

EFEITO DA RUGOSIDADE DO CILINDRO DE LAMINAÇÃO DE ENCRUAMENTO NA TEXTURA CRISTALOGRÁFICA DE AÇO ELÉTRICO SEMIPROCESSADO¹

*Nicolau Apoena Castro²,
Cleber Guimarães dos Santos³,
Fernando de Souza Costa⁴,
Ronaldo Antônio Neves Marques Barbosa⁵*

Resumo

O efeito da rugosidade dos cilindros de laminação de encruamento na microestrutura e textura finais de aço elétrico semiprocessado produzido em linha industrial foi estudado. Análises microestruturais e de textura via EBSD indicaram que o aumento da rugosidade do cilindro promoveu redução do tamanho de grão final, aumento significativo da orientação $\{110\}<001>$ e pronunciada redução de fibra gama após recozimento descarbonetante, indicando que o modo de deformação está relacionado aos mecanismos de recristalização durante o recozimento final. Os resultados encontrados indicaram que a utilização de cilindro com maior rugosidade favoreceu a melhoria da textura cristalográfica de aços elétricos semiprocessados, destinados à produção de núcleo de motores elétricos.

Palavras-chave: Aço elétrico; Semiprocessado; Textura; Laminação de encruamento.

THE EFFECT OF TEMPER ROLL ROUGHNESS ON TEXTURE OF SEMIPROCESSED ELECTRIC STEEL SHEET

Abstract

The effect of temper roll roughness on final microstructure and texture of semiprocessed steel sheet produced in industrial line was studied. Microstructural and texture analysis showed that the increase of roll roughness promoted the grain size decrease, a significant increase of $\{110\}<001>$ orientation and a strong decrease of gamma fiber after decarburizing annealing. This behavior means that the strain mode is related to the recrystallization mechanism during the final annealing. The results showed that the use of high roughness roll promoted better crystallographic texture formation of semiprocessed electrical steels applied to electrical motor cores.

Key words: Electrical steels; Semiprocessed steels; Texture; Temper rolling.

¹ *Contribuição técnica ao 46º Seminário de Laminação – Processos e Produtos Laminados e Revestidos, 27 a 30 de outubro de 2009, Santos, SP.*

² *Dr., Usiminas – Superintendência do Centro de Pesquisa.*

³ *MSc, Usiminas – Superintendência de Laminação a Frio.*

⁴ *MSc, Usiminas – Superintendência do Centro de Pesquisa.*

⁵ *PhD., Prof. Adjunto do Curso de Pós-graduação em Eng. Metalúrgica e Minas da UFMG.*

1 INTRODUÇÃO

A produção de aços elétricos de grão não-orientado objetiva a obtenção de materiais com boas propriedades magnéticas para aplicação em núcleos de motores elétricos. Além da composição química, duas variáveis importantes para a otimização das propriedades magnéticas são o tamanho de grão e a textura cristalográfica do material. Para minimizar perdas magnéticas, o tamanho de grão ideal é de aproximadamente 150 μm e a textura cristalográfica ideal é $\{100\}\langle 0vw \rangle$ (plano $\{100\}$ paralelo ao plano da chapa, sem uma direção preferencial em relação à direção de laminação). A otimização do tamanho de grão em processos industriais é conseguida de duas maneiras distintas, dependendo-se do tipo de aço elétrico produzido. Nos aços elétricos totalmente processados, o tamanho de grão é controlado pelo seu crescimento normal, que ocorre durante o recozimento contínuo de chapas laminadas a frio em temperaturas em torno de 1.000°C. Nos aços elétricos semiprocessados, o tamanho de grão final é controlado pelo grau de redução durante a laminação de encruamento, como mostra a Figura 1.⁽¹⁾ Os fenômenos que ocorrem durante esse recozimento merecem atenção especial nos estudos relacionados aos aços semiprocessados, já que a textura e microestrutura finais do aço são determinadas pelos mecanismos atuantes nessa etapa.

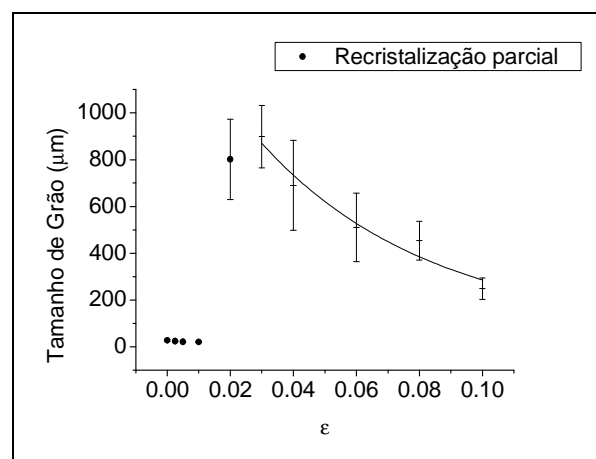


Figura 1: Efeito do grau de deformação (ϵ) no tamanho de grão após laminação de encruamento seguido de recozimento final de aço elétrico semiprocessado.⁽¹⁾

Ainda não existe consenso em relação aos mecanismos atuantes na recristalização de chapas submetidas a pequenas deformações. Alguns modelos atualmente aceitos são a recristalização primária por SIBM (*strain induced boundary migration*) ou MCID (Migração de Contornos de Grão Induzida por Deformação)^(2,3) e a recristalização secundária induzida por deformação.^(4,5) Outros defendem que ocorre recristalização primária por formação de contornos de alto ângulo.⁽⁶⁾

Segundo Humphreys e Hatherly,⁽³⁾ MCID é o mecanismo de início de recristalização predominante em materiais submetidos a pequenas deformações (até 40% de redução). Neste modelo, proposto por Beck e Sperry,⁽²⁾ um contorno entre grãos com diferentes densidades de discordâncias migra na direção do grão com maior densidade. Não é necessário, portanto, a formação de novos contornos de grão, já que grãos com baixa densidade de discordâncias são potenciais núcleos. Dessa forma, orientações cristalográficas que apresentam mais baixo fator de Taylor⁽⁷⁾ devem predominar após a recristalização de amostras com baixa deformação. No entanto, o cálculo de fator de Taylor depende do modo de

deformação.⁽⁸⁾ Portanto, a evolução da textura cristalográfica controlada por esses mecanismos deve ser sensível ao modo de deformação aplicado.

O modo de deformação atuante durante a laminação de encruamento depende da geometria da deformação e do atrito entre a chapa e os cilindros de laminação. Kawamata⁽⁹⁾ propõe que as condições de laminação de encruamento sejam avaliadas pelo fator *RSF* (*rolling shape factor*), definido pela equação 1.

$$RSF = \frac{2[R(h_0 - h_1)]^{0.5}}{(h_0 + h_1)} \quad (\text{equação 1})$$

em que *R* é o raio do cilindro;
*h*₀ é a espessura inicial;
*h*₁ é a espessura final.

Quanto menor o *RSF*, maior a contribuição da componente de cisalhamento próximo à superfície da chapa e maior a heterogeneidade da deformação. Kawamata observou aumento significativo do componente Goss ($\{110\}\langle 001 \rangle$) após laminação de encruamento em condições de baixo *RSF* seguida de recozimento descarbonetante, atribuindo tal efeito ao aumento do componente de deformação cisalhante.

Antonione⁽⁴⁾ propôs a existência de recristalização secundária induzida por deformação. O potencial termodinâmico seria, portanto, redução de energia de contornos de grão. Neste modelo, as discordâncias inibem o crescimento normal de grão. Apenas contornos com alta mobilidade são capazes de migrar. Randle⁽⁵⁾ adota raciocínio semelhante, supondo que a interação dos contornos de grão e discordâncias provoca travamento dos contornos. No entanto, Randle sugere que existe um período de incubação em que ocorre um pequeno aumento de tamanho de grão. Nesta etapa haveria a formação de contornos especiais (CSL) de alta mobilidade, que seriam responsáveis pela recristalização secundária. Entretanto, nenhuma evidência experimental de formação de CSL durante o período de incubação foi encontrada em estudo realizado por EBSD (difração de elétrons retroespalhados).⁽¹⁰⁾

Lima⁽¹¹⁾ encontrou evidências de formação de contornos de subgrãos no interior de alguns grãos, relacionando-o a mecanismos de recuperação, que antecede o início da recristalização de chapas submetidas à laminação de encruamento e recozimento. Esse autor também verificou que grãos próximos à superfície da chapa estão mais sujeitos ao surgimento de contornos de subgrão, o que pode estar relacionado à maior encruamento nessas regiões. Em trabalho posterior, Löw⁽⁶⁾ encontrou evidência de nucleação de recristalização primária (formação de contornos de alto ângulo) em regiões de grãos com altas densidades de discordâncias decorrentes da laminação de encruamento.

Uma comprovação experimental importante é a existência de um período de incubação para o início da recristalização de chapas submetidas a pequenas deformações. Este tempo de incubação diminui com o aumento do grau de deformação plástica e o tamanho de grão recristalizado aumenta com a redução do grau de deformação.⁽¹²⁾ A Figura 2 mostra o efeito da deformação no período de incubação e no tamanho de grão recristalizado. Este período pode estar relacionado ao tempo necessário para formação de núcleos de recristalização (contornos de alto ângulo) ou, de acordo com Randle, é o tempo para formação de contornos de alta mobilidade a partir de contornos de grãos pré-existentes.

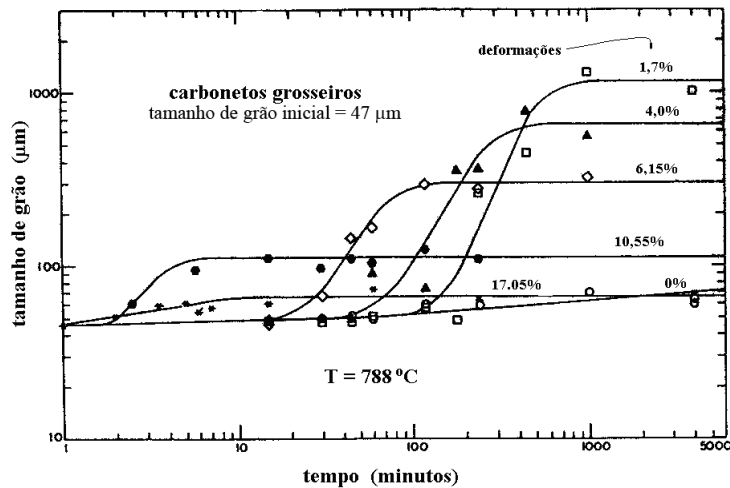


Figura 2: Efeito do grau de redução e do tempo de recozimento a 788°C no tamanho de grão médio.⁽¹²⁾

Portanto, existem algumas dúvidas em relação aos mecanismos atuantes na recristalização de chapas submetidas a pequenas deformações, principalmente em relação aos mecanismos que controlam a evolução da textura do material.

2 MATERIAIS E MÉTODOS

As amostras foram produzidas em linha industrial, submetidas à laminação a frio, recozimento em caixa e laminação de encruamento. Foram utilizados cilindros com dois níveis de microrrugosidade (R_a de 0,3 µm e 4,2 µm), utilizando-se redução de espessura de 1,0% e 5,0%. As amostras foram analisadas após laminação de encruamento seguido de recozimento descarbonetante realizado em forno mufla a 760°C por 2 horas em atmosfera de nitrogênio industrial. As microestruturas e texturas foram analisadas via EBSD, utilizando-se microscópio eletrônico de varredura Zeiss EVO 50, equipado com câmera de EBSD HKL- Nordlys II S. Para as análises via EBSD, foram preparadas amostras ao longo das direções de laminação e transversal, lixadas e polidas até ¼ da espessura. A partir destas análises, foram determinadas as distribuições de diâmetros de grão e as ODFs (Funções Distribuição de Orientação). Pelas ODFs foram calculadas as energias magnetocristalinas médias, que são inversamente proporcionais às polarizações magnéticas a 5000 A/m (J_{50}). As equações a seguir apresentam o desenvolvimento matemático utilizado para os cálculos de J_{50} .

$$\bar{E}_a = \sum_{\phi_1=0}^{90^\circ} \sum_{\phi=0}^{90^\circ} \sum_{\phi_2=0}^{90^\circ} E_a(g) f(g) \Delta g \quad (\text{equação 2})$$

Em que:

$f(g)$ é a densidade de distribuição de orientação, obtida a partir da ODF;

$E_a(g)$ é a energia de anisotropia magnetocristalina para uma dada orientação cristalográfica, calculada a partir da equação 3.

$$E_a(g) = K_1 (\alpha_1^2 \alpha_2^2 + \alpha_1^2 \alpha_3^2 + \alpha_2^2 \alpha_3^2) \quad (\text{equação 3})$$

Em que:

K_1 é a constante de anisotropia do material;

α_1, α_2 e α_3 são os cossenos diretores da direção de magnetização com relação ao referencial da rede cristalina.

A partir da energia magnetocristalina média, foram calculados os J_{50} , utilizando-se a relação apresentada na equação 4.⁽¹³⁾

$$J_{50}/J_s = 1,0 - 0,19\bar{E}a \quad (\text{equação 4})$$

Em que:

J_s é a polarização de saturação do material.

Também foram analisadas as perdas magnéticas a 1,0 T e 1,5 T a 60 Hz via quadro de Epstein em amostras longitudinais e transversais à direção de laminação. Não foram analisadas as polarizações J_{50} devido à limitação do sistema de análise magnética utilizado, portanto somente estão disponíveis os valores obtidos via cálculo matemático.

3 RESULTADOS

As Figuras 3 a 7 apresentam os mapas de orientações cristalográficas, bem como as distribuições de tamanhos de grãos das amostras analisadas após laminação de encruamento, seguida de recozimento descarbonetante, obtidos via EBSD. O padrão de cores utilizado para o mapeamento é apresentado na Figura 8.

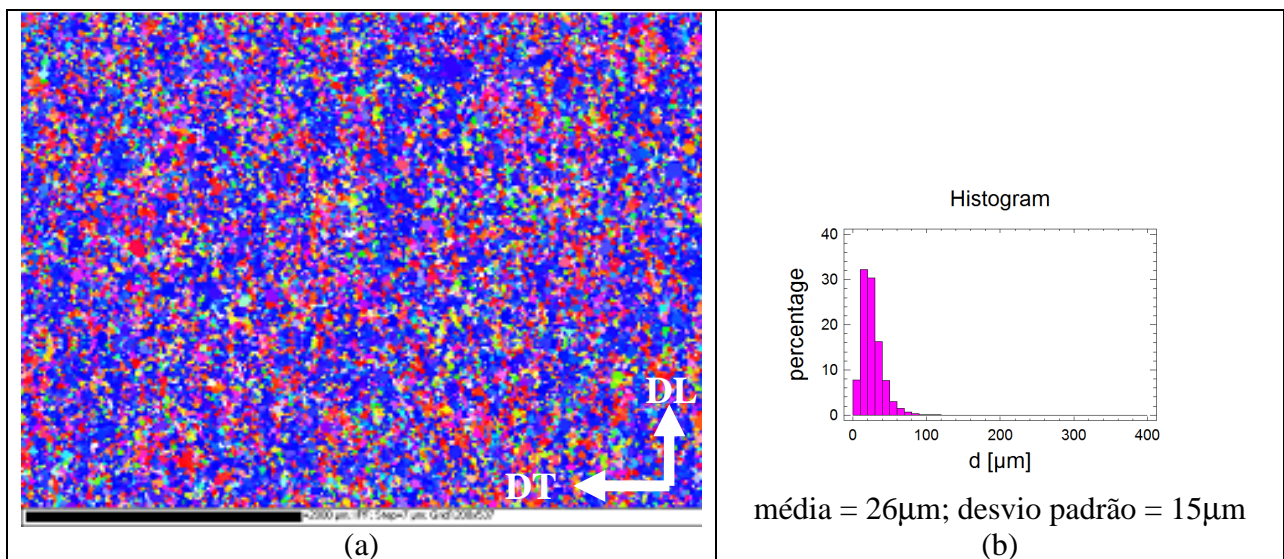


Figura 3: Mapa de orientações (a) e distribuição de tamanhos de grão (b) de amostra de material antes da laminação de encruamento e recozimento, utilizado para a produção das demais amostras desse trabalho. As setas DL e DT apresentam as direções de laminação e transversal, respectivamente.

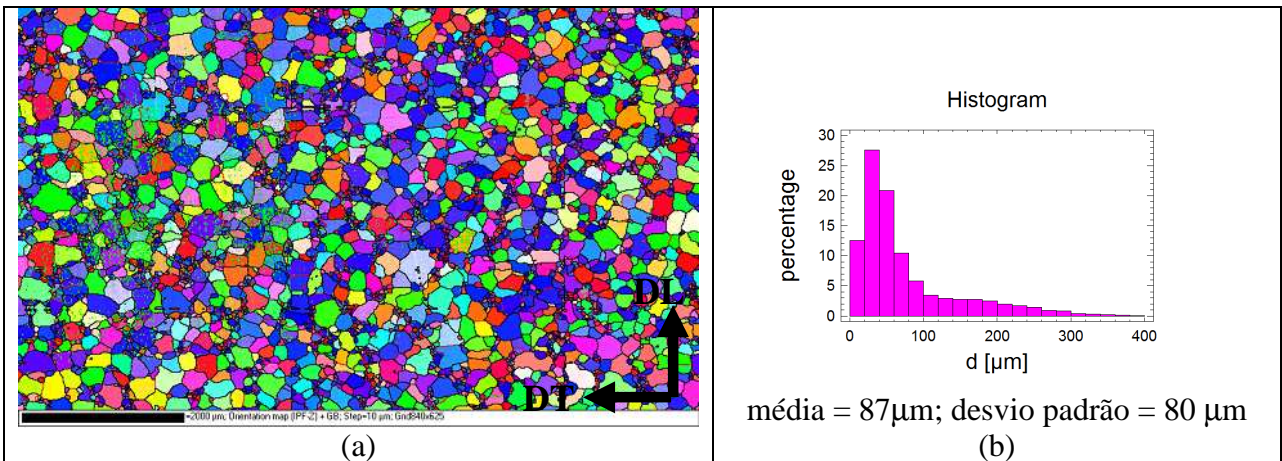


Figura 4: Mapa de orientações (a) e distribuição de tamanhos de grão (b) da amostra submetida à laminação de encruamento (1% de redução, utilizando-se cilindros com microrugosidade de 4,2 µm) seguida de recozimento.

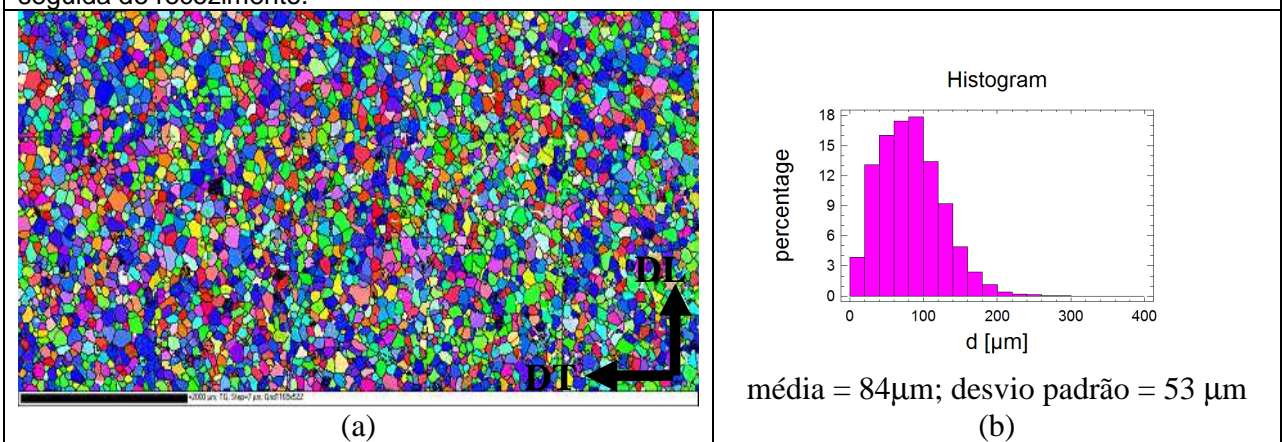


Figura 5: Mapa de orientações (a) e distribuição de tamanhos de grão (b) da amostra submetida à laminação de encruamento (5% de redução, utilizando-se cilindros com microrugosidade de 4,2 µm) seguida de recozimento.

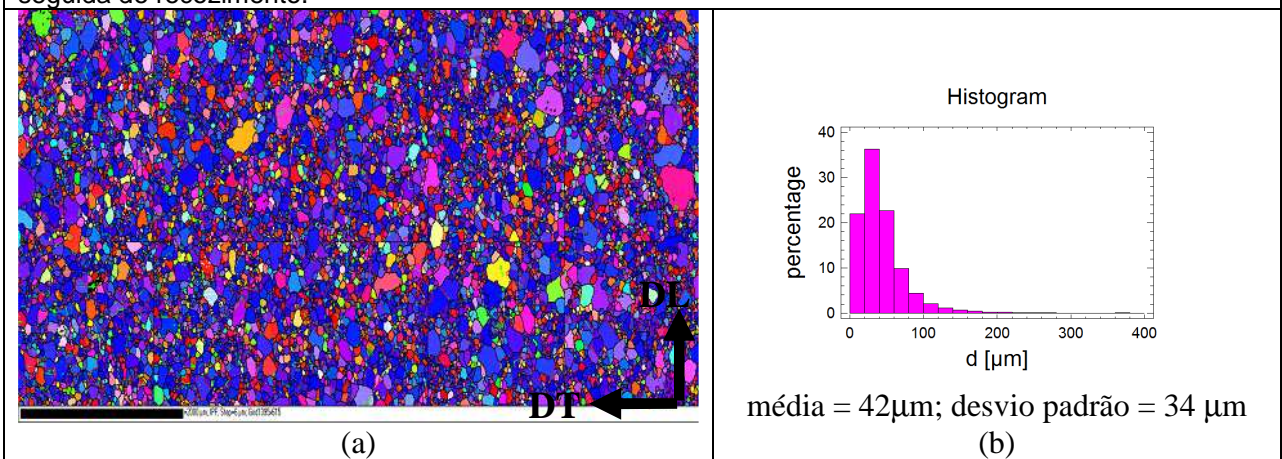


Figura 6: Mapa de orientações (a) e distribuição de tamanhos de grão (b) da amostra submetida à laminação de encruamento (1% de redução, utilizando-se cilindros com microrugosidade de 0,3 µm) seguida de recozimento.

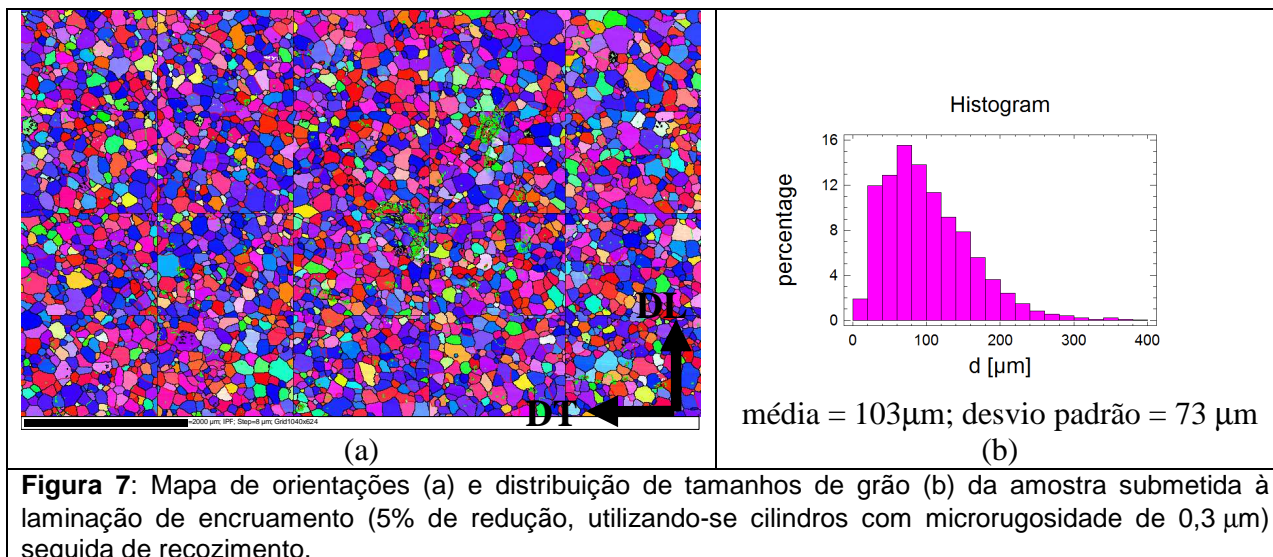


Figura 7: Mapa de orientações (a) e distribuição de tamanhos de grão (b) da amostra submetida à laminação de encruamento (5% de redução, utilizando-se cilindros com microrugosidade de 0,3 μm) seguida de recozimento.

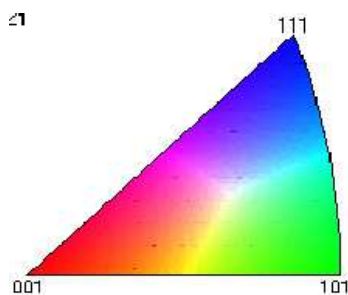


Figura 8: Padrão de cores utilizado para os mapeamentos de orientações cristalográficas.

A partir das análises via EBSD, foram calculadas as funções distribuição de orientação, apresentadas nas Figuras 9 a 12.

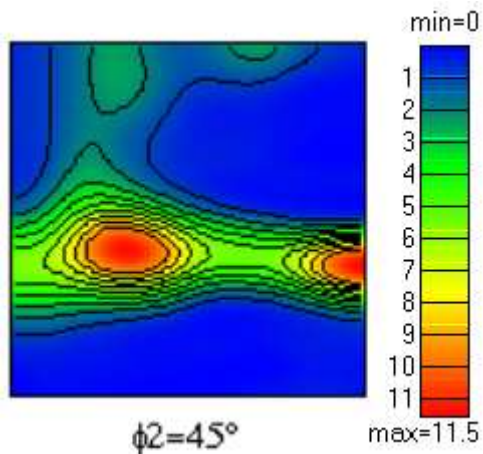
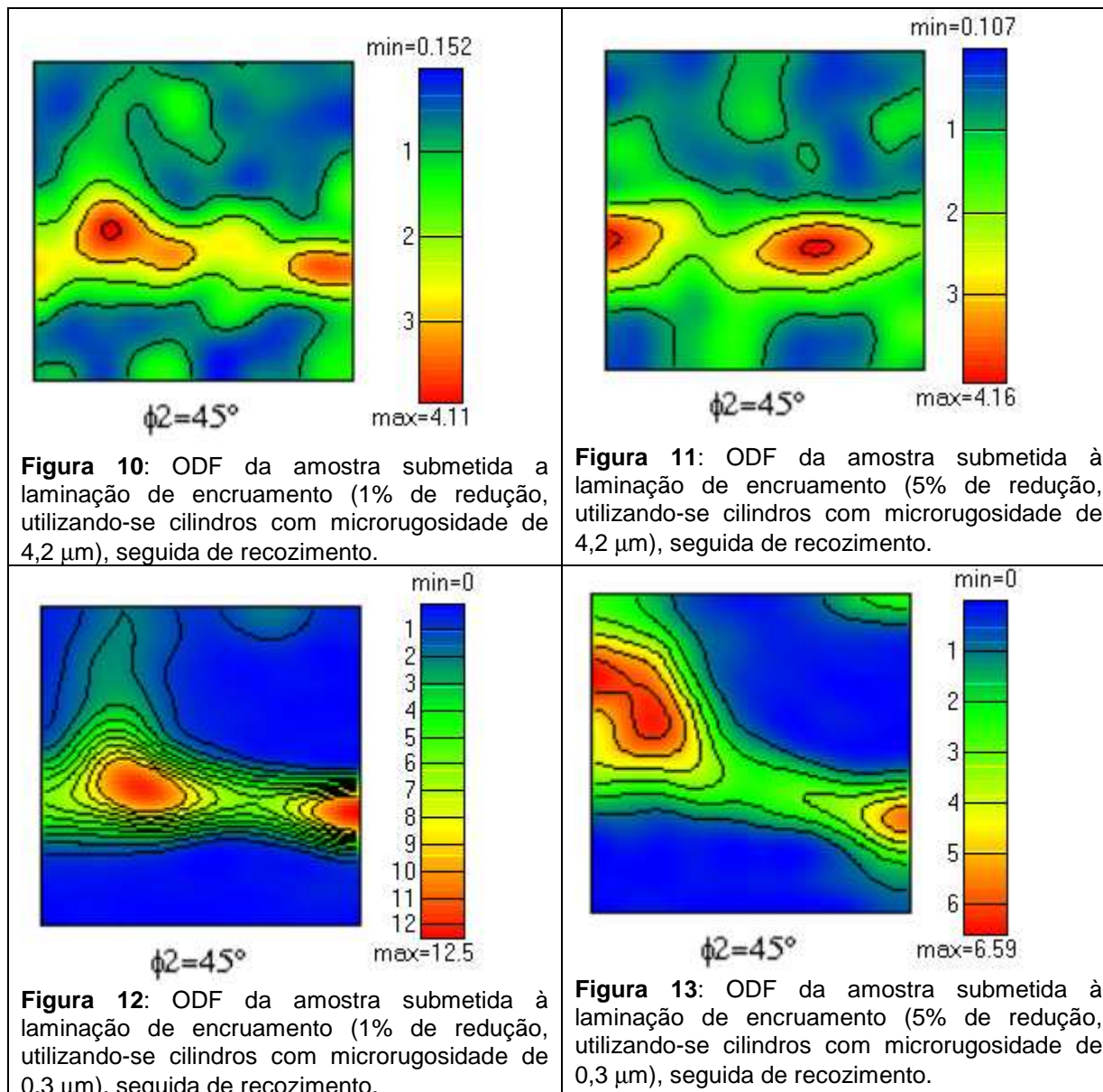


Figura 9: ODF de amostra de material antes da laminação de encruamento e recozimento, utilizado para a produção das demais amostras desse trabalho.



Foram calculadas as polarizações magnéticas a 5000 A/m (J_{50}) a partir das ODFs obtidas. Os valores de J_{50} em função da direção de aplicação do campo magnético são apresentados na Figura 14. As direções de aplicação do campo são representadas pelo ângulo entre o vetor campo magnético aplicado e a direção de laminação.

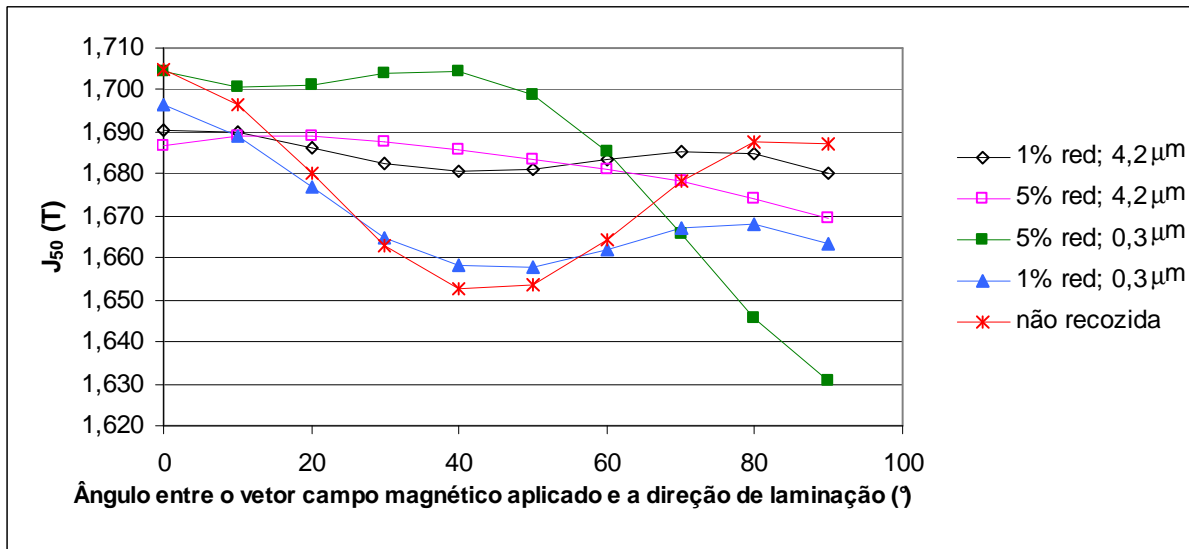


Figura 14: Gráfico de J_{50} em função da direção de aplicação do campo, representado pelo ângulo entre o vetor campo aplicado e a direção de laminação. Os valores foram calculados a partir das ODFs obtidas via EBSD.

Os valores de perdas magnéticas totais a 1,0 T e 1,5 T a 60 Hz para diferentes reduções no encruamento são apresentados nas Figuras 15 e 16.

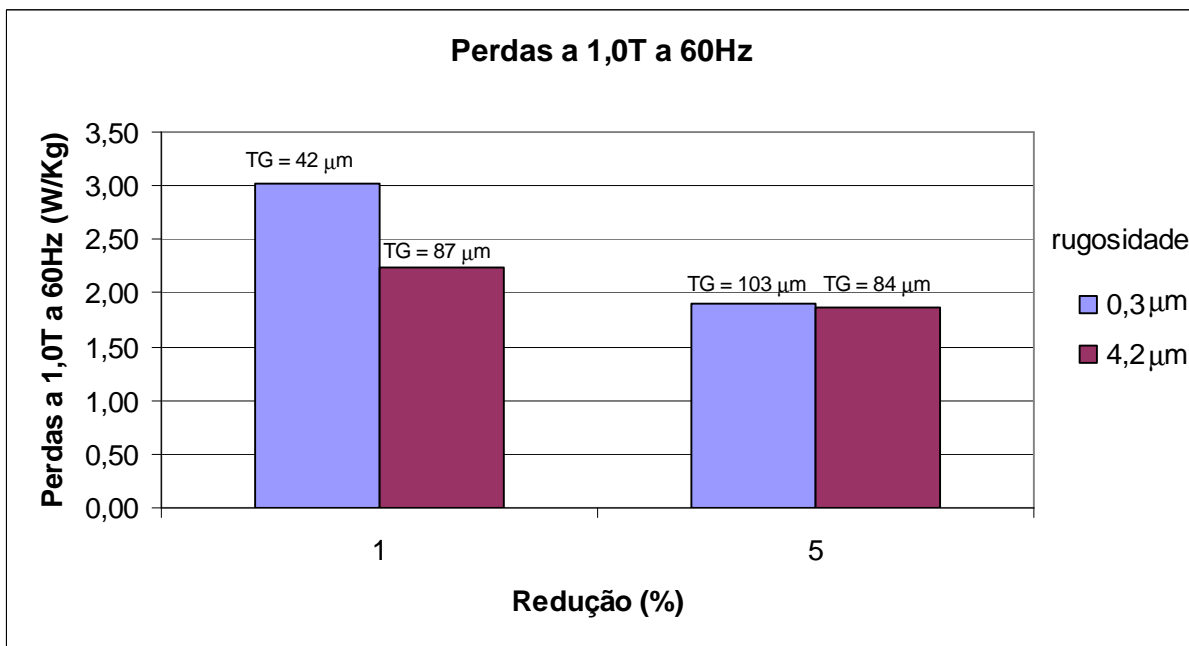


Figura 15: Perdas magnéticas totais a 1,0 T, 60 Hz em função do grau de redução e da microrrugosidade dos cilindros de laminação de encruamento. São apresentados também os valores dos tamanhos de grão (TG) das amostras analisadas.

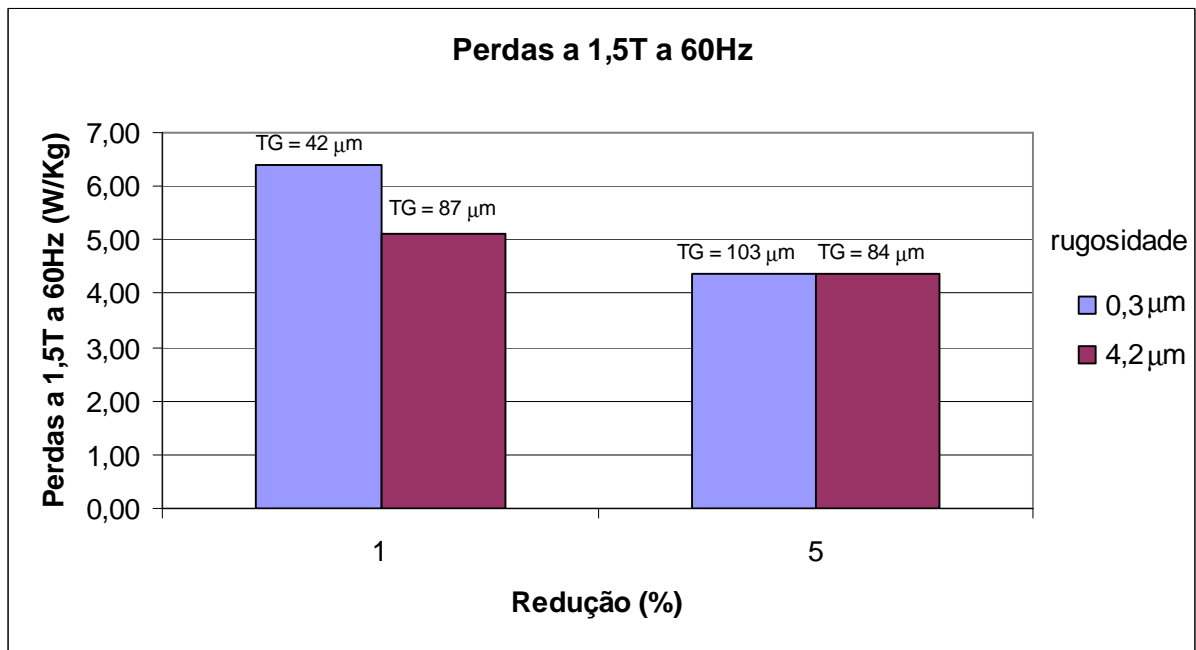


Figura 16: Perdas magnéticas totais a 1,5 T, 60 Hz em função do grau de redução e da microrugosidade dos cilindros de laminação de encruamento. São apresentados também os valores dos tamanhos de grão (TG) das amostras analisadas.

4 DISCUSSÃO

As análises via EBSD mostraram que existe efeito significativo da microrugosidade dos cilindros de laminação de encruamento na textura e microestrutura de aço elétrico após recozimento descarbonetante. Os mapas de orientações, bem como as distribuições de tamanhos de grãos apresentados nas Figuras 3 a 7 indicam que o maior valor de microrugosidade de cilindro proporcionou menor tamanho de grão recristalizado nos materiais submetidos a redução de 5%. Para as amostras submetidas a 1% de redução, foi observado que não houve recristalização total após 2 horas de recozimento a 760°C. No entanto, com cilindro de maior rugosidade, a fração recristalizada foi maior. Tal resultado pode ser observado comparando-se as Figuras 4 e 6, nas quais são observados grãos pequenos, remanescentes da recristalização incompleta. Essa evidência pode ser comprovada tanto a partir dos mapas de orientações quanto nas distribuições de tamanhos de grãos, em que são encontrados maiores percentuais de grãos pequenos. Tal fato indica que maior microrugosidade de cilindro proporciona maior força motriz para a recristalização, devido ao maior encruamento ou à maior heterogeneidade de deformação decorrente do aumento da componente de cisalhamento próximo à superfície da chapa. Observa-se que para os materiais submetidos à redução de 1%, o cilindro com menor microrugosidade proporcionou menor valor médio de tamanho de grão (Figuras 4 e 6, respectivamente), devido à elevada fração de grãos não recristalizados.

Em relação à textura cristalográfica, foi observado que maiores microrugosidades proporcionaram pronunciada redução de fibra gama ($\langle 111 \rangle // \text{DN}$) e pequeno aumento das orientações Goss ($\{110\} \langle 001 \rangle$) e $\{110\} \langle 665 \rangle$, como mostrado nas Figuras 10 e 11. Para as amostras obtidas a partir de cilindro de baixa microrugosidade, também se observou redução de fibra gama. Ao invés do aumento da componente Goss, observou-se aumento de $\{112\} \langle 110 \rangle$ e $\{331\} \langle 113 \rangle$, conforme ODF da Figura 13. Já para a amostra com 1% de redução, laminada com cilindros de baixa microrugosidade (Figura 12), a textura encontrada foi semelhante ao

material não recozido (Figura 9), indicando que a fração recristalizada foi pequena. Esses resultados indicam que os mecanismos de recristalização de aço elétrico após laminação de encruamento dependem do modo de deformação aplicado. Conforme já evidenciado por Kawamata,⁽⁹⁾ o aumento da componente de cisalhamento próximo a superfície da chapa promoveu aumento de Goss após recozimento.

As modificações de textura proporcionadas pelo aumento da microrugosidade são benéficas às propriedades magnéticas de aços para núcleo de motores elétricos. A redução da fibra gama, bem como o aumento da componente Goss proporcionam a formação de textura cristalográfica favorável a essa aplicação, o que pode ser confirmado pelas polarizações J_{50} apresentadas na Figura 14. Maior microrugosidade proporcionou a produção de materiais isotrópicos no plano da chapa e com valores médios superiores aos materiais produzidos a partir de cilindros com baixa microrugosidade. Como o fluxo magnético no interior dos núcleos de motores é rotacional no plano da chapa, é visada a obtenção de material isotrópico com elevado J_{50} nas direções ao longo do referido plano.

Em relação às perdas magnéticas, observou-se que a formação de textura favorável a partir do aumento da microrugosidade dos cilindros foi compensada pela redução do tamanho de grão dos materiais após recozimento, conforme mostrado nas Figuras 15 e 16. Para otimização das perdas é necessária a obtenção de aço com tamanho de grão em torno de 150 μm , portanto será necessária a otimização do grau de redução visando à obtenção de materiais com maiores tamanhos de grão após recozimento.

5 CONCLUSÕES

- O aumento da microrugosidade dos cilindros de laminação de encruamento proporcionou redução de tamanho de grão, redução de fibra gama e aumento das componentes Goss e $\{110\}$ após recozimento final descarbonetante;
- A produção de matérias com textura cristalográfica favorável à aplicação em núcleo de motores elétricos proporcionada pelo aumento da microrugosidade dos cilindros de laminação de encruamento mostrou-se uma estratégia interessante na produção de aços elétricos semiprocessados;
- Será necessária a otimização do grau de redução na laminação de encruamento para obtenção de materiais com tamanho de grão da ordem de 150 μm .

REFERÊNCIAS

- 1 LANDGRAF, F.J.G.; CASTRO, N.A.; FALLEIROS, I.G.S.; YONAMINE, T.; CAMPOS, M.F. Efeito do recozimento na microestrutura de um aço elétrico semiprocessado. 60º Congresso Anual da Associação Brasileira de Metais, 2005, B. Horizonte. Anais Congresso Anual da Associação Brasileira de Metais, 2005. CD-ROM, p. 1707-1714.
- 2 BECK, P. A; SPERRY, P. R. Strain induced grain boundary migration in high purity aluminum. *Journal of Applied Physics*, vol.21, p 150-152 (1950).
- 3 HUMPHREYS FJ, HATHERLY M. In: *Recrystallization and related annealing phenomena*, 1st edn. Pergamon; 1995.
- 4 ANTONIONE, C. et al. Effect of slight deformations on grain growth on iron. *Journal of Materials Science* vol 12, Chapman and Hall Ltd. p. 747-750 (1977).
- 5 RANDLE, V. Strain Induced Secondary recrystallization, *Materials Science forum* Vol. 113-115 p 189-194 (1993).

- 6 L'OW, M., LIMA, N. B., KUNIOSHI, C. T. Estudo do desenvolvimento da textura durante a recristalização primária de aços ferríticos por difração de raios x e difração de elétrons retroespalhados, III Workshop sobre textura e relações de orientação, 2006, São Paulo, CD-ROM, p. 36-46.
- 7 TAYLOR, G. I. Plastic strain in metals. J. Inst. Metals, v. 62, p. 307-324, 1938.
- 8 CASTRO, N.A., LANDGRAF, F.J.G, SOUZA, F.J.S., ARAUJO, E.G. Anais do 63º Congresso anual da ABM, 2008, Santos, CD-ROM, p. 2928-2940.
- 9 KAWAMATA, R., KUBOTA, T., YAMADA, K. Journal of Materials Engineering and Performance Vol. 6(6) p. 702-709 (1997).
- 10 LANDGRAF, F. J. G. ; CASTRO, Nicolau Apoena ; FALLEIROS, I. G. S. ; YONAMINE, Taeko ; CAMPOS, Marcos Flávio de . Efeito do recozimento na microestrutura de um aço elétrico semi-processado. Anais do 60º Congresso Anual da ABM. São Paulo. ABM, 2005. p. 1707-1714.
- 11 LIMA, L. M. F. G. de; Liana. Estudo da evolução da textura, microtextura e da mesotextura de recristalização, após baixos graus de deformação a frio, em dois aços ferríticos com baixo teor de carbono. São Paulo: IPEN, 2005. 114 p. Tese (doutorado) – Programa de pós-graduação do IPEN, São Paulo, 2005.
- 12 CONRAD, H.; CHRIST, B. L. Changes in internal energy associated with recovery and recrystallization. Himmel (ed.). Recovery and Recrystallization in Metals. Interscience, p. 24-25, Londres, 1976.
- 13 YONAMINE, T., DE CAMPOS, M.F., CASTRO, N.A., LANDGRAF, F.J.G. Journal of Magnetism and Magnetic Materials, Vol. 304, Issue 2 p. 589-592 (2006).