

EFEITO DA CAMADA SUPERFICIAL SOBRE O CRESCIMENTO DE GRÃO EM AÇOS ELÉTRICOS SEMI-PROCESSADOS ¹

Sérgio Funayama de Castro ²
Hans-Jürgen Kestenbach ³

Resumo

Durante o recozimento final aplicado a chapas de aço elétrico, os novos grãos costumam crescer a partir da superfície. O presente trabalho investiga dois efeitos que, em princípio, poderiam explicar o mesmo fenômeno mas que, em prática, poderiam gerar texturas diferentes: A presença, na camada superficial, de um gradiente de carbono devido à descarbonetação da chapa, e de um gradiente de deformação plástica (energia armazenada) devido à laminação de encruamento. Os resultados mostraram que o gradiente de carbono exerce efeito muito mais forte sobre a cinética de crescimento, e que a textura final formada após o crescimento de grão secundário não seria afetada por um eventual gradiente de deformação plástica na camada superficial.

Palavras-chave: Aços elétricos; Crescimento de grão; Descarbonetação; Textura.

SURFACE EFFECTS ON SECONDARY GRAIN GROWTH IN SEMI-PROCESSED ELECTRICAL STEELS

Abstract

During final annealing of semi-processed electrical steels, grain growth generally starts at the sheet surface. In the present paper, two effects were investigated which could explain the phenomenon in principal but which, in practice, would lead to different annealing textures: The presence of a sub-surface carbon concentration gradient due to decarburization, and of an eventual deformation gradient generated in the surface layer during temper rolling. The results showed that the carbon concentration gradient has a much stronger effect on secondary grain growth kinetics, and that the final texture would not be affected by any plastic deformation gradient at the sheet surface.

Key words: Electrical steels; Grain growth; Decarburizing; Texture.

¹ Contribuição técnica ao 62º Congresso Anual da ABM – Internacional, 23 a 27 de julho de 2007, Vitória – ES, Brasil.

² Mestre em Engenharia de Materiais, Engenheiro da COSIPA, Cubatão, SP.

³ Professor Titular, Departamento de Engenharia de Materiais, Universidade Federal de São Carlos.

1 INTRODUÇÃO

Aços elétricos semi-processados são aços de baixo teor de carbono, fornecidos ao mercado em forma de chapas a frio com um passe adicional de “laminação de encruamento”, condição importante para o crescimento de grão que deve acompanhar o recozimento final de descarbonetação.^[1,2] Em condições industriais de processamento, este crescimento de grão costuma começar na região superficial das chapas.^[1,3] Dois efeitos são geralmente citados na literatura para explicar o fenômeno: Primeiro, o gradiente de carbono que se estabelece durante o tratamento térmico de descarbonetação (realizado inicialmente no campo bifásico $\alpha+\gamma$) favoreceria o começo do crescimento de grão na camada superficial, uma vez que a perda de carbono levaria à dissolução das partículas de austenita que inicialmente ancoram os contornos de grão ferrítico.^[4] De fato, tratamentos térmicos de descarbonetação no campo intercrítico $\alpha+\gamma$ foram propostos para promover o crescimento de grão colunares, considerados propícios para um eventual controle da textura.^[5,6]

Como segundo efeito, um gradiente de deformação plástica desenvolvido durante a laminação de encruamento afetaria a energia armazenada, acelerando a cinética do crescimento de grão devido à maior força motriz na camada superficial.^[3,4] De fato, evidências para maiores níveis de deformação nas regiões superficiais de chapas mais grossas (12mm de espessura) foram encontradas recentemente por pesquisadores japoneses.^[7]

O presente trabalho representa uma tentativa de investigar os dois efeitos da camada superficial de maneira separada. Para isto, foram programados tratamentos térmicos de crescimento de grão em atmosfera neutra (vácuo) e com três amostras diferentes: Além das chapas originais, chapas descarbonetadas antes da laminação de encruamento foram utilizadas para simular o comportamento diferenciado da camada superficial devido ao gradiente de carbono. Além disto, camadas superficiais foram removidas na terceira opção de amostras já deformadas para investigar o comportamento diferenciado da camada superficial devido ao eventual gradiente de deformação plástica.

O crescimento de grão durante o recozimento final também oferece uma última oportunidade de controle sobre a textura, considerada importante para as propriedades magnéticas da chapa.^[8] Em trabalhos anteriores foi discutido o papel dos fatores de Taylor na formação da textura final.^[9,10] Por isto, foram incluídas medidas da orientação cristalográfica e a determinação dos fatores de Taylor para os novos grãos que se formaram durante o crescimento secundário.

2 MATERIAIS E MÉTODOS

O aço elétrico foi fornecido pela empresa Brasmetal, em forma de chapa a frio com 0.63mm de espessura, laminada a frio e recozida a 670°C por 3h a partir de uma chapa a quente com 2mm de espessura, e com composição química mostrada na Tabela 1.

Tabela 1. Composição Química do Aço Elétrico, em Porcentagem de Peso.

C	Mn	Si	S	P	Al	N
0.07	0.43	0.08	0.011	0.015	0.047	0.0034

Uma vez que o crescimento de grão, em condições industriais de recozimento, costuma começar na camada superficial já descarbonetada, foi aplicado a uma parte do material um tratamento térmico de descarbonetação em atmosfera de 90% N₂ + 10% H₂ com ponto de orvalho 17°C a 760°C por 2 horas, com o objetivo de reduzir o teor de carbono até um valor próximo a 0.005%C, gerando com isto uma condição diferenciada do material inicial que, para nossos estudos, poderia representar o comportamento da camada superficial durante o recozimento industrial. Em seguida, ambas as chapas, a de alto (0,07%C) e a de baixo teor de carbono (~0,005%C), foram laminadas a frio, num passe único com redução de 6% em espessura.

Para investigar os efeitos do eventual gradiente de deformação plástica sobre o crescimento de grão, camadas superficiais de 10 e de 30µm de espessura foram removidas em uma outra parte das chapas por decapagem em solução de 8% de HF em H₂O₂, antes do tratamento térmico mas após a laminação de encruamento. Para os tratamentos térmicos sob vácuo, todas as amostras foram encapsuladas em tubos de quartzo fechados sob vácuo de 10⁻³ Torr, uma vez que tentativas anteriores foram prejudicadas pela suspeita de vazamento no forno de um laboratório industrial.^[4] Para simular o ciclo térmico de um típico recozimento industrial foram escolhidas uma temperatura de 760°C e uma taxa de aquecimento de 10°C/min até esta temperatura.

Diferentes tempos de espera a 760°C permitiram o acompanhamento da cinética de crescimento de grão por microscopia ótica. A existência de um eventual gradiente de deformação plástica após a laminação de encruamento foi investigada por microscopia eletrônica de transmissão (MET), utilizando folhas preparadas a partir de chapinhas finas com 20µm de espessura, pre-afinadas por decapagem em solução de 8% de HF em H₂O₂ a partir da chapa original com 630µm de espessura, com remoção do total de 610µm por um lado da chapa apenas.

A orientação cristalográfica dos novos grãos foi determinada no microscópio eletrônico de varredura (MEV) pela técnica de EBSD (Electron Back Scattering Diffraction). Cálculos dos fatores de Taylor utilizaram software TSL com pacote OIM-3 (OIM Analysis 3.03) que, conforme o fabricante, utiliza o modelo de Taylor do tipo "full constraints". Nos cálculos, permitiu-se deslizamento de discordâncias em planos {110}, {112} e {123}.

3 RESULTADOS

3.1 Efeito da Atmosfera

A substituição de atmosferas descarbonetantes pelo vácuo teve um efeito muito forte sobre os resultados do tratamento térmico a 760°C. Nenhum crescimento de grão foi observado após até 3 horas sob vácuo, Figura 1, enquanto o crescimento secundário já tinha começado após 90 min e passado por toda a chapa após 3 horas devido à descarbonetação provocada pelo vazamento do forno a vácuo em ensaios anteriores, Fig.2. Sob condições ideais de descarbonetação (cinética controlada pela difusão do carbono até a superfície), uma chapa com 0.63 mm de espessura recozida a 760°C teria o seu teor de carbono reduzido a 0.005%C em 10min,^[11] enquanto recozimentos industriais na mesma faixa de temperaturas utilizam algumas horas.^[1] Pode ser antecipado, portanto, que o crescimento secundário de grão em condições industriais se inicia na camada superficial do aço elétrico já totalmente descarbo-netada.

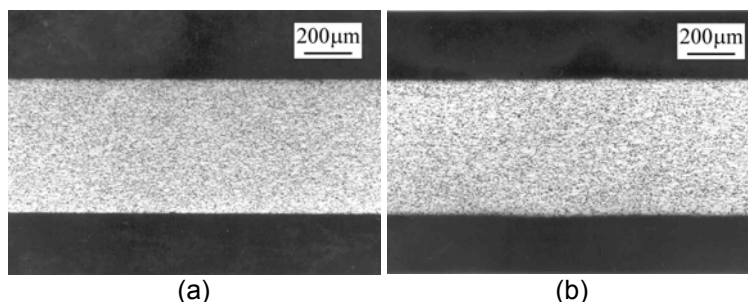


Figura 1: Aço original após laminação de encruamento e recozimento a 760°C sob vácuoseguro por 1h em (a), 3h em (b). Aumento 30X.

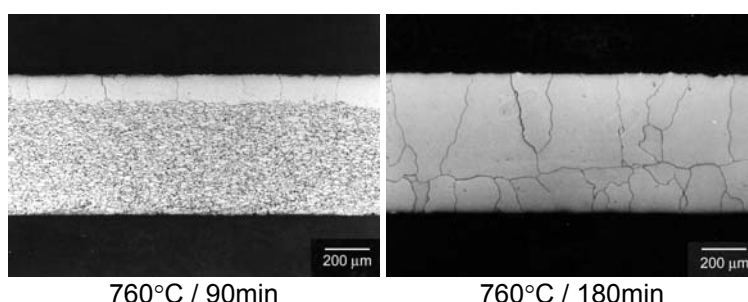


Figura 2: Mesmo aço original após laminação de encruamento e recozimento a 760°C sob vácuo com suspeito de vazamento por 90min em (a), 3h em (b). Aumento 30X.

3.2 Crescimento Secundário na Camada Descarboxetada

Observa-se na Figura 3 que, durante os tratamentos térmicos sob vácuo, as amostras previamente descarboxetadas apresentaram um crescimento de grão muito mais rápido, detectado em algumas regiões já no momento em que a chapa completou o seu aquecimento até 760°C, Figura 3(c), e cobrindo a maior parte da chapa após 30min de permanência nesta temperatura, Figura 3(d).

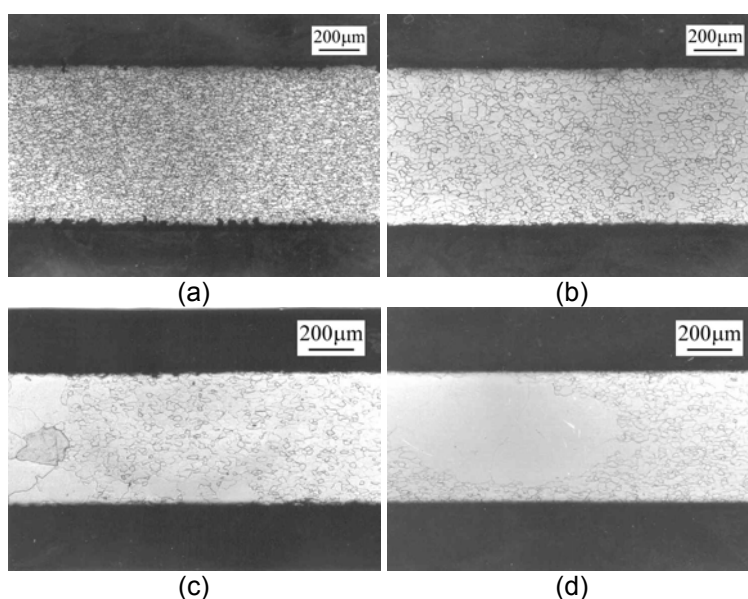


Figura 3: Tratamento térmico de amostras descarboxetadas. Aço original em (a), descarboxetado ainda sem deformação em (b), aço descarboxetado após 6% de laminação de encruamento e aquecimento até 760°C (0h de permanência) em (c), após mais 30min a 760°C em (d). Aumentos 32X em (a) e (b), 28X em (c) e (d).

Os efeitos de um possível gradiente de deformação plástica foram confirmados na Figura 4, onde se apresenta o crescimento de grão em amostras que tinham as suas camadas superficiais removidas após a laminação de encruamento mas antes do tratamento térmico. Figuras 4(a) e (b) apresentam os resultados após a remoção de camadas superficiais até uma profundidade de apenas 10 μ m, enquanto 30 μ m tinham sido removidas em cada lado da chapa nas Figuras 4(c) e (d). Não houve crescimento de grão ao fim do aquecimento, sugerindo que era a maior deformação plástica na camada superficial que proporcionou o início do crescimento de grão observado na Figura 3(c). Comparando as condições de crescimento após 30min nas Figuras 3(d), 4(b) e 4(d) (regiões de novos e antigos grãos cobrindo partes semelhantes da chapa), no entanto, chega-se à conclusão que a aceleração do crescimento na camada superficial devido ao gradiente de deformação plástica era apenas modesta, constituindo efeito bem mais fraco quando comparado ao efeito mais forte do gradiente de carbono nas Figuras 1 e 2.

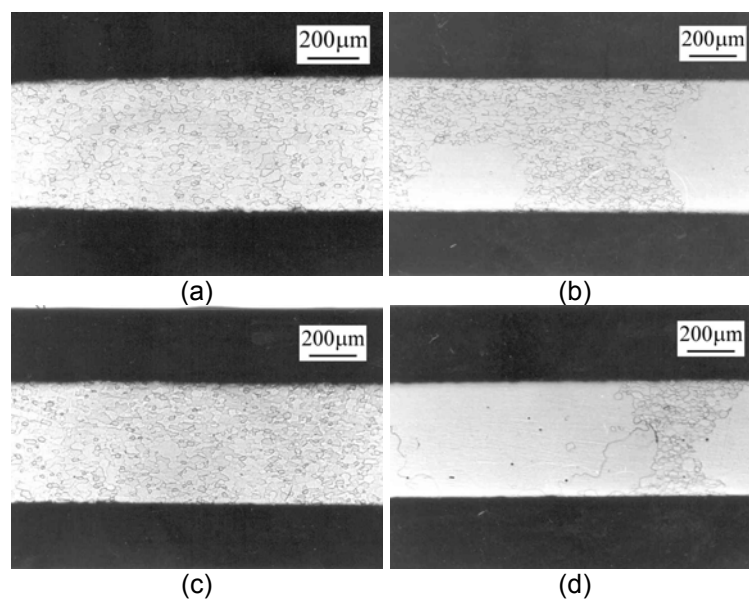


Figura 4: Recozimento a 760°C após remoção de camadas superficiais, no momento da chegada a 760°C em (a) e (c), após 30min a 760°C em (b) e (d). Aumento 30X.

3.3 Subestrutura de Discordâncias na Camada Superficial

Distribuições de discordâncias não apresentaram grandes diferenças entre a camada superficial de até 10 μ m de profundidade, investigada no presente trabalho, e a região central da chapa estudada em trabalho anterior.^[9] Uma comparação entre as respectivas subestruturas pode ser feita na Figura 5, onde regiões superficiais e centrais foram fotografadas em orientações cristalográficas semelhantes. A preparação de folhas finas foi prejudicada pela espessura muito pequena da chapa antes do polimento final (20 μ m). Assim, áreas observadas eram pequenas com grandes variações de espessura. Medidas da densidade de discordâncias foram possíveis em apenas uma área, portanto sem significado estatístico. O resultado deu 1.1x10¹⁰ cm⁻², na mesma faixa de densidades encontradas anteriormente para as regiões centrais da chapa.^[9]

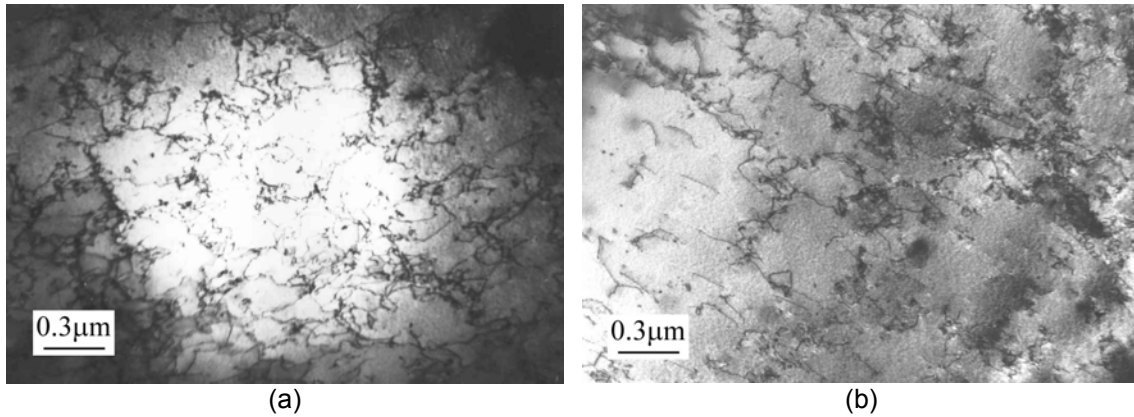


Figura 5: MET da subestrutura de discordâncias. Camada superficial em (a), interior da chapa em (b). Aumento 25.000X.

3.4 Orientação Cristalográfica dos Grãos Secundários

3.5

Como pode ser deduzido nas Figuras 1, 3 e 4, um número muito pequeno de grãos secundários foram encontrados no presente trabalho, todos eles formados nas amostras descarbonetadas, aparentemente em condições de nucleação lenta e crescimento rápido. Na Figura 6, fatores de Taylor foram calculados para os poucos grãos cuja orientação cristalográfica podia ser determinada por EBSD. Mais uma vez, os novos grãos não confirmaram a expectativa teórica, conforme a qual orientações com baixos fatores de Taylor seriam favorecidos para o crescimento secundário.^[3,4] Embora apenas 10 grãos novos pudessem ter sido examinados, o resultado essencial foi o mesmo como em trabalho anterior, onde todos os novos grãos tinham iniciado o seu crescimento secundário a partir da superfície original da chapa:^[10] Os fatores de Taylor dos novos grãos se dividiram entre valores baixos (<2,5) e altos (>3,5), com a maioria ficando na faixa intermediária (entre 2,5 e 3,5).

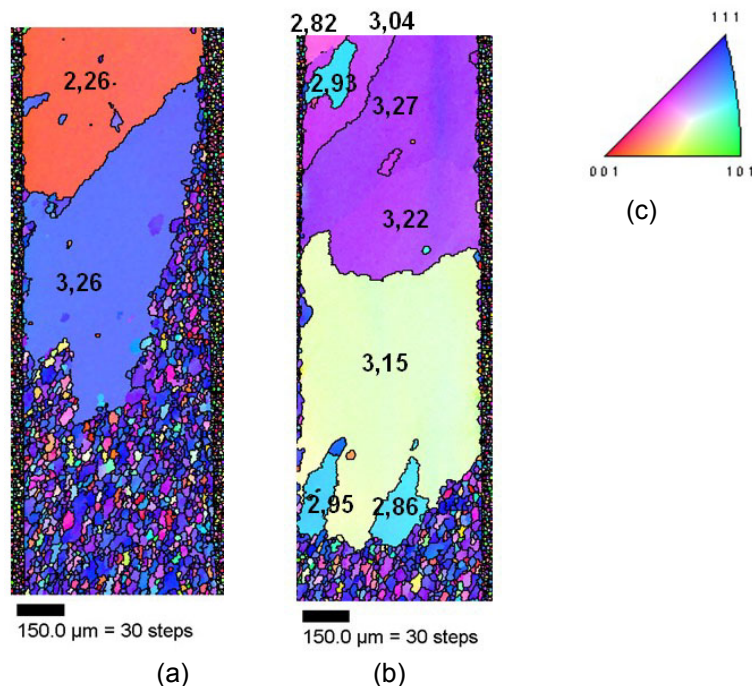


Figura 6: Orientação dos novos grãos que cresceram a 760°C após remoção das camadas superficiais de 10 μm em (a), 30 μm em (b). Código de cores para os pla-nos de laminação em (c). Aumento de 45X.

4 DISCUSSÃO

Os resultados apresentados mostram claramente que, na camada superficial e sob condições de processamento industrial, a cinética do crescimento secundário de grão é muito mais afetada pelo gradiente de carbono do que pelo gradiente de deformação plástica. Também, na ausência do gradiente de carbono, o crescimento secundário pode até ser nucleado na camada superficial devido a um gradiente de deformação plástica, como indica a comparação entre a Figura 3 e as Figuras 4 e 5. Por outro lado, porém, um processo ordenado de crescimento de grão a partir da superfície e dirigido para a região central, gerando grãos colunares, como aqueles observados, anteriormente, devido à descarbonetação e apresentados na Figura 2, dificilmente poderia ser justificado pelo gradiente de deformação, considerando o número muito pequeno e o crescimento muito rápido dos novos grãos que se espalharam por toda a espessura da chapa nas Figuras 3 e 4.

Embora o atraso do crescimento secundário devido à remoção das camadas superficiais fale a favor da existência de um gradiente de deformação, este não pode ser comprovado por observações no MET. Tentativas de mostrá-lo através de medidas de dureza também falharam em trabalho anterior.^[12] Quanto ao MET, um número muito maior de áreas representativas deveriam ser investigadas, principalmente quando se trata de quantificar diferenças na densidade de discordâncias que obviamente são pequenas. Quanto a medidas de microdureza realizadas grão por grão, resultados anteriores já mostraram a dificuldade de descobrir pequenas variações de dureza em medidas individuais. Assim, se a quantidade de discordâncias dobrasse na camada superficial, aumentando por exemplo a densidade de discordâncias de $1 \times 10^{10} \text{cm}^{-2}$ para $2 \times 10^{10} \text{cm}^{-2}$, o resultado esperado seria um aumento da tensão de escoamento por 32 MPa, equivalentes a 12 pontos de dureza na escala Vickers.^[9] Por outro lado, em relação às nossas medidas de dureza de grãos individuais em função dos fatores de Taylor,^[13] variações estatísticas típicas de até 30 pontos Vickers foram encontradas.

A textura final de aços elétricos semi-processados representa um assunto interessante, uma vez que ela não está sendo controlada pelo tradicional processamento industrial (estes aços são classificados como “GNO”, ou de Grão Não Orientado), mas conhecidamente poderia melhorar as propriedades magnéticas da chapa. Em prática, planos {100} paralelos à superfície da chapa representam as orientações desejáveis de fácil magnetização, incluindo uma boa parte dos grãos com baixos fatores de Taylor durante a laminação de encruamento. Pela teoria do mecanismo SIBM (*Strain Induced Boundary Migration*), são justamente estas orientações que deveriam favorecer o crescimento secundário de grão.^[3] No entanto, nossos resultados anteriores levantados a partir de grãos colunares nascidos na camada superficial não confirmaram estas expectativas. Como os nossos cálculos dos fatores de Taylor não consideraram um eventual gradiente de deformação associado a mudanças no estado de tensões perto da superfície, estávamos interessados em verificar, neste trabalho, os novos fatores de Taylor associados aos grãos que cresceram nas Figuras 4(b) e (d), na ausência de possíveis modificações superficiais no estado de tensões, e onde portanto os nossos fatores de Taylor seriam mais confiáveis. Como indica a Figura 6, mais uma vez não se confirmaram as previsões teóricas a respeito do favorecimento de baixos fatores de Taylor. O aproveitamento do crescimento secundário “natural” para estabelecer texturas desejáveis durante o recozimento final permanece portanto apenas um sonho.

5 CONCLUSÕES

Foram investigados efeitos da camada superficial sobre o crescimento de grão durante o recozimento final de aços elétricos semi-processados. Concluiu-se que:

- A iniciação do crescimento de grão a partir da superfície e a eventual formação de grãos colunares se devem unicamente ao gradiente de carbono, estabelecido na camada superficial devido ao recozimento industrial de descarbonetação.
- Diferenças na cinética de crescimento de grão secundário após remoção de camadas superficiais indicaram a existência de um gradiente de deformação plástica perto da superfície. Porém, observações por microscopia eletrônica de transmissão mostraram que o efeito sobre a força motriz para o crescimento de grão seria pequeno, e que medidas de dureza teriam poucas chances de sucesso para detectar o gradiente.
- Grãos secundários formados no interior da chapa não apresentaram orientações cristalográficas diferentes em comparação a grãos formados a partir da camada superficial.

Agradecimentos

Durante o desenvolvimento deste trabalho contamos com auxílio à pesquisa da FAPESP (Proc.2005 / 02236-5). HJK agradece ao CNPq pela bolsa de produtividade em pesquisa.

REFERÊNCIAS

- 1 Cheong, S.W., Hilinski, E.J. e Rollett, A.D., *Metall. Mater. Trans. A*, 2003, v.34A, p.1321.
- 2 Riontino, G., Antonione, C., Battezzati, L., Marino, F. e Tabasso, M.C., *J. Mater. Sci.*, 1979, v.14, p.86.
- 3 Kestens, L., Jonas, J.J., Van Houtte, P. e Aernoudt, E., *Metall. Mater. Trans. A*, 1996, v.27A, p.2347.
- 4 Castro, S.F., Landgraf, F.J.G. e Kestenbach, H.-J., *Anais 61º Congresso Anual da ABM*, 24 a 27 de julho de 2006, Rio de Janeiro, RJ. Em CD-ROM.
- 5 Tomida, T., *J. Mater. Eng. Perform.*, 1996, v.5, p.316.
- 6 Kovac, F., Dzubinsky, M. e Sidor, Y., *J. Magn. Magn. Mater.*, 2004, v.269, p.333.
- 7 Barbosa, R. (2007), comunicação pessoal.
- 8 Cheong, S.W., Hilinski, E.J. e Rollett, A.D., *Metall. Mater. Trans. A*, 2003, v.34A, p.1311.
- 9 Castro, S.F., Gallego, J., Landgraf, F.J.G. e Kestenbach, H.-J., *Mater. Sci. Eng. A*, 2006, v.427, p.301.
- 10 Castro, S.F., Landgraf, F.J.G. e Kestenbach, H.-J., *Proc. 3rd Conference on Uses of Steel*, San Nicolas, Argentina, Novembro (2006), pp.23-28.
- 11 Lyudkovsky, G., Rastogi, P.K. e Bala, M., *J. Metals*, 1986, v.38(1), p.18.
- 12 Castro, N.A., Landgraf, F.J.G., Tschiptschin, A.P. e Henrique, M.L., *Anais do XVI Congresso Brasileiro de Engenharia e Ciência de Materiais (CBECIMAT)*, Porto Alegre (2004). Em CD-ROM.
- 13 Castro, S.F., Gallego, J., Landgraf, F.J.G. e Kestenbach, H.-J., *Tecnologia em Metalurgia e Materiais*, 2006, v.2(3), p.53.