

Propriedades Magnéticas de Aços para fins Elétricos

** Fernando José Gomes Landgraf*

*Instituto de Pesquisas Tecnológicas do Estado de S.Paulo
Av. Prof. Almeida Prado, 532 - cep: 05508-901-S.Paulo- SP.*

Resumo

Descreve-se os fundamentos da ciência e da tecnologia dos aços carbono e siliciosos para uso eletromagnético, enfatizando os aços do tipo não-orientado. Mostra-se a importância das perdas histeréticas para a avaliação da qualidade do processamento desses aços e uma nova técnica de subdivisão das perdas histeréticas que permite aprofundar a discussão dos mecanismos de dissipação de energia ao longo da histerese.

Palavras-chave: *Aços elétricos; materiais magnéticos; histerese magnética*

*** Contato:** *landgraf@ipt.br*

1. Introdução

"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 anualmente é utilizado por suas propriedades magnéticas. Do total de 7 milhões de toneladas anuais, 1 milhão de toneladas são usadas em transformadores (os aços chamados de grão-orientado - GO), 4 milhões são usados em motores elétricos de bom rendimento elétrico e 2 milhões de toneladas se aço tipo 1006 são usados nas aplicações de menor exigência [1]. É interessante detalhar um pouco mais as principais famílias de aços para fins elétricos:

Os aços de grão-orientado: são utilizados em transformadores. São aços com 3% de silício, produzidos de maneira a induzir uma forte textura cristalográfica do tipo $\{110\}\langle 001\rangle$, ou seja, quase a totalidade dos cristais que compõem a chapa têm seus planos $\{110\}$ paralelos à superfície da chapa, com a direção $\langle 001\rangle$ paralela à direção longitudinal da chapa. Nesta condição, suas propriedades magnéticas são excelentes, mas apenas em uma direção. No caso de transformadores grandes, onde o circuito magnético pode ser montado

sempre alinhando o fluxo magnético na direção longitudinal da chapa, o uso de aços de grão-orientado é a melhor solução. Seu custo é da ordem de US 1.500/ton.

Por outro lado, muitas aplicações exigem isotropia de propriedades no plano da chapa, onde é mandatário o uso dos aços de grão-não-orientado. A condição isotrópica é crítica para a aplicação em motores elétricos, que é de longe o principal segmento consumidor de aços elétricos, seguido pelo uso em pequenos transformadores.

Três sub-famílias de aços elétricos de grão-não-orientado são utilizadas:

Os aços siliciosos "totalmente processados", ou seja, prontos para estampagem e uso, entregue pela usina já com baixo carbono e com recozimento final, com custo ao redor de US 1.000/ton.

Os aços "semi-processados", siliciosos ou não, comprados por empresas que fazem o tratamento térmico final em casa, e que são preparados para ter grande crescimento de grão nesse recozimento final, onde ocorrerá eliminação das tensões residuais, descarbonetação e recristalização com grande tamanho de grão final e que são, em geral, de custo mais baixo (custo em torno de US 700/ton) e, por fim:

¹ Além de pesquisador do IPT, o autor é docente da UNIFEI- Centro Universitário da Fundação de Estudos Inacianos e docente convidado do Programa de Pós Graduação do Depto de Eng. Metalúrgica da Escola Politécnica da USP.

Os "aços ABNT 1006/1008", que não são produzidos especialmente para fins eletromagnéticos, mas são usados em larga escala até mesmo sem recozimento, por serem os aços planos de mais baixo custo (US 450 / tonelada).

O mercado brasileiro foi estimado pelo IPT em 200 milhões de dólares anuais em 1998. O Brasil consome hoje aproximadamente 30.000t anuais de aços do tipo grão-orientado (produzidos pela Acesita) e 300.000t anuais de aços da família dos aços de grão não-orientado (produzidos pela Acesita, Usiminas, CSN e Cosipa) [2].

A tecnologia atual de fabricação dos motores elétricos utiliza chapas de aço que são puncionadas para obter as formas requeridas no estator e no rotor e, naqueles onde se exige melhor desempenho energético, aplica-se um tratamento térmico que visa a redução do teor de carbono do aço a menos de 0,003%, a eliminação de qualquer encruamento, a obtenção de tamanhos de grão na faixa de 150 μ m e a criação de uma isolamento elétrica interlamelar por oxidação. O material mais utilizado nos motores elétricos continua sendo a chapa de aço tipo ABNT 1006 sem recozimento, pelo seu baixo custo, correspondendo a 30% das 335.000toneladas anuais de aços elétricos usados em máquinas elétricas.

A necessidade de induzir a sociedade a reduzir o consumo de energia elétrica tem levado os governos de todo o mundo a pressionar os fabricantes de eletrodomésticos na direção do aumento do rendimento energético de seus motores. Um dos meios disponíveis para aumentar o rendimento energético dos motores é utilizar aços com menores perdas magnéticas. Um motor de geladeira tem, tipicamente, potência nominal de 150W e utiliza 3kg de aço, ou seja, tem potência de 50W/kg. Se a indução magnética média no interior do seu circuito magnético for da ordem de 1,5T, as perdas magnéticas consumiriam 36% da potência, se fosse usado um aço ABNT 1006 sem recozimento, ou apenas 8% da potência se usar um aço de "alta eficiência". Assim, o mercado pode mudar significativamente, dependendo até da legislação ligada ao consumo energético dos produtos que o utilizam.

Os aços elétricos tem um papel muito importante na matriz energética do país e do planeta, pois aproximadamente 50% da energia elétrica produ-

zida anualmente é utilizada por motores de tração. Parte dessa energia elétrica é dissipada como "perdas elétricas". Werner [3] estimou que as perdas consomem 4,5% da energia elétrica gerada nos Estados Unidos, implicando em 1992 num custo de 7,5 bilhões de dólares anuais. A eficiência dos motores elétricos varia entre 50 e 90%. A eficiência diminui, quanto menor o tamanho do motor, por diversas razões, uma delas sendo a razão geométrica entre o comprimento do entreferro (distância entre estator e rotor do motor) e o comprimento total do circuito magnético. Os grandes motores, de potência maior que 125 CV (100kW), utilizaram 500 das 1600 TWh mobilizadas nos motores americanos em 1985, dissipando 30 TWh nas perdas elétricas (rendimento global de 470/500, ou seja, 94%). Os pequenos motores, de potência menor que 1 CV, utilizaram apenas 133 TWh, mas dissiparam 47 TWh (rendimento global de 65%). [3]

2. Um Histórico da Evolução dos Aços Elétricos no Brasil

A história dos aços elétricos no mundo se confunde com a história da indústria da eletricidade, que nasce em 1880. A importância dos aços ao silício foi rapidamente reconhecida. Os aços de grão orientado foram desenvolvidos em 1934.

No Brasil, a Acesita iniciou produção de aço GNO em 1956, pelo processo de laminação a quente de pacotes. Em 1979 iniciou a produção de aço GNO laminado a frio, e em 1981 a de aço GO, ambos com assistência técnica da Armco. Desde 1982 a capacidade produtiva de aços GO é da ordem de 30.000t anuais [4]. A Acesita produz hoje aços GO com três espessuras diferentes, 0,35mm (E006) 0,30mm (E005) e 0,27mm (E004). A evolução dos aços GNO tem sido na direção de reduzir as perdas magnéticas. Um dos mais recentes produtos lançados é a classe chamada de E110, com perdas típicas de 3,31W/kg a 1,5T, 60Hz, 0,5mm [5].

A pressão por menores custos disseminou o uso dos aços de baixo carbono em motores a partir dos anos sessenta, substituindo os aços ao silício de custo mais elevado. Inicialmente o mercado aproveitou aços desenvolvidos para outras aplicações, como os aços efervescentes ou capeados da indústria automobilística (aços com teor de silício e alumínio abaixo de 0,01%, com baixo teor de nitrogênio e grandes inclusões de óxido), por seu

maior potencial para crescimento de grão, quando comparados aos aços acalmados.

A expansão do uso do lingotamento contínuo nas siderúrgicas, por exigir desoxidação com alumínio e provocar aumento no teor de nitrogênio, veio inicialmente a dificultar o mercado de aços para aplicação eletromagnética: a presença de nitretos prejudica o crescimento de grão, resultando em aços com propriedades magnéticas piores que os aços capeados.

O fornecimento de aços com o chamado "encruamento crítico", para posterior recozimento e obtenção de tamanho de grão grande, parece ter-se disseminado mundialmente a partir dos anos 50, sendo inicialmente praticado no Brasil por relaminadoras de aço (Mangels, 1975), posteriormente pela USIMINAS (1981) e mais recentemente pela CSN (1994).

Nos últimos dez anos várias aciarias internacionais e nacionais têm lançado produtos específicos para esse mercado, alterando composição química e processamento termomecânico de maneira a obter melhor desempenho em termos de perdas elétricas. Simultaneamente, os fabricantes de componentes eletromagnéticos tem aperfeiçoado seu projeto elétrico, visando redução de dimensões e de massa de aço utilizada.

Empresas como Weg, Embraco e Tecumseh são grandes exportadoras de motores, e só essas 3 consomem mais da metade do aço de grão não-orientado produzido no País. Como o mercado e a legislação de alguns países vem exigindo motores cada vez mais eficientes, tem havido um fluxo contínuo de inovações. Mesmo dispondo de um número restrito de variáveis de produto a controlar (composição química, tamanho de grão, textura e inclusões), Usiminas, CSN e Acesita vem mantendo grupos de pesquisa atuantes na área, introduzindo regularmente novos aços no mercado: os mais recentes são o U260 da Usiminas [6], o 55.700-II da CSN [7] e o E105 da Acesita.

Tradicionalmente as perdas magnéticas são o principal parâmetro de controle desses materiais. A pressão por melhor desempenho tem tornado cada vez mais relevante o aumento da permeabilidade magnética dos materiais e desempenho em densidades de fluxo cada vez maiores. Os maiores fabricantes brasileiros de aços elétricos, Usiminas, Acesita e CSN, já têm consciência do potencial de demanda na direção de aços com maior

permeabilidade.

A maximização da permeabilidade é o desafio internacional do processamento de aços elétricos GNO: a possibilidade de controlar a laminação a frio, recristalização, as inclusões não-metálicas e o crescimento de grão, de maneira a obter uma textura tipo fibra $\langle 100 \rangle$ perpendicular ao plano da chapa, ou seja, textura $\{100\} \langle 0vw \rangle$.

O mercado de aços elétricos poderá ser profundamente alterado com a evolução do acionamento eletrônico. Na medida em que o custo da eletrônica de potência e de controle baixar, é possível que um maior número de aplicações passem a adotar o acionamento eletrônico, por sua capacidade de controlar velocidade e eventualmente reduzir ruído sonoro e eletromagnético nos motores. Como os motores a acionamento eletrônico podem utilizar ímãs no rotor, ou exigir materiais mais adequados às altas frequências envolvidas (como os póis de ferro recobertos com polímeros), o mercado de chapas de aço pode ser profundamente alterado, assim como os processos de fabricação.

Outro fator potencialmente importante é a evolução do automóvel híbrido, aquele cuja tração é elétrica, mas a energia é gerada em turbinas a combustível. Em alguns cenários estima-se que o carro híbrido poderá ter 100kg de aço elétrico, o que cria um potencial para dobrar o consumo atual desses aços.

Uma nova família de aços para fins eletromagnéticos foi lançada no mercado internacional nos últimos anos, e já começa a ser utilizada no Brasil: um composto de pó de ferro revestido com polímero, chamado de SMC (Soft Magnetic Composite) ou pó de ferro microencapsulado [8]. Suas propriedades ainda não cumpriram as promessas teóricas, mas podem encontrar um importante nicho de aplicação se o controle de velocidade por meio de acionamento eletrônico ganhar mais espaço no mercado.

Um grupo de pesquisadores do IPT vem se dedicando ao tema "aços elétricos de grão não orientado" desde 1994 (o primeiro trabalho foi publicado em 1995 [9]) e o presente artigo pretende apresentar uma visão geral da ciência e da tecnologia neles envolvida, partindo dos fundamentos científicos da interação entre microestrutura e propriedades magnéticas e chegando a discutir a tendência evolutiva desses aços nos últimos anos. Essa linha de pesquisa tem buscado contribuir para

a melhor compreensão dos mecanismos básicos do processo de dissipação de energia na histerese magnética [10,11,12] e dos mecanismos que controlam a evolução microestrutural na produção desses aços [13, 14], além de buscar caminhos inovadores para essa produção [15, 16].

3. Fundamentos Científicos da Interação entre Microestrutura e Propriedades Magnéticas.

Os aços elétricos são utilizados por terem uma qualidade única, indisputada por outros metais, polímeros ou cerâmicas: sua capacidade de amplificar milhares de vezes um campo magnético externamente aplicado. Essa propriedade é o que viabiliza a existência da maioria das máquinas elétricas: motores, geradores, transformadores, etc.

Essa propriedade especial, a capacidade de amplificação do campo magnético, é conhecida como permeabilidade magnética. A palavra permeabilidade reflete a idéia que os engenheiros elétricos do século XIX faziam do fenômeno, ou seja, uma medida da facilidade com que o fluxo magnético atravessava o material. Hoje sabemos que os átomos de ferro de um objeto de aço carregam um magnetismo intrínseco, um "momento magnético atômico", mesmo quando parece desmagnetizado. Chamamos de "momento magnético" por que o magnetismo dos átomos vem do movimento de rotação dos elétrons, ou seja, do seu momento angular. Basta que o objeto seja exposto a um campo magnético externo (o campo H, dado em A/m ou em Oerteds), vindo de um ímã ou de uma corrente elétrica, para que os "momentos magnéticos atômicos" se orientem e induzam, no espaço ao seu redor, um campo magnético muito maior que o campo externamente aplicado. Assim, a permeabilidade magnética pode ser melhor entendida se vista como um poder amplificador do material. Dizer que um aço tem permeabilidade magnética de 5.000 quer dizer que ele amplifica 5.000 vezes o campo magnético nele aplicado.

Essa propriedade se aplica, por exemplo, no caso do motor elétrico. O torque de um motor está associado ao campo magnético no entreferro (gap) entre o estator e o rotor. Em torno de 99,9% do campo magnético que existe no entreferro da máquina foi originado no interior do aço, resultado do alinhamento dos "momentos magnéticos atô-

micos" dos átomos de ferro que o compõe. A intensidade do campo magnético no interior do material é chamada de indução magnética, pois esse magnetismo foi "induzido" pelo campo externamente aplicado. Essa propriedade, a indução magnética, é medida em gauss (no sistema cgs) ou em tesla (no sistema MKS). A permeabilidade magnética é a relação entre o valor da indução magnética e a intensidade do campo magnético que a criou, e não tem unidade: é o fator de amplificação. A permeabilidade magnética é calculada pela expressão $\mu = B / \mu_0 H$ (onde $\mu_0 = 4\pi \cdot 10^{-7}$ henry/m)

O fabricante do motor gostaria de trabalhar com a maior indução magnética possível. Entretanto, ele está limitado por duas condicionantes: a existência de uma saturação magnética (que no caso do ferro é 2,15T) e a intensidade da corrente elétrica necessária para levar o material até o nível de indução magnética desejada. Encontrar um material com saturação magnética de 3,0T é um sonho para todo fabricante de motor, e esse é um dos 100 temas da *wish list* da ciência japonesa para 2010, e chegou a fazer parte das listas do Prospectar (mct, 2001). Entretanto, isso não será facilmente conseguido, pois o recorde mundial (2,4T na liga Fe-35%Co) foi estabelecido nos anos 20 do século passado.

A polarização magnética de saturação é uma propriedade intrínseca, ou seja, não é afetada por defeitos microestruturais e depende, basicamente, da composição química. A adição de silício ao aço reduz a saturação do aço elétrico em 0,05T/%Si. Essa propriedade origina-se na estrutura eletrônica do ferro: o valor da saturação do ferro está diretamente ligado ao fato do ferro ter 7,8 elétrons na camada 3d, ou seja, ter 2,2 elétrons com spins desemparelhados. O silício é um elemento químico sem spins desemparelhados, portanto não magnético, que substitui os átomos de ferro na rede: com isso, a adição de silício tem um efeito exclusivamente diluidor da magnetização.

Mesmo no estado desmagnetizado, os momentos magnéticos atômicos não estão orientados ao acaso: eles estão espontaneamente alinhados em uma das direções <100> do cristal, formando regiões chamadas "domínios magnéticos", as regiões claras e escuras da Figura 1 [17]. Ali pode-se notar duas estruturas de domínios diferentes, pois trata-se de dois grãos vizinhos, um deles com o plano (100) paralelo a superfície, outro com um plano

próximo a (110) paralelo a superfície. Esses domínios podem medir até centenas de micrometros de espessura, sempre menores que o tamanho de grão do aço. As interfaces entre os domínios medem centenas de nanometros e são chamadas de "paredes de domínios magnéticos". Cada domínio é um ímã, tendo um polo norte e um polo sul. Como pólos iguais se repelem, os domínios estruturam-se espacialmente de modo a manter uma continuidade do fluxo magnético mesmo ao cruzar contornos de grãos. A Figura 1 mostra que há um acoplamento entre domínios de um grão e de outro, havendo uma continuidade das paredes de domínio através dos contornos de grão.

O valor da magnetização de saturação é constante em todas as direções em que se aplica o campo magnético: a saturação é atingida quando os "momentos magnéticos atômicos" estão todos alinhados numa só direção, ou seja, o material todo é um único monodomínio. A Figura 2 mostra que o campo necessário para atingi-la varia significativamente: na direção <100> atinge-se a saturação com campos muito baixos. Nas direções <110> e <111> exige-se campos muito mais altos [18]. A energia acumulada ao magnetizar o material é chamada de energia de anisotropia magnetocristalina.



Figura 1 Estrutura de domínios em dois grãos vizinhos, o do esquerda com plano (100) paralelo a superfície, o da direita com plano próximo a (110). [17]

O maior valor que essa energia pode assumir é o valor necessário para atingir a saturação na direção <111>, que corresponde à constante K_1 . Para o ferro puro a constante de anisotropia magnetocristalina $K_1 = 48.000 \text{ J/m}^3$. Altíssima permeabilidade magnética pode ser alcançada em ligas de níquel com 15% ferro, onde o valor da constante K_1 chega a zero.

No caso da magnetização na direção <111> admite-se que por movimento de paredes de domínio a polarização de magnetização chega a 1,15T. Nessa etapa, a aplicação de campo magnético H leva ao crescimento dos domínios cujas direções de magnetização, dentre as 6 direções <100> possíveis, tiverem direção de magnetização com componente na direção no campo H aplicado. Conforme H aumenta, a própria direção de magnetização de cada domínio começa a sofrer uma rotação, saindo das direções <100> e gradualmente rotacionando, conforme H aumenta, na direção do campo H . Esse é o processo de magnetização por rotação homogênea da direção de magnetização dos domínios.

Num material policristalino, a magnetização também se dá nessas duas etapas. Nota-se, entretanto, que o joelho da curva de magnetização dos aços

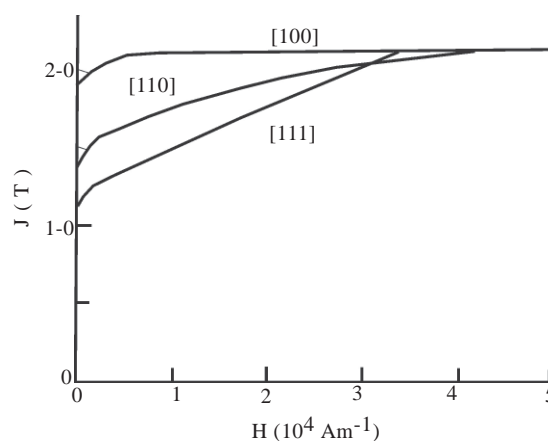


Figura 2 Curvas de magnetização com o campo H aplicado em 3 diferentes direções cristalinicas de um monocristal [18].

GNO ocorre a aproximadamente 0,8T, e não acima de 1,2T como indica a figura 2.

A magnetostricção dá informações adicionais sobre o processo de magnetização. Magnetostricção é a medida da variação de comprimento do material no processo de magnetização. A Figura 3 mostra o comportamento da magnetostricção em um monocristal, em função da polarização, para 3 direções cristalinas. O valor máximo da magnetostricção é da ordem de 10^{-5} , ou seja, pequena mas mensurável. Quando a magnetização cresce por movimento de paredes de 180° , não há alteração na magnetostricção, diferentemente de quando a magnetização cresce por movimento de paredes de 90° ou por rotação. A figura 3 mostra que, enquanto a magnetização se dá na direção $\langle 100 \rangle$ e predominam os movimentos de parede de 90° , a magnetostricção cresce continuamente. Quando ferro é magnetizado na direção $\langle 111 \rangle$, praticamente só ocorre rotação de domínios, com contração. Quando magnetizado na direção $\langle 110 \rangle$ praticamente não há magnetostricção até 0,7T. Entre 0,7 e 1,5T ocorre uma expansão, associada a movimento de paredes de 90° . Entre 1,5 e 2,1T ocorre uma contração, que é associada a rotação de domínios.

A forte anisotropia das propriedades magnéticas de monocristais de ferro indica que, nos materiais

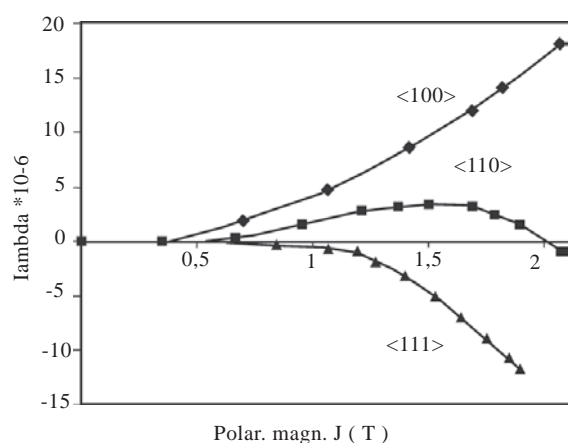


Figura 3 Variação dimensional (magnetostricção) de monocristal do ferro em função da magnetização, em diferentes direções. A variação dimensional foi medida na mesma direção de aplicação do campo magnético. [19]

policristalinos, as propriedades dependerão da textura cristalográfica e da direção em que se aplique o campo magnético. Entretanto, grande parte das referências sobre magnetostricção de ferro policristalino não cita esses dados, dificultando sua interpretação. Makar e Tanner [20] mediram a magnetostricção de um aço que segue aproximadamente a tendência da magnetização na direção $\langle 110 \rangle$ do monocristal. Diferentes variações dimensionais ocorrerão em diferentes grãos, criando tensões localizadas. Por um efeito simétrico ao da magnetostricção, tensões elásticas alteram o comportamento da curva de magnetização.

A Figura 4 mostra que, para ferro policristalino, o efeito das tensões tem comportamento de complexidade semelhante a do monocristal magnetizado na direção $\langle 110 \rangle$: sob tração o efeito é desprezível até 1,0T, aumenta a permeabilidade entre 1,0 e 1,5T, e diminui a permeabilidade acima de 1,5T. Já as tensões de compressão diminuem significativamente a permeabilidade até 1,5T.

O procedimento mais comum para medir as propriedades magnéticas tecnológicas, como permeabilidade e perdas, utiliza o "Quadro de Epstein", conjunto de 4 solenóides dispostos num quadrado, onde corpos-de-prova de 3cm de largura e 30cm de comprimento são inseridos e o

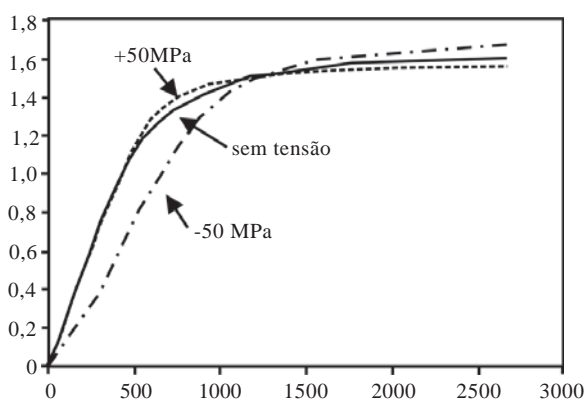


Figura 4 Efeito de tensões elásticas na curva de magnetização [21].

campo é aplicado paralelamente à direção longa do corpo-de-prova. Esse método permite que as propriedades sejam medidas em direções específicas em relação à forma da bobina. Em geral toma-se como referência a direção do comprimento da bobina, chamada de "direção de laminação"- DL. O método padrão assume que o valor médio das propriedades é obtido quando se monta o quadro de Epstein com metade das lâminas cortadas na direção de laminação e metade cortada na direção transversal. Essa hipótese é fraca e traz problemas para o projetista de máquinas elétricas, mas é uma tradição fortemente arraigada no meio.

A Figura 5 mostra que a forma da curva de magnetização dos materiais policristalinos pode variar dentre os diferentes materiais (medidos conforme o método padrão). Para contornar a dificuldade de comparar curvas, adotam-se pontos de referência, em geral para B constante. Em vez de definir o campo necessário para atingir certa indução B, é comum especificar-se a permeabilidade em certo valor de B.

A permeabilidade magnética é importante para aqueles que precisam atingir altos campos magnéticos no entreferro (geradores) ou aos fabricantes de máquinas de alto desempenho energético (transformadores e motores). A permeabilidade magnética está ligada às "perdas no cobre" das máquinas, ou seja, a dissipação de energia por efeito Joule associado à corrente elétrica necessária para a magnetização do material (ou seja, a corrente

elétrica nos fios de cobre do estator) e para a criação do campo magnético no entreferro.

Uma das tendências de desenvolvimento de novos aços para motores é justamente a busca de aços de maior permeabilidade. A imensa maioria das dezenas de patentes americanas, européias e japonesas, relativas a aços elétricos, na década de 90, trata de novos processos de fabricação que resultam em aços com maior permeabilidade. Existe, no mercado mundial, um leque de opções de materiais com diferentes níveis de qualidade e preço. A figura 6 compara preços e propriedades, tendo sido escolhido como indicador da qualidade o valor da permeabilidade do aço na indução de 1,5 T, conhecido como $\mu_{1,5}$.

Para um grande número de aplicações onde o rendimento energético não é relevante, uma permeabilidade $\mu_{1,5}$ da ordem de 500 já é suficiente. Essa é a permeabilidade magnética de uma chapa de aço tipo ABNT 1006, com encruamento de 0,5%, utilizada em motores de liquidificadores, por exemplo. Um recozimento que elimine as discordâncias e gere um tamanho de grão maior que $100\mu\text{m}$ aumenta a permeabilidade para 2.500. Para ultrapassar 4.000, que é hoje apenas um sonho para os fabricantes de compressores de geladeira, só com um cuidado muito especial no controle da textura cristalina. Esse é o desafio internacional do momento. O valor de 40.000 mostrado na figura 6 refere-se ao aço silício de grão orientado, que tem praticamente só um componente

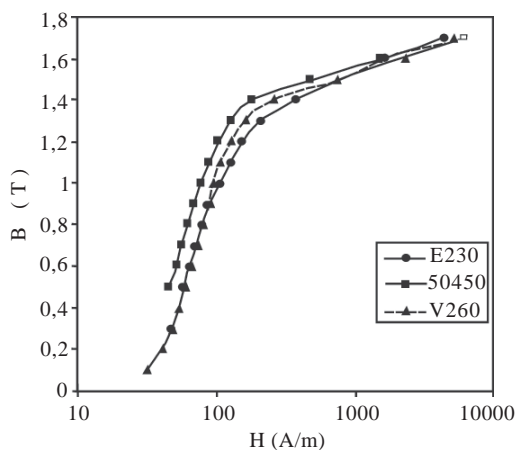


Figura 5 Curvas de magnetização de diferentes materiais.

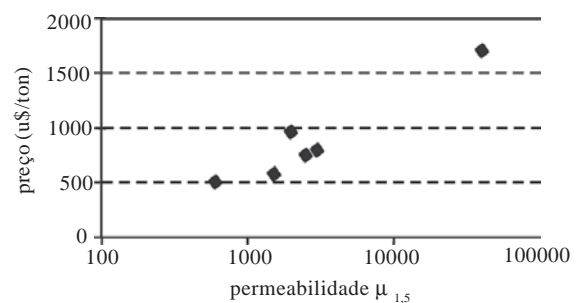


Figura 6 Correlação permeabilidade $\mu_{1,5}$ - preço de diferentes aços elétricos em 1997

de textura, todos os grãos apresentando planos tipo (110) paralelos à superfície da chapa e com a direção [001] paralela à direção de laminação. Aquele valor excepcionalmente alto é obtido quando se mede a permeabilidade na direção de laminação. Na direção transversal a permeabilidade a 1,5T cai para 400!

Como a maioria das aplicações de aços elétricos se dá em máquinas excitadas em corrente alternada, surge um segundo parâmetro de seleção desses aços: as perdas magnéticas. Como a magnetização não é um fenômeno reversível, o processo cíclico de magnetizar e desmagnetizar a cada 1/120 de segundo leva à ocorrência de histerese. Devido à existência da histerese magnética e da circulação de correntes elétricas parasitas induzidas pela variação do fluxo magnético no interior do material, o processo de inversão da magnetização ocorre com dissipação de energia, ou seja, com "perdas magnéticas", também conhecidas como "perdas no ferro". Dada a importância do rendimento energético das máquinas, e como as perdas no ferro costumam ser muito maiores que as perdas no cobre, as perdas magnéticas são o principal parâmetro técnico de seleção e controle desses materiais. A Figura 7 mostra uma curva de histerese obtida para um valor de indução máxima de 1,5T, quando excitada a 60Hz. A área interna dessa curva é a energia dissipada por ciclo, em J/m^3 . Conforme se reduz a frequência, a ener-

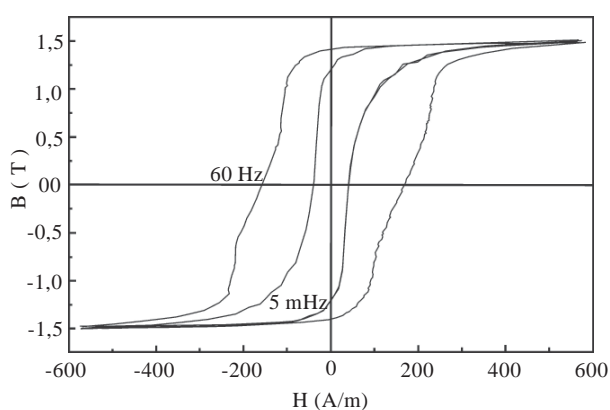


Figura 7 Comparação das curvas de histerese determinadas na condição quase estática e a 60Hz, com indução máxima de 1,5T, para um aço elétrico tipo 1006 descarbonetado.

gia dissipada diminui, ou seja, a curva se estreita, mas a área nunca vai a zero. A curva de histerese mais estreita, na mesma figura, foi traçada em 200s, ou seja, numa frequência da ordem de 0,005Hz. Isso mostra que, mesmo em condições quase-estáticas, existe uma histerese e energia é dissipada no processo. Essa é a chamada parcela histerética das perdas magnéticas.

Diferentes processos atuam ao longo da curva de magnetização e de histerese, mesmo quando medidos em condição quase-estática. Os principais são a movimentação de paredes e a rotação de domínios. A curva de magnetização quase-estática praticamente se junta ao ramo ascendente da curva de histerese, nas proximidades do "joelho" da curva de magnetização, como mostra a Figura 8. Nossos resultados experimentais indicam que o "joelho", associado ao ponto de permeabilidade máxima, ocorre para induções entre 0,7 e 0,9T. O autor de um dos mais importantes livros introdutórios ao magnetismo, B.D. Cullity, afirmou que o "joelho" da curva de magnetização marcaria a transição entre a predominância da magnetização por movimentação de paredes para a magnetização por rotação [21]. Entretanto, as evidências de anisotropia magnetocristalina e de magnetostricção (figuras 2 e 3) indicam que a rotação de domínios só é relevante acima de 1,3 T. Assim, é possível que a movimentação de paredes de 90° tenham um papel relevante na região entre 0,8 e 1,4T.

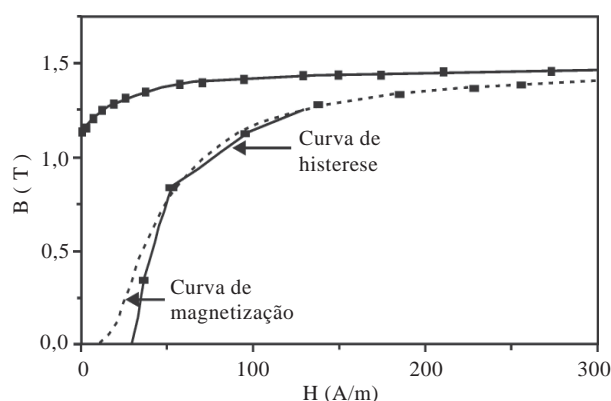


Figura 8 Curvas de magnetização e histerese quase-estática de aço com 0,5%Si.

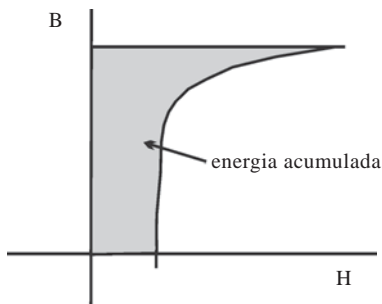


Figura 9(a) Energia acumulada no ramo ascendente da curva de histerese

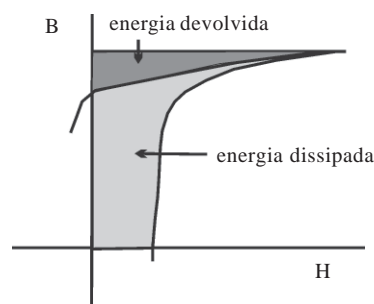


Figura 9(b). Energia acumulada no ramo ascendente da curva de histerese

A energia acumulada na magnetização do material até a indução máxima é dada pela área $B * H$, conforme mostra a Figura 9a. Após atingir a indução máxima, o ramo descendente devolve parte da energia gasta na magnetização, principalmente pelo retorno da magnetização às direções $\langle 100 \rangle$, por rotação reversível, que não é dissipativa. Entretanto, como o ramo descendente da curva não volta exatamente sobre o ramo ascendente, existe uma energia efetivamente dissipada, que é a diferença entre as duas áreas, como mostra a figura 9b.

A energia dissipada naquela área cinza da curva de histerese quase-estática está associada a mudanças bruscas da magnetização, mesmo quando a variação de H é lenta. Isso é fácil de se imaginar na região abaixo do "joelho" da curva, onde predomina a movimentação irreversível das paredes de domínio. Uma parede de domínios presa a um defeito não se move, apesar do aumento do campo H , enquanto não atingir o campo crítico necessário para vencer aquela barreira. Atingido o campo crítico, a parede se move rápida e irreversivelmente. Essa movimentação rápida dá origem aos "eventos de Barkhausen".

O ramo descendente da curva de histerese, entre a indução máxima e a remanência, não volta exatamente sobre o ramo ascendente. Isso significa que ocorre dissipação de energia mesmo na região onde predomina a rotação de domínios. A rotação de domínios que ocorre acima do joelho é predominantemente reversível, e portanto sem dissipação de energia. A dissipação de energia naquela região pode ser atribuída a uma parcela de rotação irreversível dos domínios, que é improvável nos materiais cúbicos [22], ou à movimentação de

paredes de domínio durante a aniquilação de domínios, no ramo ascendente somado à nucleação de novos domínios, no ramo descendente [23] ou, conforme discutido acima, à movimentação das paredes de 90° .

Poucos estudos foram feitos sobre a evolução do espectro de Barkhausen, em aços de grão não-orientado. Sommer e Livi [24] determinaram o espectro de Barkhausen em um aço silício de grão-orientado. A figura 10 mostra a evolução do número de eventos Barkhausen conforme a indução é variada de $-H_{max}$ até $+H_{max}$ em 200 segundos. Nota-se que, partindo de B_{max} abaixo de $-1,7T$, quando a indução passa por $-1,6T$ ocorre um primeiro surto de eventos, associado à nucleação de novos domínios. O número de eventos diminui, tornando a crescer nas proximidades do campo coercivo (entre $-0,5$ e $+0,5T$). Depois de cair novamente, surge novo surto de eventos em torno de $+1,6T$. Como o número de eventos a $-1,6T$ é maior que o número a $+1,6T$ (assim como a tensão gerada nessas regiões, que é proporcional à variação da indução), pode-se supor que a nucleação de domínios dissipa mais energia que a aniquilação.

A Indução máxima tem um efeito pronunciado na área da histerese, como mostra a Figura 11 [25]. A energia dissipada cresce com uma lei de potência, onde $E = A * B^{1,6}$ para induções de até $1,2T$. Entre $1,2T$ e $1,5T$ a energia dissipada cresce mais ainda (aumenta o expoente), mas esse crescimento diminui acentuadamente acima de $1,6T$. A lei de potência do trecho inicial, até $1,2T$, foi descoberta por C.P. Steinmetz em 1892 [26]. A diminuição do crescimento, acima de $1,6T$, deve estar associado a participação da rotação de do-

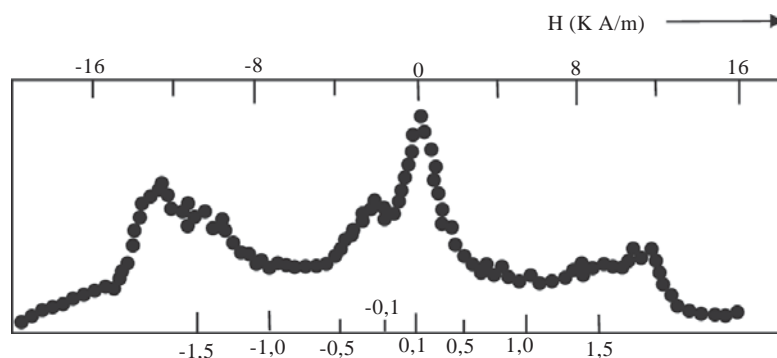


Figura 10 Número relativo de eventos Barkhausen em função da indução, em aço silício GO na direção de laminação [24].

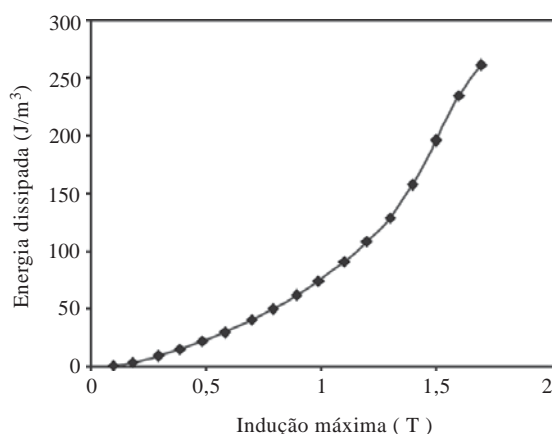


Figura 11 Efeito da indução máxima na energia dissipada por ciclo, em aço silício [25].

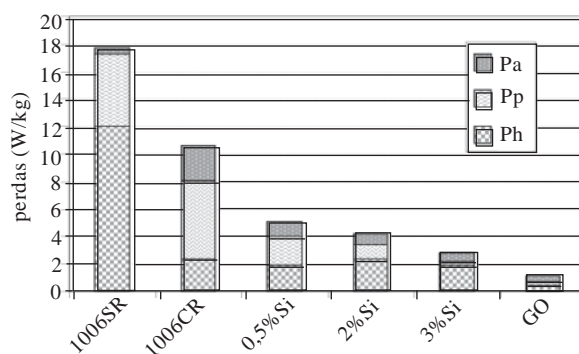


Figura 12 Perdas Totais e suas componentes histerética (Ph), parasita (Pp) e anômala (Pa) em seis diferentes aços elétricos utilizados no Brasil.

mínios, que é um processo reversível e não dissipativo.

A figura 12 compara os valores das perdas magnéticas totais de diferentes aços, utilizando como indicador de desempenho o valor das perdas magnéticas a 1,5T, 60 Hz. O aço ABNT 1006 sem recozimento (SR) tem perdas de 18W/kg. Um recozimento especial no mesmo aço (1006 CR) reduz o valor de perdas de 18 para 10W/kg. A adição de silício e alumínio ao aço aumenta sua resistividade elétrica, o que reduz a intensidade das correntes elétricas parasitas e assim permite reduzir as perdas até 4,2W/kg. A redução da espessura de 0,5 para 0,3mm é capaz de reduzir as perdas de 3,6 para 2,8W/kg. O aço tipo grão-orientado

chega a apenas 1W/kg na direção de laminação, mas tem perdas de 4 W/kg na direção transversal.

A mesma figura mostra os três componentes das perdas magnéticas, histerética (Ph), parasita (Pp) e perda de excesso (também chamada de perda anômala, Pa). O componente histerético corresponde à área da histerese quase-estática multiplicado pela frequência. O componente parasita está associado às correntes de Foucault geradas pela variação da indução no material, e pode ser calculada analiticamente. Nas aplicações em corrente alternada a 60Hz, o material é magnetizado e desmagnetizado 60 vezes por segundo. A variação do fluxo magnético vai induzir uma diferença de potencial elétrico no material, e a corren-

te elétrica que circulará dependerá da resistividade elétrica do material. Essas correntes parasitas são também conhecidas como correntes de Foucault (em inglês, "eddy currents"). A equação abaixo, desenvolvida teoricamente, permite calcular o valor das perdas parasitas:

$$P_p = \frac{(\pi * B * f * e)^2}{6 * d * \rho}$$

onde P_p , perdas parasitas, será dado em W/kg quando

B_{max} , indução máxima do ensaio, em T

e , espessura da lâmina, em m

f , frequência de ensaio, em Hz

ρ , resistividade elétrica, em $\Omega.m$

d , densidade, em kg/m^3

É interessante notar que a intensidade da corrente dependerá da espessura das chapas que compõem o circuito magnético. Quanto mais fina a chapa, menor a corrente elétrica. Essa é uma das principais razões de utilizar-se chapas finas nas máquinas elétricas.

O componente de perdas de excesso é o que falta para completar o valor experimentalmente medido para as perdas magnéticas. Geralmente, as perdas de excesso têm sido consideradas como proporcionais às perdas parasitas [27], mas recentemente Bertotti [28] sugeriu que as perdas de excesso estariam relacionadas ao componente histerética.

Sabe-se que a microestrutura tem grande influência nas perdas histeréticas e nas anômalas, enquanto a espessura e a resistividade afetam bastante as perdas parasitas. Assim, na figura 12, o aço 1006 sem recozimento (SR) tem perdas histeréticas e parasitas muito altas. O recozimento reduz bastante as perdas histeréticas, pois eliminou-se discordâncias e obteve-se tamanho de grão grande, mas as parasitas permanecem altas, pois não se alterou a espessura nem a resistividade elétrica. A adição de silício, por aumentar a resistividade elétrica, permite uma sensível redução nas perdas parasitas, apesar de ter pouco efeito nas perdas histeréticas. O aço tipo grão-orientado tem perdas bem pequenas devido a suas perdas histeréticas extremamente baixas, na direção de laminação. A variação das perdas anômalas tende a acompanhar a variação das perdas histeréticas.

4. Efeitos da Microestrutura nas Propriedades Magnéticas dos Aços para fins Eletromagnéticos.

As cinco variáveis mais importantes são a composição química, a distribuição de tamanhos de precipitados, o tamanho de grão, a densidade de discordâncias, e a orientação cristalina.

Para atender a diferentes demandas de qualidade e custo, os aços elétricos são produzidos numa gama de composições químicas que os diferencia dos demais aços, até mesmo dentre as diferentes classes de aços elétricos. O principal efeito da composição química é alterar a resistividade elétrica, o que afeta as perdas parasitas. A resistividade elétrica varia de $12\mu\Omega cm$, para o aço 1006, até $50\mu\Omega cm$ nos aços com 3,5% Si. Os elementos químicos que mais alteram a resistividade elétrica do aço são o silício e o alumínio. O efeito do fósforo é ainda maior, mas sua solubilidade máxima é baixa (0,2%). A classe de aço de menor custo, o aço 1006, tem silício na faixa dos milésimos e alumínio da ordem de 0,04%. A adição de silício e alumínio acima de 1% traz dificuldades operacionais que provocam sensível aumento de custo.

Elementos de liga também alteram a energia de anisotropia magnetocristalina, em pequena proporção. A adição de 3% de silício reduz a constante de anisotropia magnetocristalina de 48.000 para $35.000J/m^3$. A alta permeabilidade da liga Fe-6,5%Si é creditada a redução da magnetostrição para perto de zero.

O teor de carbono também é importante, por outras razões. Seu efeito na forma de carboneto é pior do que em solução sólida, como indica a preocupação dos fabricantes de motores com o "envelhecimento magnético": a piora das propriedades com o uso, que advém da precipitação de carbonetos se o teor final de carbono estiver acima de 0,003%. O potencial de ocorrência desse fenômeno pode ser identificado em ensaios de envelhecimento acelerado, a $120^\circ C$ [6, 29].

Os aços elétricos do tipo semi-processados são comercializados com carbono em torno de 0,03%, pois deverão ser descarbonetados no recozimento final realizado após o corte final das lâminas. A tendência atual, entretanto, é produzi-los com carbono abaixo de 0,003%, o que foi viabilizado pelos processos de refino a vácuo do metal líquido [7].

As impurezas que formam inclusões de nitretos, sulfetos e óxidos, além de seu efeito deletério di-

reto nas propriedades magnéticas, afetam-nas também indiretamente através de seu efeito na restrição ao crescimento de grão e na aleatorização da textura.

O efeito negativo dos carbonetos e inclusões se dá através do aumento do componente histerético das perdas: partículas ancoram as paredes de domínio, exigindo campos mais altos para movê-las. Quanto menor a distância entre as inclusões, maior o campo coercivo, que é uma medida da largura da curva de histerese. Entretanto, existe uma faixa de tamanho que tem maior impacto no ancoramento das paredes: teoricamente, partículas com dimensões próximas a da espessura da parede de domínio (100nm [30]) tem o pior efeito. Infelizmente, é difícil avaliar a distribuição de tamanhos dessas inclusões, dificultando a avaliação experimental dessa teoria. Na prática busca-se reduzir a quantidade de partículas reduzindo o teor dos elementos formadores das partículas, como mostra a figura 13 [31]. Infelizmente não há dados sobre o efeito de inclusões sobre as perdas histeréticas e anômalas.

Um fenômeno que é análogo ao do efeito das inclusões é o da ocorrência de carbonetos no chamado "envelhecimento magnético" [6]. É interessante notar que, em recozimentos isotérmicos após resfriamento rápido de materiais com teor de carbono em torno de 160ppm, o "envelhecimento magnético", ou seja, o aumento do campo coercivo do aço, ocorreu posteriormente ao superenvelhecimento mecânico, ou seja, após o fim do ciclo de endurecimento e amolecimento

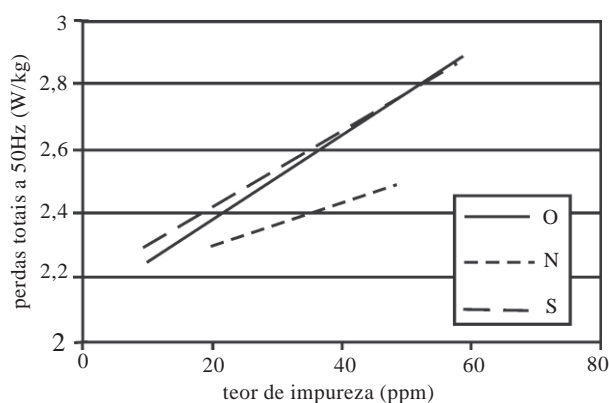


Figura 13 Efeito dos teores de enxofre, nitrogênio e oxigênio nas perdas magnéticas a 1,5T, 50Hz de um aço com 3%Si [31]

mecânico. Isso indica que o tamanho de precipitação que prejudica as propriedades mecânicas é bem maior do que aquele que endurece mecanicamente o material. A comparação entre precipitação de carbonetos e de inclusões é algo prejudicada pelo fato de que os carbonetos de ferro são ferromagnéticos e não se comportam, portanto, exatamente como as inclusões. Ainda assim, a polarização magnética bem menor dos carbonetos deverá levar à formação de pólos livres na superfície dos carbonetos, tal qual nas inclusões e poros.

Um efeito adicional das partículas parece ser o de introduzir um componente de anisotropia: como o processo de laminação pode introduzir uma anisotropia na distância entre inclusões (a distância na direção de laminação deve ser maior que a distância na direção transversal), isso induz a maiores perdas na direção transversal. Cunha e colaboradores ofereceram boas indicações nessa direção [32,33].

O tamanho de grão tem um efeito muito forte nas perdas magnéticas [34, 35]. Existem muitas evidências de que o campo coercivo é proporcional ao inverso do tamanho de grão. Os contornos de grão são centros de ancoramento pois, como se viu na Figura 1, a estrutura de domínios de um grão está acoplada a do grão vizinho, e uma parede de domínio em um grão só se moverá se a do grão vizinho mover-se acopladamente. Mager [36] propôs um modelo que correlaciona campo coercivo e tamanho de grão considerando que os contornos de grão são centros de ancoramento e que, sob ação do campo magnético a parede se curva dependendo do valor da energia da parede, ou seja, da raiz quadrada da constante K_1 . A equação que controla o fenômeno seria:

$$H_c = \frac{3\gamma}{J_s * d} = A \frac{\sqrt{K_1}}{d}$$

onde d é o diâmetro do grão.

A parcela histerética das perdas totais cresce com o aumento do campo coercivo, H_c , que é a largura da curva de histerese. Assim, baseados na validade da equação acima, é de se esperar uma lei do inverso do tamanho de grão para as perdas histeréticas. Entretanto, há quem defenda outras potências. A correlação campo coercivo x perdas histeréticas não é tão simples assim, como se verá na discussão associada à Figura 20.

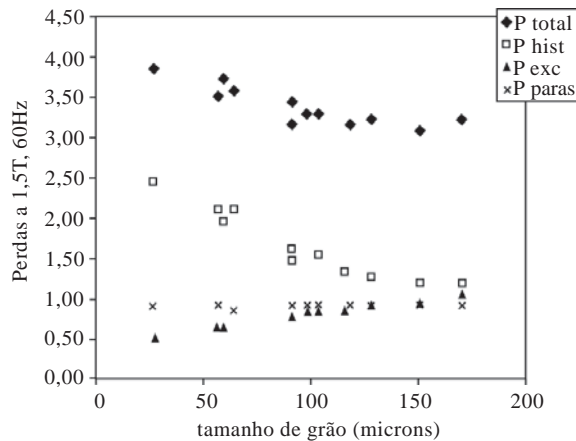


Figura 14 Efeito do tamanho de grão nas perdas magnéticas totais (P_{total}), perdas histeréticas (P_{hist}), perdas clássicas (P_{paras}) e perdas de excesso (P_{exc}) de um aço com 2%Si [37].

Quanto maior o tamanho de grão, menor a parcela histerética das perdas, mas cresce a parcela chamada "anômala", fazendo com que exista um tamanho de grão ótimo, entre 100 e 150 μm [34]. A Figura 14 exemplifica esse comportamento, mostrando a variação das perdas magnéticas medidas a 1,5T e 60Hz [37].

Com base nessa informação, cada fabricante de aço ajusta seu processamento para que o usuário final tenha tamanho de grão da ordem de 150 μm ao final do processamento. Os fabricantes de aços totalmente processados obtêm esse tamanho de grão por recozimento contínuo na própria usina, enquanto os fabricantes de aços semi-processados contam com a existência de um recozimento final decarbonetante feito pelos seus clientes. Assim, as siderúrgicas e as relaminadoras aplicam o chamado "encruamento crítico", aquele suficiente para promover a recristalização com baixa nucleação, resultando em tamanho de grão recristalizado no tamanho desejado. Ainda que o tamanho de grão seja semelhante, a forma é bem diversa, como mostra a Figura 15. Existe uma discussão a respeito da melhor nomenclatura para esse fenômeno, se recristalização ou crescimento de grão. Uma defesa da primeira opção foi apresentada em artigo no livro *Textura e Relações de Orientação* (38).

Os aços para transformadores se beneficiaram da descoberta, feita por Norman P. Goss em 1934 [39], de um processo que gera uma textura

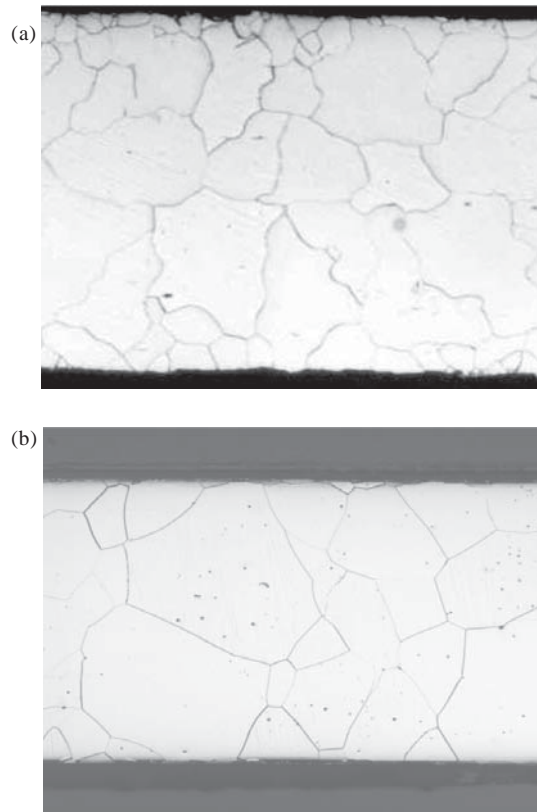


Figura 15 Comparação do aspecto dos grãos após recozimento final num aço semiprocessado (a) e num aço totalmente processado (b). Espessura da chapa 0,5mm. [38].

cristalográfica muito intensa em aços siliciosos, a textura (110)[001], também chamada de orientação Goss. São aços conhecidos como aços elétricos de grão orientado. As chapas apresentam tipicamente uma espessura menor do que 0,35mm, tamanho de grão médio maior do que 5mm (ou seja, apenas um grão na espessura da chapa). Como naquela textura existe apenas uma direção $\langle 100 \rangle$ paralela à direção de laminação, as propriedades magnéticas são muito boas na direção de laminação e ruins nas outras direções, incluindo a direção transversal. Assim, o corte e a montagem das chapas num transformador devem ser projetados para que o fluxo magnético seja conduzido paralelamente à direção de laminação das chapas.

Os motores elétricos, por outro lado, são máquinas em que o campo magnético é aplicado paralelamente à superfície da chapa, mas mudando con-

tinuamente de direção. Para esse tipo de aplicação, utilizam-se os "aços elétricos de grão não-orientado". A nomenclatura é errônea, pois na verdade esses aços também apresentam textura. De acordo com a anisotropia de propriedades magnéticas em função das diferentes direções cristalográficas, sabe-se qual seria a textura teórica ideal para este tipo de aplicação. O ideal seria dispor de materiais com textura do tipo $\{100\}\langle 0vw\rangle$, ou seja, todos os grãos com planos $\{100\}$ paralelos à superfície da chapa e direções $\langle 100\rangle$ presentes em todas as direções no plano da chapa. Essa orientação também é conhecida como fibra $\langle 100\rangle$ paralela à direção normal da chapa. Entretanto, os aços hoje disponíveis não têm essa textura, pois ainda não foi descoberto um processo comercial que produza a textura ideal. Aços elétricos de grão não-orientado muitas vezes exibem um componente Goss pronunciado, para aproveitar pelo menos uma direção de fácil magnetização paralela à superfície da lâmina. A consciência mundial da necessidade de conservar a energia torna o tema textura em aços elétricos ainda mais relevante, pois aproximadamente 50% da energia elétrica produzida anualmente é utilizada por motores de tração. Os principais fabricantes de motores elétricos têm pressionado as siderúrgicas para conseguir aços com melhores desempenhos magnéticos e assim aumentar a eficiência dos motores. Os últimos anos do século XX assistiram a importantes avanços no condicionamento da textura dos aços elétricos de grão não-orientado.

Os aços de grão não-orientado de tipo "totalmente processados" têm sua textura final desenvolvida na própria usina siderúrgica, que entrega o material na condição recozida. Os aços semiprocessados são fornecidos com um pequeno encruamento, suficiente para que o recozimento final (feito após o puncionamento do formato final da lâmina pelo usuário final) leve a um tamanho de grão da ordem de 100-150 μm . A textura final é produzida durante o recozimento final. Os avanços no controle da textura ainda são feitos

por métodos essencialmente empíricos. Os limitados conhecimentos científicos sobre a nucleação da recristalização, associados à falta de clareza sobre os efeitos das heterogeneidades da deformação, ainda são uma barreira enorme para o modelamento da evolução da textura na recristalização. O controle da textura nos aços elétricos foi discutido detalhadamente em capítulo do livro *Textura e Relações de Orientação* [38].

A Figura 16 mostra o efeito nas propriedades magnéticas do ângulo entre a direção de aplicação do campo magnético e uma direção do sistema de referência do material, no caso a direção de laminação, para um aço de grão não orientado.

É importante notar, na Figura 16, que a escala das perdas parasita e anômala é diferente da escala das perdas totais e histeréticas. Essa figura mostra que a anisotropia das perdas totais se concentra nas perdas histeréticas, sendo quase desprezível nas perdas anômalas.

A deformação plástica afeta significativamente as perdas totais, principalmente por seu efeito nas perdas histeréticas. A Figura 17 mostra que um material com perdas histeréticas de 2,7W/kg (média dos valores das direções DL e DT), após sofrer alongamento de apenas 0,5% passou a 4,3W/kg. O aumento da deformação plástica até 8% de alongamento levou as perdas histeréticas a 6,2W/kg. A Figura também mostra que as perdas de excesso tiveram variação muito pequena, comparada a variação das perdas histeréticas.

Experimentalmente, observa-se uma estreita relação entre a microestrutura e as componentes histerética e de excesso. Por exemplo, a separação de perdas ofereceu uma abordagem interessante para a constatação de que o valor das perdas magnéticas totais é minimizado para um tamanho de grão ótimo, ao redor de 150 μm . A espessura e a resistividade elétrica, por outro lado, têm seu efeito concentrado nas perdas parasitas. Assim, uma das principais utilidades da separação de perdas é fornecer dados para poder discutir como reduzir perdas elétricas nos aços.

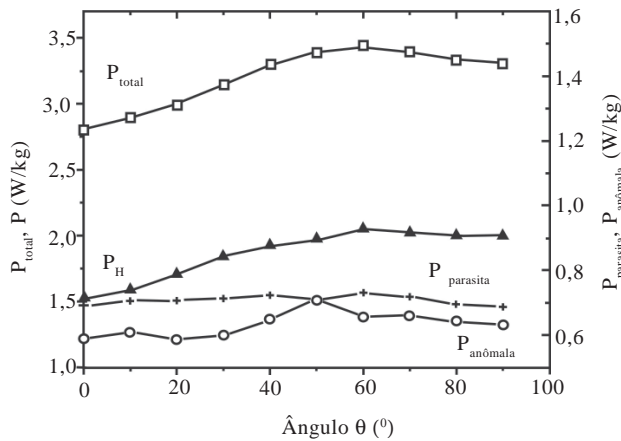


Figura 16 Efeito do ângulo de corte nas perdas totais, histeréticas (PH), parasíticas e anômalas a 1,5T, 60 Hz para um aço com 3%Si. [33].

5. Perdas Histeréticas como Indicador de Qualidade de Processamento de um Aço Elétrico

O melhor indicador de qualidade de um aço elétrico é o valor das perdas histeréticas, pois essa parcela corresponde a uma fração grande das perdas totais (mais de 50%, em muitos casos) e não depende da espessura da lâmina nem da composição química (na verdade depende da composição, mas pouco). É claro que o usuário final está interessado nas perdas totais, mas o engenheiro de materiais que está interessado em avaliar o processamento do material deve concentrar sua atenção nas perdas histeréticas. Como o valor das perdas histeréticas varia com a indução máxima aplicada, é conveniente adotar um parâmetro comum: as perdas a 1,5T é o parâmetro mais utilizado na literatura.

Infelizmente ainda não existe um modelamento global que agregue o efeito das diversas variáveis microestruturais nas perdas histeréticas. Os dados disponíveis são do efeito de cada uma delas em diferentes aços e, portanto, não exatamente comparáveis. A Figura 12 mostra que aços tão diferentes quanto um aço 1006 recozido e um aço com 3% de silício podem apresentar perdas histeréticas semelhantes, em torno de 2W/kg (a 60Hz). É possível estimar, baseado nos dados da Figura 13 e em algumas hipóteses simplificadoras, que o aumento do teor de enxofre de 10 para 60ppm aumenta as perdas histeréticas a 60Hz de 1,8 para

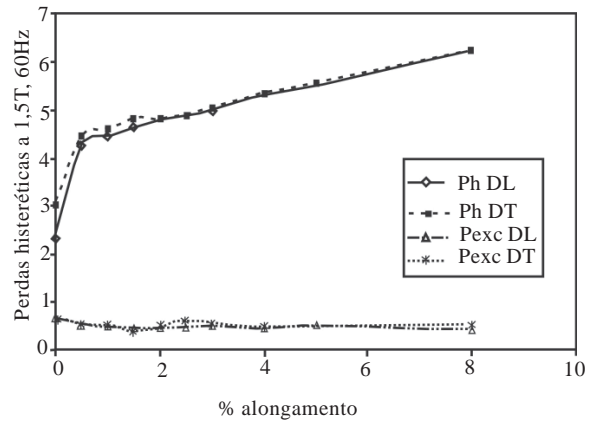


Figura 17 Efeito da deformação plástica nas perdas histeréticas de aço 2%Si. [12].

2,5W/kg. A Figura 14 mostra que o aumento do tamanho de grão faz as perdas histeréticas diminuírem de 2,5 a 1,3W/kg. O efeito da textura pode ser inferido analisando os dados da Figura 16, que mostra que numa mesma chapa as perdas histeréticas podem variar de 1,5 a 2,0W/kg, dependendo da direção em que se aplica o campo magnético. Esse efeito, que é da textura, é radicalizado quando a Figura 12 mostra as perdas histeréticas do aço silício de grão orientado, da ordem de 0,4W/kg na direção de laminação. O melhor valor que já encontrado em nossas medidas, para um aço de grão não orientado, foi o valor de 1,3W/kg em amostra com textura de fibra <100>/DN, ou seja, todos os grãos tem planos (100) paralelos a superfície mas não uma direção preferencial paralela à direção de laminação [15]. A Figura 17 mostra que a deformação plástica é a variável de processo que mais aumenta as perdas totais, por seu efeito nas perdas histeréticas.

6. A Subdivisão das Perdas Histeréticas

É possível que essas variáveis microestruturais tenham efeitos diversos nos diferentes mecanismos de dissipação de energia discutidos no item 3. Duas vertentes de investigação predominaram nos anos 80 e 90 do século XX: a abordagem de Jiles [40], assumindo a existência de uma curva de magnetização anisterética e atribuindo a histerese a efeitos do tipo "atrito interno", e a abordagem

fenomenológica, termodinamicista da equipe de pesquisadores do Instituto Galileo Ferraris, liderada por E. Bertotti e Fiorillo [23, 28], que propunha-se a explicar o comportamento do ruído de Barkhausen pela existência de "objetos magnéticos", volumes onde ocorreria um movimento acoplado de um conjunto de paredes de domínio. A partir de certo ponto o interesse maior de Bertotti passou a ser o modelamento das Perdas de Excesso, que até ali eram tratadas simplesmente como "a energia que falta no balanço energético".

Em 1997, um grupo multidisciplinar, reunido em torno do Laboratório de Metalurgia do Pó e Materiais Magnéticos do IPT para estudar essas diferentes teorias [41], propôs-se a examinar uma outra hipótese: poderia a subdivisão da área de histerese em dois campos, um de altas induções (acima do joelho da curva) e outro de baixas induções (a região em torno do campo coercivo) trazer novas informações sobre a ação dos diferentes mecanismos? A notável forma sigmoidal da curva de histerese por si só sugere a existência de diferentes mecanismos em ação em função do valor da indução.

O grupo discutiu intensamente qual seria o "critério de corte" das áreas: seria um "corte horizontal" para um valor de Indução ou poderia ser um recorte mais complexo da área de histerese? Onde seria o "corte horizontal", na indução de remanência ou na indução da permeabilidade máxima? O grupo adotou este último ponto de corte,

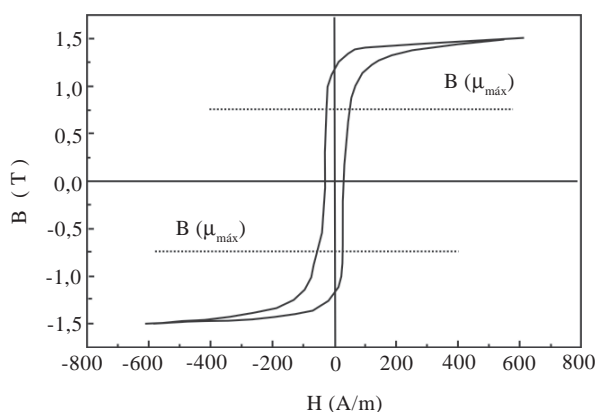


Figura 18 Subdivisão da perda histerética nas componentes de alta indução (acima de $B(\mu_{\max})$) e baixa indução abaixo de $B(\mu_{\max})$.

baseado na indicação de B.D. Cullity de que a inflexão da permeabilidade máxima definiria os campos de predominância de movimentos de parede abaixo dele e rotação de domínios acima dele [21]. A Figura 18 mostra a posição típica do corte entre as duas regiões.

A perda associada à área entre as duas linhas da indução de permeabilidade máxima será chamada de Perdas Histeréticas de Baixa Indução, e a área complementar acima e abaixo daquelas linhas será chamada de Perdas Histeréticas de Alta Indução. Chama a atenção o fato de que o valor da indução da permeabilidade máxima localize-se tão abaixo do "joelho" da curva ali apresentado. Essa questão é importante, pois os valores das duas áreas da perda histerética dependerão da posição daquela linha tracejada. O problema é que nossa opinião sobre a posição do joelho dependerá da escala utilizada para o campo H . Assim, adotamos arbitrariamente como referência o valor da indução da permeabilidade máxima.

Um desafio importante foi colocado pelo Prof. Antonio D. dos Santos, do Instituto de Física da USP: a hipótese de que tal subdivisão traz informação nova pode ser testada avaliando se são variáveis independentes ou não. O exame do comportamento angular de um aço de grão não-orientado, com 3% de silício demonstrou, conforme se vê na Figura 19, que o comportamento das perdas histeréticas de baixa indução é continuamente crescente com o ângulo de aplicação do campo, en-

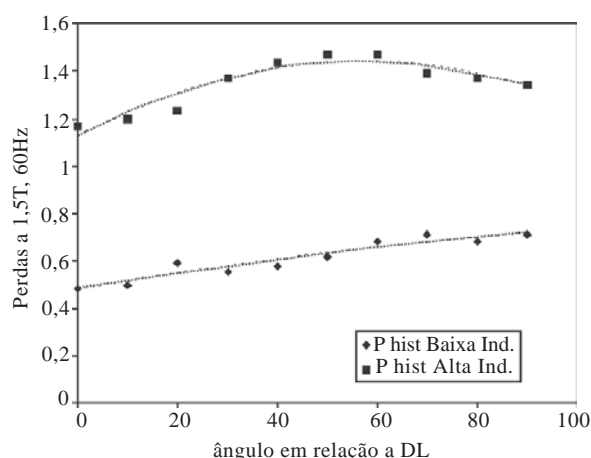


Figura 19 Comportamento angular das perdas histeréticas de Alta Indução e de Baixa Indução.

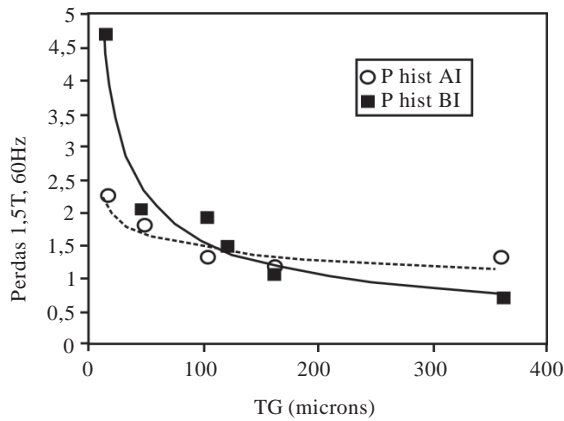


Figura 20 Efeito do tamanho de grão nas duas parcelas da perda histerética.

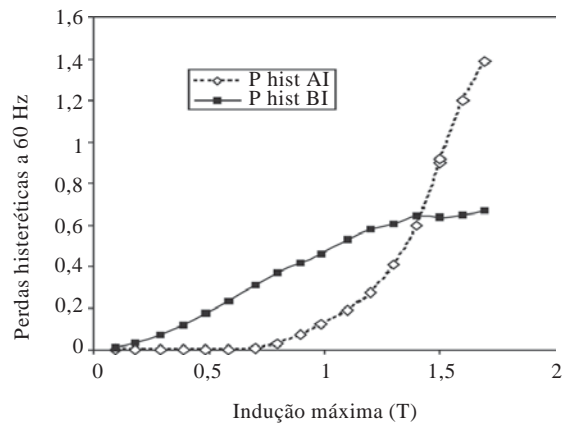


Figura 21 Efeito da indução máxima nas parcelas de Perdas Histeréticas de Alta e Baixa Indução.

quanto que o componente de perdas histeréticas de alta indução passa por um máximo a 55°, indicando associação deste último componente com a textura do material. Além disso, a figura mostra também que as perdas de baixa indução são substancialmente menores que as perdas de alta indução, nesse material.

Em outras circunstâncias esse comportamento é diferente: a Figura 20 mostra o efeito do tamanho de grão na subdivisão das perdas histeréticas para um aço tipo semi-processado, após o recozimento final. A parcela de Baixa Indução é maior que a de baixa indução para pequeno tamanho de grão, e isso se inverte quando o grão cresce.

É claro que o valor das duas parcelas depende fortemente do valor da indução de permeabilidade máxima ($B_{\mu\max}$). Quanto maior $B_{\mu\max}$ maior a parcela de Baixas Induções. De maneira geral o

valor de $B_{\mu\max}$ tem ficado em torno de 0,8T, mesmo para diferentes ângulos de aplicação de campo [32].

A parcela de altas induções, ou seja, a parcela de área acima da indução de permeabilidade máxima é praticamente zero até induções máximas de 0,7T, pois até esse ponto a permeabilidade é crescente. Só existe uma parcela de Perdas de Altas Induções acima de $B_{\mu\max}$, como mostra a Figura 21 Essa parcela cresce significativamente entre 0,7 e 1,5T. É interessante notar que a parcela de Baixas Induções praticamente para de crescer a partir de 1,4T. O campo coercivo também não cresce mais acima de 1,4T. Isso também confirma que essas duas parcelas são variáveis independentes.

Uma questão importante, quando se discute essa subdivisão das perdas histeréticas, refere-se aos possíveis mecanismos que governam a dissipação

	Espessura	Perdas a 1,5, 60Hz	Permeabilidade a 1,5T
	mm	W/kg	
Acesita E105	0,5	3,08	—
Acesita E230AP	0,5	4,65	2.500
Usiminas U260	0,5	5,04	1.820
CSN 50450	0,5	4,4	2.000
CSN 55700-II	0,5	5,1	2.300

Tabela I Propriedades magnéticas típicas dos novos aços lançados pelas siderúrgicas brasileiras

de energia nos dois componentes. É interessante correlacionar os comportamentos acima descritos com as medidas de magnetostricção em função da indução máxima. Makar e Tanner [20] mostraram que, em aços não orientados, até 0,7T quase não há magnetostricção, o que é compatível com a predominância de movimentação de paredes de domínio de 180°. Entre 0,7 e 1,5T ocorre um grande crescimento da magnetostricção, associado a movimento de paredes de 90°. Acima de 1,5T a magnetostricção cai e chega a ficar negativa, devido à rotação dos domínios. É tentador querer associar esse movimento de paredes de 90° com o componente de perdas de altas induções, mas ainda assim continua faltando um modelo explicativo do crescimento das perdas associado a esse mecanismo.

7. Os Novos Aços Comerciais

Acesita, CSN e Usiminas são os 3 grandes fabricantes desses aços. A Acesita tem tido duas linhas de inovação, o desenvolvimento de aços com perdas cada vez menores (o mais recente é o E105) e o desenvolvimento de aços com maior permeabilidade magnética, sendo o mais recente o aço E230 AP.

A Usiminas, por seu lado, lançou há dois anos o Usicore U260, seu aço de mais baixas perdas. A CSN está colocando no mercado o seu CSNcore 55700-II e o CSNcore 50450.

No mercado internacional, a ênfase principal é no lançamento de materiais com maior permeabilidade. Essa tendência deverá manter-se nos próximos anos, pois o controle da textura é caminho mais aberto para esse segmento industrial. Um exemplo de inovação radical é o aço Ekotex, da siderúrgica alemã Ekostahl: suas propriedades magnéticas a 45° da direção de laminação são muito interessantes, ainda que o aço não esteja otimizado quanto às perdas histeréticas [42, 43].

8. Agradecimentos

O autor agradece ao Governo do Estado de S.Paulo, a Fundação de Amparo a Pesquisa do Estado de S.Paulo (proc. 99/10796-8), ao CNPq (Proc. 552354/01-5) e a tantas empresas que têm apoiado a linha de pesquisa em aços elétricos. Agradece também a todas as pessoas que contribuíram e estão contribuindo com as atividades do Laboratório de Metalurgia do Pó e Materiais Magnéticos do IPT.

9. Referências Bibliográficas

1. J. Schneider "Non Oriented Electrical Steels: Present Status And Trends" In.: Soft Magnetic Materials'98 ed. Gorham/Intertech Consulting sem páginas (1998).
2. F.J.G. Landgraf "A evolução do mercado dos materiais magnéticos no Brasil". M & M- Metalurgia e Materiais vol. 55 pp. 624-624, (1999)
3. F.E. Werner "Energy-Efficient Steels for Motor Laminations" Journal of Materials Engineering and Performance v. 1 pp.227-234 (1992).
4. J.R.S. Melo, J.L.R. Pimenta, A.M.S. Silva, M. A. Cunha. "A Produção de Aços Planos Especiais da Acesita: Inoxidáveis e Siliciosos de Grão Orientado e de Grão Não Orientado" Acesita 1982
5. S.C. Paolinelli "Desenvolvimento do produto GNO-110 de perdas magnéticas ultra baixas" in "Anais do 2o Congresso Internacional de Tecn. Met. ABM" , S.Paulo, ABM, CD ROM, sem página (1997).
6. K.M. Marra, E.G. Melo, S.I. Vieira "Influência das condições de descarbonetação nas propriedades magnéticas do aço USICORE 260" in "Anais do 56 Congresso da ABM [CDROM]/ Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais" - São Paulo: Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais, CD ROM pp. 1602-1611 (2001).
7. N. Zwirman e V. Wolgien "Aços para Fins Elétricos, Estágio Atual e Perspectivas" Siderurgia Brasil pp. 34-40 (2001).
8. P. Janson "Soft Magnetic Composites - from DC to MHz with Iron Powder" in 1998 PM World Congress (1998).
9. F.J.G. Landgraf e C. Hernalsteens "Crescimento de grão induzido por deformação em aço baixo carbono". In: Anais do 49. CONGRESSO ANUAL DA ABM, São Pedro , ABM v.1 pp. 135-148 (1995).
10. F.J.G Landgraf, M Emura, J.C. Teixeira, M.F. Campos "Effect of grain size, deformation, aging and anisotropy on hysteresis loss of electrical steels" J.Mag.Mag.Mat. vol. 215 pp. 97-99 (2000)
11. M. Emura, M.F. de Campos, F.J.G. Landgraf, "Angular Dependence of Magnetic Properties of 2% Silicon electrical Steel" Journal of Magnetism and Magnetic Materials v. 226 pp. 1524-1526 (2001).

12. F.J.G. Landgraf, e M. Emura "Losses and permeability improvement by stress relieving of fullyprocessed electrical steels with small deformations" *Journal of Magnetism and Magnetic Materials* v. 242 pp. 152-156 (2002).
13. TAKANOHASHI, Rubens; LANDGRAF, Fernando Jose Gomes; FALLEIROS, Ivan Gilberto Sandoval. "Efeito de um recozimento intermediário com recristalização parcial na textura, microestrutura e propriedades magnéticas de um aço elétrico de grão não orientado" In: *WORKSHOP SOBRE TEXTURA E RELAÇÕES DE ORIENTAÇÃO*, 2001, São paulo. Workshop sobre Textura e Relações de orientação. São Paulo: EPUSP v. 1 pp. B25-B32 (2001).
14. R. Takanohashi, F.J.G. Landgraf, M.F. de Campos "Grain orientation clusters in the primary recrystallization of non-oriented electrical steels" In: *21st Riso International Symposium On Material Science: Recrystallization*, Riso National Lab. v. 1 pp. 601-606 (2000).
15. F.J.G. Landgraf, T. Yonamine, R. Takanohashi et al. "Propriedades magnéticas de aço silício simulando textura de lingotamento contínuo de tiras" In: *56. CONGRESSO ANUAL DA ABM*, , Belo Horizonte. Anais do 56. Congresso Anual da ABM. São Paulo: ABM, 2001. v. 1, p. 1687-1698 (2001)
16. T. Yonamine, F.J.G. Landgraf "Estudo da evolução da textura durante a deformação plástica e recristalização de aço 3,1%Si produzido por solidificação direcional" In: *WORKSHOP SOBRE TEXTURA E RELAÇÕES DE ORIENTAÇÃO*, 2001, São Paulo. Workshop sobre Textura e Relações de orientação. São Paulo: EPUSP, 2001. v. 1, p. B1-B7 (2001).
17. G. Wolf In. *Encyclopaedia Cinematographica*, Gottingen (1971)
18. Honda e Kaya apud B.D. Cullity "Introduction to Magnetic Materials", Addison-Wesley (1972)
19. W.L. Wester "Magnetostriction in iron crystals" *Proc Royal Soc. A* v.109 pp.570-584 (1925) apud B.D. Cullity, B.D. "Introduction to Magnetic Materials", Addison-Wesley (1972) p.256.
20. J.M. Makar e B.K. Tanner "The in situ measurement of the effect of plastic deformation on the magnetic properties of steel - Part I: Hysteresis loops and magnetostriction" *Journal of Magnetism and Magnetical Materials* v. 184, pp. 193-208 (1998).
21. B.D. Cullity, B.D. "Introduction to Magnetic Materials", Addison-Wesley (1972).
22. S. CHIKAZUMI "Physics of Magnetism". J. Wiley (1964).
23. B. Alessandro, C. Beatrice, G. Bertotti, A. Montorsi "Phenomenology and Interpretation of the Barkhausen effect in ferromagnetic materials" *J. Appl. Phys.* V. 64 pp. 5355-5360 (1988).
24. R.L. Sommer, F.P. Livi "Barkhausen Noise Measurements in Small (110) [001] Silicon-Iron Samples" *Phys. Stat. Sol.(A)* v. 120 pp. 609-615 (1990).
25. M. Emura e F.J.G. Landgraf "Efeito da indução máxima nas perdas magnéticas de aço 3%Si" In: *57. CONGRESSO ANUAL DA ABM*, S.Paulo. Anais do 57. Congresso Anual da ABM. São Paulo: ABM, 2002. v. 1, pp. 932-945 (2002)
26. C.P. Steinmetz "On The Law Of Hysteresis" *Trans. AIEE* V.9, pp. 3-64, (1892).
27. R.H. Pry e C.P. Bean "Calculation Of The Energy Loss In Magnetic Sheet Materials Using A Domain Model" *Journal Applied Physics* V.29 pp. 532-533 (1958).
28. G. Ban e G. Bertotti "Dependence On Peak Induction And Grain Size Of Power Losses In Nonoriented Sife Steels" *J. Appl. Phys.* V. 64, pp. 5361-5363 (1988).
29. M. Emura, F.J.G. Landgraf, M.A. Filipini, "Efeito Do Envelhecimento Nas Propriedades Magnéticas De Um Aço Elétrico" In: *Anais do VI SEMEL -Seminário De Materiais Elétricos*, Curitiba, Dezembro de 1998. v. CD-ROM, p. 711-718 (1998).
30. K.M. Podurets e S.S. Shilstein, "Measurement Of The Domain Wall Thickness In Silicon Iron Using The Adiabatic Spin-Flip Effect On Neutron Refraction" *Physica B* v.297 , pp. 263-367 (2001).
31. H. Shimanaka, Y. Ito, T. Irie, K. Matsumura, H. Nakamura, Y. Shono, "Non Oriented Si-Steels Useful For Energy Efficient Electrical Apparatus" . In: *Energy Efficient Electrical Steels*, pp..193-204 (1981).
32. M.A. Cunha, e P.C. LUNA "Textura e anisotropia do aço silício" *Anais do 55 Congresso da ABM*, S.Paulo ABM, p. 1506-1510, (2000).
33. F.J.G. Landgraf, T. Yonamine, M. Emura, M.A. Da Cunha "Modelamento da anisotropia de propriedades magnéticas de aços siliciosos totalmente processados" in: *Anais do 56 Congresso da*

PROPRIEDADES MAGNÉTICAS DE AÇOS PARA FINS ELÉTRICOS

ABM Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais - São Paulo: Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais, [CDROM]pp. 1612-1620 (2001).

34. H. Shimanaka, Y. Ito, K. Matsumura; B. Fukuda, "Recent development on non-oriented electrical steel sheets" *J. Magn. Mag. Mat.*, v. 26, p. 57-64, (1982).

35. G. Bertotti, G. D. Schino, A. F. Milone, F. Fiorillo "On The Effect Of Grain Size On Magnetic Losses Of 3% Non-Oriented SiFe" *Journal De Physique*, V.9, P. 385-388 (1985).

36. A. Mager "About The Influence Of Grain Size On The Coercivity" *Ann. Phys. Leipzig*, pp. 11-15 (1952).

37. M.A. Cunha, S.C. Paolinelli, M.G.M.M. César "Avanços Na Produção De Aço Silício De Grão Não Orientado Na Acesita" In: 56º Congresso Anual Da ABM (2001)

38. F.J.G. Landgraf, R. Takanohashi, M.F. de Campos "Tamanho de grão e textura em aços elétricos de grão não orientado" In: *Textura e relações de orientação Padilha e outros* (Ed.) pp. 161-188, Brasmetal, S. Paulo (2001).

39. N.P. Goss "Electrical sheet and method for its manufacture and test" U.S. Patent 1.965.559 (1934).

40. D. Jiles e D.L. Atherton "Theory Of Ferromagnetic Hysteresis" *Journal Of Magnetism And Magnetic Materials*, V. 61, pp. 48-60 (1986).

41. F.J.G. Landgraf; J.C. Teixeira; M. Emura, M.F. de Campos, C.S. Muranaka "Separating components of the hysteresis loss of non-oriented electrical steels". *Proc. IV Latin American Workshop of Magnetism and Magnetic Materials. Mat. Sci. Forum* v. 302-303 p. 440-445 (1998).

42. M.A. da Cunha, N.C.S.B. Zwirrmann, V.W. Volgien, R.S. Germano, F.J.G. Landgraf, T. Yanomine, R. Takanohashi e N.B. de Lima "The angular dependence of magnetic properties of electrical steels" In: 21st Annual Conference on Properties and Applications of Magnetic Materials Illinois Institute of Technology, EUA, sem página (2002).

43. B. Boer, J. Wieting "Formation Of A Near {001}<110> Recrystallization Texture In Electrical Steels". *Scripta Materialia*, V. 37 pp. 753-760 (1997).