

ORIGEM DA TEXTURA DE RECOZIMENTO EM AÇOS ELÉTRICOS SEMI-PROCESSADOS¹

Sérgio Funayama de Castro²

Juno Gallego³

Hans-Jürgen Kestenbach⁴

Resumo

Foi re-examinada a formação de textura devido ao crescimento secundário de grão, que ocorre durante o recozimento final de aços elétricos semi-processados. A orientação de grãos individuais foi determinada por EBSD (Electron Back Scatter Diffraction) em microscópio eletrônico de varredura, comparando o resultado experimental com previsões teóricas, adotando como mecanismos alternativos que poderiam controlar o crescimento secundário de grão o processo de SIBM (Strain Induced Boundary Migration) e a descarbonetação que precede o crescimento de grão. Novos resultados mostraram que, em aço 1006, não há crescimento secundário sem descarbonetação. Por outro lado, quando a descarbonetação foi induzida durante o recozimento (como ocorre no tratamento térmico industrial), a cinética e o local do crescimento secundário acompanharam a cinética e o local da descarbonetação. Neste caso, a escolha para o crescimento dos primeiros grãos não foi afetada pela energia armazenada introduzida durante a laminação de encruamento, mas mostrou preferência para grãos com planos {111} paralelos à superfície da chapa. Esta preferência foi justificada por um modelo de “difusão cristalográfica” que, na presença de tensões, prevê uma difusão mais rápida do carbono na ferrita ao longo de direções $\langle 111 \rangle$.

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

ORIGIN OF THE ANNEALING TEXTURE IN SEMI-PROCESSED ELECTRICAL STEELS

Abstract

The texture evolution due to secondary grain growth during final annealing of semi-processed electrical steels was re-examined. Individual grain orientations were determined by EBSD (Electron Back Scatter Diffraction) in the scanning electron microscope, comparing experimental results with theoretical predictions based upon two alternative mechanisms that could control grain growth kinetics: Strain-induced boundary migration (SIBM) and decarburization (a process which is known to accompany secondary grain growth during industrial annealing). New results showed that no secondary grain growth occurs in 1006 steel without decarburizing. On the other hand, when decarburization was introduced during the annealing treatment, the kinetics and localization of secondary grain growth accompanied the kinetics and localization of the decarburization process. In this case, growth selection did not depend on the stored energy after skin pass rolling, but did show a preference for grains that had {111} planes oriented parallel to the sheet surface. Such preference was explained by a model of “crystallographic diffusion”, indicating that, under stress, carbon diffusion should be fastest along $\langle 111 \rangle$ ferrite directions.

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

¹ Contribuição técnica ao 63º Congresso Anual da ABM, 28 de julho a 1º de agosto de 2008, Santos, SP, Brasil

² Engenheiro e Mestre em Engenharia de Materiais, Villares Metals S.A., Sumaré-SP, e-mail: sergio.castro@villaresmetals.com.br.

³ Professor Doutor, Departamento de Engenharia Mecânica, UNESP, Ilha Solteira-SP, e-mail: gallego@dem.feis.unesp.br.

⁴ Professor Titular, Ph.D., Departamento de Engenharia de Materiais, Universidade Federal de São Carlos, SP, e-mail: dhjk@ufscar.br.

1 INTRODUÇÃO

Aços elétricos semi-processados são aços de baixo teor de carbono, fabricados a partir de chapas laminadas a frio e utilizados em motores, como material de núcleo de rotores e estatores.⁽¹⁾ Após o primeiro recozimento, a chapa ainda recebe um passe adicional de “laminação de encruamento” com redução de 5 a 10% na espessura, antes de ser vendida ao cliente como produto semi-processado. Em seguida, o próprio fabricante do equipamento elétrico submete as chapas já cortadas a um recozimento final de descarbonetação, aproveitando o mesmo tratamento térmico para melhorar ainda mais as propriedades magnéticas através de um processo de crescimento secundário de grão. Neste processo, apenas alguns dos grãos presentes crescem, oferecendo uma última oportunidade para desenvolver texturas cristalográficas favoráveis, que são bem conhecidas em teoria mas difíceis a serem obtidas em prática.⁽²⁾

Para reduzir perdas de energia, planos cristalográficos do tipo {100} deveriam ser alinhados paralelos ao plano da chapa. Neste caso, durante cada ciclo do motor, os grãos ferríticos poderiam contar com duas direções do tipo $\langle 100 \rangle$ no plano giratório do campo magnético, conhecidas como direções de fácil magnetização. Em princípio, esta textura deveria ser favorecida pelo crescimento secundário de grão,⁽³⁾ mas não foi encontrada em estudos recentes do nosso laboratório.^(4,5)

É bem conhecido o efeito da descarbonetação (objetivo principal do tratamento térmico de recozimento final em condições industriais) sobre o crescimento secundário de grão.⁽⁴⁾ Neste trabalho, foi investigada a hipótese da cinética de descarbonetação ser influenciada pela orientação cristalográfica dos grãos ferríticos. Para este fim, foram comparados os resultados do recozimento final entre amostras sem descarbonetação, amostras descarbonetadas anteriormente, e amostras sofrendo a descarbonetação durante o recozimento.

2 MATERIAIS E MÉTODOS

O aço elétrico foi fornecido pela empresa Brasmetal, em forma de chapa a frio com 0,63 mm de espessura, laminada a frio e recozida a 670°C por 3h a partir de uma chapa a quente com 2 mm 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

Um tratamento térmico de descarbonetação a 760°C por 2 horas foi aplicado a uma parte do material, utilizando uma atmosfera “industrial” de 90% N₂ + 10% H₂ com ponto de orvalho de 17°C com o objetivo de reduzir o teor de carbono até um valor próximo a 0,005%C. 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 o efeito do teor de carbono sobre a cinética do crescimento secundário de grão, amostras com e sem descarbonetação foram recozidas sob vácuo, tendo sido encapsuladas em tubos evacuados de quartzo. Para acompanhar a formação de textura durante o recozimento, amostras originais com 0,07%C foram recozidas ao ar, uma vez que, em ensaios anteriores, a presença do oxigênio tinha mostrado efeitos de descarbonetação semelhantes

aqueles provocados pela atmosfera industrial. Em todos os casos, o tratamento térmico de recozimento foi realizado a 760°C, utilizando rampa de aquecimento de 10°C/min e tempos de permanência a 760°C entre 0 e 10 horas.

Microscopia ótica foi utilizada para acompanhar a cinética do crescimento de grão nas diversas condições do tratamento térmico. A orientação dos grãos formados por crescimento secundário foi determinada no microscópio eletrônico de varredura (MEV) pela técnica de EBSD (*electron back scatter diffraction*).

3. RESULTADOS

O tamanho de grão das amostras originais antes e depois do tratamento de descarbonetação é apresentado na Figura 1. Observa-se que, na ausência da laminação de encruamento, não houve crescimento secundário mas apenas crescimento normal de grão que aumentou o tamanho médio de ASTM 9,5 para ASTM 7,0.

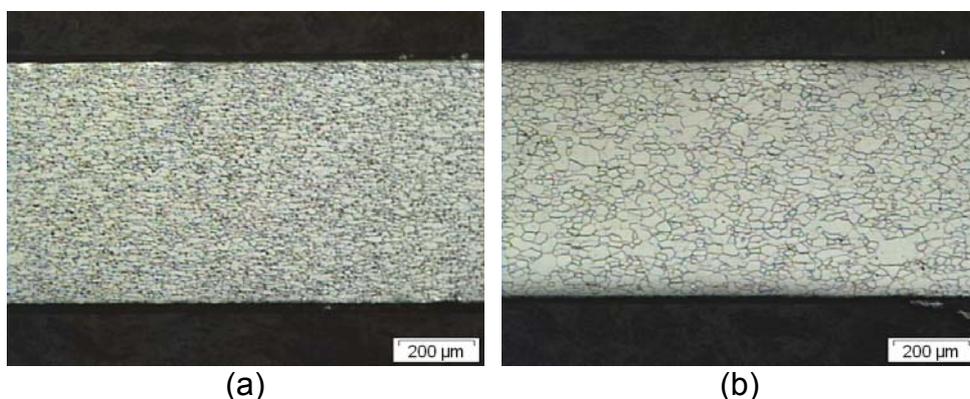


Figura 1: Chapa de aço 1006 antes (a) e depois (b) do tratamento de des-carbonetação, antes da laminação de encruamento.

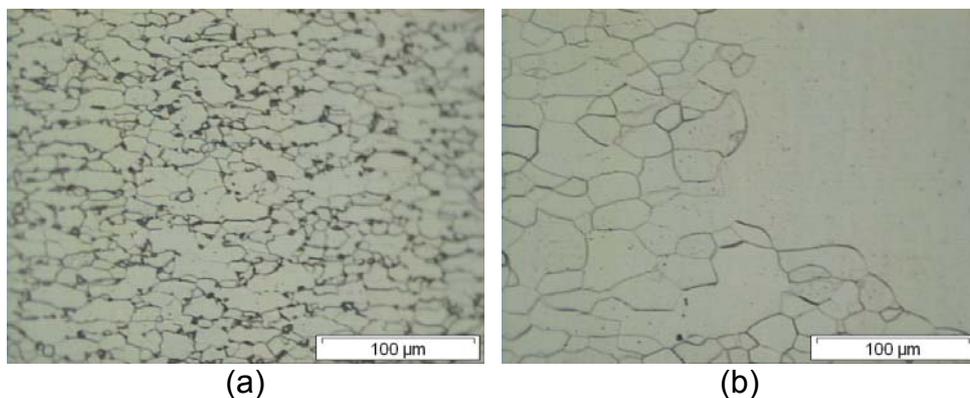


Figura 2: Amostras de aço 1006 recozidas após laminação de encruamento. Aço original após 760°C / 10h em (a), aço previamente descarbonetado após 760°C / 30min em (b).

A Figura 2 mostra o efeito muito forte do teor de carbono sobre a cinética do crescimento secundário. Para a amostra original com 0,07%C (Figura 2(a), partículas de cementita ou mesmo pequenas ilhas de perlita podem ser vistas segurando os contornos de grão da ferrita e proibindo qualquer crescimento (normal ou anormal) mesmo após 10 horas a 760°C. Por outro lado, na ausência destas partículas ou ilhas, o crescimento secundário de grão já se manifestou após 30 min a 760°C, como mostra a Figura 2(b).

Quando o recozimento da chapa original (0,07%C) foi acompanhado pela descarbonetação (Figura 3), o crescimento secundário começou após 90 min a 760°C, a partir da camada superficial onde as partículas de cementita e ilhas de perlita devem ter sido dissolvidas primeiro, e terminou antes de 180 min.

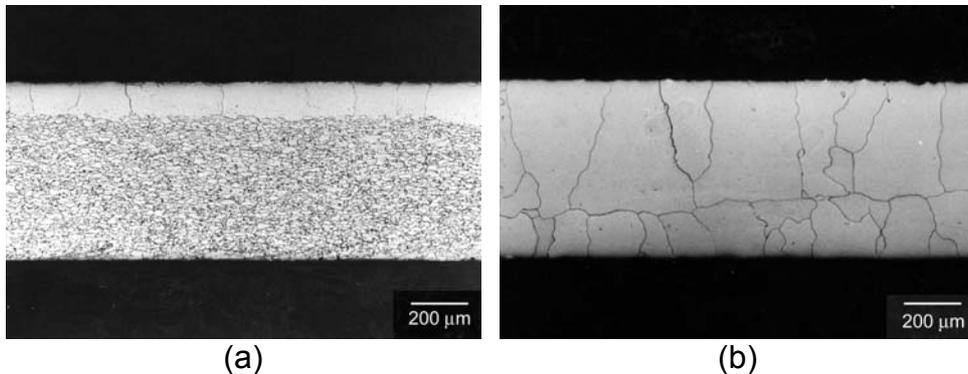


Figura 3: Crescimento secundário em aço 1006 com descarbonetação provocada por recozimento em ar a 760°C. Após 90min em (a), 180min em (b).

Estes resultados, em resumo, mostram que o crescimento secundário de grão a 760°C começa logo quando todo o carbono está dissolvido na ferrita, não ocorre enquanto partículas de cementita seguram os contornos de grão da ferrita, e depende do tempo de descarbonetação no tratamento térmico industrial.

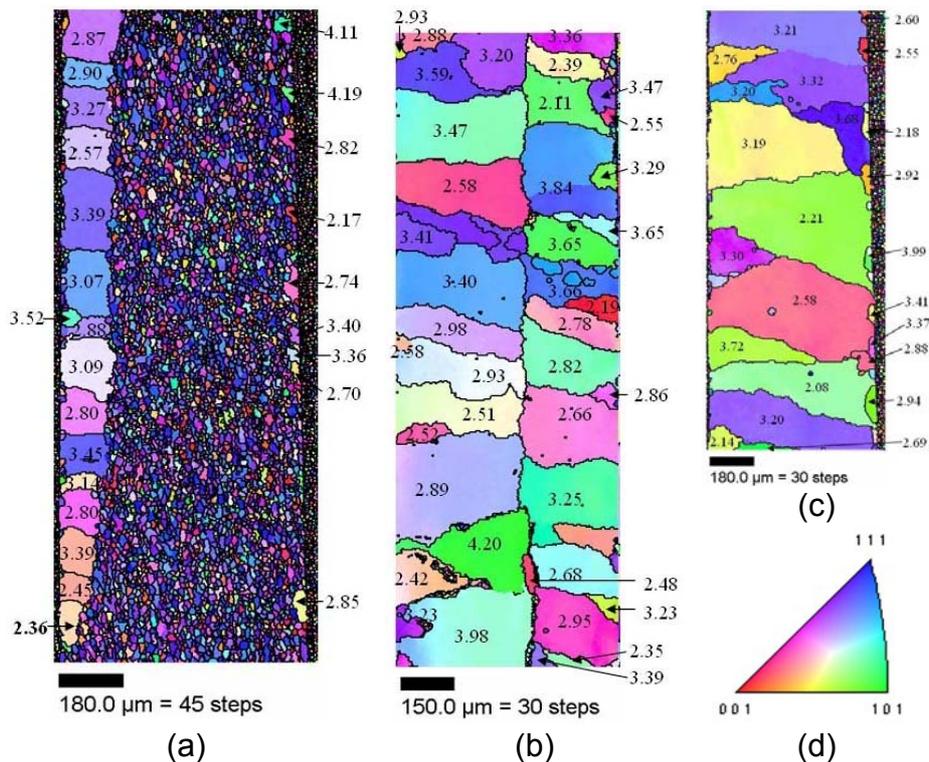


Figura 4: Orientação cristalográfica dos novos grãos formados durante o crescimento secundário acompanhado por descarbonetação em ar. Números apresentam fatores de Taylor. Recozimento a 760°C por 90min em (a), 180min em (b), 240min em (c). Definição da orientação cristalográfica por cores em (d).

A orientação dos novos grãos formados por crescimento secundário pode ser vista na Figura 4. A observação mais importante, no contexto do presente trabalho, é a cor predominantemente azulada dos primeiros grãos que começaram a crescer na camada superficial apresentada na Figura 4(a). Como mostra o código de cores utilizado no programa EBSD (Figura 4(d)), a cor azul indica grãos com planos {111} paralelos à superfície da chapa. Durante o crescimento de grão em seguida, a preferência para esta orientação parece ter diminuída, como mostram as Figuras 4(b) e (c).

Além da indicação da orientação pelo código de cores, os números associados a cada novo grão na Figura 4 se referem ao fator de Taylor, indicativo da energia originalmente armazenada durante a laminação de encruamento em função da orientação cristalográfica.⁽⁶⁾

4 DISCUSSÃO

Aceita-se geralmente que o crescimento secundário de grão após pequena pré-deformação ocorre pelo mecanismo conhecido como SIBM (strain-induced boundary migration), durante o qual grãos de baixa energia armazenada invadem grãos com alta energia armazenada.⁽⁷⁾ O resultado seria o crescimento preferencial de grãos com baixos fatores de Taylor. Em prática, porém, os novos grãos apresentaram toda a faixa de fatores de Taylor entre valores baixos (<2,5), intermediários (2,5 a 3,5) e altos (>3,5), como pode ser visto facilmente na Figura 4. Em princípio, a ausência do efeito dos fatores de Taylor foi explicada pelo processo de recuperação, que acompanha o recozimento e, antes do início do crescimento secundário, diminui a energia armazenada preferencialmente nos grãos com altos fatores de Taylor.⁽⁸⁾

Mas quando a energia armazenada não escolhe os grãos que crescem, quais seriam outros fatores que poderiam controlar a seleção? Um destes fatores poderia ser a descarbonetação, uma vez que não haveria crescimento de grão sem ela. Para poder escolher os poucos grãos que crescem, no entanto, a descarbonetação deveria ocorrer mais rapidamente nestes grãos e mais lentamente em outros. A cinética de descarbonetação poderia depender da orientação cristalográfica dos grãos?

Nos aços, os átomos de carbono em solução não cabem nas posições intersticiais, exigindo uma expansão local da rede cristalina. Na ferrita, o carbono ocupa as posições intersticiais octaédricas (Figura 5(a)), indicando que o caminho mais direto para a difusão do carbono seria ao longo das direções <100>. A presença do carbono nestas posições gera distorções anisotrópicas que tendem a mudar a simetria de cúbica para tetragonal.⁽⁹⁾ Em relação aos átomos mais próximos de ferro, podem ser distinguidos três conjuntos de posições intersticiais, distorcendo a rede de ferrita nas direções (100), (010) e (001), respectivamente.

Na presença de tensões, a distribuição dos átomos de carbono se altera, levando à ocupação preferencial daquele conjunto de posições no qual os vizinhos mais próximos de ferro se afastaram devido às tensões. Um exemplo desta situação é apresentado na Figura 5(b), onde a presença de uma tensão de tração no sentido vertical da figura levaria os átomos de carbono às posições intersticiais indicadas pelas setas duplas. É importante reconhecer que agora, na presença de tensões, o caminho mais direto para a difusão de carbono seria ao longo das direções <111>. E chegaríamos às mesmas conclusões (difusão direta ao longo de direções <111>) se, sob outro estado de tensões, um dos outros dois conjuntos de posições octaédricas fosse preferencialmente ocupado pelos átomos de carbono.

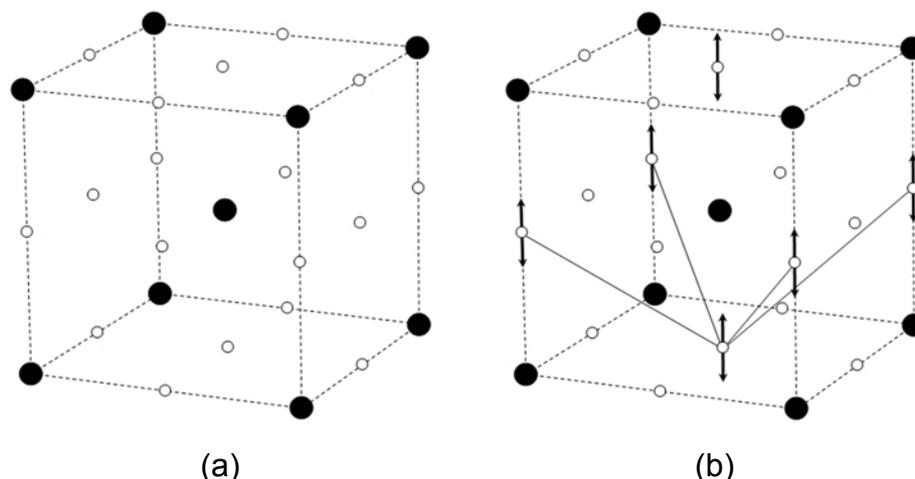


Figura 5: Átomos de ferro (bolhas pretas) e posições intersticiais octaédricas (círculos vazios) na célula unitária da ferrita. Sem tensões em (a), sob tensões de tração no sentido vertical da figura em (b).

Voltando agora à questão da seleção de grãos durante o início do crescimento secundário, podemos utilizar a cinética de descarbonetação para justificar a orientação preferencial dos primeiros grãos secundários encontrados na Figura 4(a). Na maioria destes grãos, com planos $\{111\}$ perto do plano superficial da chapa, o caminho direto para difusão (direção $\langle 111 \rangle$) coincide agora com o caminho mais curto até a superfície (uma direção $\langle 111 \rangle$ aproximadamente perpendicular à superfície).

A idéia da descarbonetação controlar a orientação cristalográfica dos primeiros grãos que crescem, neste momento, não passa de uma hipótese justificável em teoria mas ainda não comprovada em prática. A preferência para orientações $\{111\}$ na Figura 4(a) é apenas marginal, baseada em número pequeno de grãos com falta total de significado estatístico. Também falta a comprovação da presença de tensões, imprescindível para a validade do argumento teórico apresentado. Neste contexto, no entanto, poderia ser utilizada a formação comprovada de uma estrutura de discordâncias em forma de subgrãos,^(4,8) para justificar a presença de tensões localizadas que poderiam favorecer a difusão do carbono por direções $\langle 111 \rangle$ ao longo dos subcontornos, por exemplo.

Por outro lado, a aparente perda da preferência para orientações $\{111\}$ durante a continuação do recozimento, tendência observada nas Figuras 4(b) e 4(c), sugere que o movimento dos contornos de grão deve ser afetado também por outros fatores, possivelmente ligados à mesotextura (diferença de orientação entre grãos vizinhos) que, há muito tempo, está sendo investigada como possível fator de influência na mobilidade dos contornos de grão.⁽¹⁰⁾

Para começar a comprovar os argumentos aqui propostos, nada melhor do que um estudo metalográfico em seqüência da descarbonetação, programado para um futuro próximo, observando a dissolução das partículas de cementita e ilhas de perlita, em função da orientação dos grãos determinada por EBSD.

5 CONCLUSÃO

No recozimento final de aços elétricos, a seleção dos grãos para o crescimento secundário não depende da energia armazenada durante a laminação de encruamento. Como alternativa, foi apresentado um modelo de “difusão cristalográfica”, que justificaria a descarbonetação mais rápida em grãos com planos $\{111\}$ paralelos à superfície da chapa.

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 Lyudkovsky, G., Rastogi, P.K. e Bala, M., *J. Metals*, 1986, v.38, pp.18-26.
- 2 Cheong, S.W., Hilinski, E.J. e Rollett, A.D., *Metall. Mater. Trans. A*, 2003, v.34A, pp.1311-1319.
- 3 Kestens, L., Jonas, J.J., Van Houtte, P. e Aernoudt, E., *Metall. Mater. Trans. A*, 1996, v.27A, pp.2347-2358.
- 4 Funayama de Castro, S., Landgraf, F.J.G. e Kestenbach, H.-J., *Anais do 61º Congresso Anual da ABM*, Rio de Janeiro, RJ, Julho (2006), pp.3026-3033.
- 5 Funayama de Castro, S. e Kestenbach, H.-J., *Anais do 62º Congresso Anual da ABM*, Vitória, ES, Julho (2007), pp. 3306-3313.
- 6 Funayama de Castro, S., Gallego, J., Landgraf, F.J.G. e Kestenbach, H.-J., *Mater. Sci. Eng. A*, 2006, v.427, pp.301-305.
- 7 Hutchinson, W.B., *Int. Met. Rev.*, 1984, v.29, pp.25-42.
- 8 Funayama de Castro, S., Landgraf, F.J.G. e Kestenbach, H.-J., *Proc. 3rd Conference on Uses of Steel*, San Nicolás, Argentina, Novembro (2006), pp.23-28.
- 9 Barrett, C.S. e Massalski, T.B., *Structure of Metals*, McGraw-Hill, New York (1966), p.238.
- 10 Randle, V., *Mater. Sci. Forum*, 1993, vols.113-115, pp.189-194.