

CRESCIMENTO DE GRÃO E FORMAÇÃO DE TEXTURA EM AÇOS ELÉTRICOS SEMI-PROCESSADOS¹

Sérgio Funayama de Castro²
Fernando José Gomes Landgraf³
Hans-Jürgen Kestenbach⁴

Resumo

Foi investigado o recozimento final após laminação de encruamento de um aço com 0.07%C, utilizado em aplicações magnéticas por fabricantes de motores elétricos. Amostras metalográficas retiradas durante o recozimento a 760°C acompanharam a cinética do crescimento secundário de grão, revelando efeitos do teor de carbono e de outros fatores de distribuição heterogênea introduzidos pela laminação de encruamento. As texturas da chapa antes e depois do recozimento foram determinadas no microscópio eletrônico de varredura pela técnica de EBSD, enquanto efeitos da orientação cristalográfica sobre a energia armazenada (força motriz do crescimento de grão) foram avaliados por observações da subestrutura de discordâncias no microscópio eletrônico de transmissão. Os resultados destacaram a importância das camadas superficiais da chapa em condições industriais de recozimento, iniciando o crescimento de grão ou proporcionando crescimento colunar a partir da superfície. O recozimento melhorou a textura da chapa pelo enfraquecimento da fibra γ , mas falhou em aumentar as orientações de baixo valor de Taylor que deveriam fortalecer a fibra η .

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

GRAIN GROWTH AND TEXTURE FORMATION IN SEMI-PROCESSED ELECTRICAL STEEL

Abstract

The annealing behaviour after temper rolling was investigated for a 0.07% carbon steel commonly employed for magnetic applications in the electrical motors industry. Metallographic samples were removed during the annealing cycle at 760°C in order to accompany the kinetics of secondary grain growth, revealing the effects of carbon and of heterogeneous surface layers introduced during temper rolling. Sheet textures before and after annealing were determined by EBSD in the scanning electron microscope, while orientation effects on stored energy (the driving force for grain growth) were evaluated from dislocation structures observed in the transmission electron microscope. Results showed the importance of surface layers for the industrial annealing process, being responsible for growth initiation and for the eventual occurrence of columnar grain growth starting at the sheet surface. As observed previously, annealing improved the sheet texture by weakening the γ fiber. On the other hand, no orientations of low Taylor factor were developed that could have strengthened the η fiber.

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

¹ Contribuição técnica apresentada na 61º Congresso Anual da ABM, de 24 a 27 de julho de 2006, Rio de Janeiro – RJ

² Engenheiro de Materiais, Aluno de mestrado do PPG/CEM, UFSCar, São Carlos, SP.

³ Professor Adjunto, Departamento de Metalurgia, EPUSP, São Paulo, SP.

⁴ Professor Titular, Departamento de Engenharia de Materiais, UFSCar, São Carlos, SP.
dhjk@power.ufscar.br

1 INTRODUÇÃO

Aços elétricos semi-processados fazem parte da família de aços GNO (Grão Não Orientado) que, frequentemente e para reduzir custos, se aproveitam de chapas a frio com baixo teor de carbono, produto de larga escala industrial utilizado principalmente na indústria automobilística devido às suas boas propriedades de estampabilidade. Nesta aplicação, os aços apresentam uma textura dominada pela chamada fibra γ (com direções $\langle 111 \rangle$ perpendiculares ao plano da chapa), considerada como componente não desejada em aços elétricos.

Uma textura preferencial, dominada por grãos $\{110\}\langle 100 \rangle$ e conhecida como componente Goss, foi desenvolvida muitos anos atrás para aços elétricos do tipo GO (Grão Orientado), utilizados principalmente em transformadores onde a direção de magnetização é sempre a mesma. O principal destino dos aços elétricos do tipo GNO, por outro lado, é o mercado das máquinas elétricas rotativas como motores e compressores, nas quais a direção de magnetização gira 360° a cada ciclo mas permanece sempre no plano da chapa. Como indica o nome GNO, a textura final deste produto foi praticamente ignorada no desenvolvimento do processamento industrial. No entanto, com as direções $\langle 100 \rangle$ conhecidas como direções de fácil magnetização, soube-se sempre que uma textura $\{100\}\langle 0vw \rangle$ diminuiria as perdas de histerese e portanto contribuiria à utilização mais econômica do aço nas máquinas rotativas. Com a tendência recente de governos e da sociedade em poupar energia, a questão da textura de aços elétricos GNO começou a fazer parte de novos esforços de desenvolvimento tecnológico.

Aços elétricos semi-processados são geralmente fornecidos ao mercado com um passe de “laminação de encruamento”, na faixa de 5 a 10%, para facilitar o crescimento de grão que, para minimizar a perda de energia associada à movimentação das paredes de domínio magnético, precisa acompanhar o recozimento final de descarbonetização aplicado pelos fabricantes. Conforme trabalhos recentes da literatura,^(1,2) a teoria de Taylor que prevê baixa energia armazenada para orientações de baixo fator de Taylor faria com que orientações desejadas seriam favorecidas naturalmente durante o recozimento final dos aços semi-processados. De fato, a validade da teoria de Taylor no caso da laminação de encruamento foi comprovada pelos presentes autores em trabalho recente apresentado no congresso anual da ABM.⁽³⁾ Por outro lado, permanecem sob discussão os mecanismos que controlam o crescimento de grão durante o recozimento final, com alguns autores defendendo que se trata de recristalização primária, apesar da pequena deformação plástica introduzida pela laminação de encruamento,^(1,4) enquanto outros apontam na direção de recristalização secundária.⁽⁵⁻⁸⁾ Além disto, existem explicações diferentes em relação ao crescimento colunar, considerado promissor para o controle da textura e referindo-se ao crescimento de grãos nucleados na superfície que crescem em direção à região central da chapa.⁽⁸⁾

Em face de muitas dúvidas, resolvemos investigar neste trabalho o tratamento térmico de um típico aço elétrico GNO após 6% de laminação de encruamento, escolhendo diversas condições de recozimento que, como esperamos, poderiam revelar os mecanismos pelos quais são selecionados os grãos que crescem, levando possivelmente a um melhor controle da textura final.

2 MÉTODOS EXPERIMENTAIS

O aço experimental 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, começa frequentemente 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 de 0,005 %C, gerando com isto uma condição diferenciada do material inicial que 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.

Os tratamentos de recozimento foram realizados sob vácuo num laboratório industrial, utilizando uma temperatura de 760°C, uma taxa de aquecimento de 10°C/min, e tempos de permanência a 760°C de 30, 60, 90, 120, 180 e 240 minutos.

A orientação cristalográfica dos grãos antes e depois dos tratamentos térmicos foi determinada no microscópio eletrônico de varredura (MEV) pela técnica de EBSD (Electron Back Scattering Diffraction). Cálculos das ODF's (Orientation Distribution Functions) representando a evolução da textura se aproveitaram dos programas computacionais incluídos no pacote comercial TSL versão OIM-3 da EDAX.

3 RESULTADOS

As Figuras 1, 2 e 3 mostram as principais observações metalográficas, acompanhando a evolução do crescimento de grão secundário e incluindo efeitos do teor de carbono e da camada superficial sobre a cinética do processo. No caso do aço original com 0.07%C, houve um período de incubação de pelos menos 60min, o início do crescimento de grão numa das superfícies da chapa antes de 90min, um processo bem definido de crescimento colunar após 120min, e o fim deste processo antes de 180min. Enquanto a iniciação do crescimento secundário a partir da superfície era um evento esperado, surpreendeu a formação de grãos colunares, considerada um evento raro que dependeria de condições mais seletivas de recozimento.

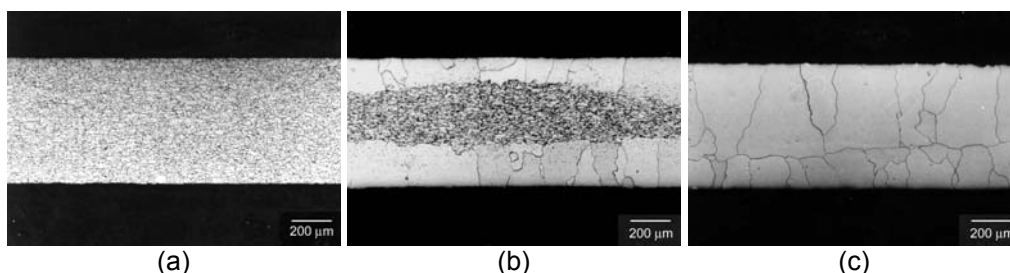


Figura 1. Aço original após recozimento a 760°C durante 30min em (a), 120min em (b) e 180min em (c). Aumento 26X.

Outras metalografias que demonstram o forte efeito do teor de carbono sobre a cinética de crescimento foram colocadas na Figura 2. Passados 60min a 760°C, o processo não tinha começado ainda no aço original, mas já estava perto do fim no aço descarbonetado. Este resultado, portanto, identificaria facilmente o gradiente de carbono como sendo o responsável pelo início do crescimento de grão a partir da superfície, considerado típico para o recozimento industrial em atmosfera descarbonetante.

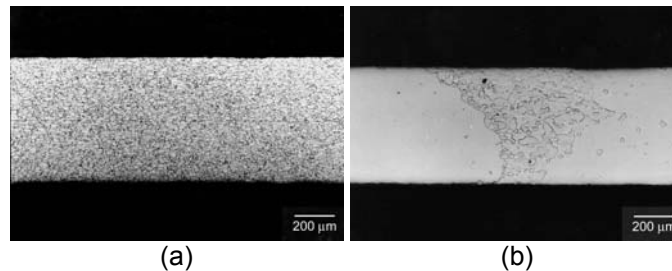


Figura 2. Recozimento de 1h a 760°C. Aço original em (a), aço descarbonetado em (b). Aumento 26X.

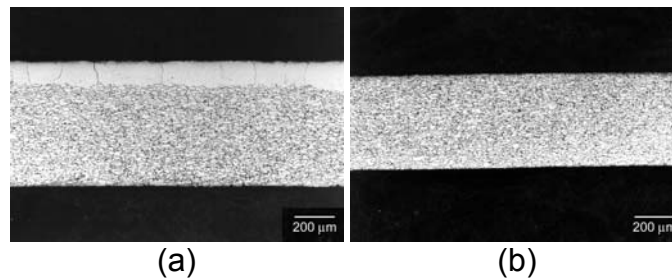


Figura 3. Recozimento de 90min a 760°C. Aço original em (a), mesmo aço com camadas superficiais removidas em (b). Aumento 26X.

No entanto, uma experiência interessante apresentada na Figura 3 sugere que outros efeitos poderiam também afetar a cinética do processo. Observamos nesta figura que o crescimento de grão, que no aço original tinha começado na camada superficial antes de 90 min, pôde ser atrasado pela simples remoção desta camada superficial antes do recozimento. Neste caso, não houve variação no teor de carbono mas, aparentemente, algum outro efeito particular, perto da superfície original da chapa, deve ter favorecido o crescimento secundário que, com a camada superficial removida, não mais apareceu.

Enquanto o objetivo científico deste trabalho era o estudo de possíveis mecanismos que controlam o crescimento secundário de grão, o objetivo tecnológico buscava texturas mais adequadas que poderiam melhorar o desempenho deste produto de baixo custo nas máquinas elétricas rotativas. A Figura 4 apresenta a evolução da textura durante a presente simulação de laminação de encruamento e recozimento final. Como mostram as Figuras 4(a) e (b), as texturas tanto na condição como recebida quanto após laminação de encruamento foram dominadas pela fibra γ (faixa horizontal em torno do ângulo $\varphi_1 = 55^\circ$ nos diagramas), orientação preferencial das chapas a frio mas não desejada nos aços elétricos. Conforme a Figura 4(c), a fibra γ foi de fato enfraquecida durante o recozimento, mas não a favor das orientações preferidas, incluindo entre elas a orientação de cubo e a componente Goss que, no espaço de Euler tradicionalmente representado pelo plano $\varphi_2 = 45^\circ$, marcariam presença no meio da faixa superior e no canto inferior direito dos diagramas, respectivamente.

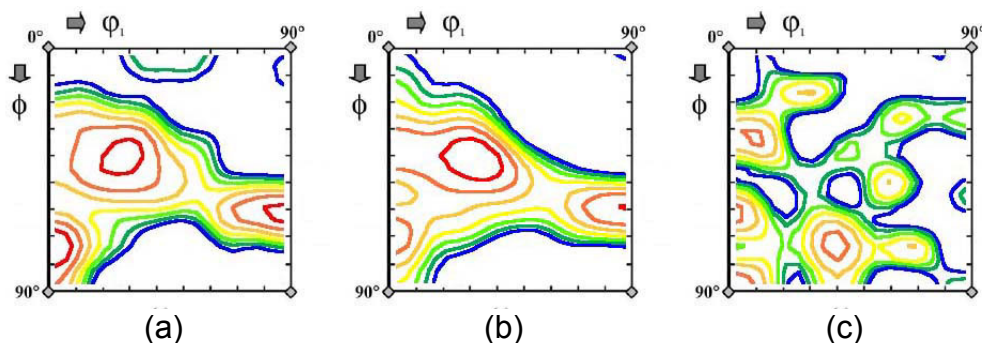


Figura 4. Diagramas ODF (Orientation Distribution Function) em função do processamento. Aço como recebido em (a), após 6% de laminação em (b), após recozimento a 760°C por 4h em (c). Intensidades máximas (vermelhas) 3.09 x distribuição aleatória.

4 DISCUSSÃO

4.1 Efeitos do Teor de Carbono

Foi observado muitos anos atrás que o carbono em solução retarda a cinética de recristalização no ferro,⁽⁹⁾ e que este efeito poderia ser justificado pela segregação dos átomos de carbono que diminuiriam a velocidade de movimento dos contornos de grão.⁽¹⁰⁾ Não existe dúvida que o crescimento de grão secundário está associado à migração de contornos de grão já existentes, de modo que a aceleração do processo nas amostras descarbonetadas apenas confirmaria um efeito conhecido há muito tempo.

No entanto, quando consideramos o teor de carbono do aço original (0.07%C), precisamos reconhecer que apenas uma parte menor deste carbono estaria em solução, enquanto a parte maior deveria ter formado partículas de cementita ou até as primeiras ilhas de perlita ao longo dos contornos de grão da ferrita. Como um recozimento a 760°C ocorre no campo bifásico $\alpha+\gamma$, partículas de austenita de alto teor de carbono devem ter substituído a cementita, “ancorando” os contornos de grão ferríticos. Quando agora o crescimento de grão fosse iniciado em condições de descarbonetação (como ocorre no recozimento industrial), as partículas de austenita perderiam carbono e se dissolveriam na ferrita, liberando os contornos de grão. Em princípio, esta dissolução gradual de partículas que antes “seguraram” e depois “liberam” os contornos de grão é bem conhecida como uma condição clássica para a ocorrência de recristalização secundária (crescimento anormal de grão). Além disto, devido ao gradiente de carbono estabelecido pela descarbonetação, os primeiros contornos de grão seriam liberados na camada superficial, proporcionando naturalmente um crescimento direcionado da superfície para a região central da chapa.

4.2 Crescimento Colunar

O crescimento colunar exige mais do que apenas o início do crescimento secundário na camada superficial. Além do crescimento direcionado, os grãos que estão crescendo a partir da superfície devem eliminar os grãos originais no interior da chapa antes que novos eventos de nucleação pudessem iniciar um crescimento independente destes grãos. Assim, o crescimento colunar exige um controle quantitativo sobre as condições de recozimento. Conforme a literatura, crescimento

colunar no estado sólido pode ser provocado tanto pela transformação $\gamma \rightarrow \alpha$ como por processos de recristalização e crescimento de grão, uma vez que sejam estabelecidos gradientes adequados de temperatura ou de concentração de carbono.^(8,11-14) Em todos os casos, porém, temperaturas e condições de descarbonetação precisavam ser ajustadas cuidadosamente para evitar a formação de novos grãos enquanto a frente de crescimento colunar estava avançando.

Na ausência destes ajustes, o crescimento colunar observado na Figura 1 veio portanto como uma surpresa. Por outro lado, embora não tivesse sido previsto nenhum gradiente de temperatura ou de teor de carbono para os nossos tratamentos térmicos, recebemos mais tarde a informação que uma solda no tubo de vácuo do forno tinha que ser refeita porque apresentava vazamento. Há portanto a possibilidade que ocorreu descarbonetação provocada pela presença de oxigênio durante o nosso recozimento. Assim, as condições que levaram ao crescimento colunar no presente trabalho devem ser consideradas fortuitas e sem possibilidade de reprodução de maneira controlada.

4.3 Encruamento Superficial

O retardo do crescimento secundário devido à remoção das camadas superficiais da chapa laminada apresenta um aspecto interessante, aparentemente não afetado pelo teor de carbono porque as duas amostras da Figura 3 passaram juntas pelas mesmas condições de recozimento. À primeira vista, o efeito poderia ser justificado por um encruamento maior na superfície, argumento livremente comentado na literatura e perfeitamente compatível com o termo “skin pass” utilizado por pesquisadores americanos para se referir à laminação de encruamento.⁽²⁾ Por outro lado, uma investigação específica de um dos presentes autores medindo valores de dureza nos mesmos aços elétricos chegou à conclusão que um gradiente de encruamento, se existir, seria muito pequeno.⁽¹⁵⁾ Não temos, por enquanto, uma justificativa mais convincente para o efeito observado na Figura 3. Porém, uma atenção maior à caracterização microestrutural e ao comportamento da camada superficial parece ser importante para estudos futuros do recozimento final em aços semi-processados.

4.4 Evolução da Textura

Trabalhos recentes da literatura apresentaram argumentos convincentes com base na teoria de plasticidade de Taylor, indicando que a fibra γ , dominando a textura das tiras a frio e representando orientações de fator de Taylor relativamente alto, deveria ser substituída naturalmente por orientações de fator de Taylor mais baixo durante o recozimento.^(1,2,7) Tanto a orientação de cubo $\{100\}\langle 001\rangle$, localizada no meio da faixa superior, como a componente Goss $\{110\}\langle 001\rangle$, localizada no canto direito inferior do diagrama de Bunge para $\varphi_2 = 45^\circ$ pertenceriam a estas orientações de fator de Taylor mais baixo, sendo consideradas benéficas para o comportamento magnético dos aços GNO e fazendo parte da chamada fibra η com $\langle 001\rangle$ paralela à direção de laminação.⁽²⁾ Porém, conforme a Figura 4, embora a fibra γ foi enfraquecida durante o recozimento, também não foram fortalecidas as orientações de baixo fator de Taylor (existem outras do tipo $\{100\}\langle 011\rangle$ localizadas nos cantos superiores direito e esquerdo do diagrama). Acreditamos que a explicação mais provável deste comportamento está relacionada a processos de recuperação, que ocorrem durante o período de incubação e

precedem o crescimento secundário durante o recozimento. Como foi mostrado pelos presentes autores, embora a energia armazenada após a laminação de encruamento aumentasse com o fator de Taylor,⁽³⁾ a poligonização da subestrutura de discordâncias antes do crescimento secundário praticamente eliminou o gradiente da energia armazenada em função do fator de Taylor,⁽¹⁶⁾ acabando com a suposta vantagem de crescimento para as orientações de baixo fator de Taylor antes que ela pudesse se manifestar.

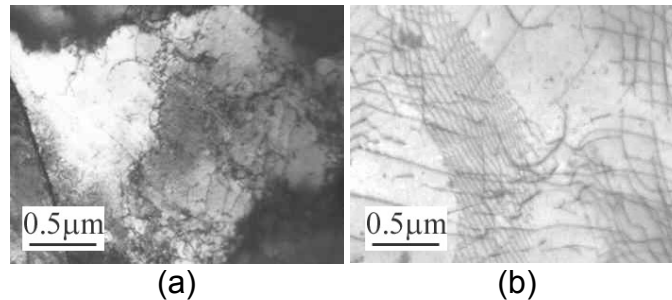


Figura 5. Subestruturas de discordâncias. Após 6% de laminação em (a), após 760°C/1h antes do crescimento de grão secundário em (b). Aumento 18.000X.

Como exemplo do que foi observado,⁽¹⁶⁾ a Figura 5 compara subestruturas típicas de discordâncias após a laminação de encruamento, Figura 5(a), e após o recozimento interrompido antes do crescimento de grão, Figura 5(b). A formação de contornos de baixo ângulo, claramente visível na Figura 5(b), é conhecida por reduzir a energia armazenada e deve ter ocorrido mais rapidamente em grãos de fator maior de Taylor.

5 CONCLUSÕES

Foram investigadas a cinética do crescimento de grão secundário e a variação da textura durante o recozimento de um aço elétrico do tipo GNO, levando às seguintes conclusões:

- Foi confirmado que baixos teores de carbono aceleram o crescimento secundário, justificando o início do processo a partir da superfície quando a chapa for recozida em atmosfera descarbonetante.
- Foram apresentados argumentos a favor da dissolução de partículas de austenita que, liberando os contornos da ferrita, seriam responsáveis pela nucleação do crescimento de grão durante recozimento industrial.
- Além do conhecido efeito do teor de carbono, deve existir um outro efeito até agora não identificado, proporcionando um crescimento secundário de grão mais rápido na camada superficial da chapa encruada.
- Após laminação de encruamento, a fibra γ perdeu presença na chapa recozida, mas não foi substituída por componentes mais favoráveis da textura que, conforme a teoria, deveriam apresentar baixos fatores de Taylor.

Agradecimentos

Durante o desenvolvimento deste trabalho contamos com o apoio de auxílios à pesquisa fornecidos por CNPq (Proc. 475164/2003-2) e FAPESP (Proc.2005/02236-5). HJK ainda agradece ao CNPq pela bolsa de Produtividade em Pesquisa.

REFERÊNCIAS

- 1 Kestens, L., Jonas, J.J., Van Houtte, P. e Aernoudt, E., *Metall. Mater. Trans. A*, 1996, v.27A, pp.2347-2358.
- 2 Cheong, S.W., Hilinski, E.J. e Rollett, A.D., *Metall. Mater. Trans. A*, 2003, v.34A, pp.1311-1319.
- 3 Castro, S.F., Gallego, J., Landgraf, F.J.G. e Kestenbach, H.-J., *Anais 60º Congresso Anual da ABM (Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais)*, Belo Horizonte (2005). Em CD-ROM.
- 4 De Boer, B. e Wieting, J., *Scripta Mater.*, 1997, v.37, pp.753-760.
- 5 Riontino, G., Anonione, C., Battezzati, L. e Marino, F., *J. Mater. Sci.*, 1979, v.14, pp.86-90.
- 6 Randle, V., *Mater. Sci. Forum*, 1993, v.113-115, pp.189-194.
- 7 Cheong, S.W., Hilinski, E.J. e Rollett, A.D., *Metall. Mater. Trans. A*, 2003, v.34A, pp.1321-1327.
- 8 Kováč, F., Džubinský, M. e Sidor, Y., *J. Magn. Magn. Mater.*, 2004, v.269, pp.333-340
- 9 Hughes, E.J., Barton, P.W. e Johnson, A.A., *Trans. AIME*, 1965, v.233, pp.1186-1187.
- 10 Cahn, J.W., *Acta Met.*, 1962, v.10, pp.789-798.
- 11 Tomida, T., *J. Appl. Phys.*, 1996, v.79, pp.5443-5545.
- 12 Kim, K., Beynon, J.H. e Cellars, C.M., *Scripta Mater.*, 2001, vol.44, pp.141-146.
- 13 Badmos, A.Y., Frost, H.J. e Baker, I., *Acta Mater.*, 2002, v.50, pp.3347-3359.
- 14 Tomida, T., Sano, N., Ueda, K., Fujiwara, K. e Takahashi, N., *J. Mag. Mag. Mater.*, 2003, v.254-255, pp.315-317.
- 15 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.
- 16 Castro, S.F., Landgraf, F.J.G. e Kestenbach, H.-J., Trabalho a ser apresentado à 25th Annual Conference on Properties and Applications of Magnetic Materials, Chicago, Maio (2006).