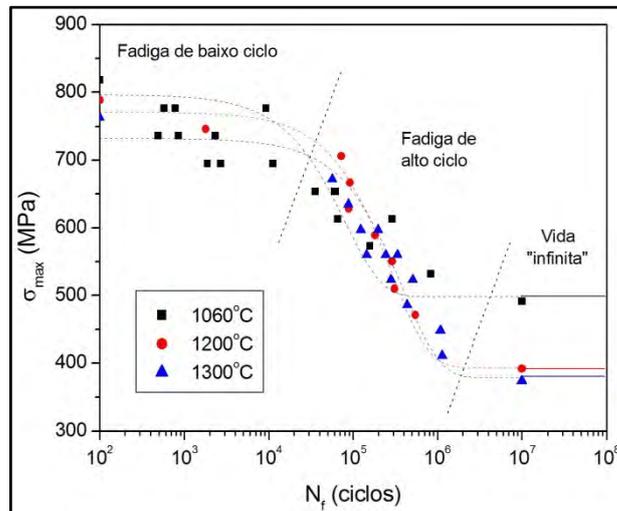


Figura 8. Curvas tensão x vida por fadiga em função da temperatura de recozimento do aço.

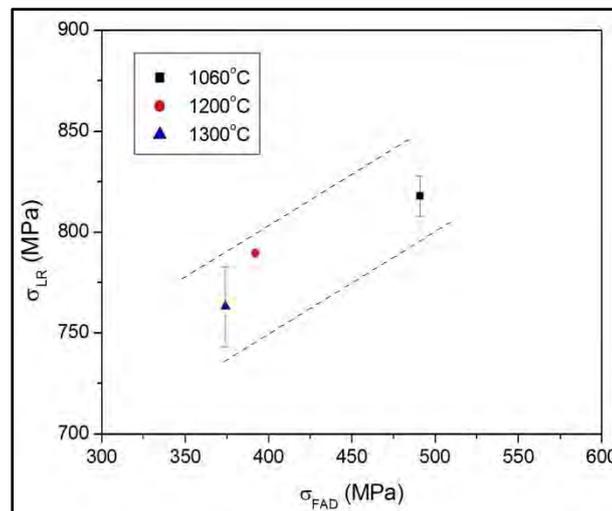


Figura 9. Relação limite de resistência por tração x limite de fadiga ($N_f = 10^7$ ciclos) em função da temperatura de recozimento do aço.

O estudo da resistência à fadiga em aços inoxidáveis duplex tem interessado diversos pesquisadores nas duas últimas décadas.⁽²⁸⁻⁵²⁾ Há um consenso de que a nucleação de trincas por fadiga depende fortemente de características de ambas as fases, como sua fração volumétrica e sua morfologia, endurecimento/amolecimento cíclico, orientação cristalográfica, ativação de bandas de deslizamento e de maclação, precipitação de fases frágeis na ferrita, etc. Há também um consenso de que os mecanismos de trincamento por fadiga dependem do nível de tensão/deformação atuante no material (baixo/alto ciclo), e que as interfaces entre as fases desempenham um importante papel na resistência ao crescimento de trinca. No caso do presente trabalho, acredita-se que o aumento da dureza da ferrita com o aumento da temperatura de recozimento transferiu a deformação plástica para a austenita, onde ocorreu a maior incidência de nucleação de trincas por fadiga. Uma vez nucleadas na austenita, as trincas se propagaram com mais facilidade na ferrita com comportamento mais frágil. A diminuição de interfaces α - γ com o aumento da temperatura ajudou a diminuir a resistência ao crescimento

destas trincas. Daí, a degradação da resistência à fadiga com o aumento da temperatura.

A análise de fratura também revelou características importantes sobre o efeito da temperatura de recozimento no trincamento por fadiga. Para facilitar a comparação entre as três situações distintas, foram escolhidos corpos de prova rompidos para uma tensão máxima de aproximadamente 550MPa, o que corresponde a cerca de 70% da tensão limite de resistência por tração para cada aço (região de fadiga de alto ciclo). Qualquer que seja a situação, sempre o trincamento iniciou-se na superfície externa do corpo de prova, em uma região próxima a um canto vivo (concentrador de tensões). Em todos os corpos de prova, pôde-se distinguir a região de início do trincamento, com típicos platôs característicos de cisalhamento de planos cristalográficos, e a região intermediária/final do trincamento, com as tradicionais estrias de fadiga.⁽²⁷⁾

A Figura 10(a-c) mostra uma variação do mecanismo de trincamento em função da temperatura. Enquanto a nucleação de trinca por fadiga nos aços tratados a 1060°C e 1200°C parece iniciar-se em uma região particular do canto vivo do corpo de prova (como se fosse causada por uma inclusão), a nucleação de trinca no aço tratado a 1300°C ocorreu em diversos pontos do corpo de prova (como se fosse causada por bandas de deformação aleatoriamente orientadas, que chegam à superfície). Este comportamento distinto é reportado na literatura.

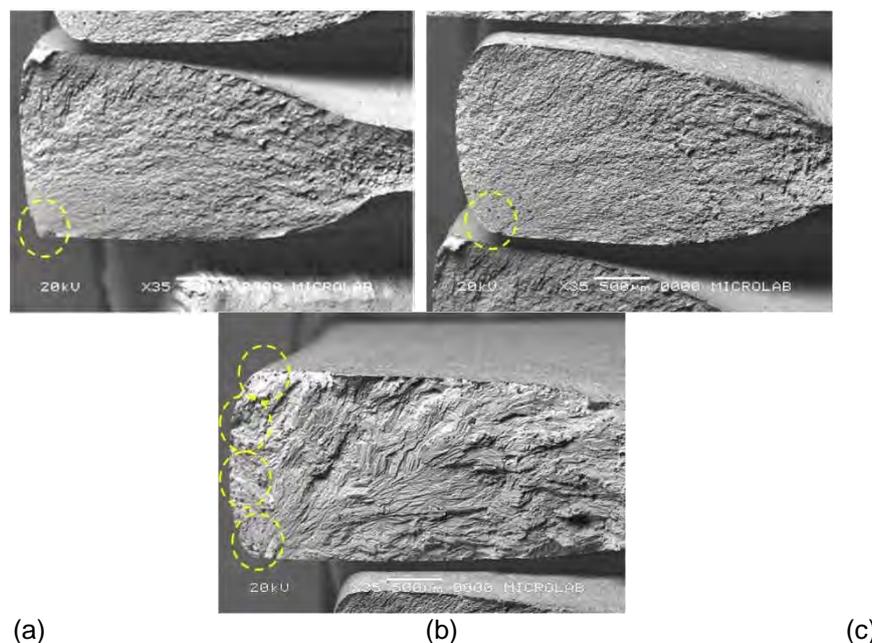


Figura 10. Fratografias de corpos de prova ensaiados por fadiga. $\sigma_{max} \cong 70\% \sigma_{LR}$. MEV(BSE); 35X. (a) T = 1060°C; (b) T = 1200°C; T = 1300°C. A circunferência tracejada indica o(s) prováveis ponto(s) de nucleação de trinca.

Na região de início do trincamento, o aço tratado a 1300°C foi o que apresentou planos de cisalhamento com maior área superficial de escorregamento. Na região intermediária/final do trincamento por fadiga, foi também o aço tratado a 1300°C que apresentou estrias com maior nitidez e intensidade. Estas características são mostradas na Figura 11(a-f). Todas as variações fratográficas se relacionam principalmente com a diferença de tamanho de grão, fração volumétrica e morfologia das fases envolvidas, em função das temperaturas de recozimento.

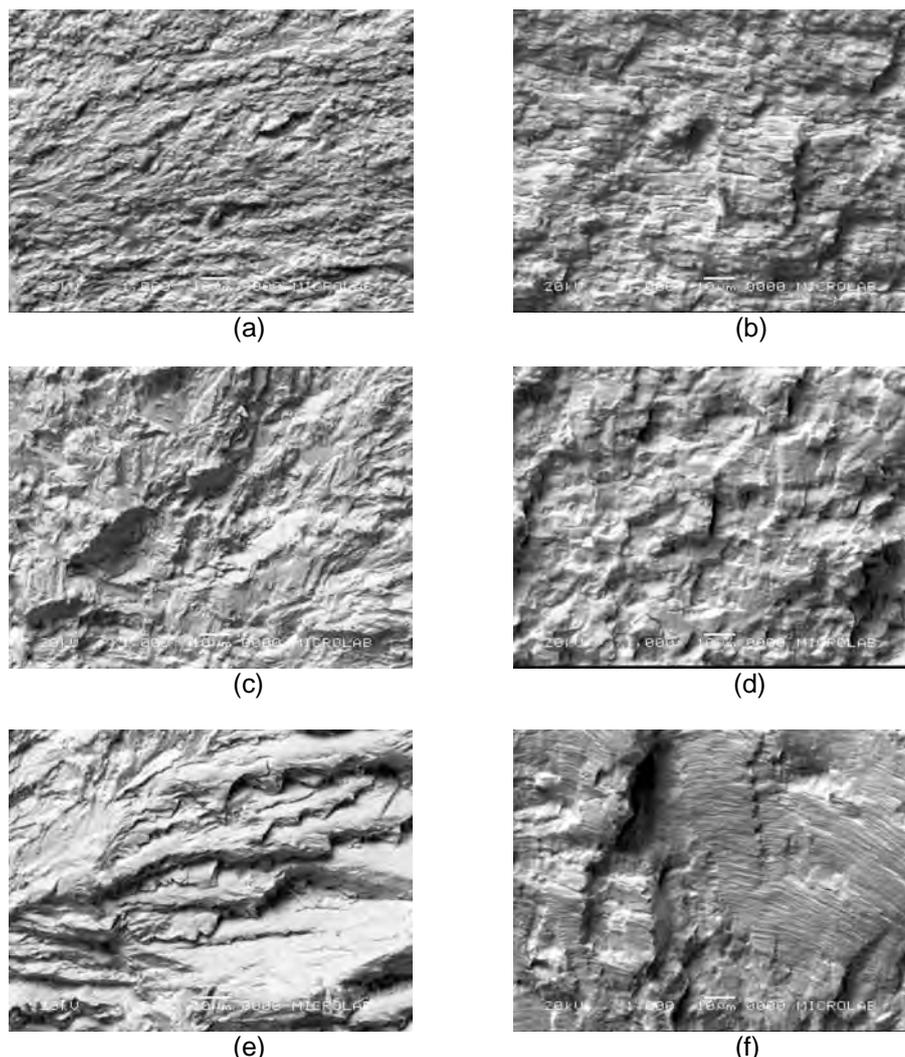


Figura 11. Fratografias de corpos de provas ensaiados por fadiga, regiões de início e meio/fim do trincamento por fadiga. MEV (BSE); 1000X; (a) e (b) T = 1060°C; (c) e (d) T = 1200°C; (e) e (f) T = 1300°C, colunas da esquerda (a,c,e): início do trincamento; colunas da direita (b,d,f): meio/fim do trincamento.

4 CONCLUSÕES

A investigação dos efeitos de recozimento nas temperaturas de 1060°C, 1200°C e 1300°C na microestrutura e nas propriedades mecânicas de um aço inoxidável duplex UNS S31803 possibilitou obter as seguintes conclusões:

- O aumento da temperatura provocou uma significativa alteração na microestrutura do aço, com mudança na fração volumétrica, tamanho de grão e morfologia das fases ferrita e austenita, e precipitação de fases indesejáveis na ferrita;
- Estas mudanças microestruturais provocaram diminuição da resistência mecânica por tração e da ductilidade do aço;
- Estas mudanças microestruturais provocaram também diminuição na resistência ao trincamento por fadiga, com alteração do mecanismo de fratura do aço.

Agradecimentos

Os autores agradecem à Empresa Aperam *South America* pela doação de corpos de prova para realização deste trabalho, ao Microlab/EM/UFOP pela utilização do MEV, e ao Prof. Thompson Jr. Ávila Reis (UNIPAC) pelo apoio na parte experimental e discussão dos resultados.

REFERÊNCIAS

- 1 Soluções sustentáveis em aço inoxidável para toda a cadeia de óleo e gás. APERAM South America; www.aperam.com; consultado em 04/03/2013.
- 2 Charles, J., Faria, R.A.; Aços inoxidáveis duplex e aplicações em óleo e gás; www.nucleinox.org.br/upfiles/arquivos/downloads/inox08/pg_247-254.pdf; consultado em 04/03/2013.
- 3 Davis, J. R.; *Stainless Steels Handbook*. The Materials Information Society (ASM), 1996.
- 4 Neessen, F., Bandsma, P., Smitweld, L.; Tankers-a composition in duplex stainless steels. *Weld Innov*, v.18, p. 3–8, 2001.
- 5 Horvarth, W. et al. Influence of thermal cycling on the microstructure of a ferritic–austenitic duplex stainless steel. *Materials Characterization*, v. 34, p. 277–85, 1995.
- 6 Olsson, J., Snis, M.; Duplex – A new generation of stainless steels for desalination plants. *Desalination* v. 205, p.104–113, 2005.
- 7 Hussain, E.A.M., Robinson, M.J.; Erosion–corrosion of 2205 duplex stainless steel in flowing seawater containing sand particles. *Corrosion Science* v.49, p.1737-1754, 2007.
- 8 IMO (International Molybdenum Association). *Practical Guidelines for the Fabrication of Duplex Stainless Steel*. London, 2009 (segunda edição). 64 páginas.
- 9 Moreno, J.R.S.; Degradação da resistência à corrosão de aços inoxidáveis duplex devido ao envelhecimento em baixas temperaturas por tempos prolongados. Tese. UFSCar, 2004. 196 folhas.
- 10 Pinto, T.B.; Comportamento mecânico de um aço inoxidável duplex do tipo 2205 sob a influência da temperatura e da precipitação de fases frágeis. Tese. Unicamp, 2001. 214 folhas.
- 11 Fontes, T.F.; Efeito da fase α' nas propriedades mecânicas e de resistência à corrosão do aço inoxidável duplex UR 52N+. Dissertação. IPEN, 2009. 93 folhas.
- 12 Michalska, J., Sozanska, M.; Qualitative and quantitative analysis of σ and χ phases in 2205 duplex stainless steel. *Materials Characterization*, v. 56, p. 355–362, 2005.
- 13 Sieurin, H., Sandström, R.; Sigma phase precipitation in duplex stainless steel 2205. *Materials Science and Engineering A*, v. 444, p. 271–276, 2007.
- 14 Magnabosco, R.; Kinetics of Sigma Phase Formation in a Duplex Stainless Steel. *Materials Research*, v. 12, n. 3, p. 321-327, 2009.
- 15 Magnabosco, R.; Bruno, D.; Efeito do envelhecimento a 475°C na microestrutura e corrosão por pite do aço inoxidável duplex UNS S31803 (SAF 2205). In: 62º Congresso Internacional Anual da ABM, Vitória, 2007.
- 16 Nascimento, A.M. et al. Estudo das transformações de fase do aço inoxidável duplex UNS S31803 quando submetido a altas temperaturas. *Revista Tecnologia*, Fortaleza, v. 24, p. 13-22, 2003.
- 17 Badji, R. et al. Phase transformation and mechanical behavior in annealed 2205 duplex stainless steel welds. *Materials Characterization*, v. 59, p. 447-453, 2008.
- 18 Zucato, I. et al. Microstructural characterization and the effect of phase transformations on toughness of the UNS S31803 duplex stainless steel age treated at 850°C. *Materials Research*, v. 5, p. 385-389, 2002.
- 19 Fargas, G., Anglada, M., Mateo, A.; Effect of the annealing temperature on the mechanical properties, formability and corrosion resistance of hot-rolled duplex stainless steel. *Journal of Materials Processing and Technology*, v. 209, p. 1770-1782, 2009.

- 20 Weng, K.L., Chen, H.R., Yang, J.R.; The low-temperature aging embrittlement in a 2205 duplex stainless steel. *Materials Science and Engineering*, v. A379, p. 119-132, 2004.
- 21 Hättestrand, M. et al. Study of decomposition of ferrite in a duplex stainless steel cold worked and aged at 450-500°C. *Materials Science and Engineering*, v. A499, p. 489-492, 2009.
- 22 Silva, E.M. et al. Phase transformations evaluation on a UNS S31803 duplex stainless steel based on non-destructive testing. *Materials Science and Engineering*, v. A515, p. 126-130, 2009.
- 23 Chandra, K. et al. Low-temperature embrittlement of duplex stainless steel: correlation between mechanical and electrochemical behavior. *Materials Science and Engineering*, v. A527, p. 3904-3912, 2010.
- 24 ASTM E8M; Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials.
- 25 ASTM E466-07; Standard Practice for Conducting Force Controlled Constant Amplitude Axial Fatigue Tests of Metallic Materials.
- 26 Reis, T.J.A., Andrade, M.S., Godefroid, L.B.; Efeito de tratamentos isotérmicos a 475°C e a 850°C na resistência à fadiga de um aço inoxidável duplex UNS S32304. In: 68^o Congresso Internacional Anual da ABM, Belo Horizonte, 2007.
- 27 Godefroid, L.B., Cândido, L.C., Morais, W.A.; Análise de Falhas, ABM, 2012.
- 28 Llanes, L., Mateo, A., Anglada, M.; Cyclic response of duplex stainless steel – an intrinsic two-phase description. In: *Proceedings of the Sixth International Fatigue Conference*. Berlin/Germany, Pergamon, 1996, p.87-92.
- 29 Mateo, A. et al. Fatigue life of duplex stainless steel – influence of ageing and environment. In: *Proceedings of the Sixth International Fatigue Conference*. Berlin/Germany, Pergamon, 1996, p.209-214.
- 30 Chai, G., Sundqvist, M.; Fatigue strength and crack behavior of duplex stainless steel. In: *Proceedings of the Seventh International Fatigue Conference*. Beijing/China, EMAS, 1999, p.175-180.
- 31 Baffie, N. et al. Influence of interfaces on LCF short crack propagation in the bulk in single phase and in duplex stainless steels. In: *Proceedings of the Seventh International Fatigue Conference*. Beijing/China, EMAS, 1999, p.359-364.
- 32 Mateo, A. et al. High cycle fatigue behaviour of a standard duplex stainless steel plate and bar. *Materials Science and Engineering A*, v.319-321, 2001, p.516-520.
- 33 Bugat, S. et al. Microstructure and damage initiation in duplex stainless steels. *Materials Science and Engineering A*, v.317, 2001, p.32-36.
- 34 Vogt, J.B., Massol, K., Foct, J.; Role of microstructure on fatigue properties of 475°C aged duplex stainless steel. *International Journal of Fatigue*, v. 24, 2002, p.627-633.
- 35 Mateo, A. et al. Cyclic deformation and fatigue behavior of duplex stainless steel. In: *Proceedings of the Eighth International Fatigue Conference*. Stockholm/Sweden, EMAS, 2002, p.461-472.
- 36 Stolarz, J., Baffie, N.; Low cycle fatigue of aged duplex steels. In: *Proceedings of the Eighth International Fatigue Conference*. Stockholm/Sweden, EMAS, 2002, p.2831-2838.
- 37 Mateo, A. et al. Anisotropy effects on the fatigue behaviour of rolled duplex stainless steels. *International Journal of Fatigue*, v. 25, 2003, p.481-488.
- 38 Gironès, A. et al. EBSD studies on the influence of texture on the surface damage mechanisms developed in cyclically loaded aged duplex stainless steels. *Materials Science and Engineering A*, v.387-389, 2004, p.516-521.
- 39 Chai, G.; Fatigue behavior of duplex stainless steels in the very high cycle regime. *International Journal of Fatigue*, v. 28, 2006, p.1611-1617.
- 40 Düber, O. et al. Short crack propagation in duplex stainless steel. In: *Proceedings of the Ninth International Fatigue Conference*. Atlanta/USA, Elsevier, 2006, CD_ROM.
- 41 Alvarez-Armas, I. et al. Microstructure associated with crack initiation during low-cycle fatigue in a low nitrogen duplex stainless steel. *International Journal of Fatigue*, v. 29, 2007, p.758-764.

- 42 Armas,A.F. et al. The influence of temperature on the cyclic behavior of aged and unaged super duplex stainless steels. *Materials Science and Engineering A*, v.491, 2008, p.434-439.
- 43 El Bartali,A. et al. Identification and analysis of slip systems activated during low-cycle fatigue in a duplex stainless steel. *Scripta Materialia*, v.59, 2008, p.1231-1234.
- 44 Balbi,M. et al. Microcrack growth and fatigue behavior of a duplex stainless steel. *International Journal of Fatigue*, v. 31, 2009, p.2006-2013.
- 45 El Bartali,A., Aubin,V., Degallaix,S.; Surface observation and measurement techniques to study the fatigue damage micromechanisms in a duplex stainless steel. *International Journal of Fatigue*, v. 31, 2009, p.2049-2055.
- 46 Marinelli,M.C et al. Activated slip systems and microcrack path in LCF of a duplex stainless steel. *Materials Science and Engineering A*, v.509, 2009, p.81-88.
- 47 Sahu,J.K., Gosh,R.N., Christ,H.J.; Low cycle fatigue behavior of duplex stainless steel – influence of isothermal aging treatment. *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*, v. 33, 2009, p.77-86.
- 48 Christ,H.J. et al. Propagation behaviour of microstructural short fatigue cracks in the high-cycle fatigue regime. *Computational Materials Science*, v. 46, 2009, p.561-565.
- 49 Alvares-Armas,I. Experimental characterization of short fatigue crack kinetics in an austeno-ferritic duplex steel. *Procedia Engineering*, v.10, 2011, p.1491-1496.
- 50 Sahu, J.K., Krupp,U., Christ,H.; Fatigue crack initiation behavior in embrittled austenitic-ferritic stainless steel. *International Journal of Fatigue*, v. 45, 2012, p. 08-14.
- 51 Strubbia,R. et al. Short crack nucleation and growth in lean duplex stainless steel fatigue at room temperature. *International Journal of Fatigue*, v. 41, 2012, p.90-94.
- 52 Alvares-Armas,I. et al. Growth of short cracks during low and high cycle fatigue in a duplex stainless steel. *International Journal of Fatigue*, v. 41, 2012, p.95-100.