

LOCALIZAÇÃO DO EFEITO DO TAMANHO DE GRÃO E DA TEXTURA CRISTALOGRÁFICA NA CURVA DE HISTERESE DO AÇO SILÍCIO¹

Marcos Fukuhara²
Taeko Yonamine³
Carlos Alberto Senna⁴
Frank Patrick Missell⁵

Resumo

Uma importante aplicação do aço é na fabricação de núcleos e estatores de máquinas elétricas devido à sua capacidade de amplificar o campo magnético. A relação entre a microestrutura do material e as propriedades magnéticas é de grande importância no desenvolvimento de processos de produção destes aços. Um método para delimitar o efeito da microestrutura foi proposto por Landgraf *et al.*, que estudaram o efeito do tamanho de grão e da textura sobre as perdas histeréticas. Neste trabalho estudamos esta relação em corpos de prova constituídos por tiras de aço elétrico não orientado, totalmente processado, laminadas a frio com várias taxas de deformação e recozidas. A caracterização magnética consistiu na determinação das perdas magnéticas em regime quase-estático, e relacionada com a microestrutura do material, obtida por metalografia óptica convencional e por difração de elétrons retroespalhados (EBSD). Mostramos que a perda histerética pode ser dividida em duas componentes como proposto anteriormente, onde a componente de baixa indução é sensível ao tamanho de grão e a componente de alta indução é sensível à textura do material.

Palavras-chave: Aço elétrico; Histerese; Perda; Tamanho de grão; Textura cristalográfica.

THE LOCALIZATION OF THE GRAIN SIZE AND CRYSTALLOGRAPHIC TEXTURE EFFECTS IN SILICON STEEL HYSTERESIS LOOP

Abstract

An important application of steel is in the manufacture of cores and stators of electrical machines due to the ability to amplify the magnetic field. The relationship between the microstructure of the material and the magnetic properties has great importance in the development of production processes of these steels. A method to delimitate the microstructure effect was proposed by Landgraf *et al.* who studied the effect of grain size and texture on the hysteresis losses. In this work we studied this relationship in specimens made of non-oriented electrical steel strips, fully processed, cold rolled with various strain rates and annealed. The magnetic characterization was the determination the properties under quasi-static regime, and the microstructure of the material was analyzed by conventional optical metallography and electron backscatter diffraction (EBSD). We show that the hysteresis loss can be divided into two portions, as proposed where the portion of low induction is sensitive to grain size and the portion of high induction is sensitive to the texture of the material.

Key words: Electrical steel; Hysteresis; Loss; Grain size; Texture.

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

² Mestre, Instituto Nacional de Metrologia, Qualidade e Tecnologia-Inmetro, Brasil.

³ Doutora, Instituto Nacional de Metrologia, Qualidade e Tecnologia-Inmetro, Brasil.

⁴ Técnico, Instituto Nacional de Metrologia, Qualidade e Tecnologia-Inmetro, Brasil.

⁵ Doutor, Universidade de Caxias do Sul (UCS), Brasil.

1 INTRODUÇÃO

Com o aumento da demanda energética, novas fontes de energia estão sendo pesquisadas, sendo que diversas ainda não terão aplicabilidade prática a curto prazo. De qualquer modo, a utilização de máquinas elétricas continuará sendo rotina, principalmente as que possuem estator e rotor formados por chapas de aço elétrico, devido ao seu custo-benefício. Com a necessidade de aumentar a eficiência das máquinas, as indústrias competem aprimorando e pesquisando novos materiais. Novos aços estão sendo desenvolvidos para a produção de máquinas elétricas, onde se busca maximizar a permeabilidade magnética (capacidade do material em amplificar o campo magnético) e, ao mesmo tempo, minimizar as perdas no ferro.⁽¹⁾

Por meio da caracterização das propriedades magnéticas é possível identificar a qualidade do aço. As propriedades principais medidas são a permeabilidade magnética e as perdas magnéticas, que podem ser obtidas por meio da curva de histerese originada da defasagem entre o campo magnético a que foi submetido e a indução devido ao material. A energia dissipada devido ao material durante um ciclo, correspondente à área interna desta curva de histerese, é chamada de perda magnética. Normalmente para esta caracterização magnética os laboratórios utilizam o quadro de Epstein, e no Brasil seguem a norma ABNT NBR 5161.

A perda magnética pode ser separada em três parcelas:⁽²⁾ a perda histerética, que está presente mesmo para campos estáticos; a perda parasita, associada à corrente de Foucault, e a perda de excesso, resultante da estrutura de domínios. As contribuições das parcelas referentes à perda parasita e de excesso são pequenas em comparação à perda histerética P_h . A perda parasita pode ser controlada por meio da resistividade do material e também pelas dimensões da chapa de aço. Uma vez que P_h é fortemente influenciada por fatores microestruturais, os esforços para reduzir as perdas magnéticas têm se concentrado nesta parcela. Com o objetivo de melhor entender quais os efeitos destes fatores sobre P_h , um método para sua subdivisão foi proposto em 1999.^(3,4) A hipótese formulada foi a de que a dissipação de energia na histerese pode ser subdividida em duas componentes, uma de baixa indução (BI) e outra de alta indução (AI), que são relacionadas a diferentes mecanismos de magnetização. A subdivisão se dá por linhas delimitadoras horizontais que são definidas pelo valor da indução para a permeabilidade máxima. No gráfico na Figura 1, a região de baixas induções, destacada em cinza claro entre as linhas delimitadoras, tem como principal mecanismo de magnetização e dissipação de energia a movimentação das paredes de domínios, cujo movimento é prejudicado principalmente, em amostras recozidas, pelos contornos de grão. Em altas induções, representadas pelas duas regiões destacadas em cinza no gráfico, a magnetização se deve à rotação de domínios, e a energia é dissipada pela aniquilação e nucleação de domínios.⁽⁵⁾

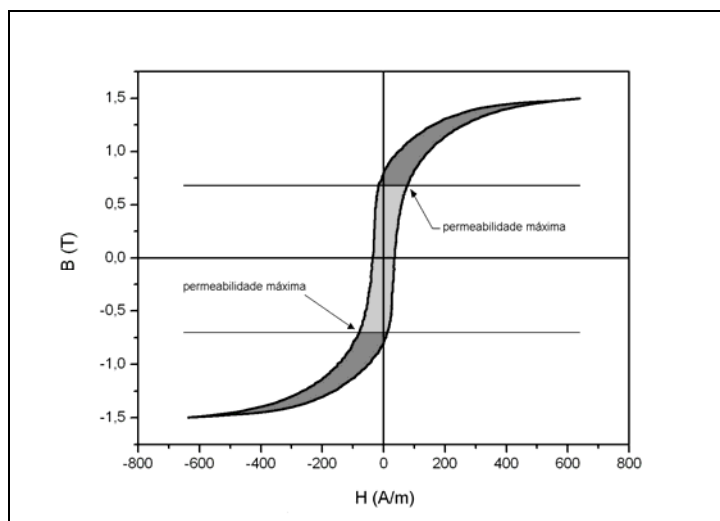


Figura 1. Subdivisão da histerese em componentes de alta indução (cinza) e baixa indução (cinza claro). Fonte: Landgraf *et al* modificado.

2 METODOLOGIA

A variedade de amostras foi obtida por laminação a frio de tiras de aço elétrico totalmente processado, grão não orientado, com diversas reduções de espessura, cortadas no tamanho aproximado de 3 cm de largura por 10 cm de comprimento, direção de laminação paralela à maior dimensão e recozidas em vácuo a 760°C por 2 h para a recristalização. Na Tabela 1 estão as características do aço utilizado.

Tabela 1. Características do aço utilizado

ABNT	Codificação Inmetro	d (kg/m^3)	Si (%)	Al (%)	J_s (T)	K_1 (10^4J/m^3)
50F684M	0018L	7.710	2,0	0,274	2,055	4,1048

Com a finalidade de se obter maior resolução, a espessura e de cada amostra foi determinada a partir dos valores do comprimento, largura, massa e densidade. A deformação foi quantificada pela redução na espessura $r_{esp}\%$, calculada a partir dos valores de espessura inicial e_0 e final e conforme a Equação 1.

$$r_{esp} \% = \left(1 - \frac{e}{e_0}\right) \times 100 \quad (1)$$

A caracterização magnética em corrente contínua foi realizada com um sensor de lâmina única (single-sheet tester) instalado em um sistema de caracterização magnética Brockhaus MPG-100D equipado com fluxímetro. A perda histerética P_h e o campo coercivo H_c foram medidos para indução máxima de 1,5 T em regime quase-estático, e a indução B_{50} a 5.000 A/m a 60 Hz. O valor de B_{50} é adotado usualmente como um indicador da textura cristalográfica do aço. Pelo método de subdivisão da P_h acima citado, foi determinada para cada amostra a permeabilidade máxima μ_{max} e sua respectiva indução $B_{\mu_{max}}$, definindo a linha horizontal de divisão. Operação similar é realizada para a outra extremidade da curva de histerese. Em relação às linhas de subdivisão são determinados os valores das áreas correspondentes às componentes de AI e BI em J/m^3 .

Partes menores do aço das amostras foram embutidas em baquelite e reduzidas por lixamento até a meia espessura para polimento metalográfico com pasta diamantada e polimento final com sílica coloidal. A determinação da textura cristalográfica foi

obtida por meio de um microscópio eletrônico de varredura FEI/Quanta 200, equipado com sistema EBSD/TSL, e deste resultado foi calculada a fração volumétrica das orientações favoráveis às propriedades magnéticas (cubo (001)[100] e Goss (110)[001]) e a desfavorável fibra gama (representada por: (111)[$\bar{1}10$]; (111)[$\bar{1}21$]; (111)[$0\bar{1}1$] e (111)[$\bar{1}\bar{1}2$]). O tamanho de grão TG foi determinado pelo método dos interceptos com auxílio de um microscópio óptico. Todos os equipamentos de medição utilizados estão instalados no campus do Inmetro.

3 RESULTADOS E DISCUSSÕES

Na Tabela 2 estão os resultados das medições de cada amostra, em ordem crescente de $r_{esp}\%$. Para efeito de comparação foram incluídos os resultados do material como recebido ($r_{esp}\%=0$).

Tabela 2. Resultados para o aço recozido

$r_{esp}\%$	μ_{max}	$B_{\mu_{max}}$ mT	P_h J/m ³	AI J/m ³	BI J/m ³	H_c A/m	B_{50} mT	TG μm	fração vol. (001)[100]	fração vol. (110)[001]	fração vol. (111)[uvw]
0	14197	921	243	146	97	31	1705	72	0,008	0,003	0,090
13	8753	679	240	159	81	32	1693	114	0,011	0,021	0,069
17	8675	722	263	163	101	36	1698	82	0,004	0,014	0,035
20	7677	682	288	182	105	39	1703	63	0,008	0,019	0,058
23	7679	737	300	150	150	42	1706	54	0,011	0,015	0,055
29	7717	833	327	160	167	48	1710	43	0,008	0,012	0,046
34	9077	1003	333	127	206	51	1715	37	0,018	0,024	0,043
46	8539	1007	364	141	224	57	1728	31	0,017	0,021	0,046
48	9134	1046	373	130	242	59	1734	28	0,017	0,039	0,036

Analisando os resultados obtidos podemos observar na Figura 2 que os valores de B_{50} aumentam e TG diminuem com o aumento de $r_{esp}\%$.

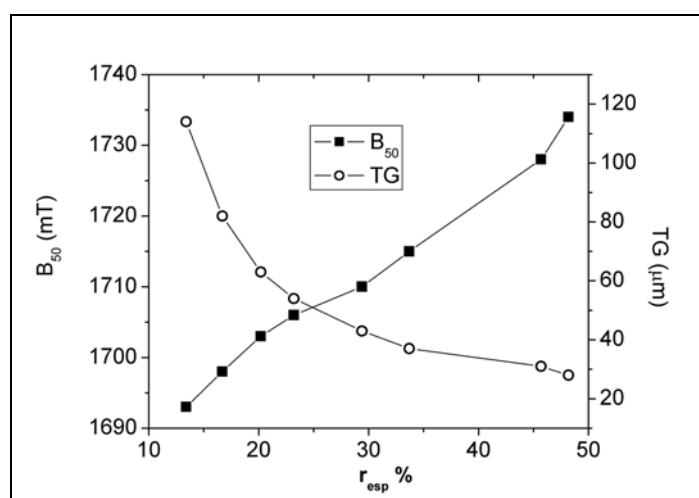


Figura 2. Evolução de B_{50} e TG com o $r_{esp}\%$.

Na recristalização, a nucleação de grãos aumenta com a deformação aplicada,⁽⁶⁻⁸⁾ e o TG resultante são cada vez menores. Cada grão possuirá uma orientação

crystalina resultante conforme a cinética de recristalização, que dependerá da orientação cristalina inicial e da energia armazenada devido à deformação.⁽⁶⁾ Na Figura 3a observa-se o aumento das frações volumétricas das orientações favoráveis cubo e Goss, mostrando que estão diretamente relacionados ao crescimento de B_{50} . Na Figura 3a, o comportamento da variação de TG mostra que os grãos que nuclearam tendem a possuir orientações favoráveis à magnetização.

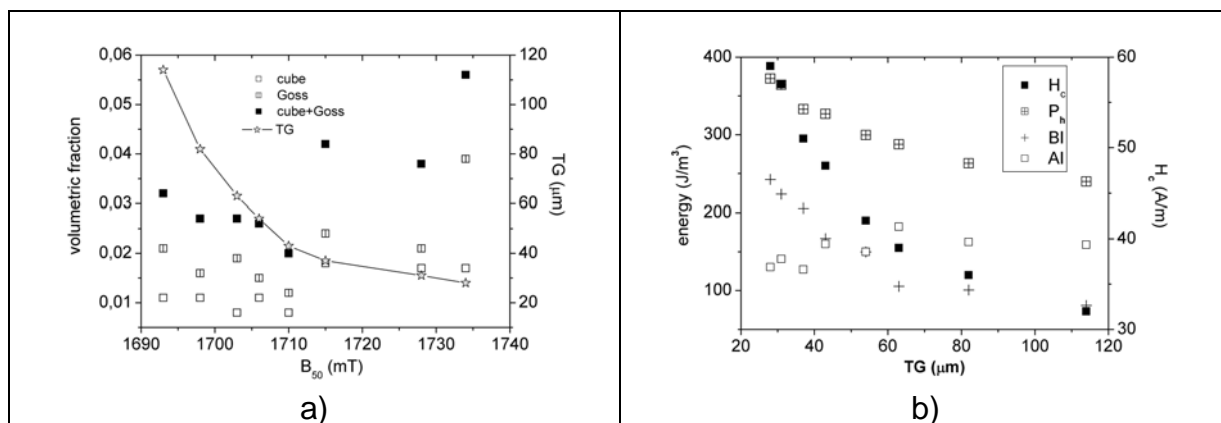


Figura 3. (a) Comportamento da fração volumétrica e TG com B_{50} ; (b) H_c , P_h e BI reduz com TG. Al não exibe correlação com TG.

Na Figura 3b, P_h e H_c reduzem com o aumento de TG, e BI também reduz de maneira semelhante, indicando que o efeito do TG predomina nesta componente. A redução da P_h é explicada pela redução de H_c , causada pela diminuição da densidade de contornos de grão com o aumento de TG, beneficiando o movimento das paredes de domínio e dissipando menos energia. A mesma Figura 3b mostra que a componente Al não exibe correlação com TG, e que para TG menores que 43 μm , a contribuição de BI é maior que Al em P_h , invertendo para TG maiores.

Como visto na Figura 3a, a evolução de B_{50} refletiu o aumento da contribuição das frações volumétricas das orientações favoráveis à magnetização, indicando a melhora da textura cristalográfica. A correlação entre a componente Al e a textura cristalográfica foi comprovada pela análise do comportamento exibido na Figura 4. A Figura 4a exibe o aumento de B_{50} e a diminuição de Al com $r_{\text{esp}}\%$ pois os grãos que nuclearam possuem orientações favoráveis. Analisando o comportamento de Al com B_{50} , na Figura 4b observa-se com mais facilidade que a energia dissipada relacionada à componente Al diminui com o aumento B_{50} , confirmando a relação da textura cristalográfica com esta componente.

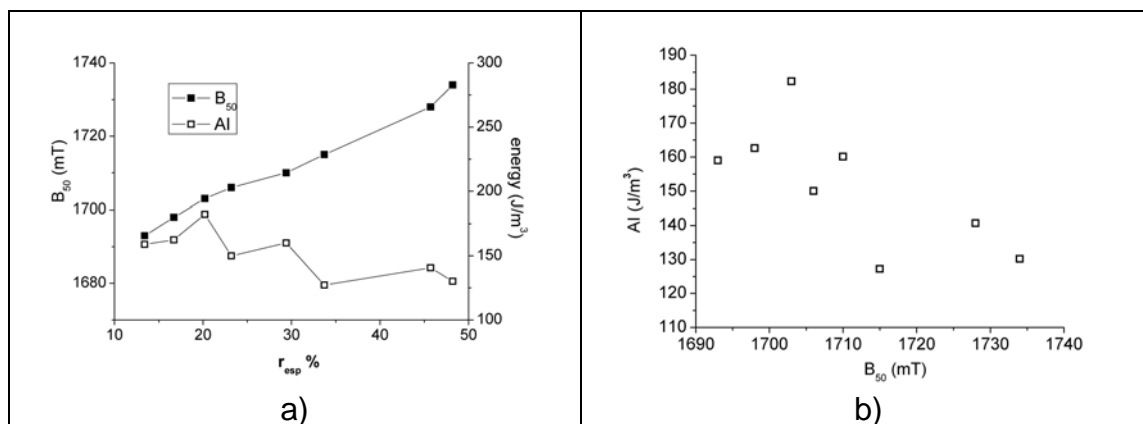


Figura 4. (a) comportamento de B_{50} e Al com $r_{\text{esp}}\%$; (b) evolução de Al com B_{50} .

4 CONCLUSÕES

A subdivisão das perdas histeréticas em componentes BI e AI a partir da indução da permeabilidade máxima, método proposto por Landgraf *et al*, foi eficiente para comprovar que a localização na histerese do efeito do tamanho de grão predomina na componente BI e a textura cristalográfica na componente AI, durante a magnetização do aço. Para o material utilizado foi observado que a contribuição da componente BI em P_h é maior quando TG é inferior a 43 μm , significando então que o TG deve ser aumentado para minimizar P_h . Para TG superiores a este valor, a contribuição de AI é maior, indicando que a textura cristalográfica deve ser corrigida. Os grãos que nuclearam com a recristalização possuíam orientações favoráveis à magnetização, observado pelo aumento das frações volumétricas das orientações cubo e Goss, justificando o aumento de B_{50} .

Com o recozimento a maioria das amostras apresentou B_{50} superior à como recebida, mas individualmente esta característica magnética não é suficiente para concluir que as perdas são menores. O efeito do aumento do TG sobre a componente BI foi maior que o efeito da melhora da textura cristalográfica em AI.

Em uma análise mais detalhada de uma curva de histerese magnética, seguindo o método descrito, foi possível identificar qual característica microestrutural do aço, tamanho de grão ou textura cristalográfica, possui maior efeito na sua contribuição na P_h .

Agradecimentos

Agradecimentos: Ao CNPq, à Finep e à Faperj pelo apoio financeiro.

REFERÊNCIAS

- 1 FISCHER, O., SCHNEIDER, J., "Influence of deformation process on the improvement of non-oriented electrical steel", *Journal of Magnetism and Magnetic Materials* vol. 254–255, pp. 302–306. 2003.
- 2 BERTOTTI, G., "Hysteresis in Magnetism", Academic press, 1998.
- 3 LANDGRAF, F. J. G., TEIXEIRA, J. C., EMURA, M., *et al.*, "Separating components of the hysteresis loss of non-oriented electrical steels", *Materials Science Forum* v. 302, pp. 440-445, 1999.
- 4 LANDGRAF F. G., *Microestrutura e histerese magnética em aços para fins eletromagnéticos*. Tese de livre docência, Escola Politécnica da USP, São Paulo, SP, Brazil, 2007.
- 5 LANDGRAF, F.J.G., EMURA, M., "Losses and permeability improvement by stress relieving fully processed electrical steels with previous small deformations", *Journal of Magnetism and Magnetic Materials* vol. 242–245, pp. 152–156. 2002.
- 6 HUMPHREYS, F. J., HATHERLY, M., *Recrystallization and related annealing phenomena*. 2 ed. Oxford, Elsevier, 2004.
- 7 CHEONG, S. W., HILINSKI, E. J., ROLLETT, A. D., "Grain Growth in a Low-Loss Cold-Rolled Motor-Lamination Steel", *Metallurgical and Materials Transactions A*, vol. 34A, pp. 1321-1327. 2003.
- 8 MOSELEY, D., HU, Y., RANDLE, V., IRONS, T., "Role of silicon content and final annealing temperature on microtexture and microstructure development in non-oriented silicon steel", *Materials Science and Engineering A* vol. 392, pp. 282–291. 2005.