

PROPAGAÇÃO E FECHAMENTO DE TRINCA DE FADIGA EM DOIS AÇOS BIFÁSICOS PRÉ-DEFORMADOS E COM TRATAMENTO DE “BAKE HARDENING”

João Alfredo Gritti ¹

Túlio Magno Füzessy Melo ²

Fabiano Alcântara Machado ³

Alex Paulo Fortes Simões da Silva ⁴

Claudinei Roberto Guimarães ⁴

Luiz Cláudio Cândido ⁵

Leonardo Barbosa Godefroid ⁵

Resumo

Neste trabalho, o crescimento de trinca de fadiga $da/dN \times \Delta K$ foi estudado em dois aços bifásicos de emprego em rodas de automóveis, com 7% a 12% de fração volumétrica de martensita. A principal diferença entre estes aços é a composição química: um deles tinha adição de cromo, enquanto o outro tinha adição de silício. Além deste efeito, verificou-se a influência de 10% de pré-deformação seguida do tratamento térmico de “bake hardening” na resistência à fadiga. Este tratamento termo-mecânico foi utilizado para simular as operações de estampagem e pintura das rodas. Corpos-de-prova do tipo C(T) foram empregados, com espessura de 3,8 mm e largura de 50 mm, na orientação T-L. Os ensaios de fadiga foram realizados na frequência de 30 HZ, na temperatura de 25°C, numa razão R entre tensões de 0,1. O comportamento em fadiga é diferente para os dois aços, na região do limiar de propagação de trinca e na região de fratura, e entre os dois aços. O fechamento de trinca pode ser utilizado para explicar este comportamento.

Palavras-chave: Aço bifásico; Resistência à fadiga; Fechamento de trinca.

EFFECT OF PRESTRAIN AND BAKE HARDENING TREATMENT ON THE FATIGUE CRACK GROWTH AND CRACK CLOSURE IN TWO DUAL-PHASE STEELS

Abstract

In this research, fatigue crack growth $da/dN \times \Delta K$ has been studied in two dual-phase steels broadly used in the automotive industry, with 7% to 12% of martensite volume fraction. The main difference between the steels is the chemical composition: one of the steels has chromium additions while the other has silicon as an alloy element. Besides the chemical composition, the effect of 10% of prestrain followed by a bake hardening heat treatment on the fatigue resistance was verified. This thermo-mechanical treatment was used to simulate the stamping and the paint baking of the wheels. C(T) specimens with 3.80 mm thickness and 50 mm width in T-L orientation were used for the experiments. Testing frequency was 30 Hz. The experiments were performed in ambient air (approximately 25°C, R.H. = 60%), at R stress ratio of 0.1. In the near-threshold ΔK_{th} region and in the final rupture region, the fatigue behavior is different for the two steels, and also different for the two conditions considered. On the other hand, the behavior is identical in the intermediary region of crack growth. Crack closure phenomenon after prestrain and bake hardening treatment is lower than in the as received condition for both steels.

Key words: Dual phase steels; Fatigue crack growth; Crack closure.

1 INTRODUÇÃO

A redução de peso de veículos tem sido um tópico bastante importante para a indústria automotiva, devido às crescentes exigências para eficiência no consumo de combustível, que estão relacionadas com ganho de energia e restrições ambientais. Neste contexto, um grande esforço está sendo feito no sentido de se

desenvolver e de se aplicar novos aços de elevada resistência mecânica, que combinam uma boa formabilidade com elevada resistência mecânica, para redução da espessura do material de diferentes partes do veículo, sem perda de desempenho, e garantindo a segurança do passageiro.

¹ Engenheiro Metalurgista, ARVIN-MERITOR, Limeira – SP

² Engenheiro Mecânico, M.C., Dr. Ing., USIMINAS, Ipatinga – MG.

³ Engenheiro Metalurgista, mestrando da REDEMAT, UFOP, Ouro Preto – MG.

⁴ Aluno de Engenharia Metalúrgica, Escola de Minas da UFOP, Ouro Preto – MG.

⁵ Professor, M.C., D.C., REDEMAT, UFOP, Ouro Preto – MG.

Na Usiminas a evolução da produção de aços por laminação a quente para emprego automotivo tem seguido esta tendência,⁽¹⁻³⁾ com o desenvolvimento de aços bainíticos e ferríticos-martensíticos, também chamados de bifásicos. A ARVIN-MERITOR produz discos de rodas com estes materiais, e domina a indústria de rodas em nosso país.⁽⁴⁾

Por outro lado, não somente a formabilidade e a resistência mecânica destes aços são importantes quando se pensa em sua aplicação. Especialmente em rodas, a resistência à fadiga torna-se importante característica exigida para estes materiais, devido às condições de operação do produto.

Aços bifásicos têm se caracterizado por possuírem uma excelente resistência à propagação de trinca de fadiga, principalmente para taxas de propagação se aproximando do limiar ΔK_{th} , abaixo do qual as trincas não crescem.⁽⁵⁻¹⁴⁾ Esta resistência depende da microestrutura do aço, e é atribuída à peculiar morfologia do caminho percorrido pela trinca, com efeitos associados de fechamento de trinca.

Neste trabalho, o crescimento de trinca de fadiga $da/dN \times \Delta K$ foi estudado em dois aços bifásicos de emprego em rodas de automóveis, com 7% a 12% de fração volumétrica de martensita. A principal diferença entre estes aços é a composição química: um deles tinha adição de cromo, enquanto o outro tinha adição de silício. Além deste efeito, verificou-se a influência de 10% de pré-deformação seguida do tratamento térmico de "bake hardening" na resistência à fadiga. Este tratamento termo-mecânico foi utilizado para simular as operações de estampagem e pintura das rodas.

2 MATERIAIS E PROCEDIMENTOS EXPERIMENTAIS

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

Antes dos ensaios mecânicos, tiras foram retiradas das bobinas originais e submetidas a uma pré-deformação de tração (10%), seguida de um tratamento térmico a 170° C por 20 min, para simular as operações industriais de fabricação das rodas.

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

Código	C	Si	Mn	Cr
DP-Cr	0,052	0,07	1,16	0,58
DP-Si	0,055	1,03	1,19	0,09

Amostras para metalografia foram preparadas em seções longitudinal e transversal à laminação, e observadas em um microscópio ótico LEICA, usando o reativo químico de Le Pêra.⁽¹⁵⁾

Todos os ensaios de tração e de fadiga foram realizados numa máquina servo-hidráulica MTS de 10 ton, com aquisição de dados por computador. As curvas de propagação de trinca e as medições de fechamento de trinca foram efetuadas de acordo com Norma da ASTM.⁽¹⁶⁾ As superfícies de fratura foram analisadas num microscópio eletrônico de varredura JEOL.

O comprimento de trinca de fadiga e as medições do fechamento de trinca foram efetuados de acordo com o método de flexibilidade elástica. Corpos-de-prova do tipo C(T) foram empregados, com espessura de 3,8 mm e largura de 50 mm, na orientação T-L. Os ensaios de fadiga foram realizados na frequência de 30 HZ, na temperatura de 25°C, numa razão R entre tensões de 0,1.

3 RESULTADOS E DISCUSSÃO

As microestruturas dos aços bifásicos na direção transversal são mostradas nas Figuras 1(a,b) e 2(a,b), nas condições como recebido e após o tratamento termo-mecânico, respectivamente. Pode-se observar em ambos os casos a matriz ferrítica (escura) rodeando ilhas de martensita (clara). Microestruturas similares foram obtidas na direção longitudinal, indicando que não existe

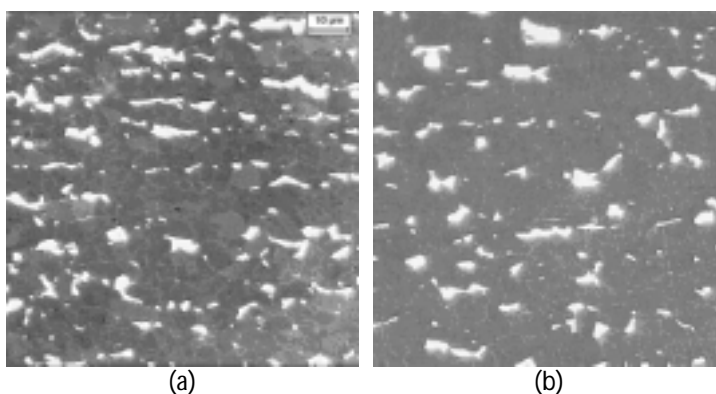


Figura 1. Microestrutura do aço DP-Cr. Direção transversal. Reativo Le Pera. 1000X. (a) condição como recebido. (b) após tratamento termo-mecânico.

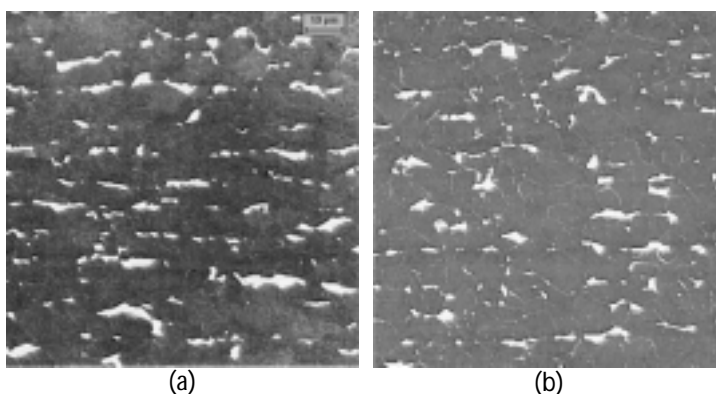


Figura 2. Microestrutura do aço DP-Si. Direção transversal. Reativo Le Pera. 1000X. (a) condição como recebido. (b) após tratamento termo-mecânico.

tendência para fibramento mecânico. Resultados de metalografia quantitativa, obtidos com um analisador de imagens, são mostrados na Tabela 2. Propriedades mecânicas típicas de tração destes materiais são também apresentadas na Tabela 2. A análise fratógráfrica (tração) mostrou uma fratura transgranular e dúctil para os dois aços, com um mecanismo de nucleação, crescimento e coalescimento de microcavidades.

O tratamento termo-mecânico não alterou de forma significativa as microestruturas dos aços bifásicos, mas aumentou a sua resistência mecânica, através dos mecanismos de endurecimento por deformação (pré-deformação) e endurecimento por solução sólida/precipitação (*bake hardening*). Um aumento considerável nas tensões limite de escoamento e limite de resistência de aços bifásicos após tratamento termo-mecânico tem sido reportado na literatura.⁽¹⁷⁻²⁰⁾

Curvas de velocidade de propagação de trinca, da/dN , em função da força motriz ΔK , para os dois aços estudados, ambos na configuração T-L, estão apresentados na Figura 3, para uma razão R entre tensões de 0,1. As curvas foram obtidas nas condições como recebido e após tratamento termo-mecânico. Próximo da região do limiar ΔK_{th} e na região final de fratura, o comportamento em fadiga é diferente para os dois aços, e também diferente para as duas condições consideradas. Por outro lado, o comportamento é idêntico na região intermediária de propagação de trinca.

O limiar ΔK_{th} obtido para os dois aços está de acordo com resultados encontrados na literatura para diversas ligas ferrosas,^(7,9,11,21) entre 5 e 10 MPa \sqrt{m} . Alguns pesquisadores⁽⁵⁻¹²⁾ obtiveram valores até mais elevados ($\Delta K_{th} = 20\text{MPa}\sqrt{m}$), em função da composição química, da fração volumétrica e da conectividade da martensita, e do tamanho de grão da ferrita.

Tabela 2. Resultados de metalografia quantitativa (20 medidas) e propriedades mecânicas de tração (3 corpos-de-prova), direção transversal.

Código	TG ferrita (μm)	FV martensita (%)	C martensita (%)	LE (MPa)	LR (MPa)	ALO (%)
DP-Cr-AR	4,50 \pm 0,22	10,56 \pm 1,03	25,47 \pm 7,84	406 \pm 20	569 \pm 8	41 \pm 2,5
DP-Cr-TM	4,43 \pm 0,39	11,69 \pm 0,59	25,91 \pm 9,13	582 \pm 18	644 \pm 5	28 \pm 1,2
DP-Si-AR	4,62 \pm 0,45	7,67 \pm 0,67	23,70 \pm 6,54	489 \pm 24	592 \pm 4	37 \pm 4,7
DP-Si-TM	4,85 \pm 0,33	6,97 \pm 0,44	23,01 \pm 7,81	653 \pm 47	705 \pm 44	21 \pm 5,6

AR = como recebido; TM = após tratamento termo-mecânico; TG = tamanho de grão; FV = fração volumétrica; C = conectividade; LE = limite de escoamento; LR = limite de resistência; ALO = alongamento.

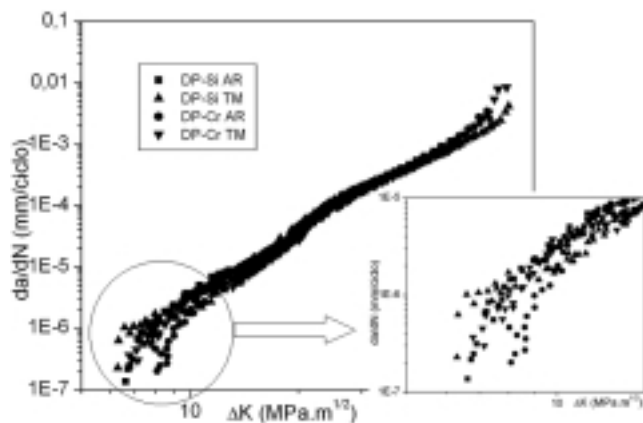


Figura 3. Variação de da/dN com ΔK para os aços DP-Cr e DP-Si, orientação T-L R = 0,1. AR = como recebido; TM = após tratamento termo-mecânico.

Valores do fator de intensidade de tensões no ponto de fechamento de trinca, K_{cl} , foram obtidos em função de ΔK para ambos os aços na região do limiar de propagação de trinca. Os resultados são mostrados na Figura 4, na forma da relação K_{cl}/K_{max} em função de ΔK . Pode-se notar que o efeito de fechamento de trinca rapidamente aumenta à medida que ΔK se aproxima do limiar ΔK_{th} . Estes resultados estão consistentes com diversos resultados obtidos para aços.⁽⁵⁻¹⁴⁾ Os mecanismos que têm sido empregados para explicar este comportamento incluem o fechamento de trinca induzido por oxidação, tortuosidade e deflexão da trinca.

Pode-se observar que o tratamento termo-mecânico diminui a relação $K_{cl}/K_{max} - \Delta K$. Wasén and Karlsson⁽²²⁾ acreditam que a precipitação de carbonetos na ferrita "macia" e o simultâneo revenido da martensita durante o envelhecimento (*bake hardening*) não provocam efeito no limiar de propagação de trinca. Por outro lado, a pré-deformação é responsável pelo decréscimo no valor do limiar de propagação de trinca, para materiais com elevada quantidade de ferrita. Esta mesma dependência foi verificada por Nakajima e cols.⁽²³⁾ em aços bifásicos.

A análise fratógráfrica dos corpos-de-prova na região do limiar de propagação de trinca mostrou um modo de fratura predominantemente transgranular, com facetas de cisalhamento associadas a uma propagação de trinca do tipo "zig-e-zag" através da ferrita. As Figuras 5(a,b) e 6(a,b) mostram exemplos deste comportamento, para ambos os aços. Este tipo de fratura relaciona-se com elevada rugosidade e deflexão de trinca, característicos do fechamento de trinca induzido por asperezas^(7,11). Para níveis mais elevados de taxa de propagação de trinca a superfície de fratura permanece transgranular, mas com evidência de estrias. Este comportamento pode ser observado nas Figuras 7(a,b) e 8(a,b) para ambos os aços.

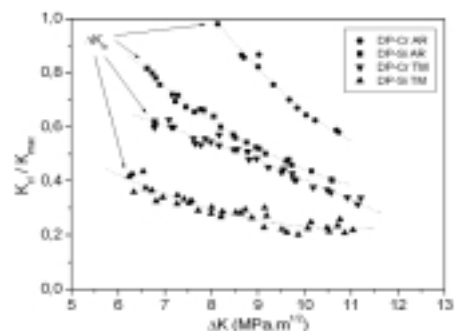


Figura 4. Medidas experimentais do fechamento de trinca próximo da região do limiar de propagação de trinca. Aços DP-Cr e DP-Si, orientação T-L, R = 0,1. AR = como recebido; TM = após tratamento termo-mecânico.

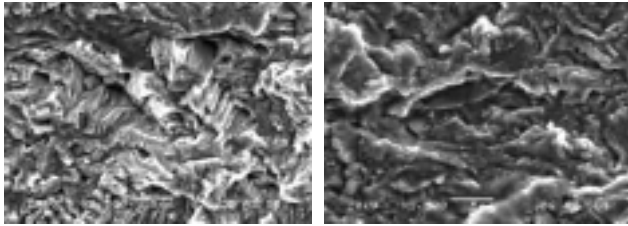


Figura 5. Fratografia da superfície de fadiga do aço DP-Cr, direção transversal, próximo da região do limiar de propagação de trinca, 3500X. (a) como recebido; (b) após tratamento termo-mecânico.

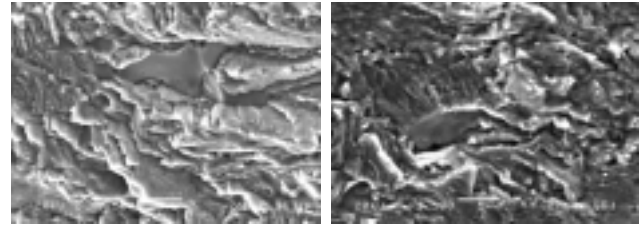


Figura 6. Fratografia da superfície de fadiga do aço DP-Si, direção transversal, próximo da região do limiar de propagação de trinca, 3500X. (a) como recebido; (b) após tratamento termo-mecânico.

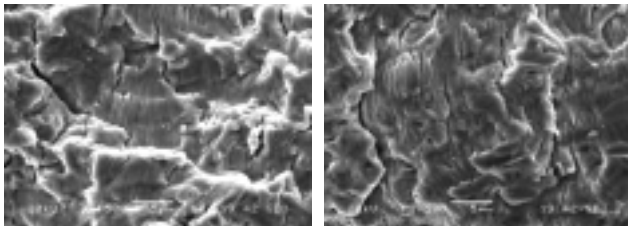


Figura 7. Fratografia da superfície de fadiga do aço DP-Cr, direção transversal, região intermediária de propagação de trinca, 3500X. (a) como recebido; (b) após tratamento termo-mecânico.

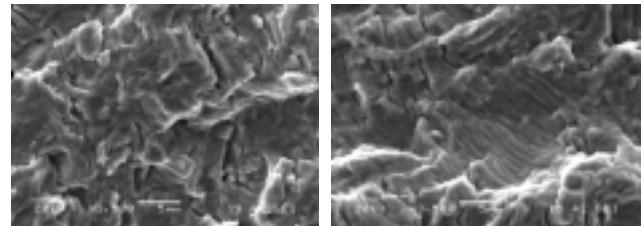


Figura 8. Fratografia da superfície de fadiga do aço DP-Si, direção transversal, região intermediária de propagação de trinca, 3500X. (a) como recebido; (b) após tratamento termo-mecânico.

4 CONCLUSÕES

A pré-deformação e o tratamento térmico de "bake hardening" não alteraram de forma significativa a microestrutura dos aços bifásicos estudados, mas promoveram uma elevação na sua resistência mecânica sob tração.

A resistência à fadiga, tanto na região do limiar de propagação de trinca quanto na fase de

fratura, é maior para o aço bifásico ao cromo do que para o aço bifásico ao silício. O comportamento é idêntico para os dois aços na região intermediária de propagação de trinca.

Para os dois aços considerados, a pré-deformação e o tratamento térmico de "bake hardening" diminuem a resistência ao início de propagação de trinca por fadiga.

O fenômeno de fechamento de trinca por fadiga pode ser utilizado para explicar os resultados encontrados.

REFERÊNCIAS

- 1 SOUZA, M.V.G., MELO, T.M.F., ANDRADE, G.M., GRITTI, J.A., COSTA, J.A. Desenvolvimento de aço bifásico ferrita-martensita para aplicação em rodas. In: SEMINÁRIO DE LAMINAÇÃO, 34., 1997. São Paulo : ABM, 1997. p. 27-40.
- 2 MELO, T.M.F., PINHEIRO, A.S., SOUZA, M.V. Resistência à fadiga de aços para rodas automobilísticas. In: CONGRESSO ANUAL DE METALURGIA, 53., 1998. São Paulo : ABM, 1998. p.1264-1278.
- 3 SOUZA, M.V.G., MELO, T.M.F., RIBEIRO, J.C., GRITTI, J.A. Desenvolvimento de aço bifásico ferrita-martensita com alto cromo para aplicação em rodas. In: SEMINÁRIO DE LAMINAÇÃO, 37., 2000. São Paulo : ABM, 2000. 1 CD.
- 4 GRITTI, J.A., COSTA, J.A., TOLEDO, J.R.A. Tendências do mercado de rodas de aço para a indústria automobilística. In: SEMINÁRIO DE LAMINAÇÃO, 31., 1994. São Paulo : ABM, 1994. p. 346-351.
- 5 SUZUKI, H., MCEVILY, A.J. Microstructural effects on fatigue crack growth in a low carbon steel. **Metallurgical Transactions**, v. 10A, p. 475-481, 1979.
- 6 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.
- 7 DUTTA, V.B., SURESH, S., RITCHIE, R.O. Fatigue crack propagation in dual-phase steels. **Metallurgical Transactions**, v. 15A, p. 1193-1207, 1984.
- 8 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. 16 A, p. 1405-1415, 1985.
- 9 TZOU, J.L., RITCHIE, R.O. Fatigue crack propagation in a dual-phase plain-carbon steel. *Scripta Metallurgica*, v. 19, p. 751-755, 1985.
- 10 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.

- 11 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.
- 12 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.
- 13 SARWAR, M., PRIESTNER, R. Fatigue crack propagation behaviour in dual-phase steel. **Journal of Materials Engineering and Performance**, v. 8, p. 245-251, 1999.
- 14 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.
- 15 LEPERA, F.S. Improved etching technique to emphasize martensite and bainite in high-strength dual-phase steel. **Journal of Metals**, v. 32, p. 38-39, 1980.
- 16 ASTM E647-01, Standard Test Method for Measurement of Fatigue Crack Growth Rates, 2001 Annual Book of ASTM Standards.
- 17 DAVIES, R.G. Tempering of dual-phase steel. Fundamentals of dual-phase steels. **AIME**, 1981. p. 265-277.
- 18 CHANG, P.H. Temper-aging of continuously annealed low carbon dual-phase steel. **Metallurgical Transactions**, v. 15A, p. 73-86, 1984.
- 19 CHANG, P.H. Effects of prior cold rolling and post temper rolling on the properties of continuously annealed low carbon dual-phase steel. **Metallurgical Transactions**, v. 15A, p. 671-678, 1984.
- 20 FREDRIKSSON, K. Melander, A. and Hedman, M., Influence of prestraining and aging on fatigue properties of high-strength sheet steels. **International Journal of Fatigue**, v. 10, p. 139-151, 1988.
- 21 LIAW, P.K, LEAX, T.R., LOGSDON, W.A. Near-threshold fatigue crack growth behavior in metals. **Acta Metallurgica**, v. 31, p.1581-1587, 1983.
- 22 WASEN, J., KARLSSON, B. Influence of prestrain and ageing on near-threshold fatigue crack growth in fine-grained dual-phase steels. **International Journal of Fatigue**, v. 11, p. 395-405, 1989.
- 23 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.

Recebido em: 02/06/06

Aceito em: 21/08/06

Proveniente de: SEMINÁRIO DE LAMINAÇÃO: PROCESSOS E PRODUTOS LAMINADOS E REVESTIDOS, 42., 2005, Santos, SP. São Paulo : ABM, 2005.