

## Capítulo 13

# Tamanho de grão e textura dos aços elétricos de grão não-orientado

F. J. G. Landgraf, R. Takanohashi, M. F. de Campos

- [11] H.Inagaki "Transformation textures in control-rolled high tensile strength steel", in "Proc. 5th Int. Conf. on Textures of Materials", edited by G.Gottstein and K.Lucke, Springer Verlag, Berlin, Vol.2, pp.157-166 (1978).
- [12] H.Inagaki in "Proc. 6th Int. Conf. on Textures of Materials", Tokyo, The Iron and Steel Institute of Japan, Vol.1, pp.149 (1981).
- [13] H.Inagaki "Effect of finishing temperature on the texture development in control-rolled low carbon steel", Z. Metallkde, 74, pp.716-726 (1983).
- [14] H.Inagaki "Formation of transformation textures in control-rolled low carbon steels", Z. Metallkde, 75, pp.510-516 (1984).
- [15] G.J.Davies, J.S.Kallend, P.P.Morris "The influence of hot deformation of austenite on the properties of ferrite through the development and inheritance of texture" in "The Hot Deformation of Austenite", American Institute of Mining, Metallurgical and Petroleum Engineers, New York, pp.599-627 (1977).
- [16] H.Inagaki and M.Komoda Tetsu-to-Hagané (J. Iron Steel Inst. Jpn.), 67, S640 (1981).
- [17] R.K.Ray, Ph.Chapellier, J.J.Jonas, Textures and Microstructures, Vol.12, pp.141-153 (1990).
- [18] C. S. da Costa Viana, P. R. Rios, L. P. M. Brandão "Texture and microstructure of some low alloy steels containing Nb and B", Textures and Microstructures, Vol.8-9, pp.223-231 (1988).
- [19] G.J.Davies, J.S.Kallend, P.P.Morris "The quantitative prediction of transformation textures", Acta Met., Vol.24, pp.159-172 (1976).
- [20] R.M.Bateman, and G.J.Davies: Proc. 6th Int. Conf. On Textures of Materials, The Iron and Steel Institute of Japan, Tokyo, 1981, vol.1, pp.690-702.
- [21] M.P.Butrón-Guillén, J.J.Jonas, and R.K.Ray, Acta Met, 1994, vol.42, pp.3615-27.
- [22] A.Akbarzadeh, and J.J.Jonas, Proc. Thermomechanical Processing, Theory, Modelling and Practice, Stockholm, 1996.
- [23] N.J.Wittridge, J.J.Jonas, J.H.Root "A dislocation-based model for variant selection during the  $\gamma \rightarrow \alpha$  transformation", Metall. Mat. Trans., Vol.32A, pp.889-901 (2001).
- [24] A.Jones and B.Walker, Met. Sci., 8, pp.397 (1974).
- [25] K.Haslam, T.Coleman, D.Dulieu, I.L.Dillamore, in "Deformation and recrystallization texture in metals and their industrial applications", European Colloq. on Textures, Pont-à-Mousson, Société Française de Métallurgie, pp.369 (1973).
- [26] J.Pospiech, J.Jura and A.Maciosowski, in Deformation and recrystallization textures in metals and their industrial application, European Colloq. on Textures, Pont-à-Mousson, 1973, Société Française de Métallurgie, 117.
- [27] C.M.Sargent, Scr. Metall., 8, pp.821, (1974).
- [28] J.J.Jonas, M.P.Butrón-Guillén, C.S.da Costa Viana in "Proc. 11th Int. Conf. on Textures of Materials", Xian, China, International Academic Publishers, Beijing, China, Vol.1, pp.575-591 (1996).
- [29] J.F.Bishop, R.Hill, Phil. Mag., Vol.42, pp.414-427, 1298-1307 (1951).
- [30] M.Sum, J.J.Jonas "A dislocation reaction model for variant selection during the austenite-to-martensite transformation", Textures and Microstructures, Vol.31, pp.187-215 (1999).

## 1. Introdução

## 2. A composição química dos aços elétricos

## 3. O processo de fabricação dos aços para fins eletromagnéticos

## 4. A estrutura bruta de solidificação

## 5. Evolução da textura durante a laminação a quente

## 6. Evolução da textura durante a laminação a frio

- 6.1 As heterogeneidades microestruturais da laminação a frio
- 6.2 A textura da laminação
- 6.3 Laminação cruzada ou "cross-rolling"
- 6.4 Laminação em duas etapas
- 6.5 A "laminação de encruamento" dos aços semiprocessados

## 7. A Recristalização

- 7.1 A recristalização do recozimento contínuo
- 7.2 Efeito do tamanho de grão da BQ na textura da recristalização.
- 7.3 A recristalização no recozimento após a laminação de encruamento

## 8. Evolução da textura no crescimento de grão

## 9. Crescimento anormal dos grãos ou recristalização Secundária

## 1. INTRODUÇÃO

Aços para fins eletromagnéticos ou aços elétricos são materiais de grande relevância para a indústria mundial. 300.000 t de aços elétricos foram consumidas no Brasil em 1999 [1]. São utilizados principalmente em motores elétricos e transformadores. O rendimento energético dessas máquinas elétricas depende da permeabilidade e das "perdas magnéticas" devido à dissipação de energia associada à excitação em corrente alternada.

O tamanho de grão tem um efeito muito forte nas perdas magnéticas. 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  $\mu\text{m}$  [2]. A Figura 1 exemplifica esse comportamento, mostrando a variação das perdas magnéticas medidas a 1,5T e 60 Hz.

A textura dos aços elétricos afeta o desempenho desses equipamentos, devido à forte anisotropia de propriedades magnéticas. É muito mais fácil magnetizar o ferro na direção  $\langle 100 \rangle$  do que em qualquer outra direção, pois o eixo de magnetização espontânea nos cristais de Fe- $\alpha$  é o  $\langle 001 \rangle$ . A pior direção para a magnetização é a  $\langle 111 \rangle$ . A Figura 2 mostra curvas de magnetização para as direções  $\langle 100 \rangle$ ,  $\langle 110 \rangle$  e  $\langle 111 \rangle$ .

Os aços para transformadores se beneficiaram da descoberta, feita por Norman P. Goss em 1934 [5], de um processo que gera uma textura cristalográfica muito intensa em aços silício, 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 0,35 mm, tamanho de grão médio maior do que 5 mm (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.

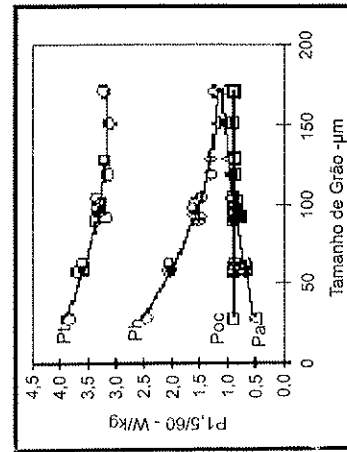


Figura 1: Efeito do tamanho de grão nas perdas magnéticas totais (Pt), perdas histeréticas (Ph), perdas clássicas (Poc) e perdas anômalas (Pa)

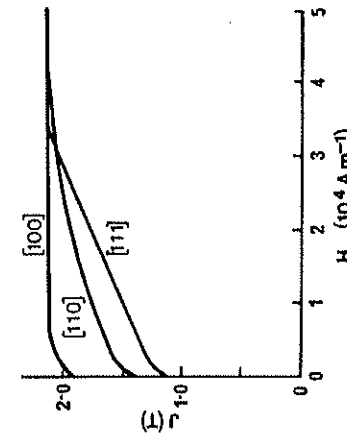


Figura 2: Curvas de magnetização de ferro em 3 direções distintas de um monocristal de ferro [4].

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 continuamente 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. Muitas vezes observam-se aços elétricos de grão não-orientado [6] com um componente Goss pronunciado, pois essa orientação tem 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.

Existem duas classes de aços elétricos de grão não-orientado: os semiprocessados e os aços totalmente processados. Os aços de grão não-orientado 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  $\mu\text{m}$ . A textura final é produzida durante o recozimento final. Outros fenômenos ocorrem durante o recozimento final, como a descarbonetação e a eliminação de tensões residuais [7].

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.

A Figura 3 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; as propriedades magnéticas abordadas foram as perdas totais a 1,5T, 60Hz, e a permeabilidade. A permeabilidade é expressa de diferentes maneiras, uma delas através da propriedade conhecida como  $B_{50}^0$  o valor da indução atingido com um campo magnético de 50 A/cm, por ser uma propriedade que depende quase que exclusivamente da textura.<sup>1</sup>

<sup>1</sup>  $B_{50}$  praticamente independe do tamanho de grão, da distribuição de inclusões ou da espessura da amostra, mas é afetado pelas tensões mecânicas, incluindo as introduzidas pela deformação plástica. Como interessa-

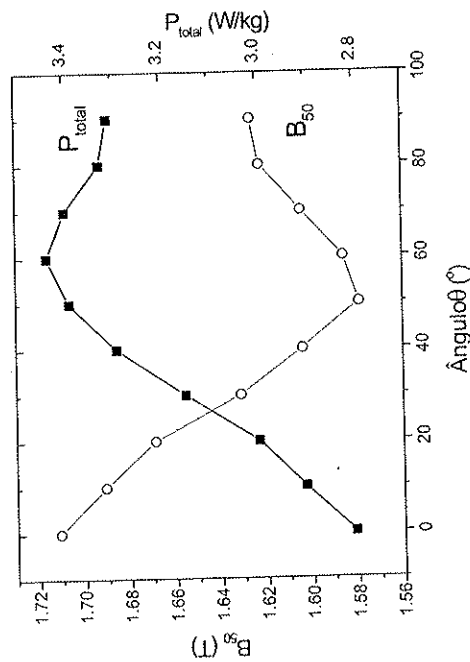


Figura 3: Efeito do ângulo de corte nas perdas a 1,5T, 60 Hz e na indução  $B_{50}$  de aço 3%Si. [8].

Os dados apresentados na Figura 3 exemplificam a importância da textura nas propriedades magnéticas. Tanto a variação de perdas como a variação de  $B_{50}$  em função do ângulo são direta consequência da presença de componentes de textura que geram anisotropia, em especial componentes Goss (110) [001] sempre observadas na textura de recristalização de aços elétricos [7]. O ponto de mínimo para  $B_{50}$  e máximo de perdas (em

$B_{50}$  em função do ângulo. Aço com 2% Si

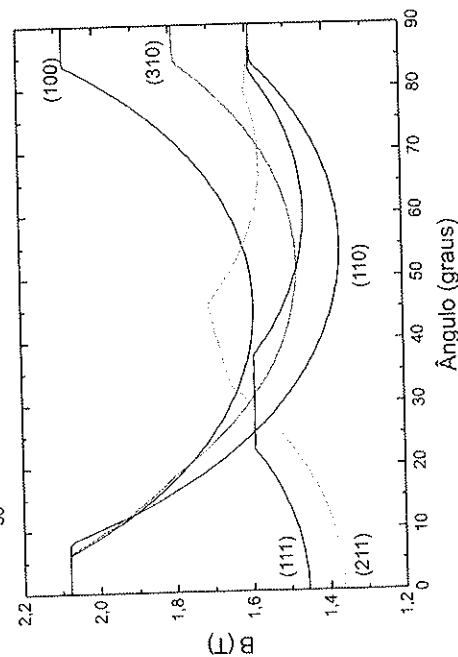


Tabela 1 - Planos do Fe- $\alpha$  para os quais foram efetuados cálculos.

Plano	Conversão de direções
(100)	0° [100] [010]
(310)	0° [100] [031]
(110)	0° [100] [011]
(211)	90° [111] [011]
(111)	90° [211] [011]

torno de 55°, ver Figura 3) é explicado pela presença de componentes Goss (110)[001], conforme pode ser notado na Figura 4, a qual foi construída segundo um modelo teórico descrito em mais detalhes em [7].

## 2. A COMPOSIÇÃO QUÍMICA DOS AÇOS ELÉTRICOS

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 dentro as diferentes classes de aços elétricos. Seu teor de carbono final tem de ser abaixo de 0,003%, mas podem ser produzidos com carbono abaixo em torno de 0,06%, se for descarbonetado no reczimento final realizado após o corte final das lâminas. A tendência atual é produzi-los com carbono abaixo de 0,003%. A classe de menor custo tem silício na faixa dos milésimos e alumínio da ordem de 0,04%. O efeito benéfico da adição de silício e alumínio - aumentar a resistividade elétrica - faz com que esses elementos sejam usados em até 3,5 e 0,5%, respectivamente, mas com sensível aumento de custo. Essa gama de composições químicas faz com que existam importantes diferenças quanto ao efeito do processamento na textura final. Cunha [10] confirmou os resultados de Shimanaka [11] de que o aumento do alumínio para teores da ordem de 1% praticamente eliminou a fibra gama e fortaleceu componentes próximos à fibra cúbica de aços com 3%Si.

As impurezas que formam inclusões de nitretos, sulfetos e óxidos, além de seu efeito deletério direto nas propriedades magnéticas, afetam-nas também indiretamente através de seu efeito no tamanho de grão e na textura. O efeito das inclusões na textura dos aços de grão orientado é muito importante, mas pouco será discutido aqui. O efeito nos aços não-orientados é pequeno: a localização da deformação plástica em torno das inclusões torna essas regiões sítios privilegiados de nucleação, mas sem qualquer orientação preferencial, tendo um efeito aleatorizante na textura. Só a precipitação de nitretos de alumínio logo antes ou durante a recristalização torna importante o efeito das inclusões na textura

### 3. O PROCESSO DE FABRICAÇÃO DOS AÇOS PARA FINS ELETROMAGNÉTICOS

A maioria das aplicações dos aços para fins eletromagnéticos utiliza chapas laminadas<sup>2</sup> de espessura abaixo de 0,7 mm. São aços produzidos por lingotamento contínuo,<sup>3</sup> seguido de laminação a quente, laminação a frio e recozimento.

O tamanho de grão e a textura final são gerados no último recozimento, resultado de recristalização e crescimento de grão. A textura da recristalização é controlada principalmente pelas orientações dos núcleos recristalizados [12], que crescem numa matriz formada por cristais deformados que sofreram rotações durante a laminação a frio. A textura da recristalização parece carregar uma herança da textura do material no estado anterior a laminação a frio, ou seja, a textura da bobina laminada a quente. Com isso, é necessário discutir todo o processamento dos aços elétricos para entender os fatores que controlam sua textura.

Um dos objetivos do controle da textura dos aços elétricos é evitar a presença de grãos com o plano  $\{111\}$  paralelo à superfície da chapa (essa fibra é denominada  $\{111\} \langle uvw \rangle$ ,  $\langle 111 \rangle / \text{DN}$  ou fibra gama). Ao contrário, essa é exatamente a fibra objetivada nas chapas de aço para estampagem [13]. Com isso, a literatura sobre textura de aços para estampagem mostra exatamente o que deve ser evitado na textura dos aços elétricos, e vice-versa.

### 4. A ESTRUTURA BRUTA DE SOLIDIFICAÇÃO

Os aços com alto teor de silício não sofrem transição delta-gama-alfa no resfriamento. Com isso, sua estrutura bruta de solidificação tem uma zona colunar bem definida, podendo ocupar quase toda a espessura da placa, de mais de 20 cm. Os grãos colunares crescem, mantendo a direção  $\langle 100 \rangle$  paralela à direção de crescimento, o que faz com que a zona colunar tenha uma textura próxima à textura ideal dos aços para motores,  $\langle 100 \rangle // \text{DN}$ . Os grãos colunares do lingotamento contínuo não são exatamente perpendiculares à superfície da placa; eles têm uma inclinação da ordem de  $11^\circ$  [14]. Não existem referências na literatura sobre o efeito dessa forte textura da estrutura bruta de solidificação das placas de lingotamento contínuo na textura final, mas o tema já está sendo investigado em associação com a nova tecnologia do lingotamento contínuo de tiras [15].

A ocorrência das transições delta-gama-alfa nos aços com teor de silício abaixo de 2% elimina a região colunar e minimiza a textura da estrutura bruta de solidificação.

### 5. EVOLUÇÃO DA TEXTURA DURANTE A LAMINAÇÃO A QUENTE

A laminação a quente tem por objetivo reduzir a espessura do material, que parte de uma placa de mais de 200 mm e produz uma chapa bobinada de aproximadamente 2 mm de

espessura. A textura da bobina laminada a quente (BQ) tem influência na textura final do aço, mas poucos trabalhos abordaram essa questão [16, 7]. Por outro lado, vários aspectos da microestrutura do final da laminação a quente têm efeito importante na textura final, tais como o tamanho de grão e a partição do carbono e nitrogênio entre a solução sólida e os precipitados.

Existem grandes diferenças de processamento associadas à variação da temperatura ao longo do processo, devido ao emprego de equipamentos diferentes. O mais comum é o uso de trens de laminação, como no caso da CSN e Usiminas, enquanto a Acesita dispõe de um laminador reversível com reaquecimento nos dois lados do laminador (Steckel). Outra fonte de variação do processo está associada aos variados teores de silício (de zero a 3,5%) e carbono (de 0,005 a 0,08%), que afetam as fases em equilíbrio. A maior parte das atenções da literatura costuma se voltar ao controle das temperaturas de reaquecimento das placas, do final de laminação e da temperatura de bobinamento, com o objetivo de controlar o tamanho de grão e forçar a precipitação de nítretos na bobina laminada a quente (BQ).

O final da laminação a quente pode ocorrer no campo austenítico, no campo bifásico e no campo ferrítico, dependendo da composição química do aço e da temperatura de final de laminação, como mostra a Figura 5. Por exemplo, um aço com 1,3%Si, cujo Ar1 é  $930^\circ\text{C}$  [17], quando terminada a laminação a  $910^\circ\text{C}$  mostra grãos de ferrita deformada, e o encruamento cresce significativamente quando a temperatura está abaixo de  $750^\circ\text{C}$ . Quando a laminação é concluída no campo austenítico, o material fica tipicamente com fraca fibra gama, fracos componentes  $\{110\} \langle 110 \rangle$  e Goss e intensidade moderada de fibra alfa [17].

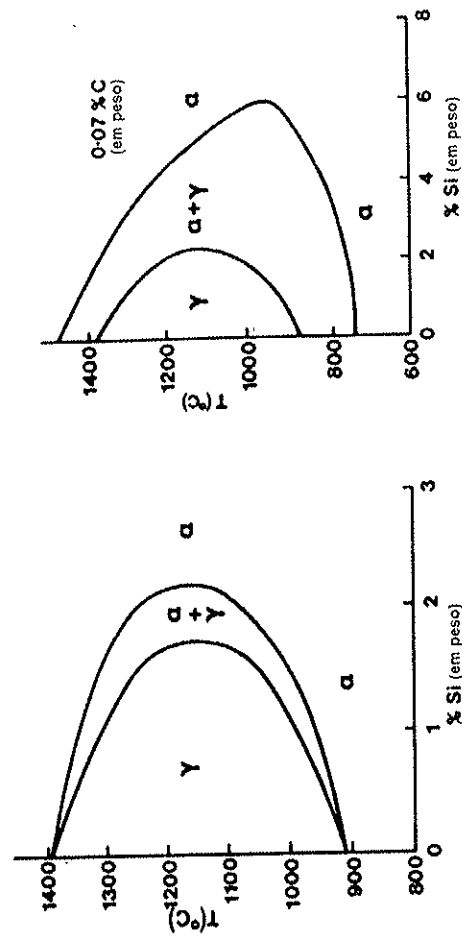


Figura 5: Diagrama Fe-Si. a) Região rica em Fe do diagrama Fe-Si; b) o efeito da adição de 0,07% C, nessa região do diagrama (conforme Crangle, apud [4]).

<sup>2</sup> Este trabalho não abordará as aplicações de barras de aço baixo carbono e inoxidáveis em relés.

<sup>3</sup> Durante a década de 90, praticamente desapareceram os aços efervescentes e capeados, produzidos por lingotamento convencional, que foram até então muito usados em motores elétricos, por sua maior velocidade

Na prática, as possíveis condições de laminação podem atravessar as seguintes regiões (ver Figura 6) [18]:

- Deformação na região de recristalização de  $\gamma$ ;
- Deformação na região de não-recristalização de  $\gamma$ , acima de  $A_{r3}$ ;
- Deformação na região  $\gamma+\alpha$ ;
- Deformação na região  $\alpha$ .

A Figura 7 foi originalmente elaborada [18] para descrever a evolução de textura em aços baixo-carbono IF ("interstitial free", livres de intersticiais) para estampagem, mas aplica-se também aos aços elétricos, em especial os aços com baixos teores de Si e Al.

Normalmente, o material proveniente da região de recristalização de  $\gamma$  apresenta grande tamanho de grão (ver Figura 6). O tamanho de grão tende a ser menor se a laminação a quente atravessa as regiões de não-recristalização de  $\gamma$  e  $\gamma+\alpha$ . Os eventos que ocorrem nessas regiões são discutidos em maiores detalhes por [18] e ilustrados pela Figura 7, que

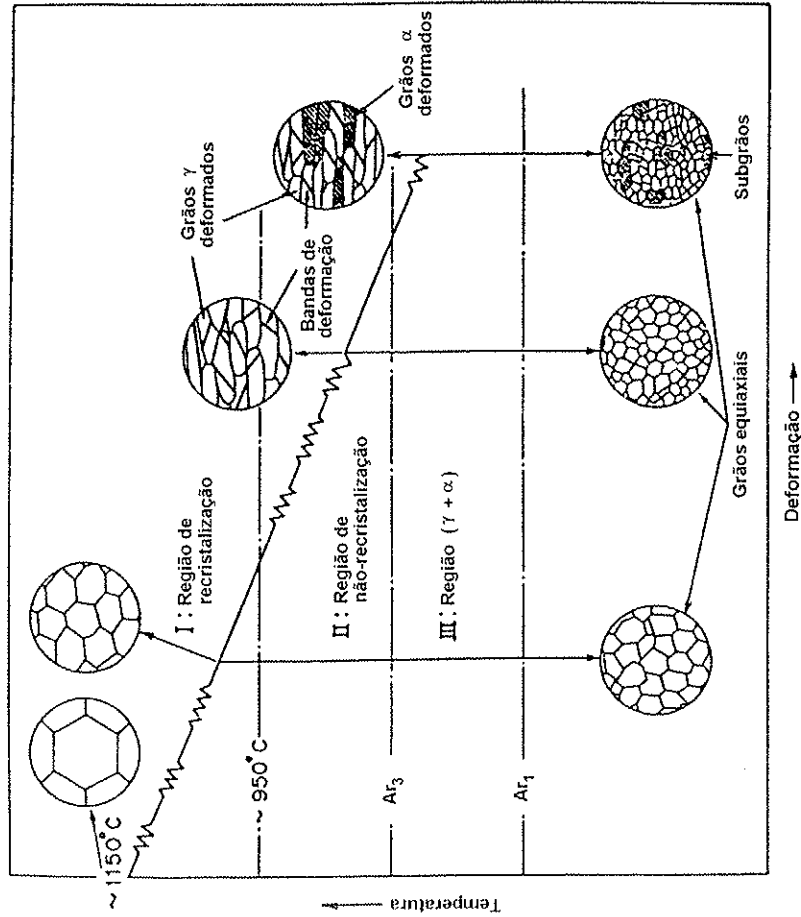


Figura 6: Diagrama esquemático ilustrando os estágios do processo de laminação controlada e as mudanças na microestrutura em cada estágio [18]

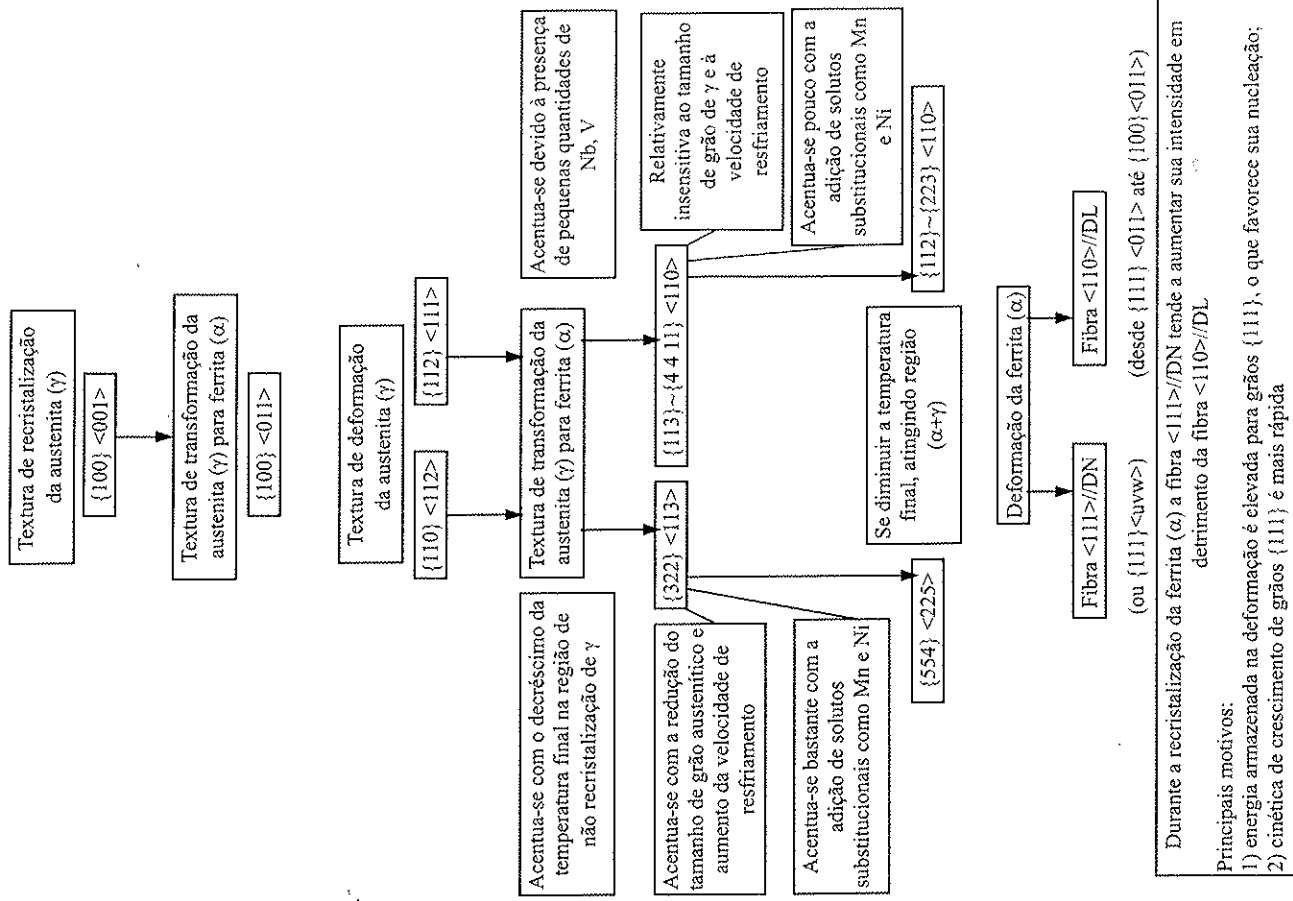


Figura 7: Diagrama esquemático mostrando o efeito de diversas variáveis de processamento na textura de aços baixo carbono, segundo [18].

deve ser observada juntamente com a Figura 6. Notar na Figura 7 que a região de recristalização de  $\gamma$  pode atingir 950 °C.

A presença de elementos de liga altera as regiões e as temperaturas onde ocorrem as fases  $\gamma$  e  $\alpha$ . Deve-se mais uma vez ressaltar que o Si (e também o Al) costuma ser usualmente utilizado nestes materiais. Um aço com 2,5%Si não passa por transformações de fase, é ferrítico desde a solidificação.

Quanto menor a temperatura de final de laminação a quente, ou seja, quanto mais intensa a deformação no campo ferrítico, fortalece-se a fibra alfa, especialmente o componente  $\{100\} <011>$  e menos intensa a fibra gama [16]. De qualquer maneira, a textura é bem semelhante àquela da laminação a frio.

Com relação à precipitação de nitretos, existe uma cultura tradicional, oriunda do processamento de aços semiprocessados tipo ABNT 1006 acalmado que após laminação a frio costumava ser recozido em caixa, a temperaturas da ordem de 630 °C. Naquele caso, era importante ter baixa temperatura de recozimento de placa - para reduzir a dissolução dos nitretos - e alta temperatura de bobinamento, para garantir a precipitação dos nitretos de alumínio antes da laminação a frio, como mostra a Figura 8 [19]. Esses precipitados criam deformações localizadas em tornos deles, na laminação a frio, tendo um efeito aleatorizante na textura de recristalização. Outro objetivo desse processamento era garantir a ausência de precipitação de nitretos durante o recozimento em caixa, processo clássico de garantir forte textura  $\{111\}$  [20].

Esse efeito é menos crítico nos aços semiprocessados produzidos com recozimento contínuo (após a laminação a frio), pois a temperatura mais alta do recozimento faz com que a recristalização ocorra antes da precipitação dos nitretos.

Para os aços totalmente processados, também é importante manter baixa a temperatura de recozimento de placas e alta a temperatura de bobinamento para garantir que os

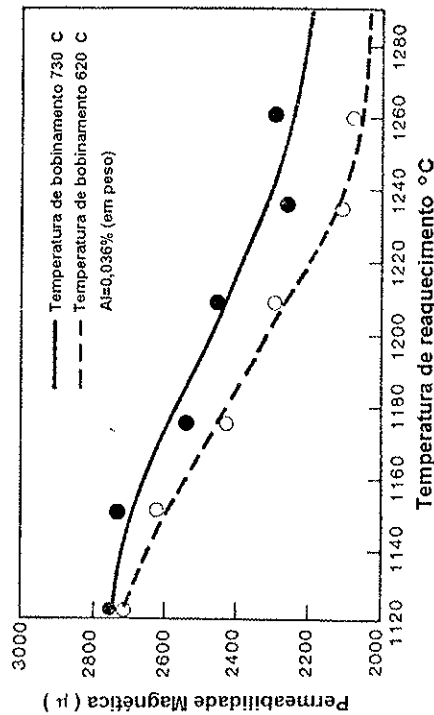


Figura 8: Efeito do teor de alumínio, da temperatura de recozimento e da temperatura de bobinamento na permeabilidade de aços elétricos. [19]

nitretos e sulfetos sejam bem grosseiros (maiores que 2  $\mu\text{m}$ ), visando facilitar o crescimento de grão no recozimento final.

O tamanho de grão da BQ tem grande efeito na textura final dos aços elétricos, mas como esse efeito se realiza na recristalização após a laminação a frio, isso será discutido em mais detalhe no item 7.2. Muitas patentes foram depositadas nos anos 80 e 90 ligadas a diferentes estratégias de crescimento de grão final da bobina quente [21].

Dados os muitos condicionantes descritos anteriormente, não é surpresa que a literatura traga poucos e variados dados da textura dos materiais antes da laminação a frio, ou seja, a textura da BQ. Alguns dados de textura de BQ laboratorial podem ser encontrados em [7]. Kestens [16] mostrou que uma BQ comercial belga tem um componente  $\{100\} <011>$  muito forte (25 vezes o aleatório) em um aço 0,4 %Si e 0,3%Al, conforme mostra a Figura 9. Pode haver considerável variação na textura ao longo da espessura da bobina laminada a quente. Evidências apontam para um forte componente Goss na superfície dos aços produzidos pela Acesita [22], mas a textura no interior da chapa é semelhante a da Figura 9.

## 6. EVOLUÇÃO DA TEXTURA DURANTE A LAMINAÇÃO A FRIO

### 6.1 As heterogeneidades microestruturais da laminação a frio

A heterogeneidade da deformação foi reconhecida primeiramente por Barrett (1939) [23], que argumentou que heterogeneidades desse tipo contribuíam para a inabilidade de prever o comportamento do encruamento e das mudanças de orientação durante a deformação. Segundo aquele autor, os grãos deformados subdividem-se em regiões dentro das quais a orientação cristalina é constante, mas é significativamente diferente da orientação presente em qualquer outra região naquele grão. Barrett chamou essas regiões de "bandas de deformação".

Estudos da década de 60 mostram o efeito da deformação na microestrutura de monocristais. Naqueles trabalhos, observa-se uma rotação de partes do monocristal em

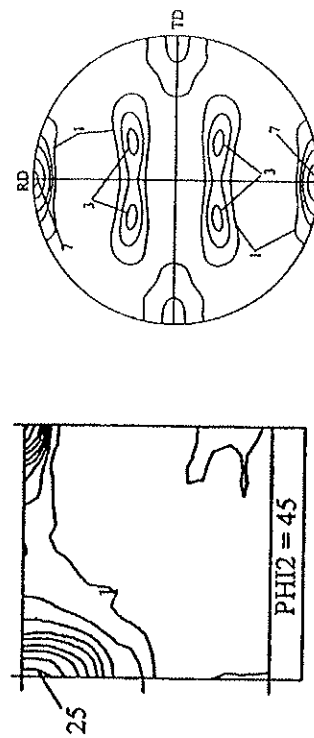


Figura 9: (a) Corte do ODE para phi2=45 (rotação de Debye-Néel) da laminação a frio. (b) Diagrama de contornos de orientação cristalográfica.

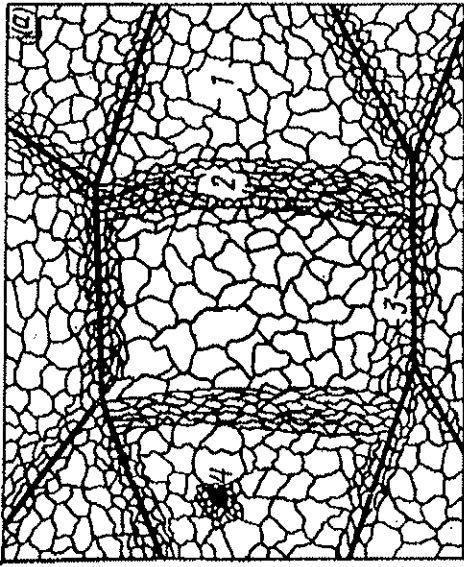


Figura 11: Subestruturas formadas durante deformação plástica de aço (Gorelik [28]). (1 - banda de deformação, 2 - microbandas, 3 - regiões de contorno de grão, 4 - regiões de inclusão).

metais cúbicos de face centrada [26]. Outro termo encontrado é banda de cisalhamento intragranular ("in-grain shear bands") [27]. Essas bandas de cisalhamento dentro dos grãos são muito similares às encontradas em materiais deformados observados por microscopia óptica ou eletrônica de varredura. No extremo da complicação de nomes, alguns autores usam o mesmo termo para evidências diversas. Visando sistematizar algumas das diferenças de nomenclatura, partiu-se de esboço de Gorelik [28], que ilustra algumas diferentes estruturas formadas no interior dos grãos durante a deformação plástica. É provável que a subestrutura seja mais complexa do que a esquematizada na Figura 11, podendo haver mais de um tipo de microbandas, conforme apresentado por Bay e Hansen [29].

A Tabela 2 compara a nomenclatura adotada por diversos autores para as regiões 1 e 2 da figura anterior, tais como Walter e Koch [24], Gorelik [28], Niels Hansen [26], Dillamore [30], Hu [31], Doherty [25], Barnett e Jonas [27] de acordo com a legenda da Figura 11.

A microscopia óptica permite identificar o surgimento de linhas inclinadas a aproximadamente 30 a 45° da direção de laminação (provavelmente associadas às bandas de transição anteriormente descritas) com aproximadamente 20% de deformação. Por microscopia de varredura é possível identificar essas linhas, em alguns grãos, já quando  $\epsilon = 0,09$  [32]. O ângulo que essas linhas fazem com a direção de laminação continua próximo a 35° mesmo quando a deformação aumenta, até com  $\epsilon = 1,5$ . Murakami e outros [33] mostraram que as "bandas de cisalhamento" de monocristais de Fe-3%Si laminados formavam-se com 28% de redução de área, num ângulo de aproximadamente 30° com a direção de laminação. Aumentando a deformação, a rotação do cristal fez o ângulo das bandas iniciais diminuir, mas novas

relação à normal ao plano da chapa formando estruturas de discordâncias como bandas de transição, bandas de deformação e microbandas. De acordo com Walter e Koch [24], durante a deformação de monocristais, uma parte do grão sofre rotação num sentido e outra parte no sentido oposto, gerando, na interface, uma região de acomodação dessas rotações, chamada de banda de transição. As regiões que sofreram rotação são chamadas de bandas de deformação; existe uma única orientação dentro destas. Doherty [25] mostrou que dentro de um único grão de um material policristalino deformado plasticamente pode haver várias bandas de deformação ou, como preferiu Doherty, bandas-matriz. A Figura 10 mostra que as bandas A1, A2, A3 e A5, apesar de espacialmente separadas, têm orientação bem semelhante, próximas de [100], enquanto as bandas A2 e A4 estão próximas de [111] e A6 de [411]; as linhas escuras entre as bandas seriam as bandas de transição (Doherty não usou esse nome).

Walter e Koch [24] mostraram que as bandas de transição apresentam sub-bandas, com contornos de baixo ângulo e diferenças de orientação da ordem de 2° entre cada uma delas. A diferença de orientação entre duas bandas de deformação vizinhas, que pode chegar a 30°, é acumulada pelos contornos de baixo ângulo do interior da banda de transição. Naquela série de experimentos de Walter e Koch, dentre as orientações do interior da banda de transição, encontrava-se a orientação inicial antes da deformação plástica. A posterior nucleação da recristalização ocorreu exatamente nessa orientação.

A equipe do Dr. Niels Hansen, do Riso National Laboratories da Dinamarca, costuma identificar diferenças mais sutis entre microbandas, paredes de alta densidade de discordâncias ("dense dislocation walls"), bloco de células e outros em estruturas vistas em

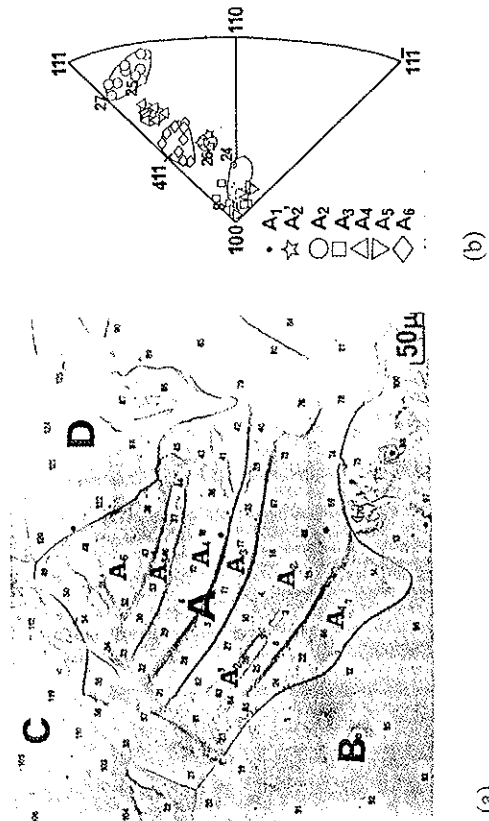


Figura 10: (a) Ferro de tamanho de grão grosseiro com 40% de compressão. O eixo de compressão é normal ao plano da micrografia. Atacada com nital. (b) O eixo de compressão das várias bandas

### 6.2 A textura da laminação

Se, por um lado, a textura de laminação a frio dos metais CCC é relativamente insensível ao material e parâmetros de processo [34], por outro lado as heterogeneidades da deformação na laminação a frio têm grande efeito na textura de recristalização.

Tabela 2 - Diferentes nomenclaturas para as estruturas 1 e 2 apresentadas na Figura 11.

Autor	Região 1	Região 2
Gorelik [28]	Banda de deformação	Microbanda
Walter e Koch [24]	Banda de deformação	Banda de transição
Dillamore, Morris,	Banda de deformação	
Smith, Hutchinson [30]	Banda de transição	
Doherty [25]	Banda matriz	Banda de deformação
Hu [31]	Banda matriz	Microbanda
Hansen e Bay [29]	Bloco de células	Microbandas de primeira e segunda geração
Barnett e Jonas [27]		Banda de cisalhamento intragranulares

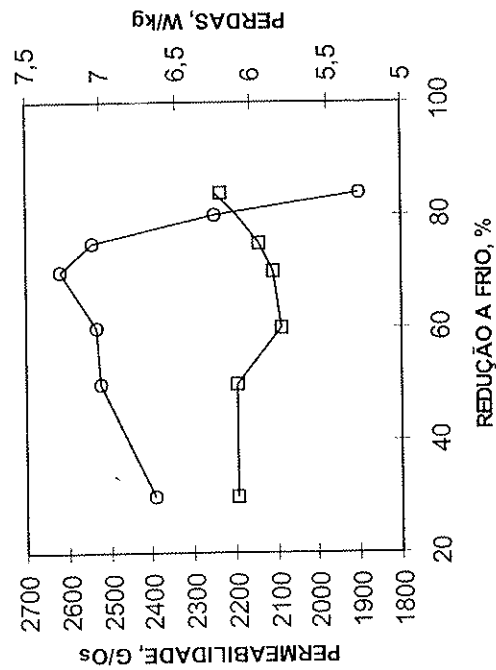


Figura 12: Efeito do grau de redução a frio na permeabilidade e perdas após

Basicamente, a laminação a frio de chapas de aço reforça a fibra alfa (componentes que têm a direção  $\langle 110 \rangle$  paralela à direção de laminação) e a fibra gama (componentes que têm um plano  $\langle 111 \rangle$  paralelo à superfície) [34].

Dunkle e Goodenow [35] mostraram que a permeabilidade magnética final dos aços semiprocessados varia bastante com o grau de redução a frio, conforme Figura 12. A permeabilidade cresce com reduções crescentes entre 30 e 70%, para cair rapidamente com reduções acima disso. Já Lee e outros [36] obtiveram permeabilidade crescente com deformações de até 78%. Cunha e Paolinelli [3] afirmaram que a redução de espessura típica na laminação a frio dos GNO, na Acesita, é de 75%. Como a espessura final é especificada pelo cliente final, o grau de redução na laminação a frio é uma variável que afeta a espessura desejada na laminação a quente.

### 6.3 Laminação cruzada ou "cross-rolling"

Aços com textura  $\{100\} \langle 001 \rangle$  ou  $\{100\} \langle 011 \rangle$  também são chamados de duplamente orientados. Estes aços podem, em princípio, ser empregados tanto em transformadores (em substituição aos aços GO) como em motores (em lugar dos GNO).

Um dos métodos de produzir a textura cubo-na-face é a laminação cruzada ou "cross-rolling" (por exemplo, certos autores [37], [38] sugerem três laminações, sendo a segunda na direção perpendicular à da primeira, e a terceira na mesma direção que a primeira, como método de produzir aços duplamente orientados com textura otimizada.

A patente original obtida por Bitter na década de 30, relativa à laminação cruzada ou "cross-rolling", menciona um processo que leva a um aço com melhores propriedades a 45° da direção de laminação [39]. A textura de laminação de aços consiste basicamente de componentes  $\{111\}$  e um componente  $\langle 110 \rangle // DL$ . A laminação cruzada (ou "cross-rolling") resulta em um componente  $\{001\} \langle 110 \rangle$  muito forte porque o componente original  $\langle 110 \rangle // DT$  rotaciona-se inteiramente para este novo componente [40]. As propriedades magnéticas serão ótimas a 45° da direção de laminação, devido a esse componente  $\{001\} \langle 110 \rangle$ . Uma variante da laminação cruzada é mencionada por Talowski *et al.* [41], que sugerem laminar aços GO (pois este apresenta  $\langle 110 \rangle // DT$ ).

A laminação cruzada parece ser inviável comercialmente. Entretanto, o princípio que está por trás desse método poderia ser utilizado, com o problema reduzindo-se a outro: gerar um componente  $\langle 110 \rangle // DT$  sem uso do "cross-rolling". Depois de ser laminado, um componente  $\{001\} \langle 110 \rangle$  tenderia a se formar nesse material.

### 6.4 Laminação em duas etapas

Alguns dos aços elétricos GNO totalmente processados comercialmente [2, 42, 43], incorporam a laminação a frio em duas etapas, sendo tipicamente uma redução forte na primeira etapa (seguida de recristalização) e uma redução fraca na segunda. Aparentemente, a laminação em duas etapas tem como um de seus objetivos reduzir a anisotropia [44]. Segundo a Figura 13, um aço submetido à laminação a frio em duas etapas apresenta



Tschiptschin e colaboradores [22] investigaram o efeito do grau de deformação na textura de aço 2%Si. Constataram que, partindo de uma bobina laminada a quente com forte textura Goss e cubo na face, quanto maior o grau de deformação a frio, mais se reforçam os componentes  $\{100\} <011>$  e  $(211) [110]$ , enquanto o componente Goss sofre sensível redução.

Uma segunda vertente do processo de laminação em duas etapas é aquela que utiliza um recozimento intermediário de baixa temperatura seguido de pequena redução final, em torno de 1.5%. Esse procedimento é mencionado em patente européia [45] e discutido por Takashima *et al.* [43], que sugerem utilizar a laminação a frio em duas etapas para produzir uma pronunciada textura  $\{100\} <210>$ . Na primeira etapa a espessura foi reduzida de 2,2 mm para 0,5 mm (77%). O recozimento intermediário visa recristalização parcial (atingindo 60% de fração volumétrica recristalizada). Nesse ponto, grãos com maior energia armazenada (e orientação desfavorável) teriam recristalizado, enquanto grãos com menor energia armazenada seriam poupados [43]. A temperatura ideal para a recristalização

superfície da chapa. As evidências de que, no recozimento posterior, a recristalização inicia-se um pouco mais cedo na superfície é sinal de que o encruamento deve ser um pouco maior na superfície, mas a diferença deve ser mínima. A Figura 14 mostra que mesmo uma deformação de apenas 0,5% peneira em toda a espessura da chapa. A variação da dureza HV (carga de 50g), com o grau de deformação, em diferentes distâncias a partir da superfície da chapa é menor que a incerteza da medida, na faixa de 5 unidades Vickers. Tampouco se vê, por microscopia óptica, qualquer evidência de um encruamento na

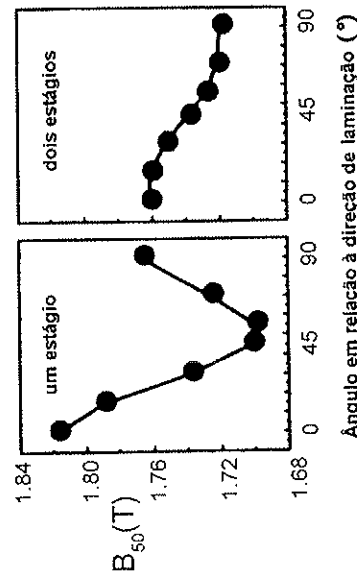


Figura 13: Anisotropia em chapas de aços totalmente processados [44].

interrompida seria 650 °C [43]. Segue-se uma segunda etapa laminação, de 0,5 mm à 0,44 mm (12%) onde os grãos  $\{111\}$  recristalizados encruam mais que os grãos  $\{100\}$  recuperados no recozimento intermediário. No recozimento final, os grãos  $\{111\}$  encruados são consumidos pelos grãos  $\{100\}$ .

### 6.5 A "laminação de encruamento" dos aços semiprocessados

A laminação de encruamento ("temper rolling" ou "skin pass", em língua inglesa) é aplicada nos aços semiprocessados com o objetivo principal de condicionar a microestrutura para obter tamanho de grão da ordem de 100-150 μm após o recozimento final. Para isso, aplica-se uma deformação de 4 a 8%. Segundo a literatura, esse grau de deformação situa-se na região onde as discordâncias já estão formando emaranhados, mas ainda não formaram células [46-47]. É importante notar que o uso da expressão

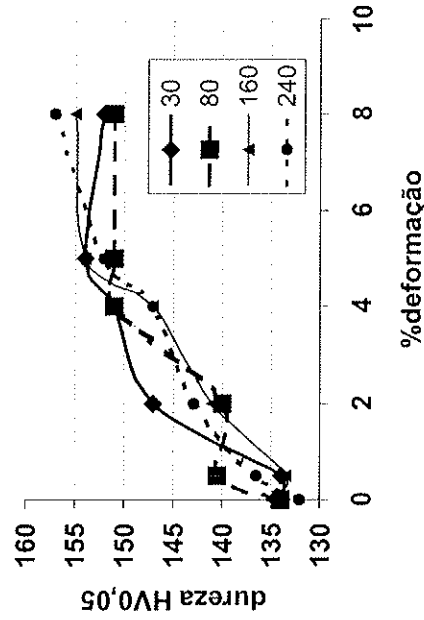


Figura 14: Efeito da intensidade de deformação na dureza de aço 2,3% Si a várias distâncias da superfície (30, 80, 160 e 240 μm, uma lâmina de espessura 470 μm).

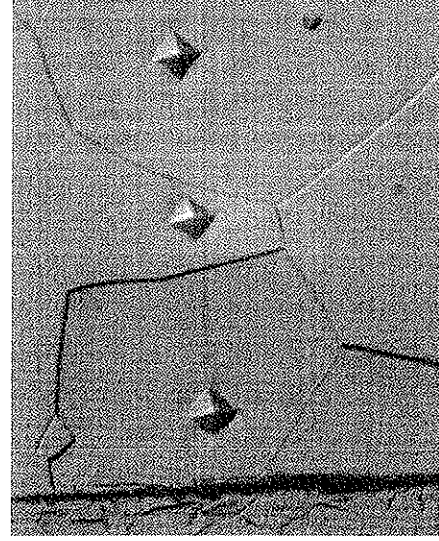


Figura 15: Micrografia da superfície da amostra de aço 2%Si com 8% de alongamento. As marcas de microdureza (10 σ) mostram que a variação é maior entre grãos de diferentes orientações do

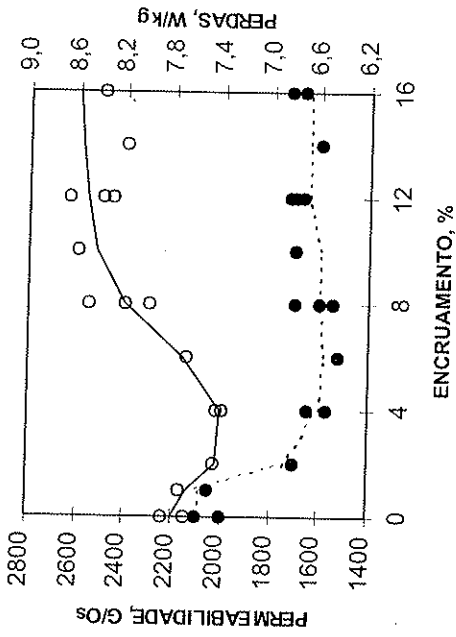


Figura 17: Efeito do grau de redução da laminação de encruamento nas perdas e permeabilidade a 1,5T (bola cheia refere-se a perdas, bola vazia a permeabilidade) (adaptado de [35]).

$$E_{\{110\} <001>} < E_{\{001\} <110>} < E_{\{111\} <111>} < E_{\{111\} <uvv>} < E_{\{110\} <110>}$$

A princípio, diferentes texturas originam-se dos dois mecanismos que controlam a recristalização: o crescimento de subgrão (em materiais com altos graus de deformação) favoreceria orientações com maior energia armazenada, enquanto o processo "SIBM" (baixos graus de deformação) favoreceria orientações com menor energia armazenada.

### 7.1 A recristalização do recozimento contínuo

O recozimento contínuo tomou-se o método predominante no recozimento de chapas laminadas a frio. A Acesita já o usa há décadas; a CSN instalou seu recozimento contínuo em fins dos anos 90 enquanto a Usiminas instalou o seu recentemente. A mudança do recozimento em caixa para o recozimento contínuo foi benéfica para a textura dos aços elétricos semiprocessados, resultando numa melhora de  $B_{50}$  de 1,66 para 1,72 T e de permeabilidade  $\mu_{1,5}$  de 1450 para 2400 [50].

O recozimento contínuo dos aços semiprocessados é feito em torno de 700 °C, por 5 minutos, resultando em tamanho de grão da ordem de 10 µm. Os aços totalmente processados são em geral recozidos em temperaturas mais altas, por algumas dezenas de segundos. A Figura 19 [51] mostra que o tamanho de grão recristalizado não depende da temperatura de recozimento, conforme uma das leis da recristalização [52]. A figura mostra também que o tempo necessário para completar a recristalização diminui exponencialmente com o aumento da temperatura.

Um dos fenômenos mais interessantes e sistemáticos da mudança de textura...

superfície da chapa, conforme exemplificado na Figura 15. Nota-se que o aumento da deformação aumenta continuamente a dureza em toda a espessura da lâmina.

A deformação concentra-se nos grãos de maior fator de Taylor, tipo  $\langle 111 \rangle // DN$ , como mostraram Shimazu e colaboradores [48]. Rollett e colaboradores [49] também mostraram variações de textura com 10% de deformação. A variação de  $B_{50}$  com o grau de deformação pode ser vista na Figura 16 [7].

A diminuição do  $B_{50}$  (Figura 16) deve ser atribuída principalmente ao efeito do encruamento (e aumento da densidade de discordâncias). Entretanto, a análise de textura nas amostras da figura acima mostrou que a intensidade da fibra  $\{111\} \langle uvv \rangle$  aumentou consideravelmente devido à deformação plástica. Assim, como os planos  $\{111\}$  são os mais desfavoráveis para as propriedades magnéticas, uma parte do efeito da laminação no  $B_{50}$  deve ser creditada ao aumento da fração relativa destes planos (ou seja, piora da textura).

Após recozimento final, Dunkle e Goodnow [35] indicam que a permeabilidade sobre para matérias com deformação prévia entre 1 e 8% de deformação e fica num patamar acima dessa deformação, conforme mostra a Figura 17.

### 7. A RECRISTALIZAÇÃO

É bem conhecida a importância do grau de encruamento prévio na cinética e no tamanho de grão final da recristalização. Como grãos de diferentes orientações acumulam diferentes graus de encruamento, o fator de Taylor é uma das ferramentas fundamentais para auxiliar a interpretar dados de textura de recristalização.

A Figura 18 apresenta o coeficiente M de Taylor calculado para todas as orientações possíveis em cristais CCC. A partir dessa figura, é extraída a seguinte seqüência de energia armazenada durante a deformação:

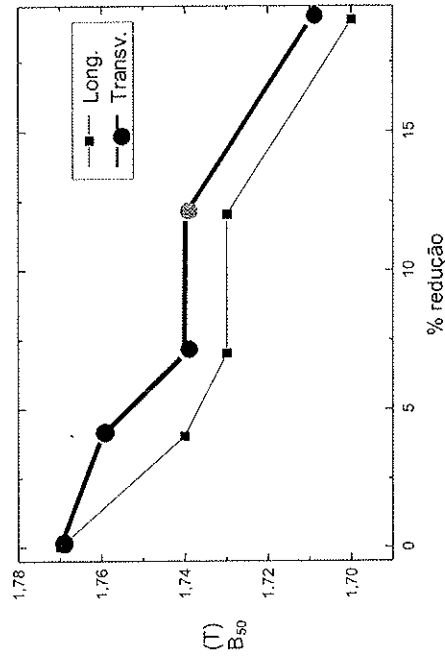


Figura 16: Evolução da indução  $B_{50}$  em função do grau de redução. Reduções de 0%, 4%, 7%.

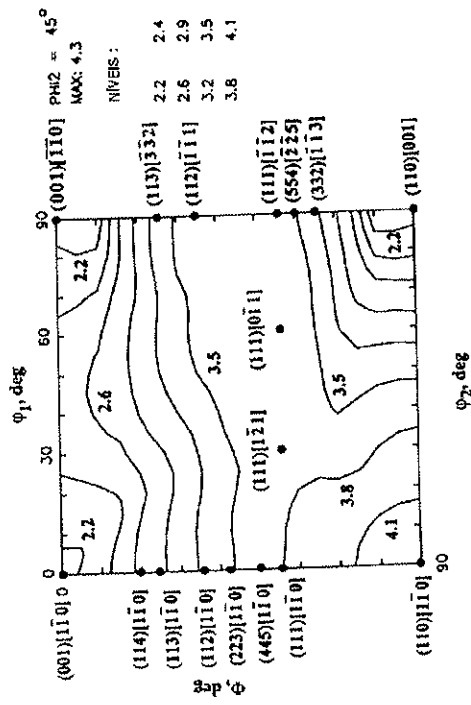


Figura 18: Mapa do coeficiente M de Taylor, calculado seguindo o modelo "full-constraint". Seção  $\phi_2 = 45^\circ$ . Notação de Bunge [13].

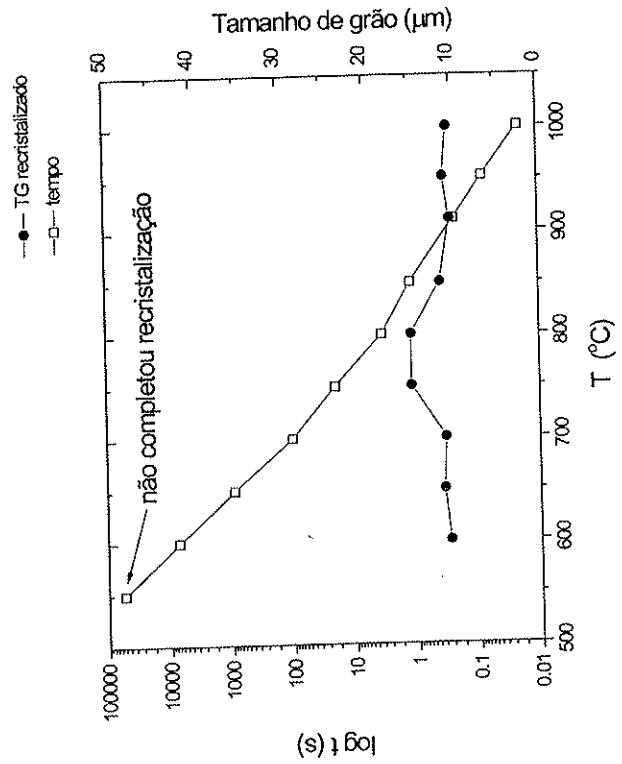


Figura 19: Tamanho de grão e tempo necessário para completar a recristalização primária em função da temperatura, mostrando que o tamanho de grão recristalizado não varia com a temperatura.

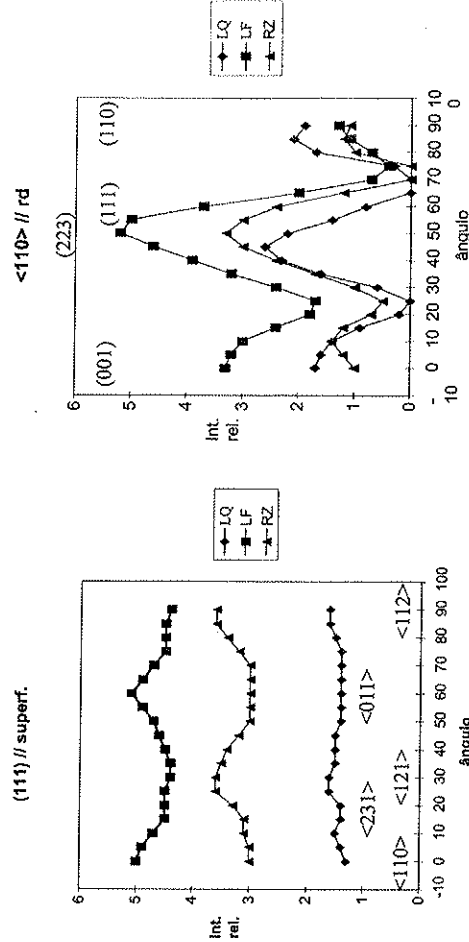
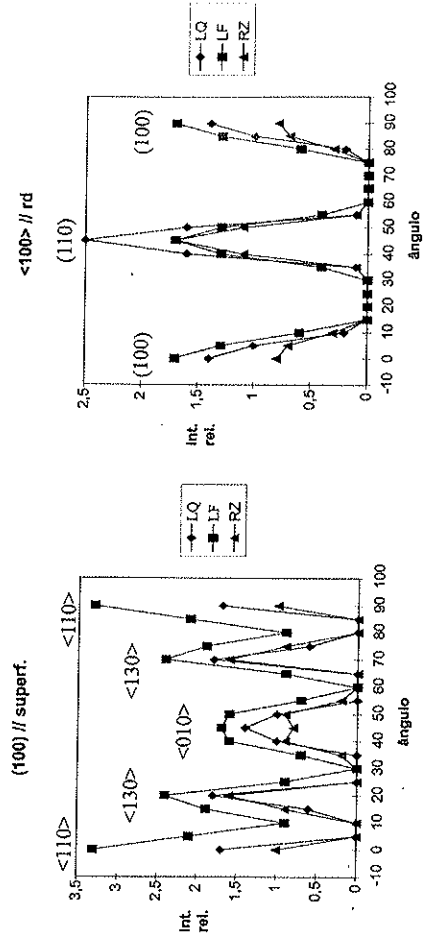


Figura 20: Cortes das ODFs segundo algumas fibras relevantes, mostrando a evolução da textura entre laminação a quente (LQ), laminação a frio (LF) e recozimento intermediário (RZ), para aço com 0,5%Si+Al. [32].

recristalização é a diminuição de intensidade do componente  $\{100\}\langle 011 \rangle$ . A textura dos núcleos formados quando a recristalização atinge 10% da fração volumétrica já tem forte semelhança com a textura final da recristalização. Essa nucleação preferencial ocorre dentro das fragmentadas subestruturas de alta energia ou próximas aos contornos dos grãos da fibra gama. A recristalização dos aços não se inicia ao mesmo tempo em todos os lugares. Os grãos  $\{100\}\langle 011 \rangle$ , por terem baixo fator de Taylor, encurtam pouco e costumam ter poucas bandas e subestrutura de discordâncias [34]. Assim, sua cinética de recristalização é muito lenta, praticamente só recuperam, e são finalmente consumidos por grãos nucleados em outras regiões enquanto os grãos fragmentados do fibra gama continuam a crescer.

de orientação, desenvolvem colônias de grãos recristalizados. De acordo com Hutchinson [12], o mecanismo principal de nucleação parece ser o crescimento anormal de subgrãos de orientação bastante diferente da matriz circundante que, portanto, mantém alta mobilidade enquanto cresce. Esses subgrãos devem ter-se originado em heterogeneidades como as bandas de cisalhamento intragranulares [53] ou próximo aos contornos de grão, associados a empilhamento de discordâncias. Existem indicações fortes de que há diferenças entre as texturas dos grãos nucleados nesses diferentes sítios: nos contornos de grão formam-se grãos tipo  $\langle 111 \rangle / \text{DN}$  e nas bandas formam-se grãos do tipo Goss [13].

A taxa de aquecimento, no recozimento contínuo, é muito alta, mas variações dela podem alterar significativamente a textura. No caso de aços baixo-carbono não-ligados, a redução da taxa de aquecimento abaixo de  $5^\circ\text{C/s}$  pode reduzir pela metade a razão entre grãos (222) e grãos (100) [54].

Observando o gráfico da fibra  $\{111\}$ /superfície na Figura 20 [32], nota-se que a recristalização trouxe uma redução sensível do componente  $\{111\} \langle 110 \rangle$  (a  $0^\circ$ ) e uma redução menor no componente  $\{111\} \langle 211 \rangle$  (a  $30^\circ$ ), assim como, no gráfico da fibra  $\langle 110 \rangle / \text{RD}$ , nota-se, com a recristalização, a grande redução do componente  $\{100\} \langle 011 \rangle$  (a  $0^\circ$ ). Esses dois comportamentos são tipicamente encontrados durante o processamento dos aços baixo-carbono.

Essa seqüência não mostrou nenhum reforço do componente Goss na recristalização, como se nota na fibra  $\langle 100 \rangle / \text{rd}$  ( $\text{rd} = \text{"rolling direction"}$ ) = direção de laminação), em que a intensidade da amostra RZ é idêntica a LF, para o plano (110). Esse comportamento é muito sensível ao tamanho de grão da BQ. No caso acima, o tamanho de grão era  $20\ \mu\text{m}$ . Para aumentar o componente Goss, é necessário aumentar o tamanho de grão da BQ.

### 7.2. Efeito do tamanho de grão da BQ na textura da recristalização.

O efeito benéfico do aumento do tamanho de grão da BQ na textura e propriedades magnéticas dos aços elétricos foi o grande tema dos anos 90, sempre baseado no conceito de que isso favorece a formação de bandas de transição, que reforça o componente Goss na recristalização. A nucleação em bandas de transição já tinha sido observada por muitos autores [24], mas a identificação da sistemática nucleação de grãos Goss nessas bandas é uma das poucas evidências reprodutíveis no estudo da textura de recristalização [55].

É importante atentar para o efeito do recozimento na textura da BQ. Chang e Hwang [17] mostraram que o efeito do recozimento da BQ depende da sua estrutura no final da LQ. Quanto maior a temperatura de final de LQ, no campo ferrítico, menos encruado estará o material, mais SIBM ocorrerá e mais intenso o componente  $\{100\} \langle 011 \rangle$ . Quando  $T < (A_1 - 100^\circ\text{C})$ , mais ocorre recristalização por crescimento de subgrão, que enfraquece os componentes de textura. É interessante notar que esse mecanismo não funciona no recozimento após a laminação de encruamento.

Outro efeito importante da presença de tamanho de grão da BQ é a ocorrência de heterogeneidades de tamanhos de grão na recristalização após a laminação a frio, associados

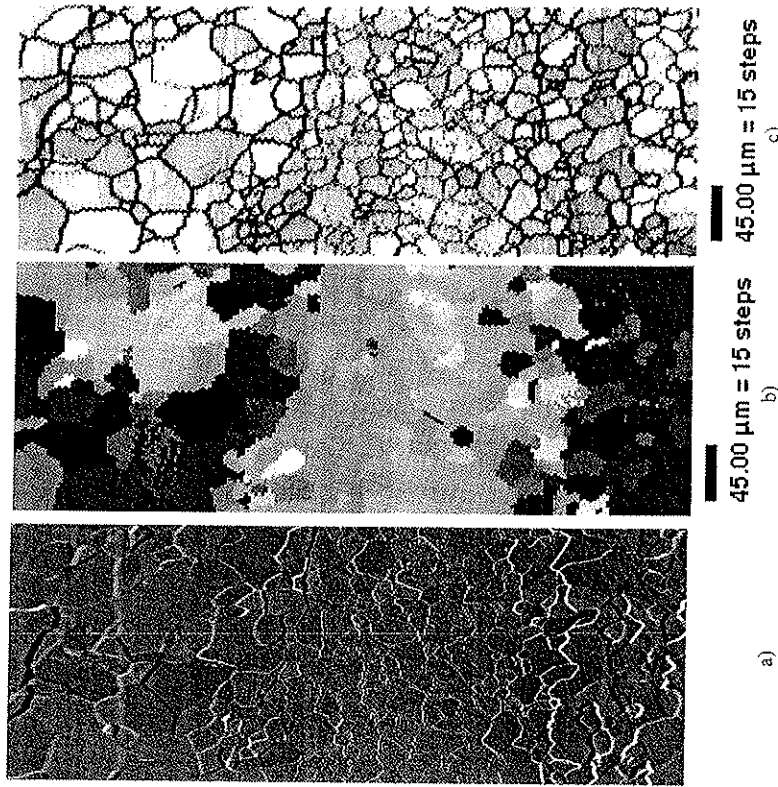


Figura 21: (a) Microscopia eletrônica de varredura da amostra com tamanho de grão inicial de  $500\ \mu\text{m}$  laminada a frio e totalmente recristalizada; (b) Imagem das orientações cristalográficas dos grãos da microestrutura apresentada em (a) através da identificação dos padrões de Kikuchi. Cada cor corresponde a uma orientação cristalográfica; (c) Imagem do índice de qualidade cristalográfica entre os grãos maior do que  $15^\circ$  e os contornos azuis correspondem a uma diferença de orientação cristalográfica entre os grãos menor que  $15^\circ$  [56].

### 7.3 A recristalização no recozimento após a laminação de encruamento.

O único motivo de aplicar a laminação de encruamento de 4 a 8% de alongamento em aços elétricos semiprocessados é permitir a obtenção de tamanho de grão entre  $100$  e  $150\ \mu\text{m}$  no recozimento final. O grau de deformação é a variável crítica que vai controlar o tamanho de grão final e a cinética do processo, como mostra a Figura 22 [57]. A temperatura de recozimento não afeta o tamanho de grão final, como mostra a Figura 23, mas afeta muito o tempo necessário para completar o fenômeno [58], que em suas etapas intermediárias mostra grãos grandes consumindo os grãos pequenos da matriz, conforme mostra a Figura 24.

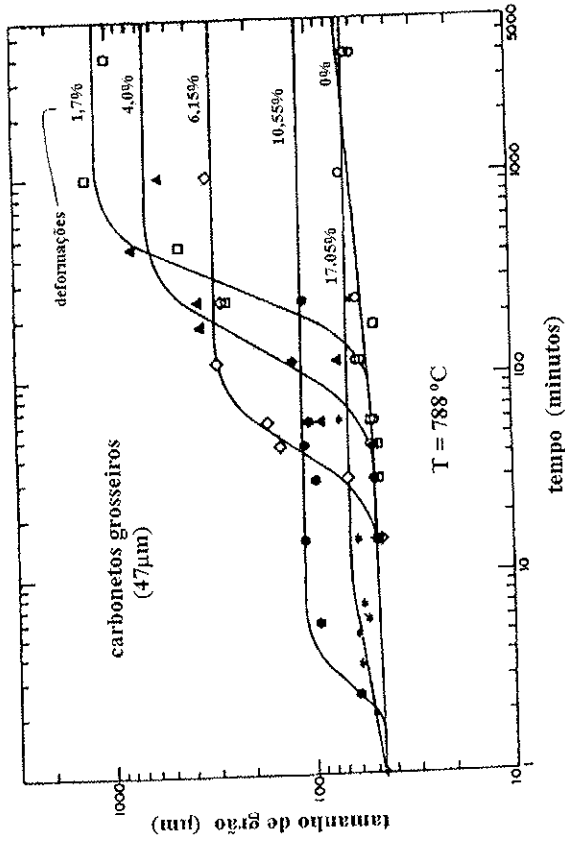


Figura 22: Efeito do grau de redução e do tempo de recozimento a 788 °C no tamanho de grão médio [57].

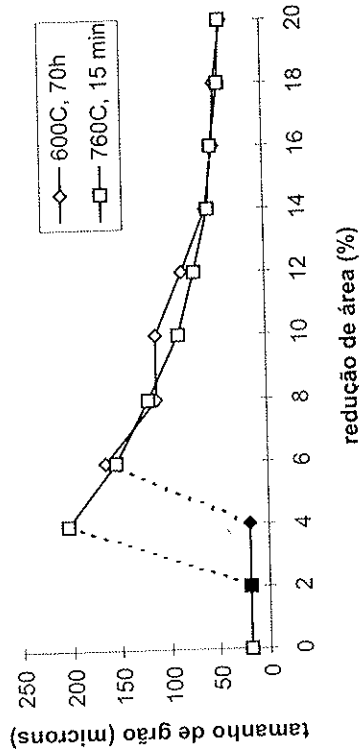


Figura 23: Efeito do grau de deformação no tamanho de grão de aços efervescentes após recozimentos a 600 e 760 °C [58].

Há quem chame esse fenômeno de “crescimento de grão”, pois afinal o grão é pequeno no início e grande no final [59]. Há quem chame de “crescimento anormal de grãos” (ou “Recristalização secundária” [49, 57]), seguindo a nomenclatura dada numa série de artigos de um grupo da Faculdade de Farmácia da Università di Torino ([60] e outros), pois a microestrutura intermediária mostra grãos grandes crescendo sobre grãos pequenos. Há

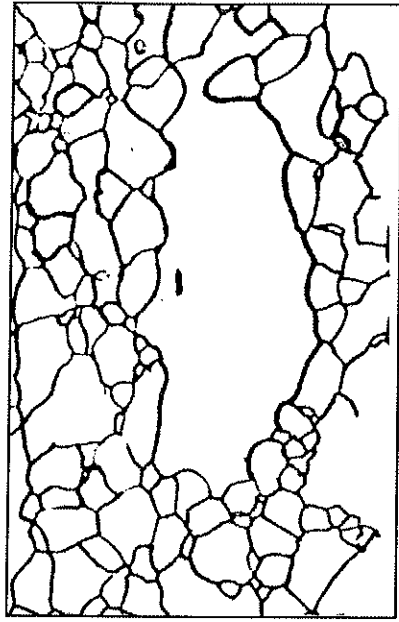


Figura 24: Microestrutura de material com 2% de deformação, recozido a 755 °C por 260 minutos, mostrando estrutura bimodal [60]. Aumento 65x.

importância da deformação prévia [61]. E, por fim, há os que seguem a tradição de Robert Mehl, que chama de recristalização primária [62].

Os diferentes processos de recristalização e crescimento de grão são classificados conforme o potencial termodinâmico (“driving-force”) que origina o processo [63]. Se o potencial é a energia armazenada na deformação, o mecanismo é denominado recristalização primária. Se o potencial é a diminuição de energia de superfície, existem duas diferentes denominações, conforme a distribuição de tamanhos de grão durante o crescimento: crescimento normal de grão (distribuição normal de tamanhos de grão) ou crescimento anormal de grão (distribuição bimodal de tamanhos de grão), sendo este também chamado de recristalização secundária.

Segundo as leis da recristalização primária [52], quanto maior a deformação, menor o tamanho de grão de final, exatamente como que se vê na Figura 23. Isto porque, aumentando-se a energia armazenada na deformação, maior o número de núcleos de início de recristalização, maior o número de grãos recristalizados, e menor o tamanho de grão final. Não há porque estranhar que pequenas deformações produzam um tamanho de grão final maior que o tamanho inicial. Isso é conhecido há muito tempo - Dutra historiou detalhadamente a evolução dessa discussão [64] - e Robert Mehl, que estudou a cinética da recristalização primária usando, dentre outros materiais, um aço 1%Si com 4% de deformação, cujo tamanho de grão final era centenas de vezes maior que o tamanho de grão inicial [62].

Um dos resultados desse processo de recristalização primária é a forma dos grãos após o recozimento final dos aços semiprocessados. Como os contornos de grão de poucos núcleos avançam consumindo os grãos originais, quando dois desses grãos se encontram, cessa o movimento. Os contornos de grão finais ficam, portanto, irregulares, ondulados, refletindo a complexa interface de encontro entre esses grãos. A Figura 25 exemplifica esse aspecto, comparando a microestrutura recristalizada do aço semiprocessado após 2 h a 760 °C com a microestrutura típica de um aço silício totalmente processado. Essa

configuração é bastante estável, permanecendo assim ondulada mesmo após 6 ou 8 h de recozimento a 760 °C.

A evolução da textura nesse processo foi pouco investigada. Nos baixos graus de deformação, o mecanismo de migração de contornos de grão induzido por deformação ou "SIBM" ("Strain-Induced Grain-Boundary Migration") deve ter preponderância. A pequena deformação provocará mais deformação nos grãos de alto fator de Taylor, que seriam consumidos pelos grãos com menor fator de Taylor (orientações com menor energia armazenada durante a deformação). Existem evidências de um aumento no componente Goss [48], que tem baixo fator de Taylor, mas diminui a intensidade dos grãos  $\{001\} \langle 110 \rangle$ , que também têm baixo fator de Taylor, e mantém-se a forte fibra gama, de alto fator de Taylor, indicando que esse não é o mecanismo predominante. Rollett e colaboradores [49] chegaram a essas conclusões investigando um aço com 1%Si, 0,3%Al, com 10% de alongamento.

De Campos [7] analisou o efeito de diferentes recozimentos sobre um mesmo material, comparando a textura e as suas propriedades magnéticas. Uma amostra de aço não-ligado semiprocessado com 6% de redução (amostra S/R) foi submetida a dois tratamentos térmicos diferentes ("C" e "E"). Seus ciclos térmicos são semelhantes (a 730-780 °C, por 1 ou 2 horas). A Tabela 3 mostra valores de  $B_{50}$  tanto na longitudinal quanto na transversal, indicando que a amostra "E" tem propriedades muito melhores que a amostra "C". As Figuras 26, 27 e 28 mostram ODFs das três condições, encruada e com os recozimentos "C" e "E". Esses dados são raros, na literatura, pois não é fácil obter bons resultados de textura de amostras com tamanho de grão maiores que 100  $\mu\text{m}$ . A amostra S/R (Figura 26) apresenta uma fibra  $\langle 111 \rangle // \text{DN}$  com alta intensidade e o componente (522)  $[0 \bar{1}1]$  em fraca intensidade.

A amostra "C" (Figura 27) contém: (110)  $[1 \bar{1}6]$ ,  $\{320\} \langle 001 \rangle$ ,  $\{100\} \langle 011 \rangle$ , fibra  $\langle 111 \rangle // \text{DN}$  com máximos em  $\{111\} \langle 211 \rangle$  e  $\{111\} \langle 110 \rangle$ . Na amostra "E" (Figura 28), observa-se (110)  $[441]$ ,  $\{100\} \langle 037 \rangle$ ,  $\{210\} \langle 123 \rangle$ , (110)  $[1 \bar{1}5]$  e fibra  $\langle 111 \rangle // \text{DN}$  com máximo em  $\{111\} \langle 211 \rangle$ .

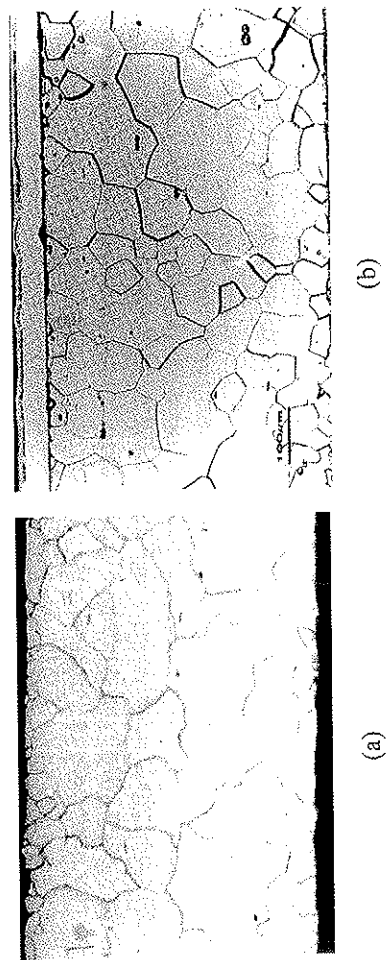
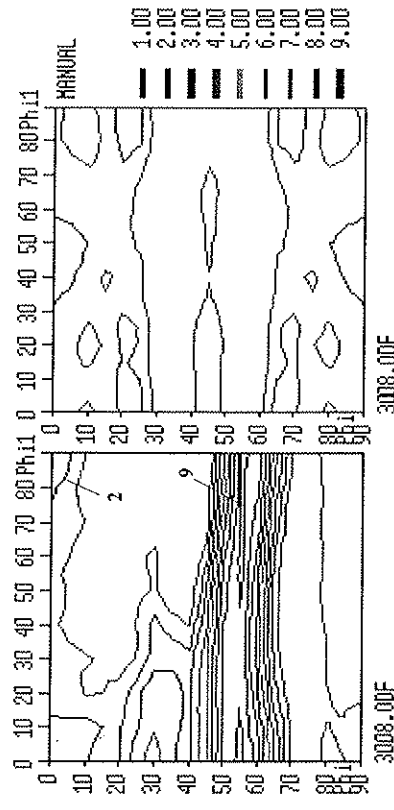


Figura 25: Comparação do aspecto dos grãos após recozimento final num aço semiprocessado (a)

Tabela 3- Valores de Indução  $B_{25}$  e  $B_{50}$ , permeabilidade  $\mu_{15}$  e tamanho de grão para as amostras S/R, "C" e "E". [7]

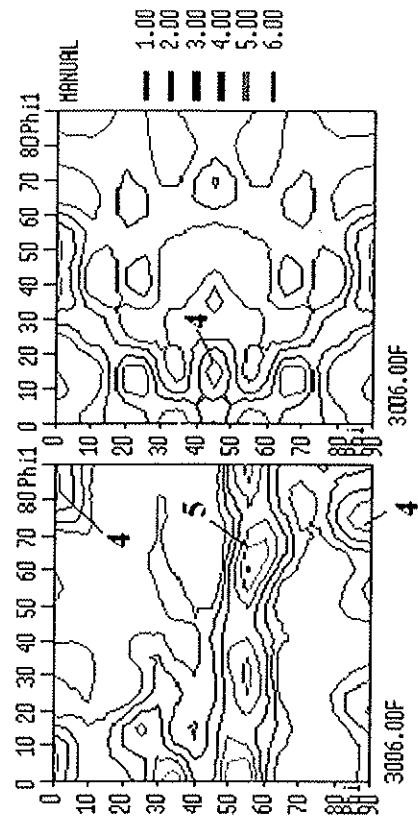
	P	T	P	L	B <sub>25</sub>	T	B <sub>25</sub>	L	B <sub>50</sub>	T	B <sub>50</sub>	L	$\mu_{15}$	T	$\mu_{15}$	TG	
	(W/kg)		(W/kg)		(T)		(T)		(T)		(T)		L		L		( $\mu\text{m}$ )
S/R	19,8	20,4	1,59	1,58	1,71	1,72	1,72	1,72	1,71	1,72	1,72	1,72	697	625	625	12	
C	10,8	10,8	1,61	1,68	1,70	1,77	1,77	1,77	1,70	1,77	1,77	1,611	2843	103			
E	10,8	10,6	1,61	1,64	1,69	1,73	1,73	1,73	1,69	1,73	1,73	1346	1859	210			



Phi2: 45

Phi2: 0

Figura 26: Amostra S/R. ODF, seções  $\phi_2=45^\circ$  e  $\phi_2=0^\circ$ . Notação de Bunge [7].



Phi2: 45

Phi2: 0

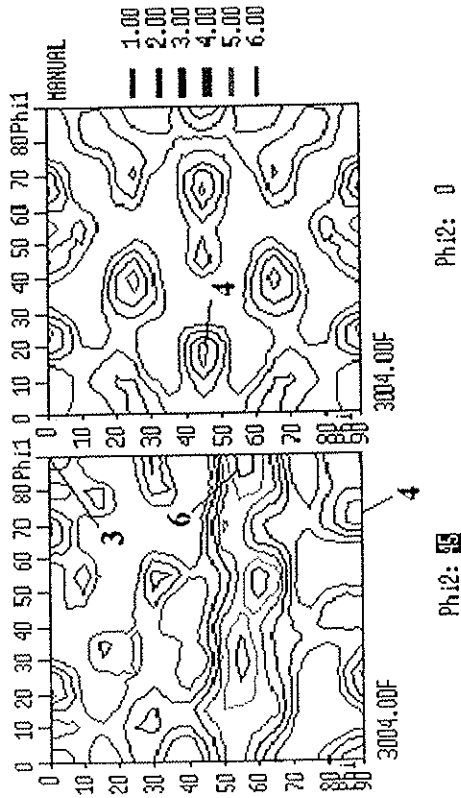


Figura 28: Amostra "E". ODF, seções  $\varphi_1=45^\circ$  e  $\varphi_2=0^\circ$ . Notação de Bunge [7].

A comparação entre a amostra S/R e as amostras "C" e "E" mostra que, após a recristalização, a intensidade da fibra  $\{111\}\langle uvw \rangle$  diminuiu, o ponto de máximo dessa fibra deslocou-se de  $\{111\}\langle 110 \rangle$  para  $\{111\}\langle 211 \rangle$ , e componentes próximos a Goss surgiram, como por exemplo  $(110)$  [15].

A presença de componentes Goss ou próximos desta (Figuras 27 e 28) explica o surgimento de forte anisotropia com propriedades melhores na direção longitudinal das amostras recristalizadas. As duas texturas são muito semelhantes entre si, não permitindo explicar as diferenças de propriedades magnéticas entre elas. Uma das hipóteses para explicar a inconsistência é a possível presença de gradiente de textura na espessura das amostras.

## 8. EVOLUÇÃO DA TEXTURA NO CRESCIMENTO DE GRÃO

O recocimento contínuo dos aços totalmente processados pode ser feito em temperaturas altas, pois a presença de altos teores de silício aumenta sua resistência mecânica em alta temperatura. Conforme foi mostrado na Figura 19, o tamanho de grão recristalizado varia muito pouco com a temperatura, mas por outro lado ocorre um grande crescimento de grão mesmo em tempos muito curtos. Cunha e Paolinelli [3] mostraram o acentuado crescimento de grão do aço com 2%Si, com 75% de redução de área na laminação a frio, após 35 segundos de recocimento contínuo em temperaturas variando de 700 a 1000 °C, conforme Figura 29.

A Figura 30 mostra a evolução das intensidades dos planos  $\{111\}$ ,  $\{110\}$  e  $\{100\}$  com a temperatura de recocimento, indicando as temperaturas onde ocorre apenas recristalização e onde ocorre também crescimento de grão. Nota-se ali que o crescimento de grão traz o fortalecimento dos componentes  $\{111\}$  e redução de  $\{110\}$  e  $\{100\}$  [65], [66].

Cunha e Paolinelli [3] mostraram, na Figura 31, que o valor de  $B_{50}$  é máximo na condição

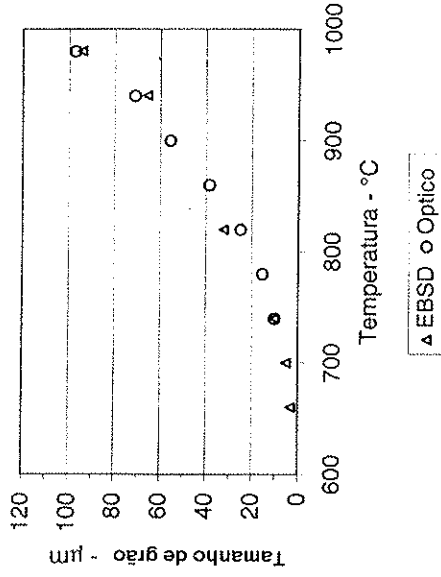


Figura 29: Efeito da temperatura de recocimento no tamanho de grão final de aço com 2%Si [3].

recristalizada, sendo que o crescimento de grão (que ocorre nos ciclos acima de 700 °C) trouxe uma redução de 1,74 para 1,72T. Segundo os autores, essa variação pode ser associada ao crescimento da fibra gama. Notar que a redução das perdas está associada ao crescimento de grão e não à mudança da textura. Recentemente os mesmos autores [67] mostraram que nem sempre o crescimento de grão implica em deterioração da textura.

Tschiptschin e colaboradores [22] examinaram o resultado de recocimento a 900 °C na textura daqueles aços com 2%Si e diferentes graus de deformação a frio. A textura obtida seguramente é resultado da recristalização e crescimento de grão. Observaram o desaparecimento do componente  $\{100\}\langle 011 \rangle$ , reforço do  $(211)[110]$  e de Goss, crescente com o aumento do grau de redução.

## 9. CRESCIMENTO ANORMAL DOS GRÃOS OU RECRISTALIZAÇÃO SECUNDÁRIA

Adota-se aqui o significado restrito da expressão "recristalização secundária", ou seja, o crescimento anormal de grãos cujo potencial termodinâmico é apenas a redução de energia de superfície (excluindo, portanto, o fenômeno tratado no item 7.3). Esse fenômeno é raro nos aços elétricos de grão não-orientado, mas é o fenômeno principal de geração da forte textura Goss nos aços elétricos de grão orientado. Ocorre associado a um forte componente  $(111)[121]$  na recristalização primária e à presença de precipitados de MnS e, em certos casos, de AlN, que dificulta o crescimento de grão normal. Quando o aumento da temperatura no recocimento final leva a dissolução desses precipitados, uns poucos grãos de orientação Goss crescem às custas dos grãos do componente principal, levando a tamanho de grão final da ordem de vários milímetros e com forte textura Goss. Esse assunto está fora do escopo da presente revisão.

Uma das formas de obter texturas particulares através de recristalização secundária aproveita a forte interferência da interface metal-atmosfera, quando o tamanho de grão tem tamanho

próximo ao da espessura da chapa. O método de Assmus et al [68] para obter textura cubo-na-face por meio de recristalização secundária baseia-se no princípio de que a exposição de planos cristalinos de maior densidade atômica à atmosfera minimiza a energia total do sistema [39].

No reticulado CCC, a menor energia de superfície  $\gamma$  segue a relação  $\gamma_{(110)} < \gamma_{(100)} < \gamma_{(111)}$ . Entretanto, pequenas contaminações fazem a energia de superfície  $\gamma$  decrescer para todos os planos, porém de maneira desigual. Controlando o tipo de contaminação, por meio da atmosfera usada durante a recristalização, é possível alterar a relação acima para

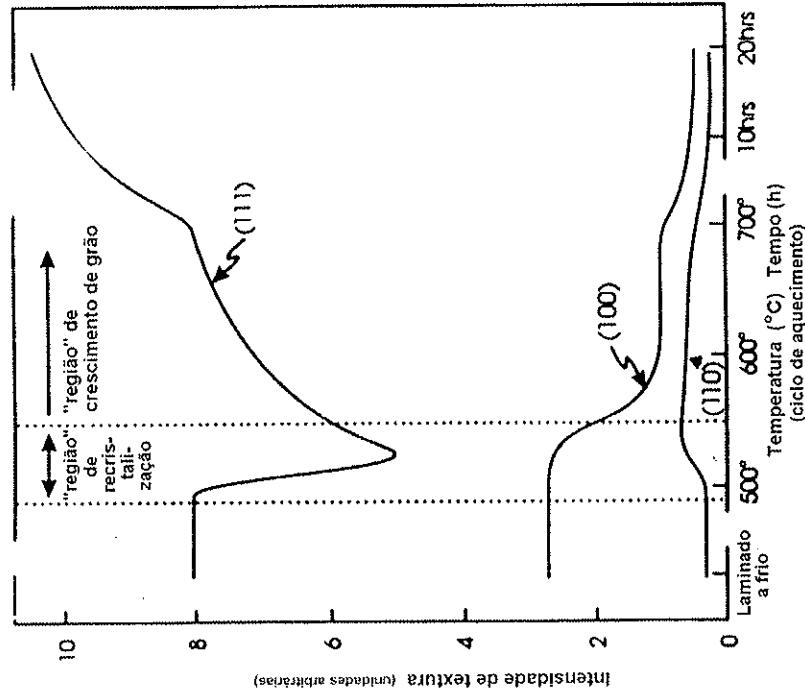


Figura 30: Variação da intensidade de alguns componentes de textura durante recozimento em caixa de aço baixo carbono previamente laminado. (Míchalak e Hu apud [65]; gráfico redesenhado por Humphreys e Hatherly [66]).

$\gamma_{(100)} < \gamma_{(110)}$ . Muitos problemas dificultam a obtenção da sonhada textura cubo-na-face por este método. Durante a década de 60 houve grandes expectativas com método de Assmus, mas as dificuldades operacionais não permitiram seu aproveitamento prático [39]. Entretanto, essa vertente continua sendo explorada: Krause e Popovic [69] obtiveram

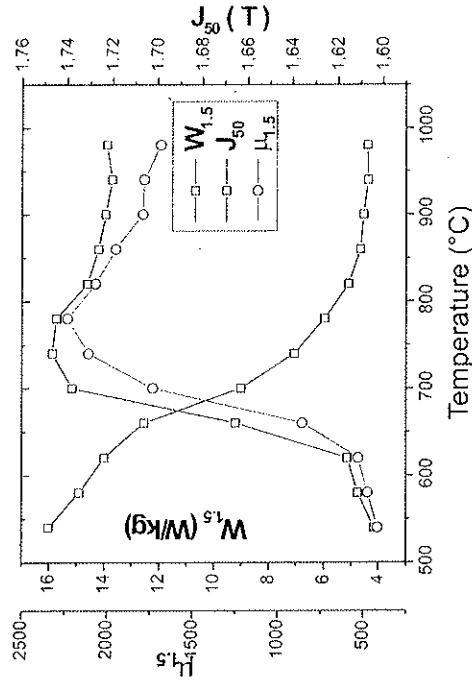


Figura 31: Variação das perdas a 1,5T ( $W_{1,5}$ ), polarização  $J_{50}$  (praticamente igual a  $B_{50}$ ) e permeabilidade a 1,5T ( $\mu_{1,5}$ ) [3].

textura (001)[uvw] recozendo aço baixo carbono a 1150 °C em atmosfera de hidrogênio contendo 20 ppm de  $H_2S$ , Nakano e colaboradores [70] obtiveram textura semelhante em lâminas de 30µm de espessura.

### AGRADECIMENTOS

O presente trabalho deve muito a duas contribuições acadêmicas recentes, a tese de doutorado de Marcos Flávio de Campos [7] e a dissertação de mestrado de Rubens Takahashi [71], e às discussões geradas durante os cursos sobre "Aços Elétricos e Aços Siliciosos" organizados anualmente pelo Laboratório de Metalurgia do Pó e Materiais Magnéticos do Instituto de Pesquisas Tecnológicas do Estado de São Paulo (IPT).

Os autores agradecem à Fapesp (Projeto Temático 99/10796-8) ao CNPq e à Secretaria de Ciência e Tecnologia do Governo de São Paulo, pelo apoio às equipes envolvidas. MF de Campos agradece à CAPES e à FAPESP, processo nº 01/09122-4.

### REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- [1] LANDGRAF, F.J.G.; NAU, S.; DOKONAL, L. V.; PEREIRA, E.; Non-oriented electrical steels in Brazil: production, research, market and technical requirement trends. Anais da Intertech Conference SoftMag 2.000, Apresentação 9, abril de 2.000, Ed. Intertech, EUA, 2.000.
- [2] SHIMANAKA, H.; ITO, Y.; MATSUMURA, K.; FUKUDA, B. Recent development on non-oriented electrical steel sheets. J. Magn. Mat., v. 26, p. 57-64, 1982.
- [3] CUNHA, M.A.; PAOLINELLI, S.C. Effect of the annealing temperature on the



- structure and magnetic properties of 2%Si steel. Apresentado no Congresso de Estruturologia de 2001, Tiradentes.
- [4] MCCURRIE, R. A. Ferromagnetic Materials - Structure and Properties. London, Academic Press, 1994.
- [5] GOSS, N.P. Electrical sheet and method for its manufacture and test. U.S. Patent 1965559, 1934.
- [6] CAMPOS, M. F. de; LANDGRAF, F. J. G.; LIMA, N. B. de; TSCHIPTSCHIN, A. P.; BRANDÃO, L. P. M. Avaliação de textura em aços elétricos GNO. In: SEMINÁRIO DE LAMINAÇÃO, 34, Belo Horizonte, MG, 1997. Anais, p. 131-150.
- [7] CAMPOS, M. F. de; Microestrutura, textura e propriedades magnéticas em aços elétricos. Tese de Doutorado. Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, 2000.
- [8] LANDGRAF, F. J. G.; YONAMINE T., EMURA, M.; CUNHA M.A. da. 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.
- [9] CAMPOS, M. F. de; LANDGRAF, F. J. G.; TSCHIPTSCHIN, A. P. A method to estimate magnetic induction from texture in non-oriented electrical steels. J.Mag.Mag.Mat., v. 226-230, p. 1536-1538, 2001.
- [10] CUNHA, M.A.; Efeito da adição de Mn e Al no aço 3,2% Si. Anais de 55 Congresso da ABM, p. 1404-1408, S.Paulo, ABM, 2000
- [11] SHIMANAKA, H., ITO, Y. IRIE, T., MATSUMURA, K., NAKAMURA, H., SHONO, Y., Non oriented Si-steels useful for energy efficient electrical apparatus. In: Energy Efficient Electrical Steels, 1981, p.193-204
- [12] HUTCHINSON, B. Mechanisms of recrystallization and texture evolution in cold rolled steels In: Recrystallization - Fundamental Aspects. 21. Riso International Symposium, Dinamarca, 2000, p. 91-102.
- [13] RAY, R. K.; JONAS, J. J.; HOOK, R. E. Cold Rolling And Annealing Textures in low Carbon and Extra Low Carbon Steels. International Materials Reviews, v. 39, n. 4, p. 129-172 1994.
- [14] F.J.G. LANDGRAF, T. YONAMINE, R. TAKANOHASHI, F.Q. SILVA, J.P.V. TOSETTI, F. BENEDEUCE NETO, E. ALBERTIN, V.N.G. MAZZARELLA, I.G.S. FALLEIROS AND M. EMURA Magnetic properties of silicon steel with as cast columnar structure J.Magn.Magn.Mat. v.254-255, p.364-366, 2003.
- [15] HU, G.Y.; ZUO, L.; PENELLE, R.; LIANG, Z.D. The cubic texture formation in Fe-3%Si ribbons produced by direct casting. In Proc of 11<sup>o</sup> ICOTOM, 1996, p. 455-459.
- [16] KESTENS, L.; JONAS, J. J.; VAN HOUTTE, P.; AERNOUDT, E. Orientation selective recrystallization of nonoriented electrical steels. Met. Trans. A, v. 27A, p. 2347-2358, 1996.
- [17] CHANG, L.; HWANG, Y.-S. A study of static recrystallization in 1.3%Si electrical steel after hot rolling and annealing. China Steel Technical Report, no 11, p. 1-9, 1998.
- [18] RAY, R. K.; JONAS, J. J. Transformation textures in steels. Int. Mat. Rev., v. 35, n. 1, p. 1-36, 1990.
- [19] LYUDKOVSKY, G.; RASTOGI, P. K.; BALA, M. Non-oriented Electrical Steels. Journal of Metals, p. 18-25, 1986.
- [20] LESLIE, W. C.; WALTON, C. S.; DOTSON, C. L.; RICKETT, R. L. Solution and Precipitation of Aluminum Nitride in Relation to the Structure of Low Carbon Steels. Transaction of the ASM, v. 46, p. 1470-1499, 1954.
- [21] CAMPOS, M. F. de; TSCHIPTSCHIN, A. P.; LANDGRAF, F. J. G. Recentes tendências em pesquisa e desenvolvimento de aços elétricos GNO. In: CONGRESSO ANUAL DA ABM, 53, Belo Horizonte, MG, 1998. Anais, p. 1522-1532. (em CD-ROM).
- [22] TSCHIPTSCHIN, A. P.; SANTOS, C.P.; CUNHA, M.A.; LIMA, N.B. - "Influência da taxa de deformação na textura de um aço silício de grão não-orientado" - Anais do 55<sup>o</sup> Congresso Anual da Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais - CDROM - pag. 1461 a 1469, 2000.
- [23] BARRETT, C.S. Structure of Metals. McGraw-Hill, N.Y., 1952.
- [24] WALTER, J.L.; KOCH, E.F. Electron microscope study of the structures of cold-rolled and annealed (100)[001] crystals of high-purity silicon-iron. Acta Metallurgica, vol. 10, p.1059-1075, Nov. 1962.
- [25] DOHERTY, R.D. Recrystallization of Metallic Materials. Ed. By Frank Haessner. Dr. Riederer Verlag GmbH, Stuttgart, 1978.
- [26] HANSEN, N. Cold deformation microstructures. Materials Science and Technology, v. 6, p. 1039-1047, 1990.
- [27] 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.
- [28] GORELIK, S.S. Recrystallization in Metals and Alloys, Moscow : Mir, 1981.
- [29] BAY, B.; HANSEN, N.; HUGHES, D.A.; Kuhlmann-Wilsdorf, D. Evolution of F.C.C. Deformation Structures in Polyslip. Acta Metallurgica et Materialia, v. 40, n. 2, p. 205-219, 1992.
- [30] DILLAMORE, I.L.; MORRIS, P.L.; SMITH, C.J.E.; HUTCHINSON, W.B. Transition Bands and Recrystallization in Metals. Proceedings of the Royal Society of London A, v. 329, p. 405-420, 1972.
- [31] HU, H. Annealing of Silicon-Iron Single Crystals. In Recovery and Recrystallization of Metals. Ed. Himmel. Interscience Publishers, New York, p. 311-378, 1963.
- [32] TAKANOHASHI, R., FJGLANDGRAF, M GONÇALVES, MEMURA, GSALVES, M.F. DE CAMPOS, AMP PASSARO, NB DE LIMA, NBS ZWIRMAN, V WOLGIEN. Avaliação da microestrutura após laminação a frio em aços elétricos. Apresentado no 53<sup>o</sup>. Congresso Anual da ABM 1998. CDROM, p.1465-1478
- [33] MURAKAMI, K.; OHATA, Y.; CHANG, C.; SENUMA, T. Influence of shear bands on the recrystallization texture in Fe-3%Si alloy. Proc. First Joint Intern Conf on Recryst. And Grain Growth. Eds. Gottstein e Molodov. 2001. P. 1197-1202.
- [34] HUTCHINSON, B. Deformation microstructures and textures in steels. Phil. Trans. R. Soc. Lond. A, v. 357, p. 1471-1485, 1999.
- [35] DUNKLE, R. P.; GOODENOW, R. H. Closing the GAP with Electrical Lamination Steels: A Producer's Point of View. Soft and Hard Magnetic Mat. with Applications, p. 41-54, 1986.
- [36] LEE, Y. W.; ORIGEL, R.; BHATTACHARYA, D. Effect of Cold Reduction on the

Magnetic properties of a Non-oriented, Low Silicon Electrical Steel. *J. Materials Engineering*, v. 11, n.1, p. 61-69 1989

- [37] MEKHICHE, M.; WAECKERLÉ, T.; CORNUT, B. Influence of low Al content on anomalous growth in 3% Si-Fe magnetic sheets. *J. Magn. Magn. Mat.*, v. 133, p. 159-162, 1994
- [38] USHIMAGI, Y.; SUGA, Y.; NAKAYAMA, T.; TAKAHASHI, N. Process for production of double-oriented electrical steel sheet having high flux density. *Int. Cl.5 C21D 8/12*. EP 0 318 051. Nov, 28, 1988.
- [39] CHEN, C.-W. Magnetism and metallurgy of soft magnetic materials. New York, Dover, 1986.
- [40] VANDERSCHUEREN, D.; KESTENS, L.; VAN HOUTTE, P.; AERNOUDI, E.; DILEWIJNS, J.; MEERS, U. The effect of cross rolling on texture and magnetic properties of non oriented electrical steels. *Textures and Microstructures*, v. 14-18, p. 921-926, 1991.
- [41] TALOWSKI, C.; WAECKERLÉ, Th.; PERRIER, J. C.; KOMAMIZADEH, F. Thin Fe 3wt.% Si doubly oriented magnetic sheets for medium powder devices. *IEEE Trans. Magn.*, v. 31, n. 6, p. 3988-3990, 1995.
- [42] PAOLINELLI, S. da C. Desenvolvimento do produto GNO E-110 de perdas magnéticas ultra baixas. In: CONGRESSO INTERNACIONAL DA ABM, 2, São Paulo, SP, 1997. Anais. São Paulo, ABM, 1998 (em CD-ROM).
- [43] TAKASHIMA, M.; KOMATSUBARA, M.; MORITO, N. {001} <210> texture development by two-stage cold rolling method in non-oriented electrical steel. *ISIJ Int.*, v. 37, n. 12, p. 1263-1268, 1997.
- [44] HONDA, A.; SATO, K.; OHYAMA, I. Effects of core materials on efficiency of inverter drive motor. *Kawasaki Steel Tech. Rep.*, n. 39, p. 36-40, 1998.
- [45] BUERGER, R.; LEHMANN, G.; LINDNER, W.; WICH, H.; WLETING, J. Chapa de aço elétrico de grão não-orientado e processo de fabricação. *Patente EP 0 431 502 A2*, 1991.
- [46] KEH, A.-S. E WEISSMANN, S. Deformation substructure in body-centered cubic metals p. 231 a 300 in *Electron Microscopy and Strength of Crystals*, Interscience Pub, Ed. G.Thomas e J. Washburn, 1963.
- [47] ASTIE, B.; PORTESEIL, J. L.; DEGAUQUE, J.; VERGNE, R. Influence of the Dislocation Structures on the Magnetic and Magnetomechanical Properties of High-Purity Iron. *IEEE Transactions on Magnetics*, v. 17, n.6, p. 2929-2931, 1981.
- [48] SHIMAZU, T.; SHIOZAKI, M.; KAWASAKI, K. Effect of Temper Rolling on Texture Formation of Semi-processed Non-oriented Steel. *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*, v. 133, p. 147-149, 1994
- [49] CHEONG, S.W., HILINSKI, E.J., ROLLETT, A.D. Grain growth in a low-loss cold-rolled motor-lamination steel. *Met Mat. Trans. A* v. 34A, p.1321-1327, 2003.
- [50] LANDGRAF, F.J.G.; EMURA, M.; FILIPINI, M.A.; CAMPOS, M.F.; ZWIRMAN, N.S.B.; WOLGIEN, V. Efeito do recozimento intermediário nas propriedades magnéticas de um aço elétrico. Anais do VI SEMEL -Seminário de Materiais Elétricos, Curitiba, 1998. CD-ROM.
- [51] SPEICH, G.R.; FISHER, R.M.. Recrystallization of a rapidly heated 3.25% silicon steel. In: *Recrystallization, grain growth and textures*, 1965. American Society for Metals, p. 563-598, 1966.
- [52] BURKE, J.E. e TURNBULL, D. Recrystallization and grain growth. In: *Progress in Metal Physics*. Pergamon Press, v.3, p. 220-292, London, 1952.
- [53] BARNETT, M.R. Role of in-grain shear bands in the nucleation of <111>/ND recrystallization textures in warm rolled steel. *ISIJ International* 38, p. 78-85, 1998.
- [54] HUTCHINSON, W.B. E USHIODA, K. Texture development in continuous annealing. *Scan J Met* 13, p. 269-275, 1984.
- [55] HARATANI, T., HUTCHINSON, W.B., DILLAMORE, I.L. BATE, P. Contribution of shear banding to origin of Goss texture in silicon iron. *Metal Science* 18, p. 57-65, 1984.
- [56] TAKANOHASHI, R.; CAMPOS, M. F.; LANDGRAF, F. J. G.; FALLEIROS, I. G. S.; KHAN, H.; FRONZAGLIA, G. C.; Regiões de grãos de mesma orientação em aços elétricos com 1,25% Si recristalizados. Anais do 55 Congresso da ABM [CDROM]/ Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais - São Paulo: Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais, 2000 p.1494-1505
- [57] ASHBROOK, R. W. Jr.; MARDER, A. R. The Effect of Initial Carbide Morphology on Abnormal Grain Growth in Decarburized Low Carbon Steel. *Metallurgical Transactions*, v. 16A, p. 897-906 1985
- [58] LANDGRAF, F. J. G.; FERREIRA, E. D. Mais Resultados acerca do Crescimento de Grão Induzido por Deformação em Aço Baixo Carbono. 51° Congresso Anual da ABM 1996.
- [59] CASTRO, K.E. e OLIVEIRA, C.A.S. Efeito do tratamento térmico de recozimento nas propriedades mecânicas e magnéticas do aço ABNT 1006 usado para fins elétricos. Anais do 56 Congresso da ABM [CDROM]/ Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais - São Paulo: Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais, 2001p. 1621-1630.
- [60] ANTONIONE, C.; DELLA GATTA, G.; RIONTINO, G.; VENTURELLO, G. Grain growth and secondary recrystallization in Iron. *J. of Materials Science*, 8, p. 1-10 1973
- [61] RANDLE, V. Strain-induced Secondary recrystallization. *Materials Science Forum*, v. 113-115, p. 189-194 1993
- [62] STANLEY, J. K.; MEHL, R. F. Recrystallization of Silicon Ferrite in Terms of Rate of Nucleation and Rate of Growth. *Metals Technology*, tech. publication, n. 1438, p. 1-12, 1942.
- [63] PADILHA, A.F.; SICILIANO JR, F. Encruamento, Recristalização, Crescimento de Grão e Textura. ABM, São Paulo, 1995.
- [64] DUJTRA, J.C. Cinética de Crescimento Anormal de Grãos em Aços Inoxidáveis Austeníticos Fe-15%Cr-15%Ni com e sem Partículas de Segunda Fase. Tese. Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, São Paulo. Orientador: Ângelo Fernando Padilha. 210p., 1997.
- [65] HUTCHINSON, W.B. Development and control of annealing textures in low-carbon steels. *Int. Met. Rev.*, v. 29, n. 1, p. 25-42, 1984.
- [66] HUMPHREYS, F. J.; HATHERLY, M. Recrystallization and related annealing phenomena. U.K., Pergamon, 1996.
- [67] CUNHA, M. A.; PAOLINELLI. Mater. Sci. Forum, v. 408-412, p. 779-784, 2002.

- [68] ASSMUS, F., DETERT, K., IBE, G. Über eisen-silizium mit würfeltextrur. *Z. Metallk.*, v. 48, p. 344-349, 1957.
- [69] KRAUSE R.; POPOVIC B. Magnetic properties of textured annealed commercial black plate. *J. Appl. Phys.*, v. 52(3), p.2419-2421 1981.
- [70] NAKANO, M.; OKAMOTO, T.; FUKUNAGA, H.; YAMASHIRO, Y. ISHIYAMA K.; ARAI Ultra-low iron loss in new non-oriented silicon steel sheets. *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*, v.196-197, p. 341-343 1999.
- [71] TAKANOHASHI, R. Dissertação de Mestrado, Escola Politécnica da Universidade de S.Paulo, 2003.

## Capítulo 14

# Controle da microestrutura e da textura de chapas de aço baixo carbono para estampagem

A. F. Filho, L. M. G. de Lima, A. F. Padilha, N. B. de Lima

1. Introdução
2. Encruamento, recristalização e crescimento de grão de aços baixo carbono
  - 2.1 Encruamento
  - 2.2 Recuperação e recristalização
  - 2.3 Crescimento de grão
3. Controle de textura em aços baixo carbono para estampagem
4. Perspectivas futuras