NICOLAU APOENA CASTRO

**CONTROLE DA TEXTURA E DA MICROESTRUTURA DURANTE O
PROCESSO DE FABRICAÇÃO DE AÇOS ELÉTRICOS
SEMIPROCESSADOS**

Tese apresentada à Escola Politécnica da
Universidade de São Paulo para obtenção do título
de doutor em engenharia

Área de concentração:
Engenharia Metalúrgica e de Materiais

Orientador:
Fernando José Gomes Landgraf

**SÃO PAULO
2008**

NICOLAU APOENA CASTRO

**CONTROLE DA TEXTURA E DA MICROESTRUTURA DURANTE O
PROCESSO DE FABRICAÇÃO DE AÇOS ELÉTRICOS
SEMIPROCESSADOS**

**SÃO PAULO
2008**

AUTORIZO A REPRODUÇÃO E DIVULGAÇÃO TOTAL OU PARCIAL DESTE TRABALHO, POR QUALQUER MEIO CONVENCIONAL OU ELETRÔNICO, PARA FINS DE ESTUDO E PESQUISA, DESDE QUE CITADA A FONTE.

FICHA CATALOGRÁFICA

Castro, Nicolau Apoená
Controle da textura e microestrutura durante o
processamen-
to de aços elétricos semiprocessados / N.A. Castro. – Edição
Revisada - São Paulo, 2008.
145 p.

Tese (Doutorado) - Escola Politécnica da Universidade de
São Paulo. Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Mate-
riais.

1.Aço elétrico (Textura; Microestrutura; Recristalização)
2.EBSD 3.Difração por raios X I.Universidade de São Paulo.
Escola Politécnica. Departamento de Engenharia Metalúrgica e
de Materiais II.t.

*À minha esposa Vânia Calado,
pelo apoio, carinho e compreensão
em todos os momentos.*

*Aos meus queridos pais,
José Castro e Lídia M. H. Castro,
pelo modelo que foram e são
para minha vida.*

AGRADECIMENTOS

Ao Instituto de Pesquisas Tecnológicas do Estado de São Paulo pela infra-estrutura e oportunidade de realizar este trabalho.

À Acesita e CSN pela colaboração e doação de matéria prima utilizadas no presente trabalho.

Ao Dr. Fernando José Gomes Landgraf pela ótima orientação, apoio e confiança neste trabalho e, em especial, pelo exemplo de pessoa, pesquisador e professor que foi nestes anos de convívio.

Ao Dr. Marcos Flávio de Campos pela excelente co-orientação, amizade e brilhantes idéias.

Ao Dr. André Paulo Tschptschin pela orientação e oportunidade de utilização de equipamentos na Escola Politécnica.

Ao Dr. Daniel Rodrigues pela consideração e total apoio durante esses anos de convívio.

À Dra. Taeko Yonamine pelo auxílio, amizade e excelentes análises de EBSD.

À Dra. Clarice Kunioshi pelas excelentes análises em EBSD.

Ao Prof. Dr. Leo Kestens pelo auxílio e pelos cálculos de fator de Taylor.

Aos amigos do laboratório de Metalurgia e Materiais Cerâmicos do IPT, em especial a Edgar Araújo, Eduardo Cavalcante da Silva, Fábio Cardoso Chagas, Gustavo José Suto, Israel Aparecido Cruz, Jeanete Leicht, Lílían Gomes da Silva, Suzilene Real Janasi e Victoria Lazaro Colan.

RESUMO

Os efeitos da textura e do tamanho de grão de bobina a quente (BQ) na evolução da textura durante o processamento de aços elétricos semiprocessados foram estudados no presente trabalho. Observou-se que o aumento do tamanho de grão da BQ não é eficiente para obtenção de altas intensidades de componente Goss ($\{110\}\langle 001\rangle$) após recozimento intermediário quando a bobina a quente apresenta intensidades muito elevadas (em torno de 14 vezes o aleatório) de cubo rodado ($\{100\}\langle 011\rangle$). Foi confirmada a hipótese de que ocorre nucleação de grãos com orientação Goss e cubo na face ($\{100\}\langle 001\rangle$) em bandas de transição de grãos de fibra gama ($\langle 111\rangle//DN$). Além disso, os resultados sugerem que a textura da BQ é importante para a evolução da textura durante o processo, levando à texturas finais distintas.

Observou-se também forte relação entre tamanho de grão inicial (da BQ) e após laminação a frio e recozimento intermediário. Quanto maior o tamanho de grão inicial, maior o tamanho de grão recristalizado. O mesmo comportamento ocorreu durante o recozimento final, etapa em que ocorre migração de contornos induzida por deformação. Quanto maior o tamanho de grão após recozimento intermediário, maior o tamanho de grão após laminação de encruamento e recozimento final.

Resultados interessantes foram obtidos a partir de chapas produzidas por solidificação direcional, encontrando-se texturas finais próximas a ideal, principalmente quando se utilizaram laminações a 800°C.

Palavras-chave: aço elétrico, recristalização, textura, EBSD, Difração de raios-X

TEXTURE AND MICROSTRUCTURE CONTROL IN THE SEMI PROCESSED ELECTRICAL STEEL PROCESS

ABSTRACT

The grain size and hot band texture effects on the texture evolution during the semi processed electrical steels were studied in this work. The results show that the increase of the hot band grain size is not efficient to obtain high Goss intensities ($\{110\}\langle 001\rangle$) after intermediate annealing, when the hot band texture presents high intensities (around 14 times random) of rotate cube ($\{100\}\langle 011\rangle$). The nucleation of Goss and cube grains ($\{100\}\langle 001\rangle$) in transition bands of gamma fiber grains ($\langle 111\rangle/\text{DN}$) was observed. Moreover, the results found in this work suggest that hot band texture is determinant to the texture evolution during the process.

Strong influences of hot band grain size in recrystallized grain size after intermediate annealing was found. Samples produced by coarse grains presented high recrystallized grain sizes. The same comportment after temper rolling and final annealing was found, when strain induced boundary migration occurs. Coarse grains after intermediate recrystallization led to high grain sizes after final annealing.

Excellent textures for samples produced from directional casting were found, mainly when the sheets were rolled at 800°C.

Keywords: electrical steel, recrystallization, texture, EBSD, X-Ray diffraction

"Nenhum homem poderá revelar-vos nada senão o que já está meio adormecido na aurora do vosso entendimento. O mestre que caminha à sombra do templo, rodeado de discípulos, não dá de sua sabedoria, mas sim de sua fé e sua ternura.

Se ele for verdadeiramente sábio, não vos convidará a entrar na mansão de seu saber, mas antes vos conduzirá ao limiar de vossa própria mente.

O astrônomo poderá falar-vos de sua compreensão do espaço, mas não vos poderá dar sua compreensão.

O músico poderá cantar para vós o ritmo que existe em todo o universo, mas não vos poderá levar até lá.

Porque a visão de um homem não empresta suas asas a outro homem.

E assim como cada um de vós se mantém só no conhecimento de Deus, assim cada um de vós deve ter sua própria compreensão de Deus e sua própria interpretação das coisas da terra".

SUMÁRIO

1 INTRODUÇÃO	1
1.1 Classificação e Processo de Fabricação.	1
1.2 Novos Processos e Materiais.	4
1.3 A Importância da Textura	6
2 Revisão da Literatura	8
2.1 Laminação a Quente	8
2.2 Laminação a Frio	12
2.3 Recristalização e crescimento de grão.	15
3 Objetivos e Metodologia	24
4 Materiais e Métodos	28
4.1 Amostras.	28
4.1.1 Bobinas a Quente	28
4.1.2 Placa para Solidificação Direcional	29
4.2 Microscopia óptica	30
4.3 Medidas de Tamanho de Grão	30
4.4 Microscopia eletrônica de varredura e EBSD.	30
4.5 Difração de raios-X	34
4.5.1 Cálculo da ODF a partir das figuras de pólo incompletas.	37
4.5.2 Interpretação da ODF	40
4.6 Laminação.	46
4.7 Tratamento térmico	47

5 Resultados e Discussão	48
5.1 Evolução da textura durante o processo de fabricação de aços elétrico semiprocessado a partir de bobina a quente de aço SAE 1006 com diferentes tamanhos de grão.	48
5.2 Evolução da textura durante o processo de fabricação de aços elétrico semiprocessados a partir de bobina a quente de aço com 0,3% de Si com diferentes tamanhos de grão	66
5.3 Evolução da textura na laminação e recozimento de lingotes obtidos por solidificação direcional.	84
5.3.1 Laminação a 300°C	87
5.3.2 Laminação a 700°C	97
5.3.3 Laminação a 800°C	107
5.3.3 Resumo dos resultados obtidos	111
6 Conclusões.	115
REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	117
APÊNDICE I - Utilização de sistema de lentes policapilares em análise de textura por difração de raios-X	122
APÊNDICE II - Efeito da preparação da amostra na ODF obtida por difração de raios-X	130
APÊNDICE III - Avaliação do gradiente de textura de chapas submetidas à laminação de encruamento	133

1. Introdução

Aços elétricos são utilizados para fabricação de núcleo de motores elétricos e transformadores. O rendimento desses equipamentos depende diretamente das propriedades magnéticas dos aços elétricos e por esse motivo o desenvolvimento desses materiais vem recebendo atenção especial nos últimos anos. Questões ambientais como o aquecimento global, efeito estufa e escassez de combustíveis fósseis colocam os motores elétricos como potenciais substitutos a motores a explosão. A crise energética provocou acelerada demanda por materiais de alto desempenho e baixa energia dissipada, exigindo dos fornecedores materiais cada vez melhores. Neste panorama de mercado cada vez mais exigente, a evolução tecnológica dos aços elétricos torna-se uma necessidade iminente.

Em relação ao mercado mundial, os aços elétricos também vêm recebendo destaque. Por possuir alto valor agregado, apresentam atualmente elevada lucratividade. Apesar de não ser o “carro chefe” de siderúrgicas como Acesita, Usiminas e CSN, o produto apresenta participação significativa em seus lucros. Por esses motivos, é natural que o interesse tecnológico nessa classe de aços cresça demasiadamente, sendo necessária capacitação científica que possibilite uma resposta adequada às exigências de desempenho crescentes.

1.1. Classificação e Processo de Fabricação

Existem dois tipos de aço elétrico: os aços elétricos de grão orientado e os de grão não orientado. Os aços elétricos de grão orientado (GO) são utilizados para a fabricação de núcleo de transformadores elétricos. Por apresentarem forte orientação (110)[001], as propriedades magnéticas são máximas quando o campo é aplicado sempre na direção de laminação. Os transformadores são projetados de forma a obedecer a esse critério. Os

aços elétricos de grão não orientado (GNO), opostamente ao que o nome sugere, não devem apresentar orientação cristalográfica aleatória para otimização das propriedades magnéticas. São utilizados para fabricação de núcleo de motores elétricos, que por apresentarem campo magnético rotativo, exigem uma textura (100)[0vw]. O processo de fabricação dos aços elétricos GNO não possibilita alcançar a textura ideal. Ainda não foi desenvolvido um processo que permita a obtenção de textura ideal em chapas de aço com espessura abaixo de 0,6 mm. Aços elétricos GNO são subdivididos em duas subcategorias: os aços elétricos totalmente processados e os aços elétricos semiprocessados. O primeiro está pronto para ser estampado na forma de rotores e estatores de motores, apresentando boas propriedades magnéticas sem a necessidade de tratamento térmico posterior. Os aços semiprocessados exigem tratamento térmico ou termoquímico após a estampagem para otimização das propriedades magnéticas. Grandes transformações microestruturais ocorrerão nessa etapa de recozimento.

Os processos de fabricação dos três tipos de aço elétrico serão apresentados sucintamente. O processo dos aços elétricos de grão orientado está apresentado na figura 1.1.1.

Figura 1.1.1: representação esquemática do processo de fabricação de aço elétrico de grão orientado

Os aços elétricos GO são obtidos a partir de lingotes contendo de 2 a 3,5% de Si, que é adicionado para aumentar a resistividade elétrica do material, permitindo baixas perdas por correntes parasitas. O lingote passa por laminação a quente, laminação a frio, quando atingirá espessuras em torno de 0,27 mm, sendo então recozidas em forno contínuo em atmosfera contendo nitrogênio, hidrogênio e vapor d'água, que será responsável pela descarbonetação e recristalização do material. Em seguida a chapa é submetida a nitretação em atmosfera contendo amônia. Essa etapa permitirá a formação de partículas de segunda fase que serão responsáveis pelo ancoramento de contornos de grão, possibilitando recristalização secundária, que ocorrerá no recozimento em caixa a 1200°C. Nesta etapa, grãos com orientação (110)[001] crescerão, enquanto que outras orientações permanecerão ancoradas pelas partículas de segunda fase.

A figura 1.1.2 mostra uma representação esquemática do processo de fabricação dos aços elétricos totalmente processados.

Figura 1.1.2: representação esquemática do processo de fabricação de aço elétrico GNO totalmente processado

Partindo-se novamente de lingotes de aço ao silício, o material passa sucessivamente por laminação a quente, laminação a frio e recozimento contínuo, etapa em que ocorre recristalização e crescimento de grão. Em seguida, o material é bobinado, estando pronto para ser estampado e utilizado para montagem dos núcleos de motores.

O processo de fabricação dos aços elétricos semiprocessados não exige recozimento descarbonetante e recozimento em caixa, mas uma etapa de laminação de encruamento é necessária. Após esta etapa o material está pronto para ser vendido, porém exige do fabricante de motores um recozimento descarbonetante após a estampagem das chapas. Nesse recozimento haverá aumento do tamanho de grão induzido por deformação (aplicada na laminação de encruamento) e redução do teor de carbono, proporcionando melhores propriedades magnéticas. A figura 1.1.3 apresenta o fluxograma do processo.

*etapas realizadas no fabricante de motores

Figura 1.1.3: representação esquemática do processo de fabricação de aço elétrico GNO semiprocessado

1.2. Novos Processos e Materiais

Nos últimos anos foram desenvolvidos novos processos que poderão ganhar importância no futuro. Serão destacados quatro processos considerados relevantes, que serão apresentados sucintamente a seguir.

O primeiro deles é o pó de ferro microencapsulado, conhecido como “Soft Magnetic Composites” (SMC). O processo consiste na obtenção de pó de ferro revestido com isolante elétrico de origem orgânica ou inorgânica. A partir do pó são fabricados núcleos de motores e transformadores por metalurgia do pó. Essa técnica é

muito interessante, pois permite a fabricação de peças com geometria complexa. Além disso, um novo conceito de projeto foi desenvolvido: o conceito de fluxo magnético tridimensional. No caso de núcleos constituídos por empilhamento de chapas, o fluxo magnético restringe-se ao plano das chapas. Nos SMC, é possível projetar o fluxo magnético em qualquer direção. Esta característica somada a possibilidade de fabricação de núcleos com geometria complexa abriu novas perspectivas na área de projetos de motores e transformadores elétricos. A alta resistividade devido ao revestimento elétrico inter-partículas torna interessante a aplicação em altas frequências (acima de 400 Hz), pois as perdas por correntes parasitas são reduzidas. A evolução da eletrônica de potência deverá ampliar significativamente a aplicabilidade dos SMC.

Outro processo promissor é o lingotamento contínuo de tiras (LCT), a partir do qual é possível obter chapas diretamente do metal líquido. Ajustando-se o processo é possível obter-se textura muito próxima à ideal para motores elétricos. No entanto, o controle de processo é delicado e o desgaste do equipamento é elevado devido às altas temperaturas de trabalho. Atualmente só é possível obter tiras de no mínimo 1 mm de espessura, necessitando-se de laminação adicional até 0,5 mm para utilização em motores. Infelizmente a laminação degrada a textura ideal. O desafio atual é desenvolver técnica que permita retornar a textura ideal após laminação ou que permita produzir chapas mais finas a partir do metal líquido.

Outros dois processos merecem citação, apesar de apresentarem alto custo de produção. Os materiais magnéticos amorfos apresentam perdas magnéticas muito reduzidas, porém, além do alto custo de produção possuem propriedades mecânicas baixas e alta tendência a cristalização. Atualmente o material apenas é utilizado em escala piloto e experimental. O processo consiste no resfriamento ultra-rápido do metal líquido, produzindo tiras de metal amorfo. Para evitar a cristalização do material, a

adição de altos teores de elementos de liga se faz necessária, reduzindo a saturação magnética e a ductilidade do material. Chapas com altos teores de Si (acima de 6% em massa) também são aplicáveis em condições específicas que justifiquem seu alto custo. Aplicações que exijam reduzidas perdas sob altas frequências e baixa magnetoestricção são aplicações típicas do material. O processo consiste na deposição por vaporização de silício em chapas com espessuras inferiores a 0,1 mm, seguido de tratamento térmico para difusão no estado sólido de silício.

1.3. A Importância da Textura

As propriedades magnéticas de chapas de aço elétrico dependem de fatores microestruturais, composição química e textura. Microestrutura e composição química de materiais comerciais encontram-se praticamente otimizadas, porém ainda não foi possível atingir a textura ideal para chapas de motores elétricos. Portanto a textura cristalográfica configura-se na variável com maiores oportunidades para a melhoria de desempenho magnético desse material.

As propriedades magnéticas são sensíveis a textura cristalográfica. Para monocristais de ferro, as propriedades magnéticas são máximas quando o campo magnético é aplicado na direção [100] e mínimas quando aplicado na direção [111]. A figura 1.3.1 mostra a curva de magnetização em monocristal de ferro nas direções [100], [110] e [111]. Observa-se que na direção [100] a polarização magnética (J) atinge valor máximo (saturação) para campos magnéticos (H) inferiores, indicando menor trabalho magnético. Por outro lado, a pior condição ocorre na direção [111], necessitando de campos maiores para saturar magneticamente o material.

Figura 1.3.1: curva de magnetização realizada em três direções de monocristal de ferro (MCCURRIE, 1994)

Portanto, a otimização da textura depende da aplicação. Em transformadores o campo magnético é aplicado sempre em uma direção. Basta que o campo aplicado seja paralelo a uma direção [100] para atingir a configuração ideal. Os aços elétricos de grão orientado, que têm orientação preferencial (110)[001], apresentam textura ideal para a aplicação em transformadores. Em motores elétricos o campo é rotativo, contido no plano da chapa. É necessário, portanto, que as direções [100] estejam distribuídas aleatoriamente no plano da chapa. Essa textura ideal é (100)[0vw], que proporcionará perdas histeréticas (sob corrente contínua) mínimas.

A figura 1.3.2 apresenta valores típicos de perdas para 4 aços comerciais e um aço com textura próxima à ideal, desenvolvido no pós-doutorado da Dra. Taeko Yonamine (YONAMINE, 2005). A menor perda ocorre para aço elétrico GO quando o campo magnético é aplicado na direção de laminação (0,4 W/Kg), porém na direção transversal, as perdas histeréticas superam 3,0 W/Kg devido a anisotropia causada pela textura. Dessa forma, o melhor material para motores elétricos é o representado pela “textura ideal”, apresentando perdas histeréticas de 0,9 W/Kg. O aço SAE1006 com 3,5 W/Kg, apresenta a pior condição dentre os materiais escolhidos. Aços elétricos comerciais de melhor desempenho apresentam valores típicos de perdas histeréticas em

torno de 2 W/Kg. Fica claro portanto a importância da textura no desempenho de aços elétricos, já que os parâmetros microestruturais encontram-se praticamente otimizados nos materiais escolhidos.

Figura 1.3.2: Perdas histeréticas típicas para aços comerciais medidas na direção de laminação.

* valor obtido por YONAMINE (2005).

A laminação a quente, laminação a frio e recozimentos a que são submetidos os aços elétricos alteram a textura do material, portanto entender as variáveis de processo significativas para a evolução da textura de materiais laminados é extremamente importante para atingir textura favorável.

2. Revisão da Literatura

Na revisão serão apresentados aspectos importantes para o entendimento da evolução da textura durante o processamento de aços elétricos de grão não orientado. O assunto evolução da textura na fabricação de aços elétricos é consideravelmente complexo, já que existem inúmeras variáveis de processo que podem ser significativas, levando a texturas distintas.

Tendo-se em vista esta complexidade do processo, uma representação esquemática da evolução da textura no processo de fabricação de aços elétricos semiprocessados foi escolhida para iniciar esta revisão. Esta representação apresentada na figura 2.1 foi desenvolvida por KESTENS (2003), mostra a evolução da textura de um aço elétrico semiprocessado, partindo-se da bobina a quente até o produto final. É importante ressaltar que materiais comerciais podem apresentar diferenças significativas, dependendo das variáveis de processo utilizadas.

Figura 2.1: Representação esquemática da evolução da textura durante o processamento de aços elétricos semiprocessados. Os números apresentados nas ODF indicam as intensidades relativas das componentes com maiores intensidades (KESTENS, 2003).

De acordo com a representação de Kestens, o material de partida é uma bobina a quente com textura predominantemente $\{100\}\langle 011 \rangle$ (cubo rodado). Após laminação a frio e recozimento intermediário, ocorre redução de cubo rodado e aumento de fibra gama. O produto final, após laminação de encruamento e recozimento final, apresenta

reduzida intensidade de cubo rodado e elevados componentes próximos a Goss ($\{110\}\langle 001\rangle$). O estudo detalhado de cada etapa do processo será apresentado a seguir.

2.1. Laminação a Quente

A composição química é uma das variáveis importantes para a determinação da textura de laminação a quente. A adição de elementos ferritizantes (Si e Al) tende a eliminar ou reduzir o campo da austenita. Sendo assim, materiais com mais de 2% (em peso) de Si tendem a não sofrer a transição γ - α , logo a laminação a quente poderá ocorrer inteiramente em campo ferrítico. A figura 2.1.1 mostra o efeito do teor de Si e C nas fases presentes. Nota-se que a elevação dos teores de carbono aumenta o campo da austenita.

Figura 2.1.1: Diagrama de fase Fe-Si para 0 e 0,07% de C (CRANGLE (1954)).

O alumínio é ainda mais efetivo na redução do campo da austenita, no entanto, além de apresentar forte tendência à precipitação de nitretos, provoca endurecimento por solução sólida ainda mais intenso do que pelo silício, dificultando a laminação de

ligas com alto teor de alumínio. Teores de Al superiores a 0,8% em peso são suficientes para eliminar o campo da austenita.

Segundo RAY; JONAS (1990), a textura e o tamanho de grão da bobina a quente (BQ) de aços de baixo Si e Al varia com a temperatura de laminação. Temperaturas elevadas tendem a causar recristalização em campo austenítico, levando a BQ com maior tamanho de grão. A textura típica de recristalização em campo austenítico é $\{100\} \langle 001 \rangle$. Durante o resfriamento ocorre transformação $\gamma-\alpha$, gerando textura ferrítica $\{100\} \langle 011 \rangle$, que é uma das possibilidades da relação de Kurdjumov-Sachs, que propõe uma relação de orientação entre austenita e ferrita transformada (RAY; JONAS, 1990).

Temperaturas mais baixas, em campo austenítico, tendem a reduzir o tamanho de grão da BQ. São citadas duas fortes componentes de textura de deformação da austenita: $\{110\} \langle 112 \rangle$ e $\{112\} \langle 111 \rangle$, gerando textura ferrítica $\{322\} \langle 113 \rangle$ e $\{113\} \sim \{4\ 4\ 11\} \langle 110 \rangle$. Em temperaturas abaixo de AR3 (início da transformação austenita-ferrita) ocorre laminação em campo bifásico, gerando textura ferrítica $\{554\} \langle 225 \rangle$ e $\{112\} \sim \{223\} \langle 110 \rangle$. De acordo com os autores, essas relações ainda não estão bem entendidas, merecendo estudos mais detalhados.

PARK; LEE; GOTTSTEIN (1995) obtiveram resultados diferentes de Ray e Jonas. Eles sugeriram que a textura da bobina a quente de um aço “intersticial free” depende das condições de laminação, principalmente do modo de deformação e temperatura. Observaram forte heterogeneidade de textura na espessura da BQ, utilizando o modo de deformação como justificativa, com a superfície apresentando deformação cisalhante e o centro apresentando deformação plana. A superfície da chapa apresentou forte componente $\{225\} \langle 554 \rangle$ e fraca $\{110\} \langle 001 \rangle$, enquanto que o centro apresentou forte componente $\{100\} \langle 011 \rangle$ e moderada $\{554\} \langle 225 \rangle$. Park propôs uma

analogia entre a textura de deformação de alumínio e a textura de transformação da ferrita, considerando que a deformação do alumínio apresentaria resultados semelhantes à austenita por apresentar mesma estrutura cristalina e alta energia de defeito de empilhamento. A tabela 2.1.1 resume os resultados encontrados.

Tabela 2.1.1: Textura de deformação de alumínio e de transformação de ferrita (PARK; LEE; GOTTSTEIN, 1995)

Posição da chapa	Deformação de alumínio	Transformação para ferrita
Superfície (cisalhamento)	Forte $\{001\}\langle 110\rangle$	Forte $\{225\}\langle 554\rangle$
	Fraco $\{554\}\langle 225\rangle$	Fraco $\{110\}\langle 001\rangle$
Centro (deformação plana)	Forte $\{225\}\langle 554\rangle$	Forte $\{001\}\langle 110\rangle$
	Moderado $\{110\}\langle 001\rangle$	Moderado $\{554\}\langle 225\rangle$

Park sugere que existe a relação: $\{225\}\gamma//\{001\}\alpha$ e $\langle 554\rangle\gamma//\langle 110\rangle\alpha$, propondo que a textura de deformação da austenita origina a componente cubo rodado da ferrita.

2.2. Laminação a Frio

A deformação plástica em metais cúbicos de corpo centrado (CCC) ocorre por movimentação de discordâncias nos sistemas contendo a direção compacta $[111]$. O sistema com maior probabilidade de ativação é o $\{110\}\langle 111\rangle$, porém em metais puros e em altas temperaturas pode ocorrer ativação dos sistemas $\{112\}\langle 111\rangle$ e $\{123\}\langle 111\rangle$ (KOCKS, 1998). A maioria dos modelos de previsão de textura de deformação a frio considera a existência de “pencil glide”, ou seja, todos os sistemas contendo a direção $\langle 111\rangle$ podem ser ativados. Dois modelos clássicos, desenvolvidos por SACHS (1928) e TAYLOR (1938), são fundamentais para o estudo da deformação plástica dos metais. O

primeiro supõe que cada grão deforma independentemente do vizinho e o sistema ativado seria aquele com maior tensão projetada. O modelo de Taylor considera que a deformação é igual para todos os grãos e que cinco sistemas de escorregamento com menores energias dissipadas durante a deformação serão ativados.

DILLAMORE e outros (1974) propuseram o modelo “full constraint”, ou seja, restrição total, em que o modelo de Taylor é empregado utilizando-se o pressuposto de que 5 sistemas de escorregamento são ativados em cada grão. Mais tarde VAN HOUTTE (1988) propôs o modelo “relaxed constraint” (restrição relaxada), em que somente 3 ou 4 sistemas são ativados. A textura estimada por esse modelo é mais próxima da realidade, como mostra a figura 2.2.1.

Figura 2.2.1. Seções $\phi_2=45^\circ$ da ODF de um aço laminado a frio com 70% de redução. a) Textura observada experimentalmente. b) resultado de uma simulação full constraint. c) resultado do modelo “relaxed constraint” (VAN HOUTTE; RABET, 1997).

Devido ao complexo campo de tensões e modo de deformação aos quais a chapa é submetida durante a laminação, o modelamento da textura torna-se extremamente trabalhoso, principalmente quando deseja-se obter o gradiente de textura na espessura da chapa, provocado pela laminação. ENGLER (2000) propôs modelar a deformação plástica através de modelo “visco-plástico auto-consistente” (VPSC), considerando que a deformação próxima a superfície apresenta caráter cisalhante, enquanto que o centro

aproxima-se de deformação (ou compressão) plana. As componentes de deformação cisalhante estão apresentadas esquematicamente na figura 2.2.2.

Figura 2.2.2: Representação esquemática das componentes de cisalhamento (ENGLER, 2000). S representa a posição em relação a espessura da chapa: $s = 1$ representa a superfície e $s = 0$ a meia espessura. V_0 e V_e são as velocidades de entrada e saída da chapa. V_R é a velocidade de rotação do cilindro e e_{31} e e_{13} são as deformações de cisalhamento nos planos normais a DL e DN respectivamente.

A componente de cisalhamento e_{13} ocorre devido ao atrito entre a superfície da chapa e o cilindro de laminação, enquanto que e_{31} é imposta pela geometria da conformação. Para o modelamento da textura, utilizou-se o gradiente de velocidade de deslocamento apresentado na equação 2.2.1 (DIETER, 1976).

$$\dot{e}_{ij} = \begin{pmatrix} \dot{e}_{11} & 0 & \dot{e}_{13} \\ 0 & 0 & 0 \\ \dot{e}_{31} & 0 & -\dot{e}_{11} \end{pmatrix}$$

Equação 2.2.1

Os valores de e_{13} e e_{31} foram obtidos de acordo com modelamento por elementos finitos e dependem da distância em relação a superfície da chapa. Os resultados obtidos pelo modelo VPSC, bem como a comparação com textura de bobina a quente de aço “Interstitial Free” analisada por difração de raios-X estão apresentadas na figura 2.2.3.

Figura 2.2.3: Comparação entre os ODF obtidas a partir do modelo VPSC e resultados experimentais analisados por difração de raios-X de bobina a quente de aço IF laminado a frio(ENGLER, 2000).

Os resultados obtidos a partir do modelo VPSC apresentam semelhança com a textura da superfície de BQ de aço IF, indicando que a deformação cisalhante predomina na superfície, enquanto que na meia espessura ocorre compressão plana.

2.3. Recristalização e crescimento de grão

A recristalização tem um importante papel na formação da textura dos aços elétricos. Os mecanismos de início da recristalização e migração dos contornos de grão determinam a textura final do material. A partir do estudo dos mecanismos que determinam a textura de recristalização surgiram duas hipóteses: a nucleação orientada e o crescimento orientado (TAOKA e outros, 1967). A primeira considera que os núcleos formados apresentam orientações preferenciais, que será determinante para a textura de recristalização (HUMPHREYS; HATHERLY, 1996). O crescimento orientado considera que a textura de recristalização será determinada pela mobilidade dos contornos. Contornos com maior mobilidade apresentarão maior velocidade de crescimento, sendo então predominantes na textura de recristalização (URABE; JONAS, 1994). HUTCHINSON (1989) defende que tanto o crescimento orientado como a nucleação orientada são importantes na determinação da textura de recristalização, logo não teremos um efeito isolado dos mecanismos.

IBE; LÜCKE (1966) defendem a existência de contornos especiais com maior mobilidade. Os autores mostraram que contornos de $26,5^\circ$ em torno de $\langle 110 \rangle$ ($\Sigma 19a$) apresentam alta mobilidade. URABE; JONAS (1994) também são favoráveis à existência de contornos de alta mobilidade, porém encontraram contornos de 22° em torno de $\langle 110 \rangle$, que não são contornos especiais.

Os contornos especiais conhecidos como CSL (coincidence site lattice) apresentam coincidência do reticulado cristalino, apresentando geralmente baixa energia associada. A tabela 2.3.1 apresenta os contornos CSL para o sistema cúbico. Quanto

menor o Σ , maior é a coincidência do reticulado. A mobilidade tende a ser maior para Σ menores, porém existem exceções, como é o caso dos contornos coerentes de macla ($\Sigma 3$), que apresentam baixa mobilidade (HUMPHREYS; HATHERLY, 1996).

Tabela 2.3.1: Contornos CSL para sistema cúbico

Σ	θ (°)	Eixo
3	60	$\langle 111 \rangle$
5	36,87	$\langle 100 \rangle$
7	38,21	$\langle 111 \rangle$
9	38,94	$\langle 110 \rangle$
11	50,48	$\langle 110 \rangle$
13a	22,62	$\langle 100 \rangle$
13b	27,80	$\langle 111 \rangle$
15	48,19	$\langle 210 \rangle$
17a	28,07	$\langle 100 \rangle$
17b	61,93	$\langle 221 \rangle$
19a	26,53	$\langle 110 \rangle$
19b	46,83	$\langle 111 \rangle$
21a	21,79	$\langle 111 \rangle$
21b	44,40	$\langle 211 \rangle$
23	40,45	$\langle 311 \rangle$
25a	16,25	$\langle 100 \rangle$
25b	51,68	$\langle 331 \rangle$
27a	31,58	$\langle 110 \rangle$
27b	35,42	$\langle 210 \rangle$
29a	43,61	$\langle 100 \rangle$
29b	46,39	$\langle 221 \rangle$

É necessário estudar os mecanismos de início de recristalização e a mobilidade dos contornos de alto ângulo para entender a evolução da textura durante a recristalização de aços elétricos.

Mecanismos de início de recristalização

São 3 os mecanismos mais aceitos para início de recristalização: migração de contornos de subgrão, rotação de subgrão (ou coalescimento de subgrão) e migração de contorno de grão induzida por deformação (PADILHA; SICILIANO Jr, 1996).

Migração de contornos de subgrão é o mecanismo no qual um contorno de subgrão migra em direção ao subgrão adjacente, adquirindo maior densidade de discordâncias e acumulando maior diferença de orientação, até tornar-se um contorno de alto ângulo. A orientação dos núcleos formados por esse mecanismo dependerá dos subgrãos pré-existent no material recuperado. A cinética de crescimento de subgrão será determinante para a textura no início da recristalização. Regiões com maiores densidades de discordância tendem a apresentar maior velocidade de migração, logo é provável que as orientações com maior energia acumulada durante a deformação sejam privilegiadas por esse mecanismo. A figura 2.3.1 mostra a cinética de nucleação em diferentes planos (hkl) paralelos à superfície. Núcleos (111) apresentam altas taxas de nucleação, enquanto que núcleos (100) apresentam baixas velocidades de nucleação, provavelmente relacionadas às densidades de discordância das respectivas orientações.

Figura 2.3.1: cinética de nucleação para grãos com planos (110), (111), (112) e (100) paralelos ao plano de laminação (HUTCHINSON, 1984)

Rotação de subgrão é o mecanismo no qual um subgrão é rotacionado, até adquirir a mesma orientação do subgrão adjacente. Esta rotação ocorre com a movimentação de discordâncias. À medida que ocorre a rotação dos subgrãos, a diferença de orientação aumenta até que um contorno de grão é formado. As primeiras

evidências de rotação de subgrão foram observadas por HU (1962), porém WALTER e KOCH (1963) questionaram os resultados, afirmando que as evidências não passavam de artefatos. Acredita-se que somente no início da nucleação existe a ocorrência desse mecanismo (HUMPHREYS; HATHERLY, 1996).

Migração de contornos de grão induzida por deformação (MCID) ou SIBM (strain induced boundary migration) é o mecanismo de início de recristalização predominante em materiais submetidos a pequenas deformações (até 40% de redução) (HUMPHREYS; HATHERLY, 1996). Este mecanismo é de fundamental importância para o estudo da evolução da textura em aços elétricos semiprocessados. Neste modelo, proposto por BECK e SPERRY (1950), contornos de grãos com menores densidades de discordância migram em direção à grãos com maiores densidades. Não é necessário, portanto, a formação de novos contornos de grão, já que grãos com baixa densidade de discordância são potenciais núcleos.

Existe forte relação entre energia acumulada durante a deformação plástica e a orientação dos grãos. A partir da teoria de TAYLOR (1938) foi construído um modelo que relaciona orientação cristalográfica e cisalhamento nos sistemas de escorregamento ativados. Foi criado um parâmetro chamado fator de Taylor, proporcional a energia acumulada pelo grão durante a deformação plástica. O fator de Taylor (M) é definido por:

$$M = \frac{\sum \partial \gamma}{\partial \varepsilon}, \text{ onde}$$

$\sum \partial \gamma$ é o cisalhamento total nos sistemas de escorregamento ativados e $\partial \varepsilon$ é a deformação real da amostra (VIANA, 2003).

Baixos fatores de Taylor estão relacionados a baixas densidades de discordância acumuladas durante a deformação plástica. Portanto o MCID deverá favorecer orientações com baixos “M”.

O cálculo do fator de Taylor depende dos sistemas de escorregamento ativados. O critério de seleção é dado pelo menor trabalho virtual realizado durante a deformação plástica. Os 5 sistemas com menores trabalhos serão ativados (GILL SEVILLANO e outros, 1980). O trabalho virtual (dW_v) é dado por:

$$dW_v = \sum_{s=1}^n \tau_c^s |d\alpha^s|, \text{ onde}$$

$d\alpha$ é o incremento de deformação em um dado sistema de escorregamento,

τ_c é a tensão crítica para ativação do sistema,

n é o número de sistemas de escorregamento,

s é um dado sistema de escorregamento.

Os sistemas de escorregamento selecionados dependem também do campo de deformação no qual o material é submetido, portanto o cálculo do fator de Taylor dependerá do modo de deformação. As figuras 2.3.2 e 2.3.3 apresentam mapas de fator de Taylor para deformação plana e deformação cisalhante, calculados pelo Dr. Leo Kestens (KESTENS, 2007). Observam-se modificações consideráveis em função do modo de deformação.

No caso de deformação plana (centro das chapas laminadas a frio), as componentes $\{110\}\langle 110\rangle$ e a fibra gama apresentam alto fator de Taylor, enquanto que os mínimos encontram-se em Goss e cubo rodado. Já para deformação cisalhante (superfície de chapas laminadas) encontraram-se fatores de Taylor mais elevados para $\{100\}\langle 001\rangle$ e mínimos para orientações entre fibra gama e $\{110\}\langle 110\rangle$, praticamente o inverso do que ocorre para deformação plana. Portanto, para o estudo do MCID é importante utilizar o campo de tensões adequado para o cálculo do fator de Taylor.

É importante lembrar que o MCID não é apenas um mecanismo de início de recristalização, mas também um mecanismo de migração de contornos de alto ângulo. Como o potencial termodinâmico é a redução de densidade de discordâncias, pode ser considerado recristalização primária (PADILHA; SICILIANO Jr, 1996).

CASTRO (2005) mostrou evidências de que existem diferenças de encruamento entre grãos de diferentes orientações, porém nos primeiros instantes de recozimento ocorre recuperação, eliminando esse gradiente e, conseqüentemente, o potencial termodinâmico para migração de contornos de grão induzida por deformação. Tal resultado é importante, mostrando a existência da competição entre recuperação e MCID.

Existem outros modelos para a recrystalização de metais submetidos a pequenas deformações. ANTONIONE (1977) propôs a existência de recrystalização secundária induzida por deformação. O potencial termodinâmico seria, portanto, redução de energia de contornos de grão. Neste modelo, as discordâncias inibem o crescimento normal de grão. Apenas contornos com alta mobilidade seriam capazes de migrar.

RANDLE (1993) adota raciocínio semelhante, supondo que a interação dos contornos de grão e discordâncias provoca travamento dos contornos. No entanto, Randle sugere que existe um período de incubação em que ocorre um pequeno aumento de tamanho de grão. Nesta etapa haveria a formação de contornos especiais (CSL) de alta mobilidade, que seriam responsáveis pela recrystalização secundária. Esse modelo foi denominado “recrystalização secundária induzida por deformação”. Entretanto, nenhuma evidência experimental de formação de contornos CSL durante o período de incubação foi encontrada por LANDGRAF (2005). LIMA (2005) encontrou evidências de formação de contornos de subgrãos no interior de alguns grãos, relacionando-o a mecanismos de recuperação. Além disso, é sugerido que esse mecanismo antecede o início da migração de contornos induzida por deformação. Lima também verificou que grãos próximos a superfície da chapa estão mais sujeitos ao surgimento de contornos de subgrão, o que pode estar relacionado à maior encruamento nessas regiões.

Nota-se que existe um período de incubação para o início da recrystalização de chapas submetidas a pequenas deformações. Este tempo de incubação diminui com o aumento do grau de deformação plástica. Observa-se também que o tamanho de grão recrystalizado aumenta com a redução do grau de deformação. A figura 2.3.4 mostra o efeito da deformação no período de incubação e no tamanho de grão recrystalizado.

Figura 2.3.4: Efeito do grau de redução e do tempo de recozimento a 788°C no tamanho de grão médio (ASHBROOK; MARDER, 1985).

Locais para início da recristalização:

Acredita-se que existe relação entre a orientação do núcleo e o local de início de recristalização. RAY e outros (1994) afirmam que grãos de fibra gama ($\langle 111 \rangle // \text{DN}$) nucleiam preferencialmente em contornos de grão e orientações do tipo $\{110\} \langle 001 \rangle$ têm forte relação com bandas de transição. HUTCHINSON (1984) observa considerável aumento da intensidade de orientações próximas a Goss e redução de fibra gama em materiais obtidos a partir de bobina a quente com elevado tamanho de grão submetidas à laminação a frio e recozimento. Tal fato seria explicado pela redução da área de contornos de grão e aumento do número de bandas de deformação devido ao elevado tamanho de grão da BQ.

HUTCHINSON (1994) também afirma que precipitados de AlN seriam responsáveis pela nucleação preferencial de grãos de fibra gama, enquanto que óxidos, sulfetos e carbonetos teriam efeito aleatorizante na textura da chapa.

Crescimento normal de grão:

O crescimento normal de grão ocorre posteriormente à recristalização do material. O potencial termodinâmico é a redução de energia de contorno de grão (PADILHA; SICILIANO Jr, 1996). Este mecanismo é importante particularmente nos aços elétricos totalmente processados. Nesta etapa ocorrem consideráveis modificações de textura. Observa-se aumento considerável da fibra gama e redução das fibras $\langle 100 \rangle$ e $\langle 110 \rangle$. Tal efeito não é favorável às propriedades magnéticas devido à redução das orientações que contêm as direções de fácil magnetização ($\langle 100 \rangle$). A figura 2.3.5 apresenta esquematicamente a evolução das intensidades dos planos $\{111\}$, $\{110\}$ e $\{100\}$ durante o crescimento de grão.

Figura 2.3.5: Variação da intensidade de alguns componentes de textura durante recozimento em caixa de aço baixo carbono previamente laminado. (HUMPHREYS e HATHERLY, 1996).

3. Objetivos e Metodologia

Um dos grandes desafios da engenharia do século XXI é projetar materiais para aplicações específicas. Para tanto, é necessário conhecer de forma significativa os mecanismos envolvidos no processo em questão. O controle da textura cristalográfica vem ganhando importância nos últimos anos. Através do controle de textura, hoje é possível fabricar carros com chapas cada vez mais finas e mais leves. A fabricação de super-ímãs utilizados na fabricação de discos ópticos e discos rígidos exige alto grau de orientação cristalográfica. Em aços elétricos, tema central do presente trabalho, a textura apresenta singular importância na otimização do rendimento de motores elétricos e transformadores. Contudo, o conhecimento dos mecanismos que controlam a evolução da textura durante o processo de fabricação de aços não se restringe somente a esta aplicação. Aplica-se a todos os processos que exijam controle de textura através de deformação e recristalização.

O principal objetivo desse trabalho é estudar a evolução da textura durante o processamento de aços elétricos semiprocessados, tendo-se como motivação encontrar possibilidades para melhorar a textura para aplicação em motores elétricos. Para que esse objetivo seja alcançado é necessário também estudar as potencialidades e limitações das ferramentas de análise de textura. Nos apêndices deste trabalho estão apresentados três importantes estudos com técnicas de análise de textura utilizadas: difração de raios-X e difração de elétrons retroespalhados (EBSD). O estudo sobre a utilização de sistema de lente policapilar na determinação de textura por difração de raios-X é de extrema importância para definir as melhores condições de análise, bem como as limitações dessa técnica, está apresentado no **apêndice I**. O efeito da preparação das amostras para análise de textura por difração de raios-X também foi estudado devido à importância de obtenção de resultados confiáveis. Os resultados estão

apresentados no **apêndice II** e a melhor condição encontrada foi utilizada como procedimento padrão para análise dos materiais produzidos neste trabalho. Outro trabalho utilizado como suporte para a tese foi um estudo sobre métodos de EBSD capazes de identificar gradiente de encruamento em chapas de aço elétrico. Como a diferença de densidades de discordâncias é importante para a ocorrência de mecanismos de início de recristalização, a possibilidade de identificar gradiente de encruamento pode ser importante para entendê-los. Esse estudo está apresentado no **apêndice III**.

Estudar a evolução da textura durante um processo industrial apresenta alto grau de dificuldade devido à quantidade de variáveis disponíveis. Composição química, tamanho de grão inicial da bobina a quente, textura da bobina a quente, presença de precipitados, carbonetos, óxidos, grau de deformação e temperatura de recozimento são apenas algumas das variáveis que podem ser importantes na determinação da textura final de um aço elétrico semiprocessado. Devido a esse universo complexo, existe uma dificuldade considerável de se estudar evolução da textura em etapas isoladas do processo, principalmente devido às interações existentes nas diferentes etapas. Este trabalho visa, portanto, estudar a evolução da textura desde a bobina a quente até o recozimento final de materiais com diferentes composições químicas, texturas e tamanhos de grão de bobina a quente. Partindo-se de chapas com texturas e composições químicas distintas (teores de carbono, Si e Al), foram desenvolvidos os seguintes estudos:

- **Evolução da textura durante o processo de fabricação de aços elétrico semiprocessado a partir de bobina a quente de aço SAE 1006 com diferentes tamanhos de grão**

Diversos autores (HIRATANI (1984), HUTCHINSON (1984), de CAMPOS (2004)) citam o aumento do tamanho de grão da bobina a quente como uma alternativa a melhoria da textura de aços elétricos totalmente processados. A redução de início de recristalização em contornos de alto ângulo, bem como a nucleação em bandas de deformação são favoráveis ao aumento da componente Goss. Esse trabalho visa confirmar essa hipótese e sua repercussão nos aços elétricos semiprocessados, além de estudar a evolução da textura em cada etapa de laminação e recristalização das chapas produzidas a partir da BQ de aço SAE 1006 (teor de carbono de 600 ppm). A textura inicial da BQ também é objetivo de estudo desse trabalho, principalmente porque o processo utilizado para aumentar o tamanho de grão pode ter efeito significativo na textura.

- **Evolução da textura durante o processo de fabricação de aços elétrico semiprocessados a partir de bobina a quente de aço com 0,3% de Si com diferentes tamanhos de grão**

O processo desenvolvido neste capítulo foi semelhante ao anterior, no entanto a BQ de partida apresenta teores de Si de 0,3%, carbono menor que 30 ppm e texturas consideravelmente diferentes. Nesta etapa foram avaliados os efeitos da adição de Si e da textura inicial (da BQ) na evolução da textura de aços elétricos semiprocessados.

- **Evolução da textura na laminação e recozimento de lingotes obtidos por solidificação direcional**

Avaliou-se a evolução da textura durante o processo de fabricação de aços elétricos semiprocessados, partindo-se de material com 3% de Si produzido por solidificação direcional. A produção de lingotes por solidificação direcional proporcionou a obtenção de material de partida com textura ideal para motores elétricos ((100)[0vw]). Conforme observado pela Dra. Taeko Yonamine (YONAMINE, 2005), a textura após laminação e recristalização de material produzido por solidificação direcional parece carregar alguma “herança” da textura inicial. Neste capítulo foram avaliados os efeitos da textura ideal inicial na evolução da textura durante o processo de fabricação de aços elétricos. Também foram testadas alternativas para preservar ou retornar à textura ideal após laminações e recristalizações.

4. Materiais e Métodos

4.1. Amostras

Os experimentos foram realizados a partir de três matérias primas distintas. A seguir serão descritos os tipos e as composições químicas dos materiais utilizados nesse trabalho.

4.1.1. Bobinas a Quente

Foram utilizados dois tipos de BQs fornecidas pela CSN denominadas BQ1 e BQ3, com teores de Si, Al e C distintos. As composições químicas estão apresentadas na tabela 4.1.1.1: composição química das BQs utilizadas.

4.1.1.1: composição química das BQs utilizadas

Elemento	BQ1 (% massa)	BQ3 (% massa)
Si	0,08	0,3
Al	< 0,05	0,2
C	0,06	0,004
O	0,002	0,002
N	0,003	0,003
S	0,01	0,01
P	0,015	0,09
Mn	0,43	0,63

A BQ1, que é uma bobina a quente de aço SAE 1006 apresenta textura diferente da BQ3, que é utilizada para fabricação de aço elétrico semiprocessado. Essa diferença será interessante para estudar o efeito da textura inicial na evolução da textura durante o processamento de aços elétricos de grão não orientado. O ideal seria utilizar BQs com texturas distintas e mesma composição química, no entanto não foi possível isolar essas duas variáveis principalmente devido a dificuldade de obtenção de matéria prima. Mais detalhes serão apresentados nos itens 5.1 e 5.2.

4.1.2. Placa para Solidificação Direcional

Utilizou-se placa de aço elétrico totalmente processado de 100 mm de espessura, fornecido pela Acesita, para a refusão e produção de lingotes por solidificação direcional. A composição química está apresentada na tabela 4.1.2.1.

Tabela 4.1.2.1: composição química da placa para solidificação direcional

Elemento	Teor (%)
Si	3,00
C	0,04
O	0,0032
S	0,0050
N	0,013

4.2. Microscopia óptica

A microscopia óptica foi realizada tipicamente em amostras lixadas e polidas até sílica coloidal de 0,06 µm. O ataque químico utilizado foi Nital 3%. As imagens foram obtidas em microscópio Neophot 30 equipado com câmera digitalizadora.

4.3. Medidas de Tamanho de Grão

O tamanho de grão dos materiais foi determinado pelo método das intersecções (EXNER, 1993), de acordo com a equação 4.3.1.

$$\bar{L} = \frac{Lt}{N \cdot A_{um}} \quad (4.3.1)$$

onde Lt é o comprimento da linha teste, N é o número de intersecções e A_{um} é o aumento utilizado. Foram utilizadas no mínimo 500 intersecções e a incerteza utilizada foi o desvio padrão amostral, dado pela equação 4.3.2.

$$\Delta\bar{L} = 2\sqrt{\frac{1}{n(n-1)} \sum_{i=1}^n (L(i) - \bar{L})^2} \quad (4.3.2)$$

Onde n é o número de medidas, L(i) é o número de intersecções em cada medida e $\bar{L}$ é a média de intersecções.

4.4. Microscopia eletrônica de varredura e EBSD

Foram realizadas análises em microscópio eletrônico de varredura FEI Quanta 200, que se encontra na Divisão de Metrologia de Materiais do INMETRO, e Philips XL-30, que se encontra no Departamento de Metalurgia e Materiais da EPUSP. Ambos os equipamentos são equipados com acessório de EBSD da TSL. Utilizou-se também MEV Jeol 6300 equipado com sistema de EBSD da Oxford, localizado no Laboratório

de Metalurgia e Materiais Cerâmicos do IPT. Os resultados foram analisados em software OIM da TSL versão 4.6, no caso das análises realizadas com sistema TSL. Para as análises obtidas a partir do microscópio Jeol utilizou-se software de análise CHANNEL 5 versão 5.0. Utilizaram-se três técnicas distintas para análise dos resultados: mapas de figuras de pólo inversa, mapas de IQ (índice de qualidade), mapa de espalhamento (orientation spread) e cálculo de ODF a partir de séries harmônicas. Os princípios básicos da análise por difração de elétrons retroespalhados serão apresentados a seguir.

Uma representação esquemática da técnica está apresentada na figura 4.4.1.

Figura 4.4.1: Representação esquemática da análise por EBSD (adaptado de ROLLETT, 2003)

A análise por EBSD consiste na identificação do padrão de difração de elétrons retroespalhados em uma determinada região da amostra. Como os padrões de difração de elétrons encontrados estão relacionados aos átomos das primeiras camadas atômicas

da superfície do material (aproximadamente 1 nm) (ROLLETT, 2003), pode-se dizer que a análise está relacionado somente a superfície da amostra. De acordo com a identificação do padrão de difração (linhas de Kikuchi, ver figura 4.4.2), o sistema indexa uma orientação cristalina para o ponto analisado. Através de uma varredura ponto a ponto, com um passo determinado pelo usuário, obtém-se uma matriz com a posição e a orientação cristalina, que posteriormente será analisada pelo software da TSL e da Jeol. A resolução depende do tipo de filamento. O microscópio utilizado nas análises atuais está equipado com filamento de W, que apresenta resolução de 700 nm. Filamentos de hexaboreto de lantânio apresentam resolução de 200 nm, enquanto que microscópios equipados com FEG (Field emission gun) com filamentos de Al e Ni têm resoluções de 200 nm e 80 nm respectivamente (ROLLETT, 2003).

Figura 4.4.2: Linhas de Kikuchi (ROLLETT, 2003). Cada par de linhas paralelas representa as linhas de difração de um determinado plano (hkl) do cristal, cuja indexação está representada na figura. O espaçamento entre cada par de linhas paralelas é equivalente ao espaçamento interplanar. A intersecção entre pelo menos dois conjuntos de linhas concorrentes representa o traço dos respectivos planos, que corresponde a uma direção cristalográfica. α_1 , α_2 e α_3 são as arestas do triedro formado pelos três planos cristalográficos adjacentes, cujo vértice corresponde à direção normal.

Existem diversos métodos de análise dos dados obtidos por EBSD. O mapa de figura de pólo inversa é o método mais conhecido, e consiste em relacionar os planos cristalográficos paralelos ao plano de referência a uma escala de cores previamente definida. Outros métodos interessantes para analisar os resultados de EBSD são o IQ (image quality) e o CI (confidence index). O IQ pode ser utilizado qualitativamente para avaliar o grau de deformação do material (WARDLE, 1994). Quanto maior a deformação menor será o IQ obtido. Image Quality é proporcional à somatória do número de picos identificados na transformada de Hough, que é uma transformação necessária para que as linhas de difração sejam representadas como pontos, facilitando o armazenamento de dados e os cálculos necessários para construção de mapas de orientação. A figura 4.4.3 ilustra as linhas de Kikuchi e os respectivos pontos após a transformada de Hough (Rollet, 2003). Bons índices estão em torno de 0.6, enquanto que para amostras altamente deformadas o IQ fica próximo de 0. A figura 4.4.4 apresenta dois padrões com IQs distintos. Do lado esquerdo, $IQ = 0.6$ e do lado direito, $IQ = 0.1$ (TSL, 2001)

Figura 4.4.3: Representação da transformada de Hough (ROLLETT, 2003)

Figura 4.4.4: padrão de difração de elétrons. Do lado esquerdo, alto IQ; do lado direito, baixo IQ (ROLLETT, 2003).

O CI representa a confiabilidade da indexação do padrão de difração. Índices próximos de 1 representam alta confiabilidade, enquanto que próximos de 0 são pouco confiáveis. O CI é calculado pela equação: $CI = (V1 - V2) / V_{ideal}$.

Onde V1 é o número de votos para a solução mais votada, V2 é o número de votos para a segunda solução mais votada e Videal é o número de soluções possíveis. As soluções são todas as orientações possíveis para o conjunto de linhas de difração identificadas.

“Grain orientation spread” é outra propriedade que pode ser correlacionada com deformação plástica e gradiente de textura no interior de um grão. O “spread” é definido pela média das diferenças de orientação (em valores absolutos) entre os pontos de um grão. É importante lembrar que, por convenção, adotou-se que os contornos de grão são regiões vizinhas com diferenças de orientação maiores que 15°, portanto a presença de subgrãos aumentará consideravelmente o valor do “spread”.

4.5. Difração de raios-X

Utilizou-se um difratômetro Shimadzu DRX-6000 equipado com goniômetro de textura, tubo de cobre e lentes policapilares para análise de textura por difração de raios-

X. Foi utilizada tensão de 30 KV e corrente de 30 mA. A grande vantagem da utilização do policapilar é o aumento da área analisada, que é de 9 cm^2 , com o auxílio de um oscilador de amostra. Dessa forma o número de grãos analisados aumenta, garantindo uma melhor amostragem. Quando a amostra apresenta alto tamanho de grão, essa característica é muito interessante. O funcionamento básico da lente policapilar é simples. É um sistema que transforma o feixe divergente em um feixe paralelo de seção transversal quadrada (1 cm^2) de alta intensidade. A figura 4.5.1 apresenta esquematicamente o funcionamento de uma lente policapilar.

Figura 4.5.1: Representação esquemática de uma lente policapilar e, no inserto, ampliação de uma lente policapilar real (SHIMADZU, 2006).

A penetração da radiação de Cu no ferro é de aproximadamente $5 \mu\text{m}$, logo a análise está restrita a uma camada muito próxima a superfície. Essa característica é

importante quando se quer analisar o gradiente de textura entre superfície e centro, pois é possível analisar finas camadas de acordo com a superfície analisada. Outra consequência importante da baixa penetração da radiação de Cu está relacionada ao método e qualidade de preparação da amostra. Deformações provocadas pelo lixamento podem ser relevantes para o resultado da análise de textura. O efeito da preparação nas ODFs obtidas por difração de raios-X foram estudados neste trabalho e os resultados estão apresentados no anexo II.

Para o cálculo das ODFs utilizou-se o sistema fornecido pelo fabricante (Shimadzu). Foram utilizadas as figuras de pólo (110), (200), (211) e (310). O ângulo psi variou de 0 a 75°. A figura 4.5.2 mostra que para as condições de análise utilizadas (4 figuras de pólo e psi de 0 a 75°) o erro (incerteza) associado ao cálculo da ODF é pequeno, garantindo boa confiabilidade do resultado.

Figura 4.5.2: erro associado ao cálculo da ODF (BUNGE, 1982)

Para a correção das figuras de pólo foi utilizado um padrão aleatório de pó de ferro compactado e as análises foram aferidas a cada 2 meses com um padrão de aço elétrico totalmente processado.

4.5.1 Cálculo da ODF a partir das figuras de pólo incompletas

A seguir serão apresentados princípios básicos do cálculo das ODFs a partir das figuras de pólo incompletas.

Seja $p(\alpha, \beta)$ a função que descreve as intensidades relativas de uma determinada figura de pólo (hkl), onde $0 \leq \alpha \leq \alpha_{\max}$, $0 \leq \beta \leq 2\pi$. Utilizando-se a técnica de reflexão, não é possível obter ângulos α maiores que 75° , obtendo-se uma figura de pólo incompleta. Para completá-la, seria necessário analisar até $\alpha = 90^\circ$, o que pode ser medido apenas pelo método de transmissão. A função $Ph_i(y)$ descreve matematicamente cada figura de pólo através de uma expansão em série apresentada na equação 4.5.1.1 (BUNGE, 1982).

$$Ph_i(y) = \sum_{l=0}^{L_{\max}} \sum_{v=1}^{N(l)} \left[\frac{4\pi}{2l+1} \sum_{\mu=1}^{M(l)} C_l^{\mu v} \dot{K}_l^{*\mu}(h_i) \right] \dot{K}_l^v(y)$$

(4.5.1.1)

onde $h_i = (h_i, k_i, l_i)$, que são os índices de Miller do pólo escolhido, y é o sistema de coordenadas polares da amostra (α, β) , $\dot{K}_l^{*\mu}$ e $\dot{K}_l^v$ são harmônicos esféricos de superfície do cristal e da amostra respectivamente. O asterístico significa conjugado complexo; e $C_l^{\mu v}$ são os coeficientes da expansão em série a serem calculados.

É considerada a hipótese de que a diferença entre os valores da figura de pólo observada (medida) e calculada é a menor possível. Esta condição é descrita pela equação 4.5.1.2.

$$\sum_i \int_B [Ph_i(y)_{\text{observado}} - Ph_i(y)_{\text{calculado}}]^2 dy = \min \quad (4.5.1.2)$$

Onde i é o número de figuras de pólo incompletas, B é a região analisada ($0 < \alpha < \alpha_{\max}$) e ($0 < \beta < 2\pi$).

Substituindo a equação 4.5.1.1 na equação 4.5.1.2, encontra-se a equação 4.5.1.3.

$$\sum_i \int_B \left[N_i P h_i(y)_{observado} - \sum_{l=0}^{L_{\max}} \sum_{v=1}^{N(l)} \left[\frac{4\pi}{2l+1} \sum_{\mu=1}^{M(l)} C_l^{\mu\nu} \dot{K}_l^{\mu} (h_i) \right] \dot{K}_l^{\nu} (y) \right]^2 dy = \min$$

(4.5.1.3)

$$\text{onde } N_i = \frac{1}{2\pi} \int_0^{2\pi/\sqrt{2}} \int_0 P h_i(y) dy$$

$$\text{Utilizando-se simetria cúbica, temos } N_i = \frac{\int_B P h_i(y) dy}{\int_B dy}.$$

Derivando a equação 4.5.1.3 em relação à $C_l^{\mu'\nu'}$, temos:

$$\sum_i \int_B \left[\dot{K}_{\nu'}^{\mu'} \dot{K}_{\nu''}^{\nu'} (y) \right] \left[N_i \hat{P} h_i(y)_{obs} - \sum_{l=0}^{L_{\max}} \sum_{\mu=1}^{M(l)} \sum_{v=1}^{N(l)} \frac{4\pi}{2l+1} C_l^{\mu\nu} \dot{K}_l^{\mu} (h_i) \dot{K}_l^{\nu} (y) \right] dy = 0$$

(4.5.1.4)

$$\dot{K}_{\nu'}^{\mu'} (h_i) \int_B \hat{P} h_i(y)_{obs} \dot{K}_l^{\nu} (y) dy = A_l^{\mu\nu} (h_i)$$

(4.5.1.5)

$$\int_B \dot{K}_l^{\mu\nu} (h_i) \dot{K}_{l'}^{\nu'} (y) dy = \xi_{ll'}^{\nu\nu'}$$

(4.5.1.6)

$$\sum_i \frac{4\pi}{2l+1} \dot{K}_{\nu'}^{\mu'} (h_i) \dot{K}_{\nu''}^{\mu'} (h_i) = \alpha_{ll'}^{\mu\mu'}$$

(4.5.1.7)

A partir da equação 4.5.1.4, temos:

$$\sum_{l=0}^{L_{\max}} \sum_{\mu=1}^{M(l)} \sum_{v=1}^{N(l)} \frac{4\pi}{2l+1} C_l^{\mu\nu} \alpha_{ll'}^{\mu\mu'} \xi_{ll'}^{\nu\nu'} = \sum_i N_i A_{l'}^{\mu'\nu'} (h_i)$$

(4.5.1.8)

Considerando-se simetria ortorrômbica, os harmônicos esféricos são definidos como:

$$K_l^{(v)}(y) = \frac{\epsilon^v}{\sqrt{2\pi}} \bar{P}_1^{2(v-1)}(\cos \alpha) (\cos[(2v-1)\beta]) \quad (4.5.1.9)$$

onde $\epsilon^v = 1$ para $v = 1$ e $\epsilon^v = \sqrt{2v}$, para $v \neq 1$ e $\bar{P}_1(\cos \alpha)$ são polinômios de Legendre.

Considerando-se simetria ortorrômbica, temos também:

$$\xi_{ll'}^{vv'} = \xi_{ll'}^{v'} \delta_{vv'} \quad (4.5.1.10)$$

onde δ é a função Delta de Dirac.

Dessa maneira, é possível obter os coeficientes harmônicos $C_l^{\mu\nu'}$ da expansão em série, necessária para construção da ODF, dada pela função $f(\varphi_1, \Phi, \varphi_2)$.

De acordo com o método de expansão em série de harmônicos esféricos, temos:

$$f(\varphi_1, \phi, \varphi_2) = \sum_{l=0}^{\infty} \sum_{m=-l}^{+1} \sum_{n=-1}^{+1} C_l^{mn} e^{im\varphi_2} P_1^{mn}(\phi) e^{in\varphi_1} \quad (4.5.1.11)$$

onde P_1^{mn} são generalizações das funções de Legendre.

$f(\varphi_1, \phi, \varphi_2)$ é uma função de distribuição de densidades, que é uma quantidade real, sendo necessário cálculo do seu conjugado:

$$f(\varphi_1, \phi, \varphi_2) = f^*(\varphi_1, \phi, \varphi_2) \quad (4.5.1.12)$$

Os coeficientes da expansão apresentam as seguintes propriedades:

$$C_l^{-m-n} = (-1)^{m+n} C_l^{*mn} \quad (4.5.1.13)$$

Levando-se em consideração a simetria do cristal e da amostra, define-se a equação 4.5.1.14.

$$f(g) = \sum_{l=0}^{\infty} \sum_{\mu=1}^{M(l)} \sum_{\nu=1}^{N(l)} C_l^{\mu\nu} \overset{\cdot}{T}_l^{\mu\nu}(g) \quad (4.5.1.14)$$

$$\text{onde } \overset{\cdot}{T}_l^{\mu\nu}(g) = \overset{\cdot}{T}_l^{\mu\nu}(\varphi_1, \phi, \varphi_2) = e^{i\mu\varphi_2} P_l^{\mu\nu}(\phi) e^{i\nu\varphi_1} \quad (4.5.1.15)$$

$\overset{\cdot}{T}_l^{\mu\nu}(g)$ são harmônicos esféricos generalizados simétricos, sendo que os pontos da esquerda denotam simetria do cristal e o ponto da direita, a simetria da amostra.

Os harmônicos esféricos generalizados simétricos compoem um sistema de equações ortonormais:

$$\int \overset{\cdot}{T}_l^{\mu\nu}(g) \overset{\cdot}{T}_{l'}^{\mu'\nu'}(g) dg = \frac{1}{2l+1} \delta_{ll'} \delta_{\mu\mu'} \delta_{\nu\nu'} \quad (4.5.1.16)$$

Substituindo os índices da equação 4.5.1.14 por l' , μ' e ν' e multiplicando os termos por $\overset{\cdot}{T}_l^{\mu\nu}(g)$, temos:

$$\int f(g) \overset{\cdot}{T}_l^{\mu\nu}(g) dg = \sum_{l'=0}^{\infty} \sum_{\mu'=1}^{M(l')} \sum_{\nu'=1}^{N(l')} C_{l'}^{\mu'\nu'} \int \overset{\cdot}{T}_{l'}^{\mu'\nu'}(g) \overset{\cdot}{T}_l^{\mu\nu}(g) dg \quad (4.5.1.17)$$

Das equações 4.5.1.16 e 4.5.1.17, temos:

$$C_l^{\mu\nu} = (2l+1) \int f(g) \overset{\cdot}{T}_l^{\mu\nu}(g) dg \quad (4.5.1.18)$$

Portanto, conhecendo-se os coeficientes da expansão em série é possível obter a função distribuição de orientação $f(g)$.

4.5.2 Interpretação de ODF

Interpretar uma função distribuição de orientação não é trivial, exigindo certa experiência. Existe uma ferramenta desenvolvida pelo prof. Dr. G. Gottstein

(GOTTSTEIN, 2003) disponível pela internet, que facilita a interpretação e visualização de ODFs. A figura 4.5.2.1 a apresentam a ferramenta e as instruções de utilização.

Figura 4.5.2.1: página inicial do software “Metis” versão 3.0, disponível no endereço <http://www.imm.rwth-aachen.de/hp/institut/public/Vollversion/start/menue.htm>.

Figura 4.5.2.2: ferramenta de visualização de ODF (“Eulerraum” – espaço de Euler)

A partir desta ferramenta é possível visualizar orientações específicas como Goss, cubo rodado, latão, cobre, bem como os ângulos de Euler e a disposição espacial da orientação em relação ao plano DL-DT (direção de laminação – direção transversal), sendo que WR é a direção de laminação e QR a direção transversal. É possível visualizar também figuras de fibra como a fibra gama ($\langle 111 \rangle // \text{DN}$), α -CFC ($\langle 110 \rangle // \text{DN}$), α -CCC ($\langle 110 \rangle // \text{DL}$) e η ($\langle 001 \rangle // \text{DL}$). As figuras 4.5.2.3 a 4.5.2.5 mostram respectivamente a orientação Goss e as fibras α -CCC e gama.

2.3 Eulerraum

Figura 4.5.2.3: Visualização da componente Goss através do software “Metis”.

Representação espacial e posição na ODF em função dos ângulos de Euler

2.3 Eulerraum

Figura 4.5.2.4: Visualização da fibra alpha (CCC) pelo software “Metis”

2.3 Eulerraum

Figura 4.5.2.5: Visualização da fibra gama pelo software “Metis”

Também é possível, a partir dos ângulos de Euler, obter os índices de Miller de uma orientação, bem como as projeções estereográficas das orientações. Para tanto, o software conta com uma ferramenta chamada “Stereographische Projektion” (projeção estereográfica). As figuras 4.5.2.6 e 4.5.2.7 apresentam detalhadamente este recurso.

Figura 4.5.2.6: “Stereographische Projektion” (projeção estereográfica), utilizada para obtenção dos índices de Miller para os ângulos de Euler conhecidos.

Para obter os índices de Miller conhecendo-se os ângulos de Euler basta clicar em “Euler-Winkel” (ângulo de Euler) e informar os ângulos de Euler. Os índices de Miller serão informados, bem como a projeção estereográfica do pólo em questão. Na figura 4.5.2.6 estão apresentadas as projeções dos pólos $\{111\}$ para a orientação $\{111\}<110>$.

Também é possível modificar os pólos projetados, clicando em “Ebenenfamilie” (família de planos) e informando o pólo requerido. A figura abaixo ilustra a esta ferramenta.

Figura 4.5.2.7: modificação do pólo projetado em “Ebenenfamilie” (família de planos)

Infelizmente ainda não existe uma versão do software em inglês, no entanto os comandos são demasiadamente simples, não necessitando de conhecimentos avançados da língua alemã.

4.6 Laminação

As laminações foram feitas no IPT, em um laminador Stanat Duo, com cilindros de 125 mm de diâmetro. Utilizou-se querosene como lubrificante, no caso das laminações a frio. Para as laminações a quente não foi utilizado lubrificante e as amostras foram reaquecidas após cada passe de laminação.. Não foram aplicadas tensões avante e a ré e a taxa de deformação não foi controlada devido à restrições de controle do laminador. Para altos graus de deformação ($\epsilon > 0,7$) calculou-se a

deformação real pelo afinamento. A expressão para cálculo da deformação real

$\varepsilon = \ln\left(\frac{e_0}{e}\right)$ foi utilizada neste trabalho, onde e_0 é a espessura inicial e e , a espessura

final. Para laminações de encruamento ($\varepsilon < 0,2$), controlou-se a deformação real pelo alongamento, de acordo com a expressão abaixo (DIETER, 1976). O controle da laminação de encruamento a partir do alongamento foi utilizado para aumentar a precisão do cálculo de deformação real, já que para pequenas deformações, a variação da espessura é muito pequena, prejudicando a precisão do valor calculado.

$$\varepsilon = \ln\left(\frac{L}{L_0}\right)$$

onde L_0 é o comprimento inicial da chapa e L é o comprimento final.

4.7 Tratamento térmico

Os tratamentos térmicos foram realizados em forno mufla com atmosfera controlada. Nos casos em que houve tratamento termoquímico descarbonetante utilizou-se atmosfera de 90% N_2 – 10% H_2 e ponto de orvalho de 20 °C. Quando não houve necessidade de descarbonetação utilizou-se somente 90% N_2 – 10% H_2 . Em outros tratamentos utilizou-se também um forno tubular equipado com bomba mecânica e difusora, permitindo a realização de tratamentos térmicos sob vácuo (5.10^{-5} Pa)

5 Resultados e Discussão

Os resultados serão apresentados de acordo com os itens a seguir:

- **Evolução da textura durante o processo de fabricação de aços elétricos semiprocessados a partir de bobina a quente de aço SAE 1006 com diferentes tamanhos de grão (item 5.1)**
- **Evolução da textura durante o processo de fabricação de aços elétricos semiprocessados a partir de bobina a quente de aço com 0,3% de Si com diferentes tamanhos de grão (item 5.2)**
- **Evolução da textura na laminação e recozimento de lingotes obtidos por solidificação direcional (item 5.3)**

5.1 Evolução da textura durante o processo de fabricação de aços elétrico semiprocessado a partir de bobina a quente de aço SAE 1006 com diferentes tamanhos de grão

O efeito do aumento do tamanho de grão da bobina a quente na evolução da textura durante o processamento de aços elétricos semiprocessados foi estudado neste capítulo.

Partindo-se de uma bobina à quente de aço SAE 1006 com 2,0 mm de espessura, foram realizadas laminações a frio até 0,6 mm ($\epsilon = 1,2$) em laminador Stanat Duo. Em seguida as chapas foram recozidas a 700°C por 15 minutos em forno tubular sob vácuo, seguida de laminação de encruamento e recozimento final descarbonetante a 760°C por 2 horas, simulando o processo de fabricação de aços elétricos semiprocessados.

Para provocar crescimento de grão da bobina a quente, ela foi recozida a 760°C por 4 horas em atmosfera descarbonetante, provocando aumento de tamanho de grão de

20 μm para 400 μm , além de redução de carbono de 600 para 30 ppm. Foi utilizado recozimento descarbonetante, pois houve inibição de migração de contornos quando o tratamento foi realizado sob vácuo, provavelmente devido ao ancoramento de contornos por carbonetos ou por austenita formada durante o tratamento térmico. O crescimento exagerado de grãos observado na BQ recozida ocorre provavelmente devido ao pequeno encruamento decorrente da laminação a quente. Após recozimento da BQ realizou-se o mesmo procedimento de laminações e recozimentos. A identificação das amostras está apresentada na tabela 5.1.1.

Tabela 5.1.1: identificação das amostras

identificação	n. IPT	descrição
BQ1	4590	Bobina a quente de aço SAE 1006 (600 ppm C)
LF1	7899	BQ1 laminada a frio ($\epsilon = 1,2$)
RI1	7901	LF1 após recozimento intermediário (700°C por 15 minutos sob vácuo)
RF1	7929	RI1 após laminação de encruamento ($\epsilon = 0,10$) e recozimento final (760°C por 2 horas em atmosfera descarbonetante)
BQ2	7879	BQ1 recozida a 760°C por 4 horas em atmosfera descarbonetante
LF2	7897	BQ2 laminada a frio ($\epsilon = 1,2$)
RI2	7900	LF2 após recozimento intermediário (700°C por 15 minutos sob vácuo)
RF2	7908	RI2 após laminação de encruamento ($\epsilon = 0,10$) e recozimento final (760°C por 2 horas sob vácuo)

As análises microestruturais dos materiais produzidos estão apresentados a seguir.

As figuras 5.1.1 e 5.1.2 mostram as amostras produzidas a partir da BQ com tamanho de grão pequeno (BQ1) e grande (BQ2), respectivamente. O recozimento a 760°C por 4 horas em atmosfera descarbonetante causou crescimento exagerado de grão, indicando que a BQ se encontrava em estado levemente encruado, decorrente do processo de laminação a quente. O tamanho de grão da BQ passou de 20 μm para aproximadamente 400 μm , como se observa nas figuras 5.1.1.a e 5.1.2a. É importante destacar que somente a descarbonetação não é suficiente para provocar crescimento exagerado de grãos, com formação de grãos colunares em chapas de aço SAE 1006 previamente recozidas em atmosfera inerte. A figura 5.1.3 apresenta imagens de microscopia óptica da chapa antes e após recozimento descarbonetante, indicando que houve apenas crescimento normal de grão.

Figura 5.1.3: Imagem de microscopia óptica de aço SAE 1006 com 0,6 mm de espessura. (a): Após recozimento contínuo industrial em atmosfera inerte (N_2). Tamanho de grão = $12 \mu\text{m} \pm 3$. (b): Após recozimento contínuo industrial, seguido de recozimento descarbonetante a 760°C por 2 horas. Tamanho de grão = $22 \mu\text{m} \pm 3$. Observa-se que o recozimento descarbonetante de amostra não encruada causou apenas crescimento normal de grão, sem a ocorrência de crescimento exagerado de grão e formação de grãos colunares.

Após laminação a frio foram observados grãos alongados em ambos os materiais, com pronunciada presença de bandas de transição para a amostra obtida a partir da BQ2. A figura 5.1.4 mostra com mais detalhes a ocorrência de bandas de transição na amostra LF2. Vale lembrar que a amostra LF1, obtida a partir de BQ com tamanho de

grão pequeno, também deve apresentar bandas de transição. No entanto, a área de contornos de grão é muito maior do que na LF2, reduzindo a importância da nucleação em bandas de transição, já que a nucleação ocorrerá predominantemente em contornos de alto ângulo.

Figura 5.1.4: presença de bandas de transição na amostra LF2

Após recozimento intermediário a 700°C por 15 minutos, as chapas recrystalizaram, apresentando tamanho de grão de 16 μm para LF1 e 30 μm para LF2. A diferença entre os tamanhos de grão após a recrystalização das amostras se deve ao tamanho de grão da bobina a quente. A chapa obtida a partir da BQ2 apresentou menor taxa de nucleação, pois apresenta menor área de contornos de alto ângulo, sítios preferenciais para a recrystalização. Além disso, é previsto que materiais com maiores tamanhos de grão apresentem menores densidades de discordâncias quando submetidos a mesma deformação (KEH e WEISSMAN, 1963), apresentando menores taxas de nucleação. Outra característica do material obtido a partir da BQ2 é a heterogeneidade de tamanho de grão recrystalizado, provavelmente decorrente de diferenças de encruamento entre os grãos após laminação a frio. Diferentes orientações

cristalográficas poderiam causar tais diferenças, portanto grãos recristalizados grandes podem estar relacionados a regiões deformadas de grãos com baixo fator de Taylor, e o contrário pode ocorrer para as regiões de grãos com alto fator de Taylor.

Após laminação de encruamento e recozimento final ocorreu crescimento exagerado de grãos em ambos os casos. A amostra RF1 apresentou tamanho de grão em torno de 60 μm e a RF2, 200 μm .

As amostras foram analisadas em difratômetro de raios-X equipado com goniômetro de textura. As ODF estão apresentadas a seguir.

As análises de textura mostram que existe forte gradiente de textura na espessura da bobina a quente fornecida pela CSN (BQ1). A superfície apresenta textura fraca com máximo em $\{110\}\langle 001 \rangle$, enquanto que o centro apresenta forte textura com máximo

em cubo rodado (8 vezes o aleatório). A textura da superfície da BQ1 parece estar relacionada à ocorrência de deformação cisalhante em campo ferrítico. Apesar da laminação a quente terminar em temperaturas acima da AR3 (início da transformação $\gamma-\alpha$), é possível que a superfície atinja temperaturas inferiores devido ao contato com os cilindros de laminação. Conforme já apresentado no capítulo 2.2 (revisão de literatura), ENGLER (2000) comparou textura da superfície de bobina a quente de aço IF com resultados obtidos a partir de modelo VPSC (visco-plastic self-consistent), considerando deformação cisalhante em material ferrítico (CCC), encontrando resultados similares, com máximos próximos de Goss e $\{112\}\langle 111 \rangle$. A figura 5.1.7 apresenta os resultados encontrados por Engler em comparação com a superfície da BQ analisada.

Figura 5.1.7: Comparação entre os ODF obtida a partir do modelo VPSC (b) e resultados experimentais analisados por difração de raios-X de superfície de bobina a quente de aço IF (a) e de aço elétrico (c) (adaptado de ENGLER, 2000).

A forte intensidade de cubo rodado na meia espessura da BQ está relacionada à textura de transformação de austenita para ferrita, já que a laminação a quente do material ocorre em temperaturas acima da AR3. Não é possível, a partir dos resultados obtidos, definir se ocorre recristalização da austenita antes da transformação ferrítica, ou se ocorre transformação ferrítica a partir de austenita encruada. Portanto, é possível que a componente cubo rodado esteja relacionada à transformação de austenita recristalizada para ferrita, como propôs RAY; JONAS (1990), ou à transformação de austenita encruada para ferrita, conforme sugerido por PARK; LEE; GOTTSTEIN (1995). Estudos mais aprofundados em relação à textura da bobina a quente para diferentes temperaturas de acabamento poderão ajudar a elucidar essa questão.

Encontra-se pouca literatura em relação à textura da bobina a quente, menos ainda abordando gradiente de textura entre superfície e centro da chapa. Alguns trabalhos apresentam textura da meia espessura de bobinas a quente de aços elétricos, sendo que grande parte deles encontrou pronunciado componente cubo rodado. A figura 5.1.8 apresenta ODFs típicas de bobina a quente.

Figura 5.1.8: ODFs de meia espessura de bobina a quente de aços elétricos.

(a): KESTENS (1996); (b) e (c): CUNHA (2002).

A BQ2, obtida a partir do recozimento da BQ1, apresentou textura fraca com máximos em torno de Goss e cubo rodado. Como os grãos desse material são colunares,

a partir da superfície até o centro da chapa (figura 5.1.2a), não foi necessária a análise da superfície desse material.

A laminação a frio causou aumento das fibras α e γ , com máximo próximo a $\{111\}\langle 110 \rangle$ no centro das amostras LF1 e LF2. As superfícies das chapas laminadas a frio apresentaram fibra γ menos intensa, provavelmente devido à ocorrência de cisalhamento. É importante ressaltar também que o aumento do tamanho de grão da BQ não modificou significativamente a textura de laminação a frio do material. A intensificação das fibras γ e α após laminação a frio já era esperada e foi previsto de acordo com modelo de Taylor (VAN HOUTTE; RABET, 1997), conforme apresentado na revisão de literatura (capítulo 2.2).

Após recozimento intermediário, o centro da amostra RI1 preservou forte fibra γ , com máximos em $\{111\}\langle 112 \rangle$ e $\{112\}\langle 110 \rangle$, e redução da fibra α , conforme citado por URABE; JONAS (1994). O centro da amostra RI2 apresentou forte componente Goss, moderada intensidade de cubo na face e considerável redução da fibra γ . Em ambos os casos houve redução da fibra α , principalmente da componente cubo rodado. As análises das superfícies mostraram que a chapa RI1 não sofreu grande alteração em relação ao material deformado e a amostra RI2 apresentou aumento de Goss e pequena redução da componente cubo rodado. Esses resultados confirmam a hipótese de que o aumento do tamanho de grão da BQ promove o aumento da componente Goss após laminação a frio e recozimento devido à nucleação em bandas de transição, locais preferenciais para nucleação de grãos Goss.

Após laminação de encruamento e recozimento final das chapas, houve aumento da componente Goss, pronunciada orientação próxima a $\{112\}\langle 110 \rangle$ e redução da fibra γ no centro da amostra RF1. O centro da amostra RF2 preservou forte componente próximo a Goss, indicando que o aumento do tamanho de grão da BQ é vantajoso

também para aços elétricos semiprocessados. A superfície das amostras RF1 e RF2 apresentaram pouca modificação em relação à textura anterior ao recozimento final, provavelmente devido à presença de óxidos sub-superficiais, que ancoram a migração de contornos de grão. CHEONG (2003) observou tendência de aumento pronunciado de componentes próximas a Goss e $\{211\}\langle 011\rangle$ após laminação de encruamento e recozimento de aços elétricos semiprocessados, comportamento semelhante ao encontrado neste trabalho.

As amostras BQ1, BQ2 e RI2 foram analisadas por EBSD em microscópio Jeol 6300 equipado com sistema de EBSD da Oxford. Os resultados serão apresentados a seguir.

Figura 5.1.9: Mapa de figura de pólo inversa (parte superior) e ODF calculadas a partir da área analisada da amostra BQ1 para áreas próximas à superfície da chapa e na meia espessura.

Observa-se gradiente de textura na espessura da BQ1, com predominância de grãos cubo rodado no centro da chapa (grãos vermelhos) e textura fraca próxima à superfície da chapa. Infelizmente não foi possível analisar regiões mais próximas à

superfície, pois o padrão de difração de elétrons retroespalhados apresentou baixa qualidade provavelmente devido à elevada densidade de discordâncias nessas regiões.

Figura 5.1.10: Mapa de figura de pólo inversa e ODF calculada a partir da área analisada da amostra BQ2

A figura 5.1.10 mostra mapa de figura de pólo inversa e ODF calculada para a área analisada da BQ2. São observados grãos colunares da superfície até o centro da chapa, decorrentes de crescimento exagerado de grãos ocorrido durante o recozimento descarbonetante. A formação de grãos colunares durante recozimento descarbonetante de chapas levemente encruadas foi estudada por SIDOR (2006). Segundo o autor, a migração dos contornos segue a frente de descarbonetação devido ao aumento da mobilidade dos contornos pela eliminação de carbonetos e austenita.

Foi utilizada simetria triclinica (ϕ_2 de 0 a 360°) para cálculo da ODF a partir da área analisada (figura 5.1.10). Devido ao elevado tamanho de grão da amostra, não é

recomendável utilizar simetria ortorrômica. A partir da área analisada, foram identificadas fortes componentes próximas a Goss e a $\{211\}\langle 011\rangle$.

Figura 5.1.12: Mapa de figura de pólo inversa e ODF calculada a partir da área analisada da amostra RI2

As figuras 5.1.11 e 5.1.12 apresentam duas regiões da amostra RI2. A primeira mostra uma região com predominância de orientação cubo na face (grãos vermelhos), enquanto a figura 5.1.12 mostra região com orientação preferencial em torno de Goss, Goss rodado (grãos verdes) e $\{111\}\langle 112 \rangle$ (grãos azuis). É provável que a nucleação de grãos com orientações cubo na face e Goss esteja relacionada a bandas de transição, já que são orientações pouco comuns após recozimento de chapas laminadas a frio .

A amostra LF2 foi recozida a 700°C por 1 minuto e analisada por EBSD com o objetivo de identificar início de recristalização. As figuras 5.1.13 e 5.1.14 apresentam os resultados obtidos em duas regiões diferentes.

Figura 5.1.13: Região 1 da amostra LF2 recozida a 700°C por 1 minuto. Mapa de figura de pólo inversa e ODF calculadas para diferentes áreas da região analisada. Regiões com grãos encruados e recristalizados.

Figura 5.1.14: Região 2 da amostra LF2 recozida a 700°C por 1 minuto. Mapa de figura de pólo inversa e ODF calculadas para diferentes áreas da região analisada.

As figuras 5.1.13 e 5.1.14 mostram início de recrystalização de grãos com orientação Goss (grãos verdes) em bandas de transição de grão de fibra gama, conforme já observado por CUNHA (2002). Observa-se claramente que os grãos deformados vermelhos (cubo rodado) não apresentam grãos recrystalizados em seu interior, apesar

de apresentarem bandas de deformação, que podem ser observadas principalmente na figura 5.1.13. Tal fato deve estar relacionado ao baixo fator de Taylor da orientação cubo rodado, que apresentará baixa densidade de discordâncias após laminação a frio. Este resultado é importante, pois indica que o início de recristalização em bandas de transição deve ocorrer preferencialmente em grãos com orientação de alto fator de Taylor, como grãos de fibra gama. A orientação dos grãos encruados, bem como dos núcleos de recristalização podem ser confirmadas a partir das ODF calculadas para as diferentes seleções, conforme apresentado nas figuras 5.1.13 e 5.1.14.

O aumento de tamanho de grão de bobina a quente de aço 1006 foi eficiente para a obtenção de orientação favorável para aplicação em motores elétricos, após recozimento intermediário, e também após laminação de encruamento e recozimento final, simulando o processo de fabricação de aços elétricos semiprocessados. É importante mencionar que o aumento de intensidade das componentes Goss e cubo na face é uma maneira interessante de melhorar as propriedades magnéticas de aços para motores elétricos, visto que ainda não existe processo industrial que permita a obtenção de material com textura ideal $\{100\}\langle 0vw \rangle$.

O mesmo procedimento foi utilizado em bobina a quente de aço com 0,3% de silício. A princípio, a idéia seria avaliar o efeito do silício na laminação e recristalização de chapas de aço elétrico, porém outra variável importante não pode ser isolada: a textura inicial da bobina a quente. A textura da BQ depende de variáveis de laminação a quente como taxa e temperatura de deformação e composição química, principalmente teor de carbono e silício, que modificam as temperaturas de início e fim da transformação austenita-ferrita. Essas variáveis determinarão se ocorrerá recuperação ou

recristalização em campo austenítico, bifásico ou até totalmente ferrítico durante a laminação a quente. Portanto, essas variáveis podem gerar BQs com texturas muito diferentes entre si, podendo modificar a evolução da textura durante o processo de fabricação do material. A evolução da textura durante a laminação e recristalização desse novo material foi estudada e os resultados estão apresentados no capítulo a seguir.

5.2 Evolução da textura durante o processo de fabricação de aços elétrico semiprocessados a partir de bobina a quente de aço com 0,3% de Si com diferentes tamanhos de grão

Foi utilizada uma bobina a quente de aço elétrico contendo 0,3% de Si e 40 ppm de C, com espessura de 2,4 mm, denominada BQ3. Utilizou-se o mesmo procedimento realizado para aumentar o tamanho de grão da BQ1, recozendo a BQ3 a 760°C por 4 horas. Como o teor de carbono inicial da BQ3 já era baixo, o recozimento não foi feito em atmosfera descarbonetante, portanto utilizou-se atmosfera de nitrogênio. O recozimento não foi eficiente para ocorrência de crescimento exagerado de grão, como ocorrido no capítulo anterior, conforme se observa nas figuras 5.2.1 e 5.2.2, que mostram as microestruturas da BQ3 antes e após recozimento.

A não ocorrência de crescimento exagerado de grão provavelmente se deve às condições de laminação a quente. O material deve apresentar baixa densidade de discordâncias, indicando que houve recristalização após o último passe de laminação a quente. Dessa forma, aplicou-se laminação de encruamento com deformação real de 0,05 para ocorrência de MCID durante recozimento a 760°C. O procedimento utilizado está descrito na tabela 5.2.1.

Tabela 5.2.1: identificação das amostras

identificação	descrição
BQ3	Bobina a quente de aço elétrico (0,3% Si, 40 ppm C)
LF3	BQ3 laminada a frio ($\epsilon = 1,6$)
RI3	LF3 após recozimento intermediário (800°C por 5 minutos sob vácuo)
RF3	RI3 após laminação de encruamento ($\epsilon = 0,05$) e recozimento final (760°C por 2 horas em atmosfera de N ₂)
BQ4	BQ3 após laminação de encruamento ($\epsilon = 0,05$) recozida a 760°C por 32 horas em atmosfera de N ₂
LF4	BQ4 laminada a frio ($\epsilon = 1,6$)
RI4	LF4 após recozimento intermediário (800°C por 5 minutos sob vácuo)
RF4	RI4 após laminação de encruamento ($\epsilon = 0,05$) e recozimento final (760°C por 2 horas em atmosfera de N ₂)

As bobinas quentes BQ3 e BQ4 foram laminadas a frio ($\epsilon = 1,6$) e recozidas sob vácuo. Realizou-se também laminação de encruamento ($\epsilon = 0,05$) e recozimento a 760°C por 2 horas em atmosfera de N₂, simulando o processo de fabricação de aço elétrico semiprocessado. Imagens de microscopia óptica estão apresentadas nas figuras 5.2.3 a 5.2.4.

Figura 5.2.3: Amostras obtidas a partir da BQ3 - tamanho de grão pequeno

Figura 5.2.4: Amostras obtidas a partir da BQ4 - tamanho de grão grande

As imagens mostram que a BQ3, como recebida, apresenta tamanho de grão de aproximadamente 20 μm (figura 5.2.3a). O procedimento para aumentar o tamanho de grão da BQ foi bem sucedido, resultando em tamanho de grão de aproximadamente 200 μm como se pode observar na figura 5.2.4a. Observam-se bandas de transição na amostra LF4, obtida a partir de BQ com elevado tamanho de grão. As bandas de transição podem ser melhor observadas na figura 5.2.5, e devem ser locais preferenciais para início de recristalização.

Figura 5.2.5: Microscopia óptica da amostra LF4 – Bandas de transição

As amostras laminadas a frio ($\epsilon = 1,6$) recozidas a 800°C por 5 minutos recristalizaram completamente (figuras 5.2.3c e 5.2.4c). As amostras RI3 e RI4 apresentaram tamanhos de grão de 18 μm e 40 μm respectivamente. Assim como no capítulo anterior, encontrou-se dependência entre o tamanho de grão da BQ e o tamanho de grão recristalizado, após laminação a frio e recozimento. Maiores tamanhos de grão iniciais levaram a maiores tamanhos de grão recristalizados.

As amostras RF3 e RF4 (figuras 5.2.3d e 5.2.4d) indicam que a laminação de encruamento seguida de recozimento provoca um aumento acentuado do tamanho de grão. Foram encontrados tamanhos de grão de 160 e 250 microns para as amostras RF3 e RF4, respectivamente. Novamente foi observada dependência entre o tamanho de grão

antes e após laminação de encruamento e recozimento. Quanto maior o tamanho de grão inicial, maior o tamanho de grão após recozimento final.

A seguir estão apresentados os cortes $\phi_2=45^\circ$ das ODFs, segundo a representação de Bunge. Foram analisadas seções DL-DT das chapas, próximo à superfície (30 μm) e na meia espessura das chapas. Para as amostras após laminação de encruamento e recozimento final, foi analisado somente o centro das chapas, já que os grãos dessas amostras são grandes, em geral ocupando metade de espessura das chapas.

Figura 5.2.6: ODF da amostra BQ3 (grãos pequenos). (a): a 30 μm da superfície e (b): centro

Figura 5.2.7: ODF da amostra LF3 ($\epsilon = 1,6$). (a): a 30 μm da superfície e (b): centro

Figura 5.2.8: ODF da amostra RI3 (800°C/5 minutos). (a): a 30 μm da superfície e (b): centro

Figura 5.2.9: ODF da amostra RF3 ($\epsilon = 0,05 + 760^\circ\text{C}/2\text{h}$) – centro

Figura 5.2.10: ODF da amostra BQ4 (grãos grandes). (a): a 30 μm da superfície e (b): centro

Figura 5.2.11: ODF da amostra LF4 ($\epsilon = 1,6$). (a): a 30 μm da superfície e (b): centro

Figura 5.2.12: ODF da amostra RI4 (800°C/5 minutos). (a): a 30 μm da superfície e (b): centro

Figura 5.2.13: ODF da amostra RF4c (RI4 + e = 0,05 + 760°C/2h) - centro

As figuras 5.2.6 e 5.2.10 mostram que as BQs apresentam forte textura (100)<011> (cubo rodado) no centro da chapa e textura típica de cisalhamento em campo ferrítico na superfície (ENGLER, 2000). Após laminação a frio houve fortalecimento da fibra gama (<111>//DN), como se pode observar nas figuras 5.2.7 e 5.2.11. A intensidade relativa dos componentes da fibra gama foi maior próximo à superfície das chapas deformadas. Após o recozimento a 800°C por 5 minutos houve um fortalecimento das componentes (111)[11 $\bar{2}$] e (001)[1 $\bar{2}$ 0] no centro das amostras recozidas. Observou-se também uma pequena diferença na textura do centro das amostras originadas da BQ4, que apresentava maior tamanho de grão. Observou-se componente próxima a Goss com maior intensidade na amostra RI4, que foi recozida a 800°C por 5 minutos (figura 5.2.12). Na superfície das chapas recozidas foi observada grande diferença entre as chapas produzidas a partir da BQ3 e BQ4. As chapas originadas da BQ com maior tamanho de grão apresentaram maior intensidade de componente Goss e cubo na face (figuras 5.2.8a e 5.2.12a). A ocorrência de maior intensidade de componentes Goss na superfície das chapas recozidas, originadas da BQ com maior tamanho de grão pode estar relacionada ao gradiente de textura da amostra deformada. TAKANOHASHI (2003) cita que grãos de orientação Goss nucleam em bandas de deformação de grãos da fibra gama. Como a superfície das chapas deformadas apresenta maior intensidade de fibra gama, é possível que favoreça nucleação em bandas de deformação, aumentando a intensidade de Goss. O surgimento de grãos com orientação {100}<001> (cubo na face) também merece destaque. De CAMPOS (2000) também observou nucleação de grãos cubo na face em chapas recozidas, obtidas a partir de BQ com elevado tamanho de grão, sugerindo que se originam de bandas de deformação de grãos cubo rodado. Seria também uma possível explicação para os resultados encontrados no presente trabalho, já que a chapa

deformada apresenta alta intensidade de componente cubo rodado, porém notou-se que grãos com essa orientação não apresentaram nucleação em bandas de transição.

Após laminação de encruamento e recozimento final observou-se aumento de componentes em torno de $(1\ 1\ 5)[5\ \bar{10}\ 1]$, $(3\ 3\ 2)[1\ 1\ \bar{3}]$ e $(110)[001]$ (figuras 5.2.9 e 5.2.13). Observa-se fortalecimento de componentes ao redor de orientações que já apresentavam altas intensidades relativas antes do recozimento final, portanto a hipótese de migração de contornos de grão pré-existentes pode explicar a evolução da textura durante o recozimento de chapas submetidas a pequenas deformações. No entanto, o tamanho de grão das amostras RF3 e RF4 é bastante grande (maior do que 200 μm , que é o máximo tamanho de grão necessário para resultados confiáveis de análise de textura por DRX), prejudicando as análises de textura por difração de raios-X.

Os resultados indicam que o aumento do tamanho de grão da BQ também foi interessante para melhorar a textura de chapas de aço elétrico semiprocessado, observado pela obtenção de altas intensidades de componente Goss após recozimento final.

Análises de EBSD foram realizadas em MEV Philips XL-30 equipado com sistema EBSD da TSL. Análises da amostra LF4 após recozimentos a 800°C, interrompidos a 1, 2 e 5 minutos estão apresentadas nas figuras 5.2.14 a 5.2.19.

Figura 5.2.14: Amostra LF4 recozida a 800°C por 1 minuto. (a): mapa de figura de pólo inversa. (b): mapa de qualidade de imagem

Figura 5.2.15: Separação de regiões de grãos recristalizados (à esquerda) e grãos encruados (à direita) da região apresentada na figura 5.2.14. Na parte superior da figura, encontram-se os mapas de figura de pólo inversa e na parte inferior, as ODF calculadas para as diferentes seleções. As separações foram feitas com auxílio do software TSL OIM Analysis.

Figura 5.2.16: Amostra LF4 recozida a 800°C por 2 minutos. (a): mapa de figura de pólo inversa. (b): mapa de qualidade de imagem.

Figura 5.2.17: ODF calculada para a área apresentada na figura 5.2.24

Figura 5.2.18: Amostra LF4 recozida a 800°C por 5 minutos. (a): mapa de figura de pólo inversa. (b): mapa de qualidade de imagem. (c): mapa de diferenças de orientação.

Figura 5.2.19: Separação de regiões de grãos recristalizados (à esquerda) e grãos encruados (à direita) da região apresentada na figura 5.2.18. Na parte superior da figura encontram-se os mapas de figura de pólo inversa e na parte inferior, as ODF calculadas para as diferentes seleções.

A amostra recozida a 800°C por 1 minuto mostra o início da recristalização. Observa-se nucleação preferencial de grãos com orientação cubo na face (grãos vermelhos da figura 5.2.14). A separação das regiões recristalizadas e encruadas (figura 5.2.15) permite confirmar as orientações predominantes dos núcleos de recristalização e

dos grãos encruados. As ODF calculadas para as diferentes seleções permite concluir que ocorre nucleação de grãos cubo na face em bandas de transição de grão com orientação entre $\{112\}\langle 110\rangle$, $\{221\}\langle 122\rangle$ e $\{111\}\langle 112\rangle$.

A área apresentada na figura 5.2.18 (800°C por 5 minutos) também mostra estrutura parcialmente recristalizada, com grãos recristalizados de orientação cubo na face e próxima a Goss. A separação das regiões recristalizadas e encruadas foi realizada e está apresentada na figura 5.2.19. As ODF calculadas para a seleção dos grãos recristalizados identifica orientação preferencial mais intensa em $\{110\}\langle 115\rangle$ (próxima a Goss), $\{225\}\langle 194\rangle$ e $\{334\}\langle 263\rangle$ e moderadas intensidades de cubo na face e $\{111\}\langle 112\rangle$. A seleção dos grãos encruados indicou elevada intensidade de orientação cubo rodado e fibra alpha parcial.

A figura 5.2.16 apresenta região em estágio avançado de recristalização, apesar de apresentar tempo de recozimento intermediário (2 minutos), indicando que a cinética de recristalização depende da região analisada. Grãos com maior densidade de discordâncias devem recristalizar antes, o que pode justificar o comportamento encontrado. A ODF calculada apresenta fortes orientações cubo na face e $\{112\}\langle 110\rangle$. Componentes de fibra gama também foram observadas, com maiores intensidades em $\{111\}\langle 112\rangle$, que pode estar relacionado a grãos nucleados em contornos de grão.

Alguns resultados interessantes podem ser destacados neste capítulo. Em relação à bobina a quente, foi observado forte gradiente de textura na espessura da chapa, com forte orientação cubo rodado no centro e moderadas intensidades das componentes Goss e $\{112\}\langle 111\rangle$ na superfície, relacionados a textura de cisalhamento em campo ferrítico.

Em relação à laminação a frio e recozimentos, confirmou-se o efeito do tamanho de grão da BQ na textura de recristalização intermediária. Elevados tamanhos de grão

foram favoráveis ao aumento das componentes cubo na face e Goss. Observou-se por EBSD a nucleação de grãos cubo na face em bandas de transição de grão com orientação entre $\{111\}\langle 112\rangle$, $\{221\}\langle 122\rangle$ e $\{112\}\langle 110\rangle$. Observou-se aumento significativo da componente Goss após laminação de encruamento e recozimento das chapas obtidas a partir de BQ com maior tamanho de grão. Elevados tamanhos de grão da BQ também afetaram o tamanho de grão após laminação a frio e recozimento. Maiores tamanhos de grão iniciais produziram maiores tamanhos de grão recristalizados.

As evoluções da textura das bobinas a quente de aço 1006 (BQ1 e BQ2) e de aço elétrico 0,3% Si (BQ3 e BQ4) foram consideravelmente diferentes. O aumento do tamanho de grão da BQ de aço 1006 provocou altas intensidades (9 vezes o aleatório) de componente Goss e moderada intensidade (3 vezes o aleatório) de componente cubo na face, após laminação a frio e recozimento. Já para a BQ de aço ao silício, foi observada moderada intensidade de componentes Goss (4 vezes o aleatório) e cubo na face (3 vezes o aleatório), para a mesma temperatura de recozimento (800°C). Tal comportamento pode ter relação com a textura inicial das BQs utilizadas. A forte intensidade de cubo rodado presente nas bobinas a quente de aço ao silício levou a menor intensidade de fibra gama após laminação a frio. A nucleação de grãos com orientação Goss em bandas de transição de grãos da fibra gama explicaria tal diferença, já que a intensidade de fibra gama é consideravelmente maior nas BQs de aço 1006 após laminação a frio. Outra hipótese que deve ser considerada é que a orientação cubo rodado apresenta baixo fator de Taylor, portanto grãos com essa orientação acumulariam menores densidades de discordâncias após laminação a frio. É possível que a ocorrência de início de recristalização em bandas de transição de grãos com essa

orientação seja pouco provável, diminuindo a intensidade da componente Goss e cubo na face após recozimento intermediário.

CUNHA (2002) encontrou resultados semelhantes analisando amostras obtidas a partir de duas bobinas a quente com elevado tamanho de grão e com texturas e composições químicas distintas. A figura 5.2.20 apresenta as ODFs obtidas.

Figura 5.2.20: ODFs de bobinas a quente e após laminação a frio (75% de redução) e recozimento. Liga A contendo 0,71% de Si e 0,003% de Al. Liga B contendo 1,98% de Si e 0,285% de Al.

Cunha encontrou pronunciada diferença entre os materiais obtidos a partir das BQs, encontrando baixa intensidade de Goss para a amostra produzida a partir da BQ com alta intensidade de componente cubo rodado (liga B), propondo que essa diferença

pode ser justificada pela textura inicial da bobina a quente e pela composição química, mais especificamente, pelos teores de elemento de liga em solução sólida, que reduzem a mobilidade de contornos de grãos com orientação Goss. Esses resultados fortalecem a hipótese de que o aumento do tamanho de grão da BQ torna-se ineficiente para a obtenção de elevadas intensidades de componente Goss após recozimento intermediário quando a BQ apresenta pronunciado componente cubo rodado.

Outra diferença entre as texturas encontradas para as amostras RI1 e RI3 merece ser comentada. Ambas as amostras foram obtidas a partir de bobinas a quente com pequeno tamanho de grão, portanto a textura de recristalização deve estar relacionada à nucleação em contornos de alto ângulo. A amostra RI3 apresentou maior intensidade de orientação $\{100\}\langle 012\rangle$, que pode estar relacionada à nucleação em contornos de grãos cubo rodado. Devido a forte orientação $\{100\}\langle 011\rangle$ presente na BQ3, obteve-se menor intensidade de fibra gama e alta intensidade de cubo rodado após laminação a frio (LF3). Como orientações de fibra gama apresentam alto fator de Taylor para compressão plana, provavelmente a recristalização iniciará em contornos de grãos com esta orientação. Caso a intensidade de grãos $\langle 111\rangle//DN$ seja reduzida, é possível que núcleos originários de contornos de grãos cubo rodado tenham maior importância na textura de recristalização (RI3). Portanto é possível que grãos recristalizados com orientação $\{100\}\langle 012\rangle$ estejam relacionados à nucleação em contornos de grãos cubo rodado, no entanto a composição química também pode ter efeito considerável neste comportamento. Como esta variável não pôde ser isolada no presente trabalho, não é possível elucidar esta questão.

A partir da comparação entre os resultados obtidos das bobinas a quente de aço 1006 e aço ao silício, foram encontradas evidências de que a textura da bobina a quente é importante na evolução da textura durante a laminação e recozimento da chapa,

principalmente quando o tamanho de grão da BQ é grande. Outras variáveis como carbono em solução sólida, carbonetos e teor de silício não puderam ser isoladas dessa comparação e também podem ter contribuição para algumas diferenças encontradas.

Considerando essa relação entre textura inicial (da bobina a quente) e a evolução da textura durante o processamento de aços elétricos de grão não orientado, estudou-se a evolução da textura durante a laminação e recozimento de lingotes obtidos a partir de solidificação direcional de aço 3% Si, que apresentam pronunciada textura $\{100\}\langle 0vw \rangle$. Esse estudo está apresentado no capítulo a seguir.

5.3 Evolução da textura na laminação e recozimento de lingotes obtidos por solidificação direcional

Esta etapa do trabalho tem como objetivo dar continuidade ao tema de pós-doutorado da Dra. Taeko Yonamine, cujo objetivo foi alcançar a textura ideal de chapas para núcleo de motores elétricos. Partindo-se de lingotes de aproximadamente 2 mm de espessura com textura ideal $\{100\}\langle 0vw \rangle$, o desafio é preservar ou retornar à textura ideal após redução até 0,5 mm e recozimentos. Em seu pós-doutorado, Taeko desenvolveu processo que produziu chapas de 0,5 mm com parte da textura ideal recuperada. No presente trabalho, objetiva-se comprovar os resultados encontrados anteriormente e desenvolver um processo que permita a obtenção de uma textura ainda melhor.

A matéria prima utilizada foi uma placa de aço 3% Si fornecida pela Acesita. O lingote foi produzido em forno de aquecimento de molde com base de cobre refrigerada à água, que se encontra no laboratório de fundição do IPT. As temperaturas de vazamento e de aquecimento do molde foram de 1650 °C e 1450 °C, respectivamente.

Foi obtido um cilindro com 90 mm de altura por 57 mm de diâmetro, como ilustra a figura 5.3.1. A análise química do material produzido encontra-se na tabela 5.3.1. O lingote foi chamado de sólido 7, pois os anteriores foram produzidos durante o pós-doutorado da Dra. Taeko Yonamine.

Figura 5.3.1: Imagem do sólido 7. Observam-se três regiões distintas. A região A é composta por grãos colunares com diâmetro pequeno, comparando-se com a região B. A região C é a zona equiaxial.

Tabela 5.3.1: Análise química do material produzido

Elemento	Teor (%)
Si	$3,00 \pm 0,05$
C	$0,04 \pm 0,01$
O	$0,0030 \pm 0,0005$
S	$0,0050 \pm 0,0007$
N	$0,013 \pm 0,001$

Foram feitos cortes transversais do lingote, na região B, que apresenta grãos colunares com textura $\{100\}\langle 0vw \rangle$. O lingote foi cortado com disco diamantado em cortadoras de precisão, produzindo-se chapas de 2,7 mm de espessura. Após o corte, as chapas foram retificadas até 2,6 mm. A figura 5.3.2 apresenta imagem de uma placa cortada e retificada, utilizada posteriormente para laminação e recozimentos. Na imagem é possível observar grãos de aproximadamente 4 mm de diâmetro.

Figura 5.3.2: Imagem de seção transversal do sólido 7, cortado em chapa de 2,6 mm de espessura.

O objetivo desse procedimento é simular o processo de lingotamento contínuo de tiras (LCT), que possibilita a produção de chapas com 2 mm de espessura com textura ideal, semelhante às chapas produzidas nesse trabalho. Porém é necessário reduzir a espessura para 0,5 mm, possibilitando assim a utilização desse material em motores elétricos. Será estudada, portanto, a evolução da textura durante a laminação e recozimento.

Esse capítulo foi dividido em três partes, de acordo com as temperaturas de laminação utilizadas. As chapas foram laminadas a 300, 700 e 800°C com deformação real de 1,6.

5.3.1 Laminação a 300°C

Esse capítulo visa confirmar os resultados obtidos no trabalho de pós-doutorado de Taeko Yonamine, no qual foi constatada a recuperação parcial da fibra cúbica ($<100>/\text{DN}$) após laminação de encruamento e recozimento descarbonetante.

A partir do sólido 7 (figura 5.3.1, região B) foi retirada uma chapa de 2,6 mm de espessura. O material foi laminado a 300 °C reduzindo-se a espessura para 0,53 mm. Após laminação o material foi recozido a 800 °C por 1 hora em atmosfera de 10% H₂ e 90% N₂, seguido de laminação de encruamento com deformação real de 0,05 e recozimento final a 760 °C por 2 horas em atmosfera descarbonetante de 10% H₂, 90% N₂ e vapor d'água (ponto de orvalho de 20 °C), conforme procedimento de aços elétricos semiprocessados. O procedimento utilizado, bem como a identificação das amostras está apresentado na tabela 5.3.1.1.

Tabela 5.3.1.1: Procedimento e identificação das amostras produzidas.

Identificação	n. IPT	Descrição
S7	7360	Fatia retirada do sólido 7 (2,6 mm de espessura)
L300	7364	S7 + laminação a 300°C ($\epsilon = 1,6$)
RI300	7365	L300 + recozimento a 800°C/1 hora
RF300	7405	RI300 + laminação de encruamento ($\epsilon = 0,05$) + recozimento final descarbonetante a 760°C/ 2 horas

Foram analisadas as microestruturas após cada etapa de preparação. Devido ao endurecimento por solução sólida provocado pelo silício e pelo elevado tamanho de grão ocorreram trincas no material após a laminação a morno. A figura 5.3.1.1 apresenta o aspecto do material após laminação.

Figura 5.3.1.1: aspecto da amostra trincada após laminação a morno.

Foram obtidas micrografias de amostras após cada etapa de preparação. As figuras 5.3.1.2 a 5.3.1.6 apresentam as imagens obtidas a partir de microscopia óptica.

Figura 5.3.1.2: seção DL-DN da amostra L300 (S7 + $\epsilon=1,6$)

Figura 5.3.1.3: seção DL-DN da amostra RI300 (L300 + 800°C/1 hora)

Figura 5.3.1.4: seção DL-DT da amostra RI300 (L300 + 800°C/1 hora)

Figura 5.3.1.5: seção DL-DT da amostra RI300 (L300 + 800°C/1 hora)

Figura 5.3.1.6: seção DL-DT da amostra RI300 (L300 + 800°C/1 hora)

Foram observados carbonetos alongados na amostra laminada a 300°C (L300). O recozimento da chapa causou recristalização do material, porém a microestrutura encontrada é muito heterogênea. Foram encontradas regiões com grãos pequenos, principalmente próximos a carbonetos; e regiões com grãos grandes, possivelmente não recristalizados, próximos ao centro da chapa.

A seguir estão apresentadas imagens de microscopia eletrônica de varredura e análises por EDS (espectroscopia por energia dispersiva) das regiões identificadas como carbonetos. Nota-se que o teor de carbono nas regiões escuras é mais elevado que na matriz. Apesar da dificuldade de identificação de carbono por EDS, é possível fazer uma análise comparativa entre a matriz e os carbonetos, apesar dos valores não serem confiáveis em termos absolutos.

Figura 5.3.1.7: imagem de microscopia eletrônica de varredura da amostra L300

($\epsilon=1,6$). Os pontos demarcados identificam as regiões analisadas por EDS.

Figura 5.3.1.8: EDS da amostra L300 nas regiões de carboneto e na matriz.

Após recozimento, a morfologia dos carbonetos foi alterada. As imagens obtidas por MEV mostram a esferoidização dos carbonetos após tratamento térmico, como se pode observar nas figuras 5.3.1.9 e 5.3.1.10.

Figura 5.3.1.9: imagem de MEV da amostra L300 (deformada)

Figura 5.3.1.10: imagem de MEV da amostra RI300 (recozida)

As figuras 5.3.1.11 a 5.3.1.13 apresentam imagens de microscópio óptico da amostra RF300, que é a amostra RI300 após laminação de encruamento ($\epsilon = 0,06$) e recozimento descarbonetante a 760°C por 2 horas. Mesmo após o tratamento de descarbonetação, ainda são observados carbonetos no interior da chapa. É possível que o tempo de tratamento tenha sido insuficiente para a completar descarbonetação da chapa. Inicialmente o teor de carbono era de 400 ppm. Após descarbonetação foi encontrado teor de 200 ppm. É comum reduzir o teor de carbono para menos de 30 ppm utilizando-se as mesmas condições de tratamento térmico (760°C por 2 horas, ponto de orvalho de 20°C), no entanto o elevado tamanho de grão provavelmente reduziu a difusividade do carbono no material, aumentando o tempo necessário para reduzir o teor de carbono para menos de 30 ppm. Novamente foi encontrada microestrutura heterogênea, apresentando regiões com grãos grandes e pequenos, principalmente próximos aos carbonetos. É possível que a presença de carbonetos ou de austenita (durante o aquecimento da chapa) ancore a migração de contornos de grão durante a recristalização do material. A microestrutura heterogênea, bem como a presença de

grãos pequenos após recozimento final é prejudicial às propriedades mecânicas do material, portanto serão necessários maiores esforços para eliminação de grãos pequenos, adotando-se maiores tempos de recozimento final ou aumentando a deformação decorrente da laminação de encruamento.

Figura 5.3.1.11: Imagem de microscópio óptico da amostra RF300 ($\epsilon = 0,06 + 760^{\circ}\text{C}/2\text{horas}$ descarbonetante).

Figura 5.3.1.12: Imagem de microscópio óptico da amostra RF300 ($\epsilon = 0,06 + 760^{\circ}\text{C}/2\text{horas}$ descarbonetante)

Figura 5.3.1.13: Imagem de microscópio óptico da amostra RF300 ($\epsilon = 0,06 + 760^{\circ}\text{C}/2\text{horas}$ descarbonetante)

Análises de textura em difratômetro de raios-X foram realizadas em seções DL-DT das amostras L300, RI300 e RF300, na superfície e meia espessura da chapa. As ODFs estão apresentadas nas figuras 5.3.1.14 a 5.3.1.16.

Figura 5.3.1.14: ODF da amostra L300 (laminada a 300°C, $\epsilon = 1,6$). (a) superfície da chapa; (b) meia espessura

Figura 5.3.1.15: ODF da amostra RI300 (L300 + 800°C/1 hora). (a) superfície da chapa; (b) meia espessura

Figura 5.3.1.16: ODF da amostra RF300 ($\epsilon = 0.06 + 760^\circ\text{C}/2$ horas descarboxetante). (a) superfície da chapa; (b) meia espessura

A amostra L300 apresentou forte componente cubo rodado ($\{100\}\langle 011\rangle$) na superfície e centro. Após recozimento, a superfície da amostra apresentou fortes componentes ao redor de cubo na face, Goss rodado ($\{110\}\langle \bar{1}10\rangle$) e $\{110\}\langle \bar{1}\bar{1}3\rangle$.

Na meia espessura observou-se moderada fibra $\langle 100 \rangle // \text{DN}$, com máxima intensidade ao redor de cubo na face e $\{114\} \langle 13\bar{1} \rangle$.

Após laminação de encruamento e recozimento descarbonetante (amostra RF300), a superfície apresentou fortes componentes cubo rodado, $\{112\} \langle 11\bar{1} \rangle$ e próximo a Goss rodado. Na meia espessura observou-se novamente moderada fibra $\langle 100 \rangle // \text{DN}$ e componente $\{225\} \langle 25\bar{3} \rangle$, muito semelhante à amostra antes do recozimento. Conforme já foi observado na análise microestrutural, a migração de contornos de grão foi ancorada devido à presença de carbonetos ou austenita (durante recozimento), logo o tratamento térmico pouco modificou a microestrutura e textura do material.

As análises de textura do material deformado e recozido a 800°C por 1 hora (RI300) são muito semelhantes aos resultados encontrados no trabalho de Yonamine. Durante a laminação do sólido 5 (composição química apresentada na tabela 5.3.1.2), ela observou forte componente $(117) \langle 1\bar{1}0 \rangle$, próximo a cubo rodado (figura 5.3.1.17). Após recozimento a 800°C por 1 hora (figura 5.3.1.18) encontrou pronunciada orientação $(113) \langle \bar{1}\bar{3}1 \rangle$, muito próxima a orientação encontrada para o sólido 7 ($\{114\} \langle 13\bar{1} \rangle$). A grande divergência em relação ao trabalho desenvolvido por Yonamine encontra-se no recozimento final, após laminação de encruamento. No presente trabalho não foi observada a ocorrência de crescimento exagerado de grãos, provavelmente devido a não-descarbonetação da amostra, logo a textura do material ficou inalterada. A figura 5.3.1.19 apresenta ODF obtidas para as amostras a partir do sólido 5

Tabela 5.3.1.2: composição do sólido 5

Elemento	Teor (%)
Si	3,00 ± 0.05
C	0,026 ± 0,001
O	0,0034 ± 0,0005
S	0,0009 ± 0,0007
N	0,002 ± 0,001

* Adaptado de YONAMINE (2005)

A evolução da textura durante a laminação e recozimento partindo-se de chapa com forte textura <100>//DN foi particularmente diferente em relação ao processo convencional, quando se parte de uma bobina a quente industrial. A ausência de fibra gama e a alta intensidade de orientação cubo rodado após laminação a frio foram observadas. YONAMINE (2002) calculou a textura de laminação a frio a partir de software de modelamento de textura de deformação, desenvolvido pelo prof. Dr. Paul Van Houtte, considerando o modelo de Taylor e deformação plana. Partindo-se de chapa com textura inicial <100>//DN, após laminação com deformação real de 1,6 é prevista forte componente cubo rodado sem o surgimento de fibra gama. A ODF calculada está apresentada na figura 5.3.1.20.

Figura 5.3.1.20: simulação da textura de laminação a partir de software desenvolvido pelo prof. Dr. Paul Van Houtte (YONAMINE, 2002). (a): textura inicial; (b): após laminação ($\epsilon = 1,6$).

Após recozimento intermediário não foi observado aumento de componente Goss, anteriormente observado para laminação e recozimento a partir de BQ com elevado tamanho de grão. Ao invés disso observou-se fortalecimento de componentes em torno de cubo na face e $\{114\} \langle 131 \rangle$. Esses resultados fortalecem a hipótese de que a textura inicial é importante para a evolução da textura durante o processo de fabricação de aços elétricos de grão não orientado.

Com o objetivo de preservar a fibra $\langle 100 \rangle // \text{DN}$, textura ideal para motores elétricos, foram estudadas laminações a 700°C e 800°C a partir do sólido 7. Os resultados estão apresentados a seguir.

5.3.2 Laminação a 700°C

O objetivo agora é avaliar o efeito da temperatura de laminação na evolução da microestrutura e textura de chapas, partindo-se da textura ideal $\langle 100 \rangle // \text{DN}$. É possível que a ocorrência de recuperação e recristalização entre passes de laminação sob elevadas temperaturas seja favorável a maior preservação da fibra cúbica. Esse comportamento será estudado nesta etapa do trabalho.

Adotando-se o mesmo procedimento do item anterior, foram cortadas chapas de 2,6 mm a partir da região colunar do sólido 7. A amostra foi laminada a 700°C sob deformação real de 1,6. Após laminação as chapas foram submetidas a recozimento descarbonetante a 800°C por 1 hora. A descrição do procedimento utilizado, bem como a identificação das amostras está apresentada na tabela 5.3.2.1.

Tabela 5.3.2.1: Procedimento e identificação das amostras produzidas.

Identificação	n. IPT	Descrição
S7	7360	Fatia retirada do sólido 7 (2,6 mm de espessura)
L700	7448	S7 + laminação a 700°C ($\epsilon = 1,6$)
RF700	7475	L700 + recozimento a 800°C/1 hora

As figuras 5.3.2.1 a 5.3.2.7 apresentam imagens de microscopia óptica das amostras produzidas.

Figura 5.3.2.1: seção longitudinal da amostra L700 ($\epsilon=1.6/700^{\circ}\text{C}$). (I): Região recrystalizada; (II): Região parcialmente recrystalizada – Região A: recrystalização próxima à superfície. Região B: meia espessura não recrystalizada.

Figura 5.3.2.2: seção paralela à superfície da amostra L700 ($\epsilon=1.6/700^{\circ}\text{C}$). (a) regiões recrystalizadas; (b) regiões não recrystalizadas.

Figura 5.3.2.3: Seção longitudinal da amostra RF700 (L700 + 800°C/1 hora). As figuras (a), (b) e (c) apresentam regiões com diferentes tamanhos de grão.

Após laminação a 700°C foi observada microestrutura heterogênea. Encontraram-se regiões recristalizadas com grãos pequenos e regiões com grãos grandes, possivelmente não recristalizados. A figura 5.3.2.1-I apresenta uma região totalmente recristalizada com grãos pequenos, enquanto que a figura 5.3.2.1-II apresenta região com grão grande rodeado por grãos pequenos. É importante destacar que os grãos recristalizados finos encontram-se ao longo das regiões próximas à superfície da chapa, enquanto que é comum observar grãos grandes no centro da chapa. Tal fato deve ter relação com heterogeneidade de deformação ao longo da espessura da chapa.

A figura 5.3.2.2 apresenta imagem da seção paralela a superfície da chapa laminada, na região da meia espessura. Observam-se algumas regiões recristalizadas (figura 5.3.2.2a), porém a maior parte da área analisada apresentou grãos grandes, provavelmente não-recristalizados (5.3.2.2b).

Foram realizadas análises de dureza Fischerscope com carga de 100 mN nas regiões com grãos pequenos (recristalizados) e regiões com grãos grandes. Os resultados estão apresentados na tabela 5.3.2.2.

Tabela 5.3.2.1: análise de dureza Fischerscope da amostra laminada a 700°C das regiões A (grãos pequenos) e B (grãos grandes) das figuras 5.3.2.1b e 5.3.2.3c

Descrição	Região	Dureza
Amostra L700	Grãos pequenos - recristalizados	298 Kgf/mm ² ± 15
	Grãos grandes	303 Kgf/mm ² ± 13
Amostra RF700	Grãos pequenos	195 Kgf/mm ² ± 10
	Grãos grandes	204 Kgf/mm ² ± 6

Não existe diferença de dureza entre as regiões A e B das amostras laminadas, indicando que os grãos grandes sofreram recuperação durante a laminação a 700°C. Após recozimento a 800°C por 1 hora houve crescimento exagerado de grão. Portanto é provável que após laminação, a chapa encontra-se em estado de baixo encruamento, possibilitando a ocorrência de crescimento exagerado de grão, conforme já observado nos capítulos anteriores. Mesmo após o recozimento ainda encontrou-se heterogeneidade de tamanho de grão, como se pode ver na figura 5.3.2.3. As análises de dureza da amostra recozida mostram amolecimento do material, que passou de 300 para 200 Kgf/mm². Novamente não foi identificada diferença de dureza entre os grãos grandes e pequenos.

Foram calculadas ODFs a partir de análises de difração de raios-X. Foram analisadas seções DL-DT das chapas, na superfície, a 100 e a 200 µm. Os resultados estão apresentados nas figuras 5.3.2.4 e 5.3.2.5.

Figura 5.3.2.4: ODF da amostra L700. (a) superfície da chapa; (b) a 100 μm e (c) a 200 μm

Figura 5.3.2.5: ODF da amostra RF700 (L700 + 800°C/1hora). (a) superfície da chapa; (b) a 100 μm e (c) a 200 μm

Os resultados mostram componente Goss e $\{113\}\langle 332 \rangle$ predominantes na superfície e cubo rodado no centro da amostra L700. Essa textura é semelhante à bobina a quente (0,3% Si, 0,2% Al) apresentada no capítulo 5.2 (figura 5.2.10). No caso da BQ, a superfície provavelmente finalizava a laminação a quente no campo ferrítico, enquanto que o centro estaria em campo austenítico até o último passe de laminação, logo a textura estaria relacionada a deformação cisalhante em campo ferrítico (superfície) e deformação e transformação austenita-ferrita ($\gamma-\alpha$) no centro. Neste caso a chapa está totalmente em campo ferrítico a 700°C, logo a textura da superfície também deve estar relacionada a textura de cisalhamento, conforme já discutido no capítulo 5.1. O centro da chapa, que apresentou forte orientação cubo rodado, não sofre a transformação $\gamma-\alpha$, portanto os motivos pelos quais se obtém pronunciada orientação cubo rodado são distintos. Durante a laminação da chapa com textura ideal, observaram-se muitos grãos não recristalizados no interior da chapa, que devem ser

predominantemente cubo rodado. Essa orientação apresenta baixo fator de Taylor, logo acumula menos energia durante a deformação, reduzindo o potencial termodinâmico para recristalização. Esses grãos provavelmente são mais favoráveis à recuperação do que à recristalização.

Após recozimento, a superfície da chapa apresentou redução de componente Goss e aumento de componentes da fibra cúbica, principalmente em torno de cubo rodado. Foi observado também aumento da orientação $\{113\}<332>$, como se pode observar na figura 5.3.2.5a. A 100 μm foi observada redução de cubo rodado e a 200 μm a textura manteve-se semelhante à amostra antes do recozimento, como mostra a figura 5.3.2.5c.

Foram analisadas em EBSD seções DL-DT das chapas, a 100 μm da superfície. Os resultados estão apresentados nas figuras a seguir. As análises foram realizadas em MEV FEI Quanta 200, com sistema de EBSD da TSL.

Figura 5.3.2.6: Mapa de figura de pólo inversa e qualidade de imagem da amostra L700 ($\epsilon=1,6/700^{\circ}\text{C}$). Seção DL-DT a 100 µm da superfície.

A imagem a seguir apresenta ODF calculada pelo método harmônico para as áreas apresentadas na figura 5.3.2.6.

Figura 5.3.2.7: ODF obtida por EBSD da área apresentada na figura 5.3.2.6.

As ODFs apresentadas na figura 5.3.2.7 mostram fortes componentes Goss, cubo rodado e $(112)[\bar{1}\bar{1}0]$. Os grãos cubo rodado provavelmente não foram recristalizados, mas recuperados durante a laminação a 700°C.

Análises em EBSD também foram realizadas para a chapa após recozimento a 800°C por 1 hora (RF700). Os resultados estão apresentados a seguir.

Figura 5.3.2.8: Mapa de figura de pólo inversa (esquerda) e de qualidade de imagem (direita) da amostra RF700 (L700 + 800°C/1hora). Seção DL-DT a 100µm da superfície.

Figura 5.3.2.9: ODF obtida por EBSD da área apresentada na figura 5.3.2.8.

A imagem apresentada na figura 5.3.2.8 mostra uma área com tamanho de grão heterogêneo. Parece que o recozimento provocou aumento parcial de tamanho de grão nessa região. Os grãos maiores apresentam maiores índices de qualidade, que podem estar relacionados a menores densidades de discordâncias, sendo, portanto, potenciais núcleos para migração de contornos de grão. O estudo correlacionando IQ (Índice de Qualidade) e deformação está apresentada no **apêndice III** desse trabalho. Comparando-se com a amostra antes do recozimento, nota-se um aumento significativo do IQ máximo, que passou de 122 para 220, indicando que o recozimento provocou significativa redução de densidade de discordâncias.

A ODF calculada para essa área analisada mostra máxima intensidade em $(112)[1\bar{1}\bar{1}]$ e componentes como cubo rodado, $(112)[1\bar{1}0]$ e $(117)[7\ 14\ \bar{3}]$ com alta intensidade. É possível notar também que o recozimento provocou considerável aumento de componentes da fibra cúbica, principalmente em torno de cubo na face e redução pronunciada da componente Goss.

Analisou-se então outra área da amostra recozida, com maior tamanho de grão. Os resultados estão apresentados nas figuras 5.3.2.10 e 5.3.2.11.

Figura 5.3.2.10: Mapa de figura de pólo inversa (esquerda) e de qualidade de imagem (direita) da amostra RF700 (L700 + 800°C/1hora). Seção DL-DT a 100μm da superfície.

Figura 5.3.2.11: ODF obtida por EBSD da área apresentada na figura 5.3.2.10

Novamente foram encontrados grãos grandes com alto IQ. Devido ao elevado tamanho de grão foi utilizada simetria triclinica para cálculo da ODF. Os resultados apresentados

na figura 5.3.2.11 mostram altas intensidades para as orientações $(117)[7\ 14\ \bar{3}]$, $(112)[11\bar{1}]$ e em torno de cubo rodado.

5.3.3 Laminação a 800°C

Partindo-se de chapa de 2,6 mm cortada da zona colunar do sólido 7, a chapa foi laminada a 800°C sob deformação real de 1,6. Esta amostra foi chamada de L800 (**n. IPT 7506**). Imagens da seção longitudinal (DL-DN) e seção paralela a superfície (DL-DT) obtidas em microscópio óptico estão apresentadas nas figuras 5.3.3.1 e 5.3.3.2.

Figura 5.3.3.1: imagens de seção longitudinal da amostra L800 ($\epsilon = 1,6/800^\circ\text{C}$)

Figura 5.3.3.2: imagem de seção paralela a superfície da amostra L800 ($\epsilon = 1,6/800^\circ\text{C}$).

As imagens mostram grãos alongados. Em algumas regiões (figura 5.3.3.1a) é possível observar heterogeneidade de tamanho de grão na espessura da chapa, com grãos maiores no centro da chapa.

Análises de textura por difração de raios-X foram realizadas nas seções DL-DT na superfície da chapa, a 100 e a 200 μm . As ODFs estão apresentadas na figura 5.3.3.3.

Figura 5.3.3.3: ODF da amostra L800. (a) é superfície, (b) a 100 μm e (c) a 200 μm da superfície.

A superfície da chapa apresentou fibra cúbica moderada, com máximos em cubo rodado e cubo na face. Encontrou-se também componente Goss rodado com moderada intensidade (3 vezes o aleatório), como se observa na figura 5.3.3.3a. A 100 μm da superfície novamente foi encontrada fibra cúbica com alta intensidade (30 vezes o aleatório) com máximos em cubo rodado (intensidade relativa de 45), como mostra a figura 5.3.3.3b. A 300 μm observou-se redução da fibra cúbica ao redor de cubo na face, mas as intensidades máximas continuam em torno de cubo rodado.

Seção DL-DT a 200 μm da superfície da chapa foi analisada em EBSD. As figuras 5.3.3.4 e 5.3.3.5 mostram os resultados obtidos.

Figura 5.3.3.4: Mapa de figura de pólo inversa e IQ da seção DL-DT (a 200 μm da superfície) da amostra L800.

Figura 5.3.3.5: ODF obtida por EBSD da área apresentada na figura 5.3.3.4

A análise mostra parte de um grão grande com orientação próxima a cubo rodado, apresentando IQ elevado. São observados também grãos menores com orientações da fibra cúbica e fibra alpha parcial ($\langle 110 \rangle // \text{DN}$). Para o cálculo da ODF utilizou-se novamente simetria triclinica devido ao elevado tamanho de grão.

Dentre os três processos testados (laminação a 300 °C com laminação de encruamento e recozimentos, laminação a 700°C com recozimento e laminação a 800°C), o último foi o que melhor preservou a textura ideal ($\langle 100 \rangle // \text{DN}$). Um resultado comum para os três processos foi a dificuldade de recristalização de grãos com orientação cubo rodado, indicando que armazenam menos energia durante a laminação, resultado coerente com o fator de Taylor reduzido para essa orientação, considerando-se deformação planar. A presença de carbonetos e a dificuldade de descarbonetização prejudicaram a comparação do trabalho com os resultados obtidos por Taeko Yonamine, porém os resultados de textura da amostra após laminação a 300°C e recozimento foram muito semelhantes, indicando que o processo é bem reproduzível. É necessário destacar que não foi controlada a taxa de deformação nos passes de laminação a 700 e 800°C. Esse controle pode ser muito importante para o controle do processo, já que a ocorrência de recristalização ou recuperação entre passes pode depender da taxa de deformação.

Os resultados de textura, principalmente na amostra laminada a 800°C indicam que o material pode apresentar ótimas propriedades magnéticas para núcleo de motores elétricos. Porém a densidade de discordâncias, bem como a oxidação sub-superficial podem degradar consideravelmente as propriedades magnéticas. A caracterização magnética dos materiais é importante e pode ser feita em continuidade a esse trabalho.

Os resultados indicam que a textura da bobina a quente é importante para a evolução da textura durante a laminação e recristalização de aços elétricos. Resultados muito diferentes foram obtidos partindo-se de materiais de partida com texturas distintas.

5.4 Resumo dos resultados obtidos

Em relação aos resultados obtidos, foram encontradas semelhanças entre as evoluções microestruturais e de textura para as diferentes técnicas e materiais utilizados neste trabalho.

Em relação à evolução microestrutural, observou-se forte tendência à recuperação e resistência à recristalização de grãos com orientação cubo rodado ($\{100\}<011>$). Tal fato deve-se provavelmente ao baixo fator de Taylor desta orientação, implicando em menores densidades de discordâncias após laminação.

Maiores tamanhos de grão de bobina a quente levaram a maiores tamanhos de grão recristalizados após laminação a frio e recozimento devido a menores densidades de discordâncias e menor área de contornos de grão (sítios preferenciais para início de recristalização) quando o tamanho de grão inicial é maior. O mesmo ocorre após laminação de encruamento e recozimento final. Quanto maior o tamanho de grão após

recozimento intermediário, maior o tamanho de grão após a ocorrência de migração de contornos induzida por deformação.

Em relação à evolução da textura, pode-se comparar melhor os resultados a partir da figura 5.4.1, que apresenta as ODFs obtidas para os diferentes procedimentos realizados neste trabalho.

Figura 5.4.1: ODFs obtidas a partir do centro (meia espessura) das chapas produzidas neste trabalho, partindo-se de matérias primas com diferentes composições químicas, texturas e tamanhos de grão.

Observou-se uma forte relação entre a textura inicial e a evolução da textura durante o processo de fabricação de aços elétricos semiprocessados. Quanto maior a intensidade de componente cubo rodado inicial ($\{100\}\langle 011\rangle$), menor a intensidade de fibra gama ($\langle 111\rangle//DN$) após laminação a frio. Para o caso do processo a partir de textura ideal (S7), observou-se intensidade muito baixa de fibra gama e altas intensidades de cubo rodado após laminação a frio. Tal fato foi decisivo nas etapas subsequentes do processo. Quando a intensidade de fibra gama após laminação a frio é alta, manteve-se alta fibra gama após recozimento intermediário, deslocando-se o máximo de $\{111\}\langle 110\rangle$ para $\{111\}\langle 112\rangle$. Nas condições em que a intensidade de fibra gama é baixa, predominando a orientação cubo rodado após laminação a frio, observaram-se altas intensidades de $\{111\}\langle 112\rangle$ e $\{001\}\langle 120\rangle$. É possível que orientação $\{001\}\langle 120\rangle$ esteja relacionada a nucleação em contornos de grãos cubo rodado. Para o processo obtido a partir de textura ideal, obteve-se alta intensidade de fibra cúbica ($\langle 100\rangle//DN$) e máxima intensidade em $\{117\}\langle 110\rangle$. Portanto, conclui-se que a intensidade de fibra gama e componente cubo rodado é determinante para a textura de recristalização intermediária.

Observou-se também forte dependência entre a textura de recozimento intermediário e após laminação de encruamento e recozimento final. A ocorrência de crescimento exagerado de grão causou o aumento de componentes com rotação em torno de 30° em relação à textura de recozimento intermediário (de CAMPOS, 2000).

O aumento do tamanho de grão da bobina a quente também foi importante para a evolução da textura a partir do recozimento intermediário. No entanto, somente o aumento do tamanho de grão da BQ não foi suficiente para a obtenção de altas intensidades de componente Goss após recozimento intermediário. Altas intensidades de Goss após recozimento estão diretamente relacionadas às amostras obtidas a partir de

BQ com elevado tamanho de grão e alta intensidade de fibra gama após laminação a frio. Observou-se forte resistência a recristalização em bandas de transição de grãos com orientação cubo rodado, indicando que fortes intensidades de orientação $\{100\}\langle 011\rangle$ após laminação a frio são prejudiciais à nucleação em bandas de transição e, conseqüentemente, reduzem a intensidade de Goss após recozimento intermediário. Além da nucleação de grãos com orientação Goss em bandas de transição, foram observadas nucleações de grãos cubo na face ($\{100\}\langle 001\rangle$) em bandas do mesmo grão, porém com menores intensidades.

O aumento da intensidade da componente Goss após recozimento intermediário também mostrou-se interessante após laminação de encruamento e recozimento final, preservando altas intensidades na textura final do material.

6 Conclusões

- As bobinas a quente analisadas apresentaram forte intensidade de orientação cubo rodado ($\{100\}\langle 011\rangle$) na meia espessura;
- Foram encontradas evidências de que grãos com orientação Goss e cubo na face nucleiam em bandas de deformação de grãos com orientação de fibra gama;
- Somente o aumento do tamanho de grão da BQ não é suficiente para obtenção de altas intensidades de componente Goss após recozimento intermediário. Intensidades muito altas (em torno de 14 vezes o aleatório) de cubo rodado na bobina a quente são desfavoráveis à ocorrência de nucleação em bandas de deformação, reduzindo a intensidade de Goss.
- Observou-se fortalecimento da componente Goss após laminação de encruamento e recozimento de chapas obtidas a partir BQ com tamanho de grão grande, indicando que o aumento do tamanho de grão da BQ também é interessante no processo de fabricação de aços elétricos semiprocessados;
- A evolução da textura durante o processamento de aços elétricos semiprocessados depende da textura da bobina a quente, principalmente quando o tamanho de grão da BQ é grande.
- Observou-se forte tendência de recuperação e resistência à recristalização de grãos com orientação cubo rodado, indicando que estes apresentam menores energias acumuladas durante a laminação;

- Laminações a 700 e 800°C mostraram-se interessantes na obtenção de materiais com textura favorável para motores elétricos, a partir de lingotes produzidos por solidificação direcional;

Referências Bibliográficas

ARAUJO, E. G. Incubação da recristalização em chapas de aço submetidas a pequenas deformações. São Paulo: EPUSP, 2007. 67p. Trabalho de Formatura – Graduação em Engenharia Metalúrgica, Universidade de São Paulo, São Paulo, 2007

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

ATONIONE, C. et al. Effect of slight deformations on grain growth on iron. Journal of Materials Science vol 12, Chapman and Hall Ltd. p. 747-750 (1977)

RANDLE, V. Strain Induced Secondary recrystallization, Materials Science forum Vol. 113-115 p 189-194 (1993)

BECK, P. A; SPERRY, P. R. Strain induced grain boundary migration in high purity aluminum. Journal of Applied Physics, vol.21, p 150-152 (1950)

CASTRO, SÉRGIO FUNAYAMA; GALLEGOS, JUNO; LANDGRAF, F. J. G. E KESTENBACH, H.J. ESTUDO DA LAMINAÇÃO DE ENCRUAMENTO EM AÇOS ELÉTRICOS SEMI-PROCESSADOS: CORRELAÇÃO COM OS FATORES DE TAYLOR, In: 60 Congresso Anual da ABM, 2005, Belo Horizonte. Anais do 60. Congresso Anual da ABM.. São Paulo : ABM, 2005. p. 1707-1714.

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.

CHRISTIAN, J. W. AND MAHAJANT,S. DEFORMATION TWINNING. Progress in Materials Science Vol. 39, pp. 1-157, 1995

COTRELL H. E BILBY, B. A., Proc. Phys. Soc. London, vol. 62A, pp 49-62, 1949

CULLITY, B. D. Introduction to magnetic materials. 1. ed. Addison-Wesley, Massachusetts, Reading, 1972.

CUNHA, M. A.; PAOLINELLI, S. C.; Materials Science Fórum Vols 408-412 (2002) pp. 779-784

de CAMPOS, M. F. Microestrutura, textura e propriedades magnéticas em aços elétricos. São Paulo: EPUSP, 2000. 303p. Tese (doutorado). Pós-graduação em engenharia de materiais, Universidade de São Paulo, São Paulo, 2000

de CAMPOS, M. F., F.; LANDGRAF, J. G.; FALLEIROS, I. G. S.; FRONZAGLIA, G. C.; KAHN, H.. ISIJ Int. 44, 1733 (2004).

de CAMPOS M. F., LANDGRAF, F.J., TAKANOHASHI, R., CHAGAS, F. C., FALLEIROS, I. G. S., FRONZAGLIA, G. and KAHN, H. "Effect of the Hot Band Grain Size and Intermediate Annealing on the Deformation and Recrystallization Textures in Low Silicon Electrical Steels", ISIJ International, Vol. 44 (2004), No. 3, pp. 591-597

DIETER, G. E. Metalurgia Mecânica. Rio de Janeiro: Guanabara Dois, 1976

DILLAMORE, I. L.; KATOH, H. A comparison of the observed and predicted deformation textures in cubic metals. Met. Sci., v. 8, p. 21-27, 1974.

ENGLER, O., HUH, M.Y., TOMÈ, C.N. Metallurgical and Materials Transactions A, v. 31A, p. 2299-2315, 2000

GILL SEVILLANO, J.; VAN HOUTTE, P.; AERNOUDT, E. Large strain work hardening and textures. Prog. Mat. Sci., v. 25, p. 69-412, 1980.

GOTTSTEIN, G.. Metis. Versão 3.0. Aachen. Disponível em: <http://www.imm.rwth-aachen.de/hp/institut/public/Vollversion/start/>

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.

HU, H. Microbands in a rolled Si-Fe crystal and their role in recrystallization. Acta met., v. 10, p. 1112-1116, 1962.

HUMPHREYS FJ, HATHERLY M. In: Recrystallization and related annealing phenomena, 1st edn. Pergamon; 1995.

HUTCHINSON, W. B. Development And Control Of Annealing Textures In Low-Carbon Steels. Int. Met. Rev., V. 29, N. 1, P. 25-42, 1984.

HUTCHINSON, B. Practical aspects of texture control in low carbon steels. Materials Science Forum, v. 157-162, p. 1917-1928, 1994.

IBE, G.; LÜCKE, K. Growth selection during recrystallization of single crystals. In: Recrystallization, grain growth and textures. Metals Park, Ohio, American Society for Metals, 1966, p. 434-447.

KEH, A. S.; WEISSMAN, S. Deformation structure in body-centered cubic metals. In: G. Thomas & J. Washburn (eds.); Electron microscopy and strength of crystals, pp. 231-300, Interscience, New York, 1963

KESTENS, L.; JONAS, J.J.; Van HOUTTE, P.; AERNOUDT, E. Metall. Mater. Trans. A 27A (1996) 2347.

KESTENS, L. Christallographic Aspects of Plasticity, III Workshop de Textura, 2006. Disponível em:

<<http://www.pmt.usp.br/pagina%20no%20site%20do%20departamento/pdf/leo%20kestens.pdf>> Acesso em 03 de março de 2007

KESTENS, L. Taylor Factor. [mensagem pessoal] Mensagem recebida por L.A.I.Kestens@tudelft.nl em 15 maio de 2007

KOCKS, U. F. Simulation of deformation texture development for cubic metals. In: U. F. KOCKS, C. N. TOMÉ and H.-R. WENK. Texture and Anisotropy. Cambridge, U.K., Cambridge University Press, 1998, p. 390-418.

LANDGRAF, F. J. G. ; CASTRO, Nicolau Apoená ; FALLEIROS, I. G. S. ; YONAMINE, Taeko ; CAMPOS, Marcos Flávio de . Efeito do recozimento na microestrutura de um aço elétrico semi-processado. In: 60 Congresso Anual da ABM, 2005, Belo Horizonte. Anais do 60. Congresso Anual da ABM.. São Paulo : ABM, 2005. p. 1707-1714.

LIMA, L. M. F. G. de; Liana. Estudo da evolução da textura, microtextura e da mesotextura de recristalização, após baixos graus de deformação a frio, em dois aços ferríticos com baixo teor de carbono. São Paulo: IPEN, 2005. 114 p. Tese (doutorado) – Programa de pós-graduação do IPEN, São Paulo, 2005

LÜCKE, K. The orientation dependence of grain boundary motion and the formation of recrystallization textures. Can. Metall. Q., v. 13, n. 1, p. 261-274, 1974.

MCCURRIE, R. A. Ferromagnetic Materials - Structure and Properties. London, Academic Press, 1994.

PADILHA, A. F., SICILIANO Jr, F. O ESTADO ENCRUADO. In: PADILHA, F. A. ENCRUAMENTO, RECRISTALIZAÇÃO, CRESCIMENTO DE GRÃO E TEXTURA. 3ª Edição. São Paulo: ABM Livros, 2005. p. 22 - 23.

RAY, R. K.; JONAS, J. J. Transformation textures in steels. Int. Mat. Rev., v. 35, n. 1, p. 1-36, 1990.

RAY, R. K.; JONAS, J. J.; HOOK, R. E. Cold rolling and annealing textures in low carbon and extra low carbon steels. Int. Mat. Rev., v. 39, n. 4, p. 129-172, 1994.

ROLLETT, A. D. Microtexture Techniques. Pittsburgh, 2003. Disponível em: http://neon.materials.cmu.edu/rollett/27750/L14B_Micro_2a_6Mar06.ppt. Acesso em 10 de março de 2007

SACHS, G. Zur ableitung einer fließbedingung. Z. Verein Dtsch. Ing., v. 72, p. 734-736, 1928.

SETHI, V. K.; GIBALA, R. SURFACE OXIDE SOFTENING OF NIOBIUM SINGLE CRYSTALS. In: Acta Metallurgica V. 25 (1977), pp. 321 – 332.

SIDOR, Y.; KOVAC, F.; KVACKAJ, T. Grain Growth phenomena and heat transport in non-oriented electrical steels. In: Acta Materialia V. 55 (2006), pp 1711 – 1722.

SILVA, M. C. A.; de CAMPOS, M. F.; LANDGRAF, F. J. G.; FALLEIROS, I. G. S. Textura de recristalização de um Aço com Textura (110) (001) Laminado em Diferentes

ângulos em Relação a direção de Laminação. In: XVI CONGRESSO BRASILEIRO DE ENGENHARIA E CIÊNCIA DOS MATERIAIS, 2004, Porto Alegre. Anais XVI Congresso Brasileiro de Engenharia e Ciência dos Materiais. 2004. p. 1-10.

SHIMADZU. I Encontro de Usuários de Difractometria. São Paulo, 2006. CDROM. Shimadzu, 2006

TAKANOHASHI, R. Efeito do tamanho de grão inicial e de um recozimento intermediário na microestrutura e textura cristalográfica de aços elétricos. São Paulo: EPUSP, 2003. 176p. Dissertação de mestrado – Pós-graduação em engenharia de materiais, Universidade de São Paulo, São Paulo, 2003

TAOKA, T.; TAKEUCHI, S.; FURUBAYASHI, E. Spontaneously and artificially recrystallized textures in rolled 3 pct silicon-iron single crystals. Trans. AIME, v. 239, p. 13-21, 1967.

TAYLOR, G. I. Plastic strain in metals. J. Inst. Metals, v. 62, p. 307-324, 1938

TSCHIPTSCHIN, A.P. ; SANTOS, C.P.; CUNHA, M.A.; LIMA, N.B. Anais do 55º Congresso Anual da Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais – CDROM – pág. 1461 a 1469, 2000.

URABE, T.; JONAS, J. J. Modeling texture change during the recrystallization of an if steel. ISIJ Int., v. 34, n. 5, p. 435-442, 1994.

VAN HOUTTE, P. A comprehensive mathematical formulation of an extended taylor-bishop-hill model featuring relaxed constraints, the renouard-wintenberger theory and a strain rate sensitivity model. Text. Microst., v. 8-9, p. 313-350, 1988.

VAN HOUTTE, P.; RABET, L. Generalization of the relaxed constraints models for the prediction of deformation textures. Revue de Métallurgie, p. 1483-1494, 1997.

VIANA, C. S. da C.; PAULA, A. dos S. Textura e Relações de Orientação. São Paulo: IPEN, 2003. p. 35 – 53.

WALTER, J. L.; KOCH, E. F. Comments on “Microbands in a rolled Si-Fe crystal and their role in recrystallization” by Hsun Hu. Acta met., v. 11, p. 999-1000, 1963.

WARDLE, S. T., LIN, L. S., CETEL, A. and ADAMS, B. L. "Orientation Imaging Microscopy: Monitoring Residual Stress Profiles in Single Crystals using an Image-Quality Parameter, IQ", Proceedings of the 52nd Microscopy Society of America Meetings, eds. Bailey, G. W. and Garrat-Reed, A. J., San Francisco Press: San Francisco, pp. 680-681 (1994). An example of the correlation of the image quality parameter to strain in a deformed material

YONAMINE, T.; LANDGRAF, F.J.G.; FALLEIROS, I.G.S.; KESTENS, L. Anais do 57º Congresso da ABM (2002), p 280 – 290, 2002.

YONAMINE, T. ; LANDGRAF, F. J. G. ; CASTRO, N. A. Steel Research, Alemanha, v. 76, n. 6, p. 461-463, 2005.

APÊNDICE I

Utilização de sistema de lentes policapilares em análise de textura por difração de raios-X

A avaliação do sistema de lente policapilar foi realizada, pois ainda é uma técnica relativamente nova e apesar de apresentar vantagens em relação ao sistema convencional, merece um estudo prévio. O equipamento utilizado no IPT permite, com o auxílio do policapilar, analisar uma área de 9 cm^2 . Sistemas convencionais analisam áreas de no máximo 3 cm^2 . Quando amostras com elevado tamanho de grão são analisadas, essa característica pode apresentar grande vantagem, aumentando o número de grãos analisados. Além da comparação entre os resultados, a análise das figuras de pólo foi utilizada como parâmetro. A simetria das figuras de pólo deve ser obedecida, caso contrário é possível que a amostragem seja pequena, prejudicando a representatividade da análise. Nesse estudo comparativo foram utilizadas amostras de aço elétrico com tamanhos de grão variando de 28 a $1500 \mu\text{m}$. A seguir serão apresentadas imagens obtidas por microscopia óptica e o tamanho de grão das amostras utilizadas.

Figura 3: imagem da amostra 2 - TG = $230 \mu\text{m} \pm 20$

Figura 4: imagem da amostra 3 – TG = $130 \mu\text{m} \pm 20$

Figura 5: imagem da amostra 4 – TG = $45 \mu\text{m} \pm 3$

Figura 6: imagem da amostra 5 – TG = $28 \mu\text{m} \pm 1$

A seguir serão apresentadas as figuras de pólo e as ODFs calculadas pelo software fornecido pela Shimadzu. As análises realizadas com o sistema policapilar foram feitas no difratômetro DRX-6000, da Shimadzu.

Figura 7: ODF da amostra 1 (TG = 1500 μm) obtida por sistema policapilar

Figura 8: figuras de pólo da amostra 1 obtidas pelo sistema policapilar. (a) pólos 110, (b) pólos 200, (c) pólos 211 e (d) pólos 310

Figura 9: ODF da amostra 2 (TG = 230 μm) obtida por sistema policapilar

Figura 10: figuras de pólo da amostra 2 obtidas pelo sistema policapilar. (a) pólos 110, (b) pólos 200, (c) pólos 211 e (d) pólos 310

Figura 11: ODF da amostra 3 (TG = 130 μm) obtida por sistema policapilar

Figura 12: figuras de pólo da amostra 3 obtidas pelo sistema policapilar. (a) pólos 110, (b) pólos 200, (c) pólos 211 e (d) pólos 310

Figura 13: ODF da amostra 4 (TG = 45 μm) obtida por sistema policapilar

Figura 15: ODF da amostra 5 (TG = 28 μm) obtida por sistema policapilar

Os resultados indicam que o sistema policapilar é eficiente para análise de materiais com tamanho de grão com até 230 μm . A simetria das figuras de pólo apresenta considerável melhora nos materiais com menores tamanhos de grão, indicando que o número de grãos analisados é importante para uma boa representatividade da análise.

Apêndice II

Efeito da preparação da amostra na ODF obtida por difração de raios-X

O efeito da preparação da amostra na ODF obtida por difração de raios-X será discutido nesse capítulo. Como as amostras preparadas para análise de textura por DRX normalmente são lixadas, é possível que a deformação provocada pela preparação tenha influência nos resultados obtidos. A penetração da radiação de Cu é de aproximadamente 5 μm , logo é possível que a camada analisada seja afetada pelo lixamento. A avaliação do efeito da preparação na ODF obtida é importante para definir a melhor condição de preparação de amostras, visando um resultado confiável. Utilizaram-se amostras de aço elétrico totalmente processado. Foram realizadas análises em amostras submetidas a diferentes preparações, conforme descrito na tabela 5.1.2.1. Em geral, as análises de textura por difração de raios-X são feitas na seção DL-DT, ou seja, na superfície da chapa ou em planos paralelos à superfície. Caso haja gradiente de textura na espessura da chapa, a medida pode apresentar modificações de acordo com a profundidade do lixamento. Para eliminar o efeito do gradiente de textura na espessura da chapa, foram preparadas amostras empilhando-se chapas de maneira que a seção analisada seja a seção DN-DT, como ilustrado na figura 5.1.2.1. Foram realizadas as rotações necessárias para que o sistema de referência da amostra ficasse de acordo com a representação convencional da ODF.

Figura 1: empilhamento de chapas para análise de textura. DT é a direção transversal e DN é a direção normal.

Foram analisadas 5 condições diferentes, conforme a tabela 1.

Tabela 1: condições das análises

identificação	descrição
método 1	Empilhamento + lixamento até #600
método 2	Empilhamento + lixamento até #1200
método 3	Empilhamento + lixamento até #1200 + decapagem (nital 10%) por 30 s
método 4	Empilhamento + polimento até 1 μm
método 5	Empilhamento + polimento até 1 μm + decapagem (nital 10%) por 30 s

As seções $\varphi_2 = 45^\circ$ das ODF estão apresentadas nas figuras 2 a 8.

É possível observar um forte efeito da preparação da amostra nos resultados das ODF calculadas. O lixamento provocou a redução das intensidades relativas, como se pode ver nas figuras 2 e 3. Tal fato deve-se provavelmente à deformação plástica associada ao lixamento da amostra. O ataque químico com nital parece ter eliminado a camada deformada durante o lixamento, conforme mostra a figura4. O polimento também se mostrou eficiente para eliminar o efeito do lixamento (figura 5) e o polimento seguido de decapagem química (figura 6) apresentou resultados muito

parecidos com o lixamento seguido de decapagem (figura 4). A partir desses resultados sugere-se que amostras de aço para análise de textura por DRX sejam pelo menos lixadas até #1200 e decapadas com nital 10% para que os resultados obtidos sejam confiáveis.

Apêndice III

Avaliação do gradiente de textura de chapas submetidas à laminação de encruamento

A laminação de encruamento, também conhecida como “skin pass” tem um importante papel na produção de aços laminados. Em aços para estampagem, além de melhorar o acabamento superficial, elimina o patamar de escoamento descontínuo, que pode gerar defeitos superficiais devido à ocorrência de bandas de Lüders (Cotrell e Bilby, 1949). Em aços elétricos semiprocessados é responsável pelo aumento do tamanho de grão durante o recozimento final. Como o próprio nome sugere, “skin pass” dá uma idéia de deformação localizada na superfície da chapa, porém análises de microdureza não são capazes de identificar gradiente de encruamento entre superfície e centro da chapa. Análises em EBSD pelo método “grain orientation spread” e “image quality” possibilitam a correlação com deformação plástica. Essas duas técnicas serão estudadas nesse trabalho, em relação à capacidade de identificar gradiente de deformação em chapas laminadas.

Foram analisadas duas bobinas a quente, com espessura inicial de 2,4 mm (BQ3 e BQ5) e chapas de aço SAE 1006, com 0,6 mm de espessura (BF), cujas composições químicas estão apresentadas na tabela 1. As bobinas a quente foram laminadas a frio com deformações reais de 0,05, enquanto que as chapas de aço 1006 sofreram deformações reais de 0,02, 0,04 e 0,06.

Tabela 1: composição química dos materiais utilizados

Elemento	BQ3 (% massa)	BQ5 (% massa)	BF (% massa)
Si	0.3	0.6	0.08
Al	0.2	0.2	0.01
C	0.004	0.004	0.06
O	0.002	0.002	0.002
N	0.003	0.003	0.004
S	0.01	0.01	0.04
P	0.09	0.1	0.015
Mn	0.63	0.6	0.43

A seguir serão apresentadas as análises de microdureza (Fischerscope) na seção longitudinal (DL-DT) das amostras. Os resultados mostram que a microdureza não é capaz de identificar gradiente de encruamento na espessura das chapas.

Figura 1: Durezas da superfície e meia espessura das chapas (BF) com deformações reais de 0, 0,02, 0,04 e 0,06.

Figura 2: Perfil de dureza das BQs deformadas ($\epsilon = 0,05$)

Apesar de não identificar gradiente de dureza na espessura de chapas com 2,4 e 0,6 mm, a microdureza foi capaz de identificar endurecimento por solução sólida das BQs (figura

2) e encruamento das chapas BF1006, como pode ser visto na figura 1. As chapas com maiores deformações reais apresentaram durezas maiores tanto na superfície quanto no centro da chapa. Não foi possível, portanto, identificar gradiente de deformação por microdureza (Fischerscope) na espessura de chapas após laminação de encruamento, indicando que o gradiente não existe ou é muito pequeno para ser identificado pela técnica utilizada.

Análises em EBSD pelo método de espalhamento (grain orientation spread) e qualidade de imagem (IQ) foram realizadas para as mesmas amostras. Os resultados estão apresentados a seguir. As figuras.3 a 6 são imagens das seções longitudinais da BF1006 (espessura de 0,6 mm) após laminação de encruamento. As figuras a, b e c são mapas de orientação cristalográfica, qualidade de imagem e espalhamento.

Foram calculados os valores médios de IQ em função da deformação real das chapas. A figura 7 apresenta os valores médios de IQ em função da deformação real. Observa-se forte correlação entre deformação plástica e qualidade de imagem, indicando que essa ferramenta pode ser utilizada para avaliar deformação plástica de chapas laminadas.

Figura 7: IQ médio em função do grau de deformação.

Foram calculados valores médios de qualidade de imagem em função da distância em relação à superfície das chapas. Os resultados estão apresentados na figura 8

Figura 8: IQ médio em função da distância em relação à superfície das chapas

Claramente a superfície das chapas apresentam menores IQs, mesmo na chapa sem deformação, provavelmente devido à desfocalização causada pelo deslocamento da amostra em relação a área inicial. No entanto as diferenças de IQ entre superfície e centro das chapas aumenta com o aumento da deformação. Portanto deve existir gradiente de deformação entre superfície e centro das chapas deformadas, e esse gradiente parece aumentar com o aumento da deformação. Outro resultado importante é o comportamento do IQ médio em função da deformação. Observa-se claramente a redução do IQ médio com o aumento da deformação, deslocando as curvas para baixo.

A figura 9 apresenta valores médios de espalhamento em função da deformação real. Observa-se uma boa correlação entre espalhamento e a deformação plástica provocada pela laminação de encruamento, indicando que essa ferramenta pode ser utilizada para identificação de deformação plástica dessas chapas.

Figura 9: “spread” médio em função do grau de deformação

Com o objetivo de identificar diferenças de deformação plástica entre superfície e centro da chapa, foram calculados os valores médios de espalhamento em função da distância em relação à superfície das chapas. Os resultados estão apresentados nas figuras 10 a 13

Figura 10: “spread” médio em função da distância em relação à superfície da chapa não deformada.

Figura 11: “spread” médio em função da distância em relação à superfície da chapa ($\varepsilon = 0.02$).

Figura 12: “spread” médio em função da distância em relação à superfície da chapa ($\varepsilon = 0.04$).

Figura 13: “spread” médio em função da distância em relação à superfície da chapa ($\varepsilon = 0.06$).

Os resultados mostram que para deformação real de 0.02 (figura 11) o espalhamento médio é maior próximo à superfície da chapa. Para deformações mais

elevadas essa diferença não foi observada (figuras 12 e 13), indicando que a deformação distribui-se homogeneamente na espessura da chapa. Esse resultado indica que existe gradiente de deformação na espessura de chapas submetidas a pequenas deformações (até 0.02) e esse gradiente desaparece com o aumento da deformação, ao contrário do que foi observado pela análise de IQ.

O mesmo procedimento foi realizado para as amostras com 2,4 mm de espessura (BQ3 e BQ5). Análises de seções longitudinais (DL-DN) feitas em EBSD estão apresentadas nas figuras 14 e 15.

Observa-se que o interior das chapas BQ3 e BQ5 apresenta grande número de contornos de baixo ângulo devido a forte textura existente próximo ao centro da espessura, com componente cubo rodado ($\{100\}\langle 011\rangle$) predominante. A presença de contornos de baixo ângulo eleva pronunciadamente os valores de espalhamento nas regiões centrais das chapas, portanto não será possível relacionar os valores de espalhamento à deformação plástica. Os mapas de qualidade de imagem novamente mostram superfície com menores IQs, indicando que a superfície apresenta maior deformação que o centro. Novamente deve-se alertar que a desfocalização também pode justificar tal comportamento. As figuras 16 e 17 apresentam os valores médios de IQ em função da distância em relação a superfície das chapas. Fica claro que as regiões próximas a superfície apresentam menores valores de IQ, relacionadas a maior deformação plástica e a desfocalização causada pelo deslocamento da amostra durante a análise em EBSD.

Figura 16: IQ x profundidade da amostra BQ3. As curvas vermelha e preta indicam duas regiões distintas da mesma amostra.

Figura 17: IQ x profundidade da amostra BQ5.

O efeito da desfocalização dificulta correlacionar IQ com deformação plástica de chapas laminadas. Como os ajustes de foco foram realizados na região central da área analisada, é possível que a qualidade de imagem seja reduzida com o deslocamento vertical (DN) da amostra. Para eliminar essa variável foram preparadas seções paralelas

à superfície (DL-DT) para análise em EBSD. Foram realizados polimentos a 20 μm e a 1,2 mm da superfície, correspondendo à região sub-superficial e central da chapa. Os resultados estão apresentados nas figuras 18. e 19

Figura 18: Imagens de EBSD da BQ3. Seção paralela a 20 μm da superfície.
 (a): mapa de orientações (IPF); (b): contornos de subgrão (vermelho, diferença de orientação menor do que 15°) e contornos de grão (preto, diferença de orientação maior do que 15°); (c) mapa de IQ; (d) mapa de espalhamento.

Figura 19: Imagens de EBSD da BQ5. Seção paralela a 1,2 mm da superfície.
 (a): mapa de orientações (IPF); (b): contornos de subgrão (vermelho, diferença de orientação menor do que 15°) e contornos de grão (preto, diferença de orientação maior do que 15°); (c) mapa de IQ; (d) mapa de espalhamento.

Os resultados mostraram novamente grande número de contornos de subgrão no interior da chapa, aumentando pronunciadamente o espalhamento nessas regiões. Novamente não foi possível relacionar o espalhamento com deformação plástica devido a essa forte presença de subgrãos. A qualidade de imagem apresentou diferença significativa entre as áreas analisadas. As regiões próximas à superfície e central apresentaram IQs médios de 97 e 118 respectivamente. Esse resultado fortalece a hipótese de que a superfície da chapa de 2,4 mm de espessura apresenta maior deformação que o centro. A correlação entre qualidade de imagem e deformação plástica mostrou-se eficiente, porém é preciso levar em consideração o efeito da desfocalização, que pode dificultar a análise, principalmente na identificação do gradiente de deformação na espessura de chapas laminadas, quando são analisadas seções longitudinais ou transversais. Recomenda-se, portanto, minimizar a variação na distância de trabalho (work distance) para que o efeito da desfocalização não atrapalhe a correlação entre IQ e deformação. A utilização do IQ também mostrou-se mais aconselhável do que o espalhamento para detecção de deformação plástica por EBSD, pois apresenta menor dependência em relação a presença de subgrãos na região analisada.