

INFLUÊNCIA DO TAMANHO DE GRÃO E DAS ADIÇÕES DE AI E Mn NAS PROPRIEDADES MAGNÉTICAS DOS AÇOS ELÉTRICOS DE GRÃO NÃO ORIENTADO COM 3%Si¹

Rodrigo Felix de Araujo Cardoso²

Luiz Paulo Mendonça Brandão³

Marco Antônio da Cunha⁴

Resumo

Investigou-se o efeito da adição do alumínio e manganês e da influência do tamanho de grão da bobina a quente sobre as propriedades magnéticas dos aços elétricos em função de suas texturas cristalográficas, variáveis de processo e microestrutura. Para o estudo foi realizado processamento do aço partindo de um lingote forjado, passando pela laminação a quente, simulação de bobinamento, laminação de encruamento, recozimento da bobina a quente, laminação a frio e recozimento final. Para cada etapa de processamento foi feita a análise de microestrutura e de textura cristalográfica através de Microscopia óptica e difração de raios-x respectivamente. A Adição de manganês (material C) proporcionou maior crescimento de grão em relação aos outros materiais. Foram encontradas na maioria das amostras do laminado a quente pico em $\{331\}(115)$ oriundo de bandas de deformação formadas próximo a superfície da chapa, e componentes de fibra α , ou próximo a ela, devido a laminação a quente ser no campo ferrítico. Grãos grosseiros na bobina quente proporcionaram componente de orientação Goss após recozimento final. Constatou-se que a adição de Mn proporcionou textura mais adequada pela presença das componentes de textura Goss; $\{001\}\langle 150 \rangle$ (próxima a cubo) e $\{110\}\langle 114 \rangle$ (próxima a Goss), o que justificou a maior polarização e permeabilidade magnética. Para as perdas magnéticas, os fatores considerados de influência na variação delas foram o tamanho de grão final e a composição química com a adição de alumínio que proporcionou o aumento na resistividade elétrica do aço.

Palavras-chave: Aço elétrico; Textura cristalográfica; Propriedades magnéticas.

INFLUÊNCIA DO TAMANHO DE GRÃO E DAS ADIÇÕES DE AI E Mn NAS PROPRIEDADES MAGNÉTICAS DOS AÇOS ELÉTRICOS DE GRÃO NÃO ORIENTADO COM 3%Si

Abstract

The effect of aluminum and manganese addition was investigated and the influence of grain size hot-band on magnetic properties of electrical steels in function of its crystallographic textures, process variables and microstructure. For the study steel processing was realized since ingot forged, passing for hot rolling, coiling simulation, temper rolling, hot-band annealing, cold rolling and final annealing. For each stage of processing it was made the analysis of microstructure and crystallographic textures through optic microscopic and X-ray diffraction, respectively. The manganese addition (material C) proportioned greater grain growth with relation to others materials. With the crystallographic texture analysis were found peak in $\{331\}(115)$ in most hot rolling samples derived from deformation bands formed near the surface of sheet, and fibre α components, or near it, due to hot rolling to be in the ferritic field. Coarse grains in the hot-band proportioned Goss orientation component after final annealing. The presence of $\{332\}\langle 113 \rangle$ component was still observed in all the annealed final samples. In the analysis of magnetic properties, verified that the addition of Mn proportioned more adequate texture for the presence of the Goss texture component, $\{001\}\langle 150 \rangle$ (near the cube) e $\{110\}\langle 114 \rangle$ (near the Goss), what it justified the biggest polarization and magnetic permeability. For the magnetic losses, the considered factors of influence in the variation of them were the final grain size and the chemical composition with the addition of aluminum that caused the increase in the electrical resistivity of the steel.

Key words: Electrical steel; Crystallographic texture; Magnetic properties.

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

² Engenheiro Mecânico. Doutorando do Instituto Militar de Engenharia

³ Engenheiro Metalurgista, D.C., Professor Adjunto do Instituto Militar de Engenharia

⁴ Engenheiro Metalurgista, PhD, Analista Consultor, Centro de Pesquisa, Acesita S.A.

1 INTRODUÇÃO

Aços para fins elétricos ou aços elétricos são materiais de grande relevância para a indústria mundial. Esses aços são utilizados principalmente em motores elétricos e transformadores, onde o rendimento energético dessas máquinas elétricas depende da permeabilidade e das “perdas magnéticas” devido à dissipação de energia associada à excitação em corrente alternada.

Aços elétricos interessam a dois segmentos econômicos onde o Brasil tem engenharia forte, a siderurgia e a indústria da eletricidade.

“Um por cento do volume total de aços produzidos no mundo anualmente é consumido pela indústria elétrica que equivale o total de 7 milhões de toneladas anuais, sendo 1 milhão de toneladas usadas em transformadores, 4 milhões usados em motores elétricos de bom rendimento elétrico e 2 milhões de toneladas de aço tipo 1006 usados nas aplicações de menor exigência.”⁽¹⁾

O tamanho de grão tem um efeito muito forte nas perdas magnéticas. Quanto maior o tamanho de grão, menor a parcela histerética das perdas, entretanto cresce a parcela chamada anômala, fazendo com que exista um tamanho de grão ótimo, entre 100 e 150 μm .⁽²⁾

Outro fator de influência nesses materiais é a textura cristalográfica que afeta o desempenho desses equipamentos elétricos, devido à forte anisotropia de propriedades magnéticas causada pela fácil magnetização do ferro na direção <100> em relação a qualquer outra direção, pois o eixo de magnetização espontânea nos cristais de Fe- α é o <001> e a direção de pior magnetização é a <111>.

Os motores elétricos são máquinas em que o campo magnético é aplicado paralelamente à superfície da chapa mudando continuamente de direção. Para esse tipo de aplicação, utilizam-se os aços elétricos de grão não-orientado (GNO), entretanto esta nomenclatura é errônea, porque na verdade esses aços também apresentam textura. Portanto o ideal para esses equipamentos seria dispor de materiais com componente de textura 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 perpendicular (normal) ao plano da chapa.

Este trabalho tem por objetivo estudar o efeito combinado da adição de Al e Mn e da influência do tamanho de grão da BQ, na otimização das propriedades magnéticas de um aço elétrico baixo carbono de grão não orientado (GNO) totalmente processado com cerca de 3% Si. Essas variáveis serão avaliadas por meio da caracterização da evolução da microestrutura e da textura de recristalização utilizando-se microscopia óptica e difração de raios x.

2 MATERIAIS E METODOLOGIA

Neste trabalho foram utilizadas três placas de aço baixo carbono com silício em torno de 3% com diferentes teores de Al e Mn (Tabela 1).

Tabela 1. Composições Químicas dos Aços (% em peso).

Identificação	C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	Al	P	S	N
A	0,004	3,25	0,05	0,07	0,04	<0,01	0,51	0,011	0,004	0,0015
B	0,005	3,2	0,04	0,06	0,05	<0,01	1,06	0,011	0,0038	0,001
C	0,006	3,18	0,54	0,07	0,04	<0,01	0,58	0,012	0,005	0,0014

Para o estudo foi realizado processamento do aço partindo de um lingote forjado de 40mm de espessura. Para a laminação a quente as amostras foram reaquecidas por 20 minutos a 1150°C tornando a espessura com 3mm. Foram utilizadas na laminação a quente três temperaturas de acabamento diferenciadas pela numeração “2, 3 e 4” com o objetivo de se avaliar a influência da temperatura de acabamento da laminação a quente na textura final e nas propriedades magnéticas. Prosseguindo com o processamento houve simulação de bobinamento a quente a 700°C, laminação de encruamento de 10% seguida de recozimento por 3 horas para obtenção de tamanho de grão grosseiro da BQ, laminação a frio com redução total de 75% em seis passes de 20% cada e por último recozimento final na temperatura de 1000°C com 30s de encharque. Para cada etapa de processamento foi utilizada uma nomenclatura: LQ (Laminação a quente); R (Bobina a quente recozida); LF (laminação a frio); RF (recozimento final).

Para análise de textura foi utilizada a técnica de difração de raios-x de onde foi gerado FDOCs de cada amostra do estado laminado a quente, BQ recozida e recozido final.

Para a medição das propriedades magnéticas utilizou-se o equipamento medidor Brokhauss e o software MPG X'Pert for Windows versão 1.9 do centro de pesquisa da ACESITA, antes desta medição foi utilizado o processo de decapagem para retirada da camada de óxido resultante do recozimento final através de uma solução de 20% HCl e 80% de água destilada por 15min e depois uma solução de 5% HF e 95% H₂O₂ por 3min. As medições foram feitas, em tiras de 95x30,5mm e espessura média de 0,93 mm, na direção de laminação em quadro de chapa única extraindo-se as seguintes propriedades magnéticas: polarização magnética a 5000 A/m em 60Hz (J₅₀), perda magnética total (P_{15/60}) e permeabilidade magnética relativa ($\mu_{r15/60}$) a 1,5T de indução e 60Hz de frequência.

3 RESULTADOS E DISCUSSÃO

3.1 Análise Microestrutural

As amostras do laminado a quente apresentaram microestruturas semelhantes entre si, caracterizando-se por uma matriz ferrítica parcialmente recristalizada. Esse tipo de microestrutura é comum para os aços baixo carbono com porcentagem alta de silício (acima de 2,5%Si) que torna ferrítica a microestrutura desde a fase líquida conforme indica Figura 1.⁽³⁾ haviam encontrado microestrutura semelhante no aço com 2,98% Si laminado a quente.

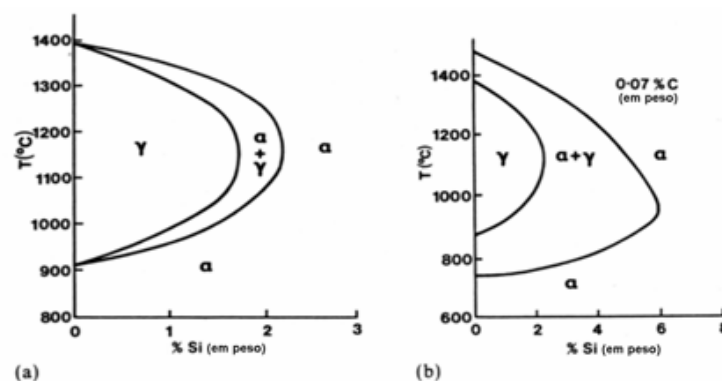


Figura 1. Diagrama Fe-Si, a) Região rica em Fe do diagrama Fe-Si; b) o efeito da adição de 0,07% C nessa região do diagrama.⁽⁴⁾

As microestruturas das amostras com alto manganês (composição C) e redução de 90 % do laminado a quente apresentaram uma estrutura mais encruada com presença de bandas de deformação. Essa característica apresentada pelas as amostras de composição C justifica-se pela maior presença de Mn (0,54%) que segundo Cunha⁽⁵⁾ proporciona a estabilização do sulfeto de manganês (MnS) que durante o reaquecimento, provavelmente faz precipitar partículas finas e dispersas desse composto.

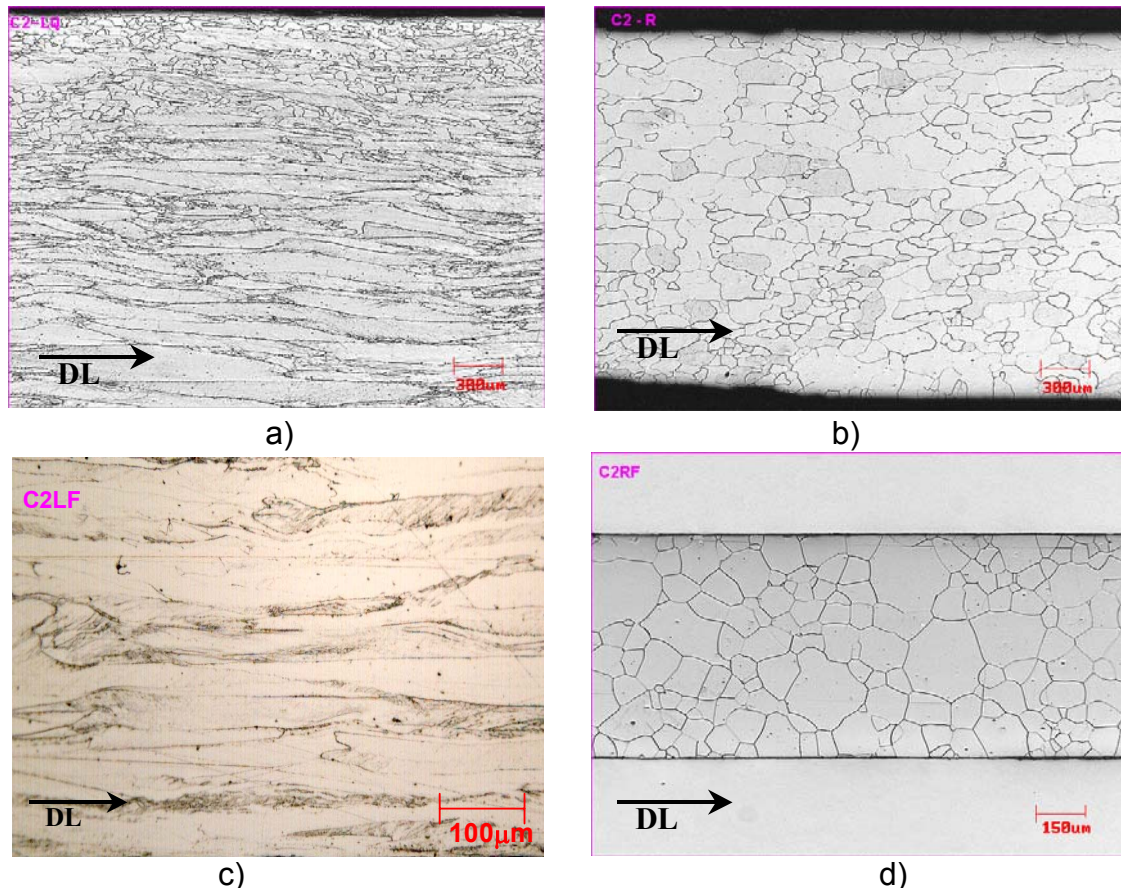


Figura 2. Fotomicrografia microestrutural da amostra C₂ ao longo dos processos termomecânicos: a) laminado a quente, b) BQ com laminação de encruamento e recozida a 800°C, c) laminado a frio com 75% de redução e d) recozimento final a 1000°C.

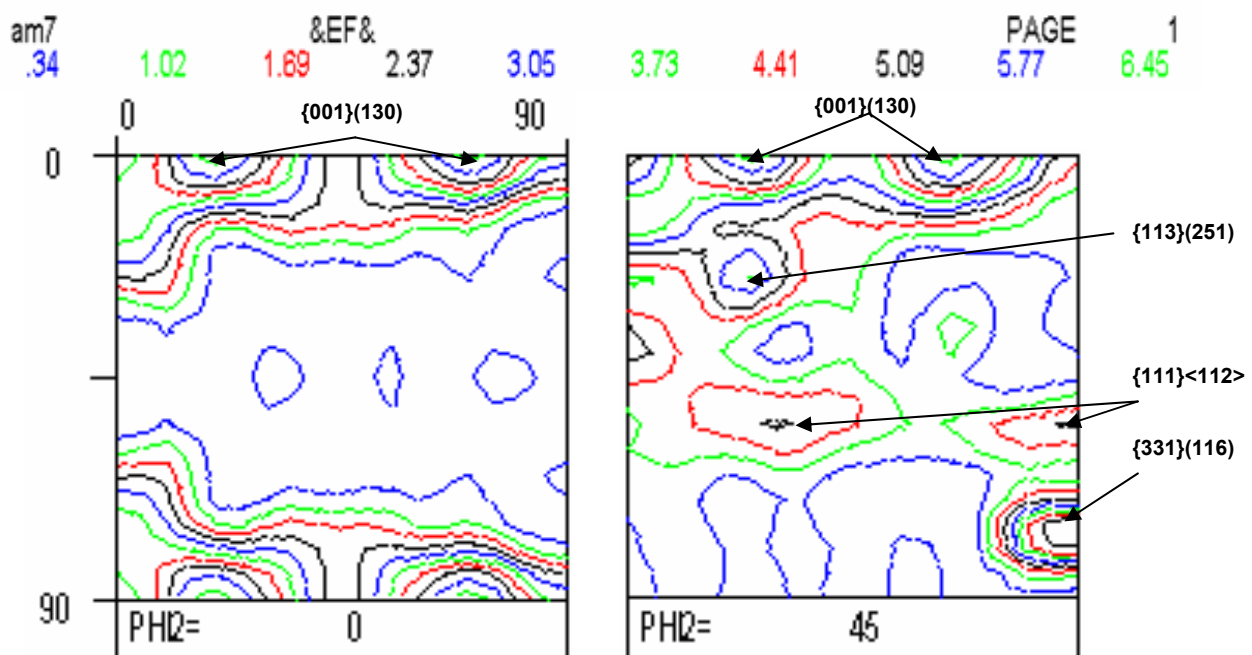
O material C apresentou o menor TG da BQ em relação aos outros materiais (A e B). Este fato pode ser justificado por sua microestrutura do laminado a quente que apresentou microestrutura com maior encruamento e com presença de bandas de deformação ao longo da matriz, ou seja, maior energia armazenada. Sendo assim, durante o recozimento da BQ, haverá maior nucleação no início da recrystalização para essas amostras resultando em menores tamanhos de grão. No recozimento final todas as amostras apresentaram microestrutura totalmente recrystalizada com tamanhos de grão variando de acordo com a composição química onde a mostra de tipo C apresentou o maior TG. Na comparação das amostras B e C após recozimento final verificou-se que a adição de Mn teve maior influência no crescimento de grão do que a adição de Al.

3.2 Análise da Textura Cristalográfica

Na análise de textura cristalográfica foram encontradas as seguintes orientações principais e fibras para cada etapa de processamento:

- Laminado a quente: a maioria das amostras apresentou a componente de textura $\{331\}(116)$ que é próxima a Goss oriunda de bandas de deformação formadas próximo à superfície da chapa;
- Bobina a quente recozida: existiu em comum em quase todas elas a presença da componente $\{001\}\langle 110 \rangle$ (cubo rodado), originada do mecanismo SIBM. A presença de pico de orientação Goss nas amostras A4R, B4R e C2R foi devido principalmente à existência de bandas de deformação na microestrutura do laminado a quente;
- Recozido final: todas elas que passaram pelo tratamento de crescimento de grão da BQ apresentaram pico em Goss ou próximo a ele devido à presença de grãos grosseiros antes da laminação a frio que geraram bandas de deformação, locais preferenciais de nucleação de grãos Goss durante a recristalização. As amostras B2RF e LA4RF apresentaram heterogeneidades no tamanho de grão havendo regiões com grãos grosseiros e outras com grãos finos. Grãos grosseiros devem estar relacionados à presença da componente $\{001\}(110)$ (cubo rodado) de alta intensidade, oriundas provavelmente da componente de orientação $(100)(011)$ da textura de deformação.

C2LQ – BQP – Centro – S/ recozimento – T acab LTQ 910°C.



Intensidade Máx - 6,82
Índice J - 2,31

Figura 3. Amostra C2LQ, FDOC, seções $\varphi_2 = 0^\circ$ e $\varphi_2 = 45^\circ$. Notação de Bunge.

C2R – BQ – Centro – Recozida 800°C – T acab LTQ 910°C.

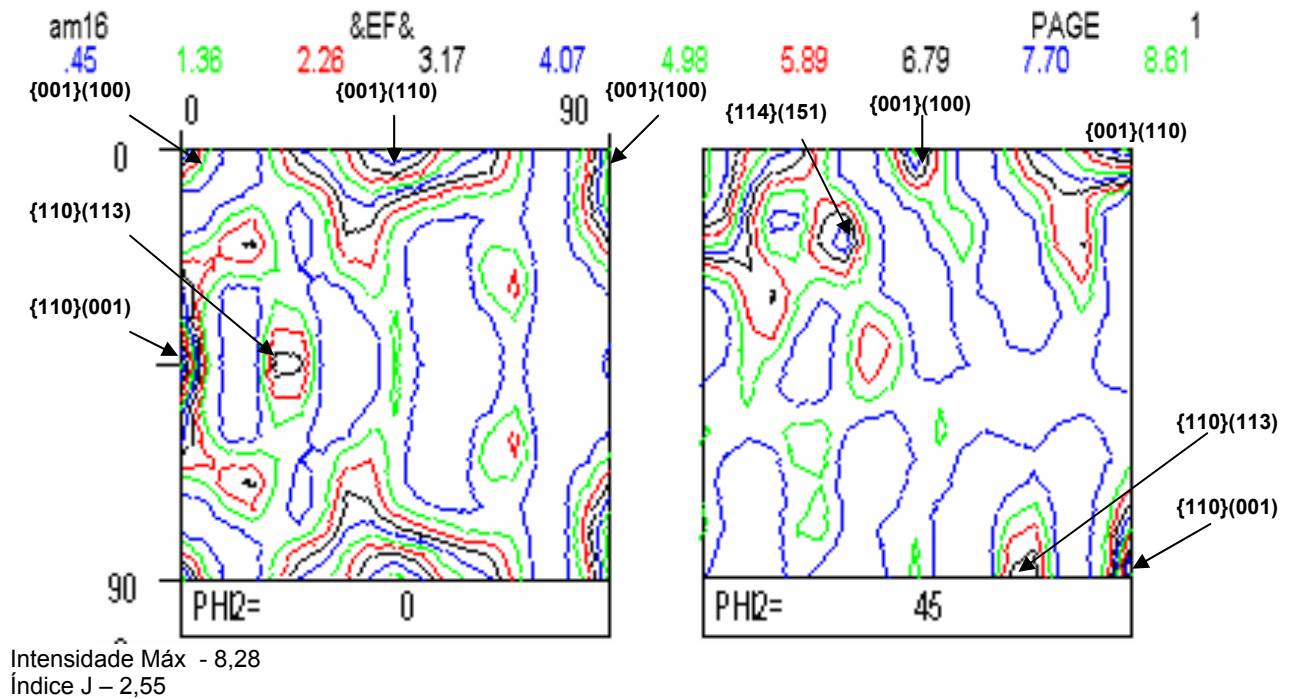


Figura 4. Amostra C2R, FDOC, seções $\varphi_2 = 0^\circ$ e $\varphi_2 = 45^\circ$. Notação de Bunge.

C2RF – BF – Centro – Recozida 1000°C - T acab LTQ 910°C.

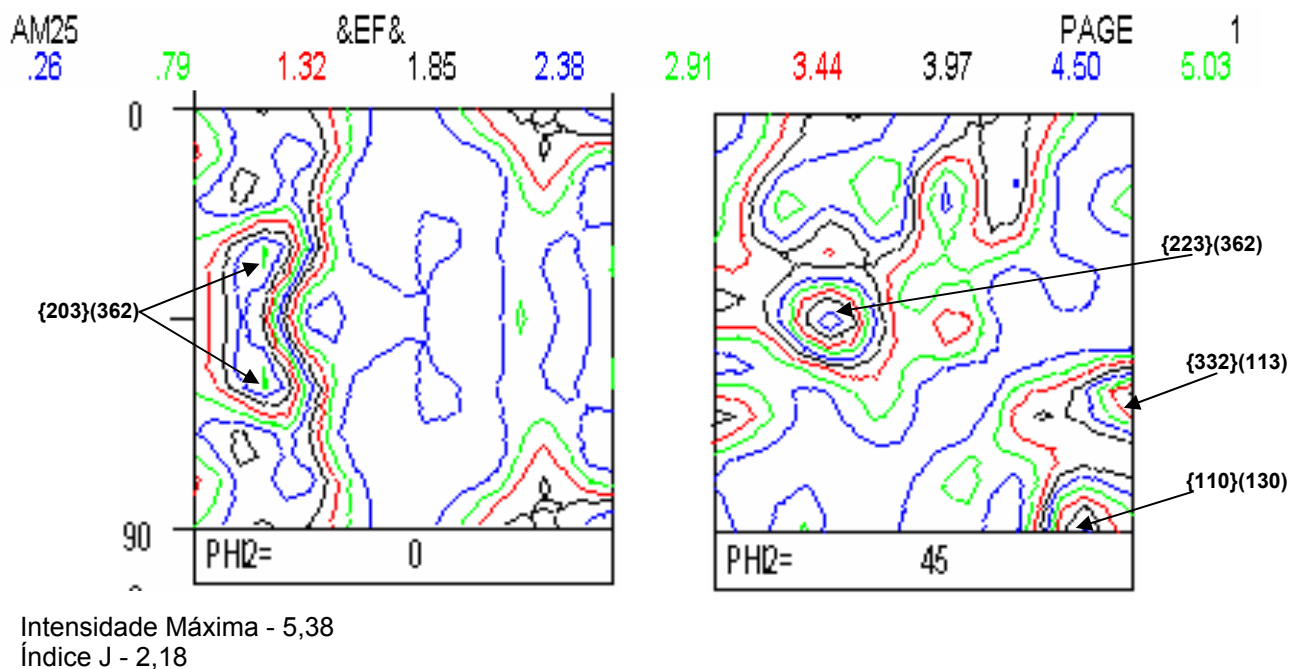


Figura 5. Amostra C2RF, FDOC, seções $\varphi_2 = 0^\circ$ e $\varphi_2 = 45^\circ$. Notação de Bunge.

As adições de Al e Mn proporcionaram o surgimento da fibra $\langle 001 \rangle // \text{DN}$ o que estaria alinhado a teoria de crescimento orientado. Em todas as amostras do recozimento final, houve a presença da componente $\{332\} \langle 113 \rangle$ (próxima a $\{111\} \langle 112 \rangle$) que é comum na textura de recristalização primária de aços ao silício com estrutura ccc sendo, possivelmente, originada da componente $\{112\} \langle 110 \rangle$ da textura de laminação a frio.

Materiais de tipo C apresentaram maior tamanho de grão final (85 μ m) e tiveram as maiores intensidades em {332}<113> visto que o crescimento de grão favorece o fortalecimento de {111}<112> ao longo da fibra <111>//DN.

Analisando as propriedades magnéticas medidas em algumas amostras, constatou-se que a amostra C4RF apresentou a maior polarização magnética (1,72 T) o que foi explicado pela presença das componentes de textura Goss com 5,7x; {001}<150> (próxima a cubo) com 4,4x e {110}<114> (próxima a Goss) com 4,4x. A adição de manganês foi o que provavelmente contribuiu para o desenvolvimento de textura mais apropriada às propriedades magnéticas.

Os resultados de permeabilidade magnética relativa $\mu_{15/60}$ foram coerentes com a textura obtida visto que a amostra C4RF apresentou a maior medida e B4RF a menor. À luz desses resultados, considerou-se que a redução final de 90% na LQ produziu a menor permeabilidade magnética para o material B. Concluiu-se ainda que a adição de Mn favoreceu a intensificação dessa propriedade e a adição de Al foi deletéria.

Nas perdas magnéticas duas variáveis influenciaram: uma delas foi TG final onde as amostras B2RF e B4RF e B2RF e C4RF apresentaram diferenças de perdas em função do TG final. Nas amostras B4RF e C4RF o que explicou a diferença de perdas entre elas foi a composição química com a adição do alumínio devido ao aumento da resistividade elétrica do aço.

Tabela 2. Medidas magnéticas das amostras B2RF, B4RF e C4RF para discussão.

Amostra	Espessura	P _{15/60} (W/Kg)	J ₅₀ (T)	$\mu_{r15/60}$	T.G. (μ m)
	(mm)				
B2RF	0,92	3,6	1,69	961	62,3
B4RF	0,94	3,4	1,71	864	68
C4RF	0,93	3,55	1,72	1098	87,4

CONCLUSÕES

- A microestrutura de todas as amostras do laminado a quente apresentou matriz ferrítica parcialmente recristalizada, o que é comum para os aços baixo carbono com porcentagem alta de silício (acima de 2,5%Si);
- as adições de Mn e Al, nas amostras com recozimento da BQ, proporcionaram maior TG no estado de recozido final, sendo que a adição de Mn atuou de forma mais efetiva;
- a existência de bandas de deformação na microestrutura do laminado a quente gerou a presença de pico de orientação Goss após o recozimento da BQ;
- a presença de grãos grosseiros antes da laminação a frio causou aumento do componente Goss após recozimento final;
- adições de Al e Mn proporcionaram o surgimento da fibra <001>//DN após recozimento final, o que estaria alinhado com a teoria de crescimento orientado;
- as perdas magnéticas foram influenciadas por duas variáveis: o TG final entre as amostras B2RF e B4RF e B2RF e C4RF e a composição química entre as amostras B4RF e C4RF devido ao aumento da resistividade elétrica do aço com a adição de alumínio e
- as adições de Mn e de Al contribuíram para a redução na polarização de saturação do ferro o que tornou os valores de permeabilidade e polarização magnética mais baixos em relação à literatura.

Agradecimentos

Os autores agradecem a CAPES pelo apoio financeiro pela bolsa concedida, ao centro de pesquisa da Acesita, ao Instituto Militar de Engenharia e a Coppe pelos serviços prestados ao trabalho.

REFERÊNCIAS

- 1 SCHNEIDER, J. **“Non Oriented Electrical Steels: Present Status And Trends”** In.: Soft Magnetic Materials' 98 ed. Gorham / Intertech Consulting, sem páginas, 1998.
- 2 SHIMANAKA, H.; ITO, Y.; MATSUMURA, K.; FUKUDA, B. **Recent development on non-oriented electrical steel sheets.** Journal of Magnetism and Magnetic Materials, v.26, p. 57-64, 1982.
- 3 HARATANI, T.; HUTCHINSON, W. B.; DILLAMORE, I. L.; BATE, P. **Contribution of shear banding to origin of Goss texture in silicon iron.** Metal Science, vol. 18, pp. 57-65, February 1984.
- 4 MCCURRIE, R. A. Ferromagnetic Materials -Structure and Properties. London, Academic Press, 1994.
- 5 CUNHA, M. A. da **Efeito da adição de Mn e Al no aço 3,2% Si.** Anais de 55º Congresso da ABM, São Paulo, SP, CD-ROM, pp. 1404-1408, 2000.