

UNIVERSIDADE FEDERAL DE MINAS GERAIS
Programa de Pós-Graduação em Engenharia Metalúrgica e de Minas

Dissertação de Mestrado

“Efeito do perfil térmico de recozimento das bobinas laminadas a quente nas propriedades do aço elétrico de grão orientado”

Autor: Ronie Magno Pinheiro de Souza
Orientador: Prof. Dra. Berenice Mendonça Gonzalez
Co-orientador: Dr. Sebastião da Costa Paolinelli

Junho/ 2013

UNIVERSIDADE FEDERAL DE MINAS GERAIS

Programa de Pós-Graduação em Engenharia Metalúrgica e de Minas

Ronie Magno Pinheiro de Souza

EFEITO DO PERFIL TÉRMICO DE RECOZIMENTO DAS BOBINAS LAMINADAS A
QUENTE NAS PROPRIEDADES DO AÇO ELÉTRICO DE GRÃO ORIENTADO.

Dissertação de mestrado apresentada ao Programa de Pós-Graduação em
Engenharia Metalúrgica e de Minas da Universidade Federal de Minas Gerais

Área de concentração: Metalurgia Física

Orientador: Prof. Dra. Berenice Mendonça Gonzalez

Co-orientador: Dr. Sebastião da Costa Paolinelli

Belo Horizonte

Escola de Engenharia da UFMG

Junho / 2013

DEDICATÓRIA

Dedico este trabalho à Roberta, meu amor, minha inspiração, quem esteve sempre ao meu lado, me trazendo a paz necessária para alcançar meus objetivos. Esta vitória também é sua.

AGRADECIMENTOS

A Deus, pela proteção e conforto.

Ao gerente da Metalurgia de Aços Elétricos da Aperam South America, Edalmo de Souza, pela oportunidade e confiança no meu trabalho.

À professora Berenice Gonzalez, pela orientação e ensinamentos. Teve importante papel na minha formação.

Ao pesquisador Sebastião Paolinelli, pela disponibilidade e boa vontade em me orientar.

À minha esposa Roberta, pelo amor e compreensão nos momentos difíceis, pela coragem quando pensei em desistir.

Aos meus pais, pelo apoio incondicional e por me ensinar a nunca desistir dos meus sonhos.

Aos colegas Nivaldo, Walfrido e Orisrac pela prestatividade e companheirismo.

Aos operadores do Laboratório Magnético da Aperam.

Aos operadores e pesquisadores do Centro de Pesquisas da Aperam, pela prestatividade na realização dos meus experimentos.

À colega Dirceni pela força.

Aos colegas da Metalurgia de Aços Elétricos, pelas experiências transmitidas nos sete anos de convivência. Valeu.

Ao amigo Yoh Shimizu, pelos ensinamentos técnicos quando precisei.

Sumário

DEDICATÓRIA	ii
AGRADECIMENTOS	iii
Índice de figuras.....	v
Índice de tabelas.....	vii
Lista de notações.....	viii
RESUMO.....	ix
ABSTRACT.....	x
1 Introdução	1
2 Objetivos.....	2
3 Revisão bibliográfica	3
3.1 Aços elétricos	3
3.1.1 Aço elétrico de grão orientado (GO)	4
3.1.2 Desenvolvimento dos aços elétricos de grão orientado.....	6
3.1.3 Fluxo de produção	8
3.2 Textura Cristalográfica.....	10
3.2.1 Mecanismos de formação da textura nos aços elétricos GO.....	13
3.3 Recozimento da tira laminada a quente	16
4 Metodologia	24
4.1 Material	24
4.2 Recozimento da tira laminada a quente	25
4.3 Caracterização microestrutural.....	33
4.4 Avaliação da textura cristalográfica.....	33
4.5 Qualidade magnética.....	33
5 Resultados e Discussão	34
5.1 Análise do ciclo térmico com resfriamento ao ar.....	34
5.2 Análise metalográfica.....	37
5.2.1 Análise da textura	40
5.3 Análise do ciclo térmico com resfriamento ar + água.....	52
6 Conclusões	53
7 Relevância do trabalho.....	54
8 Recomendações para futuros trabalhos.....	55
REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	56
9 Anexos.....	59

Índice de figuras

<i>Figura 3.1 - Representação da textura Goss em um cristal cúbico (CULLITY, 1972).</i>	5
<i>Figura 3.2 - Curva de magnetização de um monocristal de ferro. (CULLITY, 1972)</i>	5
<i>Figura 3.3 - Diagrama de equilíbrio Fe-Si (CULLITY, 1972).</i>	7
<i>Figura 3.4 - Fluxo de produção do aço GO na Aperam Timóteo.</i>	8
<i>Figura 3.5 - (a) Visão Tridimensional do espaço de Bunge (RAY et al., 1994) e (b) seção $\phi_2 = 45^\circ$ com orientações importantes do sistema Fe-Si com estrutura cúbica de corpo centrado.</i>	12
<i>Figura 3.6 - Imagem obtida por EBSD. Seção transversal de tira laminada a quente. (a) mapa de orientação cristalográfica e (b) FDOC para superfície e centro. (SHIN et al., 2008).</i>	15
<i>Figura 3.7 - Mapa de orientação cristalográfica da seção transversal da tira (a) laminada a quente, (b) recozida por 5min, (c) recozida por 100min, (d) recozida por 5min e laminada a frio e (e) recozida por 100min e laminada a frio (SHIN et al., 2008).</i>	18
<i>Figura 3.8 - Fração volumétrica das principais componentes da textura para um aço elétrico GO após cada etapa de processo (SHIN et al., 2008).</i>	19
<i>Figura 3.9 – Grãos com textura de Goss localizados em microbandas do material com 89% de deformação. (a) Mapa do índice de qualidade colhido no EBSD mostrando microbandas paralelas às heterogeneidades (indicado nas setas). Além disso, são presentes bandas de cisalhamento com baixo padrão de qualidade. (b) Padrão de qualidade combinado com mapa de orientação cristalina. Grãos com textura de Goss alinhados dentro das bandas de cisalhamento também são visíveis (DORNER et al., 2007)</i>	20
<i>Figura 3.10–Meio perfil de chapa laminada a quente. (TSAI e HWANG, 2010)</i>	21
<i>Figura 3.11– Diagrama esquemático dos perfis térmicos de recozimento utilizados. (TSAI e HWANG, 2010)</i>	21
<i>Figura 3.12– Micrografias das camadas sub-superficiais após recozimento: as estruturas de (a) a (e) são provenientes das chapas tratadas com os perfis H1 a H5, respectivamente. (TSAI e HWANG, 2010)</i>	22
<i>Figura 3.13–(a) Quantidade de AlN (<200nm), perda magnética, (b) tamanho de grão da recristalização primária e indução magnética versus perfil de resfriamento (TSAI e HWANG, 2010).</i>	23
<i>Figura 4.1 – Representação esquemática da preparação das amostras.</i>	25
<i>Figura 4.2 – Forno tipo mufla utilizado para realizar o recozimento da BQ.</i>	27
<i>Figura 4.3 – Laminador piloto utilizado para realizar as duas etapas de laminação.</i>	27
<i>Figura 4.4 – Linha de recozimento contínuo.</i>	28
<i>Figura 4.5 – Fixação do termopar na amostra de BQ.</i>	28
<i>Figura 4.6 - Diagrama de fases construído via Termocalc.</i>	30
<i>Figura 4.7 – Montagem para a realização do resfriamento ar + água.</i>	32

<i>Figura 4.8 - Perfil térmico do aço elétrico de grão orientado recozido a 950°C em forno estático.</i>	32
<i>Figura 5.1 - Microestrutura da tira laminada a quente (BQ) sem recozimento.</i>	34
<i>Figura 5.2 - Perda magnética em função da temperatura e tempo de encharque durante recozimento da BQ com resfriamento ao ar.</i>	35
<i>Figura 5.3 – Perda magnética em função do tempo de encharque durante o recozimento da BQ a diferentes temperaturas.</i>	36
<i>Figura 5.4 - Metalografias das amostras de BQ's. (a) recozida a 600°C/ 90s; (b) recozida a 950°C/ 35s; (c) sem recozimento.</i>	38
<i>Figura 5.5 – Estrutura metalográfica das BI's. (a) recozida a 600°C/ 90s; (b) recozida a 950°C/ 35s; (c) sem recozimento inicial.</i>	39
<i>Figura 5.6 - Estrutura metalográfica das BF's. (a) recozida a 600°C/ 90s. (b) recozida a 950°C/ 35s. (c) sem recozimento inicial.</i>	39
<i>Figura 5.7 - Textura na BQ em função do recozimento aplicado.</i>	42
<i>Figura 5.8 - Relação perda magnética versus frações das fibras alfa, gamma e textura de Goss na BQ.</i>	43
<i>Figura 5.9 - Fração de grãos com predominância de fibras alfa, gamma e textura de Goss na BI.</i>	45
<i>Figura 5.10 – Relação entre perda magnética e textura da BI.</i>	46
<i>Figura 5.11 – Fração volumétrica das fibras α, γ e Goss na BF para cada tratamento térmico aplicado.</i>	48
<i>Figura 5.12 – Relação entre perda magnética e fração das fibras α, γ e Goss na BF.</i>	49
<i>Figura 5.13 – Acompanhamento das frações de grãos com orientação preferencial de fibras alfa ao longo do processo.</i>	51
<i>Figura 5.14 - Acompanhamento das frações de grãos com orientação preferencial de fibras gamma ao longo do processo.</i>	51
<i>Figura 5.15 - Acompanhamento das frações de grãos com orientação preferencial de textura de Goss ao longo do processo.</i>	52
<i>Figura 5.16 - Taxas de resfriamento das BQ's resfriadas ao ar e com ar + água.</i>	52

Índice de tabelas

<i>Tabela I: Aplicações típicas dos aços elétricos.</i>	4
<i>Tabela II: Composição química do aço elétrico GO (% em peso).</i>	24
<i>Tabela III: Plano de testes - tempo e temperatura. (Há espaços que não deveriam existir nas palavras tem po, tem peratura, lam inação e prim ária)</i>	29
<i>Tabela IV - Plano de testes para a determinação da taxa de resfriamento.</i>	31
<i>Tabela V – Textura das BQ's recozidas e resfriadas ao ar.</i>	41
<i>Tabela VI - Distribuição da textura nos grãos de BI.</i>	44
<i>Tabela VII - Micrografias da BF evidenciando a textura presente para cada tratamento térmico em estudo.</i>	47
<i>Tabela VIII – FDOCs e mapas de orientação cristalográfica gerados por EBSD para as amostras recozidas e resfriadas ao ar.</i>	60
<i>Tabela IX – Análise metalográfica de todas as amostras recozidas e resfriadas ao ar.</i>	68

Lista de notações

GO: aço elétrico de grão orientado

GNO: aço elétrico de grão não orientado

J: polarização

H: campo magnético aplicado

BQ: bobina laminada a quente

BI: bobina laminada a frio com espessura intermediária

BF: bobina laminada a frio com espessura final

DL: direção de laminação

DT: direção transversal

DN: direção normal

Φ, ϕ_1 e ϕ_2 : ângulos de Euler

FDOC: função de distribuição de orientações cristalinas

α : fibra $\langle 110 \rangle // DL$

γ : fibra $\langle 111 \rangle \perp DL$

η : fibra $\langle 100 \rangle // DL$

H1, H2, H3, H4 e H5: taxas de resfriamento

$W_{17/50}$: perda magnética medida a 1,7T e 50Hz

B_8 : indução magnética medida a 800A/m

RESUMO

Neste trabalho foi estudado o efeito do recozimento inicial nas propriedades magnéticas do aço elétrico de grão orientado processado com dois estágios de laminação a frio. As amostras com 2,45mm de espessura foram recozidas a 600°C, 800°C, 950°C e 1050°C por períodos de 35s, 50s e 90s e os resultados foram comparados com uma amostra não recozida. As temperaturas e tempos foram determinados de forma a serem aplicáveis no processo industrial com os equipamentos atuais. Após o recozimento, todas as amostras foram submetidas às seguintes etapas: laminação a frio para 0,73mm, recozimento intermediário, laminação a frio para 0,27mm, recristalização primária, recristalização secundária e aplicação de revestimento. Os resultados de perda magnética foram avaliados e buscou-se explicar os fenômenos através de análise metalográfica e caracterização da textura ao longo de cada etapa do processo. Não foram encontradas alterações significativas na microestrutura do material recozido em relação ao material não recozido. Com relação à perda magnética, o aumento do tempo de encharque se mostrou benéfico para temperaturas acima de 800°C e prejudicial para 600°C. A evolução da textura nas etapas do processo não foi suficiente para explicar a influência do recozimento inicial nos resultados de perda magnética. Mostrou-se que é possível eliminar o recozimento inicial do processo e obter resultados de perda magnética satisfatórios.

ABSTRACT

This paper studied the effect of hot band normalizing on the magnetic properties of the grain-oriented electrical steel processed with two-stage cold rolling. Samples with 2.45 mm thickness were normalized at 600°C, 800°C, 950°C and 1050°C for periods of 35s, 50s and 90s and the results were compared with a sample not annealed. The temperatures and times were determined as to be applicable in the industrial process with the current equipment. After normalizing, all samples were subjected to the following steps: cold rolling to 0.73 mm, intermediate annealing, cold rolling to 0.27 mm, primary recrystallization, secondary recrystallization and coating application. The results of magnetic loss were evaluated and sought to explain the phenomena by metallographic analysis and characterization of the texture along each step of the process. There were no significant changes in the microstructure of the material normalized for the material not normalized. With respect to magnetic loss, increased soaking time has proved beneficial for temperatures above 800°C and detrimental to 600°C. The evolution of texture in the process steps was not enough to explain the influence of annealing on the initial results of magnetic loss. It has been shown that it is possible to eliminate the normalizing process and obtain satisfactory magnetic loss.

1 Introdução

Os recursos energéticos são vistos atualmente com grande preocupação pelos estudiosos devido à crescente demanda, aliada à sua má utilização em diversas atividades. Quanto a isso, existe um consenso de que a solução para esses problemas passa pela substituição da energia não renovável por uma energia “limpa” e sustentável.

Não somente no contexto de sustentabilidade, mas também no contexto econômico os aços elétricos desempenham um papel fundamental na otimização do uso da energia, devido às suas propriedades as quais melhoram a eficiência das máquinas elétricas. Eles são aplicados em núcleos de transformadores, geradores e motores elétricos e têm como principal função, amplificar o fluxo magnético aplicado. Essa classe de aços é dividida em duas categorias: aços elétricos de grão não orientado (GNO) e aços elétricos de grão orientado (GO).

Os aços elétricos GNO têm como principal característica a isotropia das propriedades magnéticas e, por isso, são largamente aplicados em máquinas elétricas rotativas, como motores e geradores de alta eficiência. Por outro lado, os aços elétricos GO são anisotrópicos – apresentam excelentes propriedades magnéticas na direção de laminação - e são empregados na fabricação de máquinas estacionárias, como transformadores. Esta característica está relacionada com a textura Goss $\{110\}<001>$ desenvolvida durante a recristalização secundária.

A presença do silício (Si) no aço aumenta sua resistividade elétrica e, conseqüentemente, reduz as perdas por correntes parasitas. Por outro lado, aumenta a dureza e reduz a ductilidade do material, o que dificulta sua trabalhabilidade a frio. Em relação à presença deste elemento, os aços GNO contêm até 3,8% em sua composição e os aços GO contêm teores entre 3,0 e 3,8%.

As propriedades que determinam a qualidade dos aços elétricos são a indução magnética e a perda magnética. Por isso, há diversos desenvolvimentos no sentido de combinar alta indução com baixa perda magnética, o que significa agregar valor tecnológico e principalmente econômico a esse produto.

Existem diferentes rotas de fabricação do aço GO, entretanto, a tecnologia abordada neste trabalho inclui aciaria, laminação a quente, recozimento inicial e intermediário, laminação a frio, recristalização primária, recristalização secundária e aplicação de um revestimento isolante.

O recozimento inicial contribui para melhorar a ductilidade do material para a laminação a frio, além de contribuir para a recristalização secundária e melhorar as propriedades magnéticas do produto. Apesar da dificuldade de identificar grãos com a orientação de Goss nesta etapa do processo, sabe-se que o desenvolvimento da textura final do material é iniciado a partir da laminação a quente e tem a contribuição de todo o fluxo subsequente.

O presente trabalho tem como objetivo determinar as mudanças estruturais na bobina a quente provocadas pelo recozimento com diferentes ciclos térmicos, de forma a otimizar as propriedades magnéticas do aço GO produzido pela Aperam (Ex-ArcelorMittal ArcelorMittal Inox Brasil) localizada em Timóteo – MG.

2 Objetivos

Os objetivos deste trabalho são:

- 1) Comparar a microestrutura e a textura cristalográfica do material antes e após o processo de recozimento inicial e, com isso, propor formas de otimização da textura e das propriedades magnéticas;
- 2) Caracterizar os principais mecanismos que atuam durante o processo, os quais são importantes para a formação da textura final do produto;
- 3) Investigar a influência do ciclo térmico de recozimento da chapa laminada a quente no desenvolvimento da textura de Goss e, portanto, nas propriedades do produto;
- 4) Gerar informações que possibilitem a proposição um novo ciclo térmico de recozimento para otimizar as propriedades do produto e, assim, torná-lo mais competitivo no mercado.

3 Revisão bibliográfica

3.1 Aços elétricos

O aumento no consumo de energia elétrica e a crescente produção industrial têm sido causas de uma busca cada vez maior pela eficiência das máquinas elétricas as quais perdem uma parcela considerável de energia através do efeito Joule devido às correntes parasitas e à histerese magnética.

Um fator determinante para as propriedades magnéticas do aço elétrico é sua orientação cristalográfica preferencial, ou seja, sua textura cristalográfica. Por esta razão, este material é produzido a partir de uma liga de composição química simples, porém, com alta tecnologia empregada nos processos envolvidos.

No início do século XX, Barret *et al.* (1902), estudando as propriedades eletromagnéticas de ligas de Fe-3%Si, descobriram que a resistividade do ferro aumentava bastante com a presença do silício, o que contribuía para a redução das perdas causadas pelas correntes parasitas (CHUEN, 1980). Esta descoberta foi o ponto de partida para o processo de evolução e desenvolvimento da tecnologia de fabricação e utilização dos aços elétricos. Suas características elétricas e magnéticas o tornam bem aceito para uso em núcleos montados com empilhamento de lâminas, nos quais o fluxo reverte a direção ou pulsa muitas vezes a cada segundo.

O aumento do teor de silício no aço melhora gradativamente suas características eletromagnéticas, porém, aumenta sensivelmente a complexidade de processamento devido ao aumento da dureza, e, principalmente, à queda de ductilidade. Esses aspectos concorrem para a redução do rendimento dos processos, não só na usina produtora, como também nos fabricantes de máquinas elétricas.

À medida que se aumenta o teor de silício, observa-se também o aumento nos limites de resistência e de escoamento. Portanto, obter melhores propriedades magnéticas com a redução do teor de silício é uma meta dos pesquisadores deste tema.

Para uniformidade de especificação, produção e comercialização, os aços elétricos são classificados em termos de perda no núcleo medida em condições padronizadas

de teste, já que a perda máxima permitida no núcleo magnético é usualmente um dos mais importantes fatores considerados no projeto de núcleos de equipamentos de alta potência, entre outros.

A perda no núcleo é a potência elétrica dissipada sob a forma de calor dentro do núcleo do equipamento elétrico quando sujeito a campos magnetizantes alternados, o que é inerente à criação do fluxo magnético desejado.

Outra propriedade essencial dos aços elétricos é a permeabilidade magnética, a qual é definida como a facilidade que um determinado meio oferece ao estabelecimento de um campo magnético, ou seja, a facilidade que o material oferece ao fluxo das linhas de força magnéticas (BASTOS, 1984).

Conforme citado na introdução, existem dois tipos de aços elétricos os quais se diferenciam em composição química, processo produtivo, propriedades e aplicação (Tabela I). São eles os aços elétricos de grão não orientado (GNO) e aço elétrico de grão orientado (GO).

Tabela I: Aplicações típicas dos aços elétricos.

Aplicação	Aço de grão não orientado			Aço de grão orientado	
	aço carbono	baixo Si	alto Si	Convencional	Alta indução
Pequenos motores	██████████				
Reatores de lâmpadas	██████████				
Médios motores		██████████			
Transformadores para soldagem		██████████			
Transformadores para som			██████████		
Pequenos transformadores de potência			██████████	██████████	
Grandes máquinas rotativas				██████████	
Médios geradores			██████████		
Transformadores de distribuição				██████████	
Transformadores de potência					██████████

3.1.1 Aço elétrico de grão orientado (GO)

Na década de 30 foi desenvolvido um método de produção de chapas de aço ao silício com orientação dos grãos cujos planos (110) encontram-se paralelos à superfície da chapa conforme mostra a Figura 3.1 e a direção [001] paralela à direção de laminação

(FONSECA, 1988). Desta forma, no aço elétrico de grão orientado (GO), os grãos possuem uma determinada orientação cristalina, com a direção de mais fácil magnetização coincidente com a direção de laminação, o que facilita a passagem do fluxo magnético por esta direção. A Figura 3.2 mostra as curvas de magnetização do ferro em três direções cristalográficas diferentes, evidenciando a direção de mais fácil magnetização [001]. Esse material é adequado para uso em núcleos de transformadores de potência e de distribuição, nos quais as lâminas do aço são montadas fazendo com que a direção do fluxo magnético coincida com a direção de laminação.

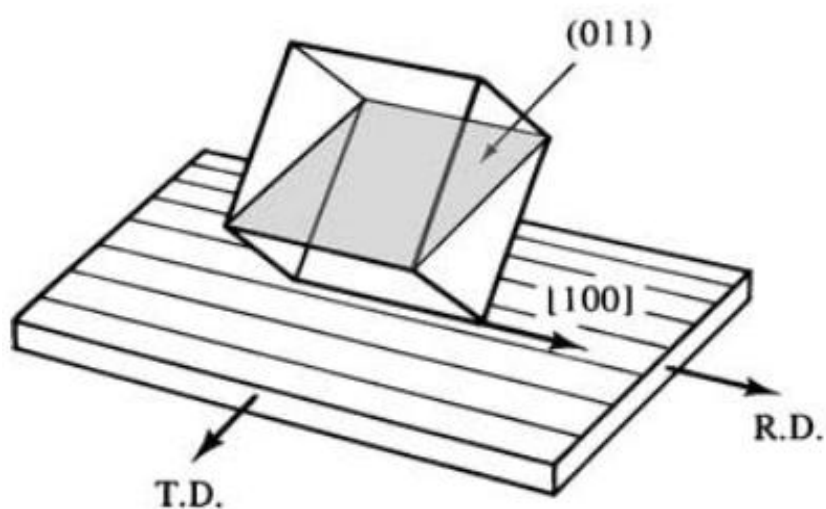


Figura 3.1 - Representação da textura Goss em um cristal cúbico (CULLITY, 1972).

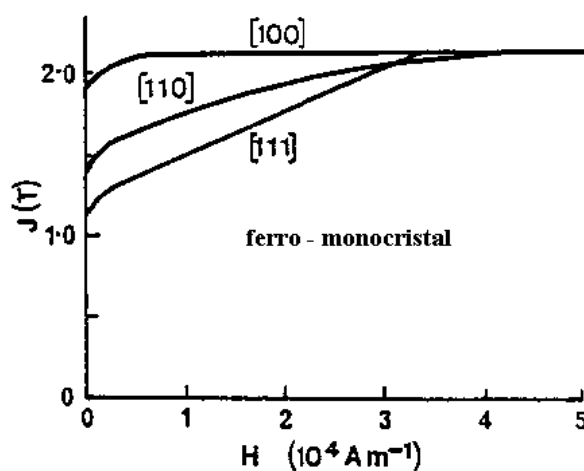


Figura 3.2 - Curva de magnetização de um monocristal de ferro. (CULLITY, 1972)

O aço elétrico GO foi desenvolvido para fornecer baixas perdas além de elevada permeabilidade magnética, requeridas para aumentar a eficiência dos equipamentos. É aplicado basicamente na fabricação dos núcleos de transformadores, devido à sua principal característica que é apresentar excelentes propriedades magnéticas na direção de laminação.

3.1.2 Desenvolvimento dos aços elétricos de grão orientado

No início do século XX os efeitos da adição de silício ao aço de baixo carbono foram evidenciados (BARRET *et al.*, 1902). Neste trabalho notou-se que a adição de silício acarreta um aumento da permeabilidade magnética a baixas induções e um aumento da resistividade elétrica, e, conseqüentemente, uma redução nas perdas magnéticas por correntes parasitas.

Por ser um elemento alfa-gênico, o silício torna a ferrita estável em uma grande faixa de temperaturas até a fusão, conforme pode ser visto no diagrama de fases da Figura 3.3.

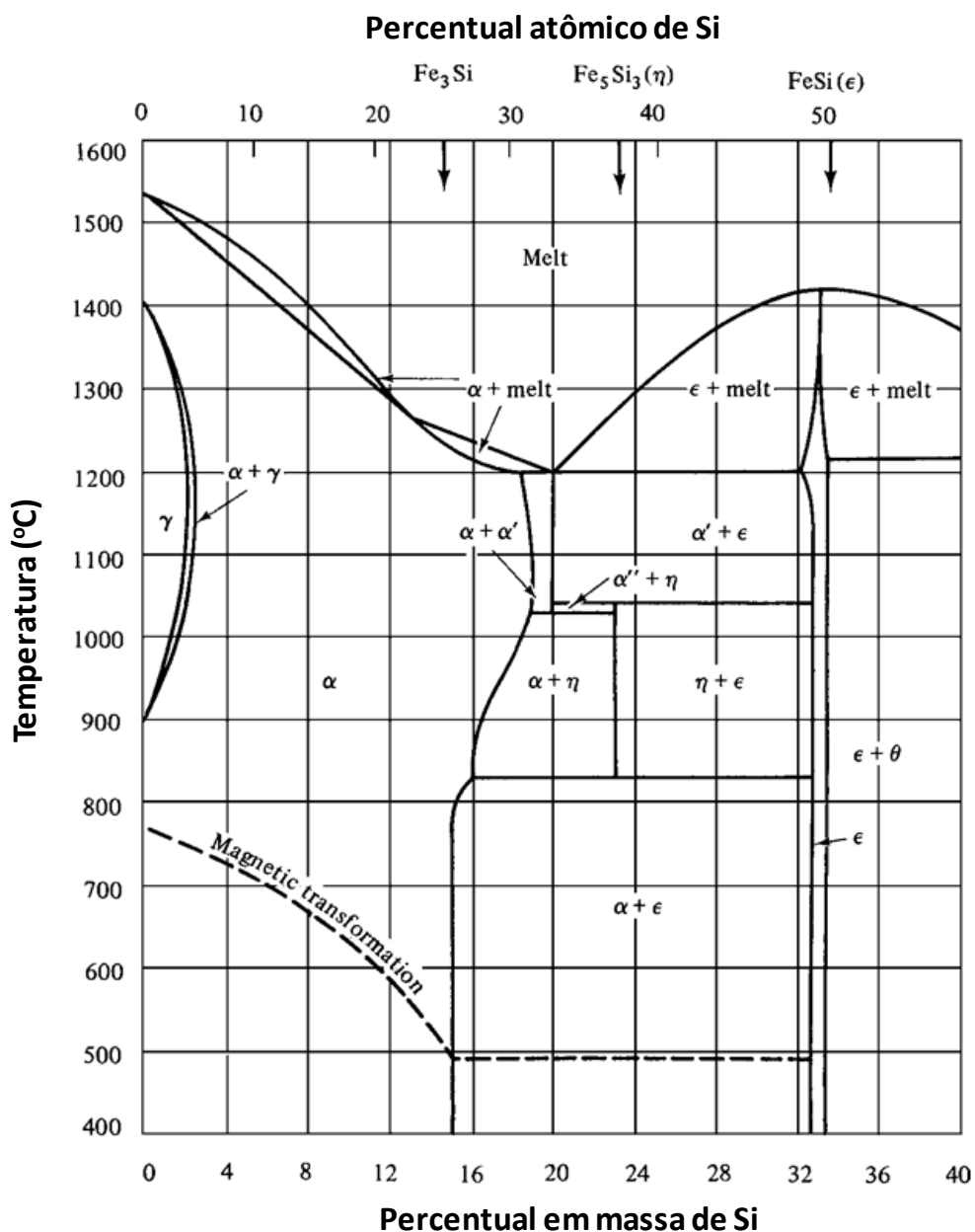


Figura 3.3 - Diagrama de equilíbrio Fe-Si (CULLITY, 1972).

Por outro lado, a adição de silício reduz a indução de saturação, o que contribui para a redução da permeabilidade magnética à alta indução. Os resultados industriais mostram que teores de silício acima de 3,5% aumentam significativamente a complexidade dos processos a frio. Assim, normalmente as concentrações de silício não excedem muito valores em torno de 3% devido a essas considerações (SHIMIZU e LIDA, 1986). A Figura 3.3 também mostra o efeito da adição de carbono na estabilidade das fases no sistema Fe-Si. Observa-se que a adição de carbono aumenta consideravelmente o campo bifásico ferrita-austenita do sistema.

3.1.3 Fluxo de produção

A partir da aciaria, o aço elétrico de grão orientado começa a se diferenciar dos demais através de rígidos controles de composição química, o que exige uma rota de processo muito particular. Já na laminação a quente, as placas provenientes do lingotamento contínuo são reaquecidas à temperatura na qual os elementos químicos constituintes estejam em solução sólida, com atenção especial para manganês e enxofre. O fluxo de produção da Aperam Timóteo a partir da laminação de tiras a quente é mostrado na Figura 3.4.

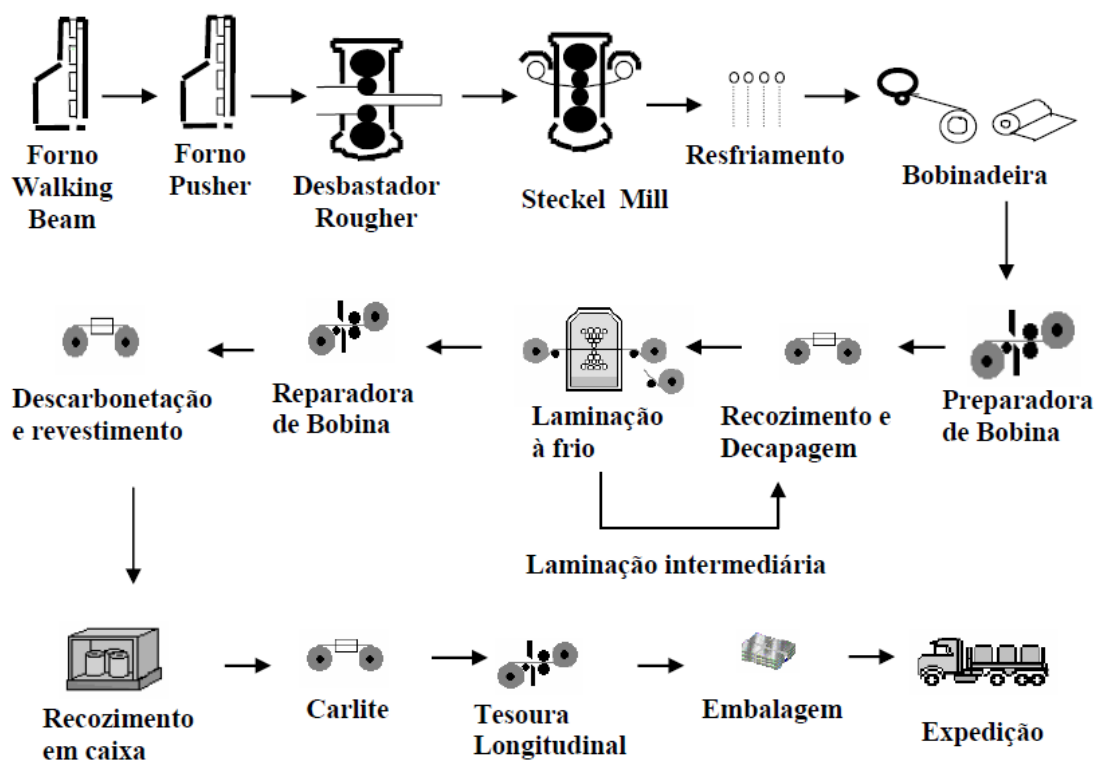


Figura 3.4 - Fluxo de produção do aço GO na Aperam Timóteo.

Devido à limitação do forno Walking Beam onde a temperatura máxima atingida é cerca de 1280°C, há a necessidade de continuar o aquecimento das placas no forno Pusher, onde a temperatura de processo atinge 1400°C para a dissolução do MnS. Após o aquecimento, a placa é então laminada no desbastador Rougher, um laminador tipo quádruplo reversível com laminador de bordas na entrada, onde a espessura é reduzida de 200mm para 16mm. Em seguida, a laminação final é realizada no laminador acabador *Steckel*, tipo quádruplo reversível com fornos nas

bobinadeiras. Nessa etapa a temperatura e o tempo de laminação são fundamentais para promover a precipitação do MnS em partículas finamente dispersas por toda a matriz. Por fim, a placa é resfriada até uma temperatura em torno de 600°C e bobinada.

As bobinas laminadas a quente (BQ's), agora com 2,45mm de espessura, seguem o fluxo de processo (Figura 3.4) passando por uma linha de preparação (remoção de defeitos, aparo de bordas e soldagem para composição de bobinas maiores) e seguindo para o primeiro tratamento térmico, o qual será o foco deste trabalho. Nesta mesma linha, os óxidos superficiais são removidos nas seções de decapagem mecânica (jateamento com granalha) e química. Na sequência, o material é laminado a frio para uma espessura intermediária, retorna à linha de recozimento e decapagem, onde é submetido a um novo tratamento térmico e segue para a laminação a frio, de onde sai com a espessura de produto final (0,23 ou 0,27mm). Na primeira etapa de laminação, a redução de espessura chega a, aproximadamente, 70% e na segunda etapa os valores situam-se entre 50 e 60%.

Após laminação a frio, o material segue para a linha de descarbonetação, onde é submetido a um recozimento com atmosfera controlada. Neste processo, ocorre a recristalização primária, a remoção de carbono para níveis inferiores a 30 ppm e a formação de um filme de óxido (faialita), processo crítico para a posterior aplicação do revestimento.

A recristalização secundária ocorre no recozimento em caixa, onde os precipitados de MnS têm o importante papel de retardar o crescimento normal dos grãos até temperaturas mais elevadas, quando ocorre o crescimento anormal. Nesta etapa do processo também ocorre a purificação do material, como a remoção do enxofre, carbono e nitrogênio levando seus teores a valores abaixo de 10ppm.

Finalmente, o material segue para o processo de aplainamento térmico e aplicação de revestimento, de onde sai com as características finais do produto.

3.2 Textura Cristalográfica

As diferenças de orientação dos grãos são habitualmente da ordem de dezenas de graus. Consideradas de modo global, as orientações de todos os grãos podem estar concentradas, em maior ou menor escala, ao redor de alguma ou de algumas orientações particulares. Nesta última condição, o agregado policristalino apresenta orientação preferencial ou textura cristalográfica.

No caso dos aços elétricos, a formação da textura é o princípio metalúrgico que lhes confere as propriedades magnéticas e, especificamente, no aço GO, desenvolve-se a textura $(110)\langle 001 \rangle$, conhecida como textura de Goss (GOSS, 1934).

Textura pode ser determinada por diferentes métodos (WENK e HOUTTE, 2004). Alguns deles permitem uma análise quantitativa, outros são apenas qualitativos. Entre as técnicas quantitativas, o mais utilizado é a difração de raios-X utilizando goniômetros de textura, seguido pelo método de difração de elétrons retroespalhados (EBSD) em microscópios eletrônicos de varredura.

A textura pode se desenvolver em um metal ou liga durante uma ou mais operações de processamento, tais como solidificação, conformação mecânica ou recozimento (DIETER, 1988).

Durante a conformação mecânica, a deformação plástica ocorre principalmente por deslizamentos de determinados planos cristalinos. Nesse processo, os planos de escorregamento giram de maneira a orientar-se de uma determinada forma em relação ao eixo do esforço aplicado (paralelos ao eixo de tração e normais ao eixo de compressão) (DIETER, 1988). Assim, o reticulado cristalino sofre rotação em todos os grãos gerando a chamada textura de deformação. A textura final de deformação depende principalmente da orientação inicial dos grãos antes da deformação, da mudança de forma imposta pela conformação e da temperatura em que o material foi deformado. No caso de chapas, como a conformação tem basicamente um caráter bidimensional, a orientação preferencial é mais limitada, desenvolvendo-se na direção $\langle 110 \rangle$ paralela à direção de laminação ou ao comprimento da chapa, existindo também uma forte tendência para a formação de um plano $\{001\}$, ou face da célula unitária, que se alinha paralelamente ao plano de laminação ou à superfície da chapa,

formando a orientação preferencial $\{001\}\langle 110\rangle$ (PADILHA E SICILIANO, 2005).

Quando o material deformado é recozido, pode ocorrer recuperação e/ou recristalização, dependendo do tempo e principalmente da temperatura de recozimento. Geralmente, o recozimento em temperaturas mais baixas, causa apenas a recuperação e pequena ou nenhuma modificação na textura. Recozimento a temperaturas mais altas causa freqüentemente recristalização. A recristalização gera uma nova textura, geralmente diferente da textura de deformação (HUMPHRAYS e HATHERLY, 2004). Essa nova textura é denominada textura de recristalização. Durante o subsequente crescimento normal de grão, após a recristalização, não ocorrem mudanças acentuadas de textura.

Em temperaturas ainda mais altas e tempos mais longos, pode ocorrer o crescimento anormal de grãos ou recristalização secundária. Este fenômeno ocorre devido à existência de contornos de grão com diferentes energias e a conseqüente busca pela redução de energia do sistema. Os principais fatores que influenciam a recristalização secundária são: presença de partículas de segunda fase, textura e espessura do material. Os grãos que crescem são aqueles que possuem uma orientação especial, o que faz com que a recristalização secundária gere uma determinada textura (HUMPHRAYS e HATHERLY, 2004). A textura resultante, nesse caso, é diferente das texturas de deformação e de recristalização (CULLITY, 1972).

No caso de materiais processados termomecanicamente, como chapas laminadas, a componente da textura é representada pelo plano cristalino $\{hkl\}$, que é paralelo ao plano da chapa, e pela direção $\langle uvw\rangle$, pertencente ao plano $\{hkl\}$, que é paralela à direção de laminação. Isto fixa a posição do cristal em relação aos eixos de direção de laminação (DL), de direção transversal (DT) e de direção normal (DN) da chapa (VIANA e PAULA, 2001).

As orientações para cada sistema cristalino são, normalmente, representadas em gráficos (seções de ϕ_2 constante do espaço de Bunge) nos quais os planos correspondem a linhas retas e as direções a pontos sobre as linhas (RAY *et al.*, 1994 e 1992; VIANA e PAULA, 2001). A Figura 3.5 mostra a visão tridimensional do espaço de Bunge (RAY *et al.*, 1992) e a seção $\phi_2 = 45^\circ$ com orientações importantes do sistema Fe-Si com estrutura cúbica de corpo centrado (RAY *et al.*, 1994).

As heterogeneidades na estrutura deformada a frio são de extrema importância para o controle da textura cristalográfica de recristalização. Após a laminação a frio, durante o recozimento, a recristalização primária ocorre em sítios potenciais para a nucleação como contornos de grão iniciais, maclas, bandas de deformação, bandas de cisalhamento e precipitados (USHIODA e HUTCHINSON, 1989).

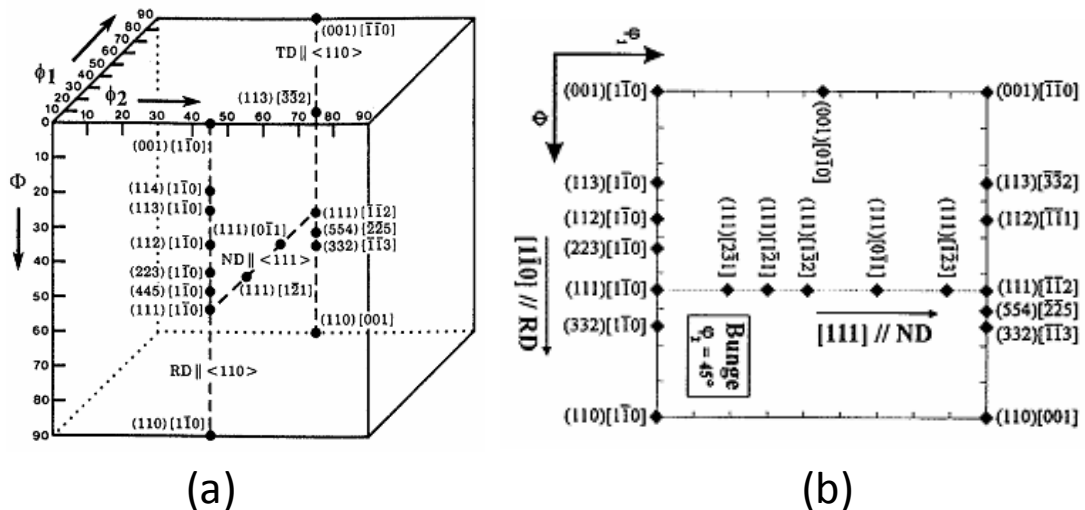


Figura 3.5 - (a) Visão Tridimensional do espaço de Bunge (RAY et al.,1994) e (b) seção $\phi_2 = 45^\circ$ com orientações importantes do sistema Fe-Si com estrutura cúbica de corpo centrado.

Para aços elétricos laminados, normalmente representa-se a seção FDOC (Função de Distribuição de Orientações Cristalinas) para $\phi=45^\circ$, a qual contém as orientações mais importantes do sistema cúbico de corpo centrado (RAY et al., 1994), conforme segue:

- ✓ Fibra γ ou fibra DN = $\{111\}\langle uvw \rangle$: suas componentes apresentam a direção $[111]$ normal ao plano da chapa e são observadas nas seções $\phi_2 = 45^\circ$ e $\Phi = 55^\circ$;
- ✓ Fibra α ou fibra DL = $\{hkl\}\langle 110 \rangle$: possui componentes com a direção $[110]$ paralela à direção de laminação e são observadas nas seções $\phi_2 = 45^\circ$ e $\phi_1 = 0^\circ$;
- ✓ Fibra η : possui a direção $\langle 100 \rangle$ paralela à direção de laminação e é observada nas seções $\phi_2 = 0^\circ$ e $\phi_1 = 0^\circ$;

- ✓ Orientação de Goss (110)[001]: possui o plano (110) paralelo à superfície da chapa e a direção [001] paralela à direção de laminação e está na posição $\Phi = \phi_1 = 90^\circ$;
- ✓ Componente Cubo (100)[010]: contém dois eixos $\langle 001 \rangle$ paralelos ao plano da chapa e está localizada na posição $\Phi = 0^\circ$; $\phi_1 = 45^\circ$.

3.2.1 Mecanismos de formação da textura nos aços elétricos GO

A formação da textura de Goss (110)[001] nos aços elétricos GO é um fenômeno que ocorre com a contribuição de cada etapa do fluxo produtivo. Observa-se a presença de grãos com a orientação de Goss nas camadas próximas à superfície da tira durante a laminação a quente, realizada na fase ferrítica a elevadas temperaturas (GOSS, 1934). Basicamente, a tira laminada a quente é recozida, laminada a frio e submetida a dois processos de recozimento nos quais ocorrem a recristalização primária e a recristalização secundária.

A condição essencial para que ocorra a recristalização secundária é a presença de uma estrutura de pequenos grãos, presentes após a recristalização primária. Estes grãos têm seu crescimento inibido por precipitados de MnS ou AlN, de acordo com a tecnologia adotada (MAY e TURNBULL, 1958; CULLITY, 1972).

Shin *et al.* (2008) mostraram que a orientação cristalográfica formada na laminação a quente é extremamente heterogênea em relação à sua seção transversal. Os grãos localizados na superfície da tira são submetidos a fortes tensões de cisalhamento durante a laminação, diferentemente dos grãos localizados no centro, os quais estão sujeitos a condições de deformação plana, conforme explicado por (DIETER, 1988). Além disso, a temperatura na superfície é inferior à temperatura no centro da tira o que dificulta a formação de arranjos de deslocações em configurações de menor energia na superfície. Como consequência, os grãos na superfície possuem grande quantidade de energia acumulada, que somada à alta tensão de cisalhamento, resulta na recristalização dinâmica. No centro da tira, a temperatura permanece elevada e a recuperação dinâmica impede a ocorrência da recristalização. Isto explica a existência

de grãos equiaxiais na superfície e grãos alongados no centro da tira. Além disso, a região próxima à superfície apresenta forte textura $\{112\}\langle 111\rangle$ e $\{110\}\langle 112\rangle$ além de uma fraca textura de Goss. Segundo Raabe *et al.* (1993), estas componentes da textura são resultado da deformação cisalhante e, portanto, tornam-se gradativamente mais fracas à medida que se aproxima do centro da tira. Isto está relacionado com a variação nas tensões de cisalhamento, temperatura e taxa de deformação ao longo da espessura. Já no centro da tira (Figura 3.6), observa-se uma forte presença da fibra α com grande intensidade da componente $\{001\}\langle 110\rangle$, além de uma fraca presença da fibra γ .

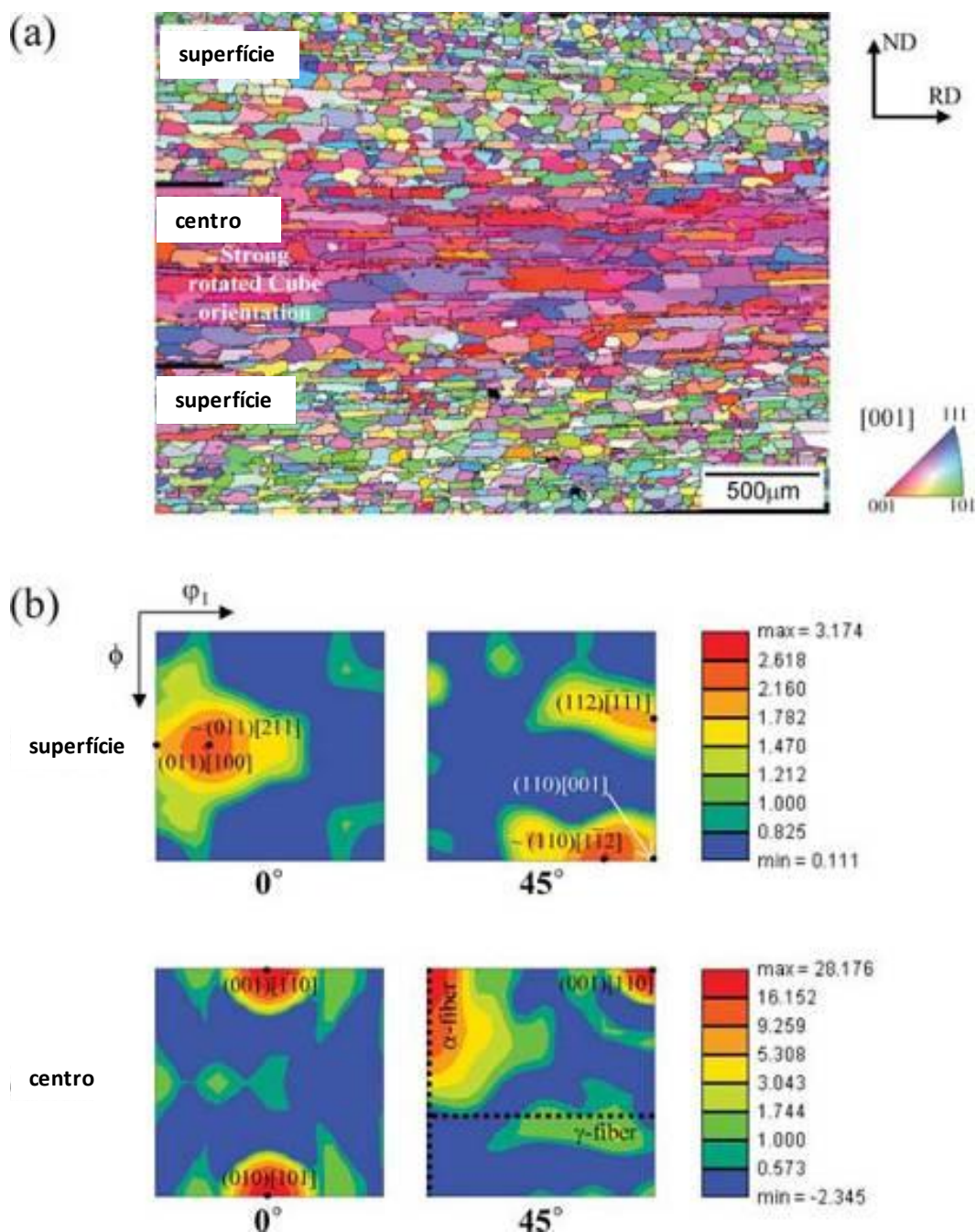


Figura 3.6 - Imagem obtida por EBSD. Seção transversal de tira laminada a quente. (a) mapa de orientação cristalográfica e (b) FDOC para superfície e centro. (SHIN *et al.*, 2008).

Inokuti *et al.* (1983) concluíram que o crescimento anormal de grão na recristalização secundária com orientação $\{110\}\langle 001\rangle$ ocorre primeiramente na zona vizinha à superfície do aço. Os grãos que crescem anormalmente na recristalização secundária são os maiores grãos formados na recristalização primária com orientação próxima à

orientação de Goss $\{110\}\langle 001\rangle$. Acredita-se que os locais de nucleação desses grãos são os mesmos onde os primeiros grãos com orientação de Goss foram formados na laminação a quente. A este fenômeno dá-se o nome de “memória estrutural” (INOKUTI *et al.*, 1987, 1981, 1983).

3.3 Recozimento da tira laminada a quente

O recozimento da tira laminada a quente desempenha um importante papel na concepção do aço elétrico GO. Nesta etapa, observa-se uma melhora na forma do material, o que facilita a laminação a frio, além de melhorar as condições para a recristalização primária e secundária.

Especificamente, os principais objetivos do recozimento nesta etapa do processo são realizar a dissolução de carbonetos (dependendo da temperatura) e controlar a precipitação de carbonetos.

Chang (2007) mostrou que este tipo de recozimento tem grande influência tanto na recristalização primária, quanto na secundária para o processo com apenas um estágio de laminação a frio. Após os experimentos, o recozimento resultou em um tamanho de grão 1,6 vez maior após recristalização primária e 3,6 vezes maior após recristalização secundária, além de uma quantidade de grãos com textura de Goss 1,4 vez maior em relação ao material não recozido.

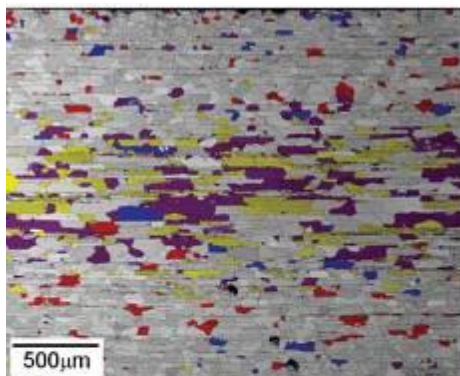
Ainda segundo Chang (2007), o recozimento da tira laminada a quente homogeneiza a estrutura do material e provoca o aumento do tamanho dos precipitados (MnS e AlN). Desta forma, a eficiência para inibir o crescimento de grão por parte destes precipitados é reduzida durante a recristalização primária, permitindo que alguns grãos cresçam até um tamanho adequado proporcionando condições para a formação de uma forte textura de Goss durante a recristalização secundária (CHANG, 2005).

O trabalho de Shin *et al.*(2008), realizado com a tecnologia de um estágio de laminação a frio, mostrou que o recozimento da tira laminada a quente provoca crescimento de grão e que, apesar de o material conservar sua heterogeneidade, longos tempos de recozimento podem provocar alterações significantes na orientação

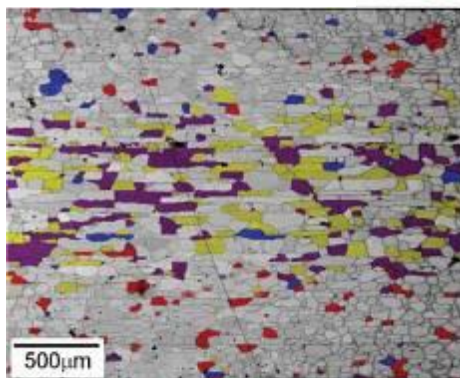
cristalográfica. Além disso, há uma mudança na intensidade das componentes de textura ao longo da espessura da tira laminada a quente após recozimento. Observou-se um “fortalecimento” da textura nas áreas superficiais e um “enfraquecimento” da textura nas áreas centrais, bem como uma redistribuição de precipitados.

A Figura 3.7 e a Figura 3.8 mostram, para cada etapa do processo, a distribuição das principais componentes da textura, determinada através de EBSD, bem como suas frações volumétricas (medidas na seção transversal da tira).

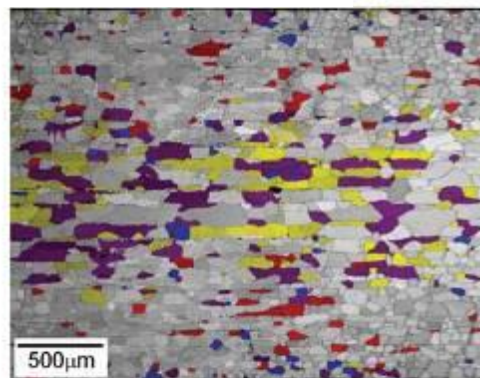
(a) Laminada quente



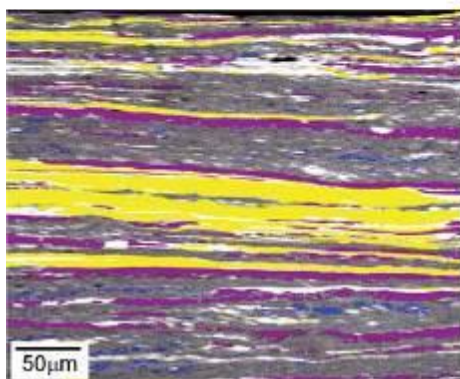
(b) Recozida 5min



(c) Recozida 100min



(d) Recozida 5min + lam. a frio



(e) Recozida 100min + lam. a frio

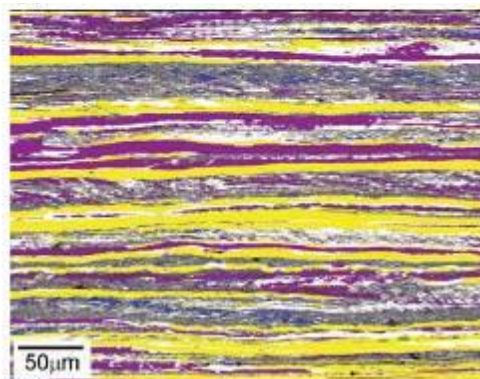


Figura 3.7 - Mapa de orientação cristalográfica da seção transversal da tira (a) laminada a quente, (b) recozida por 5min, (c) recozida por 100min, (d) recozida por 5min e laminada a frio e (e) recozida por 100min e laminada a frio (SHIN *et al.*, 2008).

Conforme pode ser observado na Figura 3.7, grãos com orientação de Goss podem ser encontrados principalmente na superfície das amostras recozidas, bem como das amostras somente laminadas a quente. De acordo com a Figura 3.8, $\{001\}\langle 110\rangle$ e $\{112\}\langle 110\rangle$ são as componentes mais intensas da textura em todos os estágios do

processo (de laminação a quente até laminação a frio) e estão presentes principalmente nas no centro das amostras laminadas a quente e recozidas. Além disso, observa-se que a componente $\{112\}\langle 110\rangle$ está presente em toda a espessura das amostras laminadas a frio, o que pode estar relacionado com o recozimento realizado na etapa anterior (SHIN *et al.*, 2008).

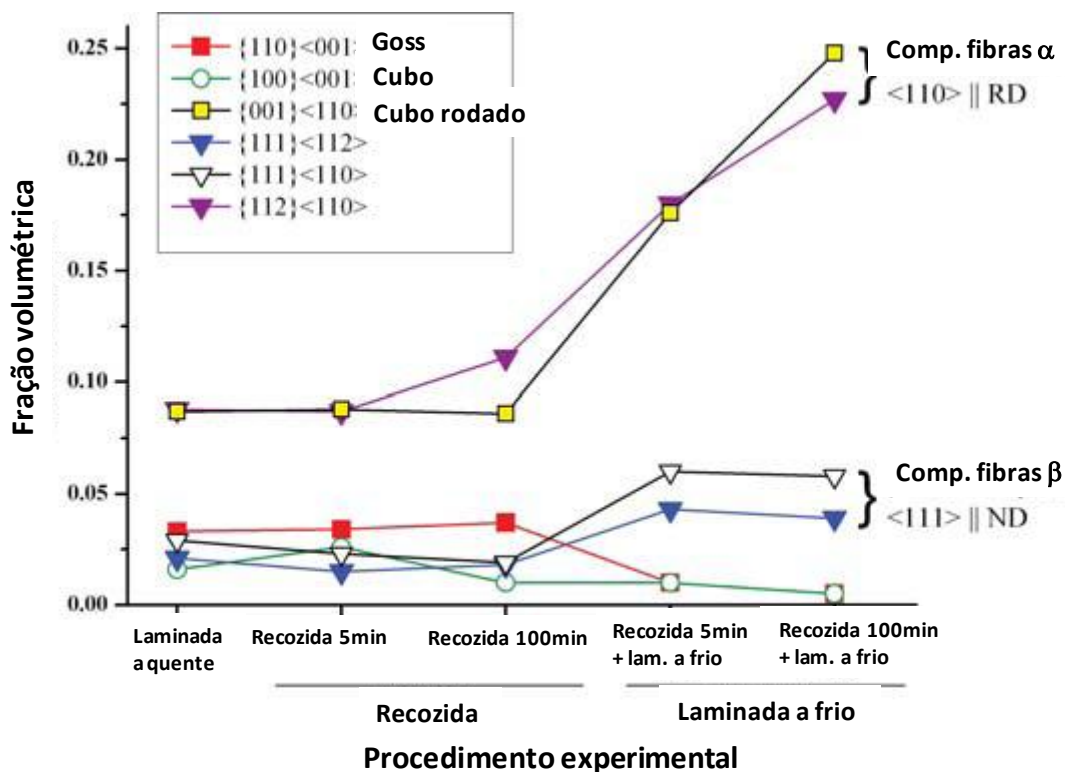


Figura 3.8 - Fração volumétrica das principais componentes da textura para um aço elétrico GO após cada etapa de processo (SHIN *et al.*, 2008).

Verifica-se que a fração de grãos com a orientação de Goss é reduzida durante a laminação a frio (Figura 3.8), diferentemente do observado para as componentes da fibra γ , dentre as quais $\{111\}\langle 110\rangle$ e $\{111\}\langle 112\rangle$ aumentam durante a laminação a frio. Esta constatação está de acordo Raabe *et al.* (1993) os quais relatam que a componente de Goss $\{110\}\langle 001\rangle$ sofre rotação para $\{111\}\langle 112\rangle$ durante a laminação a frio. Adicionalmente, pode-se observar que a fração de $\{112\}\langle 110\rangle$ aumenta com o recozimento por 100 minutos e aumenta bruscamente após laminação a frio.

Ainda segundo Shin *et al.* (2008), a presença de $\{111\}\langle 110\rangle$ e $\{111\}\langle 112\rangle$ após laminação a frio é essencial para a formação da textura de Goss na recristalização secundária. Além disso, acredita-se que as bandas de cisalhamento nos grãos

{112}<110> deformados são as principais zonas de crescimento de novos grãos de Goss durante a recristalização primária. Dornier *et al.* (2007) mostraram que, para amostras laminadas a frio com 89% de redução de espessura, grãos de Goss encontravam-se principalmente nas bandas de cisalhamento e microbandas (Figura 3.9).

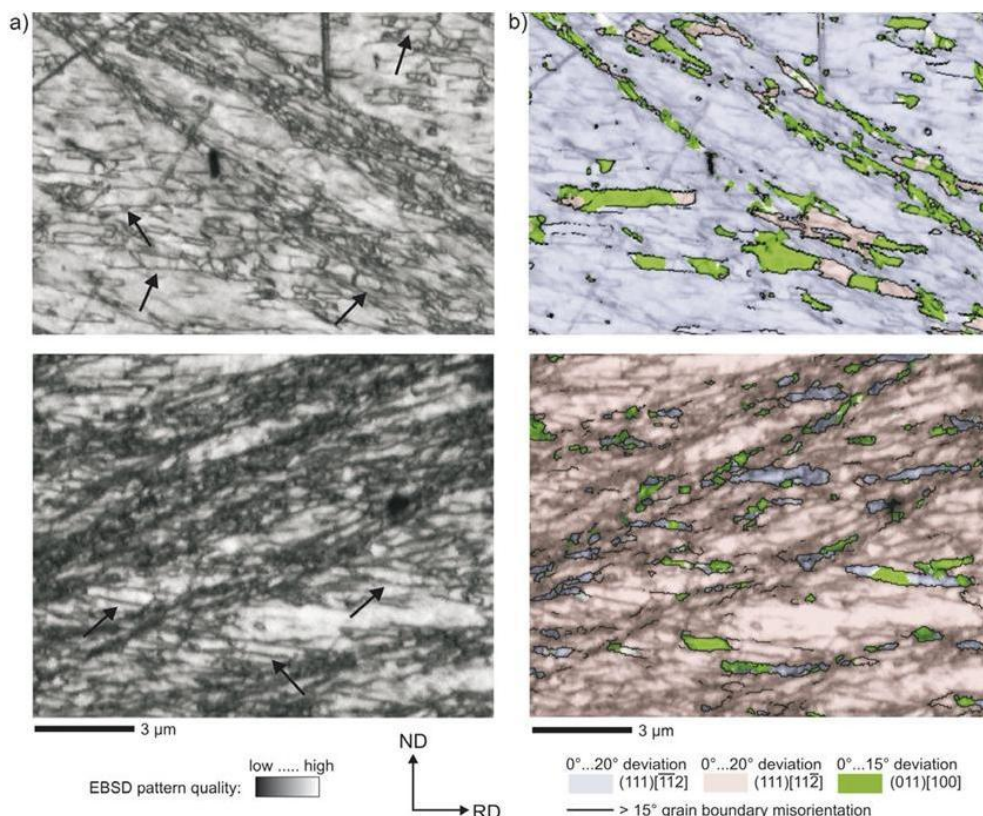


Figura 3.9 – Grãos com textura de Goss localizados em microbandas do material com 89% de deformação. (a) Mapa do índice de qualidade colhido no EBSD mostrando microbandas paralelas às heterogeneidades (indicado nas setas). Além disso, são presentes bandas de cisalhamento com baixo padrão de qualidade. (b) Padrão de qualidade combinado com mapa de orientação cristalina. Grãos com textura de Goss alinhados dentro das bandas de cisalhamento também são visíveis (DORNER *et al.*, 2007)

A Figura 3.10 apresenta a microestrutura de uma tira laminada a quente de um aço GO após recozimento. Observa-se a presença de grãos alongados no centro do material, seguido por uma camada sub-superficial de grãos recristalizados e, por fim, uma camada superficial onde ocorreu o crescimento de grãos.

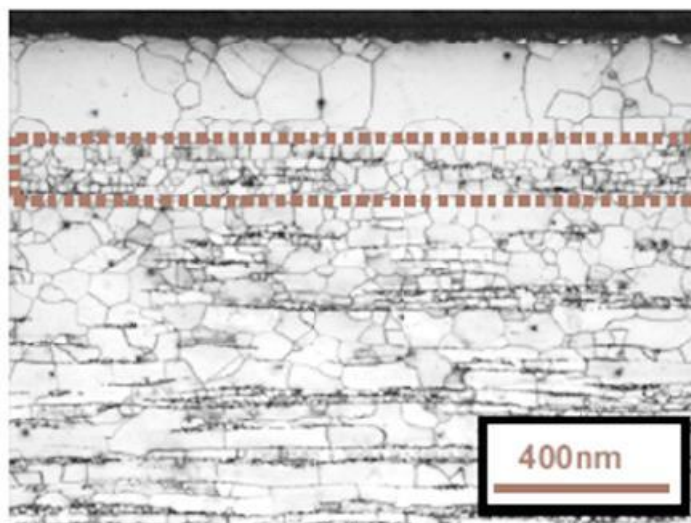


Figura 3.10–Meio perfil de chapa laminada a quente. (TSAI e HWANG, 2010)

Tsai *et al.*(2010) estudaram os efeitos da taxa de resfriamento durante o recozimento de tiras laminadas a quente de um aço GO HI-B (GO de alta permeabilidade), que possui os precipitados AlN, TiN e MnS como inibidores de crescimento normal de grãos. Os ciclos térmicos utilizados são apresentados na Figura 3.11.

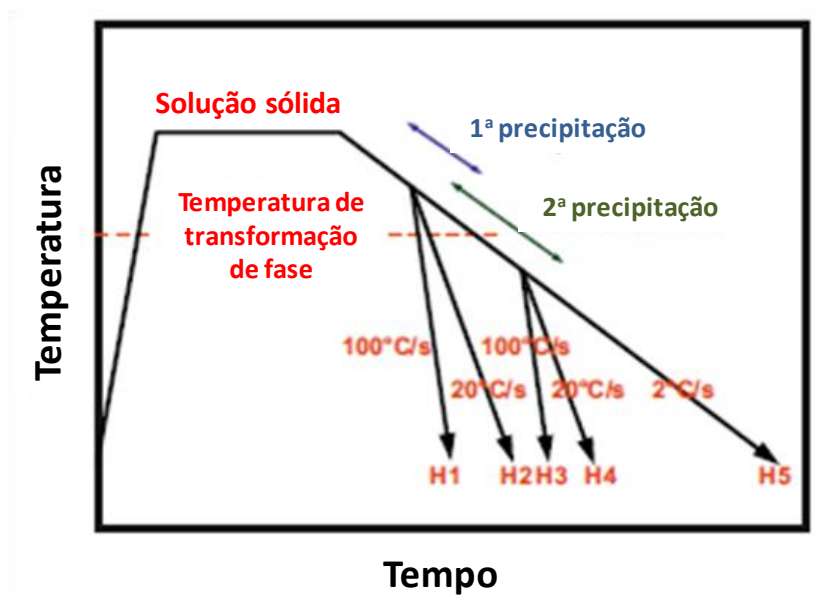


Figura 3.11– Diagrama esquemático dos perfis térmicos de recozimento utilizados.
(TSAI e HWANG, 2010)

Conforme observado na figura acima, o material foi recozido a uma temperatura acima da temperatura de transformação de fase e resfriado com cinco diferentes taxas entre 2°C/s (H5) e 100°C/s (H1).

De acordo com o apresentado pela Figura 3.12, as chapas resfriadas com as taxas de resfriamento H3, H4 e H5, as quais ultrapassam lentamente a temperatura de transformação de fase, possuem maior uniformidade dos grãos (TSAI e HWANG, 2010).

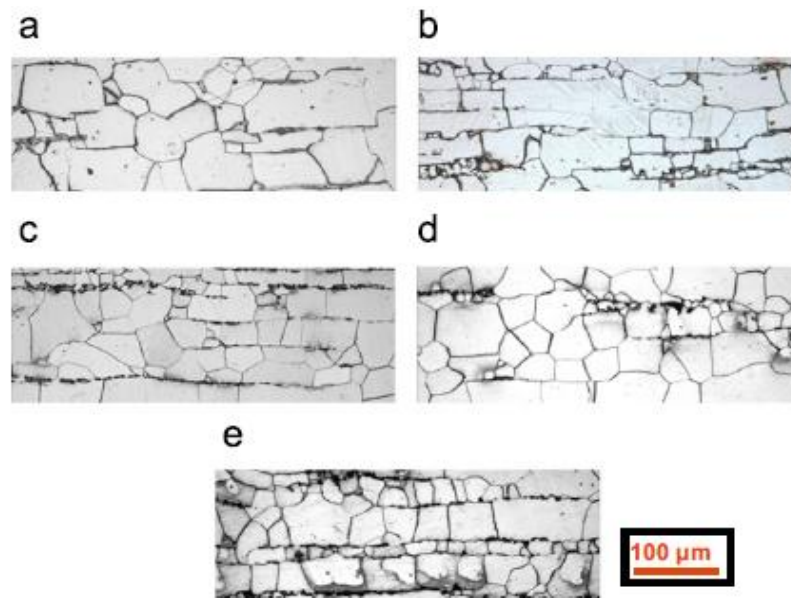


Figura 3.12– Micrografias das camadas sub-superficiais após recozimento: as estruturas de (a) a (e) são provenientes das chapas tratadas com os perfis H1 a H5, respectivamente. (TSAI e HWANG, 2010)

Conforme mostrado na Figura 3.3, há um campo bifásico onde coexistem ferrita e austenita entre 800 e 1300°C em aços com teores de silício maiores que 2%. Quando o material é aquecido até este campo bifásico, uma parte da ferrita transforma-se em austenita e, durante o resfriamento, esta porção transformada retorna à condição de ferrita, porém, supersaturada em C e N. Enquanto as taxas de resfriamento H3, H4 e H5 proporcionam tempo suficiente para a formação de grãos equiaxiais de ferrita e perlita, as altas taxas H1 e H2 (Figura 3.11) fazem com que a estrutura formada seja uma mistura de ferrita, bainita e/ ou martensita localizadas, principalmente, nos contornos de grão.

Por outro lado, a presença de perlita, bainita e/ ou martensita, quando distribuída homogeneamente, permite a obtenção de uma microestrutura após laminação a frio, recristalização primária e secundária mais uniforme, o que, somada à presença de finos grãos de ferrita e textura subsuperficial favorável, contribui para melhorar a

qualidade magnética do material.

Conforme afirmou Chang *et al.* (2007) a obtenção de uma estrutura homogênea após o recozimento da BQ é benéfica para a estrutura formada após a recristalização primária e secundária. Portanto, as taxas de resfriamento H3, H4 e H5 foram consideradas as mais benéficas para as propriedades magnéticas.

A Figura 3.13 apresenta a correlação entre taxas de resfriamento e propriedades magnéticas. Nela pode-se observar que o perfil de resfriamento que resulta numa melhor combinação de propriedades (menor perda e maior indução) é o representado por H4.

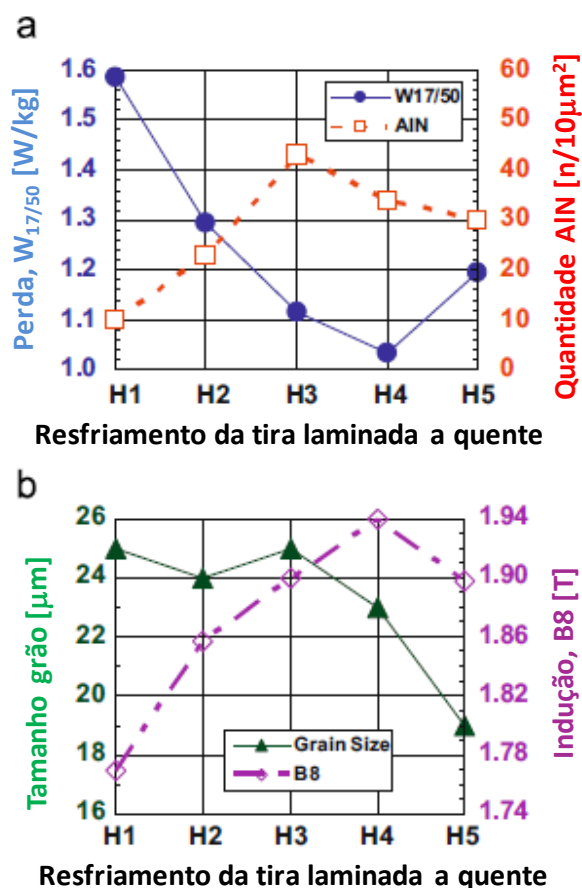


Figura 3.13—(a) Quantidade de AIN (<200nm), perda magnética, (b) tamanho de grão da recristalização primária e indução magnética *versus* perfil de resfriamento (TSAI e HWANG, 2010).

4 Metodologia

Adotou-se como metodologia, reproduzir em escala piloto os processos de recozimento inicial, laminação intermediária, recozimento intermediário, laminação final, recristalização primária, recristalização secundária e aplicação de revestimento.

Foram aplicados diferentes ciclos térmicos no recozimento inicial das amostras e, a partir daí, estudou-se a evolução da textura e as alterações microestruturais que ocorreram após o próprio recozimento inicial, recozimento intermediário e recristalização primária.

Foram avaliados os valores de perda magnética no produto final e estes foram correlacionados com os perfis térmicos considerados.

4.1 Material

O objeto de pesquisa é o aço elétrico de grão orientado (GO), com 2,45mm de espessura e 1090mm de largura, laminado a quente industrialmente cuja composição química é apresentada na Tabela II.

Tabela II: Composição química do aço elétrico GO (% em peso).

C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni	Mo
0,04	0,06	3,14	0,01	0,03	0,05	0,01	0,01

Para não inserir variáveis estranhas ao estudo, o material foi selecionado já na aciaria, tomando-se o cuidado de evitar placas de transição (troca de painéis) no lingotamento contínuo. Já na laminação de tiras a quente (LTQ), foram selecionadas bobinas processadas conforme processo padrão e, principalmente, sem acidentes de processo.

As amostras foram retiradas na região da ponta externa (cauda de laminação a quente) de uma bobina, após a eliminação de defeitos de forma e variação de espessura, provenientes da laminação de tiras a quente.

O corte das amostras é apresentado no esquema abaixo (Figura 4.1). A Figura 4.1 (a) mostra o local de retirada de amostras na ponta da bobina, enquanto a Figura 4.1 (b) mostra as posições para o corte das amostras em relação à largura da tira. Este esquema de amostragem foi determinado de forma a eliminar defeitos localizados nas pontas das bobinas, bem como possíveis heterogeneidades localizadas nas bordas do material.

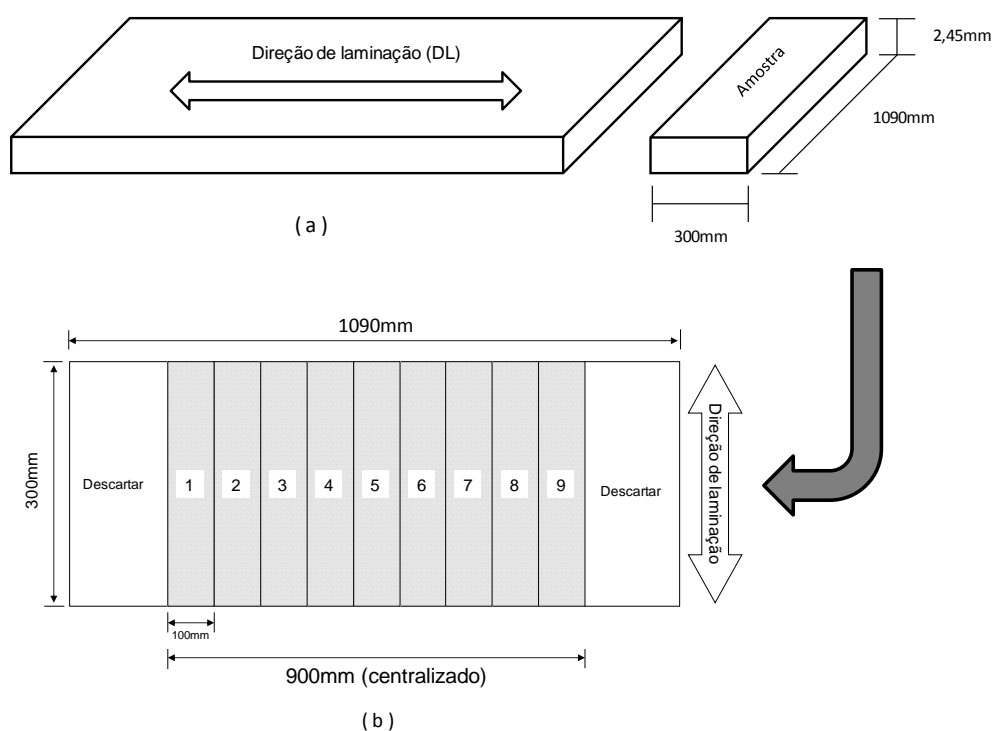


Figura 4.1 – Representação esquemática da preparação das amostras.

As dimensões foram determinadas de acordo com o padrão existente para o recozimento em escala piloto.

4.2 Recozimento da tira laminada a quente

Os processos de recozimento, laminação a frio e acabamento do aço elétrico de grão orientado foram realizados em escala piloto no Laboratório Termomecânico do Centro de Pesquisas da Aperam.

Os valores de espessura, temperatura e tempo para a realização dos experimentos

foram cuidadosamente definidos de acordo com a tecnologia adotada no processo industrial e a viabilidade de aplicar os desenvolvimentos futuros nos equipamentos existentes.

Primeiramente, as amostras da tira laminada a quente, com 2,45mm de espessura, foram recozidas em um forno estático (recozimento inicial) e resfriadas ao ar. Em seguida, o material foi submetido aos seguintes processos: decapagem, laminação intermediária, recozimento em forno contínuo, laminação final, recristalização primária e recristalização secundária.

Após a laminação final, a tira passa por um recozimento onde ocorrem a descarbonetação, a recristalização primária e a formação de uma camada de óxidos que combinará com o MgO aplicado formando o filme de vidro, base para aplicação do revestimento Carlite.

O recozimento inicial foi realizado em um forno tipo mufla com atmosfera não controlada (ao ar). A laminação a frio foi realizada em um laminador piloto. O recozimento intermediário foi realizado em um forno contínuo com atmosfera controlada (50%N₂ – 50%H₂). A recristalização primária foi realizada em um forno contínuo com atmosfera controlada (N₂ – H₂) e ponto de orvalho de 58°C. A recristalização secundária foi realizada em um forno estático com atmosfera controlada (Ar – H₂).

As figuras Figura 4.2, Figura 4.3 e Figura 4.4 mostram os equipamentos utilizados para a realização dos experimentos.



Figura 4.2 – Forno tipo mufla utilizado para realizar o recozimento da BQ.



Figura 4.3 – Laminador piloto utilizado para realizar as duas etapas de laminação.



Figura 4.4 – Linha de recozimento contínuo.

A Figura 4.5 mostra as duas maneiras usadas para fixar o termopar nas amostras de BQ para avaliação. Os resultados mostraram que não há diferença de medição entre os dois modos de fixação. Desta forma, optou-se pela fixação apresentada do lado esquerdo devido sua maior facilidade operacional.

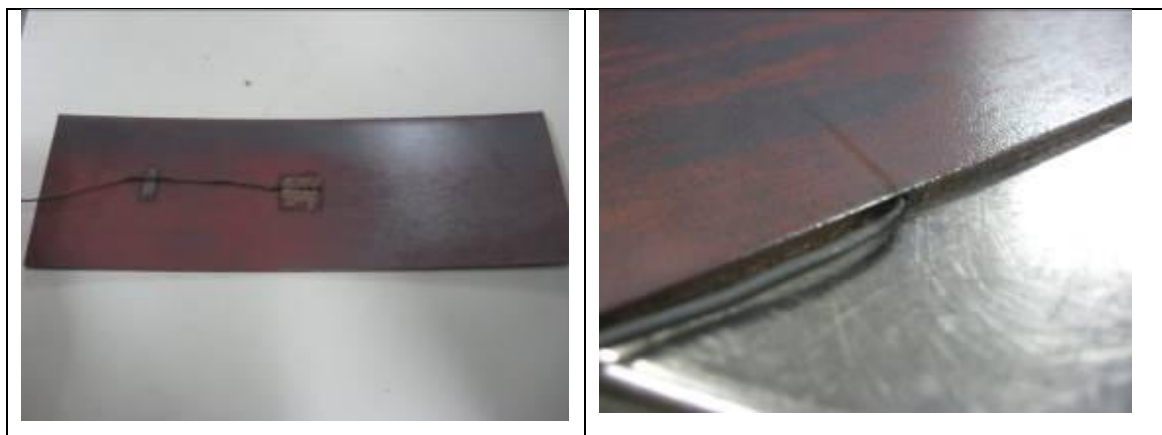


Figura 4.5 – Fixação do termopar na amostra de BQ.

A Tabela III apresenta o plano de testes para a determinação da melhor combinação tempo x temperatura para o processo de recozimento inicial.

Tabela III: Plano de testes - tempo e temperatura

Amostra	Recozimento inicial		Laminação intermediária	Recozimento intermediário		Laminação final	Recristalização primária	Recristalização secundária
	Temp.	Tempo		Temperatura	Tempo			
1	600°C	35s	0,73mm	1030°C	33s	0,27mm	Padrão	Padrão
2	600°C	50s	0,73mm	1030°C	33s	0,27mm	Padrão	Padrão
3	600°C	90s	0,73mm	1030°C	33s	0,27mm	Padrão	Padrão
4	800°C	35s	0,73mm	1030°C	33s	0,27mm	Padrão	Padrão
5	800°C	50s	0,73mm	1030°C	33s	0,27mm	Padrão	Padrão
6	800°C	90s	0,73mm	1030°C	33s	0,27mm	Padrão	Padrão
7	950°C	35s	0,73mm	1030°C	33s	0,27mm	Padrão	Padrão
8	950°C	50s	0,73mm	1030°C	33s	0,27mm	Padrão	Padrão
9	950°C	90s	0,73mm	1030°C	33s	0,27mm	Padrão	Padrão
10	1050°C	35s	0,73mm	1030°C	33s	0,27mm	Padrão	Padrão
11	1050°C	50s	0,73mm	1030°C	33s	0,27mm	Padrão	Padrão
12	1050°C	90s	0,73mm	1030°C	33s	0,27mm	Padrão	Padrão
13	-	-	0,73mm	1030°C	33s	0,27mm	Padrão	Padrão

Os parâmetros utilizados nos processos de recristalização primária e secundária foram determinados de acordo com o procedimento industrial e fazem (os parâmetros) parte do “*know how*” desenvolvido pela empresa. Após as etapas de recozimento inicial, recozimento intermediário e as recristalizações primária e secundária, foram feitas análises de microestrutura e a textura. Além disso, após a recristalização secundária, foi medida a perda magnética das amostras de acordo com as normas aplicadas.

Com este planejamento, pretendeu-se determinar primeiramente os parâmetros - tempo x temperatura - mais favoráveis ao desenvolvimento da textura de Goss durante a recristalização secundária. Na sequência, buscou-se determinar a taxa de resfriamento mais favorável à obtenção da textura de Goss no produto final.

A Figura 4.6 apresenta um diagrama de fases construído com o auxílio do programa Termocalc para a composição química do aço elétrico de grão orientado produzido na Aperam.

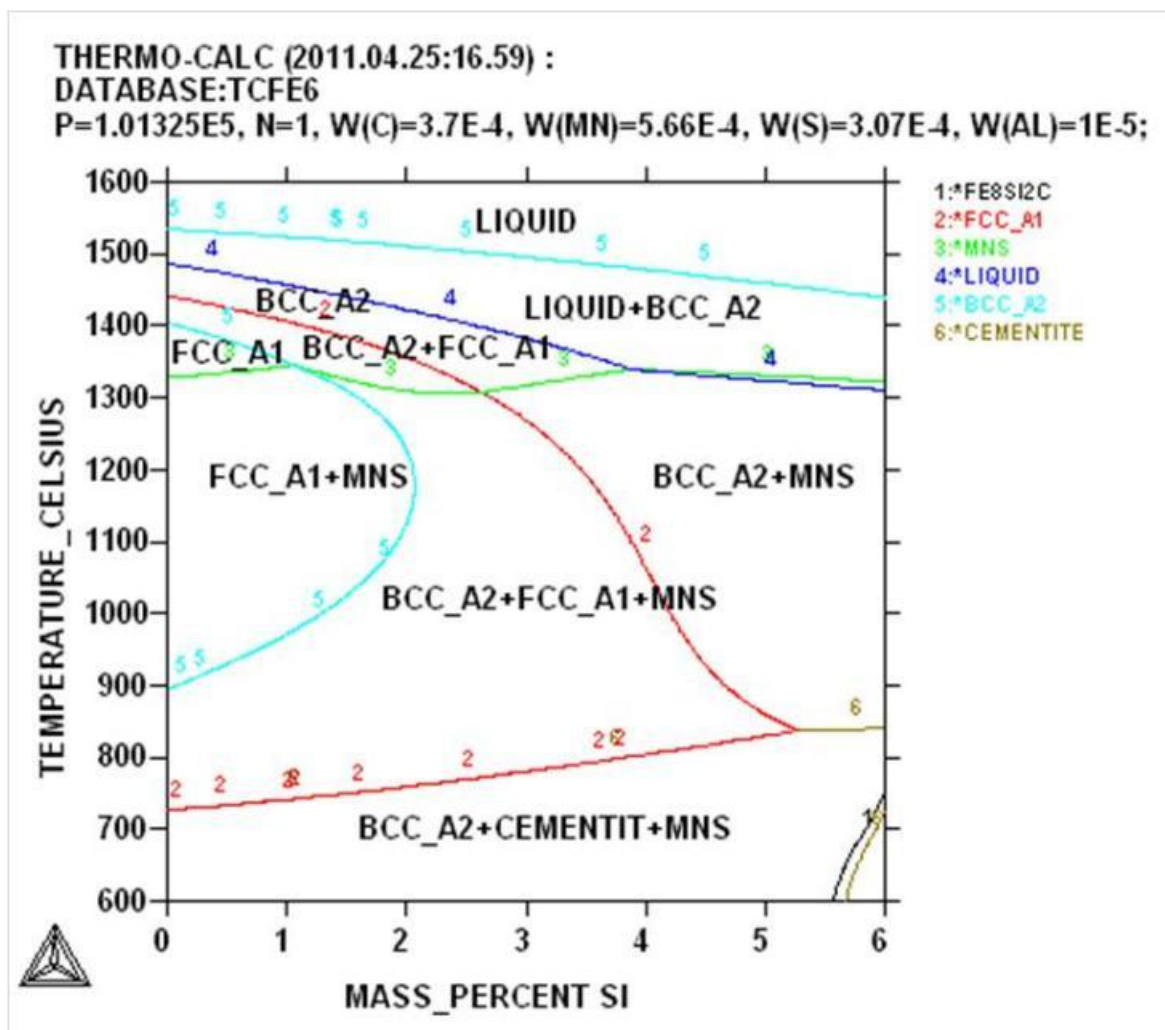


Figura 4.6 - Diagrama de fases construído via Termocalc.

Conforme o diagrama mostrado na Figura 4.6 a partir de, aproximadamente, 780°C inicia-se a transformação da ferrita (α) em austenita (γ). Durante o resfriamento, ao passar pela temperatura de transformação, a austenita existente transforma-se em ferrita supersaturada em carbono. Então, espera-se uma grande influência da taxa de resfriamento no tamanho de grão da ferrita obtida, bem como na distribuição de precipitados. Além disso, espera-se obter alguma correlação entre a taxa de resfriamento, a evolução da textura e as propriedades magnéticas do produto. Para realizar estas análises e comparar com o resfriamento ao ar (lento), objetivou-se atingir uma taxa de resfriamento de 100°C/s.

O plano de testes é apresentado na Tabela IV, na qual se observa que foram usados dois meios de resfriamento (ar e ar + água) combinados com o maior e o menor tempo

de encharque, à exceção da temperatura inicial de 600°C para a qual só foi considerado o maior tempo de encharque. Esta escolha é explicada por não se esperar alterações importantes no material durante o resfriamento a partir desta temperatura, de acordo com a análise do diagrama da Figura 4.6.

Tabela IV - Plano de testes para a determinação da taxa de resfriamento.

Amostra	Recozimento inicial		Resfriamento	Laminação intermediária	Recozimento intermediário		Laminação final	Recristalização primária	Recristalização secundária
	Temperatura	Tempo			Temperatura	Tempo			
1	600°C	90s	Ar	0,73mm	1030°C	33s	0,27mm	Padrão	Padrão
2	600°C	90s	Ar+Água	0,73mm	1030°C	33s	0,27mm	Padrão	Padrão
3	800°C	35s	Ar	0,73mm	1030°C	33s	0,27mm	Padrão	Padrão
4	800°C	35s	Ar+Água	0,73mm	1030°C	33s	0,27mm	Padrão	Padrão
5	800°C	90s	Ar	0,73mm	1030°C	33s	0,27mm	Padrão	Padrão
6	800°C	90s	Ar+Água	0,73mm	1030°C	33s	0,27mm	Padrão	Padrão
7	950°C	35s	Ar	0,73mm	1030°C	33s	0,27mm	Padrão	Padrão
8	950°C	35s	Ar+Água	0,73mm	1030°C	33s	0,27mm	Padrão	Padrão
9	950°C	90s	Ar	0,73mm	1030°C	33s	0,27mm	Padrão	Padrão
10	950°C	90s	Ar+Água	0,73mm	1030°C	33s	0,27mm	Padrão	Padrão
11	1050°C	35s	Ar	0,73mm	1030°C	33s	0,27mm	Padrão	Padrão
12	1050°C	35s	Ar+Água	0,73mm	1030°C	33s	0,27mm	Padrão	Padrão
13	1050°C	90s	Ar	0,73mm	1030°C	33s	0,27mm	Padrão	Padrão
14	1050°C	90s	Ar+Água	0,73mm	1030°C	33s	0,27mm	Padrão	Padrão

A Figura 4.7 apresenta a montagem utilizada para o resfriamento forçado ar + água. Nesta operação as pressões de ar e água foram controladas e mantidas constantes para todas as amostras. Além disso, a proximidade da amostra aos bicos de spray foi controlada visualmente pelo operador do laboratório. Conforme dito anteriormente, foram testadas duas formas de fixar o termopar na amostra sem diferença significativa no resultado.



Figura 4.7 – Montagem para a realização do resfriamento ar + água.

A Figura 4.8 apresenta o ciclo térmico relativo ao recozimento de uma amostra de aço GO com 2,45mm de espessura recozida a 950°C em forno estático e resfriada em caixa, ao ar e com ar + água.

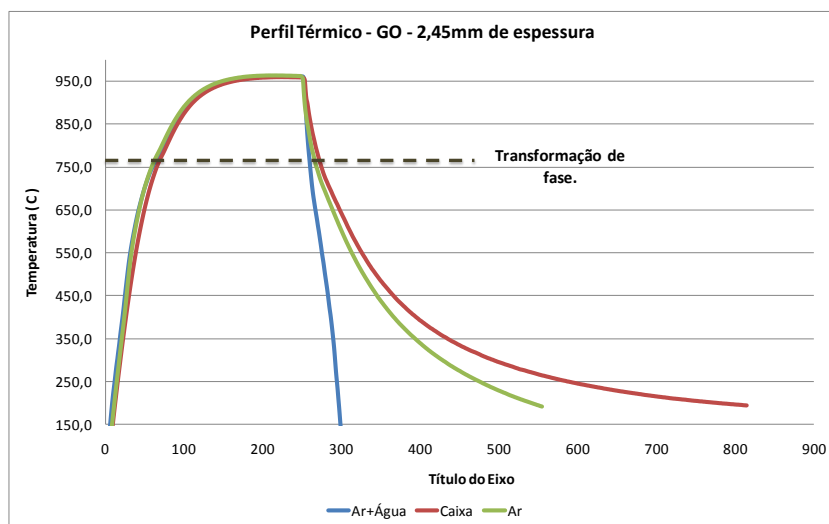


Figura 4.8 - Perfil térmico do aço elétrico de grão orientado recozido a 950°C em forno estático.

4.3 Caracterização microestrutural

Esta etapa foi realizada no centro de pesquisas da Aperam. As amostras, após a laminação a quente e após a aplicação dos perfis térmicos propostos para experimentação, foram analisadas via microscópio óptico modelo DMRM do fabricante Leica, com capacidade para um aumento de 1000X e microscópio eletrônico de varredura (MEV) modelo XL-30 do fabricante Philips com Electron Back Scattering Diffraction (EBSD) EDAX.TSL.

4.4 Avaliação da textura cristalográfica

Foram realizadas análises das orientações cristalográficas através de EBSD (Electron Back-Scattering Diffraction) nos Laboratórios de Microscopia e Difractometria, respectivamente, do Centro de Pesquisas da Aperam.

Foram determinadas as frações volumétricas das fibras e componentes de textura cristalográfica de interesse além da FDOC (Função de Distribuição de Orientações Cristalinas) para as amostras após a laminação a quente e após a aplicação dos ciclos térmicos propostos para experimentação. Além disso, foi avaliado o grau de orientação das amostras após a recristalização secundária em relação à textura de Goss. As FDOCs foram construídas com o auxílio do programa MTM-FHM (Fast Harmonic Method). As análises foram realizadas na seção longitudinal das amostras e adotou-se 15° de ângulo de tolerância.

4.5 Qualidade magnética

Os testes magnéticos foram realizados no Centro de Pesquisas da Aperam nas amostras após o processamento completo, considerando-se os diferentes ciclos térmicos. Os testes foram feitos no acessório chapa única do aparelho MPG100D do fabricante Brockhaus. A perda magnética a 1,7T / 60 Hz e a indução magnética a 800 A/m foram medidas nas amostras com dimensões (305x30)mm do produto final. Para cada condição foram medidas quatro amostras e considerou-se a média aritmética como resultado.

5 Resultados e Discussão

5.1 Análise do ciclo térmico com resfriamento ao ar

A Figura 5.1 apresenta a microestrutura, observada na seção longitudinal, de uma tira do aço GO laminado a quente. Nela podemos observar a presença de grãos alongados no centro e grãos equiaxiais próximos à superfície do material. Durante a laminação, os grãos localizados próximos à superfície são submetidos a fortes tensões superficiais (Dieter, 1988) e baixas temperaturas. Desta forma, as interações entre as deslocamentos, átomos de soluto e vazios na rede cristalina são dificultadas fazendo com que esses grãos acumulem grande quantidade de energia o que favorece a recristalização dinâmica durante a laminação. Por outro lado, os grãos localizados no centro da tira permanecem com altas temperaturas favorecendo o fenômeno da recuperação dinâmica e, portanto, permanecem com a forma alongada.



Figura 5.1 - Microestrutura da tira laminada a quente (BQ) sem recozimento.

A etapa de laminação a quente exerce grande influência nas propriedades magnéticas do aço GO. Nela ocorre a fina dispersão de precipitados e o surgimento dos primeiros grãos com orientação de Goss (INOKUTI *et al.*, 1981). Hong *et al.* (2006) conseguiram resultados promissores de textura após a recristalização secundária trabalhando nas taxas de redução e plano de passes.

Ainda sobre a BQ, é comum encontrar certa variação estrutural entre diferentes bobinas e até mesmo dentro da mesma bobina. Este fato é devido a variações de processo durante a campanha de laminação a quente, pequenas variações na composição química e diferentes taxas de resfriamento aplicadas em cada região da bobina.

A Figura 5.2 mostra os resultados de perda magnética das amostras submetidas ao ciclo térmico com resfriamento ao ar, bem como, da amostra não submetida ao recozimento inicial, identificada como 25°C.

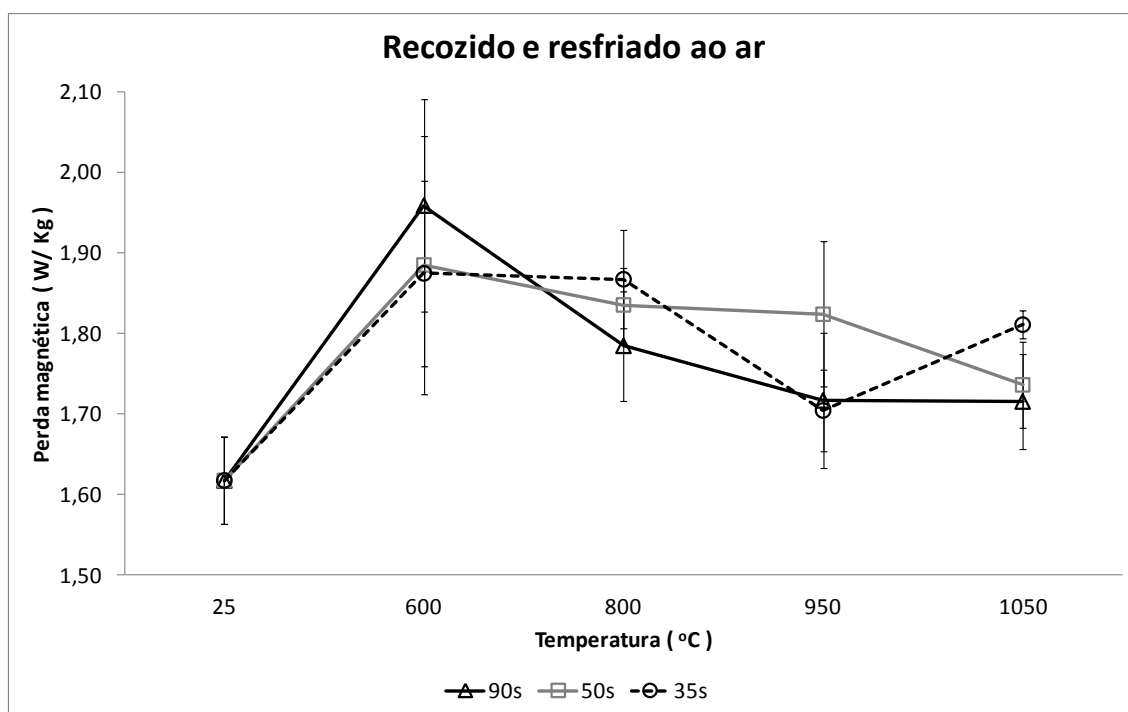


Figura 5.2 - Perda magnética em função da temperatura e tempo de encharque durante recozimento da BQ com resfriamento ao ar.

A Figura 5.2 nos permite observar que, diferentemente do esperado, o menor valor de perda magnética foi obtido no material não submetido ao recozimento da BQ. Este resultado pode ser alcançado aplicando-se altas taxas de resfriamento durante a laminação a quente juntamente com outras condições de processo e composição química, o que não foi controlado em nosso estudo. Nota-se também que, caso o recozimento seja executado, quanto maior a temperatura, menor a perda magnética alcançada. Existe ainda uma tendência de redução na perda magnética quando o tempo de encharque aumenta, para amostras recozidas acima de 800°C. Além disso,

verifica-se que as amostras que apresentaram os maiores valores de perda magnética, além da maior dispersão dos dados, foram recozidas a 600°C, independente do tempo de encharque. Este resultado sugere a ocorrência de um possível coalescimento dos precipitados, o que prejudicaria o desenvolvimento da estrutura desejada após as etapas de recristalização primária e secundária.

Para facilitar a análise, a Figura 5.3 traz os resultados de perda magnética para cada temperatura em função do tempo de encharque da BQ.

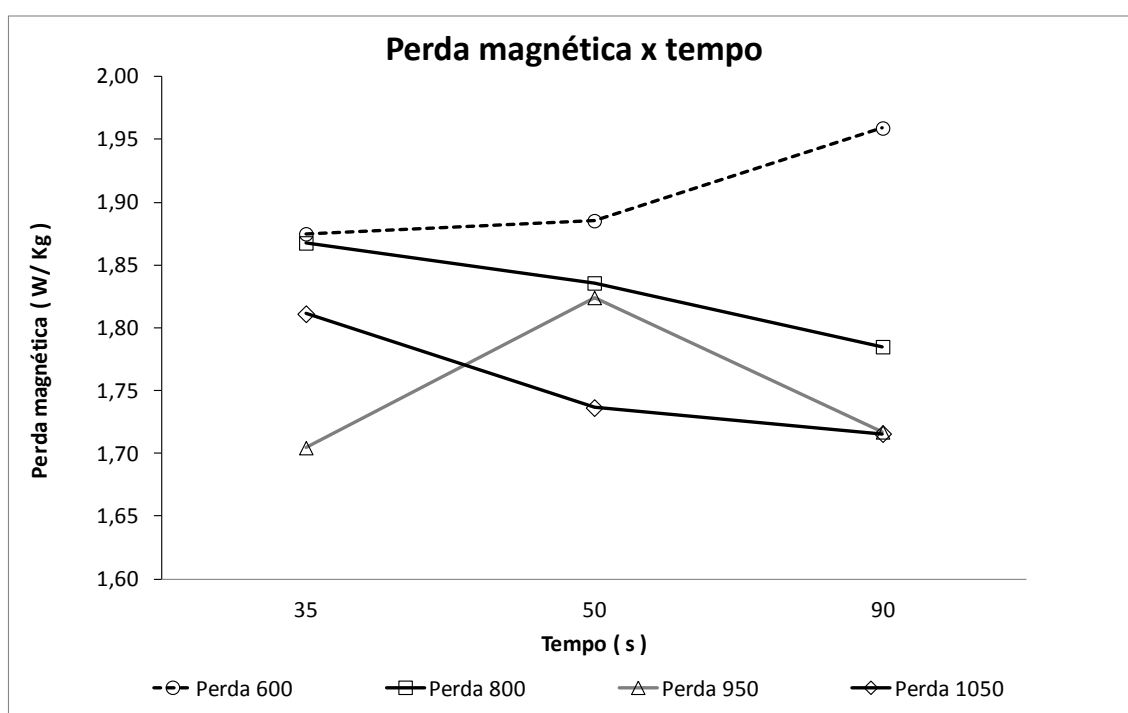


Figura 5.3 – Perda magnética em função do tempo de encharque durante o recozimento da BQ a diferentes temperaturas.

A partir do gráfico apresentado, observa-se que o aumento do tempo de encharque é benéfico para a redução da perda magnética para as temperaturas de 800°C e 1050°C e prejudicial no recozimento a 600°C. Por outro lado, a temperatura de 950°C apresentou uma tendência completamente diferente, na qual o melhor resultado de perda foi observado com 35s de encharque e o pior resultado com 50s de encharque. Visto o que foi apresentado acima, o processo sem o recozimento da BQ pode alcançar resultados semelhantes, ou até superiores, de perda magnética no aço GO regular. Traçando um paralelo com o processo industrial, este seria uma excelente oportunidade de redução de custos, porém, é necessário avançar nos estudos e

realizar as adequações necessárias para garantir a repetibilidade desses resultados. Além disso, existem outras implicações que devem ser consideradas, como por exemplo, o aumento da complexidade de laminação a frio. Sabe-se que o recozimento pode proporcionar um alívio de tensões residuais no material, facilitando o processo de laminação a frio. Com relação ao recozimento de 800°C com 50s de encharque adotado atualmente no processo industrial, pode-se afirmar que é possível melhorar consideravelmente os resultados de perda magnética aumentando o tempo de encharque para 90s ou aumentando sua temperatura para 950°C. Porém, sob o ponto de vista industrial aspectos econômicos também devem ser levados em conta.

Para tentar explicar os mecanismos envolvidos, confrontar-se-á as amostras que apresentaram os melhores resultados com as amostras que apresentaram os piores resultados de perda magnética. Portanto, será avaliada a amostra não submetida ao recozimento (melhor resultado), a amostra recozida a 950°C por 35s (melhor resultado com recozimento, juntamente com a amostra recozida a 1050°C por 90s) e a amostra recozida a 600°C por 90s (pior resultado).

5.2 Análise metalográfica

Inicialmente, iremos analisar as estruturas metalográficas das BQ's, conforme apresentado na Figura 5.4.

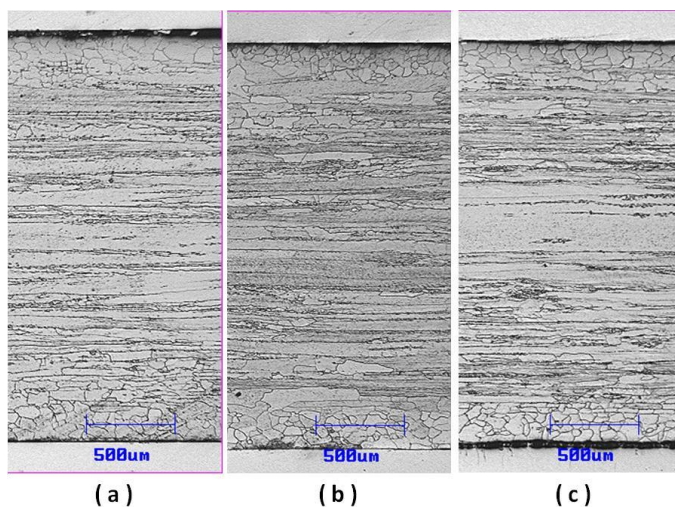


Figura 5.4 - Metalografias das amostras de BQ's. (a) recozida a 600°C/ 90s; (b) recozida a 950°C/ 35s; (c) sem recozimento.

De acordo com a figura acima, não foram encontradas diferenças significativas nas estruturas das BQ's analisadas, ou seja, aparentemente as BQ's recozidas preservaram suas estruturas obtidas na laminação de tiras a quente. Este comportamento está de acordo com o esperado para a estrutura da BQ de GO regular laminada a quente via *Steckel Mill*. Segundo Hong *et al.*(2006), uma estrutura mais recristalizada na BQ influencia positivamente a formação da textura de Goss durante a recristalização secundária.

Após não obter conclusões satisfatórias através da estrutura da BQ, analisaremos as amostras também submetidas à laminação a frio com espessura de 0,73mm, as quais serão chamadas de BI (bitola intermediária). Após laminadas a frio, todas as amostras foram recozidas a 1030°C por 33s, tempo aplicado no processo industrial. A Figura 5.5 mostra as metalografias das amostras em estudo.

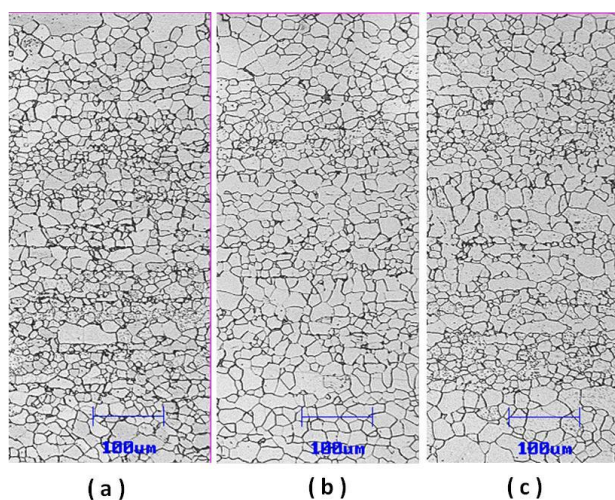


Figura 5.5 – Estrutura metalográfica das BI's. (a) recozida a 600°C/ 90s; (b) recozida a 950°C/ 35s; (c) sem recozimento inicial.

Conforme apresentado na figura acima, observa-se que as três amostras apresentam estruturas bastante heterogêneas em relação aos tamanhos de grãos.

A Figura 5.6 apresenta as microestruturas das amostras após as seguintes etapas: recozimento inicial, laminação a frio para 0,73mm (BI), recozimento intermediário (1030°C/ 33s), laminação a frio para 0,27mm (BF), descarbonetação e recristalização primária.

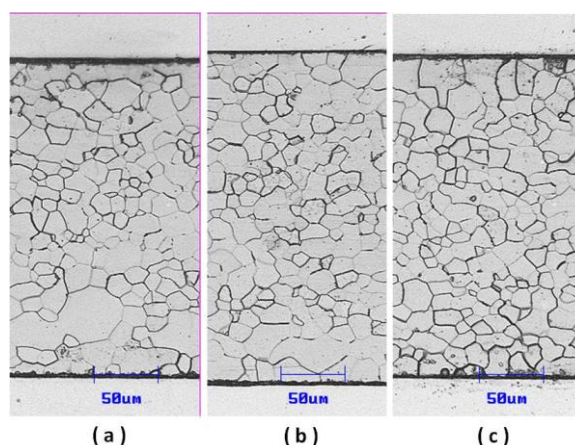


Figura 5.6 - Estrutura metalográfica das BF's. (a) recozida a 600°C/ 90s. (b) recozida a 950°C/ 35s. (c) sem recozimento inicial.

Nesta etapa, o inibidor MnS não permite o crescimento de grãos, o que ocorrerá posteriormente na recristalização secundária.

Analisando a figura acima, não é possível explicar as variações nas propriedades magnéticas das amostras. Para maiores conclusões, recomenda-se analisar a distribuição de precipitados nessas amostras, o que não foi feito nesse estudo.

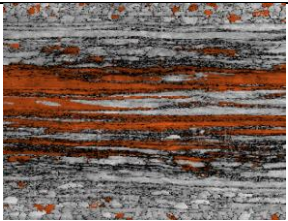
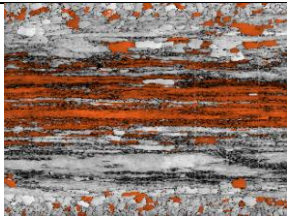
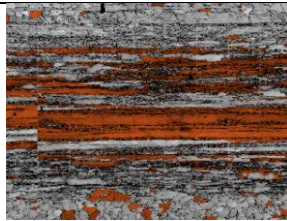
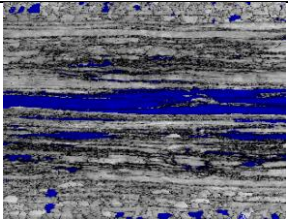
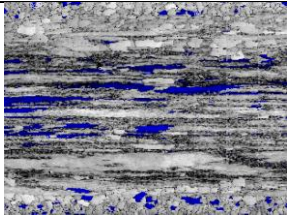
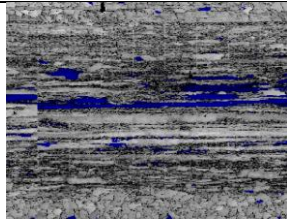
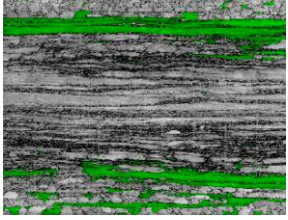
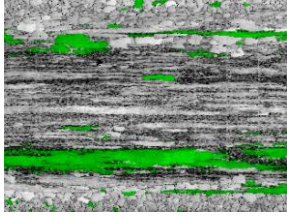
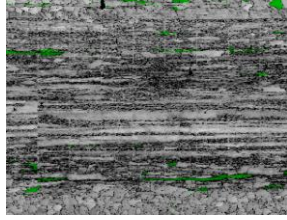
Segundo Hong *et al.* (2006), uma distribuição homogênea de precipitados após a recristalização primária contribui para a obtenção de boas propriedades magnéticas.

5.2.1 Análise da textura

A partir de agora, analisaremos a evolução da textura ao longo das fases do processo e tentaremos determinar sua correlação com o recozimento inicial aplicado.

A Tabela V destaca as fibras α (cor laranja) e γ (cor azul) e a textura de Goss (cor verde) nas amostras em estudo analisadas através de EBSD.

Tabela V – Textura das BQ's recozidas e resfriadas ao ar.

	600°C/ 90s	950°C/ 35s	Sem Recozimento
Fibra α			
Fibra γ			
Goss			

A partir da Tabela V, pode-se observar que as fibras α e γ situam-se no centro da tira, enquanto a textura de Goss situa-se mais próxima às superfícies do material, mais precisamente na região de transição entre os grãos alongados do centro e os grãos recristalizados das superfícies. Esses grãos com orientação de Goss são formados durante a laminação a quente e, acredita-se que o material leva essa “memória” para as demais etapas (INOKUTI *et al.*, 1987). Além disso, pode-se observar uma forte presença de fibra α na BQ e uma fraca presença de fibra γ . A transição entre os estados de deformação (por cisalhamento e planar) entre superfície e centro da tira, aplicados durante a laminação a quente resulta em uma textura heterogênea. Desta forma, observa-se um gradiente ao longo da espessura (SHIN *et al.*, 2008). A Figura 5.7 apresenta as frações das fibras na estrutura das BQ's, de acordo com o tipo de recozimento inicial realizado.

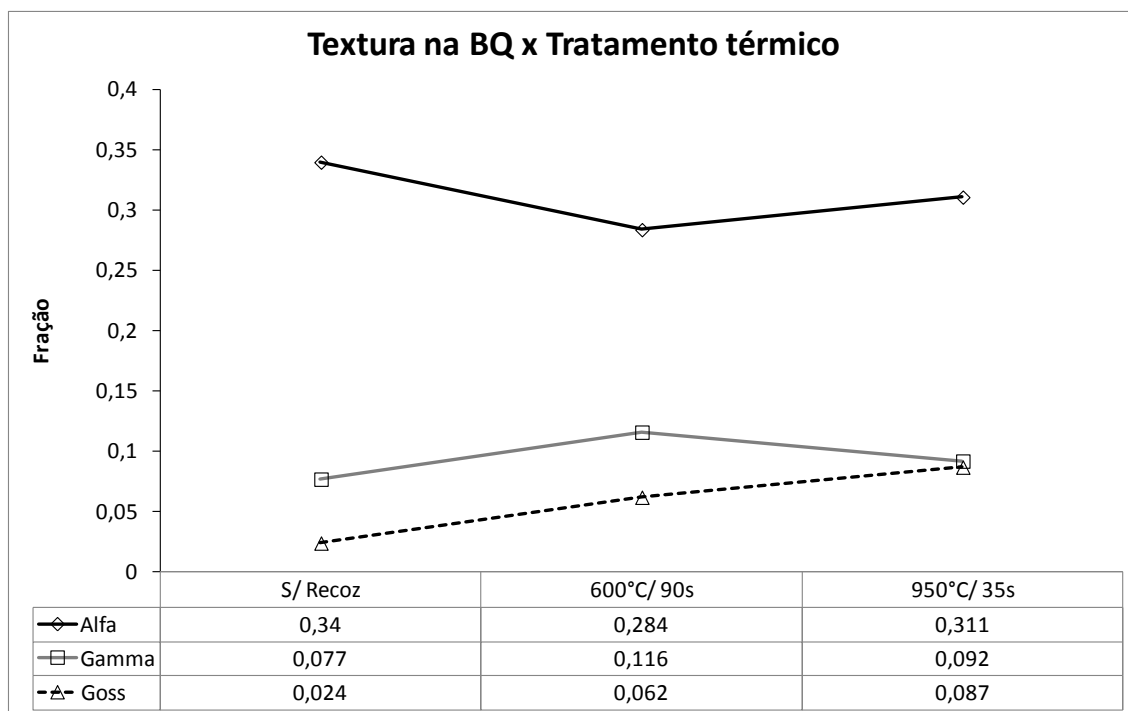


Figura 5.7 - Textura na BQ em função do recozimento aplicado.

Através da Figura 5.7, observa-se que a fibra α é predominante na BQ, independente do recozimento inicial aplicado, enquanto as proporções de fibra γ e Goss apresentam comportamento semelhante. Além disso, como já era esperado, não foram observadas alterações significativas nas proporções das fibras entre as amostras com e sem recozimento.

A Figura 5.8 apresenta a correlação entre perda magnética e frações das fibras/textura de Goss na BQ.

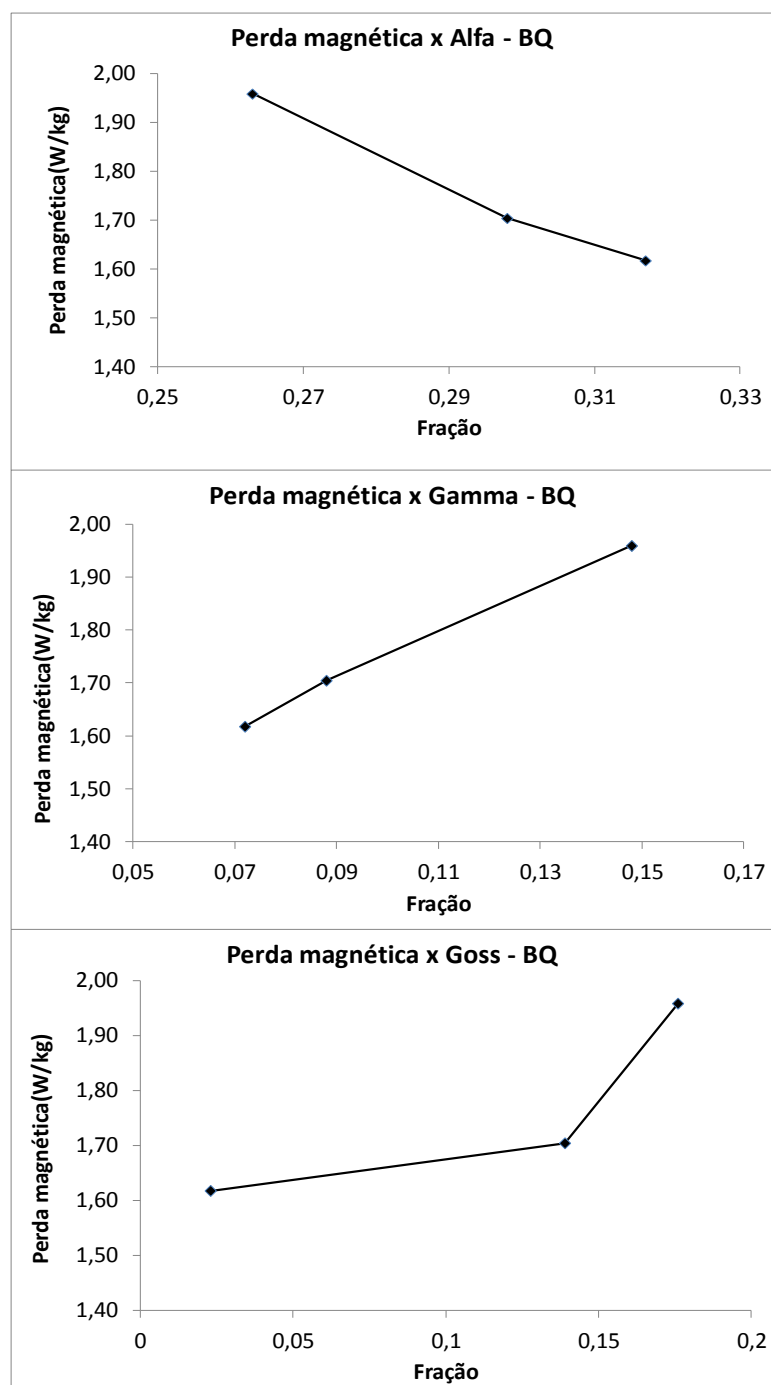


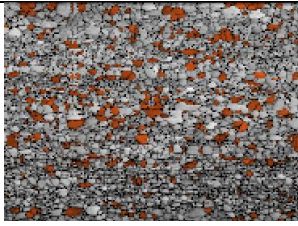
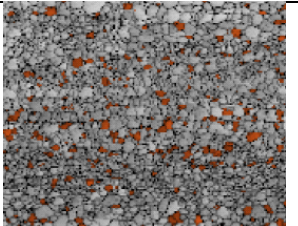
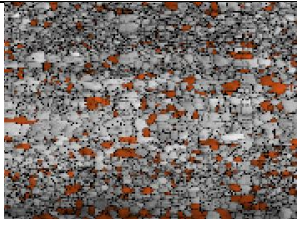
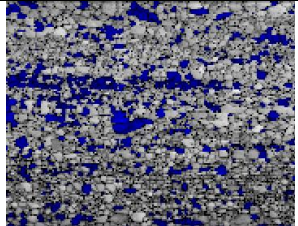
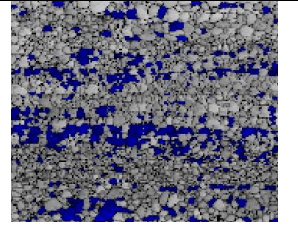
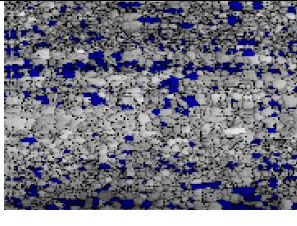
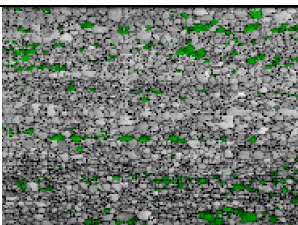
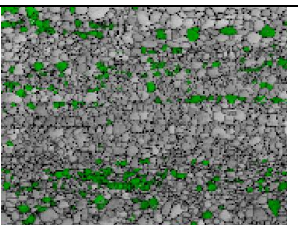
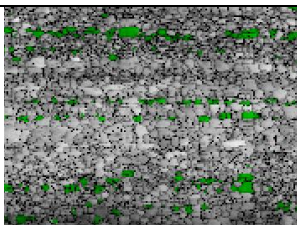
Figura 5.8 - Relação perda magnética versus frações das fibras alfa, gamma e textura de Goss na BQ.

Conforme pode ser observado na Figura 5.8, a perda magnética reduz com o aumento de fibras α e aumenta proporcionalmente com o aumento de fibras γ e textura de Goss na BQ. Desta forma, apura-se que o melhor resultado de perda magnética é obtido a

partir da amostra com a maior proporção de fibra α e as menores proporções de fibra γ e Goss.

A Tabela VI apresenta, para as amostras comparadas, a distribuição das fibras α (cor laranja), γ (cor azul) e textura de Goss (cor verde) e textura de Goss nos grãos do material após a laminação a frio para a espessura de 0,73mm e recozimento intermediário (BI).

Tabela VI - Distribuição da textura nos grãos de BI.

	600°C / 90s	950°C / 35s	Sem Recozimento
Alfa			
Gamma			
Goss			

A Tabela VI ilustra a distribuição dos grãos com as orientações cristalográficas estudadas neste trabalho. Observa-se que, em geral, grãos com as orientações pesquisadas estão mais distribuídos ao longo da espessura das amostras. Segundo Inokuti *et al.* (1987), existe uma formação preferencial de grãos de Goss dentro de bandas com orientação $\{hk0\}\langle 001\rangle$ devido à herança da laminação a quente. As proporções destes grãos são mostradas na Figura 5.9.

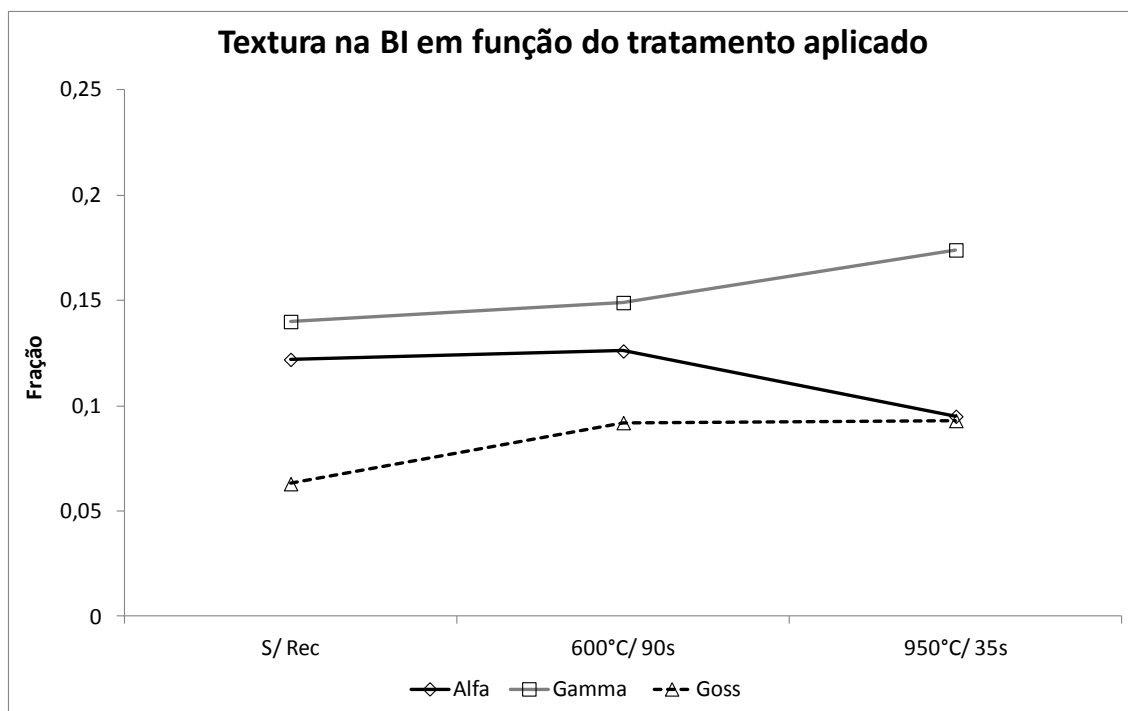


Figura 5.9 - Fração de grãos com predominância de fibras alfa, gamma e textura de Goss na BI.

Através da Figura 5.9, pode-se afirmar que a fibra γ é predominante nas três situações apresentadas. Além disso, observa-se um leve aumento na proporção desta fibra com a temperatura de recozimento aplicada na BQ. A fração de fibra α apresenta uma queda na amostra recozida a 950°C em relação às demais e a fração de Goss é maior nas amostras submetidas a algum recozimento inicial. A Figura 5.10 apresenta a relação entre os resultados de perda magnética e a textura na BI (bitola intermediária).

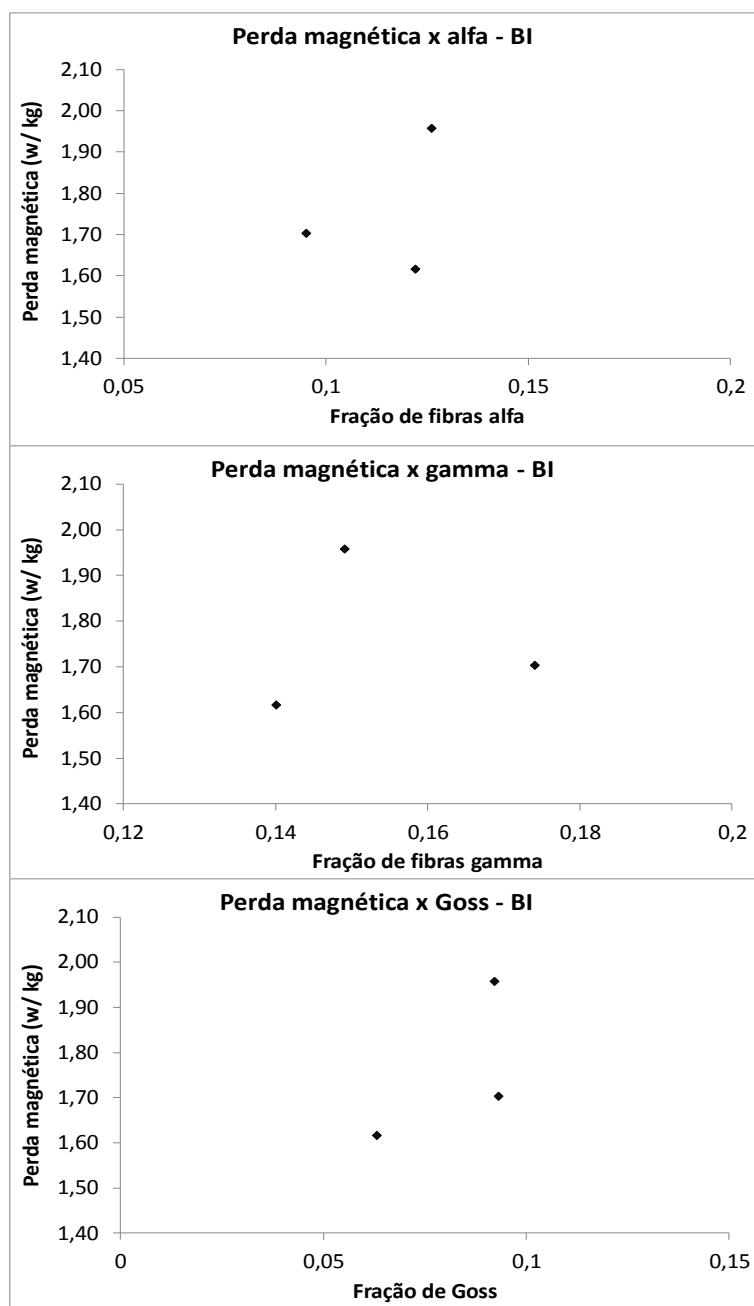


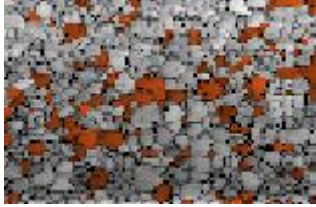

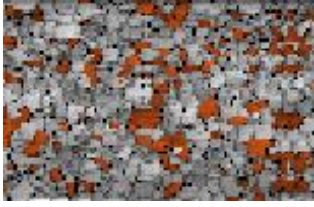
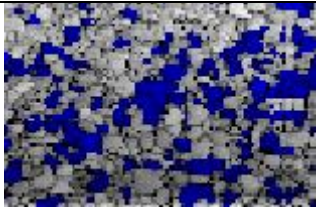
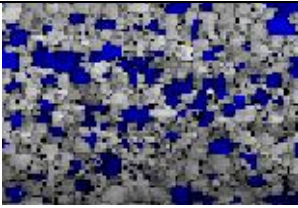
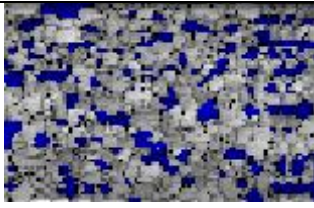
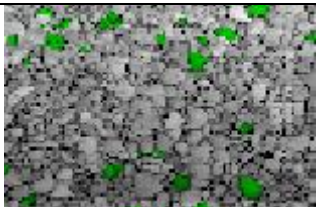
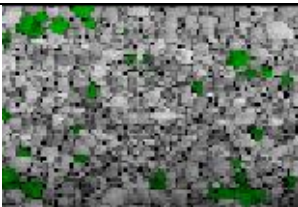
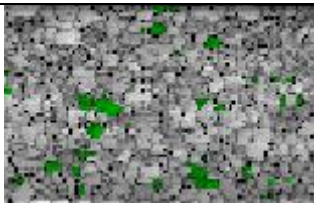
Figura 5.10 – Relação entre perda magnética e textura da BI.

Analisando a Figura 5.10, constata-se que não existe uma correlação direta entre a perda magnética e a fração das fibras α , γ e Goss na BI, porém, é possível afirmar que a amostra com o melhor resultado de perda magnética possui as menores frações de fibra γ e Goss.

A partir de agora, serão estudadas as amostras que já sofreram a recristalização primária, ou seja, foram submetidas às seguintes etapas: laminação a quente,

recozimento inicial, laminação a frio para 0,73mm, recozimento intermediário, laminação a frio para 0,27mm, descarbonetação e recristalização primária. A Tabela VII mostra as micrografias das três amostras de BF em estudo, evidenciando a textura presente para cada tratamento a que foram submetidas. Nela destacam-se grãos com as seguintes orientações: fibras α (cor laranja) e γ (cor azul) e a textura de Goss (cor verde).

Tabela VII - Micrografias da BF evidenciando a textura presente para cada tratamento térmico em estudo.

	600°C / 90s	950°C / 35s	Sem Recozimento
Alfa			
Gamma			
Goss			

De acordo com a Tabela VII, pode-se observar que os grãos que apresentam as fibras α e γ estão distribuídos aleatoriamente no material, não possuindo, portanto, uma localização preferencial. Já os grãos com textura de Goss, em quantidade muito inferior aos demais, apresentam certa localização preferencial próximo às superfícies da tira, exceto para a amostra sem recozimento. A Figura 5.11 mostra a fração das fibras α , γ e Goss na BF em função das condições de recozimento.

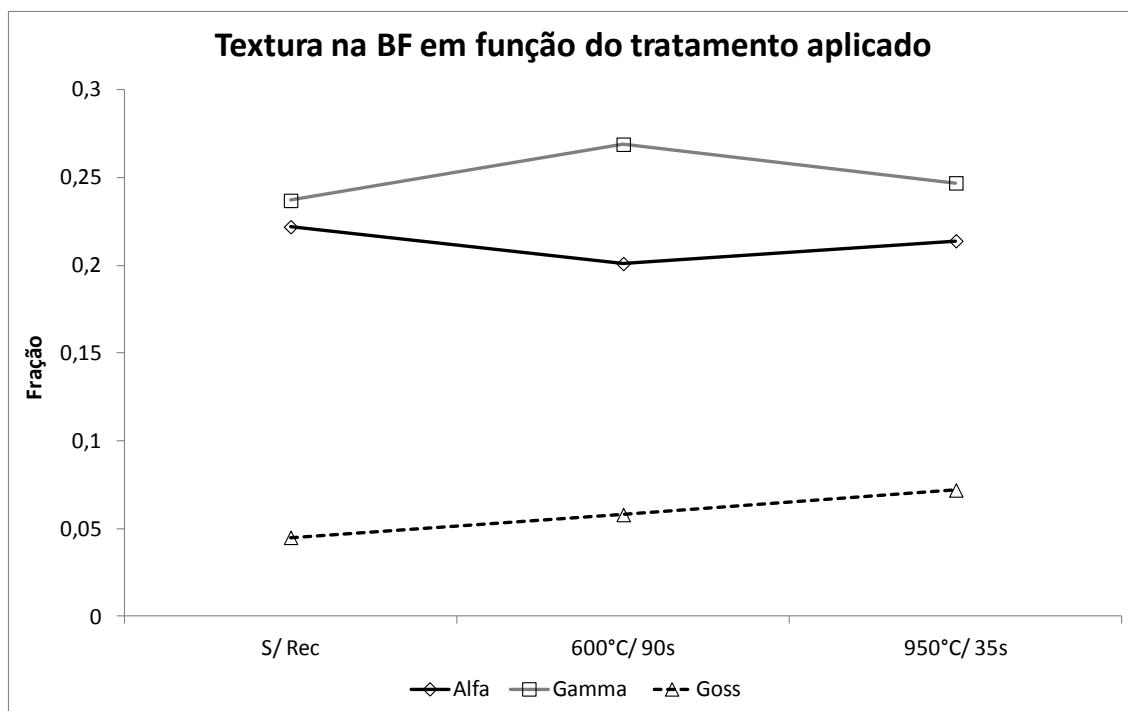


Figura 5.11 – Fração volumétrica das fibras α , γ e Goss na BF para cada tratamento térmico aplicado.

A partir da Figura 5.11, observa-se que, independente do tratamento aplicado ao material, existe a predominância de grãos com fibra γ . Em seguida, observam-se grãos com fibra α e, por último, em quantidades muito pequenas, aparecem os grãos com textura de Goss.

A Figura 5.12 apresenta a relação entre perda magnética e fração das fibras α , γ e Goss na BF nas amostras de BF.

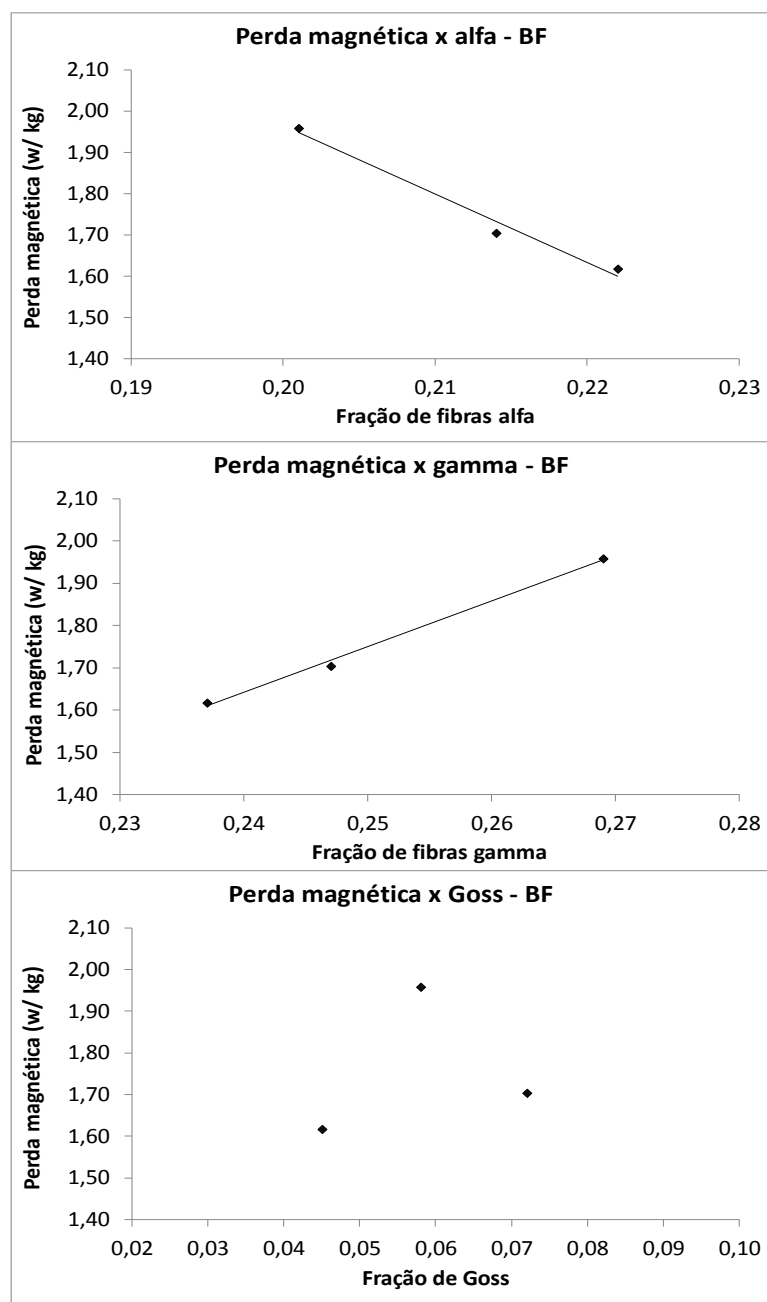


Figura 5.12 – Relação entre perda magnética e fração das fibras α , γ e Goss na BF.

De acordo com a figura acima, é possível afirmar que existe relação entre perda magnética e frações de fibra α e γ na BF. Quanto à fração de grãos com textura de Goss, não é possível observar correlação. Segundo Inokuti *et al.* (1981), as fibras γ são facilmente consumidas pelos grãos de Goss durante a recristalização secundária diferentemente da fibra α . Desta forma, a correlação entre perda magnética e fração de fibra α após recristalização primária apresentada acima deve ser questionada. A

variação talvez seja muito pequena para ser considerada e, além disso, outros fatores que influenciam os resultados devem ser considerados. Em trabalhos futuros, a distribuição de precipitados nesta etapa do processo deve ser analisada para melhor entendimento dos fenômenos ocorridos.

As pequenas alterações observadas na fração das fibras α , γ e Goss na BF das amostras apresentadas na Figura 5.11 e Figura 5.12 não permitem explicar os resultados de perda magnética obtidos.

A Figura 5.13 mostra a evolução das frações de grãos com fibra α nas etapas do processo. Pode-se observar que as frações de grãos com a orientação mencionada são superiores na BQ, reduzem até um mínimo na BI e voltam a crescer na BF. Além disso, não se observa diferença significativa entre os tratamentos aplicados na BQ. A Figura 5.14 mostra que as frações de grãos com orientação preferencial de fibras γ seguem um crescimento linear durante as etapas do processo. A Figura 5.15 apresenta as frações de grãos com orientação preferencial de Goss ao longo do processo. Verifica-se que as frações desses grãos reduzem linearmente com as etapas do processo, exceto para a BQ sem recozimento que segue um comportamento diferenciado.

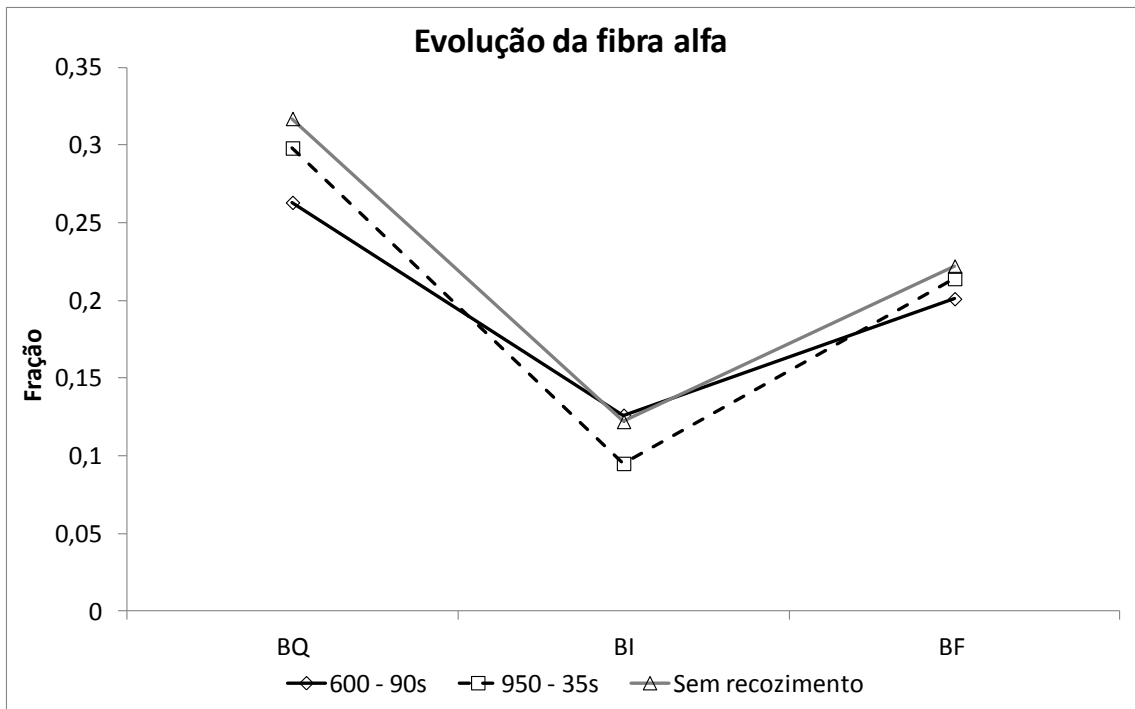


Figura 5.13 – Acompanhamento das frações de grãos com orientação preferencial de fibras alfa ao longo do processo.

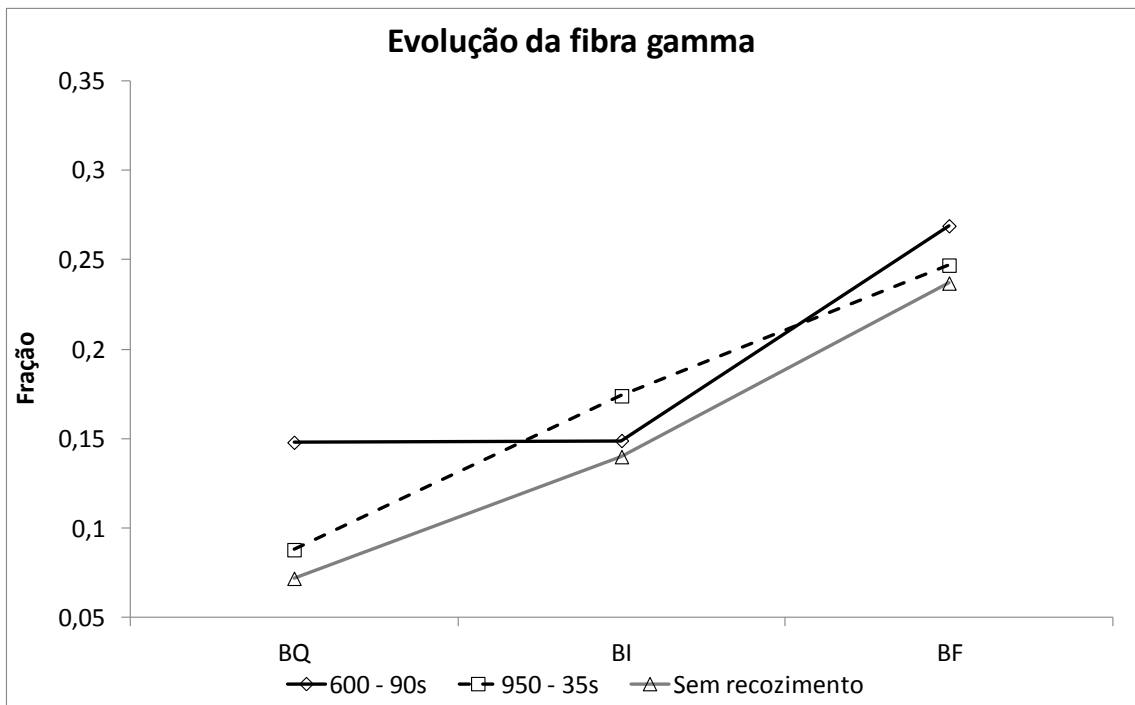


Figura 5.14 - Acompanhamento das frações de grãos com orientação preferencial de fibras gamma ao longo do processo.

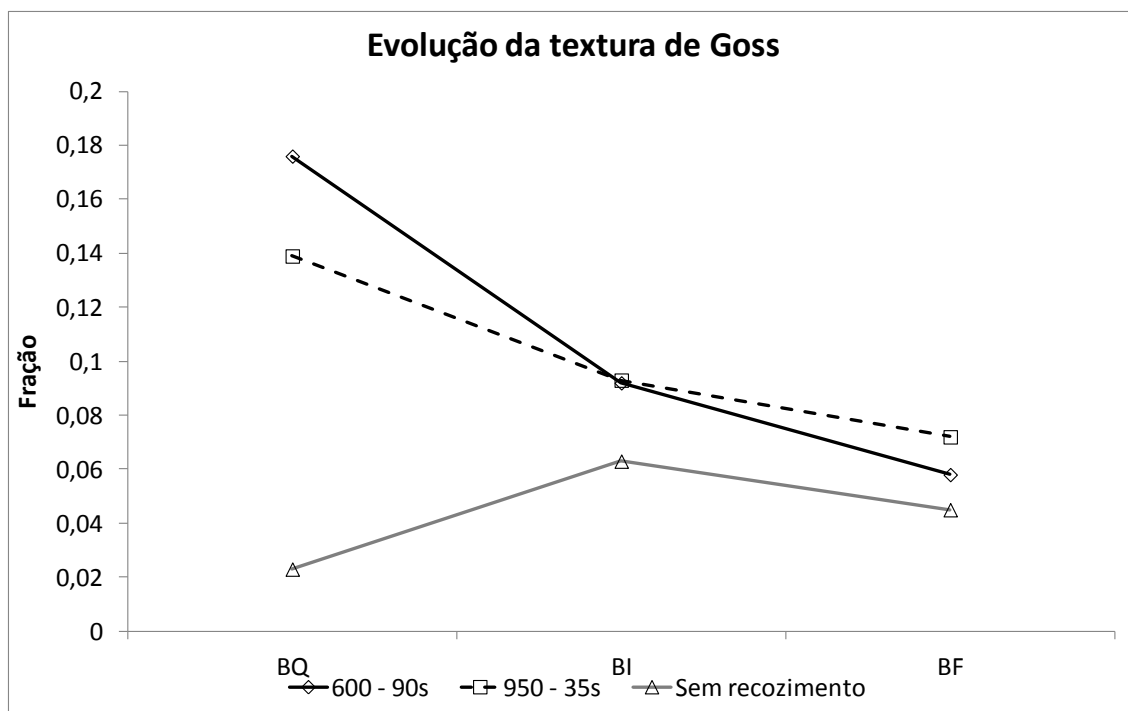


Figura 5.15 - Acompanhamento das frações de grãos com orientação preferencial de textura de Goss ao longo do processo.

5.3 Análise do ciclo térmico com resfriamento ar + água

A Figura 5.16 apresenta as taxas de resfriamento atingidas com o método proposto para as temperaturas de recozimento experimentadas.

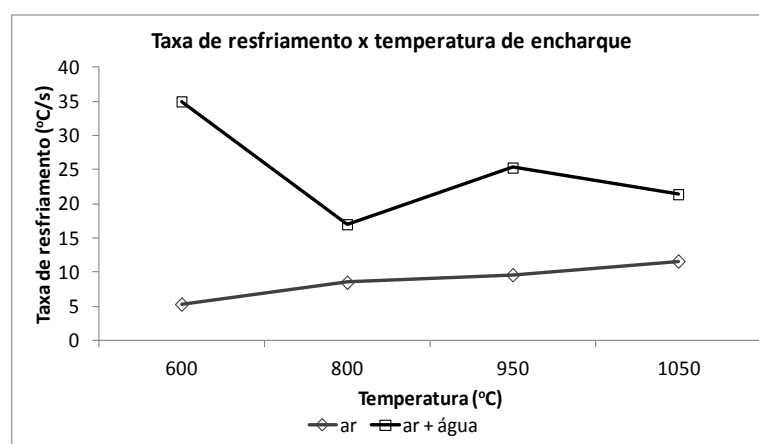


Figura 5.16 - Taxas de resfriamento das BQ's resfriadas ao ar e com ar + água.

Conforme apresentado na figura acima, não foi alcançada a taxa de resfriamento objetivada de 100°C/s com a montagem proposta. Observa-se que a maior taxa de resfriamento alcançada foi de 35°C/s – considerada muito baixa – para a amostra recozida a 600°C. Isto pode ser devido à não existência de um sistema de exaustão para a retirada do vapor gerado durante o resfriamento. Desta forma, a massa de vapor sobre a amostra prejudicou sua extração de calor.

Após considerar muito baixas as taxas de resfriamento obtidas neste experimento, optou-se por não incluir os resultados neste trabalho.

6 Conclusões

1 – O recozimento a 600°C é extremamente prejudicial à perda magnética e o recozimento realizado a 950°C e a 1050°C é melhor em relação ao processo industrial – realizado a 800°C;

2 – Mostrou-se que é possível eliminar o recozimento inicial do processo e alcançar bons resultados de perda magnética. Neste caso, deve-se avaliar o controle das taxas de resfriamento após a laminação a quente, bem como a composição química do material. Além disso, em escala industrial, devem-se considerar suas implicações na laminação a frio.

3 – Os ciclos térmicos aplicados no recozimento da BQ não promoveram alterações perceptíveis na estrutura de grãos do material.

4 – Não foi observada correlação direta entre as frações das fibras e textura de Goss na BQ com o ciclo térmico aplicado no recozimento inicial;

5 – Através da evolução da textura nas etapas do processo, não é possível explicar a influência do recozimento inicial na BQ. Os resultados de perda magnética encontrados também não podem ser explicados através deste método;

7 Relevância do trabalho

Este trabalho contribuiu acima de tudo para a geração de conhecimento sobre o recozimento inicial do aço elétrico de grão orientado produzido em dois estágios de laminação a frio e com o uso do MnS como inibidor de crescimento de grão. Esta receita de produção é atualmente utilizada pela Aperam e não foi encontrado estudo recente sobre esta fase do processo.

A possibilidade mostrada neste trabalho de eliminar o recozimento inicial significa uma importante forma de reduzir os custos de produção e, desta forma, aumentar a competitividade deste produto no mercado.

8 Recomendações para futuros trabalhos

1 – Utilizar maiores tempos de encharque para possibilitar modificações na estrutura do material;

2 – Avaliar a distribuição de precipitados após a recristalização primária;

3 – Aumentar a quantidade de amostras para confirmar a repetibilidade dos resultados;

4 – Refazer os testes sem recozimento inicial controlando os parâmetros de laminação a quente;

5 - Estudar a laminação a frio da BQ sem recozimento para possibilitar a redução dos custos de processo.

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

BARRETT, W. F., BROWN, W. F., & HADFIELD, R. A. *Researches on the electrical conductivity and magnetic properties of upwards of one hundred different alloys of iron.* Journal of Institute of Electrical Engineers, v.31, 674-722, 1902.

BASTOS, P. R. *Distribuição de sulfeto no aço silício 3% via laminação Steckel.* Dissertação de Mestrado, UFMG, Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Minas, Belo Horizonte, 1984.

CHANG, S. K. *Influence of hot band normalizing on recrystallization behaviour in grain oriented silicon steels.* STEEL RESEARCH INTERNATIONAL, v.76 (9), pp. 660-665, 2005.

CHANG, S. K. *Texture change from primary to secondary recrystallization by hot-band normalizing in grain-oriented silicon steels.* Mater. Sci. Eng. A., v. 452-453, pp. 93-98, 2007.

CHUEN, S. L. *Determinação dos parâmetros operacionais do recozimento de descarbonetação do aço silício.* Proposta de tese engenharia metalúrgica . Belo Horizonte: UFMG, 1980.

CULLITY, B. D. *Introduction to Magnetic Materials.* Second edition. Addison-Wesley, 544p., 1972.

DIETER, G. E.. *Mechanical Metallurgy.* Singapore. McGraw-Hill Book Co, SI metric ed., 751p., 1988.

DORNER, D.; ZAEFFERER, S.; RAABE, D. *Retention of Goss orientation between microbands during cold rolling of an Fe3%Si single crystal.* In: Acta Materialia, v.55, p.2519-2530. 2007.

FONSECA, A. J.. *Influência da pré-laminação nas microestruturas e propriedades magnéticas do aço silício de grão orientado via laminação steckel*. Dissertação de Mestrado . Belo Horizonte: UFMG, 1988.

GOSS, N. P.. *Patent No. 1,965,559, 1934*.

HONG, B. D.;KIM, J. K.; CHO, K. M. (2006). *Effects of Hot Rolling on Microstructures and Magnetic Properties in 3% Si Grain Oriented Electrical Steels*. Journal of Magnetism v. 11 (3), pp.111-114, 2006

HUMPHRAYS, F. J., HATHERLY, M.. *Recrystallization and Related Annealing Phenomena*. Second Edition. Elsevier's Materials Science, 2004.

INOKUTI, Y., MAEDA, C., & ITO, Y.. *Computer color mapping of configuration of Goss grains after an intermediate annealing in grain oriented silicon steel*. ISIJ , pp.139-144, 1987.

INOKUTI, Y., MAEDA, C., ITOH, Y., SHIMANAKA, H.. *Analysis of crystallographic orientation at an incipient stage of secondary recrystallization of grain oriented silicon steel by transmission Kossel technique*. T. I. Japan., Ed.. ICOTOM6 , pp.948-957, 1981.

INOKUTI, Y., MAEDA, C., ITOH, Y., SHIMANAKA, H.H.. *Transmission Kossel study of origin of Goss texture in grain oriented silicon steel*. ISIJ , pp. 440-449, 1983.

MAY, J. E., TURNBULL, D.. *Secondary Recrystallization in silicon iron*. Trans. of the metallurgical of AIME, pp. 769-781, 1958.

PADILHA, A., SICILIANO Jr., F.. *Encruamento, Recristalização, Crescimento de Grão e Textura*. (Vol. 3a Ed.). São Paulo. Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais, 3ª Ed., 2005.

PARK, J. T.; Szpunar, J. A.. *Evolution of recrystallization texture in nonoriented*. Acta Materialia, v. 51, pp. 3037-3051, 2003.

- RAABE, D.; LUCKE, K.. *Textures of ferritic stainless steels*. Mater. Sci. Technol., v. 9, pp. 302-312, 1993.
- RAY, R. K.; BUTRÓN-GUILLÉN, M. P.; Ruddle, G. E.. *Effect of Controlled Rolling on texture development in a plain carbon and a Nb microalloyed steel*. ISIJ International, v.32, pp. 203-212, 1992.
- RAY, R. K.; BUTRÓN-GUILLÉN, M. P.; SAVOIE, J.. *Transformation textures in steels*. ISIJ International, v.34, pp. 927-942, 1994.
- SHIMIZU, Y., ITO, Y., LIDA, Y.. *Metall. Trans. A*. Vol. v. 17A, 1986.
- SHIN, S. M.; BIROSCA, S.; CHANG, S. K.; COOMAN, B. C.. *Texture evolution in grain-electrical steel during hot band annealing and cold rolling*. Journal of Microscopy, v. 230, pp. 414-423, 2008.
- TSAI, M. C.; HWANG, Y. S.. *The quenching effects of hot band annealing on grain-oriented electrical steel*. Journal of Magnetism and Magnetic Materials, v. 322, pp. 2690-2695, 2010.
- USHIODA, K.; HUTCHINSON, W. B.. *Role of shear bands in annealing texture formation 3%Si-Fe (111)[11-2] single crystals*. ISIJ International, v. 29, pp. 862-867, 1989.
- VIANA, C. S.; PAULA, A. S. (2001). *Texturas de Deformação*. TSCHIPTCHIN, A. P. WORKSHOP SOBRE TEXTURA E RELAÇÕES DE ORIENTAÇÃO, v. 1, pp. 23-37, 2001.
- WENK, H. R.; HOUTTE, P. V.. *Texture and anisotropy*. Rep. Progr. Phys. 67 , pp. 1367-1428, 2004

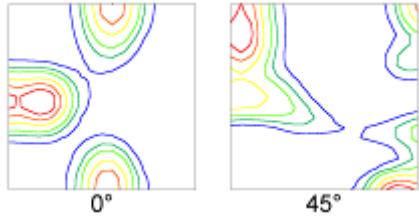


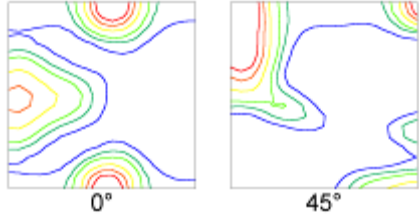


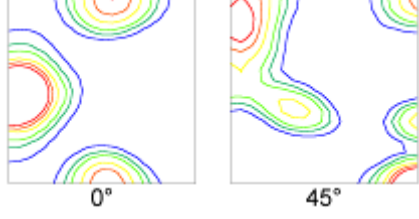


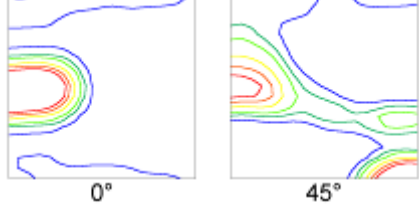


9 Anexos

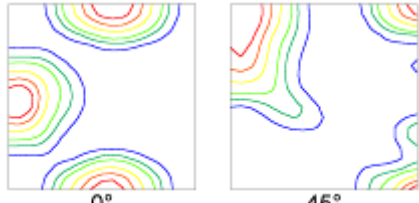
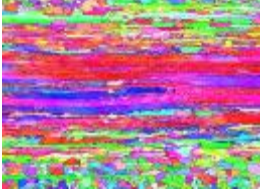

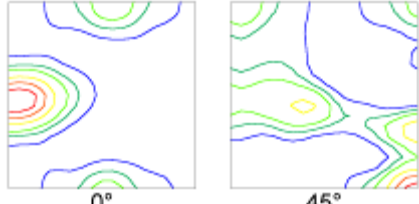
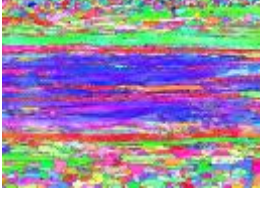

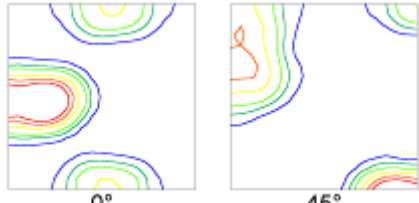


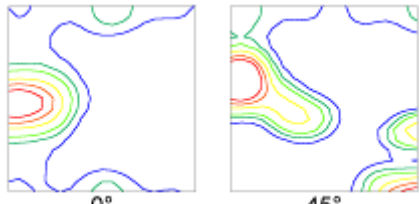


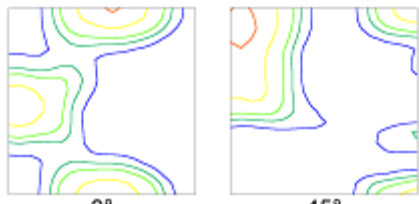
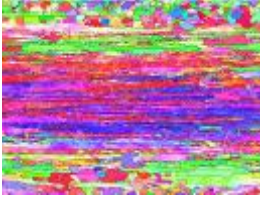

Anexo I - Resultados magnéticos – Teste 1 – resfriamento ao ar

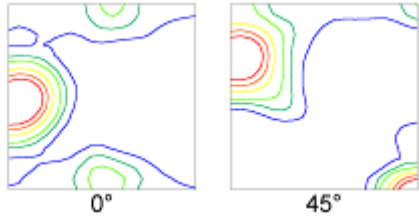


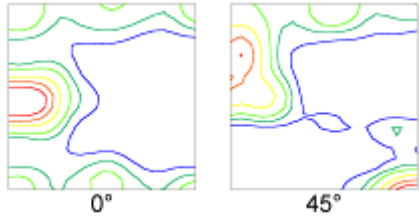


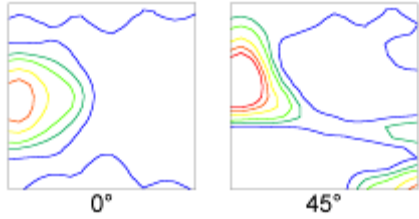


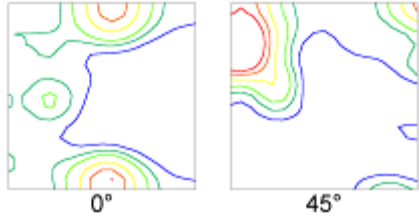


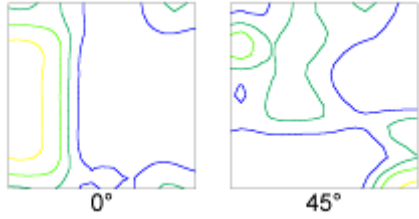


Amostra i	Temperatura	Tempo	g	mm	Perda 15/50	Perda 17/50	Perda 15/60	Perda 17/60	Jmax
	(°C)	(s)	g	mm	W/Kg	W/Kg	W/Kg	W/Kg	mT
1	600	35	18,9	0,270	1,001	1,523	1,296	1,95	1753
1	600	35	18,9	0,270	1,008	1,528	1,308	1,97	1751
1	600	35	18,3	0,262	0,950	1,462	1,234	1,87	1750
1	600	35	18,4	0,263	0,869	1,332	1,134	1,71	1788
2	600	50	19,3	0,275	1,033	1,575	1,345	2,02	1738
2	600	50	19,2	0,274	1,031	1,575	1,339	2,03	1727
2	600	50	18,2	0,260	0,875	1,341	1,137	1,72	1782
2	600	50	18,3	0,261	0,889	1,383	1,160	1,77	1772
3	600	90	19,3	0,275	0,995	1,486	1,295	1,92	1766
3	600	90	18,7	0,267	1,005	1,537	1,303	1,96	1741
3	600	90	18,7	0,267	0,932	1,415	1,214	1,82	1765
4	800	35	18,7	0,268	0,930	1,418	1,210	1,82	1773
4	800	35	19,0	0,271	0,969	1,491	1,261	1,91	1749
5	800	50	19,0	0,271	0,978	1,482	1,273	1,90	1754
5	800	50	19,0	0,271	0,925	1,393	1,204	1,79	1784
5	800	50	19,1	0,273	0,928	1,423	1,210	1,83	1769
5	800	50	19,1	0,273	0,917	1,407	1,199	1,82	1778
6	800	90	18,7	0,267	0,919	1,387	1,194	1,78	1790
6	800	90	18,7	0,267	0,909	1,398	1,184	1,80	1765
6	800	90	18,7	0,266	0,862	1,315	1,129	1,69	1794
6	800	90	18,7	0,267	0,922	1,445	1,198	1,86	1765
7	950	35	18,8	0,269	0,869	1,289	1,135	1,67	1816
7	950	35	18,9	0,269	0,859	1,282	1,124	1,66	1815
7	950	35	19,5	0,279	0,912	1,369	1,193	1,77	1800
7	950	35	19,5	0,278	0,895	1,321	1,174	1,71	1805
8	950	50	19,5	0,279	1,010	1,475	1,312	1,90	1780
8	950	50	19,5	0,279	0,886	1,308	1,162	1,69	1806
8	950	50	18,5	0,265	0,923	1,454	1,205	1,87	1751
8	950	50	18,5	0,264	0,915	1,428	1,190	1,83	1760
9	950	90	19,1	0,273	0,928	1,421	1,212	1,83	1764
9	950	90	19,1	0,273	0,879	1,304	1,153	1,69	1812
9	950	90	18,5	0,265	0,871	1,328	1,135	1,71	1792
9	950	90	18,5	0,264	0,844	1,267	1,103	1,64	1813
10	1050	35	19,1	0,273	0,927	1,404	1,206	1,81	1779
10	1050	35	19,1	0,272	0,915	1,412	1,191	1,82	1764
10	1050	35	19,1	0,272	0,922	1,416	1,203	1,83	1769
10	1050	35	19,1	0,273	0,902	1,387	1,177	1,79	1771
11	1050	50	19,4	0,276	0,869	1,317	1,142	1,71	1799
11	1050	50	19,4	0,277	0,863	1,303	1,134	1,69	1796
11	1050	50	18,8	0,268	0,879	1,349	1,148	1,74	1782
11	1050	50	18,8	0,268	0,910	1,403	1,185	1,81	1772
12	1050	90	18,9	0,270	0,849	1,277	1,113	1,65	1808
12	1050	90	18,9	0,270	0,911	1,371	1,185	1,77	1784
12	1050	90	18,5	0,265	0,845	1,301	1,105	1,68	1785
12	1050	90	18,6	0,266	0,874	1,368	1,138	1,76	1758
13	Sem Recoz.	Sem Recoz.	19,1	0,273	0,825	1,213	1,086	1,57	1831
13	Sem Recoz.	Sem Recoz.	19,1	0,272	0,813	1,220	1,070	1,58	1827
13	Sem Recoz.	Sem Recoz.	18,8	0,269	0,879	1,312	1,145	1,69	1802
13	Sem Recoz.	Sem Recoz.	18,9	0,270	0,832	1,255	1,092	1,62	1818

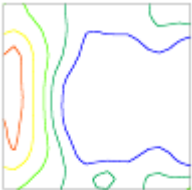






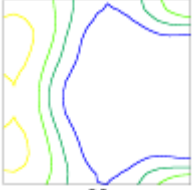
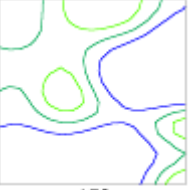

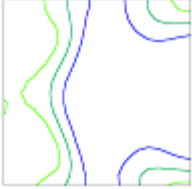


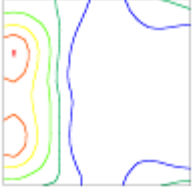


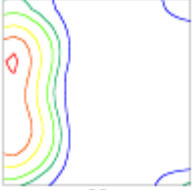
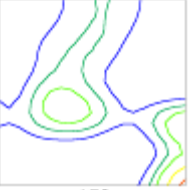

Anexo II – FDOCs e mapas de orientação cristalográfica

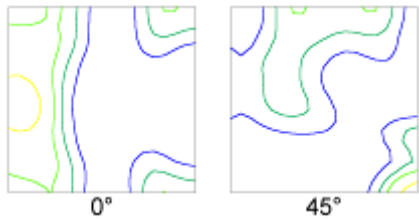

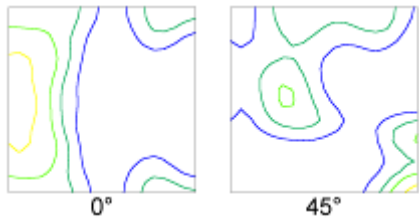

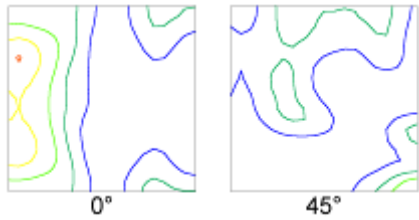

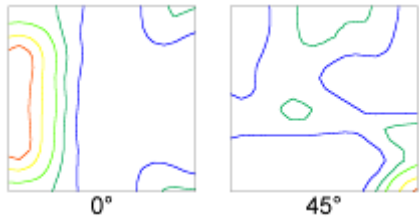

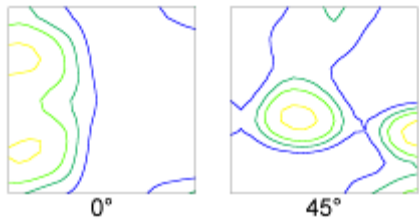

Tabela VIII – FDOCs e mapas de orientação cristalográfica gerados por EBSD para as amostras recozidas e resfriadas ao ar.

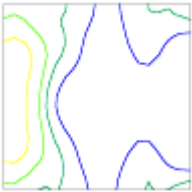


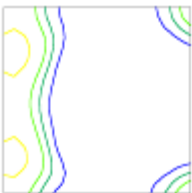
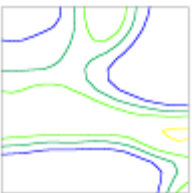


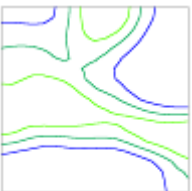

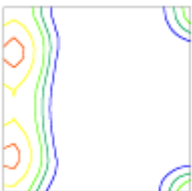
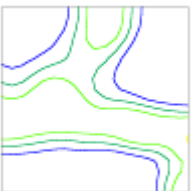

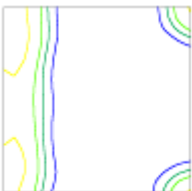
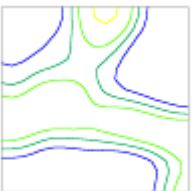

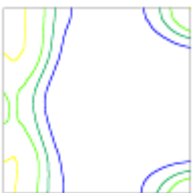
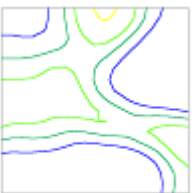

<p>600°C / 35s BQ</p>	 <p>0° 45°</p>		<p>GrayScale Map Type: none</p> <p>Color Coded Map Type: Inverse Pole Figure (IPF)</p> <p>Non-Metals</p>  <p>Boundaries: Rotation Angle</p> <table border="1"> <thead> <tr> <th>Min</th> <th>Max</th> <th>Fraction</th> <th>Number</th> <th>Length</th> </tr> </thead> <tbody> <tr> <td>15°</td> <td>100°</td> <td>0.368</td> <td>22644</td> <td>28.54 cm</td> </tr> </tbody> </table> <p>*For statistics - any point pair with misorientation exceeding 2° is considered a boundary Total number = 08287, total length = 90.30 cm</p>	Min	Max	Fraction	Number	Length	15°	100°	0.368	22644	28.54 cm
Min	Max	Fraction	Number	Length									
15°	100°	0.368	22644	28.54 cm									
<p>600°C / 50s BQ</p>	 <p>0° 45°</p>		<p>GrayScale Map Type: none</p> <p>Color Coded Map Type: Inverse Pole Figure (IPF)</p> <p>Non-Metals</p>  <p>Boundaries: Rotation Angle</p> <table border="1"> <thead> <tr> <th>Min</th> <th>Max</th> <th>Fraction</th> <th>Number</th> <th>Length</th> </tr> </thead> <tbody> <tr> <td>15°</td> <td>100°</td> <td>0.353</td> <td>25813</td> <td>25.01 cm</td> </tr> </tbody> </table> <p>*For statistics - any point pair with misorientation exceeding 2° is considered a boundary Total number = 12075, total length = 71.87 cm</p>	Min	Max	Fraction	Number	Length	15°	100°	0.353	25813	25.01 cm
Min	Max	Fraction	Number	Length									
15°	100°	0.353	25813	25.01 cm									
<p>600°C / 90s BQ</p>	 <p>0° 45°</p>		<p>GrayScale Map Type: none</p> <p>Color Coded Map Type: Inverse Pole Figure (IPF)</p> <p>Non-Metals</p>  <p>Boundaries: Rotation Angle</p> <table border="1"> <thead> <tr> <th>Min</th> <th>Max</th> <th>Fraction</th> <th>Number</th> <th>Length</th> </tr> </thead> <tbody> <tr> <td>15°</td> <td>100°</td> <td>0.368</td> <td>25848</td> <td>28.65 cm</td> </tr> </tbody> </table> <p>*For statistics - any point pair with misorientation exceeding 2° is considered a boundary Total number = 13945, total length = 73.34 cm</p>	Min	Max	Fraction	Number	Length	15°	100°	0.368	25848	28.65 cm
Min	Max	Fraction	Number	Length									
15°	100°	0.368	25848	28.65 cm									
<p>800°C / 35s BQ</p>	 <p>0° 45°</p>		<p>0-Highlighted Points/Total Number of Points = 0.080 0-Highlighted Points/Number of Good Points = 0.080 0-Highlighted Points/Number of Flatline Points = 0.080</p> <p>Color Scale Map Type: none</p> <p>Color Coded Map Type: Inverse Pole Figure (IPF)</p> <p>Non-Metals</p>  <p>Boundaries: Rotation Angle</p> <table border="1"> <thead> <tr> <th>Min</th> <th>Max</th> <th>Fraction</th> <th>Number</th> <th>Length</th> </tr> </thead> <tbody> <tr> <td>15°</td> <td>100°</td> <td>0.228</td> <td>23182</td> <td>23.19 cm</td> </tr> </tbody> </table> <p>*For statistics - any point pair with misorientation exceeding 2° is considered a boundary Total number = 70807, total length = 70.81 cm</p>	Min	Max	Fraction	Number	Length	15°	100°	0.228	23182	23.19 cm
Min	Max	Fraction	Number	Length									
15°	100°	0.228	23182	23.19 cm									

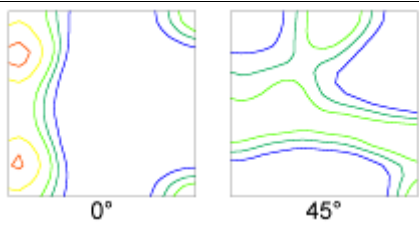

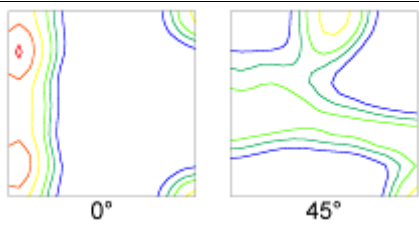

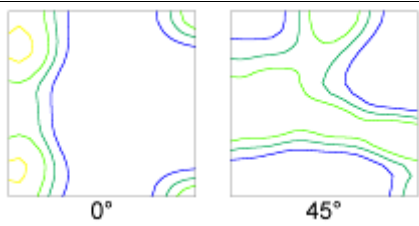

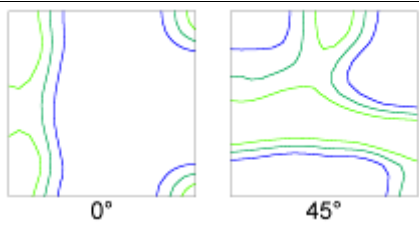

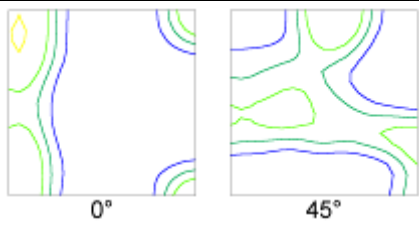

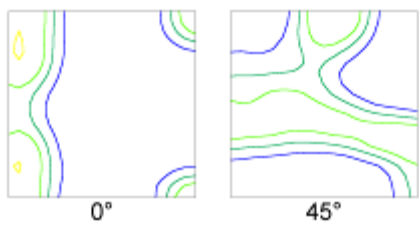

<p>800°C / 50s BQ</p>	 <p style="text-align: center;">0° 45°</p>		<p>Highlighted Points/Total Number of Points = 6.086 Highlighted Points/Number of Good Points = 6.086 Highlighted Points/Number of Bad Points = 6.086</p> <p>Color Coded Map Type: Inverse Pole Figure (IPF)</p> <p>Color Coded Map Type: Inverse Pole Figure (IPF)</p>  <table border="1"> <thead> <tr> <th>Min</th> <th>Max</th> <th>Fraction</th> <th>Number</th> <th>Length</th> </tr> </thead> <tbody> <tr> <td>15°</td> <td>100°</td> <td>0.315</td> <td>21231</td> <td>27.28 cm</td> </tr> </tbody> </table> <p>*For statistics - any point pair with misorientation exceeding 2° is considered a boundary total number = 72617, total length = 72.94 cm</p>	Min	Max	Fraction	Number	Length	15°	100°	0.315	21231	27.28 cm
Min	Max	Fraction	Number	Length									
15°	100°	0.315	21231	27.28 cm									
<p>800°C / 90s BQ</p>	 <p style="text-align: center;">0° 45°</p>		<p>GrayScale Map Type: none*</p> <p>Color Coded Map Type: Inverse Pole Figure (IPF)</p> <p>Color Coded Map Type: Inverse Pole Figure (IPF)</p>  <table border="1"> <thead> <tr> <th>Min</th> <th>Max</th> <th>Fraction</th> <th>Number</th> <th>Length</th> </tr> </thead> <tbody> <tr> <td>15°</td> <td>100°</td> <td>0.308</td> <td>22294</td> <td>28.28 cm</td> </tr> </tbody> </table> <p>*For statistics - any point pair with misorientation exceeding 2° is considered a boundary total number = 18214, total length = 76.21 cm</p>	Min	Max	Fraction	Number	Length	15°	100°	0.308	22294	28.28 cm
Min	Max	Fraction	Number	Length									
15°	100°	0.308	22294	28.28 cm									
<p>950°C / 35s BQ</p>	 <p style="text-align: center;">0° 45°</p>		<p>GrayScale Map Type: none*</p> <p>Color Coded Map Type: Inverse Pole Figure (IPF)</p> <p>Color Coded Map Type: Inverse Pole Figure (IPF)</p>  <table border="1"> <thead> <tr> <th>Min</th> <th>Max</th> <th>Fraction</th> <th>Number</th> <th>Length</th> </tr> </thead> <tbody> <tr> <td>15°</td> <td>100°</td> <td>0.305</td> <td>20501</td> <td>26.28 cm</td> </tr> </tbody> </table> <p>*For statistics - any point pair with misorientation exceeding 2° is considered a boundary total number = 68174, total length = 66.17 cm</p>	Min	Max	Fraction	Number	Length	15°	100°	0.305	20501	26.28 cm
Min	Max	Fraction	Number	Length									
15°	100°	0.305	20501	26.28 cm									
<p>950°C / 50s BQ</p>	 <p style="text-align: center;">0° 45°</p>		<p>GrayScale Map Type: none*</p> <p>Color Coded Map Type: Inverse Pole Figure (IPF)</p> <p>Color Coded Map Type: Inverse Pole Figure (IPF)</p>  <table border="1"> <thead> <tr> <th>Min</th> <th>Max</th> <th>Fraction</th> <th>Number</th> <th>Length</th> </tr> </thead> <tbody> <tr> <td>15°</td> <td>100°</td> <td>0.308</td> <td>34797</td> <td>24.68 cm</td> </tr> </tbody> </table> <p>*For statistics - any point pair with misorientation exceeding 2° is considered a boundary total number = 62035, total length = 82.94 cm</p>	Min	Max	Fraction	Number	Length	15°	100°	0.308	34797	24.68 cm
Min	Max	Fraction	Number	Length									
15°	100°	0.308	34797	24.68 cm									
<p>950°C / 90s BQ</p>	 <p style="text-align: center;">0° 45°</p>		<p>GrayScale Map Type: none*</p> <p>Color Coded Map Type: Inverse Pole Figure (IPF)</p> <p>Color Coded Map Type: Inverse Pole Figure (IPF)</p>  <table border="1"> <thead> <tr> <th>Min</th> <th>Max</th> <th>Fraction</th> <th>Number</th> <th>Length</th> </tr> </thead> <tbody> <tr> <td>15°</td> <td>100°</td> <td>0.303</td> <td>28938</td> <td>28.68 cm</td> </tr> </tbody> </table> <p>*For statistics - any point pair with misorientation exceeding 2° is considered a boundary total number = 15130, total length = 75.73 cm</p>	Min	Max	Fraction	Number	Length	15°	100°	0.303	28938	28.68 cm
Min	Max	Fraction	Number	Length									
15°	100°	0.303	28938	28.68 cm									

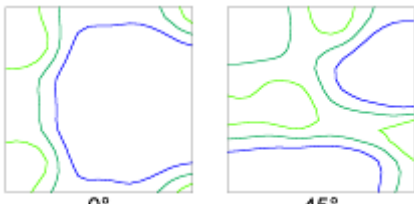

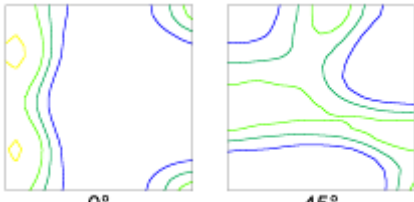

<p>950°C / 35s BQ</p>			<p>GrayScale Map Type: mean Color Coded Map Type: Inverse Potts Figure (BFI) Non-MinMap</p>  <table border="1"> <thead> <tr> <th colspan="2">Boundaries: Rotation Angle</th> <th rowspan="2">Number</th> <th rowspan="2">Length</th> </tr> <tr> <th>Min</th> <th>Max</th> </tr> </thead> <tbody> <tr> <td>15°</td> <td>108°</td> <td>0.358</td> <td>2208</td> </tr> <tr> <td colspan="4">Total Length: 23.78 cm</td> </tr> </tbody> </table> <p>*For statistics - any point pair with misorientation exceeding 2° is considered a boundary BDF number = 08116, total length = 98.12 cm</p>	Boundaries: Rotation Angle		Number	Length	Min	Max	15°	108°	0.358	2208	Total Length: 23.78 cm			
Boundaries: Rotation Angle		Number	Length														
Min	Max																
15°	108°	0.358	2208														
Total Length: 23.78 cm																	
<p>950°C / 50s BQ</p>			<p>GrayScale Map Type: mean Color Coded Map Type: Inverse Potts Figure (BFI) Non-MinMap</p>  <table border="1"> <thead> <tr> <th colspan="2">Boundaries: Rotation Angle</th> <th rowspan="2">Number</th> <th rowspan="2">Length</th> </tr> <tr> <th>Min</th> <th>Max</th> </tr> </thead> <tbody> <tr> <td>15°</td> <td>108°</td> <td>0.365</td> <td>21458</td> </tr> <tr> <td colspan="4">Total Length: 27.48 cm</td> </tr> </tbody> </table> <p>*For statistics - any point pair with misorientation exceeding 2° is considered a boundary BDF number = 08430, total length = 98.43 cm</p>	Boundaries: Rotation Angle		Number	Length	Min	Max	15°	108°	0.365	21458	Total Length: 27.48 cm			
Boundaries: Rotation Angle		Number	Length														
Min	Max																
15°	108°	0.365	21458														
Total Length: 27.48 cm																	
<p>950°C / 90s BQ</p>			<p>GrayScale Map Type: mean Color Coded Map Type: Inverse Potts Figure (BFI) Non-MinMap</p>  <table border="1"> <thead> <tr> <th colspan="2">Boundaries: Rotation Angle</th> <th rowspan="2">Number</th> <th rowspan="2">Length</th> </tr> <tr> <th>Min</th> <th>Max</th> </tr> </thead> <tbody> <tr> <td>15°</td> <td>108°</td> <td>0.362</td> <td>2268</td> </tr> <tr> <td colspan="4">Total Length: 23.57 cm</td> </tr> </tbody> </table> <p>*For statistics - any point pair with misorientation exceeding 2° is considered a boundary BDF number = 08080, total length = 95.07 cm</p>	Boundaries: Rotation Angle		Number	Length	Min	Max	15°	108°	0.362	2268	Total Length: 23.57 cm			
Boundaries: Rotation Angle		Number	Length														
Min	Max																
15°	108°	0.362	2268														
Total Length: 23.57 cm																	
<p>Sem recoz. BQ</p>			<p>GrayScale Map Type: mean Color Coded Map Type: Inverse Potts Figure (BFI) Non-MinMap</p>  <table border="1"> <thead> <tr> <th colspan="2">Boundaries: Rotation Angle</th> <th rowspan="2">Number</th> <th rowspan="2">Length</th> </tr> <tr> <th>Min</th> <th>Max</th> </tr> </thead> <tbody> <tr> <td>15°</td> <td>108°</td> <td>0.324</td> <td>35802</td> </tr> <tr> <td colspan="4">Total Length: 25.08 cm</td> </tr> </tbody> </table> <p>*For statistics - any point pair with misorientation exceeding 2° is considered a boundary BDF number = 18940, total length = 78.34 cm</p>	Boundaries: Rotation Angle		Number	Length	Min	Max	15°	108°	0.324	35802	Total Length: 25.08 cm			
Boundaries: Rotation Angle		Number	Length														
Min	Max																
15°	108°	0.324	35802														
Total Length: 25.08 cm																	
<p>600°C / 35s BI</p>			<p>GrayScale Map Type: mean Color Coded Map Type: Inverse Potts Figure (BFI) Non-MinMap</p>  <table border="1"> <thead> <tr> <th colspan="2">Boundaries: Rotation Angle</th> <th rowspan="2">Number</th> <th rowspan="2">Length</th> </tr> <tr> <th>Min</th> <th>Max</th> </tr> </thead> <tbody> <tr> <td>15°</td> <td>108°</td> <td>0.820</td> <td>27902</td> </tr> <tr> <td colspan="4">Total Length: 28.98 cm</td> </tr> </tbody> </table> <p>*For statistics - any point pair with misorientation exceeding 2° is considered a boundary BDF number = 08330, total length = 34.87 cm</p>	Boundaries: Rotation Angle		Number	Length	Min	Max	15°	108°	0.820	27902	Total Length: 28.98 cm			
Boundaries: Rotation Angle		Number	Length														
Min	Max																
15°	108°	0.820	27902														
Total Length: 28.98 cm																	

<p>600°C / 50s Bl</p>	 <p>0°</p>	 <p>45°</p>		<p>Grayscale Map Type: mean</p> <p>Color Coded Map Type: Inverse Potts Figure (DFI)</p> <p>Item Menu</p>  <p>Statistics: Rotation Angle</p> <table border="1" data-bbox="1198 450 1390 495"> <thead> <tr> <th>Min</th> <th>Max</th> <th>Pixel(s)</th> <th>Number</th> <th>Length</th> </tr> </thead> <tbody> <tr> <td>15°</td> <td>150°</td> <td>0.818</td> <td>49218</td> <td>24.01 cm</td> </tr> </tbody> </table> <p>*for statistics - any point pair with misorientation exceeding 2° is considered a boundary Block number = 68330, total length = 36.16 cm</p>	Min	Max	Pixel(s)	Number	Length	15°	150°	0.818	49218	24.01 cm
Min	Max	Pixel(s)	Number	Length										
15°	150°	0.818	49218	24.01 cm										
<p>600°C / 90s Bl</p>	 <p>0°</p>	 <p>45°</p>												
<p>800°C / 35s Bl</p>	 <p>0°</p>	 <p>45°</p>												
<p>800°C / 50s Bl</p>	 <p>0°</p>	 <p>45°</p>												
<p>800°C / 90s Bl</p>	 <p>0°</p>	 <p>45°</p>												
<p>950°C / 35s Bl</p>	 <p>0°</p>	 <p>45°</p>												

950°C / 50s Bl	 <p>0° 45°</p>		
950°C / 90s Bl	 <p>0° 45°</p>		
1050°C / 35s Bl	 <p>0° 45°</p>		
1050°C / 50s Bl	 <p>0° 45°</p>		
1050°C / 90s Bl	 <p>0° 45°</p>		

Sem recoz. Bl	 0°	 45°		
600°C / 35s BF	 0°	 45°		
600°C / 50s BF	 0°	 45°		
600°C / 90s BF	 0°	 45°		
800°C / 35s BF	 0°	 45°		
800°C / 50s BF	 0°	 45°		

800°C / 90s BF	 <p>0° 45°</p>		
950°C / 35s BF	 <p>0° 45°</p>		
950°C / 50s BF	 <p>0° 45°</p>		
950°C / 90s BF	 <p>0° 45°</p>		
1050°C / 35s BF	 <p>0° 45°</p>		
1050°C / 50s BF	 <p>0° 45°</p>		

1050°C / 90s BF	 0° 45°		
Sem recoz. BF	 0° 45°		

Anexo III – Metalografias das BQ's, BI's e BF's das amostras recozidas e resfriadas ao ar.

Tabela IX – Análise metalográfica de todas as amostras recozidas e resfriadas ao ar.

