

ANISOTROPIA DAS PROPRIEDADES MAGNÉTICAS DE AÇOS SEMI-PROCESSADOS

Taeko Yonamine¹
Marcos Luiz Henrique¹
Rubens Takanohashi^{1,2}
Fabio Cardoso Chagas^{1,2}
Verner Wolgien³
Nilza Zwirman³
Marilene Serna⁴
Nelson B. de Lima⁴
José Mário C. Vilela⁵
Margareth Spangler de Andrade⁵
Fernando José Gomes Landgraf^{1,6}

Resumo

Foram comparados o comportamento magnético e a microestrutura de dois aços fabricados pela CSN. O aço com menor quantidade de inclusões de tamanho médio 0,5 μ m apresentou perdas histeréticas muito menores. O aço com maior intensidade de componente Goss mostrou maior anisotropia de propriedades. É interessante notar que não foi observada anisotropia nem de “perdas de excesso” nem no valor da indução onde ocorre a permeabilidade máxima.

Palavras chave: aços elétricos; textura; inclusões; propriedades magnéticas

Artigo apresentado no 7º Seminário sobre Materiais Elétricos e Magnéticos, do 57º Congresso da ABM, S.Paulo, Julho de 2002.

¹ Pesquisadores e técnicos do IPT- Instituto de Pesquisas Tecnológicas do Estado de S.Paulo

² Mestrando do Programa de Pós Graduação da Escola Politécnica da USP.

³ Pesquisadores da CSN - Companhia Siderúrgica Nacional

⁴ Pesquisadores do IPEN - Instituto de Pesquisas Energéticas e Nucleares

⁵ Pesquisadores do CETEC - Fundação Centro Tecnológico de Minas Gerais

⁶ Professor convidado do Programa de Pós Graduação do Depto de Eng. De Materiais e Metalúrgica da Escola Politécnica da USP.

Introdução

Os fabricantes de aços elétricos semi-processados tem sido capazes de melhorar continuamente as propriedades magnéticas de seus produtos, aproveitando a introdução de novos equipamentos de processo. O uso do refino a vácuo de metal líquido pelo processo RH, por exemplo, permite reduzir o nível de impurezas não metálicas formadoras de inclusões.

O teor de carbono final do aço elétrico deve ser minimizado para otimizar as propriedades magnéticas (é comum visar-se teores abaixo de 0,003%), mas isso é normalmente feito no recozimento final descarbonetante. Os novos processos de refino permitem a redução do teor de carbono ainda no estado líquido, mas existem indicações, na literatura internacional, de que esse procedimento não é favorável para as propriedades magnéticas dos aços, por seu efeito na textura cristalográfica (1).

Como o refino pelo processo RH é uma etapa opcional no processamento, a CSN criou dois tipos de material, com idêntica composição química básica, diferenciado basicamente pela aplicação ou não do refino RH: os dois materiais foram denominados 55700 e 55700 geração II, este último tendo passado pelo refino RH. O objetivo deste trabalho foi examinar o comportamento das propriedades magnéticas, particularmente a variação angular dessas propriedades, conhecida como anisotropia, em virtude de possíveis mudanças da textura induzidas pelo uso do processo.

Deve-se atentar para o fato de que a textura final desses materiais é desenvolvida na última etapa do processamento, resultante da recristalização primária que ocorre durante o recozimento de materiais com pequeno encruamento. Como o tamanho de grão final é sensivelmente maior que o inicial, alguns chamam esse processo de "crescimento de grão". A interpretação da anisotropia das propriedades magnéticas só é possível, entretanto, se for levada em consideração o fato de que trata-se de movimentos de contornos de grão induzidos pela existência de diferenças de grau de encruamento entre grãos vizinhos. Alguns poucos grãos consomem os demais. A textura final é o resultado desse processo.

Materiais e métodos

Amostras foram retiradas de duas bobinas de lotes comerciais de aços elétricos do tipo "semi-processado", fabricadas pela CSN. As duas tiveram processamento diferentes, na etapa de refino do metal líquido: uma delas (classificada pela CSN como aço elétrico CSNCORE 55700 - código CSN 2767 - amostra IPT 3927) teve processamento normal e a outra passou por refino a vácuo tipo RH (classificada pela CSN como aço elétrico tipo CSNCORE 55700 geração II - código CSN 4017 - amostra IPT 3935). Como resultado, a segunda tem teores de carbono, enxofre, nitrogênio e oxigênio menores, conforme mostra a Tabela I.

Tabela I. Composição química das duas amostras investigadas (em peso)

Código CSN	refino	%Si	%Al	%Mn	%P	%C antes	%C após	S	N ppm	O ppm
55700	sem RH	0,275	0,249	0,419	0,08	0,036	0,005	0,01	55	35
55700-II	com RH	0,255	0,276	0,371	0,09	0,003	0,0037	0,008	23	23

Elementos como Si, Al e P são normalmente adicionados a aços elétricos para aumentar a sua resistividade elétrica. A resistividade elétrica foi medida no IPT, pelo método das 4 pontas, em ponte de Kelvin marca Cropico. Os valores encontrados foram 21,4 $\mu\Omega\text{cm}$ para a amostra 55700-II e 21,1 $\mu\Omega\text{cm}$ para a amostra 55700. Os teores de carbono, enxofre, nitrogênio e oxigênio são residuais do processo. Carbono e enxofre foram determinados na CSN, nitrogênio e oxigênio no IPT. A tabela mostra também os teores de carbono da bobina (%C "antes") e após recozimento descarbonetante final (%C "após"). O processamento normal dos aços tipo "semi-processado" inclui passe final de encruamento com alongamento de 4 a 8%, visando obtenção de tamanho de grão grande após o recozimento final. Os tamanhos de grão iniciais dos dois materiais eram 26 e 15 μm , para os aços tipo 55700-II e 55700. Os tamanhos de grão finais foram medidos pelo método do intersepto, em 20 campos com aproximadamente 20 interceptos em cada, resultando nos valores de 100 e 70 μm , respectivamente. O primeiro valor é comum nesses materiais, mas o segundo valor já é considerado muito pequeno, pois até 100 μm o aumento do tamanho de grão traz sensível diminuição nas perdas histeréticas.

Estimativas da quantidade de inclusões foram feitas em microscópio óptico (contagem em 20 campos, aumento de 800x), no IPT, e em microscópio de força atômica, contagens em 6 campos de 40x40 μm), no CETEC. Foram retiradas, por estampagem na CSN, lâminas de 30x280mm, cortadas em diferentes ângulos em relação à direção de laminação. O recozimento descarbonetante foi realizado em condições industriais, em ciclo térmico com aquecimento a 760° C, manutenção em atmosfera de nitrogênio, hidrogênio e umidade por aproximadamente 2h, resfriadas lentamente até 550° C e depois resfriadas mais rapidamente até a temperatura ambiente.

As medidas magnéticas a 60 e a 0,005Hz foram feitas em quadro de Epstein, na Unidade de Separação de Perdas Magnéticas no IPT. Foram determinadas perdas e permeabilidade a 1,5T e a indução B_{50} . Foi aplicada a técnica de subdivisão das perdas histeréticas já descrita anteriormente (2). Foram feitas determinações de figuras de polo por difração de raios x (em difratômetro Shimadzu, com tubo de cobre e lente policapilar, no IPT e em difratômetro Rigaku, com tubo de cobalto no IPEN) e por difração de elétrons retroespalhados em microscópio Philips XL30 com acessório TSL, na Escola Politécnica da USP. Foi calculada a função distribuição de orientações cristalinas pelo método de Bunge. Para o cálculo da ODF no IPT utilizou-se um software da Shimadzu baseado em trabalhos de Inoue

(3); no IPEN utilizou-se software de N.B. de Lima (4); na USP utilizou-se software da TSL. As imagens de força atômica e de força magnética foram obtidas em equipamento Dimension 3001 da Digital Instruments. A quantificação das inclusões foi realizada nas imagens de microscopia de força atômica utilizando aplicativo do sistema.

Resultados e Discussão

A Figura 1 mostra as microestruturas dos dois aços nas condições antes e após recozimento final. Nota-se a presença de carbonetos alongados na micrografia da amostra do aço 55700 antes do recozimento final, e sua ausência no aço 55700-II. Durante o recozimento ocorre a recristalização por movimento de contornos induzido por deformação, resultando em tamanhos de grão maiores e contornos de grão ondulados, típicos desse tipo de fenômeno. A diferença de tamanho de grão entre os dois materiais no estado como-fornecido deve ser creditada à maior temperatura de recozimento contínuo do aço 55700-II, que leva a algum crescimento de grão normal.

A Figura 2 compara o comportamento angular das perdas totais dos dois aços. Nota-se que o aço 55700-II tem perdas substancialmente menores que as perdas do aço 55700. Além disso, a variação angular das perdas do aço 55700 são também maiores. Enquanto o aço 55700 variou 10% entre o maior e o menor valor, o aço 55700-II variou 3%.

A Figura 3 compara o comportamento angular da indução B_{50} dos dois materiais. Quanto maior o valor de B_{50} , melhor é a permeabilidade magnética do material. Utilizando-se o critério de ensaio da norma ABNT 5161 (e da norma IEE), que considera que a propriedades do material é dada pela média dos valores medidos a 0° e 90° , resultaria em B_{50} de 1,703T para o material 55700-II e 1,715T para o material 55700. A diferença é pequena, mas como a incerteza dessas medidas é da ordem de $\pm 0,003T$, a diferença é significativa. A literatura considera que o comportamento angular da indução B_{50} é devido, basicamente, à textura cristalográfica da chapa de aço (1,5). Pela semelhança dos valores de B_{50} observados nos dois materiais, não se pode creditar à textura a grande diferença de valores de perdas totais entre eles.

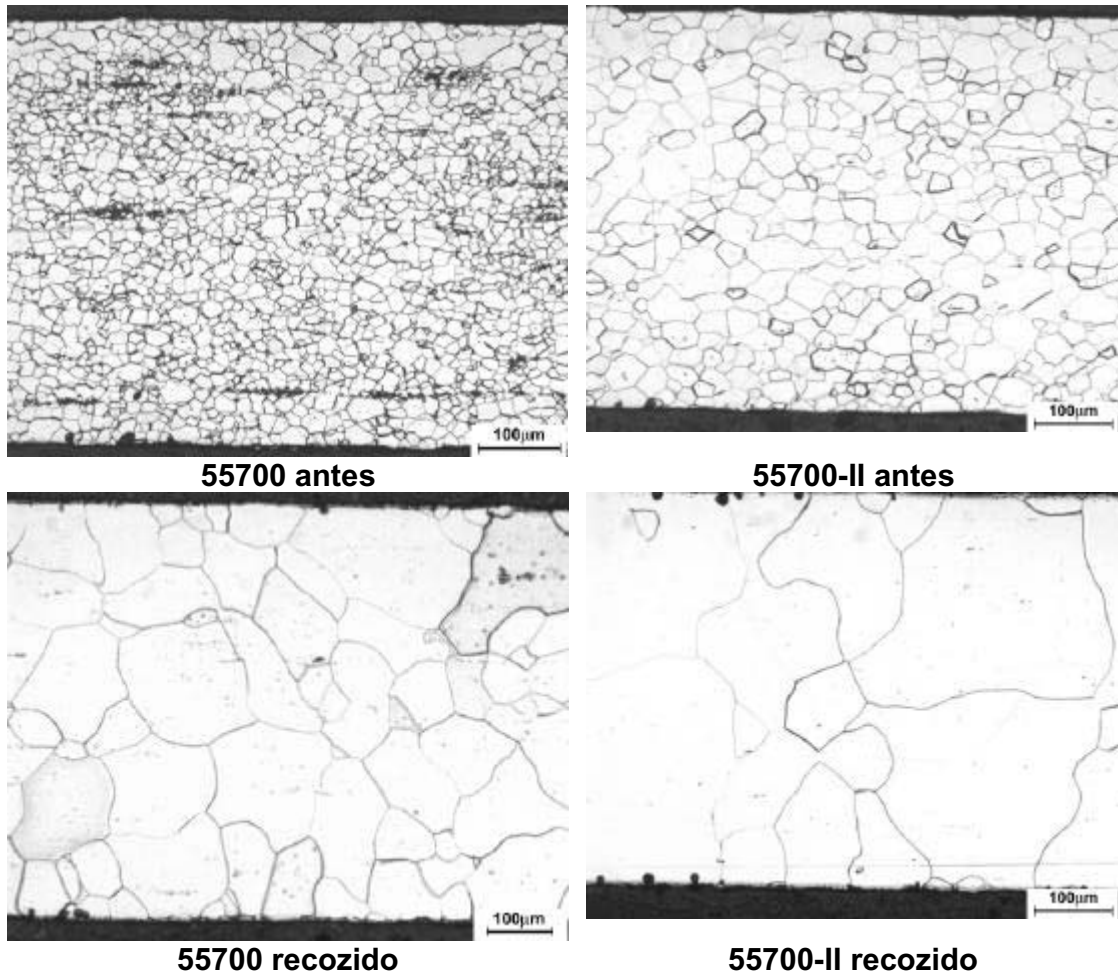


Figura 1. Microestrutura dos dois materiais nas condições como-fornecido (antes do recozimento) e depois do recozimento. Seção longitudinal.

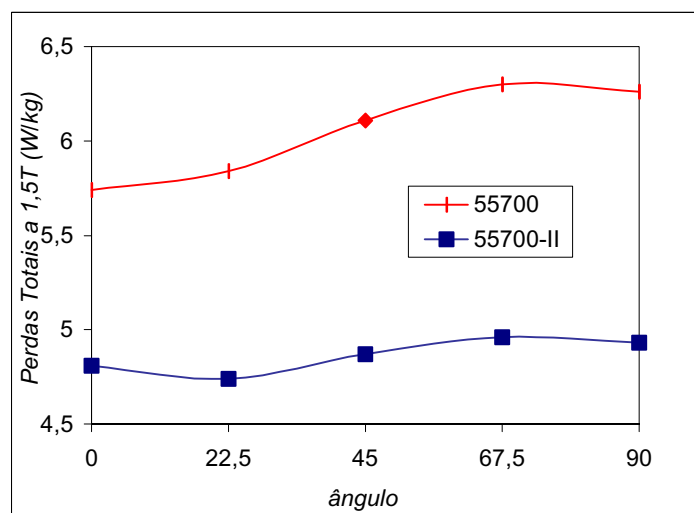


Figura 2. Comportamento angular das perdas totais a 1,5T, 60Hz, para amostras dos aços tipo 55700 e 55700-II.

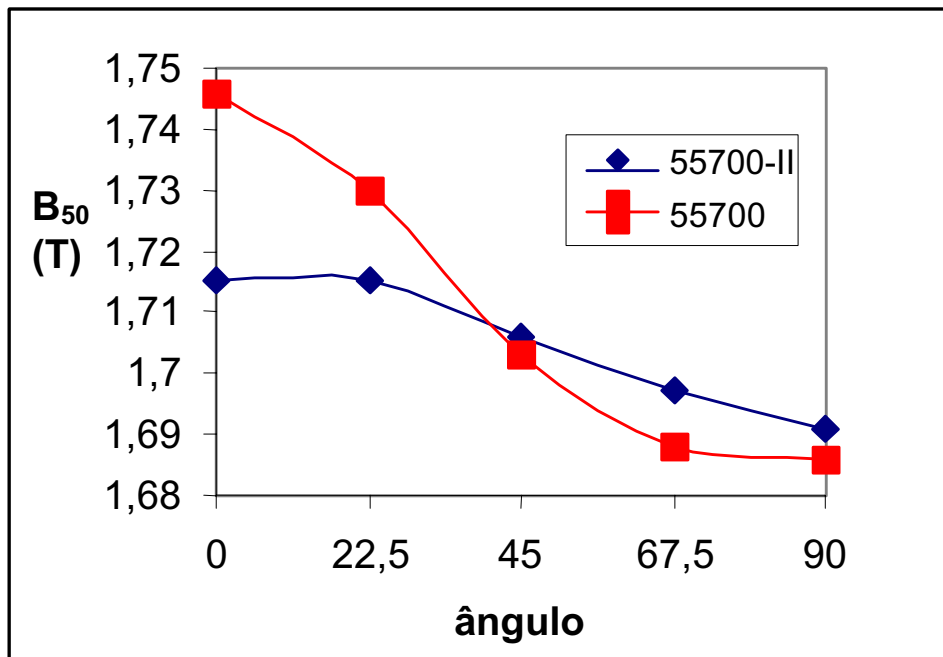


Figura 3. Variação da indução B_{50} com o ângulo para os dois materiais investigados.

A grande diferença entre os dois materiais, quanto às perdas totais, não podendo ser creditada nem à textura nem ao tamanho de grão (a diferença entre eles não justifica a diferença nas perdas), pode ser atribuída às inclusões (6). A tabela 1 mostrou diferenças significativas nos teores de enxofre, nitrogênio e oxigênio que por si só justificariam, qualitativamente, a diferença nas perdas. Entretanto, a literatura internacional menciona que o efeito das inclusões depende também da distribuição de tamanhos das inclusões (7). Para examinar as possíveis diferenças entre os dois materiais em diferentes faixas de tamanho de inclusões, foram feitas contagens de inclusões por duas técnicas: a microscopia óptica e a microscopia de força atômica, sendo a primeira para observação de inclusões maiores que $1\mu\text{m}$ e a segunda para inclusões menores que este valor. A tabela 2 mostra os resultados de contagens de inclusões em imagens obtidas por microscopia de força atômica. A diferença de número de inclusões por mm^2 na menor faixa de tamanhos visíveis opticamente (de 1 a $2\mu\text{m}$) é pequena.

A Figura 4 mostra imagens dos dois aços, mostrando inclusões em imagem de MFA e domínios em imagem de MFM. As imagens de domínios magnéticos podem ser influenciadas pela condição superficial da amostra, mascarando a estrutura magnética interna do material.

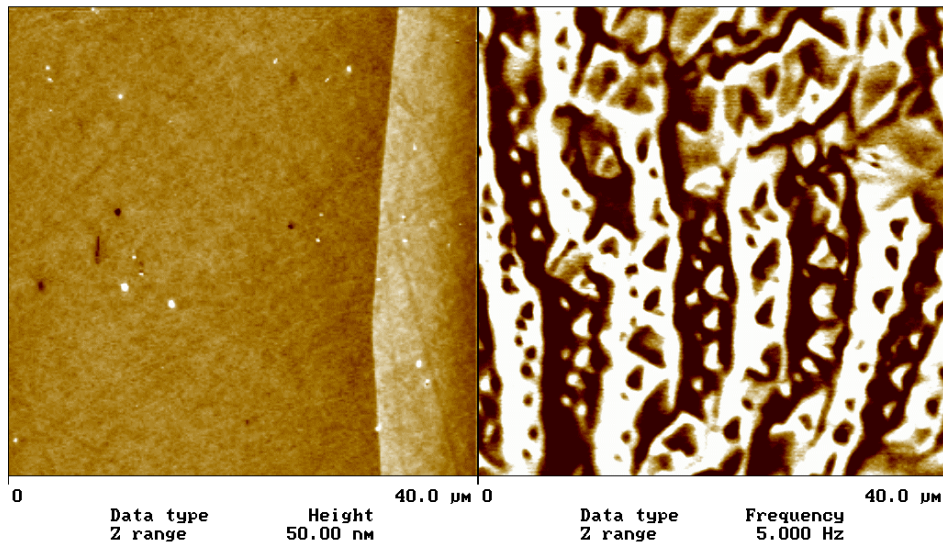
**Tabela 2. Contagens de inclusões por classes de tamanho
Amostra 55700**

Imagem (40µmx40µm)	Número de Inclusões	Área Média (µm ²)	Diâmetro Médio (µm)
1	29	0,135	0,414
2	12	0,190	0,490
5	27	0,233	0,545
4	22	0,247	0,561
5	38	0,232	0,543
6	22	0,599	0,871
média	16.000 incl/mm ²	0,24 µm ²	0,55 µm

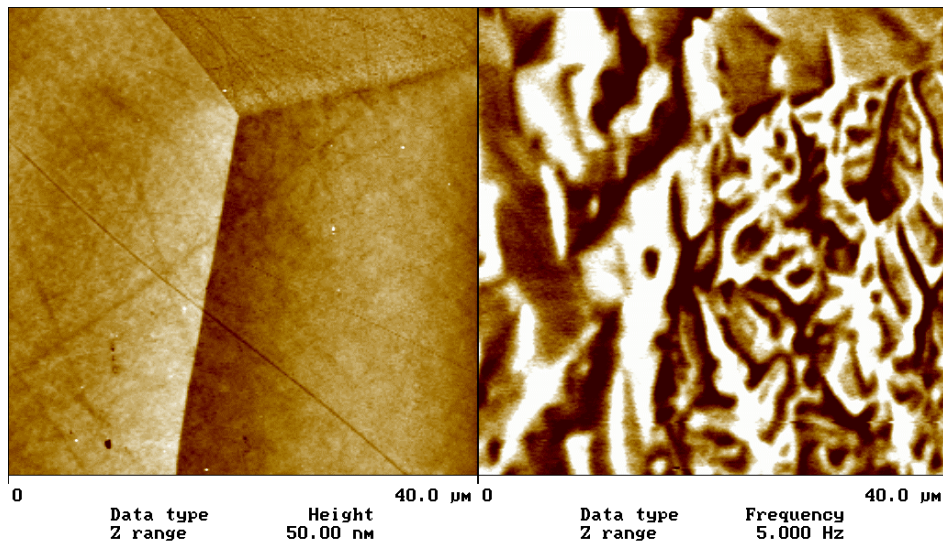
Amostra 55700-II

Imagem (40µmx40µm)	Número de Inclusões	Área Média (µm ²)	Diâmetro Médio (µm)
1	4	0,300	0,620
2	13	0,192	0,493
3	11	0,241	0,554
4	12	0,132	0,410
5	12	0,139	0,422
6	11	0,200	0,502
média	7000 incl / mm ²	0,2 µm ²	0,5 µm

O comportamento angular de B_{50} desses dois materiais difere consideravelmente daqueles observados para os aços tipo totalmente processados (ref 8-11), que apresentam valor mínimo de B_{50} em torno de 55° , consistente com a ocorrência de um forte componente $(110)\langle 001 \rangle$, chamado de componente de Goss. O comportamento do aço 55700-II foi semelhante àquele observado em trabalho anterior (12). A análise da textura deve ser capaz de explicar esse comportamento.



3927p8.208



3935p8.209

Figura 4.Imagens de Microscopia de Força Atômica mostrando as inclusões à esquerda. A direita são apresentadas as imagens de Força Magnética correspondentes, mostrando a estrutura de domínios magnéticos.

Acima: aço 55700; abaixo aço 55700-II.

As determinações de textura amostram apenas uma fina camada (alguns micrometros de espessura) de uma área relativamente pequena. As medidas magnéticas apresentadas na Figura 2, por outro lado, representam um valor médio de aproximadamente 500g de material, ou seja, as medidas magnéticas amostram toda a espessura das lâminas. Se existem gradientes de textura ao longo da espessura do material, as comparações entre textura e anisotropia podem estar sujeitas a vieses.

Uma lâmina de 30x30mm da amostra do aço 55700 foi analisada por difração de raios x, tanto na superfície (eliminação de 20 μ m) quanto no meio da espessura (remoção de 200 μ m por lixamento, seguido de polimento e ataque com picral 3% por 5 minutos). Ambas as seções apresentaram dois componentes principais, Goss e cubo-na-face, com maior intensidade no meio da espessura (Goss com intensidades de 2,0 e 3,5 e cubo-na-face com intensidade de 1,5 e 2,0), conforme figura 5a e 5b. Não se notou presença de componentes com plano (111) paralelos à superfície.

De maneira similar, uma lâmina de 30x30mm de amostra de aço 55700-II foi analisada, com metodologia semelhante, mas os resultados são distintos: na superfície só o componente Goss se destaca, com intensidade 2,0. Na meia espessura, entretanto, aparece claramente uma fibra $\langle 111 \rangle // \text{DN}$, com intensidade relativa maior que 3 e pico em 4,5, como mostra a figura 5d.

Essa determinação de textura foi feita no difratômetro Shimadzu com lente policapilar. Com isso, a área da amostra iluminada pelos raios x foi de 30x30mm, aumentando o número de grãos analisados, o que é importante numa amostra com tamanho de grão da ordem de 100 μ m.

A análise por EBSD da amostra 55700 confirmou a presença do componente Goss, mas o componente cubo-na-face não foi encontrado em nenhum dos 15 campos investigados. A análise da amostra 55700-II confirmou a presença de componentes da fibra $\langle 111 \rangle // \text{DN}$, (mais exatamente (111) $\langle 011 \rangle$) e a ocorrência de algumas componentes fracas da fibra $\langle 100 \rangle // \text{DN}$ mas não cubo-na-face. Os cortes da ODF são mostrados na Figura 6. A Figura 7 mostra um mapeamento das orientações com imagens de OIM em plano paralelo à superfície da lâmina. A aparência inclinada dos grãos na metade superior das imagens é um artefato. Nota-se a grande frequência de grãos Goss (de cor verde) nas imagens da amostra 55700, enquanto a amostra 55700-II exhibe mais grãos nas proximidades de plano (100)//superfície (grãos avermelhados).

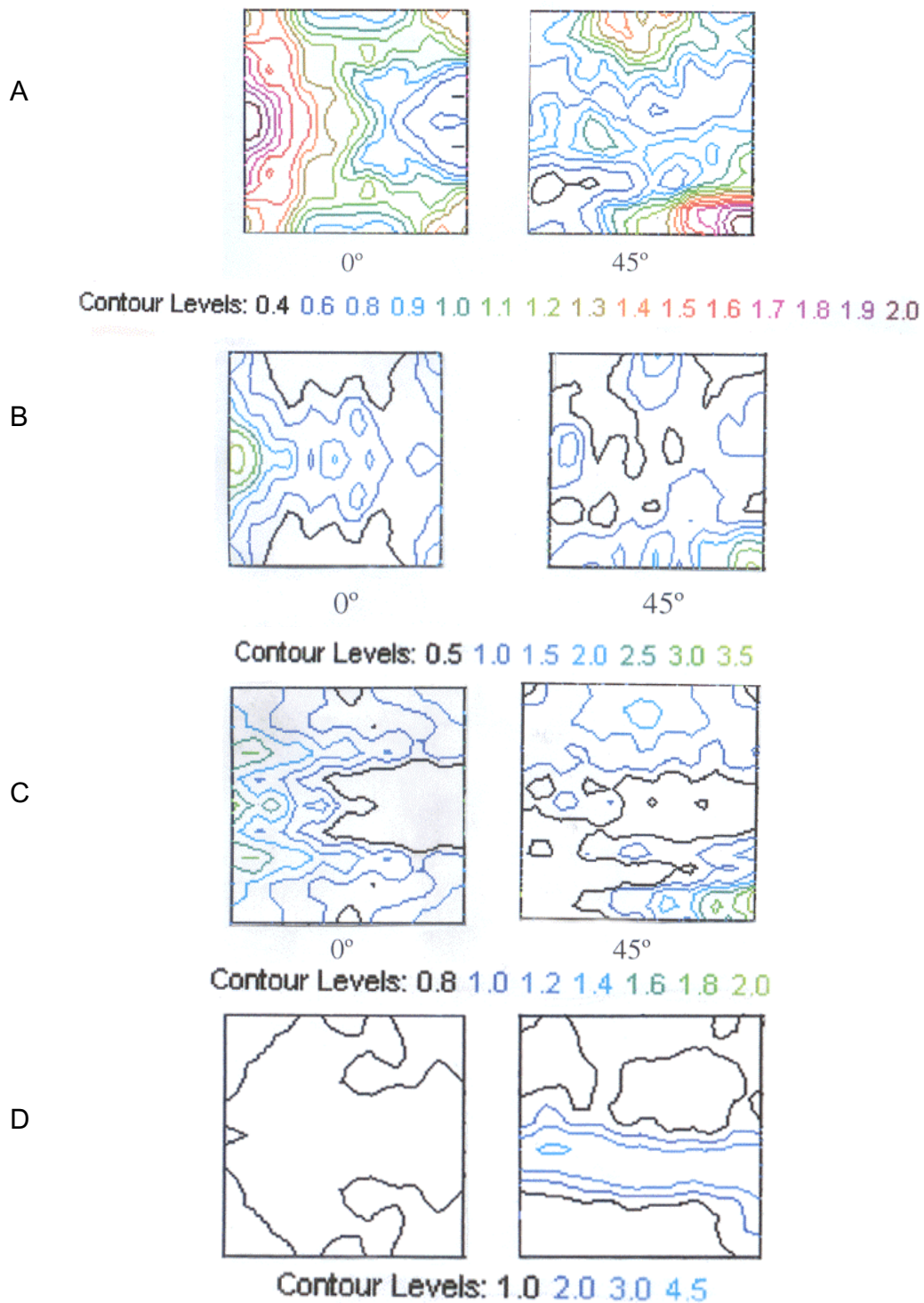
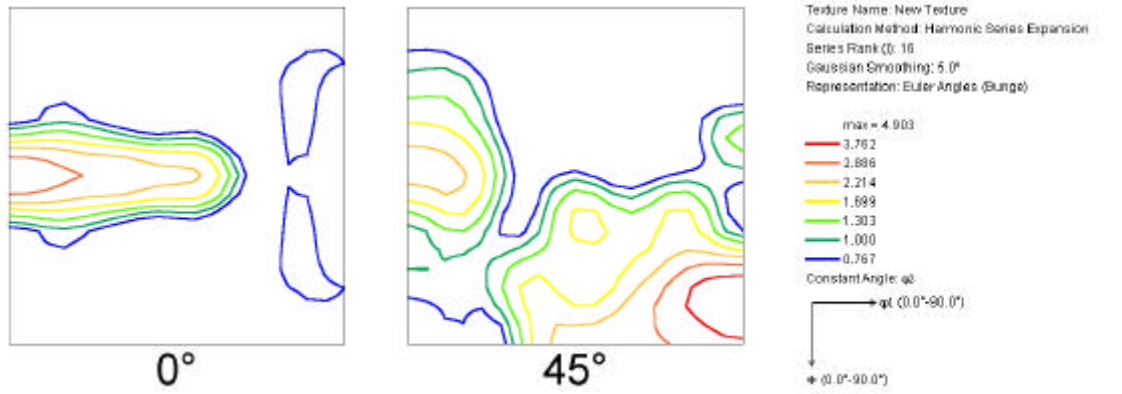
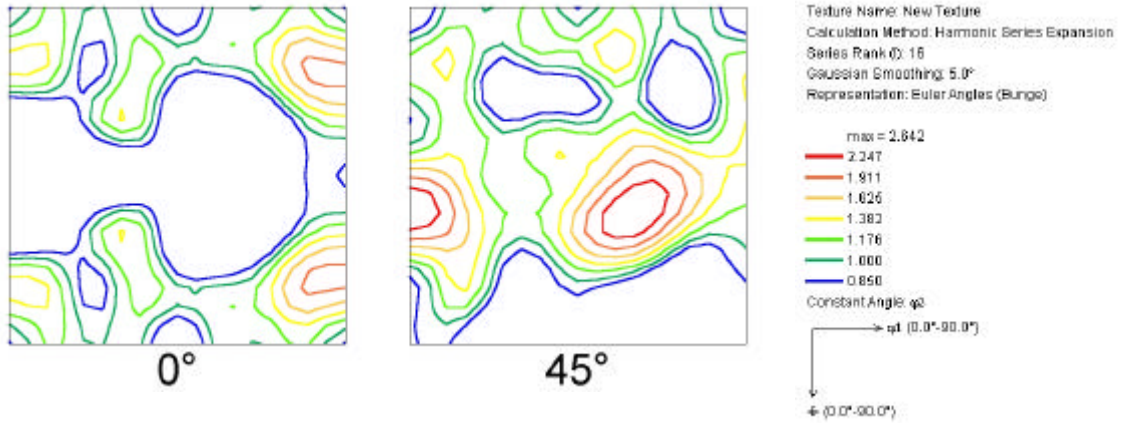


Figura 5. Cortes da ODF a 0 e 45° para as amostras 55700 (ditas 3927) e 55700-II (ditas 3935), feitas na superfície (A e C) e na meia espessura (B e D) das lâminas.



Amostra 55700 (3927)



Amostra 55700-II (3935)

Figura 6. Cortes da ODF para os materiais 55700 e 55700-II determinados por EBSD, no meio da espessura das chapas.

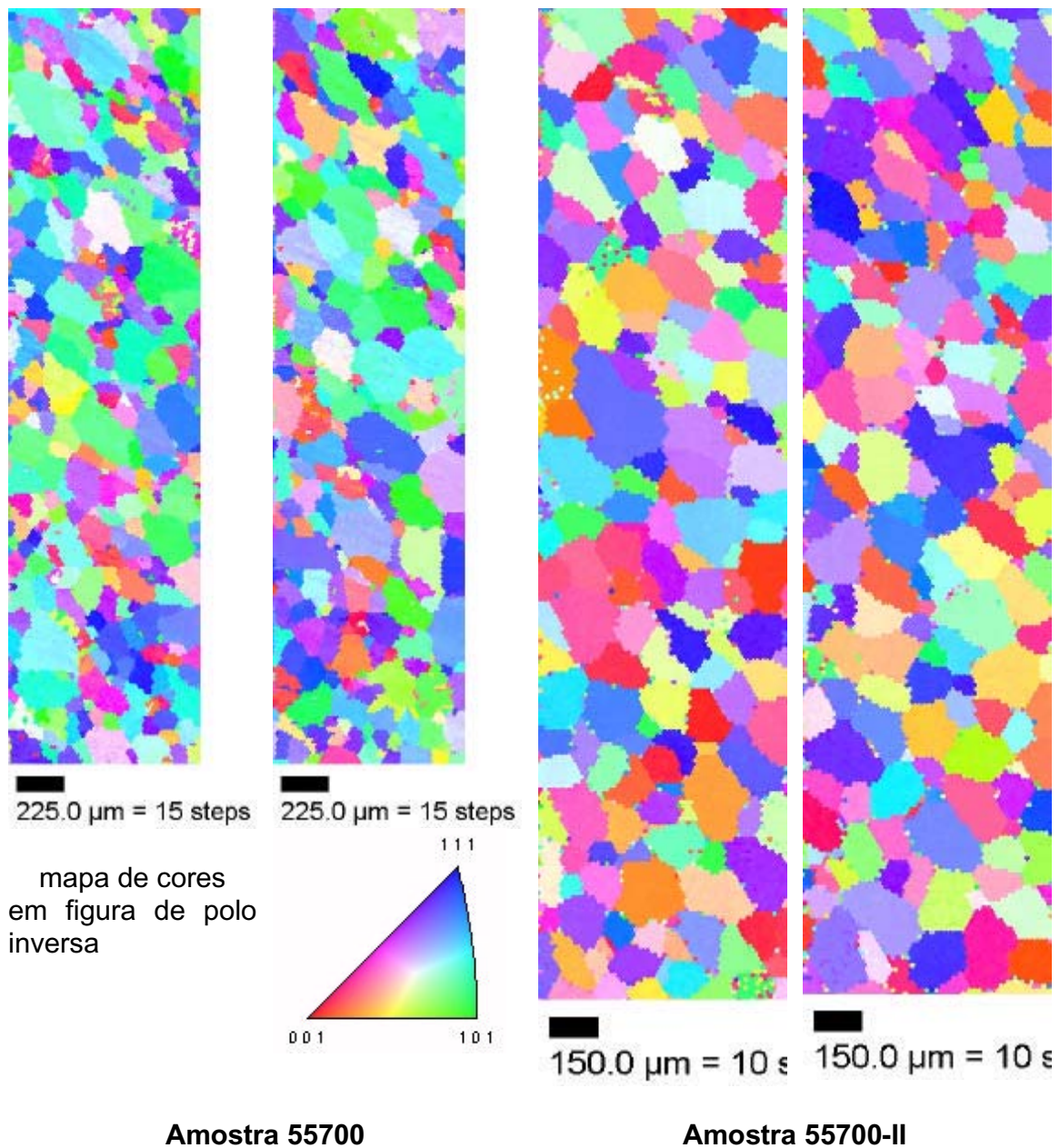


Figura 7. Imagem de orientação cristalina dos grãos obtida por EBSD para as amostra 55700 e 55700-II.

Atribuiu-se essa diferença de textura à adoção do refino do metal líquido pelo processo RH, na fabricação do aço 55700-II. Analisando informações da literatura, notam-se algumas evidências de que a redução do teor de carbono altera a textura de recristalização primária. Inagaki afirma que aços com maior teor de carbono tem menor intensidade de grãos $\langle 111 \rangle // \text{DN}$, devido ao efeito da deformação localizada em tornos das inclusões aleatorizando a textura da

nucleação da recristalização (13). Eloit e colaboradores (1) atribuem o efeito deletério do carbono à sua presença em solução sólida, seja por inibir a formação de células de discordâncias na laminação a frio, seja por favorecer formação de bandas de transição que são sítios de nucleação de grãos Goss, seja por retardar a recuperação antes da recristalização. Barnett e Jonas confirmaram a ocorrência mais freqüente de bandas de transição, passando de 28% dos grãos em um aço com $C=0,005$ para 50% dos grãos em aço com $0,014\%C$ (14). Para avaliar essas hipóteses foi analisada a textura das chapas no estado encruado, antes do recozimento final. A Figura 8 não evidenciou tal diferença, pois mostra que as texturas são muito semelhantes, com uma fraca fibra $\langle 111 \rangle // DN$ e componentes de cubo na face, $(100)\langle 120 \rangle$ e $(100)\langle 110 \rangle$ e presença de grãos Goss. Como essas medidas foram feitas na superfície do material, como recebido da siderúrgica, vale a pena analisar o material na seção do meio da espessura, em busca das esperadas diferenças.

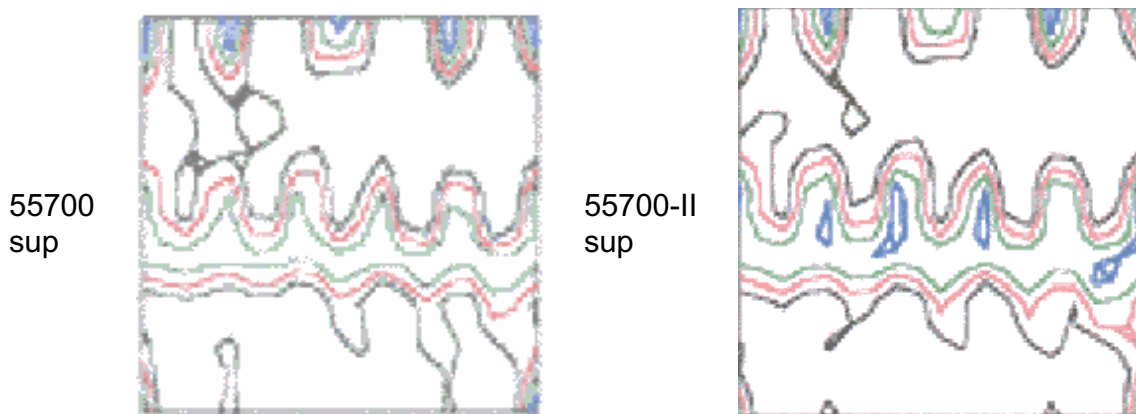


Figura 8. Cortes da ODF com $\phi 2 = 45^\circ$, para os materiais 55700 e 55700-II na superfície, como recebida. Intensidade max =2 (azul)

A interpretação da correlação entre os dados de textura e as propriedades magnéticas não é simples, neste caso. Pode-se afirmar que os baixos valores de B_{50} e a anisotropia pouco pronunciada da amostra 55700-II devem estar associados à presença da fibra $\langle 111 \rangle // DN$ e a ausência de componente Goss, conforme Figura 4d.

A Figura 9 mostra que, enquanto as perdas histeréticas apresentam anisotropia, as *perdas de excesso* (também chamadas de perdas anômalas) praticamente não tem anisotropia, nos dois materiais, e seu valor médio é o mesmo, $1,15W/kg$, nos dois materiais. Esses resultados mostram que, ao contrário do que prevê a fórmula de Bertotti (15), as *perdas histeréticas* tiveram efeito desprezível nas perdas em excesso. Combinando este resultado com os de trabalhos anteriores, a resistividade elétrica e o tamanho de grão parecem ser as principais variáveis a afetar as *perdas de excesso*.

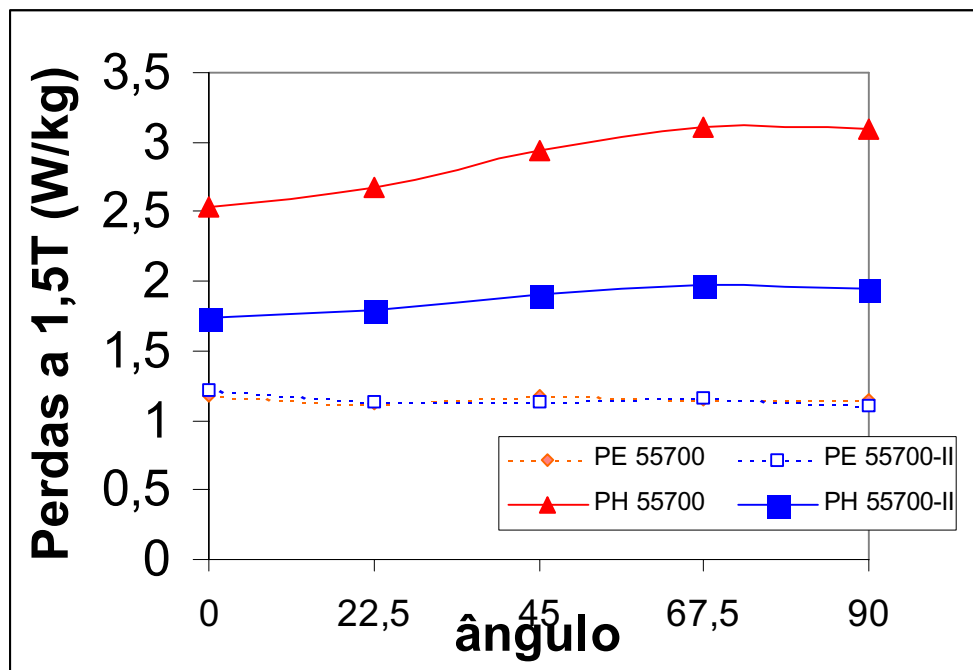


Figura 9. Variação das perdas de excesso e das perdas histeréticas em função do ângulo de corte, para os materiais 55700 e 55700-II.

Apesar da grande diferença de valores de permeabilidade máxima (da ordem de 15000 no aço 55700-II e de 8000 no aço 55700), o valor da indução onde ocorre a permeabilidade máxima na curva de histerese ($B_{\mu_{max}}$) é da ordem de 0,85T no primeiro e 0,89T no segundo, conforme figura 10. Enquanto μ_{max} decresce aproximadamente 20% com o aumento do ângulo de corte, nos dois aços, o valor de $B_{\mu_{max}}$ não tem anisotropia clara. Combinando estes resultados com aqueles de trabalhos anteriores com outros aços, parece que $B_{\mu_{max}}$ é uma propriedade intrínseca, ou seja, não depende de detalhes microestruturais como textura, tamanho de grão, inclusões, etc. Os dados parecem indicar que $B_{\mu_{max}}$ decresce com o aumento do teor de Si.

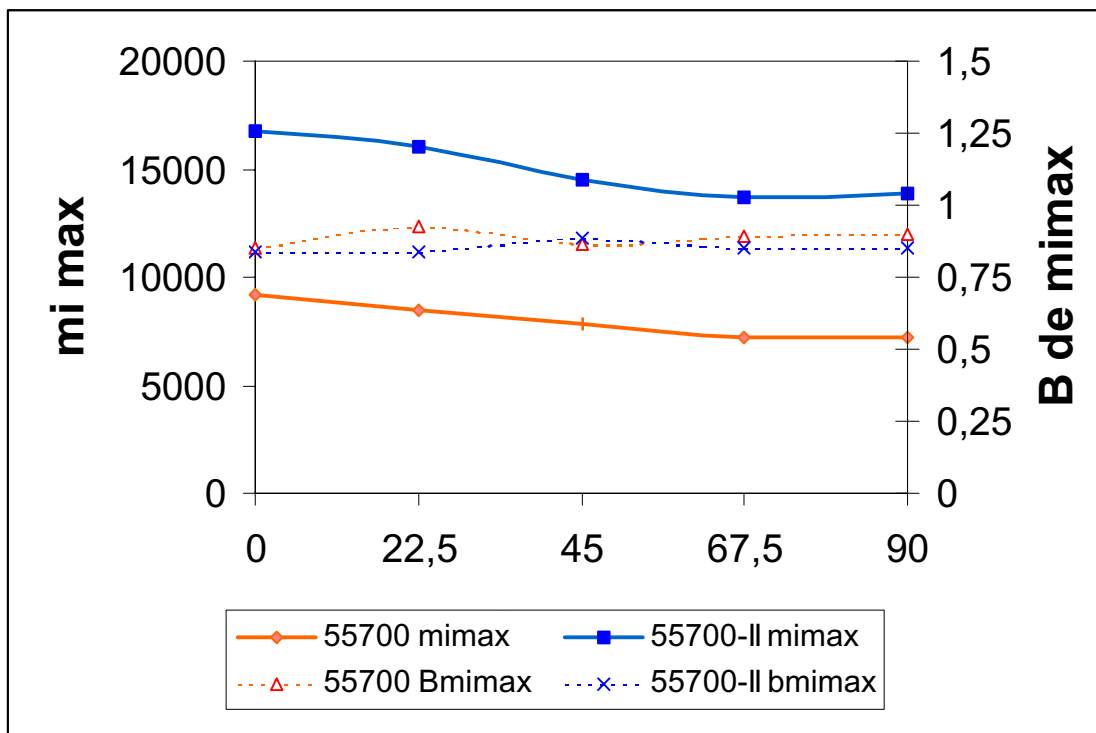


Figura 10. Variação de μ_{\max} e B de μ_{\max} em função do ângulo, para os aços 55700 e 55700-II.

A subdivisão das perdas histeréticas mostra anisotropia mais significativa para o aço 55700 do que para o aço 55700-II, tanto para a parcela de baixas quanto de altas induções, como mostra a Figura 11. Como o melhor desempenho das perdas histeréticas do aço 55700-II foi creditada a seu maior tamanho de grão e menor quantidade de inclusões (ambos sendo conhecidos pelo seu efeito no bloqueio do movimento das paredes de domínios), esperava-se uma grande diferença de perdas histeréticas de baixas induções, entre os dois materiais. De fato, o valor médio das perdas histeréticas de baixa indução do aço 55700-II foi de 0,8W/kg, bem menor que os 1,45W/kg do aço 55700. Por outro lado, dado o maior valor de B50 do 55700 na direção de laminação, consistente com a presença de um componente Goss na textura, esperava-se que as perdas de alta indução do aço 55700 fossem menores que as do aço 55700-II. Isso não se confirmou. A amostra do aço 55700-II resultou em 1,0W/kg de perdas de altas induções a 0°, e a amostra do aço 55700 resultou em 1,3W/kg, na mesma orientação. Isso indica que a parcela de perdas histeréticas de altas induções, reconhecidamente mais sensível à textura, também é sensível ao tamanho de grão e às inclusões. Sua sensibilidade ao tamanho de grão já havia sido notada (16).

É interessante notar que, apesar da presença de componente Goss de considerável intensidade na amostra 55700, aparentemente essa intensidade não foi suficiente para desenvolver com nitidez o máximo de perdas previsto próximo a 55°.

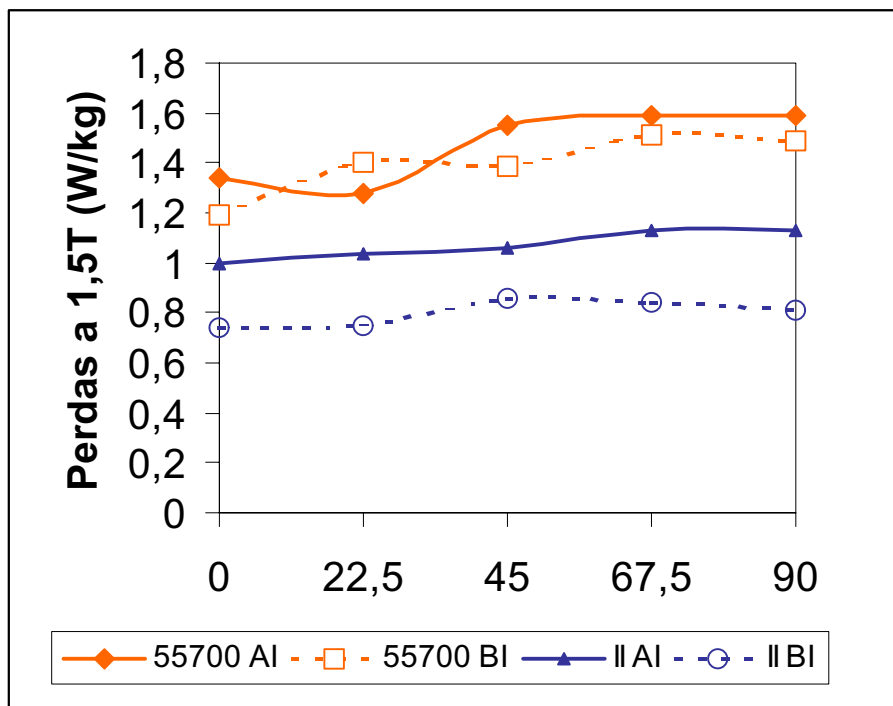


Figura 11. Variação das perdas de baixas (BI) e de altas induções (AI) nos aços 55700 e 55700-II, em função do ângulo de corte.

Conclusões

1. A nítida vantagem do aço 55700-II, dado seu baixo valor de perdas totais, explica a sua adoção pela CSN em substituição ao aço 55700.
2. A principal alteração de processo que gerou tal mudança foi o uso de refino do metal líquido pelo processo RH, que levou a redução dos teores de C, N e O. A contagem de inclusões por Microscopia de Força Atômica mostrou grande redução na quantidade de inclusões de tamanho em torno de $0,5\mu\text{m}$.
3. Essa mudança de processo resultou em mudança de textura. Baseado em dados de literatura, atribuiu-se esse efeito ao menor teor de carbono do material durante a laminação.
4. Observou-se significativa anisotropia de perdas totais (10%), perdas histeréticas (20%), campo coercivo (15%), permeabilidade μ_{15} (50%) no aço 55700, mas não em $B_{\mu\text{max}}$ nem nas perdas de excesso.
5. A análise da textura mostrou presença de componente Goss na amostra do aço 55700, compatível com sua maior anisotropia. Ainda assim, não se observou o máximo de perdas de altas induções nas proximidades de 55° . Esse máximo foi observado, em outros trabalhos, em várias amostras de aços totalmente processados, com presença de componente Goss.

Referências Bibliográficas

- (1) ELOOT, K.; PENNING, J.; DILEWIJNS, J. *Effect of Solute carbon present during cold rolling and annealing on the magnetic properties of electrical steels.* J PHYS IV 8: (P2) 483-486 JUN 1998
- (2) LANDGRAF, F.J.G. EMURA, M. TEIXEIRA, J.C. DE CAMPOS, M.F. CUNHA M.A. *Separação dos componentes de perdas magnéticas em aços totalmente processados.* Anais do 53. Congresso da ABM, 1998 , CDROM, p. 1542-1551
- (3) INOUE H, INAKAZU N *Determination Of Orientation Distribution-Functions From Incomplete Pole Figures By Iterative Series Expansion Method* J JPN I MET 58: (8) 892-898 AUG 1994
- (4) LIMA, N.B. *Influência da textura em medidas de tensão residual.* Tese de doutoramento, IPEN-USP, 1991.
- (5) LANDGRAF, FJG; TAKANOHASHI, R; CAMPOS, M F de. *Tamanho de grão e textura em aços elétricos de grão não orientado.* In: TSCHIPSTCHIN et al. (Org.). Workshop sobre textura e relações de orientação. São Paulo, 2001, v. 1, p. 161-188.
- (6) BARISONI, M.; MARINI, P.; PRIANTE, M. *Progressi Recenti e Miglioramenti Possibilinella Qualità Magnetica dei Lamierini per Macchine Elettriche.* La Metallurgia Italiana, v. 81, n. 7-8 1989
- (7) DIJKSTRA, L. J.; WERT, C. *Effect of inclusions on Coercive Force of Iron.* Physical Review, v.79, n. 6, p. 979-985 1950
- (8) EMURA, M. DE CAMPOS, M.F. LANDGRAF, F.J.G. TEIXEIRA J.C. *Angular Dependence of Magnetic Properties of 2% Silicon electrical Steel.* J.Mag.Mag.Mat., 226-230 (2001) 1524-1526
- (9) LANDGRAF, F.J.G. YONAMINE, T. EMURA, M., CUNHA M.A. *Modelamento da anisotropia de propriedades magnéticas de aços siliciosos totalmente processados* Anais do 56 Congresso da ABM [CDROM]/ Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais - São Paulo: Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais, 2001 p. 1612-1620.
- (10) HONDA, A.; OHYAMA, I.; MINE, Y. *Effects of Magnetic Properties of Nonoriented Electrical Steel Sheets on Motor Efficiency.* J. Materials Engineering, v.12, p. 41-45 1990
- (11) CUNHA, M.A.; LUNA, P.C.; *Textura e anisotropia do aço silício* Anais do 55 Congresso da ABM, p. 1506-1510, S.Paulo, ABM, 2000
- (12) LANDGRAF, F.J.G. EMURA, M. WOLGIEN, V. ZWIRMAN, N.; RIBEIRO W.. *Anisotropia de propriedades magnéticas de aço elétrico semi-processado.* Anais do 56 Congresso da ABM [CDROM]/ Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais - São Paulo: Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais, 2001 p. 1640-1647.
- (13) INAGAKI, H.; *Cracking of Cementite Particles and its Influences on the Development of the Rolling Texture in Low Carbon Steels.* Z. Metallkde, Bd.78, H.9, p. 630-638 1987
- (14) BARNETT, M. R.; JONAS J. J. *Influence of Ferrite Rolling Temperature on Microstructure and Texture in Deformed Low C and IF Steels.* ISIJ International, v. 37, n. 7, p. 697-705 1997

- (15) Discutida em LANDGRAF, F.J.G., CAMPOS, M.F., TEIXEIRA, J.T., CONCILIO, G.V., MURANAKA, C.S., TSCHIPTSCHIN, A.P., WOLGIEN, V., ZWIRMAN, N.S.B., CORTES, C.O.S. *Modelamento das perdas magnéticas de aços elétricos*. Anais do II Congresso Internacional de Tecnologia Metalúrgica da ABM, CD ROM, outubro de 1997.
- (16) LANDGRAF, F.J.G. EMURA, M. TEIXEIRA, J.C. DE CAMPOS M.F., MURANAKA C.S. *Anisotropy of the magnetic losses componentes in semi-processed electrical steels*. J. Mag. Mat. 196-197 (1999) 380-381

ANISOTROPY IN SEMI-PROCESSED ELECTRICAL STEELS

Abstract

The magnetic performance and the microstructure of two semi-processed electrical steels made by CSN were compared. The steel with less 0.5 μ m inclusions showed much smaller hysteresis loss. The steel with higher intensity of Goss component had larger anisotropy of properties. It must be noted that no anisotropy of excess losses nor in the maximum permeability induction was observed.

key words: electrical steels; texture; inclusions; magnetic properties.