



EFEITO DA FRAÇÃO VOLUMÉTRICA DE MARTENSITA NO COMPORTAMENTO MECÂNICO DE UM AÇO INOXIDÁVEL BIFÁSICO DO TIPO UNS S41003

Leonardo B. Godefroid^{1*}, Geraldo L. de Faria¹, Isadora P. Nunes¹ e José C. de Lacerda²

1 - REDEMAT, Universidade Federal de Ouro Preto (UFOP), Ouro Preto, MG.

2 - Universidade Federal de Itabubá, Campus de Itabira, Itabira, MG.

leonardo@ufop.edu.br

RESUMO

Esta pesquisa avaliou a influência de tratamentos de têmpera após austenitização intercrítica na microestrutura, tenacidade à fratura (curvas $J \times \Delta a$) e resistência ao crescimento de trinca por fadiga (curvas $da/dN \times \Delta K$) de um aço inoxidável ferrítico UNS S41003. As temperaturas de austenitização intercrítica usadas foram definidas com base em suas temperaturas críticas A_{c1} e A_{c3} obtidas por dilatometria. Foram realizados dez tratamentos térmicos diferentes, variando a temperatura e o tempo de austenitização, para obter microestruturas bifásicas (ferrita e martensita) com diferentes frações volumétricas dos constituintes. Os resultados revelaram que o aumento da temperatura e do tempo de austenitização favorece o aumento da fração volumétrica de martensita na microestrutura. Frações volumétricas mais altas de martensita implicam em maior resistência mecânica à fadiga do aço, mas com perda de tenacidade à fratura. O melhor equilíbrio entre as propriedades mecânicas estudadas foi apresentado pelo aço tratado a 825°C por 15min, contendo 57% de martensita.

Palavras-chave: Aço inoxidável ferrítico UNS S41003, Recozimento intercrítico, Transformação martensítica, Tenacidade à fratura, Resistência à fadiga.

INTRODUÇÃO

O aço UNS S41003, neste trabalho designado como 410D, é um aço inoxidável ferrítico de composição química relativamente simples, com baixo teor de cromo e pouca adição de outros elementos de liga, quando comparado a outros aços inoxidáveis ⁽¹⁾. Este aço possui alta resistência mecânica à tração, boa soldabilidade e resistência satisfatória em ambientes corrosivos e abrasivos quando comparado aos aços comuns de baixo carbono. Como resultado, uma redução de até 50% na espessura da chapa pode ser possível em diversas aplicações. Todas essas qualidades, aliadas ao seu baixo custo de produção devido à sua composição química relativamente simples, aumentam sua competitividade para substituir materiais utilizados em aplicações estruturais de diversos segmentos industriais ⁽²⁾. Para expandir e explorar novas aplicações para este aço inoxidável, uma alternativa consiste na tentativa de produzir microestruturas bifásicas compostas por ferrita e martensita neste aço. Os aços bifásicos já são considerados há várias décadas na fabricação dos chamados aços avançados de alta resistência (AHSS) para aplicações automotivas ⁽³⁻⁶⁾, e têm demonstrado potencial para elevadas combinações de resistência mecânica e conformabilidade.

Em trabalhos pioneiros e recentes com o aço 410D, foi demonstrado que este aço inoxidável é suscetível à transformação martensítica quando austenitizado e temperado ⁽⁷⁻⁹⁾, mesmo considerando seu baixo teor de carbono, podendo apresentar valores interessantes para resistência à tração e dureza. No entanto, ainda não foi feito um estudo aprofundado da relação entre a microestrutura bifásica e propriedades mecânicas mais complexas deste aço, como tenacidade à fratura e resistência à fadiga, limitando portanto sua fabricação industrial e sua aplicação quando essas propriedades são exigidas. Assim, o objetivo principal desta pesquisa foi verificar a possibilidade de ampliar a utilização do aço inoxidável 410D, por meio de uma microestrutura bifásica devidamente elaborada e com propriedades adequadas. Um aço inoxidável ferrítico 410D foi tratado termicamente em diferentes temperaturas e tempos de austenitização intercrítica para obter microestruturas bifásicas com diferentes frações volumétricas de martensita. Ensaio de tenacidade à fratura (curvas de resistência $J \times \Delta a$) e resistência ao crescimento de trinca por fadiga (curvas $da/dN \times \Delta K$) foram realizados para avaliar as propriedades mecânicas do aço em função da fração volumétrica de martensita.

MATERIAIS E MÉTODOS

No presente trabalho, foram estudadas chapas de aço inoxidável ferrítico 410D com 6 mm de espessura, fabricadas por laminação a quente, recozimento de recristalização e laminação a frio. A composição química do aço é apresentada na Tabela 1.

Tabela 1: Composição química do aço estudado (% em massa).

C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni
0,013	0,581	0,449	0,028	0,001	11,097	0,426
Nb	Co	Cu	Ti	V	Mo	N ₂ (ppm)
0,009	0,017	0,021	0,002	0,022	0,012	181

Em trabalho anterior ⁽⁹⁾ realizou-se uma simulação computacional (*software Thermo-Calc*) das transformações de fase em equilíbrio e determinou-se as temperaturas críticas de austenitização e transformação martensítica (ensaio de dilatométrica) fora do equilíbrio. Com base nos resultados destas etapas, avaliou-se os efeitos de dez diferentes tratamentos térmicos intercríticos na microestrutura, na dureza e na resistência à tração do aço em questão. As seguintes condições de tratamento térmico intercrítico foram escolhidas para se criar a microestrutura bifásica e alterar a fração volumétrica de martensita: 825°C-5min (condição 1), 825°C-15min (condição 2) e 1000°C-15min (condição 3). Amostras nestas condições foram comparadas com o aço em seu estado de entrega (condição 0). A Tabela 2 mostra alguns resultados relevantes.

Tabela 2: Características básicas do aço em função da condição de tratamento intercrítico.

Condição	FVM (%)	HV	LE (MPa)	LR (MPa)	DU (%)	DF (%)	RA (%)
0	0	207±7	405±25	595±43	15±1	34±0	73±4
1	16	244±18	338±12	566±2	24±1	41±0	77±1
2	57	306±22	437±18	712±0	15±0	33±0	70±3
3	100	353±13	528±64	985±18	8±0	22±2	67±4

FVM: fração volumétrica de martensita; HV: microdureza Vickers; LE: limite de escoamento; LR: limite de resistência; DU: deformação uniforme; DF: deformação na fratura; RA: redução de área na fratura.

Os ensaios de tenacidade à fratura foram realizados de acordo com a norma ASTM E1820 ⁽¹⁰⁾, sob controle de deslocamento, a fim de se elaborar as curvas de resistência ao crescimento de trinca (integral J) em função de extensão estável de trinca (Δa). Foram utilizados corpos de

prova C(T), orientação L-T, espessura de 6 mm. Obteve-se uma pré-trinca por fadiga, mantendo-se uma relação $a/W = 0,45$. Medidas de deslocamento de abertura de trinca (COD) foram usadas para obter o valor instantâneo do tamanho da trinca, usando-se a técnica de flexibilidade elástica. Cinco corpos de prova foram ensaiados para cada uma das quatro condições microestruturais analisadas.

Os ensaios de crescimento de trinca por fadiga foram executados de acordo com a norma ASTM E647 ⁽¹¹⁾, a fim de se obter curvas de taxa de crescimento de trinca (da/dN) versus força motriz (ΔK). Os ensaios foram realizados utilizando-se uma razão $R = 0,1$, na frequência de 30Hz e onda senoidal. Foram utilizados corpos de prova C(T), orientação L-T, semelhantes aos corpos de prova para os ensaios de tenacidade à fratura, com uma relação $a/W = 0,27$. O valor do limiar de fadiga ΔK_{TH} foi definido como a faixa do fator de intensidade de tensão na qual a taxa de crescimento de trincas de fadiga atingiu 1×10^{-7} mm/ciclo. As medidas de fechamento de trinca foram realizadas próximas à região ΔK_{TH} , utilizando-se a técnica de flexibilidade elástica. O parâmetro utilizado para caracterizar o fechamento da trinca foi a relação K_{CL}/K_{max} , onde K_{CL} representa o valor do fator de intensidade de tensão em relação à carga de fechamento da trinca, e K_{max} é o fator de intensidade de tensão máxima no ciclo correspondente. Dois corpos de prova foram ensaiados para cada uma das quatro condições microestruturais analisadas.

RESULTADOS E DISCUSSÃO

A Tabela 3 apresenta os valores de tenacidade à fratura encontrados para o aço nas quatro condições microestruturais analisadas. Deve-se registrar que o valor de J_Q encontrado para a tenacidade à fratura, que corresponde ao início do crescimento estável da trinca, não atendeu à condição de deformação plana imposta pela norma do ensaio, devido à espessura utilizada dos corpos de prova. Assim, a tenacidade à fratura que está sendo considerada para comparação entre as situações estudadas é um valor crítico que caracteriza o material para a espessura de 6 mm, em condição de tensão plana (o que não afeta o estudo comparativo proposto). O aço na condição 3, isto é, com microestrutura martensítica, praticamente não apresentou crescimento estável de trinca, devido a sua grande sensibilidade à presença de trinca, ou seja, comportamento frágil. Para esta situação, a tenacidade à fratura foi relativamente baixa. Por outro lado, os corpos de prova do aço na condição 0, 1 e 2 apresentaram valores relativamente elevados de tenacidade à fratura, com comportamento intimamente ligado à microestrutura do material e dependência inversa da resistência à tração ⁽¹²⁻²²⁾. A mudança na microestrutura do aço da condição 0 para a condição 1 causou um amaciamento da ferrita, induzindo um mecanismo extrínseco de aumento da tenacidade à fratura (cerca de 45%), com redução da resistência à tração. Na condição 2, o aumento da fração volumétrica de martensita elevou a resistência mecânica do aço, com conseqüente diminuição de sua tenacidade à fratura, mas ainda próximo da condição 0 (redução de cerca de 11%). Segundo a literatura, cerca de 50% de martensita seria o maior valor sem perda de tenacidade à fratura do aço bifásico ^(16, 17, 19).

Tabela 3: Propriedades avaliadas do aço em função da condição de tratamento intercrítico.

Condição	FVM (%)	J_Q (kJ/m ²)	ΔK_{TH} (MPa.m ^{1/2})	K_{CL}/K_{max}
0	0	804 ± 54	7.23	0.21
1	16	1169 ± 148	17.25	0.82
2	57	713 ± 72	18.94	0.78
3	100	94 ± 24	-	-

FVM: fração volumétrica de martensita; J_Q : tenacidade à fratura no estado de tensão plana; ΔK_{TH} : valor limiar da força motriz para crescimento de trinca por fadiga; K_{CL}/K_{max} : parâmetro de fechamento de trinca.

A Tabela 3 também apresenta os valores relevantes dos ensaios de crescimento de trinca por fadiga encontrados para o aço nas quatro condições microestruturais analisadas. Para os ensaios de fadiga, o comportamento do corpo de prova na condição 3 não foi caracterizado, pois sua tenacidade à fratura foi relativamente baixa, já se podendo concluir que esta condição não é adequada para a utilização do aço 410D. Como pode ser observado na Tabela 3, há uma diferença significativa de comportamento por fadiga entre o aço na condição 0 e nas condições bifásicas 1 e 2. O melhor desempenho das microestruturas bifásicas deve-se à sua capacidade de desenvolver um maior fechamento de trinca durante o crescimento de trinca ⁽²¹⁻⁴²⁾. Este fechamento de trinca vem do caminho preferencialmente tortuoso da trinca nos grãos de ferrita, evitando as ilhas de martensita. Sobre a relação entre o limiar ΔK_{TH} e a resistência mecânica à tração, pode-se observar pelos resultados das Tabelas 2 e 3 que a melhor condição para ambas as propriedades é a microestrutura resultante da condição 2, onde a fração volumétrica de martensita é de 57%.

CONCLUSÕES

Foi observada uma tendência para a tenacidade à fratura que inicialmente aumenta e depois diminui com a fração volumétrica de martensita. Em relação à resistência ao crescimento de trinca por fadiga, as amostras bifásicas apresentaram desempenho significativamente melhor do que o aço ferrítico. Essa diferença de comportamento foi encontrada principalmente na região do limiar de crescimento da trinca. Considerando uma relação equilibrada entre as propriedades mecânicas do aço bifásico estudado, o resultado mais promissor foi apresentado pela amostra contendo uma fração volumétrica de martensita de aproximadamente 57%. O uso de aço com fração volumétrica de martensita superior a 57% não é recomendado.

AGRADECIMENTOS

À empresa *Aperam South America* pelo fornecimento das amostras do aço inoxidável ferrítico AISI 410D para a realização deste trabalho. À CAPES e ao CNPq pelo apoio financeiro.

REFERÊNCIAS

1. APERAM Documentation: DIN WS 1.4003/UNS S41003 – Ferritic Stainless Steel. <http://www.aperam.com/sites/default/files/documents/2018-07/DIN%20WS%201.4003%20UNS%20S41003.pdf>
2. APERAM Documentation: Stainless Steel - the perfect solution for sustainable development. <http://www.aperam.com/sites/default/files/documents/2018-07/Stainless-Steel-the-perfect-solution-for-sustainable-development.pdf>
3. COOMAN, B.C.; SPEER, J.G. Fundamentals of Steel Product Physical Metallurgy, AIST, 2011.
4. FONSTEIN, N. Advanced High Strength Sheet Steels, Springer, 2015.
5. COOMAN, B.C.; FINDLEY, K. Introduction to the Mechanical Behavior of Steel AIST, 2017.
6. KEELER, S.; KIMCHI, M.; MCONEY, P.J. (eds.), Advanced high-strength steels: Application Guidelines, - Version 6.0, WorldAutoSteel, 2017.
7. ARRUDA, A.A.F.; CARVALHO, A.C.; MOREIRA, P.S.; QUEIRÓZ, R.R.U.; FARIA, G.L. Características da camada de óxidos formada no aço inoxidável 410D após tratamentos isotérmicos em atmosfera oxidante. In: 73º CONGRESSO ANUAL DA ABM, São Paulo, SP, 2018, Anais..., ABM, p.1470-1481.
8. VILELA, L.B.M.; FARIA, G.L.; ALCANTARA, C.M.; OLIVEIRA, T.S.; COTA, A.B. Efeito da taxa de resfriamento sobre a formação de martensita em um aço inoxidável ferrítico com 11 %Cr e baixos teores de intersticiais, Revista Matéria, v. 24, n. 01, p. 1-11, 2019.
9. NUNES, I.P.; FARIA, G.L.; LACERDA, J.C.; GODEFROID, L.B. Influência de Tratamentos Térmicos de Têmpera com Austenitização Intercrítica no Comportamento Mecânico de um Aço

- Inoxidável Ferrítico do Tipo UNS S41003. In: 74° CONGRESSO ANUAL DA ABM, São Paulo, SP, 2019, Anais..., ABM, p.440-451.
10. ASTM-E1820-2018, Standard Test Method for Measurement of Fracture Toughness. 2018.
 11. ASTM-E647-2018, Standard Test Method for Measurement of Fatigue Crack Growth Rates. 2018.
 12. TOMOTA, Y.; TAMURA, I. Mechanical Properties of Ductile Two-Phase Steels, *Journal Iron and Steel Institute of Japan*, v.67 n.13, p. 439–455, 1981.
 13. TKACH, A.N.; FONSTEIN, N.M.; SIMIN'KOVICH, V.N. Fatigue Crack Growth in a Dual-Phase Ferritic-Martensitic Steel, *Soviet Materials Science*, v.5, p.448–54, 1984.
 14. BORTSOV, A.N.; FONSTEIN, N.M. Influence of Cold Deformation and Low-Temperature Tempering on Mechanical Properties of Dual-Phase Ferritic-Martensitic Steels, *Soviet Materials Science*, v.20 n.2, p.142–147, 1984.
 15. BORTSOV, A.N.; FONSTEIN, N.M. The Distribution of Strain between the Phases of Ferrite-Martensite Steel, *Physical Metallurgy and Metallography (USSR)*, v.61 n.2, p.74–81, 1986.
 16. BAG, A.; RAY, K.K.; DWARAKADASA, E.S. Influence of martensite content and morphology on the toughness and fatigue behavior of high-martensite dual-phase steels, *Metallurgical and Materials Transactions*, v.32A, p.2207-2217, 2001.
 17. HAQUE, M.E.; SUDHAKAR, K.V. A back-propagation prediction model for fracture toughness in microalloy steel, *International Journal of Fatigue*, v.24, p.1003-1010, 2002.
 18. GHADBEIGI, H.; PINNA, C.; CELOTTO, S.; YATES, J.R. Local plastic strain evolution in a high strength dual-phase steel, *Materials Science and Engineering A*, v.527, p.5026–5032, 2010.
 19. ALANEME, K.K. Fracture Toughness evaluation for dual phase medium carbon low alloy steels using circumferential notched tensile specimens, *Materials Research*, v.14 n.2, p.155-160, 2011.
 20. CALCAGNOTTO, M.; ADACHI, Y.; PONGE, D.; RAABE, D. Deformation and Fracture Mechanism in Fine- and Ultrafine-Grained Ferrite/martensite Dual-Phase Steels and Effect of Aging, *Acta Materialia*, v.59, p.658–670, 2011.
 21. GODEFROID, L.B.; ANDRADE, M.S.; HORTA, W.S.; MACHADO, F.A. Effect of prestrain and bake hardening heat treatment on fracture toughness and fatigue crack growth resistance of two dual-phase steels, In: *Proceedings, MATERIALS SCIENCE AND TECHNOLOGY CONFERENCE*, Columbus, USA, AIST, 2011.
 22. GODEFROID, L.B.; LIMA, A.P.S.; VILELA, T.C.G.; MARTINS, C.A.; FONSTEIN, N.M. Effect of Mo and Cr on fracture toughness and fatigue crack growth resistance of a complex-phase Cr-Mn-V steel, In: *Proceedings, 23RD ABCM INTERNATIONAL CONGRESS OF MECHANICAL ENGINEERING*, Rio de Janeiro, Brasil, COBEM, ABCM, 2015.
 23. SUZUKI, H.; MCEVILY, A.J. Microstructural effects on fatigue crack growth in a low carbon steel, *Metallurgical Transactions*, v.10A, p.475-481, 1979.
 24. MINAKAWA, K.; MATSUO, Y.; MCEVILY, A.J. The influence of a duplex microstructure in steels on fatigue crack growth in the near-threshold region, *Metallurgical Transactions*, v.13A, p. 439-445, 1982.
 25. DUTTA, V.B.; SURESH, A.; RITCHIE, R.O. Fatigue crack propagation in dual-phase steels, *Metallurgical Transactions*, v.15A, p.1193-1207, 1984.
 26. WASYNCZUK, A.J.; RITCHIE, R.O.; THOMAS, G. Effects of microstructure on fatigue crack growth in duplex ferrite-martensite steels, *Materials Science and Engineering*, v.62, p.79-92, 1984.
 27. CAI, X.L.; FENG, J.; OWEN, W.S. The dependence of some tensile and fatigue properties of a dual-phase steel on its microstructure, *Metallurgical Transactions*, v.16A, p.1405-1415, 1985.
 28. TZOU, J.L.; RITCHIE, R.O. Fatigue crack propagation in a dual-phase plain-carbon steel, *Scripta Metallurgica*, v.19, p.751-755, 1985.
 29. RAMAGE, R.M.; JATA, K.V.; SHIFLET, G.J.; STARKE, E.A. The effect of phase continuity on the fatigue and crack closure behavior of a dual-phase steel, *Metallurgical Transactions*, v.18A p.1291-1298, 1987.
 30. SHANG, J.K.; TZOU, J.L.; RITCHIE, R.O. Role of crack tip shielding in the initiation and growth of long and small fatigue cracks in composite microstructures, *Metallurgical Transactions*, v.18A p.1613-1627, 1987.
 31. SUN, L.; LI, S.; ZANG, Q.; WANG, Z. Dependence of fatigue crack closure behaviour on volume fraction of martensite in dual-phase steels, *Scripta Metallurgica*, v.32, p.517-521, 1995.

32. SARWAR, M.; PRIESTNER, R. Fatigue crack propagation behaviour in dual-phase steel, *Journal of Materials Engineering and Performance*, v.8, p.245-251, 1999.
33. NAKAJIMA, K.; KAMIISHI, S.; YOKOE, M.; MIYATA, T. The influence of microstructural morphology and prestrain on fatigue crack propagation of dual-phase steels in the near-threshold region, *ISIJ International*, v.39, p.486-492, 1999.
34. SUDHAKAR, K.V.; DWARAKADASA, E.S. A study on fatigue crack growth in dual-phase martensitic steel in air environment, *Bulletin of Materials Science*, v.23, p.193-199, 2000.
35. NAKAJIMA, K.; URABE, T.; HOSOYA, Y.; KAMIISHI, S.; MIYATA, T.; TAKEDA, N. Influence of microstructural morphology and prestraining on short fatigue crack propagation in dual-phase steels, *ISIJ international*, v.41 n.3, p.298-305, 2001.
36. GRITTI, J.A.; MELO, T.M.F.; MACHADO, F.A.; HORTA, W.S.; CÂNDIDO, L.C.; GODEFROID, L.B. Influência da pré-deformação e do tratamento de “bake hardening” na tenacidade à fratura e na resistência à fadiga de dois aços bifásicos, In: *Proceedings, 61° CONGRESSO ANUAL DA ABM*, Rio de Janeiro, Brasil, 2006.
37. CHENG, X.; PETROV, R.; ZHAO, L.; JANSSEN, M. Fatigue crack growth in TRIP steel under positive R-ratios, *Engineering Fracture Mechanics*, v.75, p.739-749, 2008.
38. GUTZ, A.E.; MACHADO, F.A.; GRITTI, J.A.; MELO, T.M.F.; CÂNDIDO, L.C.; GODEFROID, L.B. Tenacidade à fratura e resistência ao crescimento de trinca por fadiga de um aço bifásico da classe de 780MPa de resistência, In: *Proceedings, 65° CONGRESSO ANUAL DA ABM*, Rio de Janeiro, Brasil, 2010.
39. IDRIS, R.; PRAWOTO, Y. Influence of ferrite fraction within martensite matrix on fatigue crack propagation: an experimental verification with dual phase steel, *Materials Science and Engineering*, v.A552, p.547-554, 2012.
40. GUAN, M.; YU, H. Fatigue crack growth behaviors in hot-rolled low carbon steels: A comparison between ferrite–pearlite and ferrite–bainite microstructures, *Materials Science & Engineering*, v.559A, p.875–881, 2013.
41. LI, S.; KANG, Y.; KUANG, S. Effects of microstructure on fatigue crack growth behavior in cold-rolled dual phase steels, *Materials Science and Engineering*, v.612A, p.153-161, 2014.
42. MUNIZ, T.F.; GODEFROID, L.B.; VILELA, J.J.; MACHADO, F.A. Influence of load ratio on fatigue crack growth using crack closure and driving force approaches in steels for automotive applications, In: *13TH INTERNATIONAL CONFERENCE ON THE MECHANICAL BEHAVIOUR OF MATERIALS*, Melbourne, Australia, ICM13, 2019.

EFFECT OF MARTENSITE VOLUME FRACTION ON THE MECHANICAL BEHAVIOR OF AN UNS S41003 DUAL-PHASE STAINLESS STEEL

ABSTRACT

This research evaluated the influence of quenching heat treatments after intercritical austenitizing on the microstructure, fracture toughness ($J \times \Delta a$ curves) and fatigue crack growth resistance ($da/dN \times \Delta K$ curves) of a 410D ferritic stainless steel. The used intercritical austenitizing temperatures were defined based on its critical temperatures A_{c1} and A_{c3} measured by dilatometry. Ten different quenching heat treatments were performed, varying the austenitizing temperature and time, in order to obtain dual-phase microstructures (ferrite and martensite) with different volume fractions of constituents. The obtained results revealed that the increase of the austenitizing temperature and time favor the increase of the martensite volume fraction in the microstructure. Higher martensite volume fractions imply greater fatigue strength of the steel, but with loss of fracture toughness. The best balance among the studied mechanical properties was presented by steel treated at 825°C for 15min, containing 57% of martensite.

Keywords: *UNS S41003 ferritic stainless steel; Intercritical austenitizing; Martensitic transformation; Fracture toughness; Fatigue crack growth resistance.*