

INFLUÊNCIA DA RECRISTALIZAÇÃO NA TEXTURA CRYSTALOGRAFICA E NAS PERDAS MAGNÉTICAS POR HISTERESE DE UM AÇO ELÉTRICO GNO¹

Francisco Nélio Costa Freitas²
Hamilton Ferreira Gomes de Abreu³
Marcelo José Gomes da Silva³

Resumo

Aços elétricos de grão não orientado são amplamente utilizados na fabricação de núcleos para motores elétricos, sendo o desempenho destes equipamentos afetado pela textura cristalográfica presente nesses materiais. Já o tamanho de grão interfere consideravelmente nas perdas magnéticas. A textura cristalográfica e o tamanho de grão são extremamente influenciados pelo tratamento térmico de recozimento realizado após o processo de laminação a frio para obtenção de tiras metálicas desses aços. O recozimento promove estados de recristalização na microestrutura do material e esses estados estão intimamente relacionados com a textura cristalográfica. O objetivo deste trabalho é avaliar a influência da recristalização no comportamento da textura cristalográfica e das perdas magnéticas por histerese de um aço elétrico GNO, com 1,28% Si, laminado industrialmente. Amostras do material, deformadas por laminação a frio com reduções de 50% e 70%, em diferentes estados de recristalização foram analisadas quanto à microestrutura, textura cristalográfica e perdas magnéticas por histerese. Os resultados mostraram o início da recristalização primária e a ocorrência de recristalização secundária. A textura cristalográfica foi modificada pelas condições de recristalização (recristalização parcial, recristalização primária e recristalização secundária). Quanto às perdas magnéticas por histerese, os estados de recristalização parcial e recristalização primária promoveram uma diminuição destas.

Palavras-chave: Aço elétrico GNO; Recristalização; Textura cristalográfica; Perdas magnéticas por histerese.

INFLUENCE OF RECRYSTALLIZATION ON THE CRYSTALLOGRAPHIC TEXTURE AND HYSTERESIS MAGNETIC LOSSES BY IN NON-ORIENTED GRAIN ELECTRICAL STEEL

Abstract

Non-oriented electrical steels are widely used in the manufacture of cores for electric motors being the performance of this equipment affected by the presence of crystallographic texture in these materials. In other hand, the grain size considerably affects the magnetic losses. The crystallographic texture and grain size are greatly influenced by the annealing process performed after cold rolling of these steels. Annealing promotes recrystallization in the microstructure of the material which is closely related with the crystallographic texture. The objective of this study is to evaluate the influence of recrystallization on the evolution of crystallographic texture and hysteresis magnetic losses by in non-oriented grain electrical steel, with 1.28%Si, rolled industrial plant. Material samples, deformed by cold rolling with reductions of 50% and 70%, in different states of recrystallization has been analysed on the microstructure, crystallographic texture and hysteresis losses magnetic. The results showed the beginning of primary recrystallization and the occurrence of secondary recrystallization. The crystallographic texture has changed by conditions of recrystallization (partial recrystallization, primary recrystallization, secondary recrystallization). The evaluation of hysteresis magnetic losses showed that the states of partial recrystallization and primary recrystallization promoted a reduction of these.

Keywords: Non-oriented electrical steel; Recrystallization; Crystallographic texture; Hysteresis magnetic losses.

¹ Contribuição técnica ao 67^o Congresso ABM - Internacional, 31 de julho a 3 de agosto de 2012, Rio de Janeiro, RJ, Brasil.

² Doutor, Instituto Federal de Educação, Ciência e Tecnologia do Ceará (IFCE), Brasil.

³ Doutor, Universidade Federal do Ceará (UFC), Brasil.

1 INTRODUÇÃO

O crescimento constante no consumo de energia elétrica faz com que a necessidade pelo desenvolvimento de materiais mais eficientes para máquinas elétricas aumente de forma apreciável, pois isso diminui a dissipação e conseqüente desperdício de energia que tem impacto direto no meio ambiente⁽¹⁾.

Os futuros esforços no sentido de melhorar esta eficiência serão direcionados para controlar os elementos residuais no material, aperfeiçoar os processos de laminação a quente e a frio e buscar o desenvolvimento da textura cristalográfica próxima à ideal, objetivando aumentar o desempenho do produto acabado⁽²⁾.

Os motores elétricos são máquinas em que o campo magnético é aplicado paralelamente à superfície da chapa, mas muda constantemente de direção. Para esse tipo de aplicação, utilizam-se os aços elétricos GNO. A nomenclatura é errônea, pois o fato é que nesses aços também há uma textura cristalográfica evidenciada. Conforme a anisotropia de propriedades magnéticas em função das diferentes direções cristalográficas, a textura teórica ideal para esta aplicação seria do tipo (100)[0vw], ou seja, todos os grãos com planos (100) paralelos à superfície da chapa e direções [100] presentes em todas as direções no plano da chapa. Essa orientação também é conhecida como fibra [100] paralela à direção normal da chapa. Contudo, os aços disponíveis hoje não apresentam essa textura, pois ainda não foi descoberto um processo comercial que produza essa textura ideal⁽³⁾. Muitas vezes observam-se aços elétricos GNO com uma componente Goss pronunciada, pois essa orientação tem pelo menos uma orientação de fácil magnetização paralela à superfície da lâmina⁽⁴⁾.

Os aços elétricos GNO são divididos em duas classes: os semiprocessados e os totalmente processados. Os totalmente processados têm sua textura final desenvolvida na própria usina siderúrgica, que entrega o material totalmente recozido. Já os semiprocessados são fornecidos com um pequeno grau de encruamento, suficiente para que o recozimento final produza um grão da ordem de 100 a 150 μm . A textura final é produzida pelo tratamento térmico de recozimento⁽⁵⁾.

O tamanho de grão após a recristalização primária pode ser representado pelo diagrama de recristalização mostrado na Figura 1 como função do grau de deformação prévia no material e da temperatura de recristalização adotada. No diagrama é mostrado que uma deformação mínima é necessária para iniciar a recristalização e que quanto maior for a deformação menor é a temperatura de início da recristalização⁽⁶⁾.

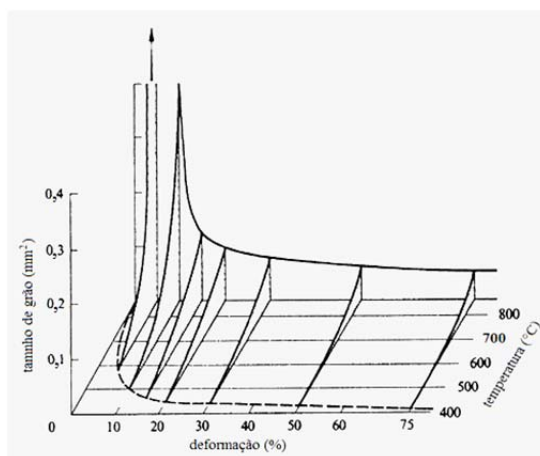


Figura 1. Diagrama de recristalização para o ferro eletrolítico após o tratamento térmico de recozimento por 1 hora⁽⁷⁾.

A textura cristalográfica também afeta o desempenho dos aços elétricos em suas aplicações devido à forte anisotropia das propriedades magnéticas. É muito mais fácil magnetizar o ferro na direção [100] do que em qualquer outra direção, pois o eixo de magnetização espontâneo nos cristais de Ferro α é o [001]. A pior direção para a magnetização é a [111]⁽³⁾.

Kestens e Jacobs⁽⁸⁾ estudaram o controle da textura cristalográfica durante a fabricação de um aço elétrico de grão não orientado com 2,153% Si (máximo). Na Figura 2 pode-se observar o comportamento da textura cristalográfica após cada etapa da produção de tiras do aço por meio do processo de laminação. Na etapa de recozimento foram adotadas temperaturas entre 700°C e 800°C. A FDOC após a laminação a quente mostra a formação das componentes (001)[1 $\bar{1}$ 0] e (001)[$\bar{1}\bar{1}$ 0] ao longo da fibra θ ($\langle 001 \rangle // DN$). A laminação a frio produz, além das componentes (001)[1 $\bar{1}$ 0] e (001)[$\bar{1}\bar{1}$ 0] ao longo da fibra θ ($\langle 001 \rangle // DN$) originadas na laminação a quente, a fibra γ ($\langle 111 \rangle // DN$) que permanecem após o passe de acabamento, onde o material sofre uma redução de 4% a 8%. O tratamento térmico de recozimento adicional, em atmosfera descarbonetante, após o passe de acabamento ilustrado na Figura 2, é representado pela curva mostrada na Figura 3. A textura cristalográfica desenvolvida após esse recozimento é formada pelas componentes (001)[1 $\bar{1}$ 0] e (001)[$\bar{1}\bar{1}$ 0] e por uma componente desviada de 10° a 15° em relação à componente (110)[001] (componente Goss). Todas as componentes e fibras já citadas foram identificadas a partir do ábaco na Figura 3.

Comparando-se a textura cristalográfica da FDOC após a laminação a frio na Figura 2 com a textura cristalográfica da FDOC após o tratamento térmico de recozimento na Figura 3, vê-se que a textura de recristalização (após o recozimento) modificou de maneira considerável a textura de deformação (após a laminação a frio) com o enfraquecimento da fibra γ ($\langle 111 \rangle // DN$) e o aparecimento da nova componente desviada de 10° a 15° em relação à orientação Goss.

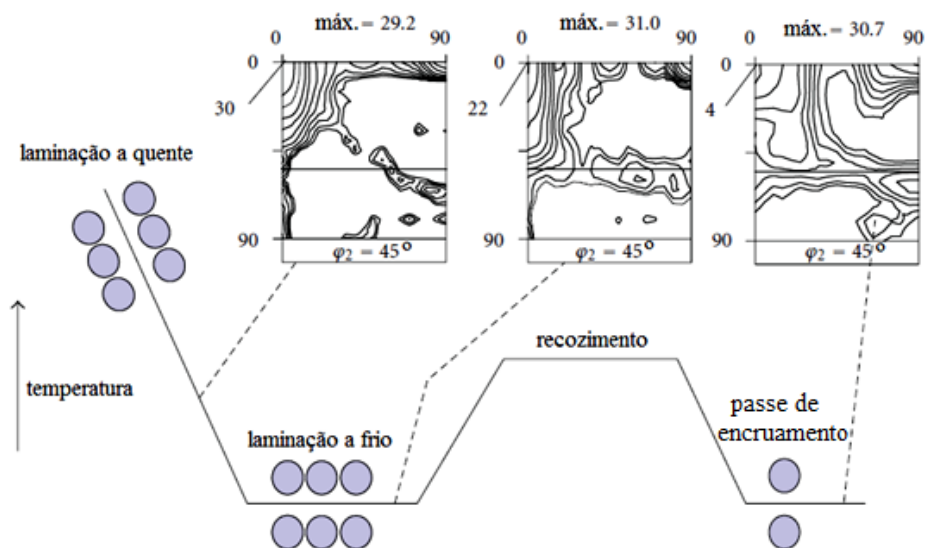


Figura 2. Evolução da textura cristalográfica durante o processo de fabricação das tiras do aço elétrico GNO⁽⁸⁾.

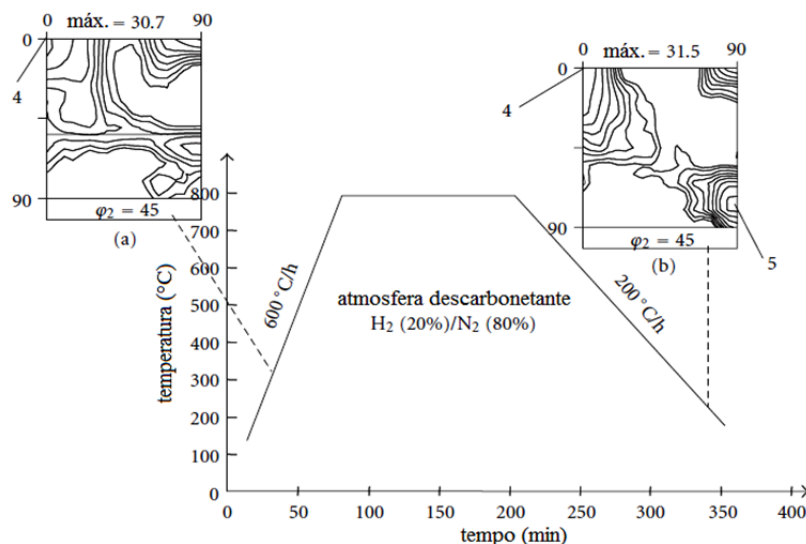


Figura 3. Evolução da textura cristalográfica (a) antes e (b) depois do recozimento realizado posteriormente ao passe de acabamento⁽⁸⁾.

2 MATERIAL E MÉTODOS

O material utilizado no presente trabalho é um aço elétrico de grão não-orientado (GNO) com composição química mostrada na Tabela 1.

Tabela 1. Composição química do aço elétrico GNO em estudo

Concentração dos Elementos (% em peso)									
C	Mn	Si	P	S	Al	Nb	V	Ti	B
0,050	0,290	1,280	0,025	0,014	0,036	-	-	-	-

O material foi laminado a frio industrialmente com reduções de 50% e 70% e em seguida foi submetido a um tratamento térmico de recozimento em caixa a 730°C por 12 horas. Após a laminação a frio, amostras do material nas duas reduções foram tratadas termicamente a 580, 585, 590, 595, 600, 605, 610, 615 e 620°C de modo a produzir estados de recristalização parcial. Todas essas condições (laminado a frio, recozido em caixa e parcialmente recristalizado) foram analisadas quanto à evolução da microestrutura, da textura cristalográfica e das perdas magnéticas por histerese. A evolução microestrutural foi obtida por meio da técnica de microscopia ótica, onde foi utilizado um microscópio ótico digital (Fabricante: Olympus/ Modelo: BX51M). Já a evolução da textura cristalográfica pôde ser viabilizada através da técnica de difração de raios X com a utilização de um difratômetro (Fabricante: PHILIPS / Modelo: X'Pert Pro) e adotou-se as radiações de Cobalto ($\lambda = 1,7890\text{\AA}$) e Molibdênio ($\lambda = 0,7093\text{\AA}$). As perdas magnéticas por histerese foram avaliadas por meio das curvas de histerese, de cada condição do material, obtidas com a técnica VSM (*Vibrating Sample Magnetometer*). Com o objetivo de provocar o crescimento de grão após o recozimento em caixa, amostras do material nas reduções de 50% e 70% foram submetidas a tratamentos térmicos em laboratório nas temperaturas de 620, 730, 840 e 900°C, sendo cada uma dessas temperaturas administradas em 1, 10, 100 e 1.000 minutos. Todas essas condições

dos tratamentos térmicos para crescimento de grão foram analisadas quanto à evolução da microestrutura e da textura cristalográfica, conforme técnicas e procedimentos já citados.

3 RESULTADOS

3.1 Evolução da Microestrutura

As fotomicrografias nas Figuras 4a, 4b e 4c para o material laminado industrialmente com redução de 50% mostram que a microestrutura sofre uma alteração a partir da condição parcialmente recristalizada a 600°C (Figura 4b), onde passa de um formato de grãos deformados (Figura 4a) para grãos menores e distribuídos de maneira mais uniforme até atingir um estado totalmente recristalizado por meio do tratamento térmico de recozimento em caixa a 730°C/12 horas (Figura 4c). No caso do material laminado industrialmente com redução de 70%, a mudança na microestrutura ocorre na condição parcialmente recristalizado a 590°C (Figura 4), em que destaca-se a formação dos primeiros grãos recristalizados na região limitada pelo polígono tracejado.

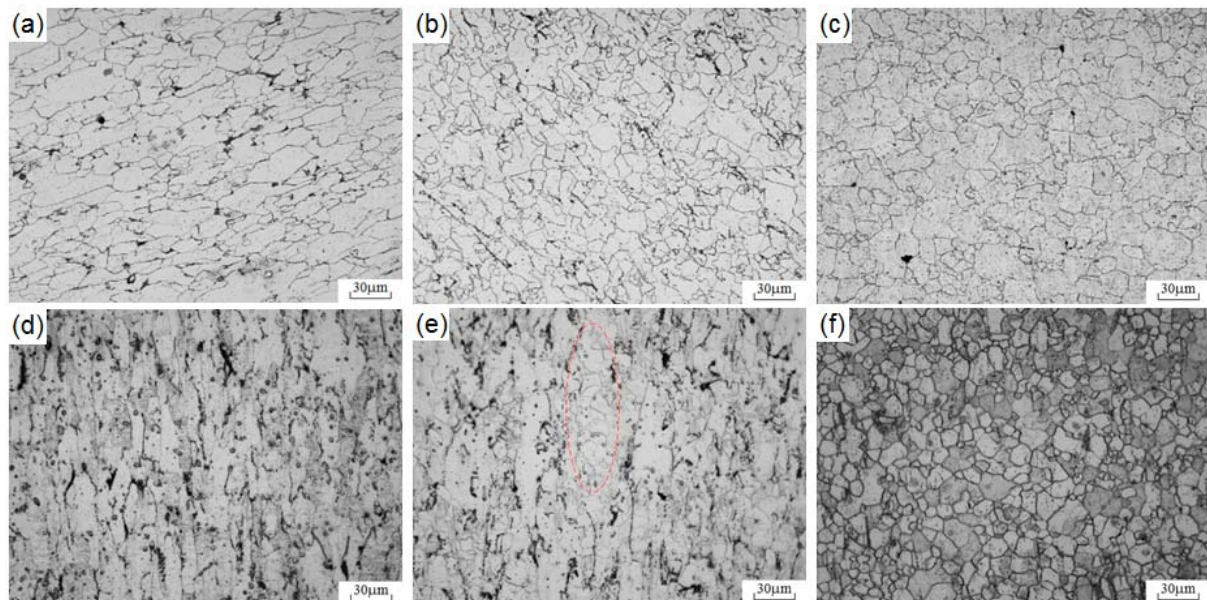


Figura 4. Evolução da microestrutura do material laminado industrialmente com redução 50% (a-c) e 70% (d-f) nas condições: laminado a frio (a;d), parcialmente recristalizado a 600°C (b), parcialmente recristalizado a 590°C (e) e recozido em caixa a 730°C/12h (c;f).

A Figura 5 mostra o perfil de microdureza para todas as condições dos dois materiais e essa mudança na microestrutura e notavelmente comprovada pela que nos valores de microdureza nas condições de parcialmente recristalizado a 600°C, para o material laminado industrialmente com redução de 50%, e 590°C, para o material laminado industrialmente com redução de 70%. As condições de total recristalização da microestrutura observadas nas Figuras 4c e 4f, provocadas pelo recozimento em caixa, também são comprovadas pelos valores mínimos de microdureza apresentados nos gráficos da Figura 5.

As microestruturas apresentadas nas fotomicrografias da Figura 6 mostram que os tratamentos térmicos para crescimento de grão provocaram um crescimento anormal de determinados grãos a partir do tratamento a 840°C/1.000 min (Figura 6a), para o

material laminado industrialmente com redução de 50%, e a 840°C/100min (Figura 6d), para o material laminado industrialmente com redução de 70%. Esse fenômeno permanece acontecendo para os tratamentos a 900°C/100min (Figuras 6b e 6e) e a 900°C/1.000min (Figuras 6c e 6f). O material laminado industrialmente com redução de 70% apresentou essa característica também para os tratamentos a 840°C/1.000min, 900°C/1min e 900°C/10min.

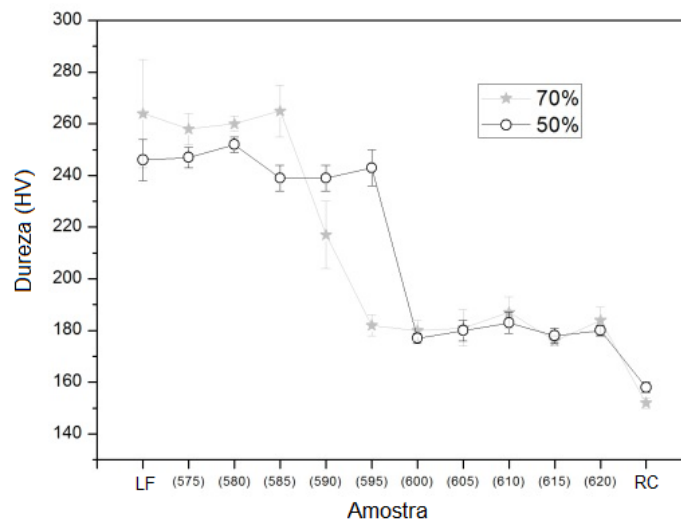


Figura 5. Perfil de microdureza do material laminado industrialmente nas condições: laminado a frio (LF), parcialmente recristalizado (575 a 620°C) e recozido em caixa a 730°C/12h (RC)⁽⁹⁾.

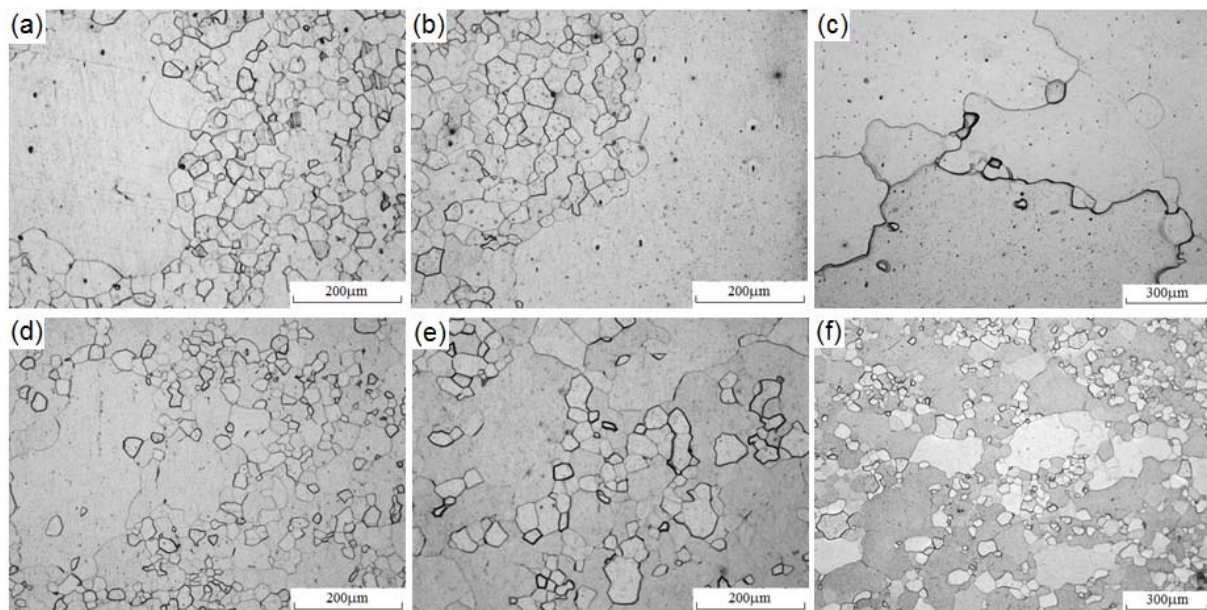


Figura 6. Evolução da microestrutura do material laminado industrialmente com redução 50% (a-c) e 70% (d-f) nas condições: tratado termicamente a 840°C/1.000min (a), tratado termicamente a 840°C/100min (d), tratado termicamente a 900°C/100min (b;e) e tratado termicamente a 900°C/1.000min (c;f).

3.2 Evolução da Textura Cristalográfica

As FDOC' apresentadas na Figura 7 mostram que a condição de laminado a frio dos dois materiais (Figuras 7a e 7d) são características pela formação principalmente das componentes (001)[110] e (001)[110] e da fibra γ ($\langle 111 \rangle // DN$). As condições

em que há a mudança na microestrutura, observadas nas fotomicrografias das Figuras 4b e 4e, contribuem com tendência de anular as componentes $(001)[\bar{1}\bar{1}0]$ e $(001)[\bar{1}\bar{1}0]$ (Figura 7b) para o material laminado industrialmente com redução de 50% e para o material laminado industrialmente com redução de 70% essas continuam presentes (Figura 7e). Os estados de completa recristalização dos dois materiais, mostrados nas fotomicrografias das Figuras 4c e 4f, contribuem com a formação apenas da fibra γ ($\langle 111 \rangle // DN$), como pode ser visto nas FDOC's das Figuras 7c e 7f.

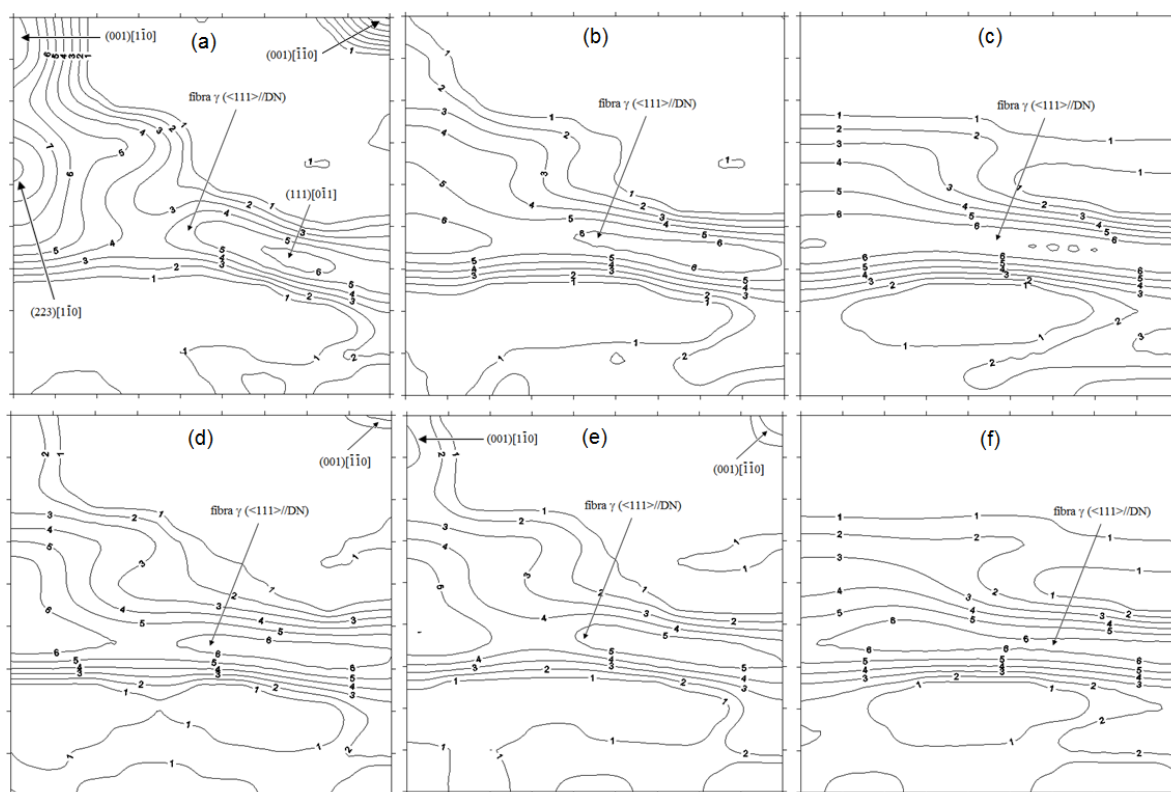


Figura 7. Evolução da textura cristalográfica do material laminado industrialmente com redução 50% (a-c) e 70% (d-f) nas condições: laminado a frio (a;d), parcialmente recristalizado a 600°C (b), parcialmente recristalizado a 590°C (e) e recozido em caixa a 730°C/12h (c;f).

O crescimento anormal dos grãos nos dois materiais, observado através das fotomicrografias da figura 3.3, influenciou na textura cristalográfica de maneira a formar a componente $(110)[001]$, conhecida por Goss, e a fibra γ ($\langle 111 \rangle // DN$) no material laminado industrialmente com redução de 50%, o que é apresentado nas FDOC's das Figuras 8a, 8b e 8c. Já no material laminado industrialmente com redução de 70%, a textura cristalográfica foi influenciada de maneira a formar uma componente desviada 10° a 20° da componente Goss e a fibra γ ($\langle 111 \rangle // DN$), como visto nas FDOC's das Figuras 8d, 8e e 8f.

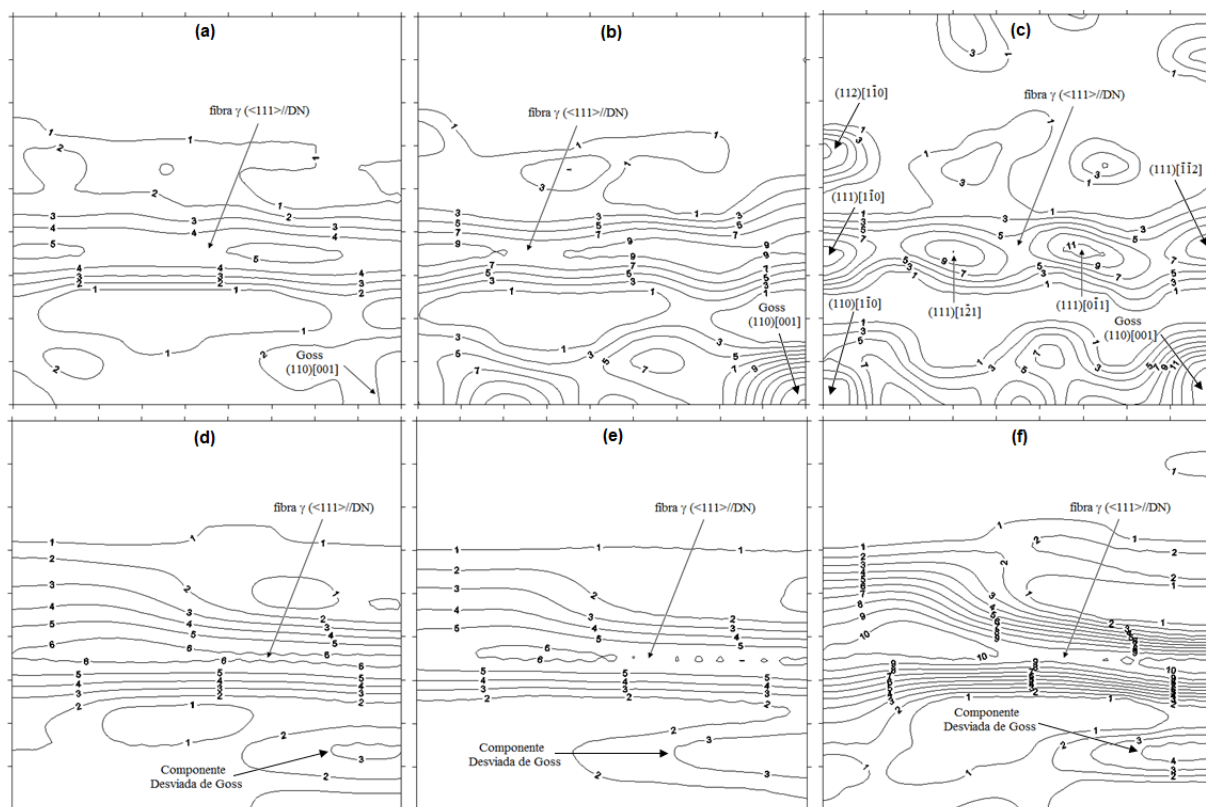


Figura 8. Evolução da textura cristalográfica do material laminado industrialmente com redução 50% (a-c) e 70% (d-f) nas condições: tratado termicamente a 840°C/1.000min (a), tratado termicamente a 840°C/100min (d), tratado termicamente a 900°C/100min (b;e) e tratado termicamente a 900°C/1.000min (c;f).

3.3 Evolução das Perdas Magnéticas por Histerese

Os dois gráficos apresentados na Figura 9 mostram que o tratamento térmico de recozimento em caixa provocou uma diminuição considerável nas perdas magnéticas por histerese. Nota-se que a condição laminado a frio (LF) é a que apresenta maior valor de perda e a condição recozido em caixa a 730°C/12h (RC) o menor valor dessa perda. Também observa-se que as condições parcialmente recristalizado (575 a 620°C) contribuem com uma diminuição no valor das perdas magnéticas por histerese em relação à condição laminado a frio (LF). Outro ponto importante diz respeito ao fato de que para o material laminado industrialmente com redução de 70%, a condição laminado a frio (LF) apresenta um valor de perda magnética por histerese superior ao valor apresentado pelo material laminado industrialmente com redução de 50% na mesma condição.

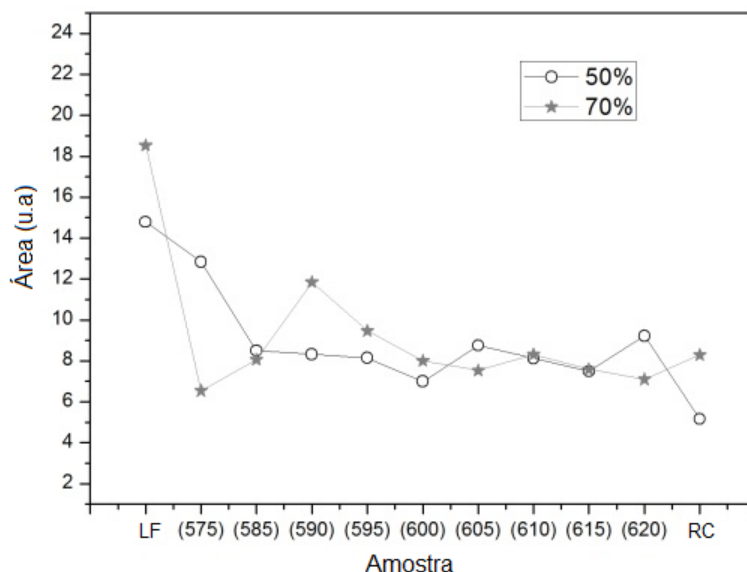


Figura 9. Evolução das perdas magnéticas por histerese do material laminado industrialmente nas condições: laminado a frio (LF), parcialmente recristalizado (575 a 620°C) e recozido em caixa a 730°C/12h (RC)⁽⁹⁾.

4 DISCUSSÃO

A evolução microestrutural apresentada na Figura 4 está perfeitamente de acordo com o diagrama de recristalização da Figura 1. Esse diagrama mostra que quanto maior o grau de deformação menor é a temperatura para início da recristalização e isso é o que acontece com o material laminado industrialmente com redução de 70%, pois o mesmo inicia sua recristalização a temperatura de 590°C (Figura 4e) e o material laminado industrialmente com redução de 50% apresenta essa característica somente a partir da temperatura de 600°C (Figura 4b). Outra curiosidade do diagrama da Figura 1 é que quanto maior o grau de deformação menor é o tamanho de grão final após o tratamento térmico. Isso também pode ser observado nos materiais em estudo, pois a fotomicrografia da Figura 4c apresenta um tamanho de grão levemente maior que a fotomicrografia da Figura 4f.

O perfil de microdureza apresentado através dos gráficos da Figura 5 também denota que os dois materiais dão início ao processo de recristalização às temperaturas de 600°C, para o material laminado industrialmente com redução de 50%, e 590°C, para o material laminado industrialmente com redução de 70%.

O crescimento anormal de grão apresentado nas fotomicrografias da Figura 6 é sugestivo de recristalização secundária, principalmente se comparadas com o processo de recozimento proposto por Humphreys & Hatherly⁽¹⁰⁾.

O comportamento da textura cristalográfica mostrado através das FDOC's na Figura 7 está plenamente de acordo com os resultados de textura apresentados por Campos *et al*⁽¹¹⁾ para aço elétrico GNO com 1,25% Si.

As componentes de textura formadas nas condições em ocorreu a recristalização secundária nos dois materiais, mostradas através das FDOC's na Figura 8, também podem ser vistas através da Figura 3, no caso da componente desviada 10° a 20° de Goss, e do trabalho de Park & Szpunar⁽¹²⁾ com um aço elétrico GNO com 2% Si, no caso da componente Goss.

Quanto a diminuição das perdas magnéticas por histerese provocada pelo tratamento térmico de recozimento em caixa a 730°C/12h, para os dois materiais,

também pode ser evidenciada no trabalho de Min *et al.*⁽¹³⁾ para um aço elétrico GNO com 0,29 – 0,35% Si.

5 CONCLUSÕES

Conforme observado na evolução microestrutural da Figura 4 e no perfil de microdureza da Figura 5, pode-se admitir que o início da recristalização primária ocorre a 600°C, no caso do material laminado industrialmente com redução de 50%, e a 790°C, no caso do material laminado industrialmente com redução de 70%.

Os tratamentos térmicos para crescimento de grão provocaram a ocorrência de recristalização secundária nos dois materiais, o que pode ser comprovado através das fotomicrografias na Figura 6.

O início da recristalização primária, o recozimento em caixa a 730°C/12 h e a recristalização secundária provocaram mudanças consideráveis na textura cristalográfica dos dois materiais. Isso pode ser comprovado pelas FDOC's das Figuras 7 e 8.

O recozimento em caixa a 730°C/12h provocou uma diminuição considerável no valor das perdas magnéticas por histerese dos dois materiais, o que ser observado através dos gráficos mostrados na Figura 9.

REFERÊNCIAS

- 1 STOJAKOVIC, D., *Microstructure Evolution in Deformed and Recrystallized Electrical Steel*, Tese, Drexel University, 2008.
- 2 PETROVIC, D. S., *Non-Oriented Electrical Steel Sheets*, Materials and technology, volume 6, pp. 317-325, 2010.
- 3 LANDGRAF, F. J. G., TAKANOHASHI, R., CAMPOS, M. F., *Tamanho de Grão e Textura do Aços Elétricos de Grão Não-Orientado*, In: II Workshop de Textura e Relações de Orientação, volume 2, pp. 211-246, São Paulo, 2003.
- 4 CAMPOS, M. F., LANDGRAF, F. J. G., LIMA, N. B., TSCHIPTSCHIN, A. P., BRANDÃO, L. P. M., *Avaliação de Textura em Aços Elétricos GNO*, In: Seminário de Laminação, volume 34, pp. 131-150, Belo Horizonte, 1997.
- 5 CAMPOS, M. F., *Microestrutura, Textura e Propriedades Magnéticas em Aços Elétricos*, Tese, Universidade de São Paulo, 2000.
- 6 HAASEN, P., *Physical Metallurgy*, 3ª edição, Cambridge University Press, 1996.
- 7 BURGERS, W. G., *The Art and Science of Growing Crystals*, J. Wiley, 1963.
- 8 KESTENS, L., JACOBS, S., *Texture Control During the Manufacturing of Nonoriented Electrical Steels*, Texture, Stress, and Microstructure, volume 2008, pp. 1-9, 2008.
- 9 FREITAS, F. N. C., SILVA, M. R., TAVARES, S. S. M., ABREU, H. F. G., *Texture and Microstructure Evolution during Box Annealing of a Non-Oriented-Grain Electrical Steel*, Materials Science Forum, volumes 702-703, pp. 595-598, 2012.
- 10 HUMPHREYS, F. J., HATHERLY, M., *Recrystallization and Related Annealing Phenomena*, 2ª edição, Elsevier, 2004.
- 11 CAMPOS M. F., LANDGRAF, F. J. G., FALLEIROS, I. G. S., FRONZAGLIA, G. C., KAHN, H., *Texture Evolution During the Processing of Electrical Steels with 0.5% Si and 1.25% Si*, ISIJ International, volume 44, pp. 1733-1737, 2004.
- 12 PARK, J., SZPUNAR, J. A., *Texture Development During Grain Growth in Nonoriented Electrical Steels*, ISIJ International, volume 45, pp. 743-749, 2005.
- 13 MIN, L., YU-DE, X., WEI, W., JUAN, Z., GUANG-LIANG, W., YUE-MING, P., *Effect of Annealing Parameter on Microstructure and Magnetic Properties of Cold Rolled Nonoriented Electrical Steel*, Transactions of Nonferrous Metals Society of China, volume 17, pp. 74-78, 2007.