

Tenacidade à fratura e crescimento de trinca por fadiga de dois aços bifásicos de emprego automotivo

Leonardo Barbosa Godefroid

Eng. Met., M.Sc., D.Sc., REDEMAT/UFOP. E-mail: leonardo@demet.em.ufop.br

Luiz Cláudio Cândido

Eng. Met., M.Sc., D.Sc., REDEMAT/UFOP

Feliciano Cangue

Eng. Met., M.Sc., REDEMAT/UFOP

Elenice Maria Rodrigues

Eng. Met., M.Sc., REDEMAT/UFOP

João Alfredo Gritti

Eng. Met., ARVINMERITOR

Túlio Magno Füzessy de Melo

Eng. Mec., M.Sc., Dr.-Ing., USIMINAS

Resumo

O presente trabalho avaliou a tenacidade à fratura e a resistência à propagação de trinca de fadiga de dois aços bifásicos, um deles com teor significativo de cromo e o outro com teor significativo de silício. Com relação à tenacidade, observou-se uma ligeira superioridade (maiores valores) do aço ao silício em relação ao aço ao cromo. Verificou-se, também, o efeito deletério do aumento da profundidade do entalhe lateral dos corpos-de-prova sobre a tenacidade. Não foi encontrado efeito significativo de anisotropia. Com relação à fadiga, os resultados mostraram que os dois aços apresentam um comportamento semelhante com inexistência de anisotropia. A elevação na razão R entre tensões provocou um aumento na taxa de propagação de trinca e um decréscimo no valor de ΔK_{th} dos materiais.

Palavras-chave: tenacidade à fratura, resistência à fadiga, aços bifásicos, aplicação automobilística.

Abstract

Fracture toughness J_Q and fatigue crack growth $da/dN \times \Delta K$ have been studied in two dual-phase steels used in the automotive industry, with 8.8% to 12.5% of martensite volumetric fraction. The main difference between the steels is the chemical composition: one of the steels had chromium additions while the other had silicon as an alloy element. Silicon steel presents higher fracture toughness than chromium steel. It was not noticed significant effect of anisotropy in both steels, while an increase of side grooves decreased the value of J_Q of the materials. The two steels present a similar behavior in fatigue crack growth resistance with no significant effect of anisotropy. An increase of R ratio increased the crack growth rates and decreased the value of ΔK_{th} of the materials.

Keywords: fracture toughness, fatigue resistance, dual phase steels, automotive application.

1. Introdução

A redução de peso de veículos tem sido um tópico bastante importante para a indústria automotiva, devido às exigências para eficiência no consumo de combustível, que estão relacionadas com economia de energia e restrições ambientais. Nesse contexto, um grande esforço está sendo feito no sentido de se desenvolverem e de se aplicarem novos aços [The Auto/Steel Partnership, 1998], que combinam uma boa formabilidade com uma elevada resistência mecânica, para redução da espessura do material sem perda de desempenho, especialmente da segurança do passageiro.

Em nível internacional, o consórcio chamado de "ULSAB-AVC" reuniu, na última década, importantes empresas siderúrgicas, com o objetivo de se propor novos aços para aplicações automotivas. Um documento publicado a partir desse consórcio [ULSAB-AVC, 2001] mostra a existência de inúmeros aços capazes de atender às especificações para a indústria automotiva. Nota-se, também, que, para esse setor, o conceito de elevada resistência mecânica se estende a um limite de escoamento entre 210 MPa e 550 MPa.

Em termos de Brasil, na USIMINAS, a evolução da produção de aços para emprego automotivo tem seguido essa tendência, com o desenvolvimento de aços bainíticos e ferríticos-martensíticos, também chamados de bifásicos. AARVIN-MERITOR produz discos de rodas com esses materiais e domina a indústria de rodas em nosso país.

Por outro lado, não somente a formabilidade e a resistência mecânica desses aços são importantes quando se pensa em sua aplicação. Especialmente em rodas, a tenacidade à fratura e a resistência à fadiga tornam-se importantes características exigidas para esses materiais, devido às condições de operação do produto.

O objetivo desse trabalho foi de investigar a tenacidade à fratura e a resistência ao crescimento de trinca de fadiga de dois aços bifásicos, um deles caracterizado pela presença de silício e o

outro pela presença de cromo em sua composição química. Esses aços têm aplicação específica em rodas automotivas. A avaliação da tenacidade à fratura foi realizada através do ensaio de integral J , com determinação das curvas de resistência $J \times \Delta a$ e do limiar J_0 de iniciação de trinca. Analisou-se o efeito da orientação dos corpos-de-prova em função da direção de conformação mecânica dos materiais. Estudou-se, também, o efeito da profundidade do entalhe lateral nos corpos-de-prova. A avaliação da resistência à fadiga foi realizada através do ensaio de propagação de trinca $da/dN \times \Delta K$, desde o limiar ΔK_{th} até a fratura do material. Analisou-se, novamente, o efeito da orientação dos corpos-de-prova e o efeito da

razão R entre tensões ($R = \sigma_{min} / \sigma_{max}$).

2. Materiais e métodos

A composição química dos aços utilizados nesse trabalho está apresentada na Tabela 1. Trata-se de dois aços com microestrutura ferrita-martensita com diferentes adições de cromo e silício.

A microestrutura dos aços, seção longitudinal, está apresentada na Figura 1(a,b) [Godefroid et al., 2003, 2002(a,b)].

Usando o reativo de Le Pera, pode-se observar uma matriz ferrítica marrom/cinza, que encapsula ilhas de martensita clara. Uma microestrutura idêntica foi obtida na direção transversal, indicando a ausência de anisotropia para esses materiais. Dados quantitativos foram obtidos para a microestrutura dos aços, através de um analisador de imagens, e estão apresentados na Tabela 2. O tamanho de grão ferrítico é praticamente igual para os dois aços. A fração volumétrica e a conectividade da martensita são ligeiramente superiores para o aço ao cromo.

Propriedades mecânicas típicas em tração para os dois aços estão também apresentadas na Tabela 2 (Godefroid et al., 2003, 2002). Nota-se, novamente, que os aços não apresentaram anisotropia. A resistência mecânica do aço ao silício é ligeiramente superior ao do aço ao cromo, com nível semelhante de deformação total.

Todos os ensaios mecânicos foram realizados numa máquina servo-hidráulica MTS de 10 t, com aquisição de dados por computador. O ambiente foi o ar, na temperatura de 20°C, e com umidade relativa de 60%. As superfícies de fratura foram analisadas num microscópio eletrônico de varredura JEOL.

Tabela 1 - Composição Química dos Aços Bifásicos (% em peso).

Código	C	Si	Mn	P	S	Al	N	Cr
DP-Cr	0,08	0,03	1,24	0,06	0,002	0,024	0,0054	0,58
DP-Si	0,06	0,99	1,15	0,013	0,001	0,024	0,0051	0,06

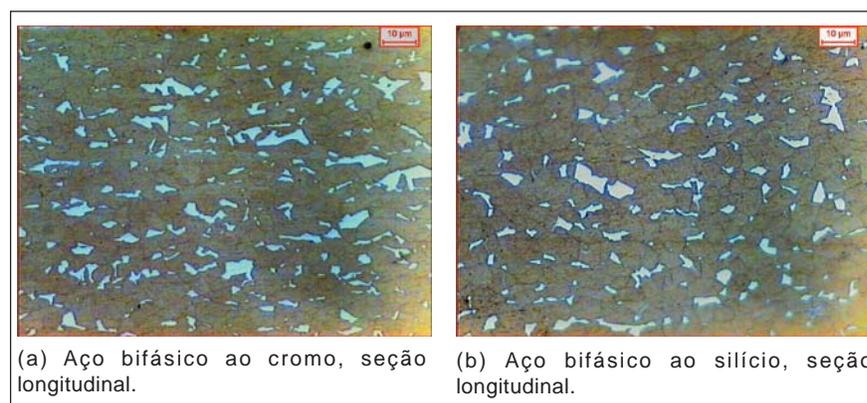


Figura 1 - Microestrutura dos aços bifásicos, consistindo de ferrita encapsulando martensita. Ataque Le Pera.

A avaliação da tenacidade à fratura foi realizada através da determinação da curva de resistência, a partir da metodologia da integral J , pelo método de um único corpo-de-prova. Essa curva consiste em um gráfico onde se tem a variação da integral J em função do acréscimo Δa no comprimento de trinca. Foram utilizados corpos-de-prova do tipo C(T), com espessura de 3,9 mm e largura de 50 mm, nas orientações L-T e T-L. Essas dimensões não estão de acordo com a norma ASTM (ASTM E 1820), para se gerarem resultados com a espessura real de utilização nas rodas automotivas. Dessa forma, o parâmetro que foi calculado é J_0 , isto é, o valor de iniciação de crescimento de trinca para a espessura considerada. Um entalhe lateral de profundidade de 25% e de 37% da espessura, respectivamente, foi utilizado nos corpos-de-prova. Foram considerados cinco ensaios para cada situação.

A avaliação da resistência à fadiga foi realizada através das curvas de taxa de crescimento de trinca da/dN versus fator cíclico de intensidade de tensões ΔK , desde o limiar ΔK_{th} até a fratura, assim como medições do fechamento de trinca, tudo de acordo com a norma ASTM (ASTM E 647). Os ensaios de fadiga foram realizados em corpos-de-prova do tipo C(T), com espessura de 3,9 mm, largura de 50 mm, na orientação L-T. A frequência dos ensaios foi de 30 Hz. Os valores para a razão R entre tensões foram 0,1, 0,3 e 0,6. A morfologia do caminho da trinca foi observada em seções metalográficas dos corpos-de-prova, por intermédio de um microscópio ótico.

3. Resultados

A Figura 2 compara o comportamento dos dois aços bifásicos, em termos de tenacidade à fratura, através das curvas de resistência $J \times \Delta a$ obtidas na direção longitudinal de conformação mecânica, com corpos-de-prova com 0%, 25% e 37% de entalhe lateral. A Figura 3 apresenta os valores de J_0 , calculados a partir das retas de exclusão para Δa igual a 0,15mm e 1,5mm na figura anterior, em função do limite de escoamento. Obser-

va-se que o aço ao silício tem um desempenho melhor do que o aço ao cromo. O aumento da profundidade do entalhe provoca diminuição da resistência dos dois aços. O mesmo tipo de comportamento foi verificado para a direção transversal de conformação mecânica, indicando a inexistência de anisotropia no comportamento dos materiais.

As Figuras 4(a,b) e 5(a,b) mostram as microfratografias dos corpos-de-prova, respectivamente, do aço ao cromo e do aço ao silício, na direção longitudinal, para 25% e 37% de entalhe lateral (Godefroid et al., 2003). Essas figuras representam a posição da trinca no ensaio de integral J , aproximadamente para um

valor de a correspondente ao valor crítico J_0 de iniciação de crescimento de trinca. Em todas as figuras, observa-se a fratura dúctil dos materiais. Não se percebe nenhuma diferença significativa, seja do tipo de material, ou do efeito da profundidade do entalhe. Os mesmos resultados foram encontrados para os corpos-de-prova na direção transversal, indicando a ausência de anisotropia.

O gráfico com as curvas de taxa de crescimento de trinca de fadiga da/dN em função do fator cíclico de intensidade de tensões ΔK para os dois aços estudados está apresentado na Figura 6, para $R = 0,3$ e orientação L-T. Pode-se observar que o comportamento em fadi-

Tabela 2 - Metalografia quantitativa e propriedades mecânicas nas direções longitudinal (L) e transversal (T) dos aços bifásicos. TG = tamanho de grão ferrítico, FV_m = fração volumétrica de martensita, C_m = conectividade da martensita, LE = limite de escoamento, LR = limite de resistência, D = deformação total, E = estrição.

Código	TG (μm)	FV_m (%)	C_m (%)	LE (MPa)	LR (MPa)	D (%)	E (%)
DP-Cr-L	8,97	12,5	50,6	415,6	625,8	29,52	42,11
DP-Cr-T	8,42	12,4	46,3	409	624,8	28,84	45,83
DP-Si-L	10,34	10,2	43,4	443,3	652,6	29,32	51,93
DP-Si-T	8,87	8,8	31,7	448,1	664,3	29,00	55,99

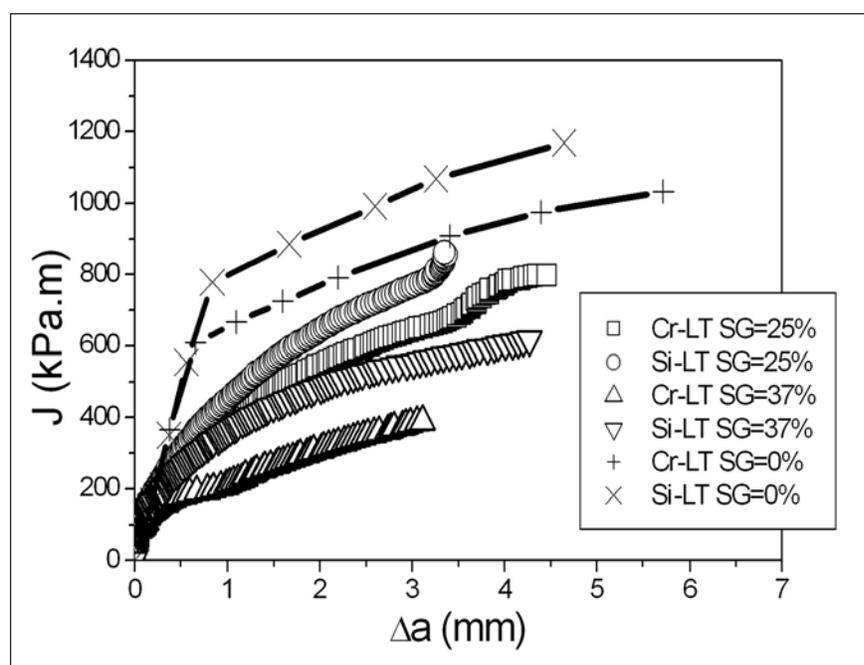


Figura 2 - Curvas de resistência dos aços bifásicos ao cromo e ao silício, corpos-de-prova com orientação L-T, com variação de profundidade de entalhe lateral (SG).

ga é idêntico. A diferença na composição química não afeta a resistência à fadiga dos aços bifásicos desse trabalho. O mesmo resultado foi encontrado para a orientação T-L.

Valores do fator de intensidade de tensões no fechamento de trinca K_{cl} normalizados pelo valor máximo K_{max} do ciclo de fadiga foram obtidos em função de ΔK . Os resultados estão apresentados na Figura 7, para os dois aços, com $R = 0,3$ e orientação L-T. Vê-se que a intensidade do fechamento de trinca próximo ao limiar ΔK_{th} é praticamente idêntica para os dois aços. O fechamento de trinca decresce à medida que ΔK vai aumentando, mais suavemente para o aço ao silício do que para o aço ao cromo. O mesmo resultado foi encontrado para a orientação T-L.

O efeito da razão R no comportamento em fadiga é mostrado na Figura 8, para o aço ao cromo, orientação T-L. Verifica-se uma significativa influência da razão R na região do limiar ΔK_{th} , ou seja, à medida que se aumenta o valor de R diminui-se a resistência ao início da propagação de trinca. Na região linear das curvas não se verifica efeito da razão R . O efeito volta a aparecer na região final de fratura, com a mesma implicação que na região do limiar. Esses mesmos resultados também foram encontrados para o aço ao silício. Não ocorreu influência de orientação dos corpos-de-prova.

A análise fractográfica do crescimento de trinca por fadiga na região do limiar ΔK_{th} para os dois aços, para $R = 0,3$, mostrou um modo de fratura transgranular, com facetas de cisalhamento e um associado zig-zag, com a aparência de "picos e vales", além de trincas secundárias em algumas interfaces de ferrita-martensita [Godefroid et al., 2002(a,b)]. A Figura 9(a,b) ilustra esse aspecto, respectivamente para o aço ao cromo e para o aço ao silício, ambos com orientação L-T. Esse tipo de fratura apresenta elevada rugosidade e elevado grau de deflexão da trinca, características do fechamento de trinca induzido por rugosidade e deflexão. Para uma taxa de cres-

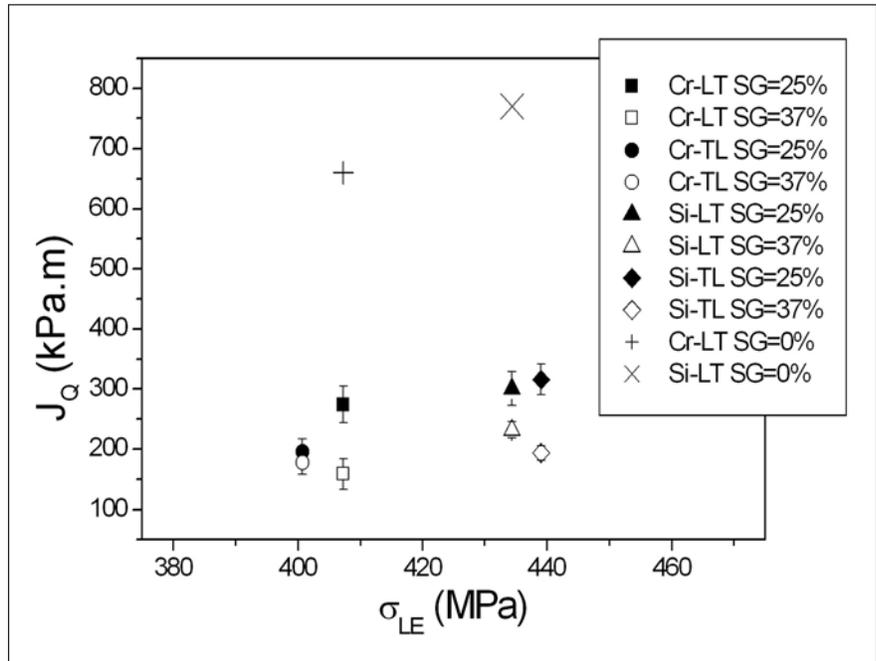


Figura 3 - Valores da tenacidade à fratura J_Q dos aços bifásicos ao cromo e ao silício em função de seu limite de escoamento σ_{LE} , corpos-de-prova com orientação L-T, com variação de profundidade de entalhe lateral (SG).

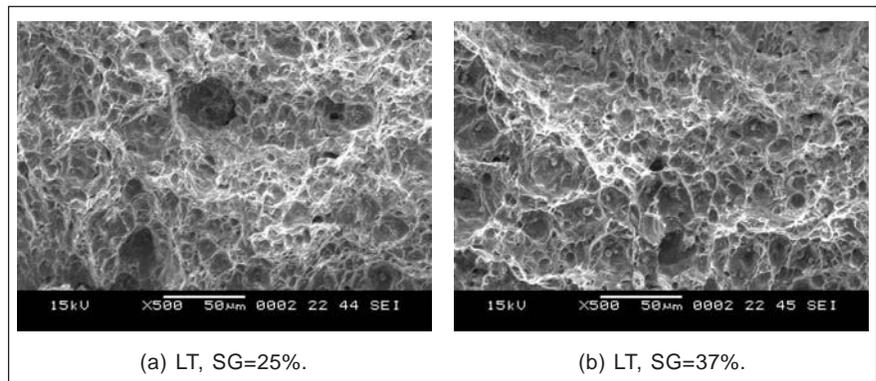


Figura 4 - Microfratografias do aço bifásico ao cromo, ensaio de integral J . Tamanho de trinca próximo do correspondente valor de J_Q .

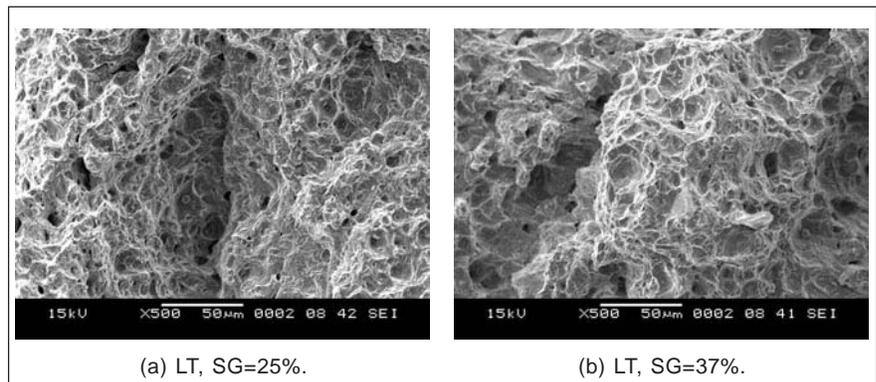


Figura 5 - Microfratografias do aço bifásico ao silício, ensaio de integral J . Tamanho de trinca próximo do correspondente valor de J_Q .

cimento de trinca mais elevada, o modo de fratura permanece transgranular, mas com alguma evidência de fratura frágil e um número mais elevado de trincas secundárias. Para $R = 0,6$, as superfícies de fratura são menos tortuosas. O comportamento foi idêntico, independentemente da orientação dos corpos-de-prova.

Seções metalográficas foram preparadas de maneira perpendicular à fratura, para se poder acompanhar o caminho de propagação da trinca. A Figura 10(a,b) apresenta os resultados, para $R = 0,3$, na região do limiar ΔK_{th} e para $da/dN = 10^{-5}$ mm/ciclo, para o aço ao silício [Godefroid et al., 2002(a,b)]. Independentemente do nível de ΔK ou da razão R , a trinca propagou-se de forma transgranular. Por outro lado, os perfis próximos ao limiar ΔK_{th} mostram mais evidência de deflexão da trinca do que os perfis para taxas de crescimento de trinca mais elevadas. Outro resultado interessante é que os perfis próximos do limiar ΔK_{th} mostram uma propagação de trinca predominante nos grãos de ferrita. A propagação de trinca ocorre na ferrita e na martensita, quando a taxa de propagação de trinca é mais elevada. Esses resultados ocorreram para os dois aços. O comportamento foi idêntico, independentemente da orientação dos corpos-de-prova.

4. Discussão

Elevados valores de resistência mecânica e de ductilidade em aços bifásicos contendo silício têm sido documentados por alguns pesquisadores (Davies, 1979; Kato, 1981). Esses resultados implicam uma tenacidade à fratura superior do aço ao silício do presente trabalho, em relação ao aço ao cromo. O efeito da profundidade do entalhe lateral nos corpos-de-prova está relacionado com o estado de tensões atuante e foi verificado também por outros pesquisadores (Garwwood e Turner, 1977; Andrews e Shih, 1979; Sakata et al., 1983; McCabe et al., 1983; Davies et al., 1983).

Aços bifásicos têm se caracterizado por possuírem uma excelente resistência à propagação de trinca por fadiga, principalmente para taxas de propagação próximas do limiar ΔK_{th} . Essa resistência depende da microestrutura do aço (composição química, da fração volumétrica e da conectividade da martensita e do tamanho de grão da ferrita) e é atribuída à peculiar morfologia do caminho percorrido pela trinca, com efeitos associados de fechamento de trinca. Essas características são apresentadas por diversos pesquisadores (Suzuki e McEvily, 1979; Minakawa, Matsuo e McEvily, 1982; Dutta, Suresh, e Ritchie, 1984; Cai, Feng e Owen, 1985; Tzou e Ritchie,

1985; Ramage, Jata, Shiflet e Starke, 1987; Shang, Tzou e Ritchie, 1987; Sun, Li, Zang e Wang, 1995). No presente trabalho, esses diversos aspectos microestruturais garantiram o comportamento semelhante para os dois aços.

5. Conclusões

- Os aços bifásicos estudados apresentaram uma microestrutura com características bastante semelhantes e ausência de orientação preferencial.
- O aço ao silício apresentou uma resistência mecânica em tração um pouco superior à resistência mecânica do aço ao cromo. Não foi detectada variação de comportamento em função da orientação dos corpos-de-prova.
- A tenacidade à fratura do aço ao silício é um pouco superior à tenacidade à fratura do aço ao cromo. Não foi detectada variação de comportamento em função da orientação dos corpos-de-prova.
- Quanto maior a profundidade do entalhe lateral nos corpos-de-prova, menor a tenacidade à fratura dos dois materiais.
- Os ensaios de propagação de trinca por fadiga mostraram que os dois aços, ao cromo e ao silício, têm um comportamento muito semelhante.

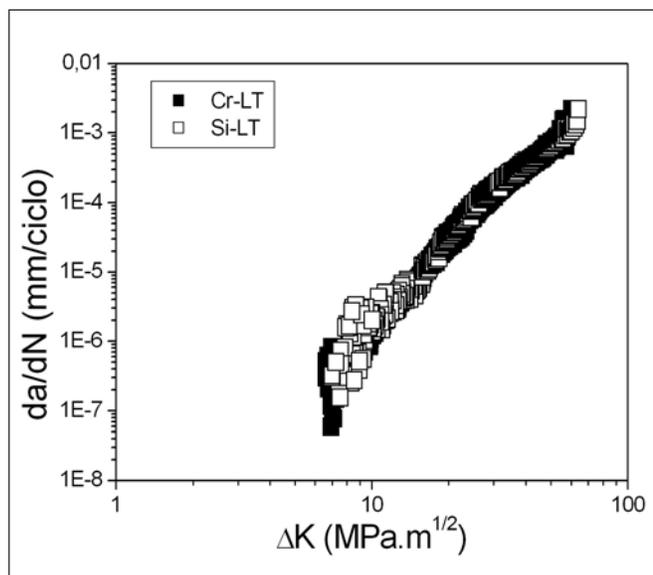


Figura 6 - Variação $da/dN \times \Delta K$ para os aços bifásicos ao cromo e ao silício, $R = 0,3$, corpos-de-prova com orientação L-T.

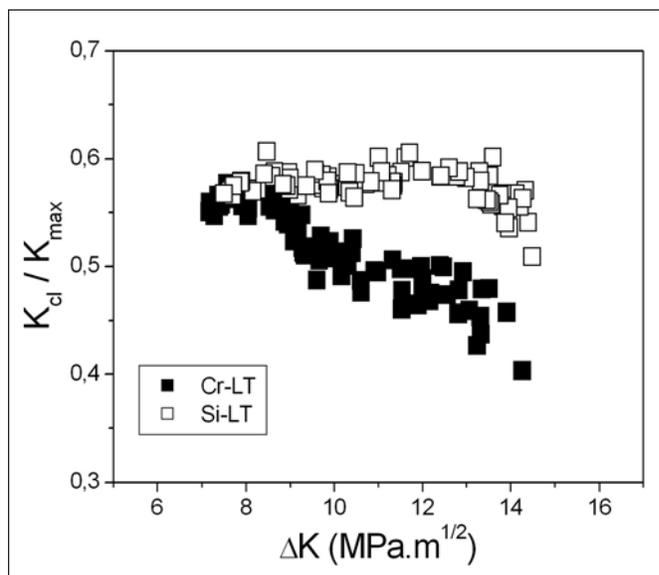


Figura 7 - Medição experimental do fechamento de trinca por fadiga para os dois aços bifásicos, $R = 0,3$, corpos-de-prova com orientação L-T.

f) A variação da razão R entre tensões no ensaio de fadiga modifica a taxa de propagação de trinca por fadiga na região do limiar ΔK_{th} de propagação de trinca. O efeito é idêntico, qualquer que seja o aço considerado.

6. Agradecimentos

Os autores agradecem à FAPEMIG (Fundação de Amparo à Pesquisa do Estado de Minas Gerais), pelo apoio financeiro recebido.

7. Referências bibliográficas

ANDREWS, W.R., SHIH, C.F., ASTM-STP 668, *ASTM*, pp. 426-450, 1979.

ASTM E-1820-00, *Annual Book of ASTM Standards*, 2000.

ASTM E-647-00, *Annual Book of ASTM Standards*, 2000.

CAI, X.L., FENG, J., OWEN, W.S. *Met. Trans. A*, v.16, p.1405-1415, 1985.

DAVIES, R.G., Formable HSLA and Dual-Phase Steels. *Proceedings of an AIME Symposium*, p. 25-39, 1979.

DAVIES, D.A., VASSILAROS, M.G., GUDAS, J.P., ASTM-STP 803. *ASTM*, v.2, p. 582-610, 1983.

DUTTA, V.B., SURESH, S., RITCHIE, R.O. *Met. Trans. A*, v.15, p.1193-1207, 1984.

GARWOOD, S.J., TURNER, C.E. *Proc. of the ICF4*, p. 279-284, 1977.

GODEFROID, L.B., RODRIGUES, E.M., PEDRINI, R.H., CRUZ, J.R.B., GRITTI, J.A., CÂNDIDO, L.C., *Proceedings of the 58° Annual Brazilian Metallurgy Congress*. São Paulo: ABM, 2003.

GODEFROID, L.B., CANGUE, F., SILVA, B.V., PEDRINI, R.H., MELO, T.F., MORAIS, W.A., GRITTI, J.A., CÂNDIDO, L.C., *Proceedings of the 57° Annual Brazilian Metallurgy Congress*. São Paulo: ABM, 2002(a).

GODEFROID, L.B., CANGUE, F., MELO, T.F., MORAIS, W.A., GRITTI, J.A., CÂNDIDO, L.C., *Proceedings of the 1st. Materials Science Congress of Mercosul*. Joinville: UDESC, 2002(b).

KATO, T., HASHIGUCHI, K., TAKAHASHI, I., IRIE, T. E OHASHI, N. Developments of dual-phase steels. *Proceedings of an AIME Symposium*, p. 199-220, 1981.

MCCABE, D.E., LANDES, J.D., ERNST, H.A., ASTM-STP 803. *ASTM*, v.2, p. 562-581, 1983.

MINAKAWA, K., MATSUO, Y., MCEVILY, A.J., *Met. Trans. A*, v.13, p.439-445, 1982.

RAMAGE, R., JATA, K., SHIFLET, G., STARKE, E., *Met. Trans. A*, v.8, p.1291-1298, 1987.

SAKATA, M., AOKI, S., KISHIMOTO, K., KANAZAWA, M., OGURES, M., ASTM-STP 803. *ASTM*, v.1, p. 425-443, 1983.

SHANG, J.K., TZOU, J.L., RITCHIE, R.O. *Met. Trans. A*, v.18, p.1613-1627, 1987.

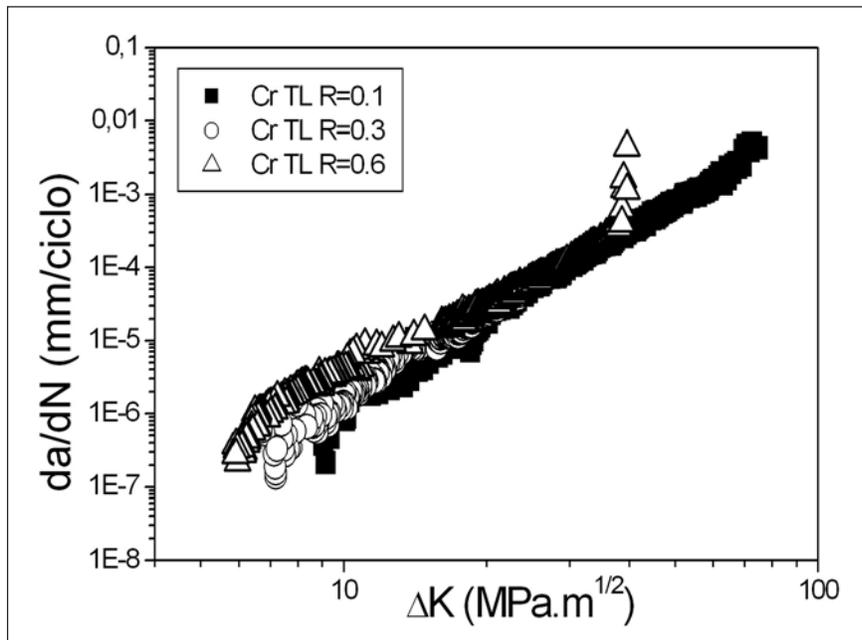


Figura 8 - Variação da/dN x ΔK para o aço bifásico ao cromo, efeito da razão R .

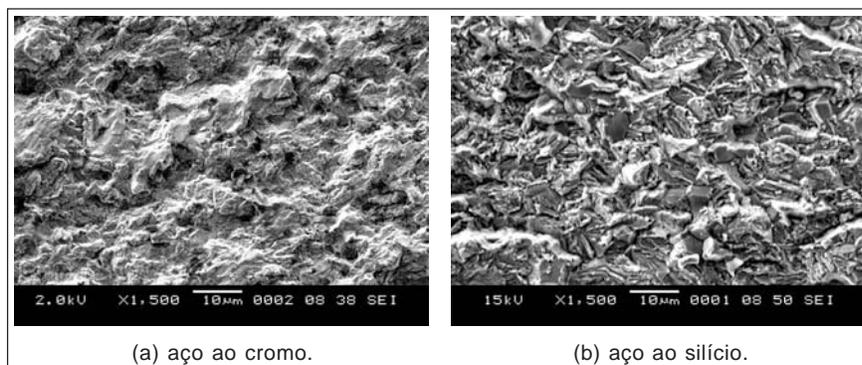


Figura 9 - Micrografias próximas da região do limiar ΔK_{th} , $R = 0,3$, para os dois aços.

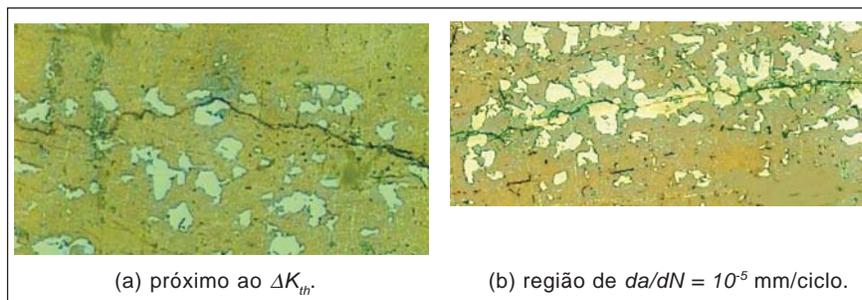


Figura 10 - Seção lateral do corpo-de-prova de aço ao silício, orientação L-T, $R = 0,3$, ataque de Le Pera.

SUN, L., LI, S., ZANG, Q., WANG, Z. *Scripta Metall.* v.32, p.517-521, 1995.

SUZUKI, H., MCEVILY, A.J. *Met. Trans. A*, v.10, p.475-481, 1979.

The Auto/Steel Partnership. Material uniformity of high-strength sheet steels. v.2, (November 1, 1998). www.a-sp.org/database.

TZOU, J.L., RITCHIE, R.O. *Scripta Metall.* v.19, 1985, p.751-755.

ULSAB-AVC Program, 2001. Technical Transfer Dispatch #6, 05-01-2001, ULSAB-AVC Body Structures Materials. www.ulsab-avc.org/ulsab_ttd.

Artigo recebido em 24/08/2004 e aprovado em 15/11/2004.