



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

Dissertação de Mestrado

"ESTUDO DA TEXTURA CRISTALOGRÁFICA EM
UM AÇO DE GRÃO NÃO ORIENTADO
COM 3,3% SI VIA EBSD"

Autor: Jean Carlos Rodrigues
Orientador: Prof. Dr. Ronaldo A.N.M. Barbosa

Fevereiro de 2011

UNIVERSIDADE FEDERAL DE MINAS GERAIS
CURSO DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA METALÚRGICA E DE
MINAS

Jean Carlos Rodrigues

"ESTUDO DA TEXTURA CRISTALOGRÁFICA EM UM AÇO DE GRÃO NÃO
ORIENTADO COM 3,3% SI VIA EBSD"

Dissertação de mestrado apresentada ao curso de pós-graduação em Engenharia
Metalúrgica e de Minas na Universidade Federal de Minas Gerais.

Área de concentração: Ciência e Engenharia de Materiais
Orientador: Prof. Dr. Ronaldo A.N.M. Barbosa

Belo Horizonte
Escola de Engenharia da UFMG
2011

"ESTUDO DA TEXTURA CRISTALOGRÁFICA EM UM AÇO DE GRÃO NÃO
ORIENTADO COM 3,3% SI VIA EBSD"

Jean Carlos Rodrigues

Dissertação submetida à Comissão Examinadora designada pelo Colegiado do Curso de Pós-Graduação em Engenharia Metalúrgica e de Minas da Universidade Federal de Minas Gerais como requisito parcial para obtenção do grau de Mestre em Engenharia Metalúrgica e de Minas.

Aprovada em ____ de fevereiro de 2011

Por:

Prof. Ronaldo A.N.M. Barbosa, Ph.D. (UFMG)

Orientador

Prof. Dagoberto Brandão Santos, Dr. (UFMG)

Prof. Vicente Tadeu Lopes Buono, Dr. (UFMG)

Aprovada pelo Colegiado do CPGEM

Versão final aprovada por

Prof. Herman Sander Mansur

Orientador Prof. Ronaldo A.N.M. Barbosa

AGRADECIMENTOS

A Deus.

À família.

Ao meu orientador, Prof. Ph.D Ronaldo A.N.M. Barbosa, pela orientação e companheirismo.

Ao Prof. Dr.Dagoberto Brandão Santos, pelo acompanhamento, orientação e apoio no entendimento sobre preparação de amostras.

Ao Prof. Dr.Vicente Tadeu Lopes Buono, pela atenção, compreensão e disponibilidade para conversar.

Ao Dr. Sebastião da Costa Paolinelli, pela oportunidade em realizar os experimentos na ArcelorMittal Inox Brasil Timóteo.

Ao Dr. Marco Antônio Cunha, pela disponibilidade e pela ajuda com o software OIM™.

Ao Ronaldo Claret pela autorização dos trabalhos.

Ao Msc. Leandro Nakamura, pelo apoio.

Ao Msc. Fabiano Augusto Araujo dos Reis, pelos conselhos e pelas conversas.

À ArcelorMittal Inox Brasil Timóteo, por proporcionar essa oportunidade de aprendizagem.

Aos colegas do Centro de Pesquisa da ArcelorMittal Inox Brasil Timóteo, Edna Leite e Jamile pela prontidão;

Ao Anderson, Núbia e Robson pela dedicação.

À Dirceni S. C. Amorim, pelas conversas sobre DRX.

Aos funcionários do Centro Microscopia da UFMG pela colaboração, em especial ao Dr. Orlando Leon Garcia pelas conversas sobre EBSD.

À Dra. Karla Balzuweit, pela disponibilidade aos esclarecimentos e pelo uso do Centro de Microscopia da UFMG.

À Msc. Sara Silva Ferreira de Dafé, pelo fornecimento de diversos artigos e da sua dissertação, que deram grande contribuição para a construção do conhecimento.

Aos colegas Nelson e Cida, pelo empenho na solução de todos os encaminhamentos levados à secretaria do CPGEM.

Ao CPGEM por proporcionar-me essa oportunidade única de aprendizado.

A CAPES pelo fomento.

SUMÁRIO

LISTA DE FIGURAS:.....	viii
LISTA DE TABELAS.....	xvii
LISTA DE NOTAÇÕES:.....	xix
RESUMO.....	xxi
ABSTRACT.....	xxii
1- INTRODUÇÃO	1
2- OBJETIVOS	4
3- REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	5
3.1 Textura cristalográfica.....	5
3.1.1 Microtextura, mesotextura e macrotextura.....	10
3.1.2 Principais métodos para determinação da textura cristalográfica.....	12
3.1.3 Desenvolvimento de Orientação preferencial.....	12
3.2 Difração de elétrons retroespalhados EBSD.....	13
3.3 Aços ao silício.....	16
3.3.1 Classificação e aplicação dos aços ao silício.....	16
3.3.2 Perdas magnéticas dos aços ao silício.....	17
3.4 Influência do processamento termomecânico nas propriedades magnéticas de alguns aços ao silício GNO.....	20
3.4.1 Influência da laminação a quente.....	21
3.4.2 Influência da laminação a frio.....	23
3.4.2.1 Fator de Taylor e energia armazenada.....	25
3.4.2.2 Considerações sobre o estado deformado.....	26
3.4.2.3 Bandas de cisalhamento.....	27
3.4.3 Influência do recozimento final.....	28
3.4.3.1 A Microestrutura durante o recozimento.....	30
4- METODOLOGIA.....	32
4.1 Material	32
4.2 Preparação das amostras.....	32
4.2.1 Preparação das amostras para a microscopia óptica.....	32
4.2.2 Preparação das amostras para EBSD.....	34

4.3 Processamento termomecânico.....	34
4.4 Análise microestrutural.....	36
5- RESULTADOS.....	39
5.1 Resultados da análise por microscopia óptica.....	39
5.2 Resultados da análise por EBSD.....	46
6- DISCUSSÃO.....	87
6.1 Discussão da análise por microscopia óptica.....	87
6.2 Discussão da análise por EBSD.....	93
7- CONCLUSÕES.....	100
8- SUGESTÕES DE TRABALHOS FUTUROS.....	101
9- REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS.....	102

LISTA DE FIGURAS

Figura 3.1 Definição de Textura: onde g é a rotação necessária para levar o sistema KA para o sistema de coordenada KB (GALECO, 2004).....	6
Figura 3.2 Definição dos ângulos de Euler (Souza, 2008).....	7
Figura 3.3 Ábaco da localização das principais orientações no caso das seções $\phi_2=0^\circ$ e $\phi_2=45^\circ$ constante (adaptado Bunge, 1982).....	8
Figura 3.4 (a) Visão Tridimensional do espaço de Bunge. (b) Seção $\phi_2=45^\circ$ com orientações importantes do Fe-Si com estrutura cúbica de corpo centrado (RAY <i>et al.</i> , 1994).....	10
Figura 3.5 Ilustração esquemática das relações entre macrot textura, microtextura e mesotextura (Randle, 1992).....	11
Figura 3.6 Componentes de um sistema de EBSD (RANDLE e ENGLER, 2000).....	14
Figura 3.7 Indexação das orientações cristalográficas através dos padrões de Kikuchi: (a) padrão de difração do germânio (20 kV); (b) transformada de Hough do padrão; (c) pontos da transformada identificados por cores; (d) linhas correspondentes aos pontos encontrados sobre padrão original; (e) padrão de difração indexado (OXFORD INSTRUMENTS, Catálogos técnicos).....	14
Figura 3.8 Curvas de magnetização em três direções cristalinas distintas de um monocristal de Fe-Si (CULLITY, 1972).....	18
Figura 3.9 Diagrama Fe-Si: a) região rica em Fe do diagrama Fe-Si; b) o efeito da adição de 0,07% C nessa região do diagrama (MCCURRIE, 1994).....	21

Figura 3.10 Efeito do grau de redução a frio na permeabilidade e perdas após recozimento final (DUNKLE e GOODENOW, 1986).....	23
Figura 3.11 Permeabilidade magnética relativa medida a 1,5 T / 60 Hz como uma função do grau de redução a frio para as amostras recozidas, inicialmente laminadas a quente em diferentes temperaturas e em seguida laminadas a frio (DAFÉ, 2010).....	24
Figura 3.12 Perda magnética a 1,5 T / 60 Hz ($P_{15/60}$) como uma função do grau de redução a frio para as amostras recozidas, inicialmente laminadas a quente em diferentes temperaturas e em seguida laminadas a frio (DAFÉ, 2010).....	25
Figura 3.13 Componentes da microestrutura de um material policristalino deformado (HUMPHREYS e HATHERLY, 2004).....	27
Figura 3.14 Imagem obtida no microscópio ótico de um aço 3,3%Si, laminado a quente, a frio e observado após recozimento a uma temperatura de 700°C.....	28
Figura 3.15 Variação da intensidade de algumas componentes de textura durante recozimento em caixa de aço baixo carbono previamente laminado (HUTCHINSON, 1984); gráfico redesenhado por (HUMPHREYS e HATHERLY, 1996).....	30
Figura 4.1 Montagem das amostras nas direções DL para observação (CARDOSO, 2005).....	33
Figura 4.2 Lixadeira e Politriz utilizadas para: (a) lixamento e (b) polimento (CARDOSO, 2005).....	33
Figura 4.3 Microscópio ótico do laboratório de métodos físicos do Centro de Pesquisas da ArcelorMittal Inox Brasil (RODRIGUES, 2008).....	37
Figura 4.4 Microscópio eletrônico de varredura do laboratório de métodos físicos do Centro de Pesquisas da ArcelorMittal Inox Brasil (RODRIGUES, 2008).....	38

Figura 5.1 Micrografia da amostra de aço 3,3% silício submetida a uma temperatura de recozimento final de 620°C.....	39
Figura 5.2 Micrografia da amostra de aço 3,3% silício submetida a uma temperatura de recozimento final de 660°C.....	40
Figura 5.3 Micrografia da amostra de aço 3,3% silício submetida a uma temperatura de recozimento final de 700°C.....	40
Figura 5.4 Micrografia da amostra de aço 3,3% silício submetida a uma temperatura de recozimento final de 740°C.....	41
Figura 5.5 Micrografia da amostra de aço 3,3% silício submetida a uma temperatura de recozimento final de 780°C.....	41
Figura 5.6 Micrografia da amostra de aço 3,3% silício submetida a uma temperatura de recozimento final de 820°C.....	42
Figura 5.7 Micrografia da amostra de aço 3,3% silício submetida a uma temperatura de recozimento final de 860°C.....	42
Figura 5.8 Micrografia da amostra de aço 3,3% silício submetida a uma temperatura de recozimento final de 900°C.....	43
Figura 5.9 Micrografia da amostra de aço 3,3% silício submetida a uma temperatura de recozimento final de 940°C.....	43
Figura 5.10 Micrografia da amostra de aço 3,3% silício submetida a uma temperatura de recozimento final de 980°C.....	44
Figura 5.11 Micrografia da amostra de aço 3,3% silício submetida a uma temperatura de recozimento final de 1020°C.....	44

Figura 5.12 Micrografia da amostra de aço 3,3% silício submetida a uma temperatura de recozimento final de 1060°C.....	45
Figura 5.13 Micrografia da amostra de aço 3,3% silício submetida a uma temperatura de recozimento final de 1100°C.....	45
Figura 5.14 Escala de cores representativas das intensidades das orientações usadas nas ODF'S's em unidades arbitrárias.....	47
Figura 5.15 Mapas gerados por EBSD/OIM: (a) figura de pólo inversa; (b) mapa de qualidade de imagem (IQ) com as identificações e as frações em área das fibras analisadas; (c) imagem da distribuição dos fatores de Taylor e suas frações para a amostra submetida a uma temperatura de recozimento final de 620°C.....	49
Figura 5.16 ODF gerada por EBSD/OIM para a amostra submetida a uma temperatura de recozimento final de 620°C; (a) $\phi_2=0^\circ$; (b) $\phi_2=45^\circ$	50
Figura 5.17 Mapas gerados por EBSD/OIM: (a) figura de pólo inversa; (b) mapa de qualidade de imagem (IQ) com as identificações e as frações em área das fibras analisadas; (c) imagem da distribuição dos fatores de Taylor e suas frações para a amostra submetida a uma temperatura de recozimento final de 660°C.....	52
Figura 5.18 ODF gerada por EBSD/OIM para a amostra submetida a uma temperatura de recozimento final de 660°C.....	53
Figura 5.19 Mapas gerados por EBSD/OIM: (a) figura de pólo inversa; (b) mapa de qualidade de imagem (IQ) com as identificações e as frações em área das fibras analisadas; (c) imagem da distribuição dos fatores de Taylor e suas frações para a amostra submetida a uma temperatura de recozimento final de 700°C.....	55

Figura 5.20 ODF gerada por EBSD/OIM para a amostra submetida a uma temperatura de recozimento final de 700°C.....	56
Figura 5.21 Mapas gerados por EBSD/OIM: (a) figura de pólo inversa; (b) mapa de qualidade de imagem (IQ) com as identificações e as frações em área das fibras analisadas; (c) imagem da distribuição dos fatores de Taylor e suas frações para a amostra submetida a uma temperatura de recozimento final de 740°C.....	58
Figura 5.22 ODF gerada por EBSD/OIM para a amostra submetida a uma temperatura de recozimento final de 740°C.....	59
Figura 5.23 Mapas gerados por EBSD/OIM: (a) figura de pólo inversa; (b) mapa de qualidade de imagem (IQ) com as identificações e as frações em área das fibras analisadas; (c) imagem da distribuição dos fatores de Taylor e suas frações para a amostra submetida a uma temperatura de recozimento final de 780°C.....	61
Figura 5.24 ODF gerada por EBSD/OIM para a amostra submetida a uma temperatura de recozimento final de 780°C.....	62
Figura 5.25 Mapas gerados por EBSD/OIM: (a) figura de pólo inversa; (b) mapa de qualidade de imagem (IQ) com as identificações e as frações em área das fibras analisadas; (c) imagem da distribuição dos fatores de Taylor e suas frações para a amostra submetida a uma temperatura de recozimento final de 820°C.....	64
Figura 5.26 ODF gerada por EBSD/OIM para a amostra submetida a uma temperatura de recozimento final de 820°C.....	65

Figura 5.27 Mapas gerados por EBSD/OIM: (a) figura de pólo inversa; (b) mapa de qualidade de imagem (IQ) com as identificações e as frações em área das fibras analisadas; (c) imagem da distribuição dos fatores de Taylor e suas frações para a amostra submetida a uma temperatura de recozimento final de 860°C.....67

Figura 5.28 ODF gerada por EBSD/OIM para a amostra submetida a uma temperatura de recozimento final de 860°C.....68

Figura 5.29 Mapas gerados por EBSD/OIM: (a) figura de pólo inversa; (b) mapa de qualidade de imagem (IQ) com as identificações e as frações em área das fibras analisadas; (c) imagem da distribuição dos fatores de Taylor e suas frações para a amostra submetida a uma temperatura de recozimento final de 900°C.....70

Figura 5.30 ODF gerada por EBSD/OIM para a amostra submetida a uma temperatura de recozimento final de 900°C.....71

Figura 5.31 Mapas gerados por EBSD/OIM: (a) figura de pólo inversa; (b) mapa de qualidade de imagem (IQ) com as identificações e as frações em área das fibras analisadas; (c) imagem da distribuição dos fatores de Taylor e suas frações para a amostra submetida a uma temperatura de recozimento final de 940°C.....73

Figura 5.32 ODF gerada por EBSD/OIM para a amostra submetida a uma temperatura de recozimento final de 940°C.....74

Figura 5.33 Mapas gerados por EBSD/OIM: (a) figura de pólo inversa; (b) mapa de qualidade de imagem (IQ) com as identificações e as frações em área das fibras analisadas; (c) imagem da distribuição dos fatores de Taylor e suas frações para a amostra submetida a uma temperatura de recozimento final de 980°C.....76

Figura 5.34 ODF gerada por EBSD/OIM para a amostra submetida a uma temperatura de recozimento final de 980°C.....	77
Figura 5.35 Mapas gerados por EBSD/OIM: (a) figura de pólo inversa; (b) mapa de qualidade de imagem (IQ) com as identificações e as frações em área das fibras analisadas; (c) imagem da distribuição dos fatores de Taylor e suas frações para a amostra submetida a uma temperatura de recozimento final de 1020°C.....	79
Figura 5.36 ODF gerada por EBSD/OIM para a amostra submetida a uma temperatura de recozimento final de 1020°C.....	80
Figura 5.37 Mapas gerados por EBSD/OIM: (a) figura de pólo inversa; (b) mapa de qualidade de imagem (IQ) com as identificações e as frações em área das fibras analisadas; (c) imagem da distribuição dos fatores de Taylor e suas frações para a amostra submetida a uma temperatura de recozimento final de 1060°C.....	82
Figura 5.38 ODF gerada por EBSD/OIM para a amostra submetida a uma temperatura de recozimento final de 1060°C.....	83
Figura 5.39 Mapas gerados por EBSD/OIM: (a) figura de pólo inversa; (b) mapa de qualidade de imagem (IQ) com as identificações e as frações em área das fibras analisadas; (c) imagem da distribuição dos fatores de Taylor e suas frações para a amostra submetida a uma temperatura de recozimento final de 1100°C.....	85
Figura 5.40 ODF gerada por EBSD/OIM para a amostra submetida a uma temperatura de recozimento final de 1100°C.....	86
Figura 6.1 Distribuição dos grãos para as faixas de diâmetros equivalentes encontradas para a amostra submetida a uma temperatura de recozimento final de 780°C.....	87

Figura 6.2 Distribuição dos grãos para as faixas de diâmetros equivalentes encontradas para a amostra submetida a uma temperatura de recozimento final de 820°C.....	88
Figura 6.3 Distribuição dos grãos para as faixas de diâmetros equivalentes encontradas para a amostra submetida a uma temperatura de recozimento final de 860°C.....	88
Figura 6.4 Distribuição dos grãos para as faixas de diâmetros equivalentes encontradas para a amostra submetida a uma temperatura de recozimento final de 900°C.....	89
Figura 6.5 Distribuição dos grãos para as faixas de diâmetros equivalentes encontradas para a amostra submetida a uma temperatura de recozimento final de 940°C.....	89
Figura 6.6 Distribuição dos grãos para as faixas de diâmetros equivalentes encontradas para a amostra submetida a uma temperatura de recozimento final de 980°C.....	90
Figura 6.7 Distribuição dos grãos para as faixas de diâmetros equivalentes encontradas para a amostra submetida a uma temperatura de recozimento final de 1020°C.....	90
Figura 6.8 Distribuição dos grãos para as faixas de diâmetros equivalentes encontradas para a amostra submetida a uma temperatura de recozimento final de 1060°C.....	91
Figura 6.9 Distribuição dos grãos para as faixas de diâmetros equivalentes encontradas para a amostra submetida a uma temperatura de recozimento final de 1100°C.....	91
Figura 6.10 Gráfico do tamanho médio de grão em função das temperaturas de recozimento final das amostras de aço 3,3 % silício.....	92
Figura 6.11 Fração das fibras em função das temperaturas de recozimento final.....	94
Figura 6.12 Fração das orientações em função das temperaturas de recozimento final.....	95

Figura 6.13 Fração das fibras em função do tamanho médio de grão.....	96
Figura 6.14 Fração das orientações em função do tamanho médio de grão.....	97
Figura 6.15 Fatores de Taylor para as orientações da fibra Gama.....	98
Figura 6.16 Fatores de Taylor para as orientações da fibra Alfa.....	98
Figura 6.17 Fatores de Taylor para as orientações da fibra Cúbica.....	99
Figura 6.18 Fatores de Taylor para as orientações da fibra Eta.....	99

LISTA DE TABELAS

Tabela 3.1 Definição das fibras de textura e relação com as propriedades magnéticas, adaptado de Randle e Engler (2000).....	9
Tabela 4.1 - Composição química (% em massa) do aço GNO em estudo.....	32
Tabela 5.1 Fração das orientações Cubo e Goss obtidas via EBSD para a amostra submetida a uma temperatura de recozimento final de 620°C.....	50
Tabela 5.2 Fração das orientações Cubo e Goss obtidas via EBSD para a amostra submetida a uma temperatura de recozimento final de 660°C.....	53
Tabela 5.3 Fração das orientações Cubo e Goss obtidas via EBSD para a amostra submetida a uma temperatura de recozimento final de 700°C.....	55
Tabela 5.4 Fração das orientações Cubo e Goss obtidas via EBSD para a amostra submetida a uma temperatura de recozimento final de 740°C.....	56
Tabela 5.5 Fração das orientações Cubo e Goss obtidas via EBSD para a amostra submetida a uma temperatura de recozimento final de 780°C.....	59
Tabela 5.6 Fração das orientações Cubo e Goss obtidas via EBSD para a amostra submetida a uma temperatura de recozimento final de 820°C.....	62
Tabela 5.7 Fração das orientações Cubo e Goss obtidas via EBSD para a amostra submetida a uma temperatura de recozimento final de 860°C.....	65
Tabela 5.8 Fração das orientações Cubo e Goss obtidas via EBSD para a amostra submetida a uma temperatura de recozimento final de 900°C.....	68
Tabela 5.9 Fração das orientações Cubo e Goss obtidas via EBSD para a amostra submetida a uma temperatura de recozimento final de 940°C.....	71

Tabela 5.10 Fração das orientações Cubo e Goss obtidas via EBSD para a amostra submetida a uma temperatura de recozimento final de 980°C.....	74
Tabela 5.11 Fração das orientações Cubo e Goss obtidas via EBSD para a amostra submetida a uma temperatura de recozimento final de 1020°C.....	77
Tabela 5.12 Fração das orientações Cubo e Goss obtidas via EBSD para a amostra submetida a uma temperatura de recozimento final de 1060°C.....	80
Tabela 5.13 Fração das orientações Cubo e Goss obtidas via EBSD para a amostra submetida a uma temperatura de recozimento final de 1100°C.....	83
Tabela 6.1 Fatores de Taylor obtidos via EBSD/OIM: (a) nome da fibra e seu fator de Taylor médio; (b) nome das orientações e seu fator de Taylor.....	99

LISTA DE NOTAÇÕES

EBSD: electron backscattering diffraction

α ferro-alfa: (uma das formas alotrópicas do ferro), ferrita ou fase alfa

γ austenita: (uma das formas alotrópicas do ferro)

P_h : perda por histerese;

P_e : perda por correntes parasitas;

P_a : perda anômala;

H: campo magnético;

μ : permeabilidade magnética;

B: indução magnética ou densidade de fluxo magnético;

ρ : resistividade elétrica;

f: frequência;

d: densidade;

K: constante;

DL: direção de laminação;

DT: direção transversal;

DN: direção normal;

α : fibra $\langle 110 \rangle // DL$;

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

η : fibra $\langle 100 \rangle // DL$;

ϕ_1 , ϕ e ϕ_2 : ângulos de Euler;

ODF: função de distribuição de orientações cristalográficas;

MTM-FHM (fast harmonic method);

M: fator de Taylor;

σ : tensão externa;

τ_c : tensão cisalhante resolvida crítica;

T_d : temperatura de deformação;

R: constante universal dos gases;

Q: energia de ativação;

P: perda magnética total;

e: espessura da chapa;

B_{50} : indução magnética medida a 5000 A/m;

$P_{15/60}$: perda magnética medida a 1,5 T e 60 Hz;

$\{hkl\} \langle uvw \rangle$: orientações de textura;

RD, ND, TD: direção de laminação (rolling direction), direção normal (normal direction) e direção transversal (transverse direction) de uma chapa laminada;

ODF: função de distribuição de orientações cristalinas;

$\varphi_1, \phi, \varphi_2$: ângulos de Euler em notação de Bunge;

$g(\varphi_1, \phi, \varphi_2)$: valor de uma propriedade apresentada por um cristal de orientação;

$\gamma(\varphi, \theta, \phi)$: valor de uma propriedade apresentada por um cristal de orientação;

CCC: cúbico de corpo centrado;

CFC: cúbico de face centrada.

RESUMO

Este trabalho consiste na análise da textura de um aço com 3,3% de silício em função da variação da temperatura de recozimento final. As amostras desse aço elétrico saíram da laminação a quente com espessuras de 2mm, foram submetidas a um recozimento intermediário a 1030°C, depois passaram pelo primeiro estágio de laminação a frio, onde suas espessuras foram reduzidas para 0,6mm. Em seguida, experimentaram outro recozimento a 1030°C e um segundo estágio de laminação a frio com uma redução de espessura para 0,23mm. Por último, as amostras foram recozidas com temperaturas variando de 620°C até 1100°C. Este processamento termomecânico foi realizado na ArcelorMittal inox Brasil, as etapas de laminação foram executadas em um laminador reversível Steckel.

Observou-se um aumento no tamanho do grão para temperaturas de recozimento finais mais altas. Verificou-se que as frações em área das fibras γ e α atingem valores mais baixos para as amostras recozidas entre 1020 e 1080°C e que dentro dessa faixa de temperaturas a fibra η atingiu valores mais elevados nesse parâmetro. Por fim, em torno da temperatura de 1060°C tem-se um tamanho de grão no valor de 110 μ m. Este tamanho de grão pode ser considerado como ótimo para o escopo deste estudo, visto que neste ponto verifica-se maior fração das orientações favoráveis e menor fração das orientações desfavoráveis às propriedades magnéticas.

ABSTRACT

This work consists in the analysis of the texture of samples of steel with 3.3wt% Silicon according to the variation of the final annealing temperature. The samples of this electrical steel were 2mm thick after hot rolling and were subjected to intermediate annealing at 1030°C. Then they underwent the first stage of cold rolling, having their thickness reduced to 0,6mm. After that, they underwent another annealing process at 1030°C and a second stage of cold rolling, with thickness reduction to 0,23mm. Finally, the samples were annealed at temperatures which varied from 620°C to 1100°C. This thermomechanical processing was carried out at the ArcelorMittal Inox Brasil and the rolling stages were performed in a reversible Steckel.

A final annealing at higher temperatures led, as expected, to an increase in the final grain size. It was verified that the fractions in the areas of fibers γ e α reached lower values to samples which were annealed between 1020 e 1080 °C and that, within these temperature levels, fiber η reached higher temperature levels in this parameter. Finally, around a temperature of 1060°C the grain size is 110 μ m. This grain size can be considered excellent to the scope of this study, once that at this point one can verify higher fraction of favorable orientations and lower fraction of unfavorable orientations to the magnetic properties.

1 INTRODUÇÃO

Aços elétricos são materiais usados principalmente em motores elétricos e transformadores devido à boa permeabilidade magnética e as baixas perdas se comparados aos aços convencionais. Para atender as várias demandas de qualidade, aplicabilidade e custo, eles são produzidos com grande diversidade de composições químicas. Geralmente apresentam teor de carbono de 0,003% para evitar o fenômeno de envelhecimento magnético provocado pela precipitação de carbonetos.

A orientação cristalográfica dos aços elétricos é determinante na diminuição das perdas devido à forte anisotropia das propriedades magnéticas. LANDGRAF *et al.* (2001) discutem o efeito do ângulo entre a direção de aplicação do campo magnético e a direção de laminação do material nas propriedades magnéticas. As propriedades medidas foram as perdas totais (a 1,5T e 60Hz) e a permeabilidade B_{50} . Observa-se que a propriedade B_{50} (valor da indução atingido com um campo magnético de 50 A/cm), que é uma entre as diversas maneiras de exprimir-se a permeabilidade magnética, é uma propriedade que depende quase que exclusivamente da textura. Tanto a variação das perdas como a variação de B_{50} em função do ângulo são direta consequência da presença de orientações de textura que geram anisotropia, em especial orientações Goss (110) [001], sempre observados na textura de recristalização de aços elétricos (LANDGRAF *et al.*, 2001).

Com relação à textura de laminação, RAY *et al.* (1990) em um trabalho originalmente elaborado para descrever a evolução da textura em aços livre de intersticiais, expõem que as condições de laminação a quente podem atravessar quatro regiões: a de deformação na região de recristalização γ , de deformação na região não recristalizada γ , deformação na região $\alpha + \gamma$ e deformação na região α . Cada uma dessas provocará uma mudança na textura final.

KESTENS *et al.* (1996) afirmaram que quanto menor a temperatura final de laminação a quente (maior deformação no campo ferrítico), maior será o fortalecimento da fibra alfa e maior o enfraquecimento da fibra gama. HUTCHINSON (1999) afirma que a

textura desenvolvida na laminação a frio de metais CCC é relativamente insensível aos parâmetros de processo e ao material e que as heterogeneidades da deformação nesse tipo de laminação terão grandes efeitos na textura de recristalização.

LEE *et al.* (1989) mostram que a permeabilidade magnética final dos aços semiprocessados cresce com deformações de até 78%. DUNKLE *et al.* (1986) afirmam que a permeabilidade cresce com reduções entre 30% e 70%. Já CUNHA e PAOLINELLI (2001) utilizam na ArcelorMittal uma redução de 75% na laminação a frio para aços GNO. Ainda na laminação a frio SHIMANAKA *et al.* (1982); TAKASHIMA *et al.* (1997); PAOLINELLI (1998) dividem essa etapa em duas, onde a uma forte redução na primeira etapa seguida de recozimento e uma segunda etapa com uma redução mais fraca. HONDA *et al.* (1998) expõem que o objetivo dessa divisão seria reduzir a anisotropia. Por fim, durante no processo de recozimento final (HUTCHINSON, 1984) afirma que o crescimento de grão traz o fortalecimento das orientações {111} e a redução das orientações {110} e {100}. CUNHA e PAOLINELLI, (2001) indicam que as propriedades magnéticas serão otimizadas na região de recristalização devido a um mínimo nas frações de fibra gama e um máximo nas frações das orientações {110} {100}.

Observa-se que o campo de pesquisa para aços elétricos com 3,3% Si é amplo. Por isso, esse trabalho tentará trazer algumas contribuições fazendo o estudo das texturas em função das temperaturas de recozimento final.

2- OBJETIVOS

2.1 Objetivo geral

Desenvolver uma metodologia que permita a análise da textura em um aço de grão não orientado com 3,3%Si e com isso, verificar a influência do processamento termomecânico sobre a textura do material.

2.2 Objetivos específicos

Avaliar as texturas em algumas temperaturas de recozimento final;

Analisar a microestrutura em algumas temperaturas de recozimento final;

Determinar em qual faixa de temperaturas do recozimento final tem-se texturas interessantes, tais como as orientações pertencentes à fibra η , para este aço elétrico.

Verificar o tamanho do grão em que se observa o maior valor na fração da fibra η .

3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

3.1 Textura cristalográfica

Pode-se definir textura como a distribuição de orientações cristalográficas dentro de um volume determinado de material. As orientações e a intensidade da textura cristalográfica variarão de acordo com composição química, redução na laminação, temperatura de acabamento, tamanho de grão inicial da fase matriz e taxa de resfriamento durante a transformação.

A textura de um material policristalino é descrita quantitativamente pela função distribuição de orientações (FDO) (ou ODF, do inglês orientation distribution function). Esta função, $f(g)$, descreve a densidade de probabilidade de se encontrar uma determinada orientação dentro de uma fração de volume diferencial em relação a um sistema de coordenadas adotado como referência. Por tanto, a definição matemática e dada pela seguinte expressão:

$$f(g)dg = \frac{dV(g)}{V} \quad (3.1)$$

Onde g é uma orientação cristalina, V é o volume total de interesse e $dV(g)$ é o volume de uma específica gama de orientações dg em torno de g .

Esta distribuição é independente do tamanho, forma e localização dos cristalitos que compõem o material (Bunge, 1982; Kocks *et al*, 1998; Cullity & Stock, 2001, Randle & Engler, 2000). Para se definir a orientação g , define-se um sistema de coordenadas para a amostra, K_A e outro sistema de coordenadas para o cristalito, K_B , (Figura 3.1). O raciocínio pode ser equacionado por:

$$K_B = g \cdot K_A \quad (3.2)$$

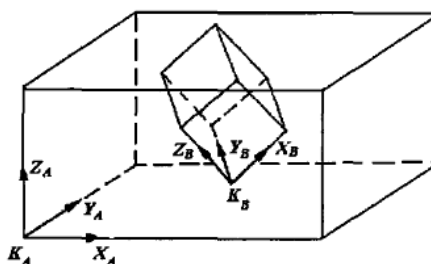


Figura 3.1 Definição de Textura: onde \mathbf{g} é a rotação necessária para levar o sistema KA para o sistema de coordenada KB (GALECO, 2004).

Sendo \mathbf{g} a rotação necessária para que os sistemas de coordenadas da amostra e do cristal passem a ser coincidentes. Há vários modos equivalentes para denotar-se a orientação \mathbf{g} , alguns deles são (equação 3.3): por uma matriz de transformação, pela rotação do eixo e ângulo, pelos ângulos de Euler ou pelos índices de duas direções cristalográficas paralelas a direções escolhidas como referência na amostra ou pelos índices de Miller, etc.

$$\mathbf{g} = \begin{bmatrix} g_{11} & g_{12} & g_{13} \\ g_{21} & g_{22} & g_{23} \\ g_{31} & g_{32} & g_{33} \end{bmatrix} = \{\vec{d}, \omega\} = \{\varphi_1, \Phi, \varphi_2\} = (hkl)[uvw] \quad (3.3)$$

Quando um material não apresenta nenhuma orientação preferencial, isto é, os cristalitos estão distribuídos aleatoriamente por todo material têm-se que:

$$f(\mathbf{g})_{\text{aleatório}} = 1 \quad (3.4)$$

A função distribuição de orientação $f(\mathbf{g})$ de um material que apresenta textura é quantificada em múltiplos da $f(\mathbf{g})$ aleatória, ou seja, vezes o aleatório (Times Random, em inglês, ou T.R, utilizado como unidade para indicar a intensidade de cada orientação). Portanto, a ODF expressa a densidade de probabilidade de encontrar determinadas orientações \mathbf{g} em uma amostra do material. Por exemplo, quando se tem intensidade dois em uma orientação, diz-se que esta orientação é duas vezes mais provável de ser verificada na amostra do que a aleatoriedade. Na ODF, a orientação de

um cristal pode ser definida segundo ângulos, denominados ângulos de Euler, os quais constituem três rotações consecutivas, que aplicadas aos eixos [100], [010] e [001] da célula unitária, que tornam os mesmos coincidentes com os eixos DL, DT e DN da chapa laminada, ou seja, relacionam os eixos macroscópicos do material com os eixos da célula do cristal. (VIANA, 2001). Bunge define os ângulos de Euler (φ_1 , ϕ , φ_2) da seguinte forma:

- Rotação de φ_1 em torno de Z' (figura 3.2 b);
- Em seguida, rotação de ϕ em torno de X' (figura 3.2 c);
- Rotação de φ_2 em torno de Z' (figura 3.2 d).

A notação utilizada neste trabalho será a proposta por Bunge, utilizando os ângulos (φ_1 , ϕ , φ_2).

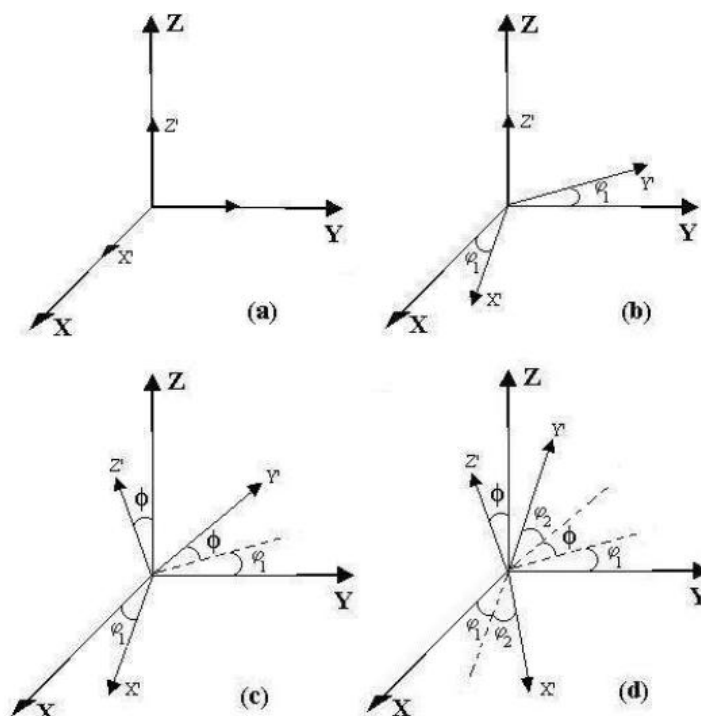


Figura 3.2 Definição dos ângulos de Euler (Souza, 2008).

Os ângulos de Euler podem ser expressos em coordenadas cartesianas. A função (equação 3.4) e sua intensidade n podem ser desenhadas em forma de gráfico de superfície ou na forma de mapa por isolinhas em segmentos fixos, (Figura 3.3), a função é definida por:

$$f(\varphi_1, \Phi, \varphi_2) = n \quad (3.4)$$

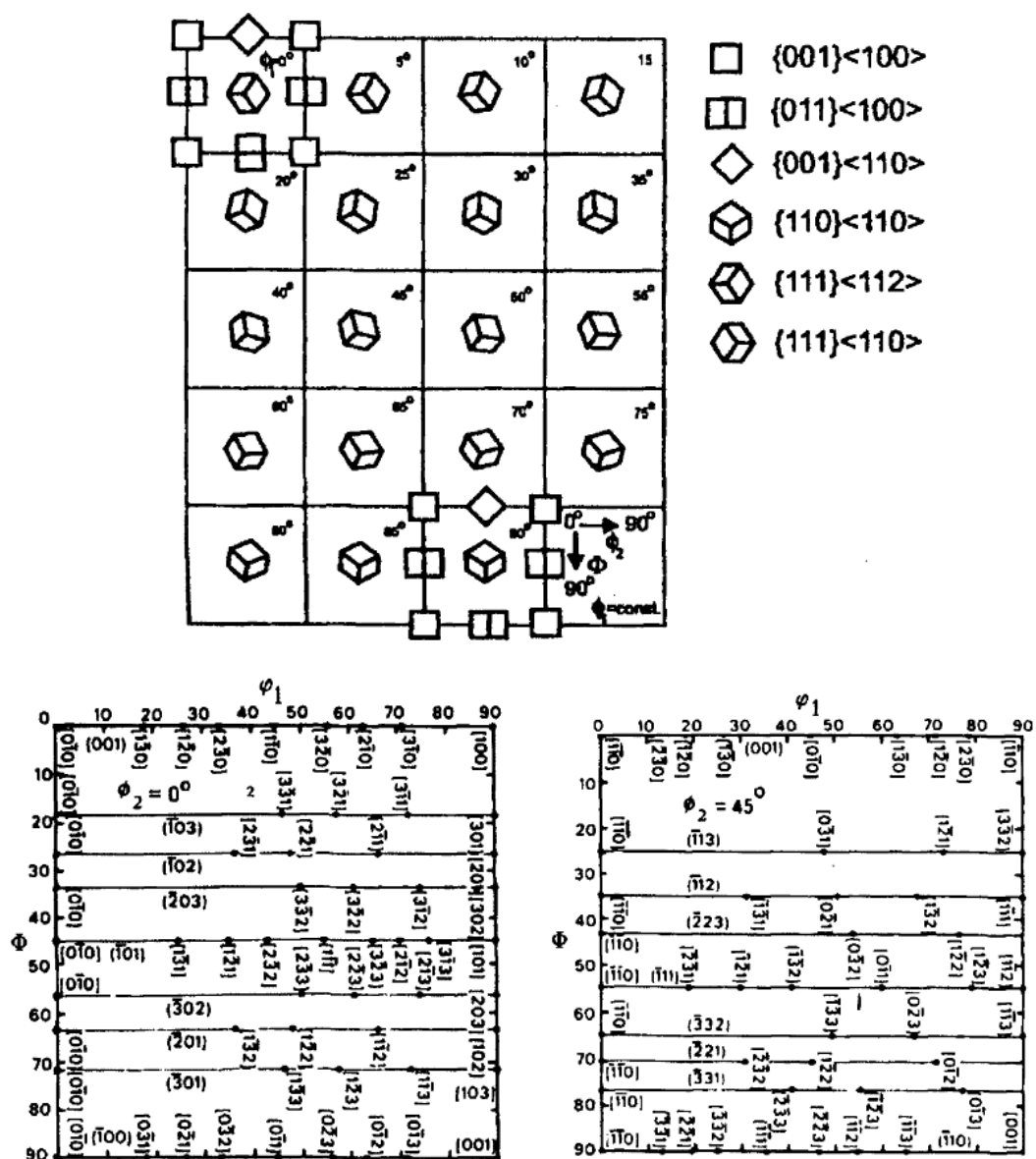


Figura 3.3 Ábaco da localização das principais orientações no caso das seções $\varphi_2=0^\circ$ e $\varphi_2=45^\circ$ (adaptado Bunge, 1982).

Nos aços elétricos laminados normalmente representam-se as seções para $\phi_2=45^\circ$ e $\phi_1=0^\circ$ na ODF (Função de Distribuição de Orientações Cristalinas), visto que elas contêm as orientações mais importantes do sistema cúbico de corpo centrado (RAY *et al.*, 1994).

As principais fibras e orientações estudadas nos aços elétricos são:

Fibra γ ou Fibra DN = $\{111\} \langle uvw \rangle$: suas orientações apresentam a direção $[111]$ normal ao plano da chapa (orientações com as normais aos planos $\{111\}$ paralelos à DN) e são observadas nas seções $\phi_2 = 45^\circ$ e $\Phi = 55^\circ$;

Fibra α ou Fibra DL = $\{hkl\} \langle 110 \rangle$: possui orientações 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 $\Phi = \phi_1 = 90^\circ$;

Orientação Cubo $(100)[010]$: contém dois eixos $\langle 001 \rangle$ paralelos ao plano da chapa e está localizada na posição $\Phi = 0^\circ$; $\phi_1 = 45^\circ$.

A tabela 3.1 apresenta as principais fibras estudadas no contexto dos aços elétricos, bem como, uma análise qualitativa das propriedades magnéticas.

Tabela. 3.1 Definição das fibras de textura e relação com as propriedades magnéticas, adaptado de Randle e Engler (2000).

Fibra	Definição	Propriedade magnética
α	Direção $\langle 110 \rangle // DL$	Bom
γ	Direção $\langle 111 \rangle // DN$	Ruim
η	Direção $\langle 001 \rangle // DL$	Ótimo
cúbica	Direção $\langle 001 \rangle // DN$	Bom

A figura 3.4 mostra a visão tridimensional do espaço de Bunge e a seção $\phi_2 = 45^\circ$ com orientações importantes do Fe-Si com estrutura cúbica de corpo centrado (RAY *et al.*, 1994).

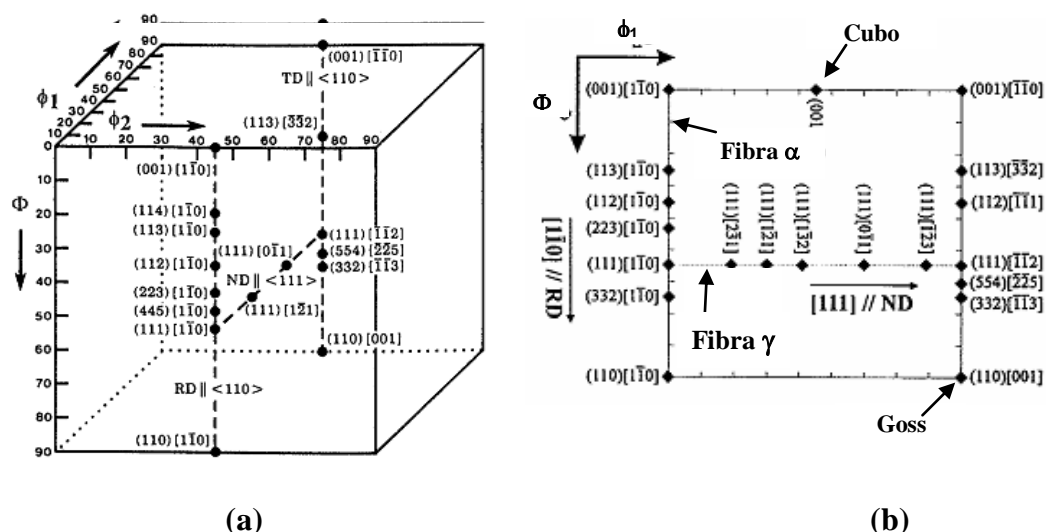


Figura 3.4 (a) Visão Tridimensional do espaço de Bunge. (b) Seção $\phi_2 = 45^\circ$ com orientações importantes do Fe-Si com estrutura cúbica de corpo centrado (RAY *et al.*, 1994).

3.1.1 Microtextura, mesotextura e macrotextura.

O estudo da textura passou a ser subdividido em três categorias. A macrotextura que representa as orientações preferenciais presentes na amostra como um todo; a microtextura que representa as orientações preferenciais medida em pontos determinados da amostra e a mesotextura que representa a relação de orientação entre os grãos. A Figura 3.5 apresenta esquematicamente as relações entre macrotextura, microtextura e mesotextura (Randle, 1992).

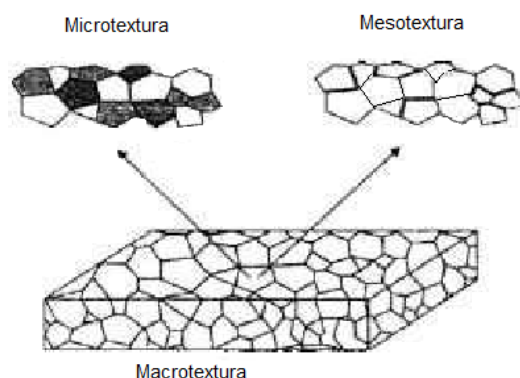


Figura 3.5 Ilustração esquemática das relações entre macrotextura, microtextura e mesotextura (Randle, 1992).

Com relação aos métodos para se medir estas três subdivisões da textura, percebe-se que não há uma padronização rigorosa. No estudo da textura por EBSD, Randle e Engler (2000), dividem sua obra em quatro partes, na segunda parte dedicada à análise da macrotextura os autores consideraram que as técnicas possíveis para avaliação da macrotextura são a difração de raios-X e a difração de nêutrons, já a terceira parte destinada à análise de microtextura, é explorada como o campo de atuação da técnica de difração de elétrons retroespalhados. No entanto, no capítulo referente à avaliação e representação dos dados de microtextura Randle e Engler (2000) expõem a real chance de analisar a macrotextura a partir das informações de microtextura sob condições específicas

3.1.2 Principais métodos para determinação da textura cristalográfica

Há diversos métodos para determinarem-se as orientações cristalográficas de um material policristalino. É bem comum o uso da difração de raios-X, por meio do qual se medem as frações volumétricas de material associadas a uma determinada orientação cristalográfica de interesse, a partir da intensidade difratada. Esta técnica permite que vários grãos sejam analisados simultaneamente. Já o EBSD associado à microscopia eletrônica de varredura (MEV) possibilita a determinação da orientação individual de cada grão, de maneira bastante precisa. Com o auxílio de programas computacionais pode-se determinar a fração volumétrica das principais orientações presentes na amostra.

3.1.3 Desenvolvimento de orientação preferencial

A orientação preferencial desenvolve-se em um material durante o processamento termomecânico, como por exemplo: conformação mecânica, solidificação, recozimento, entre outros. Após a fusão e posterior solidificação nas placas de aço produzidas no lingotamento contínuo, os grãos da zona equiaxial central apresentam distribuição aleatória de orientações. Já os grãos alongados da zona colunar apresentam forte orientação cristalográfica preferencial. A deformação plástica imposta nos processos de conformação ocorre principalmente por sistemas de deslizamentos de planos cristalinos determinados. Nesse processo, o reticulado cristalino sofre rotação, por deslizamento de planos ou por maclação, para orientações mais favoráveis, estabelecendo a chamada textura de deformação (PADILHA *et al.*, 2005). A textura final de deformação depende principalmente da orientação inicial dos grãos antes da deformação, da mudança da forma imposta pela conformação e da temperatura em que o material foi deformado (PADILHA *et al.*, 2005).

Durante o processo de recozimento, pode ocorrer recuperação e/ou recristalização, dependendo do tempo, da temperatura de recozimento, dentre outros parâmetros. Normalmente, o recozimento em temperaturas baixas, permite apenas a recuperação e pequena ou insignificante modificação nas orientações cristalográficas. Já o recozimento em temperaturas mais altas, geralmente provoca recristalização e o surgimento de uma nova textura, muitas vezes, diferente da textura de deformação. Essa nova textura é denominada textura de recristalização. Durante o crescimento normal de grão, após a recristalização não ocorre mudanças expressivas na orientação cristalográfica. Entretanto, para temperaturas ainda mais altas, pode ocorrer durante o recozimento e após a recristalização, a recristalização secundária, fazendo com que alguns grãos cresçam e consumam seus vizinhos menores. A textura resultante, para caso ocorra à recristalização secundária é geralmente diferente das texturas de deformação e de recristalização (PADILHA *et al.*, 2005).

3.2 Difração de elétrons retroespalhados (EBSD)

EBSD é uma técnica que consiste em colocar uma amostra com a superfície plana e inclinada a 70° e incidir sobre essa um feixe de elétrons. Esta técnica aliada a um microscópio eletrônico de varredura (MEV) permite conhecer a orientação da rede cristalina com resolução espacial de até 50 nm, o que a torna muito utilizada para obter informação cristalográfica ou microestrutural local (SCHWARTZ *et al.*, 2000). A amostra é inclinada a aproximadamente 70° em relação ao plano horizontal para reduzir o percurso dos elétrons e a sua absorção. Uma série de dados é obtida pela incidência dos elétrons difratados sobre uma tela fosforescente formando os padrões de Kikuchi. A imagem da tela é captada por uma câmera de vídeo de alta sensibilidade onde as linhas de Kikuchi são determinadas através das transformadas no espaço de Hough, no qual, pontos únicos correspondem às bandas de Kikuchi. A orientação é proveniente dos ângulos que estas linhas fazem entre si (SCHWARTZ *et al.*, 2000). Ângulos de inclinação da amostra menores que 20° são utilizadas para estudos de superfície, ângulos na faixa entre 20° e 30° fornecem padrões com maior intensidade de elétrons que sofreram espalhamento inelástico e ângulos maiores que 30° proporcionam padrões mais definidos, porém limitam a área analisada (Schwarzer, 1997). As figuras 3.6 e 3.7 mostram os principais componentes do EBSD e a indexação das orientações cristalográficas através dos padrões de Kikuchi, respectivamente.

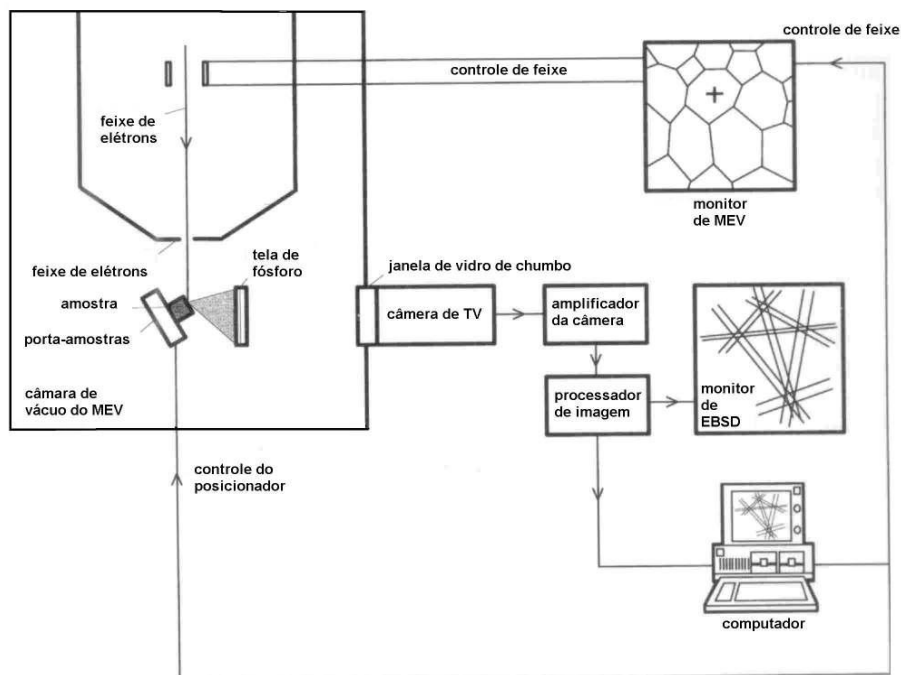


Figura 3.6 Componentes de um sistema de EBSD (RANDLE e ENGLER, 2000).

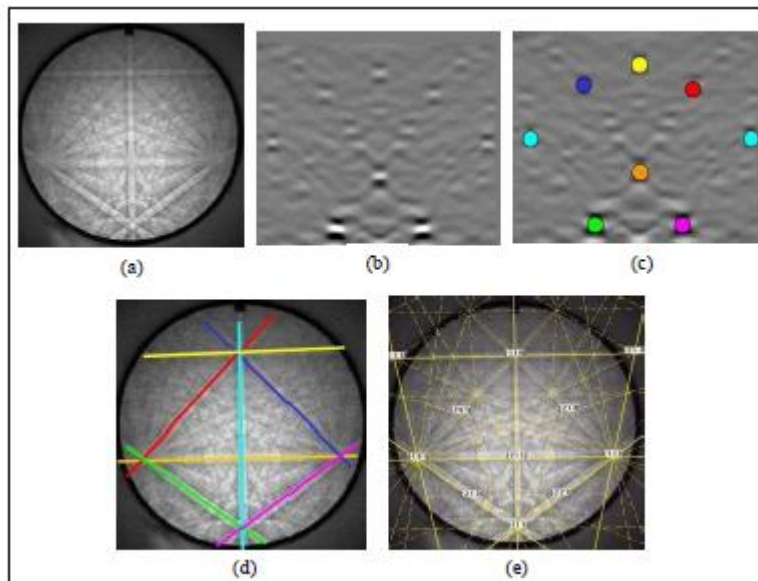


Figura 3.7 Indexação das orientações cristalográficas através dos padrões de Kikuchi: (a) padrão de difração do germânio (20 kV); (b) transformada de Hough do padrão; (c) pontos da transformada identificados por cores; (d) Linhas correspondentes aos pontos encontrados sobre padrão original; (e) padrão de difração indexado (OXFORD INSTRUMENTS, Catálogos técnicos).

Com a reconstrução da imagem da área analisada via EBSD é possível obter diferentes tipos de mapas baseados nas orientações pontuais e que permitem a constatação da textura cristalográfica local, morfologia e cristalografia nos materiais. Os mapas abordados neste trabalho foram:

a) Figuras de pólo inversa: neste tipo de figura os pontos do mapa são coloridos de acordo com a direção cristalina paralela a direção normal da amostra baseado no triângulo unitário de referência.

b) Mapas de qualidade de imagem (IQ): O parâmetro de qualidade de imagem ou (QI) descreve a qualidade de um padrão de difração de elétrons retroespalhados. Uma escala de cinza é atribuída para cada ponto. Pontos mais claros representam melhores índices e pontos mais escuros os piores. O fator que afeta a qualidade dos padrões de difração de maior interesse, do ponto de vista da ciência dos materiais, são as imperfeições da estrutura cristalina do volume de difração analisado. Dessa forma, eventuais distorções da rede cristalina dentro do volume produzirão menor qualidade (mais difuso) nos padrões de difração. Isso permite que o parâmetro de QI possa ser usado para uma descrição qualitativa da distribuição de tensões em uma microestrutura.

c) ODF's ou FDOC's: os mapas de distribuição de orientações cristalográficas permitem observar a frequência das diferentes orientações presentes no material. A frequência da orientação cristalográfica é caracterizada em função de uma escala de diferentes tons de cores observadas na ODF. O conjunto das orientações existentes no material, ao serem representadas no espaço de Euler, são organizadas em linhas de isointensidade, o conjunto destas linhas forma as superfícies de isointensidades. Dependendo do objetivo do estudo é feito um corte no espaço e analisa-se a secção desejada.

d) Representação dos fatores de Taylor: nestas imagens, pode-se obter ao longo da secção analisada por EBSD, a distribuição dos fatores de Taylor, sendo estes representados em uma escala numérica e de cores.

3.3 Aços ao silício

A tendência mundial da necessidade de conservar energia torna o tema textura em aços elétricos ainda mais relevantes, pois aproximadamente 50% da energia elétrica produzida anualmente é utilizada por motores. Os principais fabricantes de motores elétricos têm pressionado as siderúrgicas para conseguir aços com melhor desempenho magnético e, assim, aumentar a eficiência dos motores. Os últimos anos do século XX assistiram a importantes avanços no condicionamento da textura dos aços elétricos de grão não-orientado (Landgraf *et al.*, 2001). Esse contexto torna os aços ao silício muito importantes para o progresso tecnológico. Na literatura é mais freqüente o estudo de aços de baixo carbono (por volta de 0,003%) que apresentam teores de silício geralmente entre 0.08% e 3,5 % utilizados na confecção de alguns componentes dos motores elétricos e transformadores.

3.3.1 Classificação e aplicação dos aços ao silício

Existem duas classes de aços elétricos de grão não-orientado: os aços semiprocessados e os aços totalmente processados. Os aços de grão não-orientado totalmente processados têm sua textura final desenvolvida na própria usina siderúrgica, que entrega o material na condição recozida. Os aços semiprocessados são fornecidos com um pequeno encruamento, suficiente para que o recozimento final, feito após o punctionamento do formato final da lâmina pelo usuário, leve ao tamanho ótimo de grão da ordem de 100 a 150 μm . A textura final é produzida durante o último recozimento. No recozimento final ocorrem, também, outros fenômenos, como a descarbonetação e a eliminação de tensões residuais (Campos, 2000).

Os aços utilizados em transformadores são conhecidos como aços elétricos de grão orientado e são fabricados de forma a gerar uma textura cristalográfica intensa igual representada por (110) $\langle 001 \rangle$, conhecida como orientação Goss. Nesta orientação existe apenas a direção $\langle 100 \rangle$ paralela à direção de laminação, o que propicia propriedades magnéticas boas na direção de laminação e ruins nas outras direções. Portanto, o corte e a montagem das chapas num transformador devem ser projetados para que o fluxo

magnético seja conduzido paralelamente à direção de laminação das chapas. Já a adição de silício, em até 3,5% aos aços baixo carbono tem o efeito benéfico de aumentar a resistividade elétrica, mas com sensível aumento no custo de produção e na fragilidade.

Os motores elétricos, por outro lado, são máquinas nas quais o campo magnético é aplicado paralelamente à superfície da chapa, mas mudando continuamente de direção. Esses aços são conhecidos como aços elétricos de grão não-orientado. A nomenclatura é errônea, pois, esses aços também apresentam textura. De acordo com a anisotropia de propriedades magnéticas em função das diferentes direções cristalográficas, a textura final e ideal desejada é, neste caso, a $\{100\} \langle 0vw \rangle$, ou seja, todos os grãos com planos $\{100\}$ paralelos à superfície da chapa e direções $\langle 100 \rangle$ dispostas aleatoriamente em todas as direções no plano da chapa. Entretanto, os aços hoje disponíveis não possuem esta textura, pois ainda não foi descoberto um processo comercial que produza a textura ideal. Muitas vezes, observam-se aços elétricos de grão não orientado com uma orientação Goss pronunciada (Campos *et al.*, 1997), pois essa orientação tem, pelo menos, uma direção de fácil magnetização paralela à superfície da lâmina.

3.3.2 Perdas magnéticas dos aços ao silício

Nos aços elétricos as perdas dependem das características físicas e microestruturais das amostras como textura, espessura, resistividade, densidade de discordâncias, de características eletromagnéticas do ensaio tais como indução máxima e frequência de excitação, etc. Segundo CULLITY (1972) a direção $\langle 100 \rangle$ no Fe é de mais fácil magnetização, devido ao fato de que o eixo de magnetização espontânea nos cristais de Fe, com estrutura cúbica de corpo centrado, é o $\langle 001 \rangle$. Em contrapartida, a direção de mais difícil magnetização é a $\langle 111 \rangle$. A Figura 3.8 mostra curvas de magnetização para as direções $\langle 100 \rangle$, $\langle 110 \rangle$ e $\langle 111 \rangle$. Nota-se que na direção $\langle 100 \rangle$ atinge-se a magnetização de saturação com campos muito baixos e nas direções $\langle 110 \rangle$ e $\langle 111 \rangle$ exige-se campos muito mais altos.

A magnetização de saturação é atingida quando os momentos magnéticos atômicos estão todos alinhados numa só direção, ou seja, o material todo é um único mono

domínio. Este valor é constante em todas as direções em que se aplica o campo magnético (LANDGRAF, 2002). A orientação cristalográfica é de extrema importância no caso dos aços elétricos. Na textura de Goss, (110)[001] há apenas uma direção $\langle 100 \rangle$ paralela à direção de laminação. Conseqüentemente, as propriedades magnéticas são excelentes na direção de laminação e ruins nas demais.

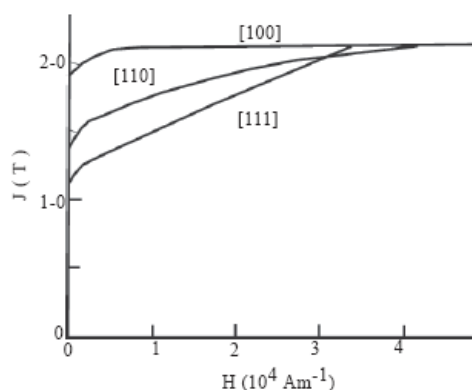


Figura 3.8 Curvas de magnetização em três direções cristalográficas distintas de um monocristal de Fe-Si (CULLITY, 1972).

A textura cristalográfica teórica ideal, para aplicação em motores, seria do tipo $\{100\} \langle 0vw \rangle$ ou $[001] // DN$ (DN, direção normal à de laminação), ou ainda, todos os grãos com planos $\{100\}$ paralelos à superfície da chapa e direções $\langle 100 \rangle$ presentes em posições aleatórias, mas paralelas ao plano da chapa. Entretanto, ainda não existe um processo industrial que produza esta textura cristalográfica ideal. Os aços GNO apresentam uma orientação Goss pronunciado, de forma a aproveitar pelo menos uma direção de fácil magnetização paralela à superfície da chapa. Tem-se atuado no controle da fração das fibras Eta $[001] // DL$ (DL, direção de laminação) e Gama $[111] // DN$, mediante alteração de ligas e processos de laminação a quente e a frio, para obter baixa perda e alta permeabilidade magnética (CULLITY, 1972; LANDGRAF, 2002).

No caso de máquinas de alto desempenho energético como transformadores e motores, a permeabilidade magnética é de extrema importância, pois está diretamente ligada à dissipação de energia por efeito Joule, ou perdas no cobre. Estas perdas estão associadas à corrente elétrica necessária para a magnetização do material e para a criação do campo magnético no entreferro das máquinas (LANDGRAF, 2002). Devido ao fato da maioria

das máquinas nas quais se utiliza aço GNO funcionar com corrente alternada, o processo de magnetização ocorre com dissipação de energia. Há ocorrência de histerese magnética e circulação de correntes elétricas parasitas, induzidas pela variação do fluxo magnético no interior do material. Esta energia dissipada também é conhecida como perdas magnéticas ou perdas no ferro e auxiliam na avaliação do rendimento energético das máquinas, pois elas são, em geral, maiores que as perdas no cobre (LANDGRAF, 2002).

As perdas magnéticas são compostas por três parcelas: perda por histerese (P_h), por correntes parasita (P_e) e perda de excesso ou anômala (P_a) (CULLITY, 1972; LANDGRAF, 2002). A perda por corrente parasita está associada às correntes de Foucault que surgem devido à variação do fluxo magnético no material. Sob corrente alternada o material é magnetizado e desmagnetizado consecutivamente e a variação do fluxo magnético induz uma diferença de potencial no material. A corrente elétrica que circulará dependerá da resistividade elétrica do material (CULLITY, 1972; LANDGRAF, 2002). O processo de magnetização não é reversível, pois o material após ter sido magnetizado não retorna sua magnetização a zero com a retirada do campo magnético, restando um valor residual que necessita de energia adicional para ser levado a zero. Tal fato conduz à ocorrência de histerese. A área interna da curva de histerese representa a energia dissipada, ou seja, a perda por histerese em cada ciclo de magnetização (CULLITY, 1972; LANDGRAF, 2002).

A perda de excesso ou anômala é a diferença entre valor total experimentalmente medido para as perdas magnéticas e a soma das demais parcelas. Ela está associada ao movimento não conservativo das paredes dos domínios magnéticos, durante o processo de magnetização. Quanto maior o tamanho dos domínios presentes na estrutura, maior é a velocidade da parede e maior será a perda anômala (CULLITY, 1972; LANDGRAF, 2002).

Um bom indicador de qualidade de um aço elétrico, de acordo com as condições de uso, é o valor das perdas histeréticas, pois essa parcela corresponde a uma grande fração das perdas totais (mais de 50%, em muitos casos) e não depende da espessura da chapa e

muito pouco da composição química. Como o valor das perdas histeréticas varia com a indução máxima aplicada, é conveniente adotar um parâmetro comum. As perdas a 1,5 T é o parâmetro mais utilizado na literatura (LANDGRAF, 2002). A microestrutura tem grande influência nas perdas histeréticas e nas anômalas, enquanto a espessura e a composição química afetam bastante as perdas parasitas. O recozimento reduz bastante as perdas histeréticas, pois eliminam-se as discordâncias e obtém-se tamanho de grão grande. A adição de silício, por aumentar a resistividade elétrica, permite uma sensível redução nas perdas parasitas (LANDGRAF, 2002).

3.4 Influência do processamento termomecânico nas propriedades magnéticas dos aços elétricos GNO

Segundo YASHIKI e KANEKO (1992), o recozimento da BQ aumenta a permeabilidade magnética devido ao crescimento na intensidade da orientação {110} e gera redução nas intensidades das orientações {111} e {211} na textura final. Essas idéias foram comprovadas por PAOLINELLI e CUNHA (2003) que afirmam existir grande influência do tamanho de grão da BQ nas propriedades magnéticas destes aços, pois um tamanho de grão grande favorecerá a formação de bandas de cisalhamento após laminação a frio, onde se nuclearão grãos Goss durante recozimento, ao mesmo tempo tem-se uma redução na área de contornos de grão, onde se nucleiam grãos com direção [111].

3.4.1 Influência da laminação a quente

Esta etapa, na ArcelorMittal, é executada por um laminador reversível Steckel com reaquecimento nos dois lados do laminador. Os teores de silício para grande maioria dos aços elétricos ao silício apresentam-se entre 0,08 e 3,5% e os de carbono entre 0,003 e 0,08%. Estes parâmetros afetam as fases em equilíbrio onde, dependendo da temperatura de acabamento, o término da laminação a quente poderá ocorrer dentro do campo austenítico, do campo bifásico ou do campo ferrítico. Sendo assim é possível alterar a estrutura de grãos e textura da bobina a quente e, por consequência, a evolução

estrutural (PAOLINELLI e CUNHA, 2003). Conforme se mostra na figura 3.9, as condições de laminação podem atravessar as seguintes regiões (RAY e JONAS, 1990):

- Deformação na região de recristalização da austenita;
- Deformação na região de não-recristalização da austenita, acima de A_{r3} (temperatura de início de transformação da austenita em ferrita durante o resfriamento);
- Deformação na região bifásica (austenita + ferrita);
- Deformação no campo de fase ferrítico.

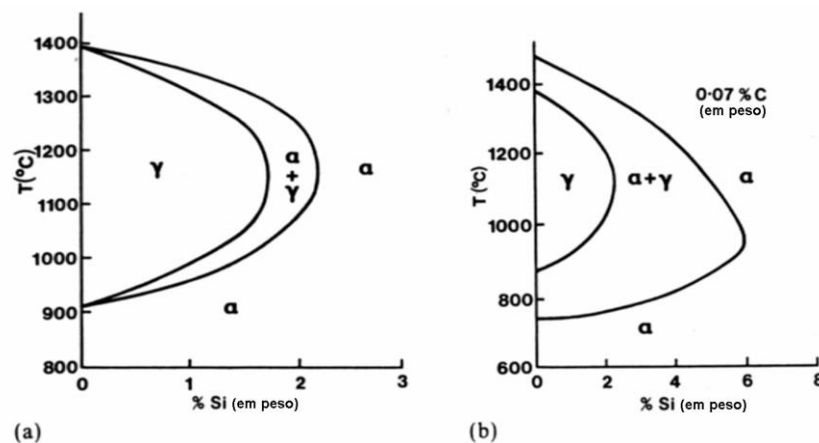


Figura 3.9 Diagrama Fe-Si, (a) Região rica em Fe do diagrama Fe-Si; (b) o efeito da adição de 0,07% C nessa região do diagrama (MCCURRIE, 1994).

Se a laminação ocorrer na região de recristalização da austenita haverá formação de uma textura cristalográfica fraca na ferrita resultante. Na laminação de desbaste e no acabamento feito por laminador reversível pode ocorrer recristalização estática, que contribui para enfraquecer a textura cristalográfica (VIANA *et al.*, 2003).

Durante a laminação na fase austenítica a temperaturas relativamente baixas, nas quais a austenita não recristaliza, a área de contornos de grão aumenta e introduz-se uma alta densidade de heterogeneidades de deformação, aumentando os sítios de nucleação da ferrita proporcionando o refino dos grãos. Há a formação de uma textura cristalográfica

de recristalização intensa na fase ferrítica resultante, em função da intensa textura cristalográfica de deformação gerada. Esta intensidade depende da quantidade de deformação acumulada antes da recristalização (VIANA *et al.*, 2003).

Durante a laminação no campo bifásico, produz-se uma estrutura com tamanho de grão heterogêneo. Pode haver deformação e rotação dos cristais da matriz austenítica, transformação da austenita em ferrita e deformação, rotação e possível recristalização da ferrita. Dessa forma, a orientação cristalográfica resultante é complexa e é uma função das contribuições dos três mecanismos citados (VIANA *et al.*, 2003). Na laminação no campo ferrítico há a formação de uma estrutura de grãos mais grosseira, devido ao fato da ferrita sofrer apenas recuperação. O tamanho de grão aumenta a cada passe de laminação. Um grande tamanho de grão do aço da laminada bobina laminada a quente é importante, pois aumenta probabilidade de geração de bandas de cisalhamento durante a deformação a frio, nas quais há nucleação de grãos com as orientações de Goss e Cubo, e diminui a probabilidade da geração de grãos com orientações da fibra γ , que nucleiam preferencialmente em contornos de grão originais, além de aumentar a possibilidade de eliminação do recozimento inicial (PAOLINELLI, 2008).

Quanto menor a temperatura de laminação a quente, mais intensa é a deformação no campo ferrítico e, conseqüentemente, maior é o fortalecimento da fibra α , especialmente a orientação $\{100\} \langle 011 \rangle$ e menos intensa a fibra γ . Além deste fato, o fortalecimento da fibra α na laminação a quente é prejudicial, pois esta textura cristalográfica armazena pouca energia na deformação a frio e nas interfaces com grãos com orientações pertencentes à fibra γ , há nucleação de grãos com orientações da fibra γ . Para amenizar este problema, é comum a prática da laminação a frio até uma espessura intermediária com posterior recozimento intermediário de forma a gerar uma maior fração grãos com orientações pertencentes à fibra γ . Uma maior fração da fibra γ aumenta a possibilidade de geração da orientação de Goss na etapa de recozimento final (PAOLINELLI, 2008).

3.4.2 Influência da laminação a frio

Na laminação a frio, a redução da espessura da chapa provoca uma deformação plástica que encrua o material. Quanto maior a redução de área, maior é a dureza e o limite de escoamento do material. DUNKLE E GOODENOW (1986) mostraram que a permeabilidade magnética final dos aços semiprocessados varia bastante com o grau de redução a frio, conforme a figura 3.10. A permeabilidade cresce com reduções crescentes entre 30 e 70%, para cair rapidamente com reduções acima disso. Já LEE *et al.* (1989) obtiveram permeabilidade crescente com deformações de até 78%.

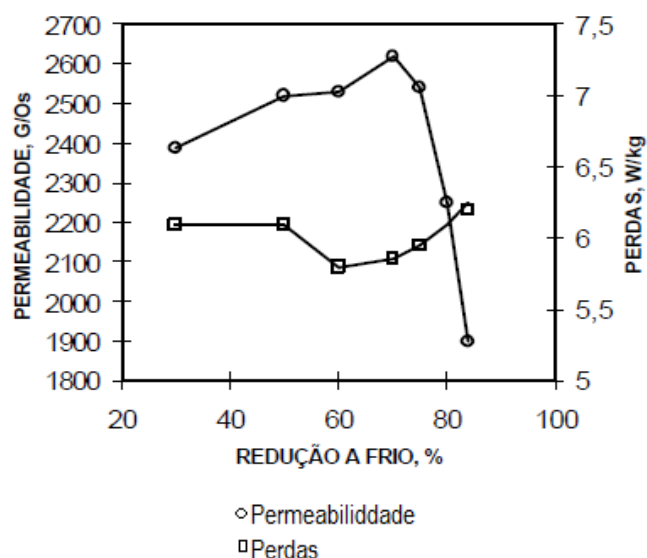


Figura 3.10 Efeito do grau de redução a frio na permeabilidade e perdas após recozimento final (DUNKLE e GOODENOW, 1986).

DAFÉ (2010) comprova as afirmações de DUNKLE e GOODENOW (1986). Em seu trabalho DAFÉ (2010) expõe, por meio das figuras 3.11 e 3.12, que a permeabilidade magnética cresce na medida em que a redução a frio aumenta até um valor ótimo. Em contrapartida as perdas magnéticas decrescem com o aumento da redução a frio também até um valor ótimo a partir do qual começam a crescer. Observa-se que em ambos os casos têm-se um valor de redução a frio ideal que dependerá de outros parâmetros, como por exemplo, a temperatura de laminação a quente.

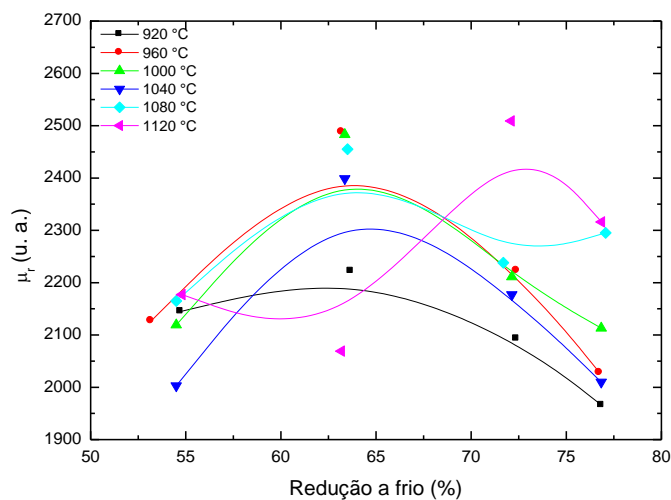


Figura 3.11 Permeabilidade magnética relativa medida a 1,5 T / 60 Hz (μ_r) como uma função do grau de redução a frio para as amostras recozidas, inicialmente laminadas a quente em diferentes temperaturas e em seguida laminadas a frio (DAFÉ, 2010).

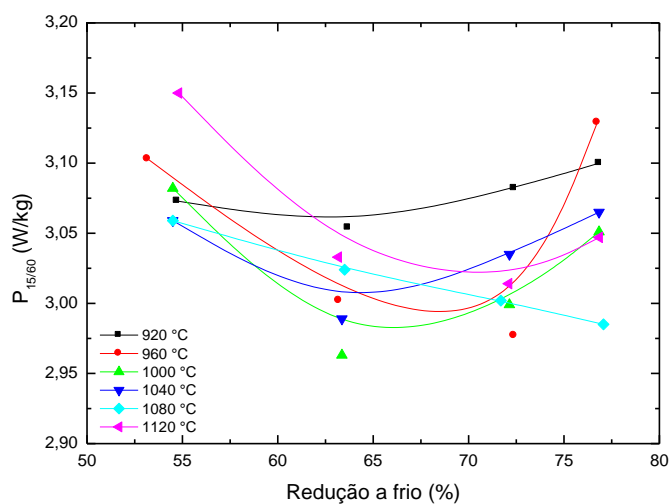


Figura 3.12 Perda magnética a 1,5 T / 60 Hz ($P_{15/60}$) como uma função do grau de redução a frio para as amostras recozidas, inicialmente laminadas a quente em diferentes temperaturas e em seguida laminadas a frio (DAFÉ, 2010).

A etapa de laminação a frio de chapas de aço reforça a fibra α e a fibra γ . Porém, a textura cristalográfica de recristalização nascerá de heterogeneidades dessa textura cristalográfica de laminação. A permeabilidade magnética aumenta com reduções a frio crescentes, entre 30% e 70%. Contudo, a redução de espessura típica na laminação a frio de aços GNO na ArcelorMittal Inox Brasil, é de 75%.

3.4.2.1 Fator de Taylor e energia armazenada

Experimentalmente, é bem conhecido que a energia armazenada varia em função da orientação cristalográfica dos grãos (DILLAMORE *et al.*, 1967; EVERY *et al.*, 1973). Com base nas teorias de plasticidade, a energia armazenada aumenta com o aumento do fator de Taylor que, por sua vez, depende da orientação cristalográfica do grão em relação à direção da tensão aplicada. O fator de Taylor é definido como:

$$M = \Sigma \delta \gamma_i / \delta \epsilon \quad (3.5)$$

onde o somatório, $\delta \gamma_i$, representa as parcelas de cisalhamento em cada um dos sistemas de deslizamento ativados em determinado grão, enquanto a amostra recebe uma deformação $\delta \epsilon$ (VIANA e PAULA, 2001).

É de grande importância saber quais orientações tem capacidade de armazenarem mais ou menos energia durante a deformação a frio, visto que se o recozimento final for controlado pela energia armazenada, esta informação será relevante para a compreensão da cinética de recristalização de grãos com determinadas orientações em detrimento de outras. DILLAMORE *et al.* (1979) trabalhando com ferro 70% laminado a frio, concluiu que: $E_{110} > E_{111} > E_{112} > E_{100}$, onde E é a energia armazenada durante a deformação plástica. HATHERLY E EVERY (1974), utilizando a difração de raios-X, observaram uma energia armazenada dependente da orientação, parecida com a calculada por Dillamore. Em suas análises sobre a subestrutura de um aço acalmado, laminado 70%, eles chegaram aos seguintes valores: $E \{110\} = 13,5$; $E \{111\} = 8,7$; $E \{211\} = 6,8$, $E \{100\} = 4,8$ J/mol

Observa-se que as orientações com planos $\{110\}$ e $\{111\}$ absorvem mais energia durante a laminação a frio e, portanto apresentaram maiores fatores de Taylor. Em contrapartida, orientações compostas por planos $\{100\}$ absorvem menos energia durante a laminação a frio, logo, terão menores fatores de Taylor.

3.4.2.2 Considerações sobre o estado deformado

Em ligas de média e alta energia de falha de empilhamento, a microestrutura deformada pode ser subdividida em conformidade com a figura 3.13. Nela verifica-se formação de subestruturas como: células de discordâncias, bandas de cisalhamento, emaranhados ou estruturas aleatórias de discordâncias, principalmente sob baixas deformações; subgrãos (com contornos bem agudos); bandas de deformação.

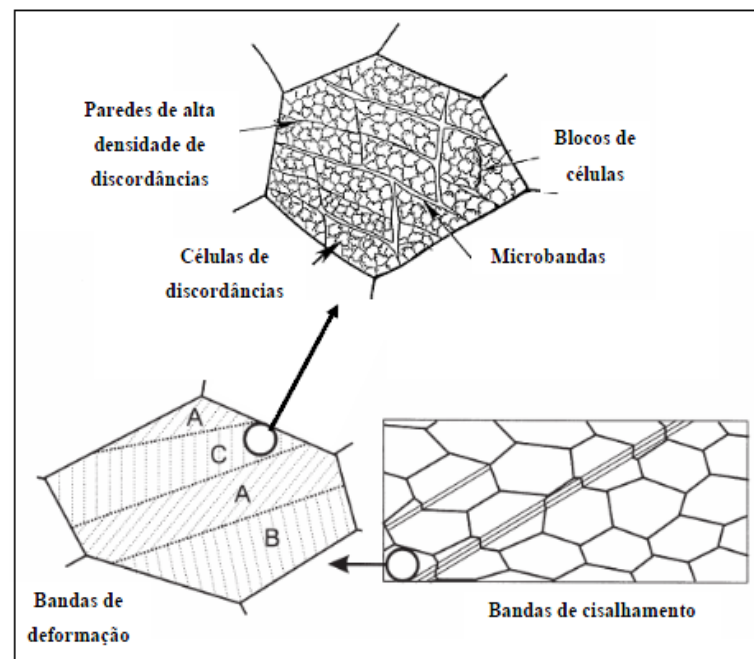


Figura 3.13 Componentes da microestrutura de um material policristalino deformado (HUMPHREYS e HATHERLY, 2004).

Na laminação a frio, vários tipos de orientações são formadas em função do expressivo número de sistemas de deslizamento possíveis para os materiais com estrutura cúbica de

corpo centrado. Cada sistema de deslizamento ativado conduz a uma rotação do grão e a superposição destas rotações determina a orientação final (GORELIK, 1981).

3.4.2.3 Bandas de cisalhamento

Diante dos diversos processos de conformação mecânica, os aços experimentam grandes tensões cisalhantes. Com isso são gerados defeitos microestruturais que possibilitam a deformação do material e modificam suas propriedades. Uma característica importante, observada em materiais processados sob altas taxas de deformação é o aparecimento de bandas de cisalhamento. Bandas de cisalhamento são regiões de intenso cisalhamento, que dependem da forma e da taxa de deformação. Uma das principais características das bandas de cisalhamento é o fato delas atravessarem vários grãos (HUMPHREYS, 2004). Num material laminado, as bandas surgem com, aproximadamente, 35° em relação ao plano de laminação e paralela a direção transversal. Nos aços de grão orientado com um estágio de laminação a frio a formação de bandas de cisalhamento ocorre em grãos grosseiros, que recristalizam preferencialmente no recozimento primário, propiciando o desenvolvimento de orientações benéficas ao processo de magnetização, como Goss (110) [001] e Cubo (100) [001] (PARK *et al.*, 2003; HARATANI *et al.*, 1984). A Figura 3.14, obtida por microscopia óptica realizada neste trabalho, mostra um exemplo contendo bandas de cisalhamento em um aço elétrico 3,3%Si, laminado a quente, a frio e observado após recozimento a uma temperatura de 700°C. Nota-se, como indicado pelas setas, que sobre as bandas de cisalhamento diversos grãos surgem.

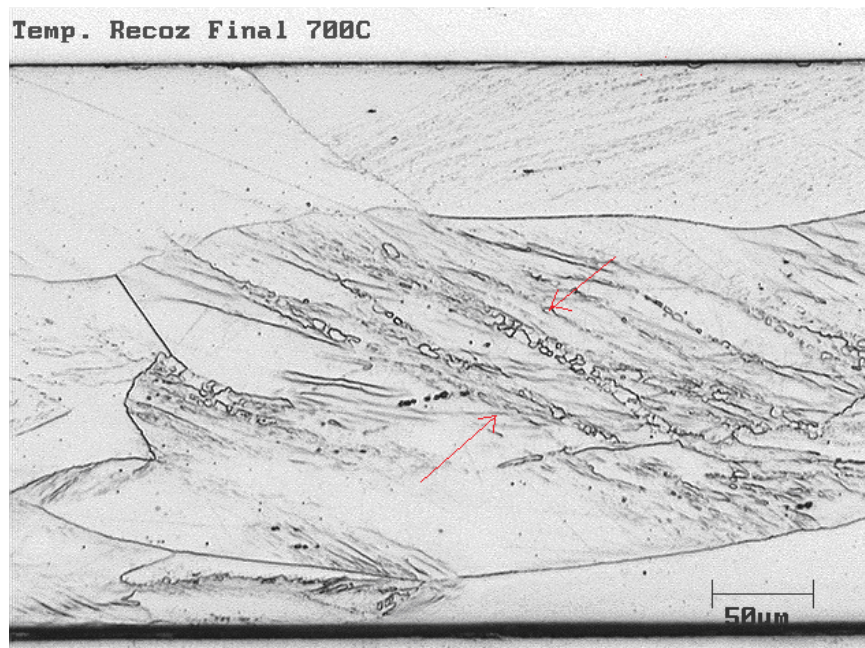


Figura 3.14 Imagem obtida no microscópio óptico de um aço 3,3%Si, laminado a quente, a frio e observado após recozimento a uma temperatura de 700°C.

3.4.3 Influência do recozimento final

O recozimento final é a última etapa do processamento metalúrgico dos aços elétricos. Essa etapa é fundamental para a melhoria das propriedades magnéticas dos aços, principalmente devido à ocorrência da decarbonetação e recristalização. O tratamento térmico de recozimento tem como objetivo geral alcançar um ou vários dos seguintes propósitos: modificar as características elétricas e magnéticas, remover tensões devidas ao tratamento mecânico a frio ou a quente, ajustar o tamanho de grão, diminuir a dureza, modificar as propriedades mecânicas, regularizar a textura bruta, remover gases, produzir uma microestrutura definida, eliminar os efeitos de quaisquer tratamentos térmicos ou mecânicos a que o aço tiver sido anteriormente submetido etc.

O processo de recozimento envolve normalmente três etapas: recuperação, recristalização e crescimento de grão, que estarão presentes em maior ou menor intensidade dependendo de alguns fatores como: composição química do material, taxa de deformação a que o material foi submetido, dentre outros. Na etapa de recuperação a

estrutura deformada não é modificada, apenas a densidade e a distribuição dos defeitos presentes são alteradas. Na etapa de recristalização, em temperaturas mais elevadas, observa-se grande modificação na microestrutura do metal, com mudanças nas propriedades mecânicas, elétricas etc. A recristalização é um fenômeno de nucleação. Por último, os grãos recristalizados tendem a crescer, mediante um mecanismo que consiste na absorção de alguns grãos pelos seus circunvizinhos, esse processo é denominado crescimento de grão.

HUTCHINSON (1984); HUMPHREYS e HATHERLY (1996) discutem a evolução das intensidades dos planos $\{111\}$, $\{110\}$ e $\{100\}$ com a temperatura de recozimento, mostrando as faixas de temperaturas onde ocorre apenas recristalização e onde ocorre também crescimento de grão. Nota-se pela figura 3.15, que o crescimento de grão gera um aumento na intensidade das orientações $\{111\}$ e uma redução nas intensidades das orientações $\{110\}$ e $\{100\}$ o que maximiza as perdas das propriedades magnéticas.

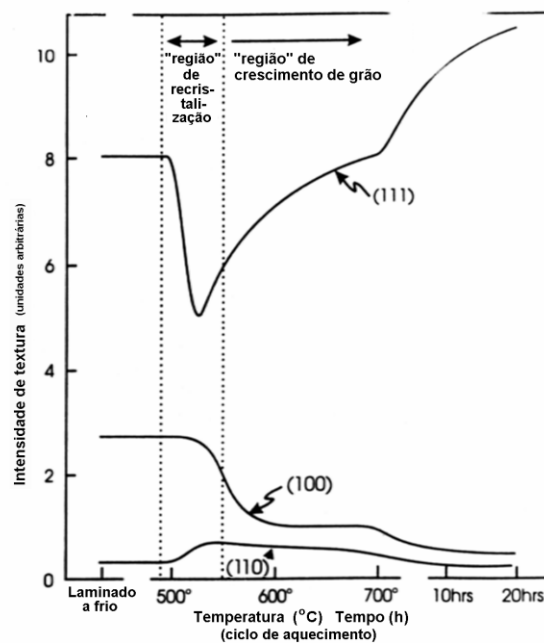


Figura 3.15 Variação da intensidade de algumas componentes de textura durante recozimento em caixa de aço baixo carbono previamente laminado. (HUTCHINSON, 1984); gráfico redesenhado por (HUMPHREYS e HATHERLY, 1996).

3.4.3.1 A Microestrutura após o recozimento

Com o objetivo de promover mudanças na microestrutura, na textura, reduzir ou eliminar os efeitos da deformação plástica, entre outros aspectos, é comum submeter os aços ao tratamento térmico de recozimento. As principais mudanças microestruturais são mencionadas a seguir (HAESSNER, 1978):

- (1) reação entre defeitos puntiformes levando a uma diminuição da quantidade dos mesmos;
- (2) aniquilação de discordâncias de sinais opostos e encolhimento dos anéis de discordâncias;
- (3) rearranjo de discordâncias de modo a formar configurações de menor energia;
- (4) formação de contornos de alto ângulo;
- (5) absorção de defeitos puntiformes e discordâncias por contornos de alto ângulo em migração;
- (6) redução da área total de contornos de grão.

Os processos (1), (2), (3) e (4) são definidos como recuperação, o processo (5), como recristalização e o (6), como crescimento de grão.

4 METODOLOGIA

4.1. Material

O material utilizado consiste em amostras de uma liga comercial de aço de grão não orientado (GNO), com composição química mostrada na tabela 4.1, fornecidas pela empresa ArcelorMittal Inox Brasil. As amostras foram retiradas após a laminação a frio industrial com 0.23mm de espessura e levadas ao centro de pesquisa, onde foram submetidas a diferentes temperaturas de recozimento final.

Tabela 4.1 - Composição química (% em massa) do aço GNO em estudo.

C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni	Mo	Ti	N
0,004	0,55	3,30	0,010	0,001	0,05	0,002	0,0050	0,0018	0,0025

4.2 Preparações das amostras

As amostras foram preparadas para serem caracterizadas por duas técnicas: análise metalográfica por microscopia óptica e análise da textura cristalográfica por EBSD.

4.2.1 Preparação das amostras para microscopia óptica

Para microscopia óptica as amostras foram cortadas em uma máquina universal para corte de corpos de prova modelo Discoton com discos abrasivos de diâmetro de 20cm. O disco de corte utilizado neste equipamento foi o Arotec AA-3. Todas as amostras foram preparadas para serem observadas sempre na seção longitudinal sendo esta a de maior comprimento. Todas as amostras retiradas após a etapa de recozimento final foram embutidas ou então montadas em sanduíche com tiras de níquel intercaladas e contidas por dois batentes de aço mais espessos, como indicado na figura 4.1. Depois da realização da montagem, cada grupo foi prensado em uma prensa de duas toneladas, utilizando uma tensão de 250 kgf/cm², insuficiente para causar deformação plástica no material, mas capaz de efetuar ajuste mecânico. Após a prensagem, as peças montadas foram cortadas nas dimensões desejadas, utilizando-se o Discoton. Todas as montagens foram calafetadas em cera de abelha com objetivo de retirar os vazios e evitar a

penetração de água entre as amostras. Esta técnica de montagem foi desenvolvida pela ACESITA e visa o aumento de produtividade, visto que permite a preparação simultânea de mais de uma amostra (CARDOSO, 2005).

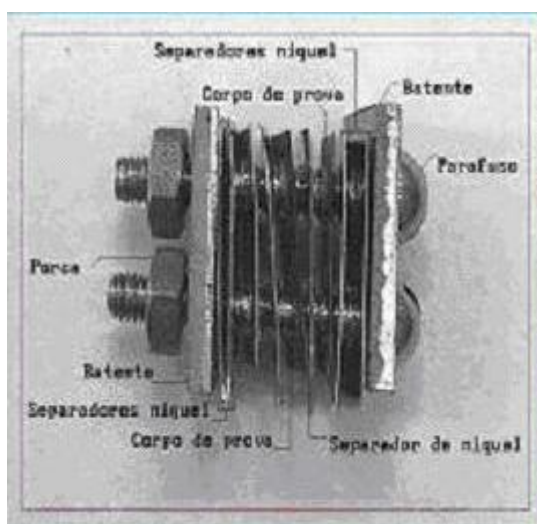


Figura. 4.1 Montagem das amostras nas direções DL para observação (CARDOSO, 2005).

Em seguida foram lixadas (na sequência de lixas 180, 220, 400, 600 e 1200 mesh), utilizando a lixadeira ilustrada na figura 4.2a. Após o lixamento, foram realizados polimentos com pastas de diamante de granulométricas 9, 3 e 1 μ m utilizando-se a politriz mostrada na figura 4.2b. Posterior ao polimento realizou-se lavagem das amostras com álcool e depois um ataque químico com nital 5% por aproximadamente 10s para revelar a microestrutura.

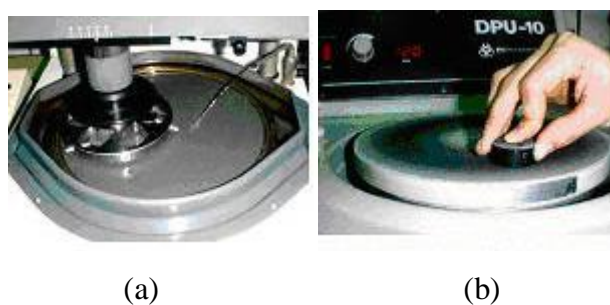


Figura. 4.2 Lixadeira e Politriz utilizadas para: (a) lixamento e (b) polimento (CARDOSO, 2005).

4.2.2 Preparação das amostras para EBSD.

No lixamento foram usadas as seguintes lixas: (120, 220, 320, 500, 800 mesh). Após o lixamento, foram realizados polimentos com pastas de diamante com grãos 9, 3 e 1 μ m, utilizando-se a politriz mostrada na figura 4.2b. O polimento adicional das amostras montadas foi realizado por 30 minutos com pano Op-Chem e placa de vidro. Foi utilizada uma solução contendo 30mL de sílica coloidal e 10mL de DP Azul. A sílica coloidal corrói até certo ponto a camada superficial, eliminando as possíveis deformações causadas pela abrasão das lixas. Ao final do polimento, as amostras montadas foram lavadas com água e sabão neutro e seca com lençol de papel.

4.3 Processamento termomecânico

As etapas de laminação a quente, recozimentos intermediários e laminação a frio foram realizadas na linha de produção, já a etapa de recozimento final, foi realizada no laboratório de tratamentos termomecânicos do centro de pesquisa, todas na empresa ArcelorMittal Inox Brasil. Pode-se organizar estas etapas da seguinte maneira:

Espessura da BQ industrial (2mm) → Recozimento intermediário industrial a 1030°C → Laminação a frio industrial para 0.6mm → Recozimento intermediário industrial a 1030°C → Laminação a frio industrial para 0.23mm → Recozimento final variando de 620°C até 1100°C

1) Etapa de laminação a quente

Os esboços, inicialmente com 28mm de espessura, foram laminados a quente a 1120°C, em cinco passes, para a espessura de 2,0mm, totalizando treze amostras. Nesta etapa as amostras foram reaquecidas à temperatura de 1150°C nos fornos do laminador Steckel, durante dezessete minutos, com dois minutos de encharque, utilizando ar como atmosfera interna do forno. A temperatura de bobinamento foi de 550°C.

2) Etapas de laminação a frio

Na laminação a frio, as amostras foram submetidas a dois estágios de laminação. No primeiro houve uma redução da espessura de 2,0mm para 0,6mm, em seguida, um recozimento intermediário a 1030°C. No segundo estágio de laminação a frio houve uma redução de 0,6mm para 0,23mm, e depois desta, o segundo recozimento intermediário também a 1030°C. As amostras foram embebidas em óleo mineral para lubrificação durante a laminação e a retirada do excesso de óleo após esta etapa foi feita em uma estação de desengraxamento com detergente tipo AD-2, a base de sódio, do fabricante Daido.

3) Etapas de recozimento intermediário industrial

Houve dois recozimentos intermediários, ambos a uma temperatura de 1030°C durante um tempo de 40 ± 10 s. O primeiro foi realizado depois da laminação a quente, na BQ com 2mm de espessura. Já o segundo recozimento intermediário foi realizado após a primeira etapa da laminação a frio. Introduzindo o recozimento intermediário, é possível controlar melhor a orientação de partida para o último estágio de laminação a frio que antecede o recozimento final e facilitar a produção de orientações mais favoráveis no produto final. No entanto, quando se leva em conta os custos de produção, a introdução de uma ou mais etapas de laminação a frio e de recozimentos intermediários encarecem o processo e pode torná-lo inviável economicamente (PAOLINELLI, CUNHA e COTA, 2006).

4) Etapa de recozimento final

Por último, as amostras foram submetidas ao recozimento final com temperaturas que variam de 620°C até 1100°C com tempo de permanência de 30s, num forno tipo contínuo com atmosfera contendo N₂, para a faixa de 620°C até 780°C, e atmosfera contendo 75%H₂ e 25%N₂ para a faixa de temperaturas de 780°C até 1100°C. O ponto de orvalho foi inferior a -30°C. Foi utilizado um forno elétrico contínuo COMBUSTOL FECE-470, com retorta de 14m, com zona de aquecimento (retorta de aço inoxidável

AISI310) por resistência elétrica (Kanthal) com 2,2m úteis e câmara de resfriamento (retorta de aço inoxidável AISI304) por água circulante. A temperatura foi medida através da utilização de um termopar tipo *K*. O teor de hidrogênio foi controlado pelo medidor modelo Caldos 7-G do fabricante Hartmann & Braun e o ponto de orvalho pelo medidor modelo 2A533 do fabricante Edgetech. A vazão dos gases foi mantida numa determinada quantidade de forma a garantir uma pressão interna do forno superior a 3,0mm de coluna d'água. A passagem da amostra pelo forno foi realizada através de uma tira na qual a amostra é soldada. A tensão na amostra soldada foi controlada por um rolo puxador com capacidade de carga de 50kgf, com uma célula de carga instalada e mostrador digital, e a velocidade controlada por um rolo empurrador no intervalo de 0 a 5,0m/min. Durante o recozimento a carga e a velocidade empregadas foram de 10kgf e 1,4 m/min, respectivamente.

4.4. Análise microestrutural

As treze amostras, cada uma submetida a uma temperatura de recozimento final diferente, foram analisadas e caracterizadas por duas técnicas: análise metalográfica por microscopia óptica e análise da textura cristalográfica por EBSD.

As análises por microscopia óptica das amostras foram realizadas no Laboratório de Microscopia do Centro de Pesquisa da ArcelorMittal Inox Brasil em um microscópio óptico modelo DMRM do fabricante Leica, com capacidade de aumento de 200X, como mostra a figura 4.3. A finalidade foi obter-se micrografias da microestrutura e determinar o tamanho de grão médio. A preparação metalográfica das amostras foi realizada de forma convencional. Para revelar a microestrutura foi utilizado o ataque químico com reativo nital 5%. Este reativo é composto de uma solução de 5mL de HNO₃ e 95mL de álcool etílico (95%). O ataque foi feito pela imersão da superfície polida na solução por aproximadamente 10s.

Foram realizadas análises das orientações cristalográficas por EBSD (Electron Back-Scattering Diffraction) no centro de pesquisa da ArcelorMittal Inox Brasil. A análise de EBSD foi feita em um microscópio eletrônico de varredura modelo XL-30 do fabricante

Philips com Electron Back Scattering Diffraction (EBSD) EDAX.TSL, como mostra a figura 4.4. As frações volumétricas das fibras e orientações de textura cristalográfica de interesse e a ODF (Função de Distribuição de Orientações Cristalinas) foram determinadas para as amostras após o recozimento final. O ângulo de tolerância foi de 15° . Para as cinco primeiras amostras foi utilizado um passo de $2\mu\text{m}$, para a sexta e sétima amostras foi utilizado um passo de $3\mu\text{m}$ e para o restante das amostras, um passo de $4\mu\text{m}$.



Figura 4.3 Microscópio ótico do laboratório de métodos físicos do Centro de Pesquisas da ArcelorMittal Inox Brasil (RODRIGUES, 2008).



Figura 4.4 Microscópio eletrônico de varredura do laboratório de métodos físicos do Centro de Pesquisas da ArcelorMittal Inox Brasil (RODRIGUES, 2008).

5 RESULTADOS

5.1 Resultados da análise por microscopia óptica

Como indicadas nas figuras 5.1 e 5.2, as amostras 1 e 2 foram submetidas respectivamente a 620°C e 660°C de temperatura de recozimento final. Nestas observar-se somente microestrutura deformada. Na figura 5.3 notam-se alguns grãos, que em sua grande maioria, localizam-se sobre as bandas de cisalhamento. Este fato é de grande importância para os aços elétricos, visto que as bandas de cisalhamentos são sítios preferências à nucleação de grãos com orientações Goss e Cubo na etapa de recozimento final (PAOLINELLI e CUNHA, 2003; HARATANI *et al.*, 1984). Na figura 5.4 a fração recristalizada já é bem significativa. A partir da figura 5.6 as micrografias mostram microestruturas sem deformação apreciável.

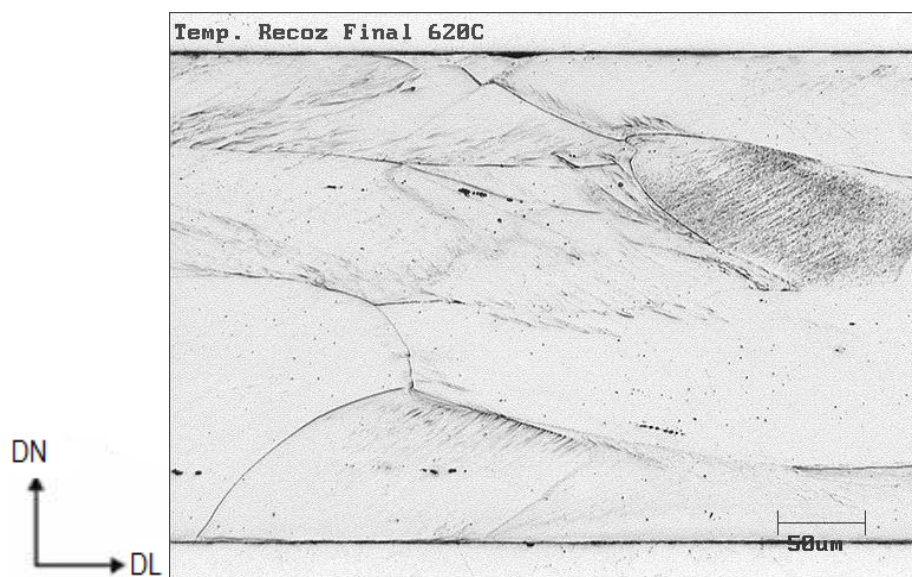


Figura 5.1 Micrografia da amostra de aço 3,3% silício submetida a uma temperatura de recozimento final de 620°C.

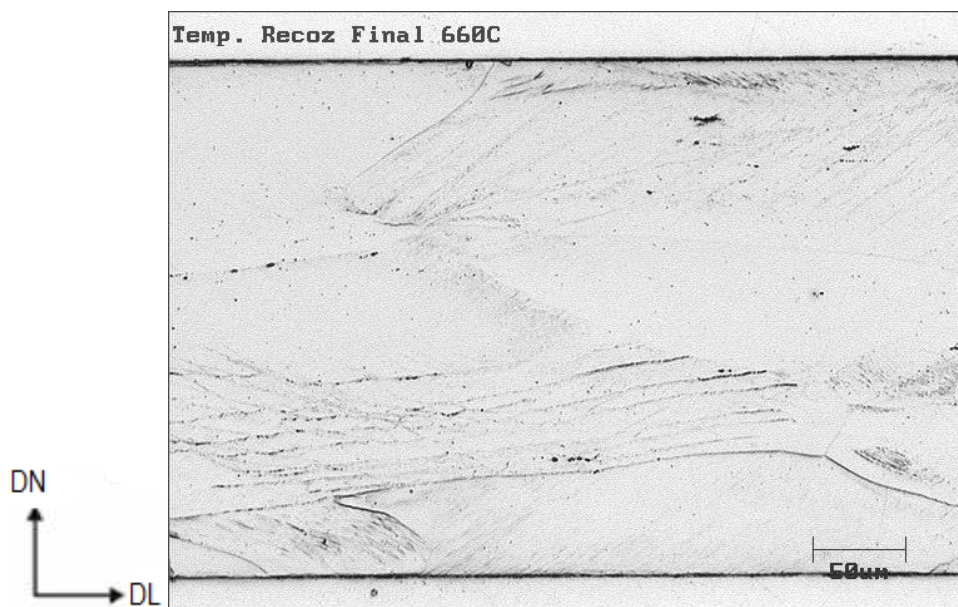


Figura 5.2 Micrografia da amostra de aço 3,3% silício submetida a uma temperatura de recozimento final de 660°C.

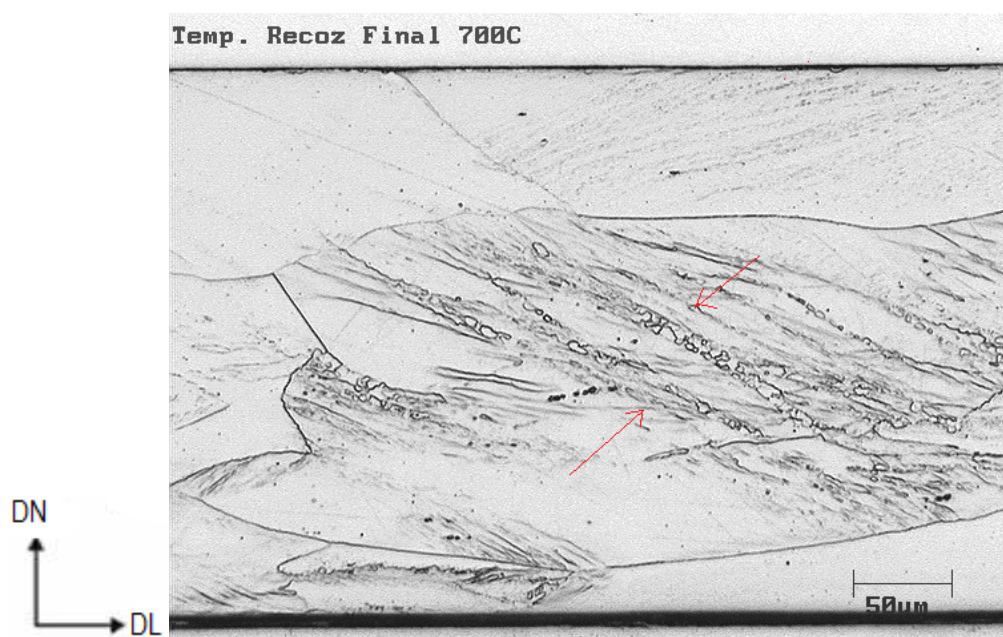


Figura 5.3 Micrografia da amostra de aço 3,3% silício submetida a uma temperatura de recozimento final de 700°C.

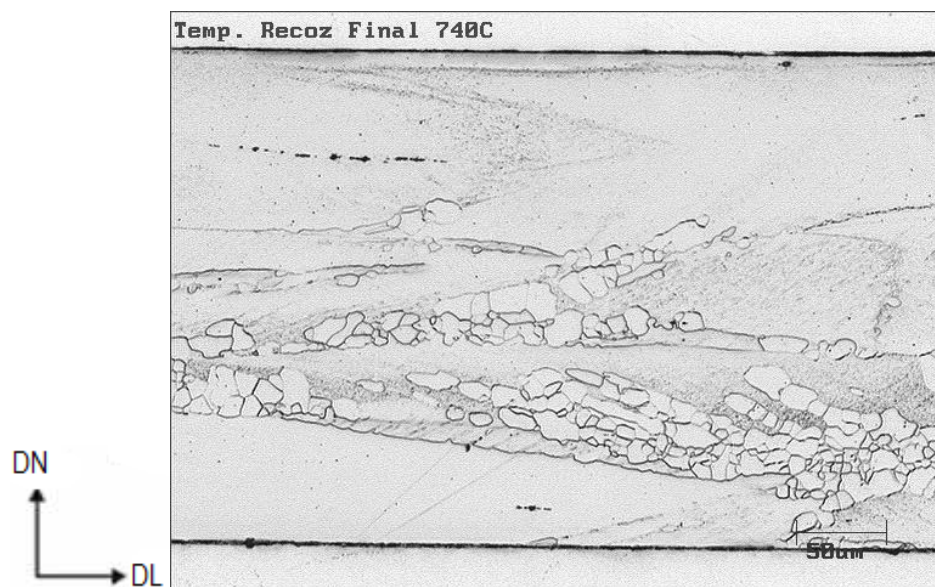


Figura 5.4 Micrografia da amostra de aço 3,3% silício submetida a uma temperatura de recozimento final de 740°C.

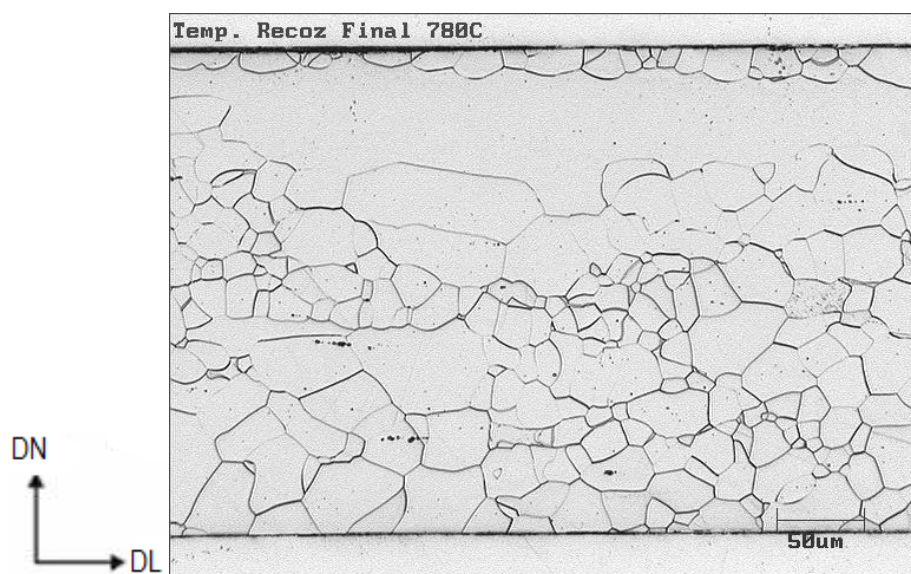


Figura 5.5 Micrografia da amostra de aço 3,3% silício submetida a uma temperatura de recozimento final de 780°C.

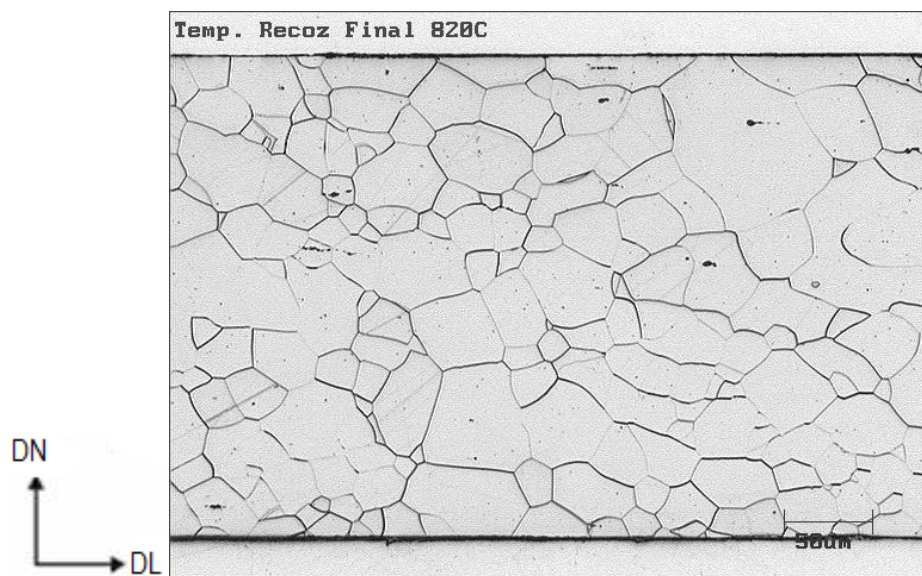


Figura 5.6 Micrografia da amostra de aço 3,3% silício submetida a uma temperatura de recozimento final de 820°C.

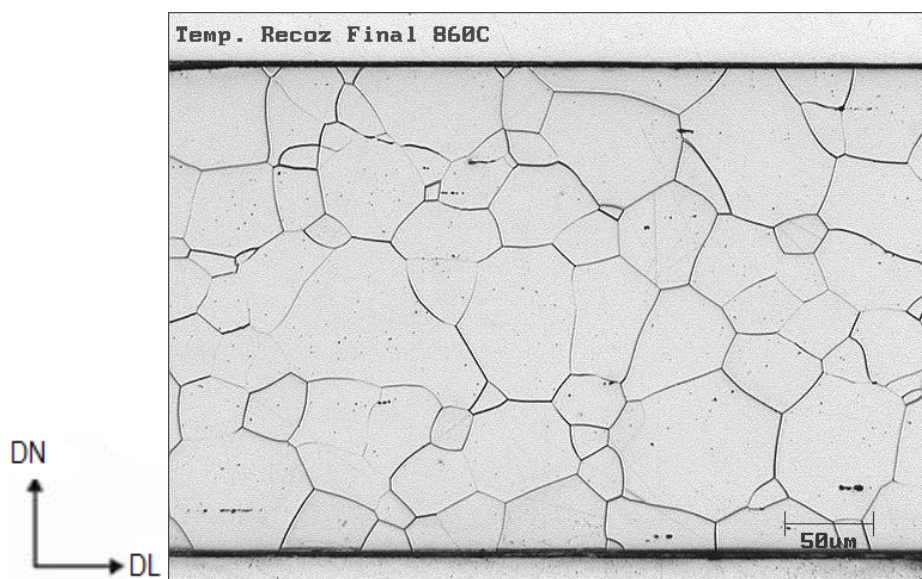


Figura 5.7 Micrografia da amostra de aço 3,3% silício submetida a uma temperatura de recozimento final de 860°C.

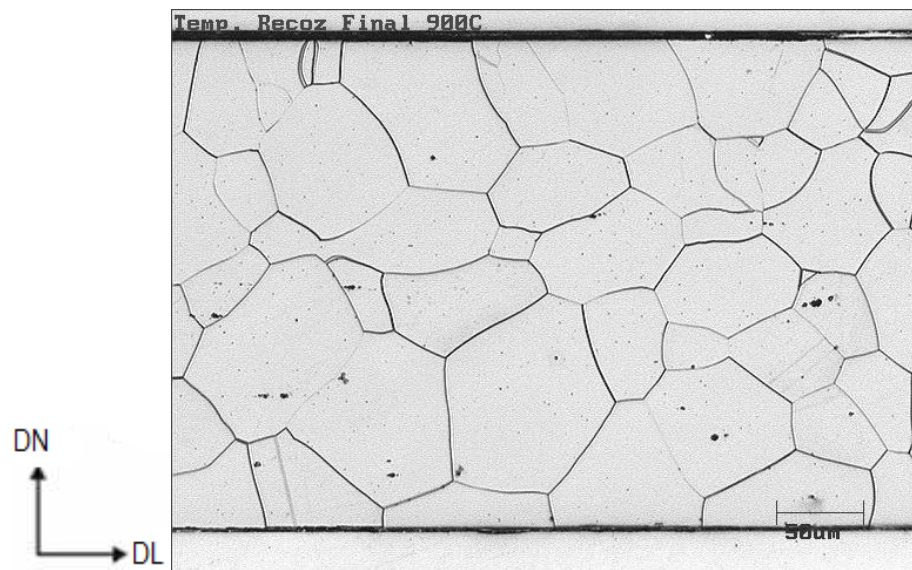


Figura 5.8 Micrografia da amostra de aço 3,3% silício submetida a uma temperatura de recozimento final de 900°C.

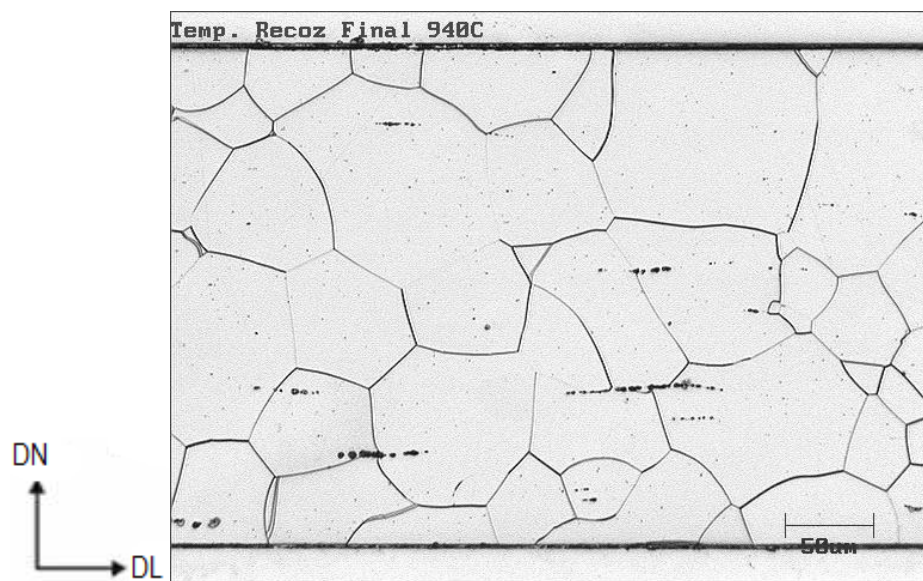


Figura 5.9 Micrografia da amostra de aço 3,3% silício submetida a uma temperatura de recozimento final de 940°C.

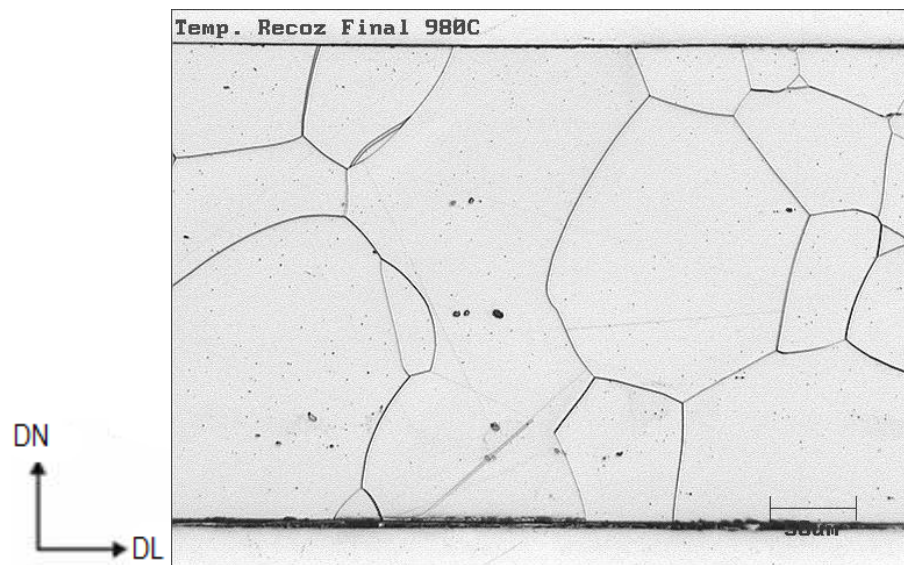


Figura 5.10 Micrografia da amostra de aço 3,3% silício submetida a uma temperatura de recozimento final de 980°C.

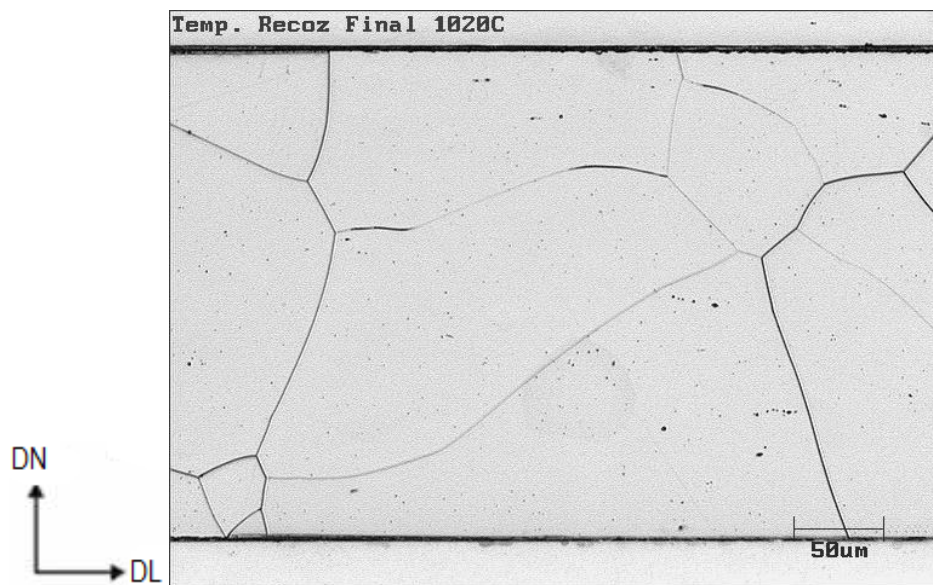


Figura 5.11 Micrografia da amostra de aço 3,3% silício submetida a uma temperatura de recozimento final de 1020°C.

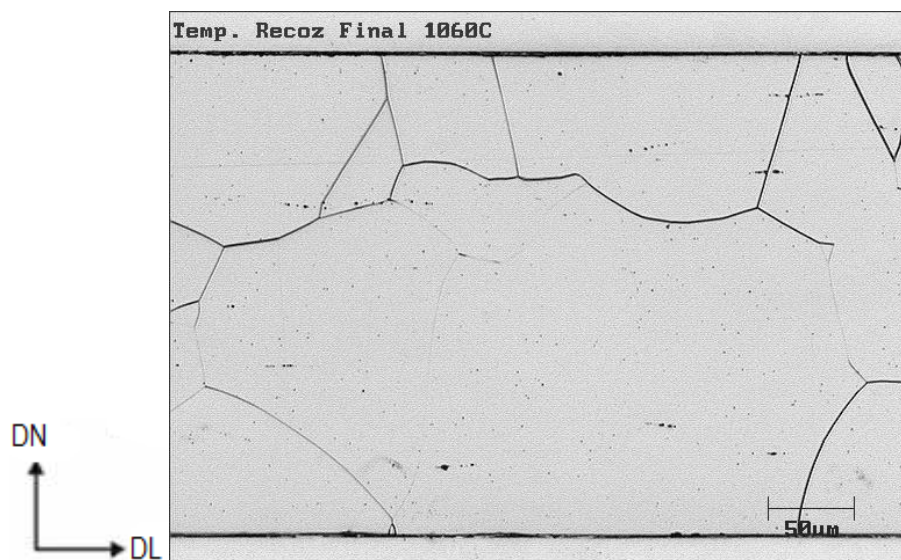


Figura 5.12 Micrografia da amostra de aço 3,3% silício submetida a uma temperatura de recozimento final de 1140°C.

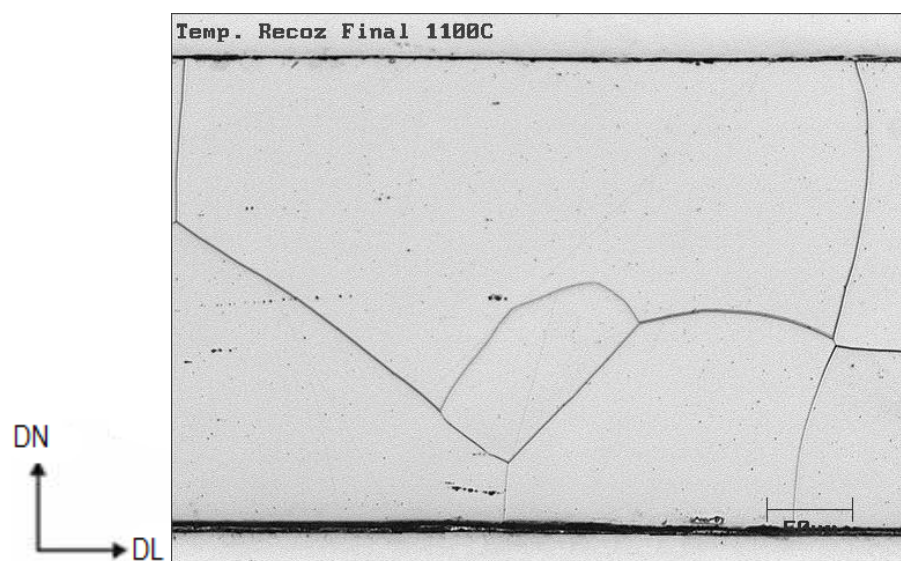


Figura 5.13 Micrografia da amostra de aço 3,3% silício submetida a uma temperatura de recozimento final de 1100°C.

5.2 Resultados da análise por EBSD

Apresentam-se neste subcapítulo, as ODF'S's, as figuras de pólo inversa, os mapas com a distribuição dos fatores de Taylor ao longo da amostra e os mapas de qualidade de imagem (IQ) com a identificação e a fração das fibras analisadas gerados por EBSD/OIM para as treze amostras, onde cada uma foi submetida a uma temperatura de recozimento final variando de 620°C até 1100°C. Mostrou-se também o comportamento de algumas das principais fibras e orientações estudadas no contexto dos aços elétricos em função da temperatura de recozimento final.

Nas figuras de pólo inversa os pontos do mapa são coloridos de acordo com a direção cristalina paralela a direção normal da amostra baseado no triângulo unitário de referência. Cada amostra apresentará, de acordo com sua variedade de orientações, uma figura de pólo característica. É importante salientar que esse tipo de mapa será mais informativo a partir da amostra 4, pois, nas amostras 1, 2 e 3, a microestrutura encontra-se bastante deformada.

Nos mapas de qualidade de imagem apresentados no item (b) das figuras 5.15 até 5.37, nota-se que a microestrutura encontra-se menos deformada na medida em que a temperatura de recozimento final aumenta. Neste tipo de imagem, tons de cinza podem ser correlacionados com as distorções da rede cristalina. Figuras mais escuras representam microestruturas com maiores concentrações de tensão, como se observa nas primeiras amostras. Já as figuras mais claras são verificadas em temperaturas nas quais a microestrutura apresenta-se mais recuperada e/ou recristalizada.

Pelos mapas dos fatores de Taylor gerados por EBSD/OIM apresentados no item (c) das figuras 5.15 até 5.37, observa-se que a fibra γ possui fator de Taylor médio localizado na faixa entre 3,5 e 4,0. A fibra α entre 2,5 e 3,0 e as fibras Cúbica e η , na faixa entre 2,0 e 2,5.

Os mapas de distribuição de orientações cristalográficas permitem observar a frequência das diferentes orientações presentes no material. Para análise das ODF's foi utilizada a seguinte escala de cores da figura 5.14. Cada cor corresponde a um valor de intensidade em unidades arbitrárias, em relação ao aleatório, que é igual à intensidade 1.

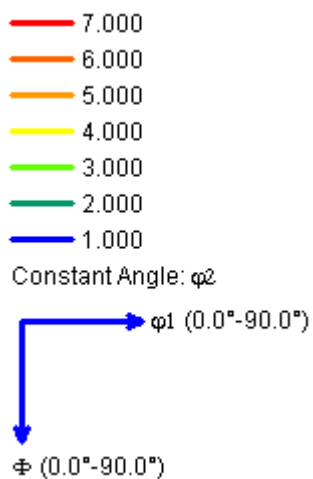


Figura 5.14 Escala de cores representativas das intensidades das orientações usadas nas ODF's em unidades arbitrárias.

AMOSTRA 1

Essa amostra foi submetida a uma temperatura de recozimento final igual a 620°C e apresenta-se deformada, como visto na micrografia da figura 5.1. Analisando a figura 5.15 (a) e (b), observa-se que a primeira amostra caracteriza-se por apresentar orientações preferenciais localizadas ao longo das fibras $\{hkl\} \langle 110 \rangle$ e $111 \langle uvw \rangle$. A primeira fibra denominada fibra α e a segunda chamada fibra γ . A figura 5.15 (c) mostra a distribuição dos fatores de Taylor ao longo da primeira amostra.

A Tabela 5.1 apresenta a fração das orientações Cubo e Goss obtidas via EBSD para a amostra submetida a uma temperatura de recozimento final de 620°C. Observar-se que os valores das frações de ambas as orientações são pequenos.

Analisando a ODF gerada por EBSD/OIM na figura 5.16, nota-se que a fibra γ apresenta intensidade máxima por volta de $\phi_1=30^\circ$. A fibra α apresenta maior valor na intensidade em $\phi=0^\circ$. A fibra η tem valores de intensidades muito pequenos nessa amostra. Devido ao seu valor ser menor do que a unidade ela não apareceu na ODF. Por último, a fibra cúbica tem dois máximos, o primeiro encontra-se ao redor de $\phi_1=25^\circ$ e o segundo em $\phi_1=85^\circ$.

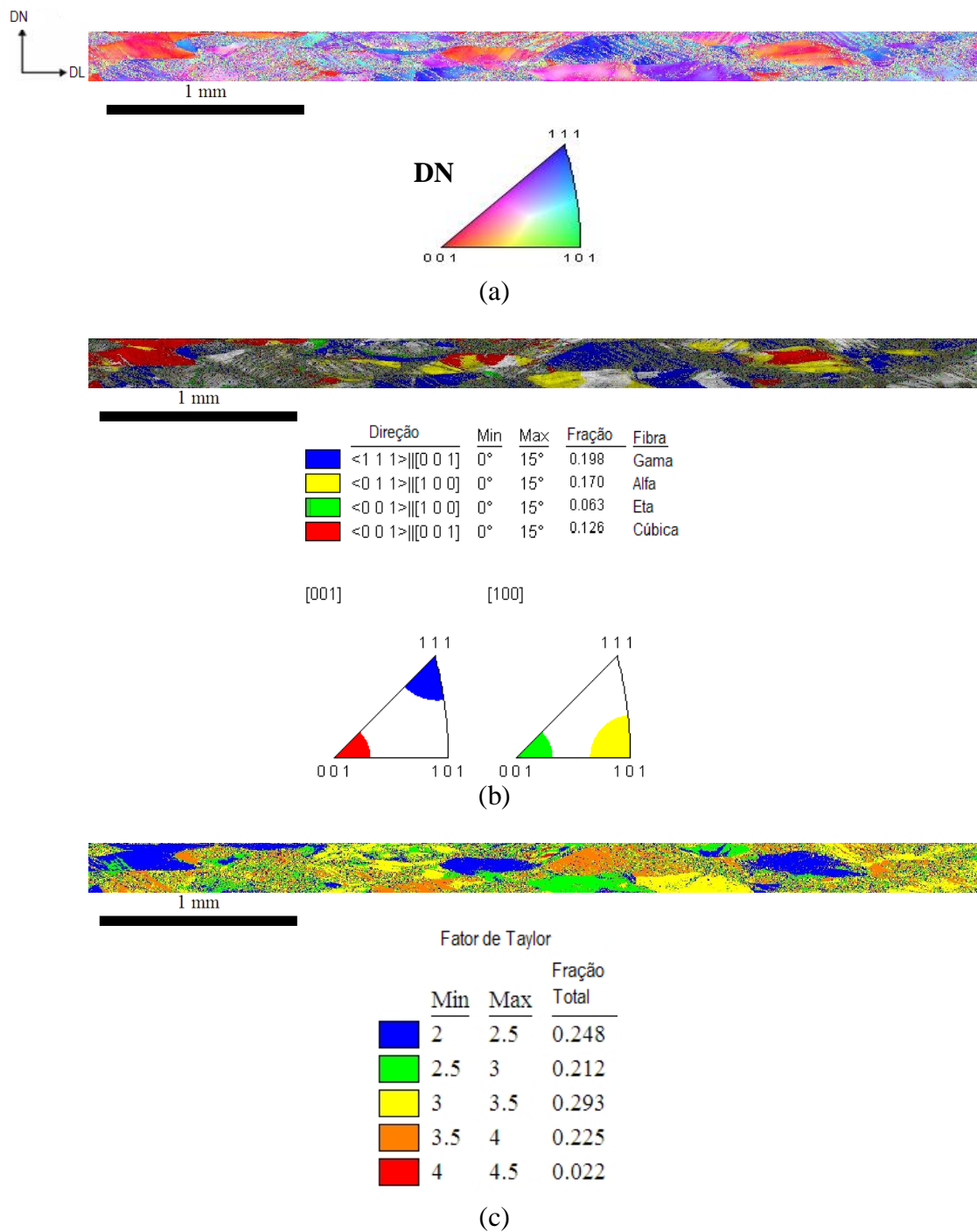


Figura 5.15 Mapas gerados por EBSD/OIM: (a) figura de pólo inversa; (b) mapa de qualidade de imagem (IQ) com as identificações e as frações em área das fibras analisadas; (c) imagem da distribuição dos fatores de Taylor e suas frações para a amostra submetida a uma temperatura de recozimento final de 620°C.

Tabela 5.1 Fração das orientações Cubo e Goss obtidas via EBSD para a amostra submetida a uma temperatura de recozimento final de 620°C.

Nome	Orientação	Fração
Orientação Goss	(0 1 1)[1 0 0]	0.018
Orientação Cubo	(0 0 1)[1 0 0]	0.016

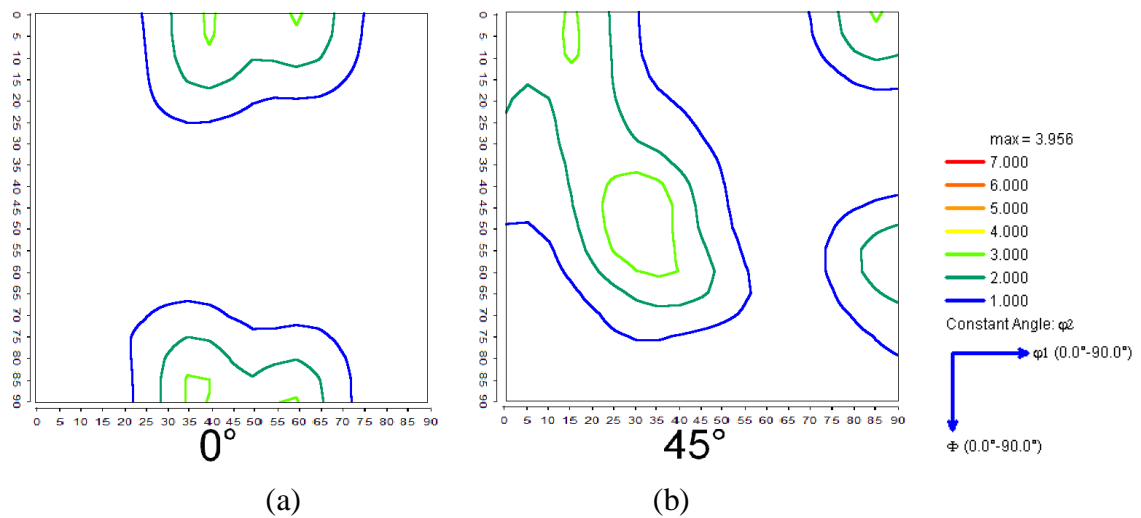
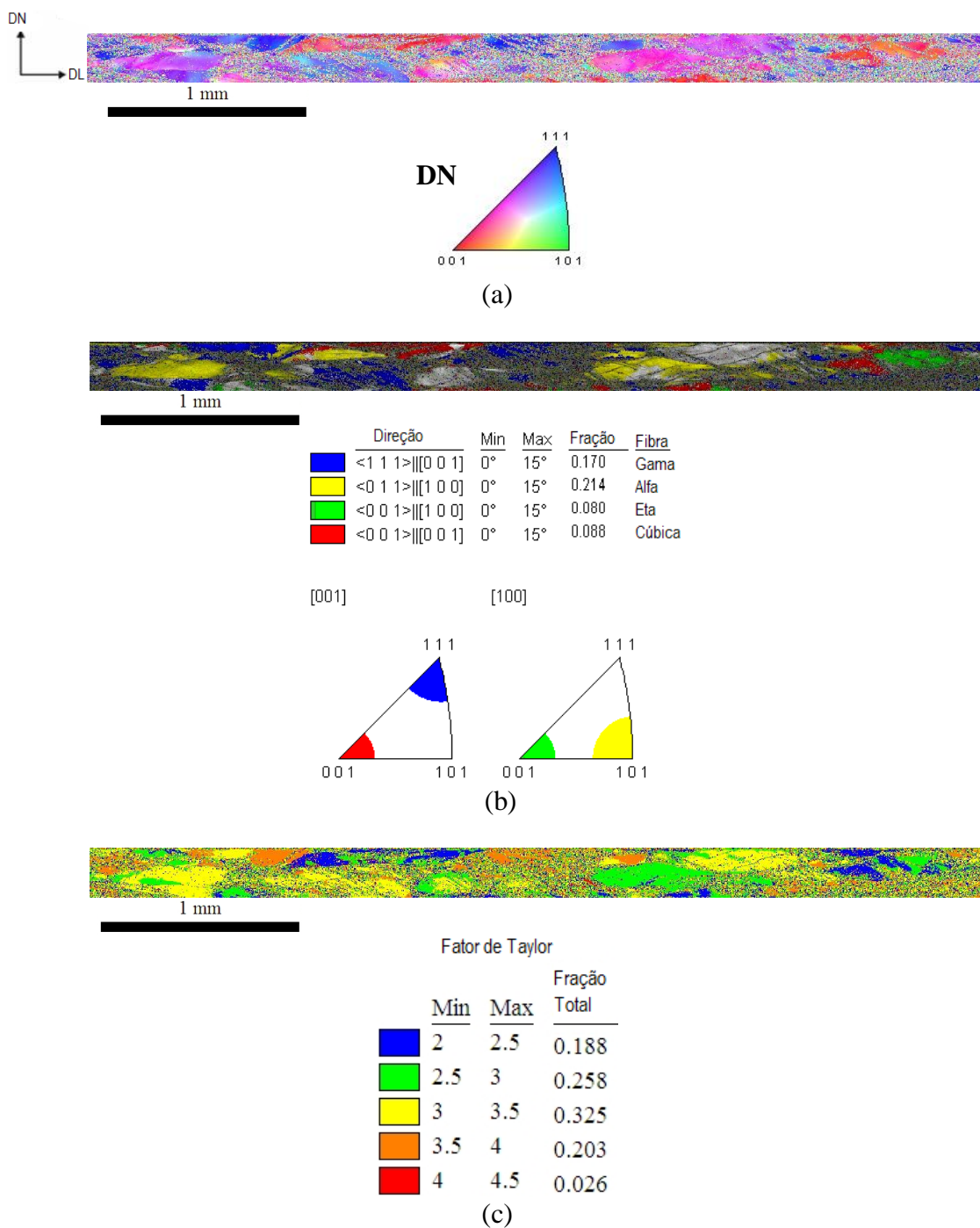


Figura 5.16 ODF gerada por EBSD/OIM para a amostra submetida a uma temperatura de recozimento final de 620°C; (a) $\phi_2=0^\circ$; (b) $\phi_2=45^\circ$.

AMOSTRA 2

Essa amostra foi submetida a uma temperatura de recozimento final igual a 660°C e apresenta-se encruada, como visto na micrografia da figura 5.2. Analisando a figura 5.17 (a) e (b) e a tabela 5.2, observa-se que a segunda amostra também se caracteriza por apresentar orientações preferenciais localizadas ao longo das fibras $\{hkl\} \langle 110 \rangle$ e $111\langle uvw \rangle$. Esta amostra também apresenta valores baixos para as orientações Cubo e Goss. A figura 5.17 (c) mostra a distribuição dos fatores de Taylor ao longo desta amostra.

Pela ODF gerada por EBSD/OIM na figura 5.18, nota-se que a fibra γ apresenta intensidade máxima por volta de $\phi_1=15^\circ$. A fibra α apresenta maior valor na intensidade em $\phi=35^\circ$. A fibra η tem valor de intensidade muito pequeno nessa amostra, os dois máximos estão em $\phi=10^\circ$ e $\phi=85^\circ$. Por último, a fibra cúbica tem dois máximos pouco intensos, o primeiro encontra-se ao redor de $\phi_1=10^\circ$ e o segundo em $\phi_1=85^\circ$.



5.17 Mapas gerados por EBSD/OIM: (a) figura de pólo inversa; (b) mapa de qualidade de imagem (IQ) com as identificações e as frações em área das fibras analisadas; (c) imagem da distribuição dos fatores de Taylor e suas frações para a amostra submetida a uma temperatura de recozimento final de 660°C.

Tabela 5.2 Fração das orientações Cubo e Goss obtidas via EBSD para a amostra submetida a uma temperatura de recozimento final de 660°C.

Nome	Orientação	Fração
Orientação Goss	(0 1 1)[1 0 0]	0.017
Orientação Cubo	(0 0 1)[1 0 0]	0.037

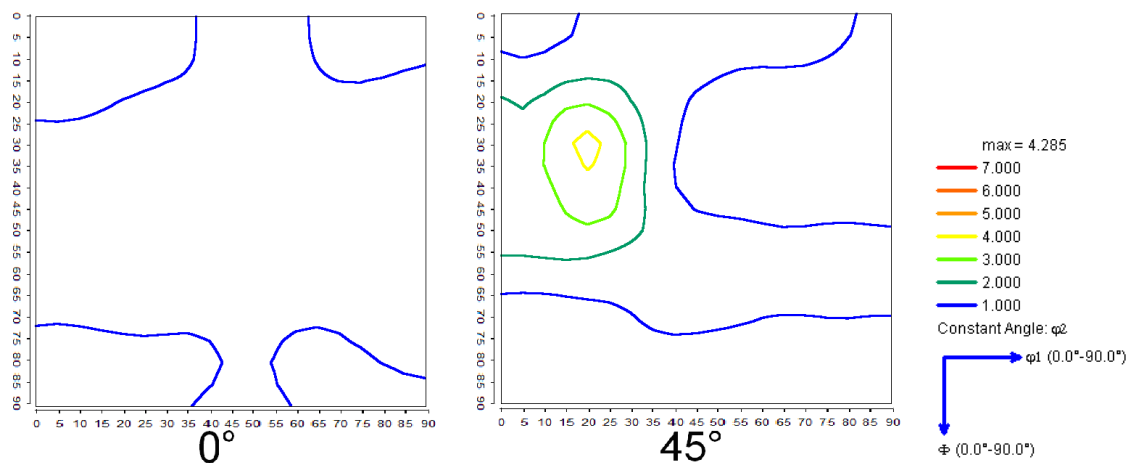


Figura 5.18 ODF gerada por EBSD/OIM para a amostra submetida a uma temperatura de recozimento final de 660°C.

AMOSTRA 3

A terceira amostra, submetida a 700°C de recozimento final, apresenta poucos grãos recristalizados, ou seja, predomina a estrutura deformada, como observado na micrografia da figura 5.3. Por esse motivo, tem-se predominância das fibras α e γ em detrimento das fibras Cúbicas e η , como mostra a figura 5.19 (a) e (b), e valores baixos nas frações em área das orientações Cubo e Goss, como pode ser observado na tabela 5.3. A figura 5.17 (c) mostra a distribuição dos fatores de Taylor ao longo desta amostra.

Analisando a ODF gerada por EBSD/OIM na figura 5.20, nota-se que a fibra γ apresenta intensidade máxima por volta de $\phi_1=30^\circ$. A fibra α apresenta maior valor na intensidade em $\phi=30^\circ$. A fibra η tem valores de intensidades muito pequenos nessa amostra. Devido ao seu valor ser menor do que a unidade ela não apareceu na ODF. Por último, a fibra cúbica tem quatro máximos pouco intensos.

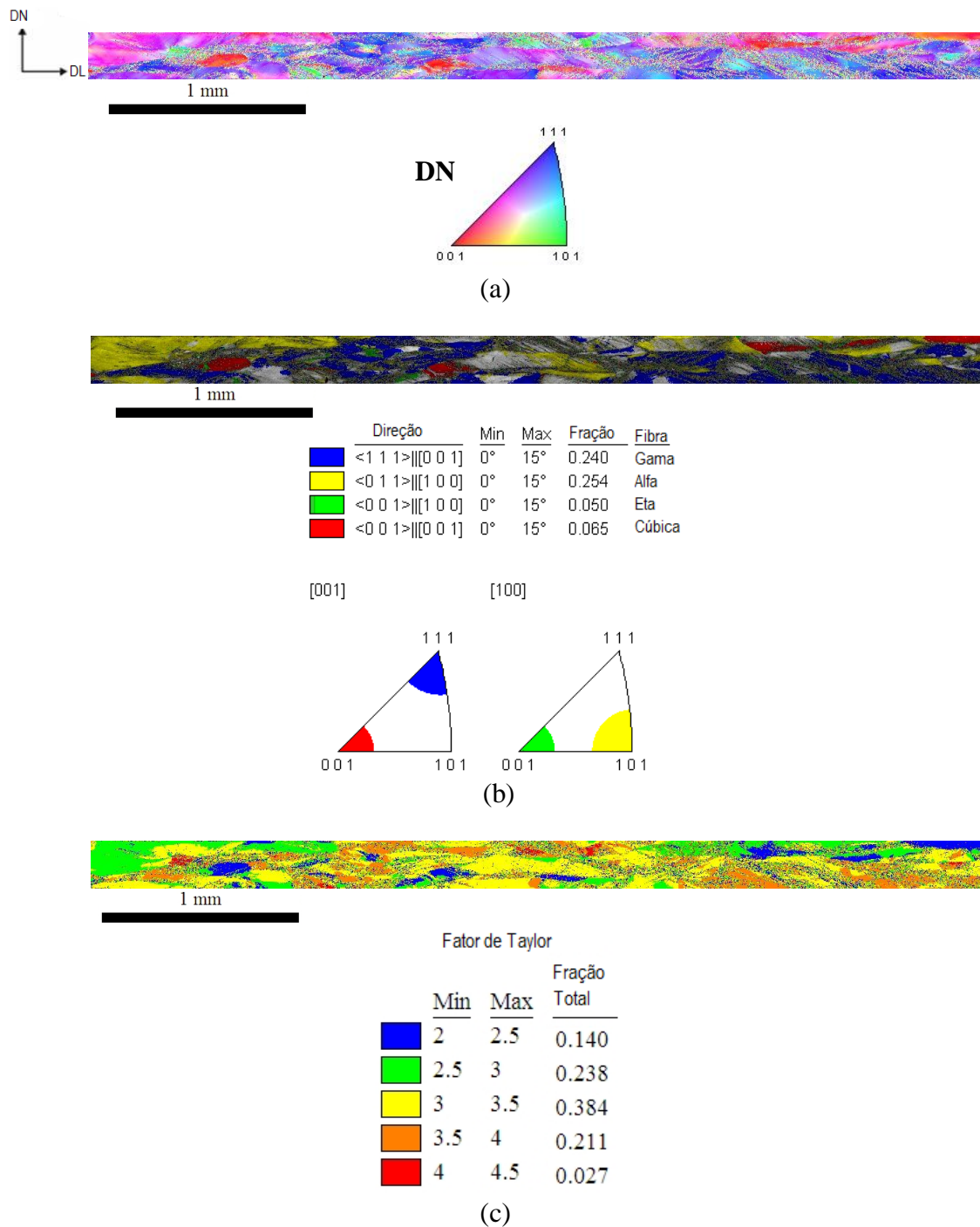


Figura 5.19 Mapas gerados por EBSD/OIM: (a) figura de pólo inversa; (b) mapa de qualidade de imagem (IQ) com as identificações e as frações em área das fibras analisadas; (c) imagem da distribuição dos fatores de Taylor e suas frações para a amostra submetida a uma temperatura de recozimento final de 700°C.

Tabela 5.3 Fração das orientações Cubo e Goss obtidas via EBSD para a amostra submetida a uma temperatura de recozimento final de 700°C.

Nome	Orientação	Fração
Orientação Goss	(0 1 1)[1 0 0]	0.013
Orientação Cubo	(0 0 1)[1 0 0]	0.012

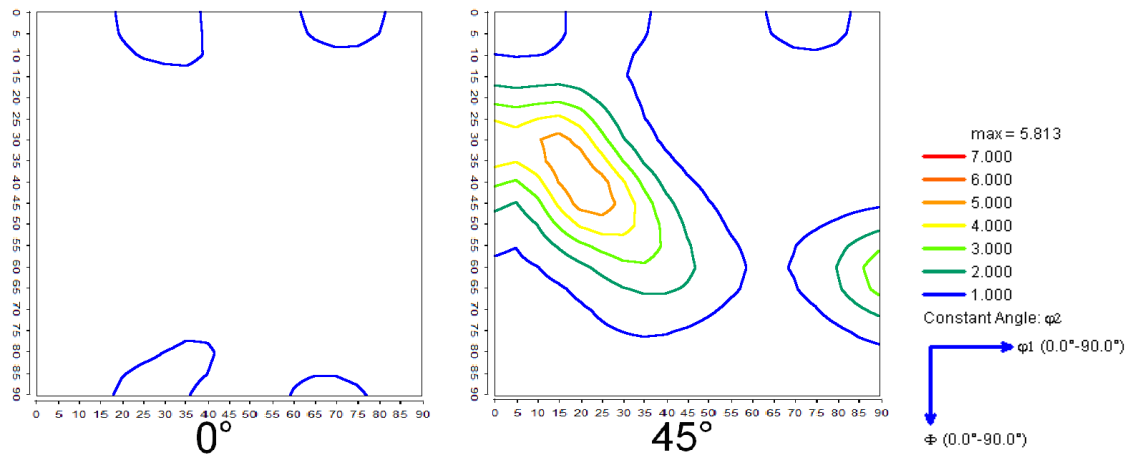


Figura 5.20 ODF gerada por EBSD/OIM para a amostra submetida a uma temperatura de recozimento final de 700°C.

AMOSTRA 4

Essa amostra foi submetida a uma temperatura de recozimento final igual a 740°C. Verifica-se que a microestrutura já apresenta uma quantidade de grãos recristalizados bem significativa, como ilustra a micrografia da figura 5.4. Nesta amostra perceber-se um pequeno aumento na fração da fibra η , como mostra a figura 5.21 (a) e (b). Observa-se pela tabela 5.4 que as frações das orientações tiveram um aumento significativo, com um destaque especial para a orientação Goss. Pode-se atribuir isso, ao fato de boa quantidade dos grãos vistos na micrografia da figura 5.4, localizar-se sobre as bandas de cisalhamento que são os sítios preferenciais à nucleação de grãos com orientação Goss. A figura 5.21 (c) mostra a distribuição dos fatores de Taylor ao longo desta amostra.

Analisando a ODF gerada por EBSD/OIM na figura 5.22, nota-se que a fibra γ apresenta intensidade máxima por volta de $\phi_1=25^\circ$. A fibra α apresenta maior valor na intensidade em $\phi=50^\circ$. A fibra η tem valores de intensidades muito pequenos nessa amostra. Por último, a fibra cúbica devido ao seu valor ser menor do que a unidade ela não apareceu na ODF.

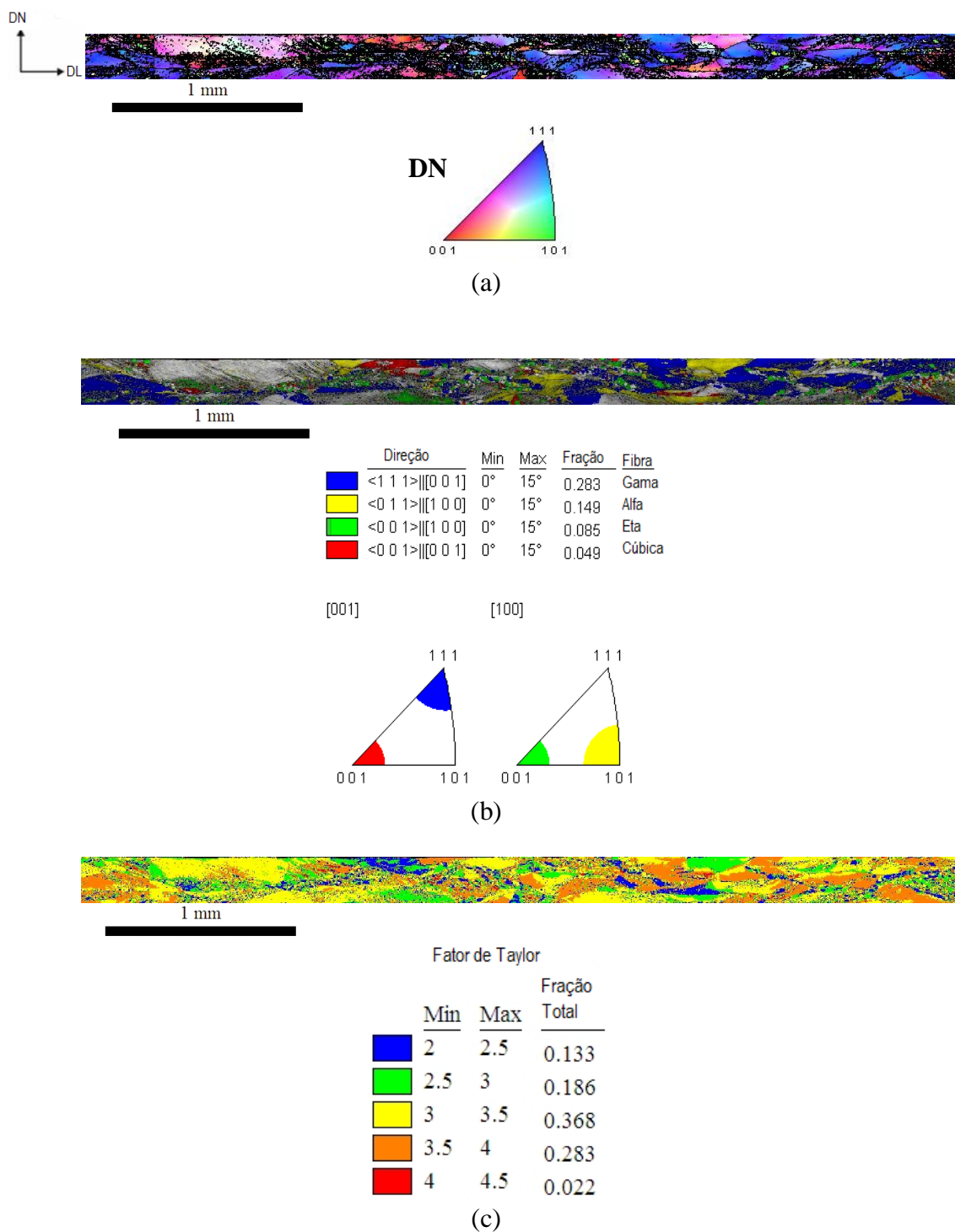


Figura 5.21 Mapas gerados por EBSD/OIM: (a) figura de pólo inversa; (b) mapa de qualidade de imagem (IQ) com as identificações e as frações em área das fibras analisadas; (c) imagem da distribuição dos fatores de Taylor e suas frações para a amostra submetida a uma temperatura de recozimento final de 740°C.

Tabela 5.4 Fração das orientações Cubo e Goss obtidas via EBSD para a amostra submetida a uma temperatura de recozimento final de 740°C.

Nome	Orientação	Fração
Orientação Goss	(0 1 1)[1 0 0]	0.027
Orientação Cubo	(0 0 1)[1 0 0]	0.021

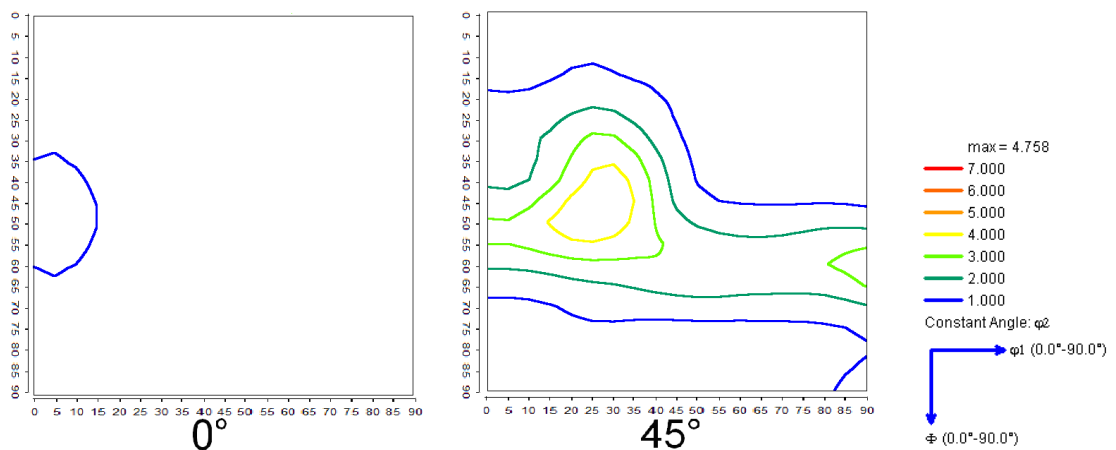


Figura 5.22 ODF gerada por EBSD/OIM para a amostra submetida a uma temperatura de recozimento final de 740°C.

AMOSTRA 5

Essa amostra foi submetida a uma temperatura de recozimento final igual a 780°C. Verifica-se pela micrografia da figura 5.5 que a microestrutura está quase toda recristalizada e pela figura 5.23 (a) e (b), que houve grande aumento na fração da fibra η . Na medida em que a recristalização evolui, a parcela em área da orientação Goss também cresce muito. A tabela 5.5 mostra a fração das orientações Goss e Cubo para a quinta amostra. A figura 5.23 (c) mostra a distribuição dos fatores de Taylor ao longo desta amostra.

Analisando a ODF gerada por EBSD/OIM na figura 5.24, nota-se que a fibra γ apresenta intensidade máxima por volta de $\phi_1=0^\circ$. A fibra α apresenta maior valor na intensidade em $\phi=25^\circ$. A fibra η tem valores de intensidades já bastante representativos com máximos em $\phi=40^\circ$ e $\phi=55^\circ$. Por último, a fibra cúbica apresenta-se com baixa intensidade.

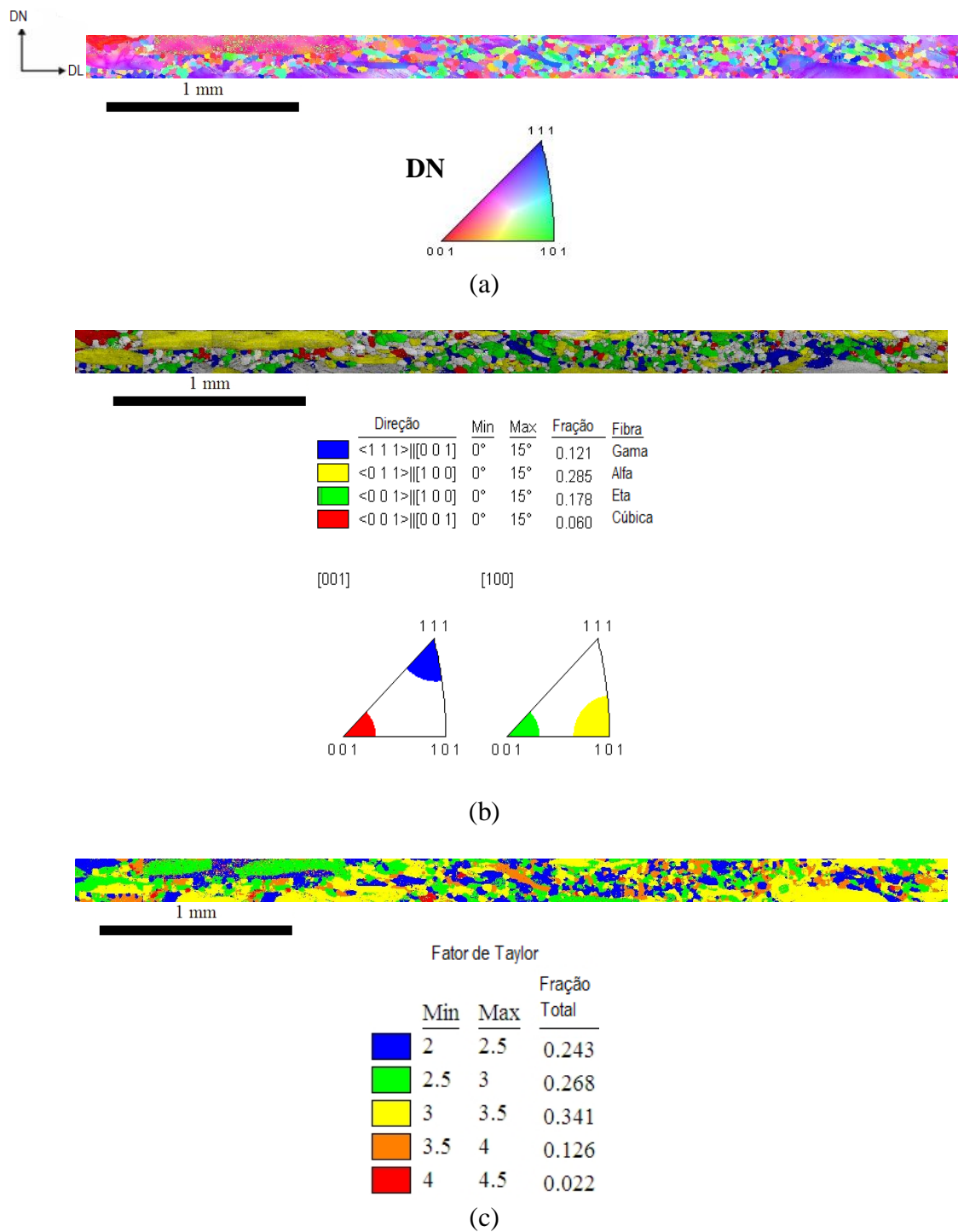


Figura 5.23 Mapas gerados por EBSD/OIM: (a) figura de pólo inversa; (b) mapa de qualidade de imagem (IQ) com as identificações e as frações em área das fibras analisadas; (c) imagem da distribuição dos fatores de Taylor e suas frações para a amostra submetida a uma temperatura de recozimento final de 780°C.

Tabela 5.5 Fração das orientações Cubo e Goss obtidas via EBSD para a amostra submetida a uma temperatura de recozimento final de 780°C.

Nome	Orientação	Fração
Orientação Goss	(0 1 1)[1 0 0]	0.067
Orientação Cubo	(0 0 1)[1 0 0]	0.023

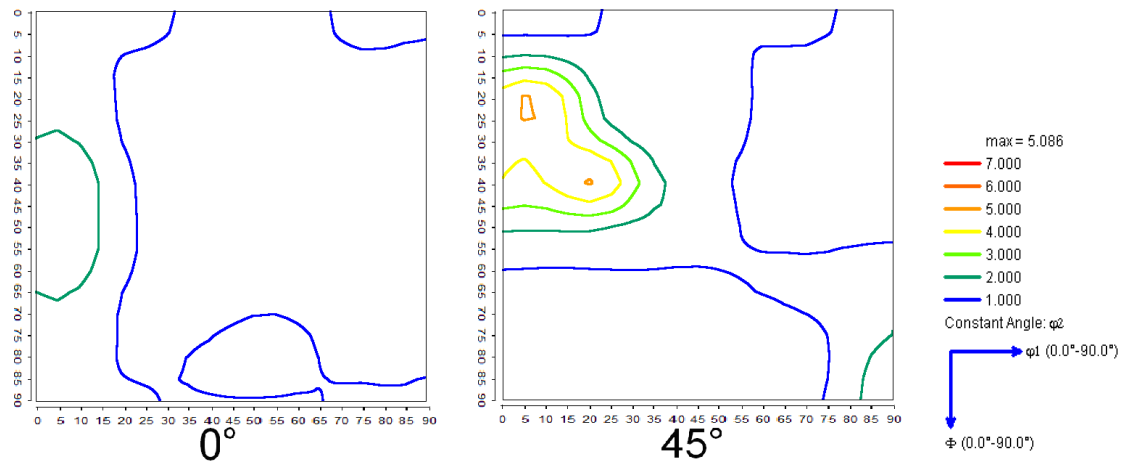


Figura 5.24 ODF gerada por EBSD/OIM para a amostra submetida a uma temperatura de recozimento final de 780°C.

AMOSTRA 6

Essa amostra foi submetida a uma temperatura de recozimento final igual a 820°C. Verifica-se também pela micrografia da figura 5.6, que a microestrutura está totalmente recristalizada. Pela figura 5.25 (a) e (b) nota-se que fração da fibra η continua crescendo como esperado. A fibra α diminuiu e a fibra γ apresentou ligeira variação. Por fim, a fibra Cúbica apesar do aumento percebe-se que ela está oscilando ao redor de um valor médio de fração. A orientação Goss não apresentou mudança apreciável em sua fração comparando-a com amostra anterior (5ª amostra). Já a orientação Cubo teve um aumento significativo. A Tabela 5.6 mostra a fração das orientações Goss e Cubo para a sexta amostra. A figura 5.25 (c) mostra a distribuição dos fatores de Taylor ao longo desta amostra.

Analizando a ODF gerada por EBSD/OIM na figura 5.26, nota-se que a fibra gama apresenta intensidade máxima bem menor ao compará-la com as amostras anteriores. Como se observar em $\phi_1=0^\circ$. A fibra α apresenta maior valor na intensidade em $\phi=0^\circ$. A fibra η tem valores de intensidades bem expressivos nessa amostra, apresentando máximos em $\phi=45^\circ$ e $\phi=50^\circ$. Por último, a fibra cúbica tem dois máximos pouco intensos, o primeiro encontra-se ao redor de $\phi_1=10^\circ$ e o segundo em $\phi_1=85^\circ$.

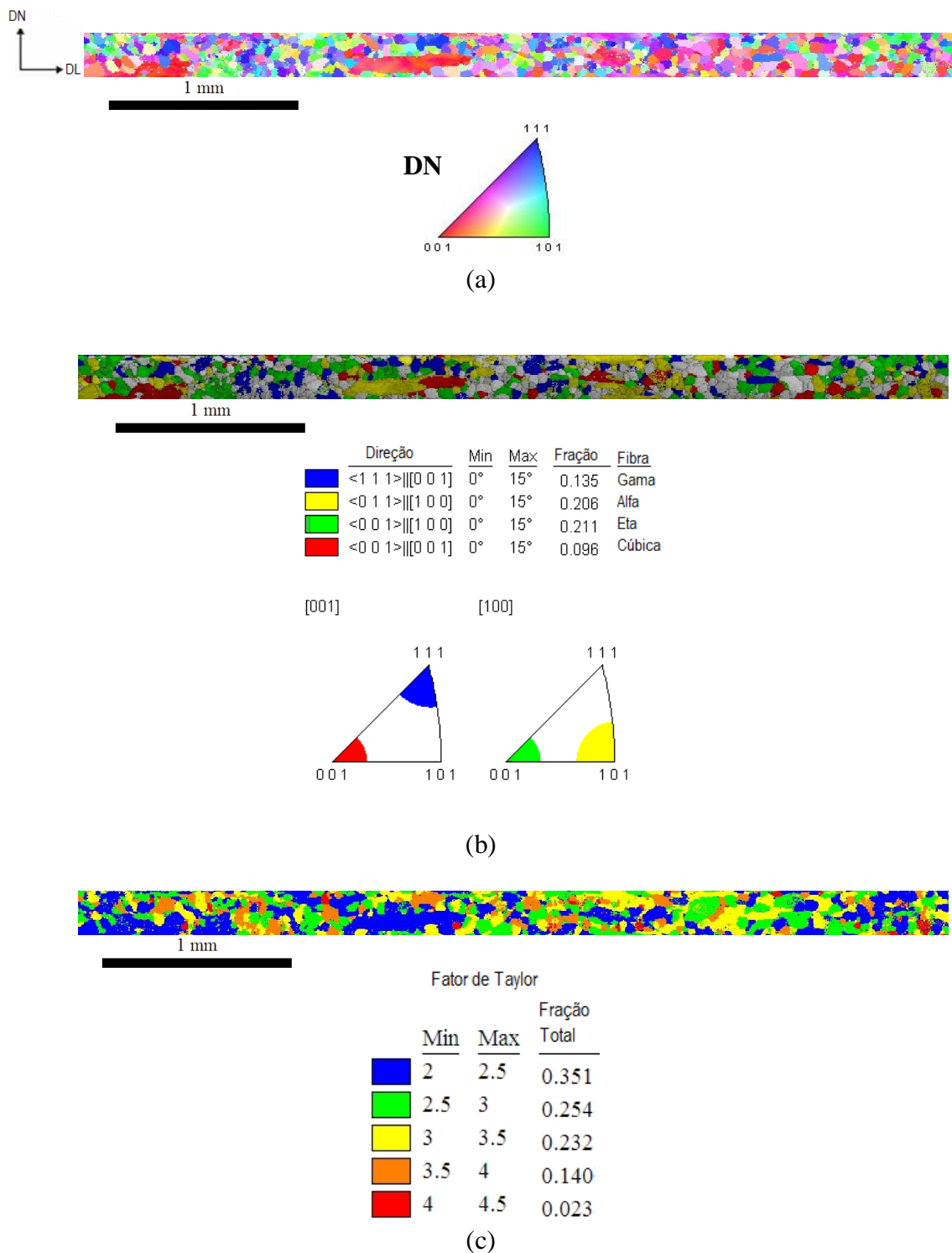


Figura 5.25 Mapas gerados por EBSD/OIM: (a) figura de pólo inversa; (b) mapa de qualidade de imagem (IQ) com as identificações e as frações em área das fibras analisadas; (c) imagem da distribuição dos fatores de Taylor e suas frações para a amostra submetida a uma temperatura de recozimento final de 820°C.

Tabela 5.6 Fração das orientações Cubo e Goss obtidas via EBSD para a amostra submetida a uma temperatura de recozimento final de 820°C.

Nome	Orientação	Fração
Orientação Goss	(0 1 1)[1 0 0]	0.062
Orientação Cubo	(0 0 1)[1 0 0]	0.039

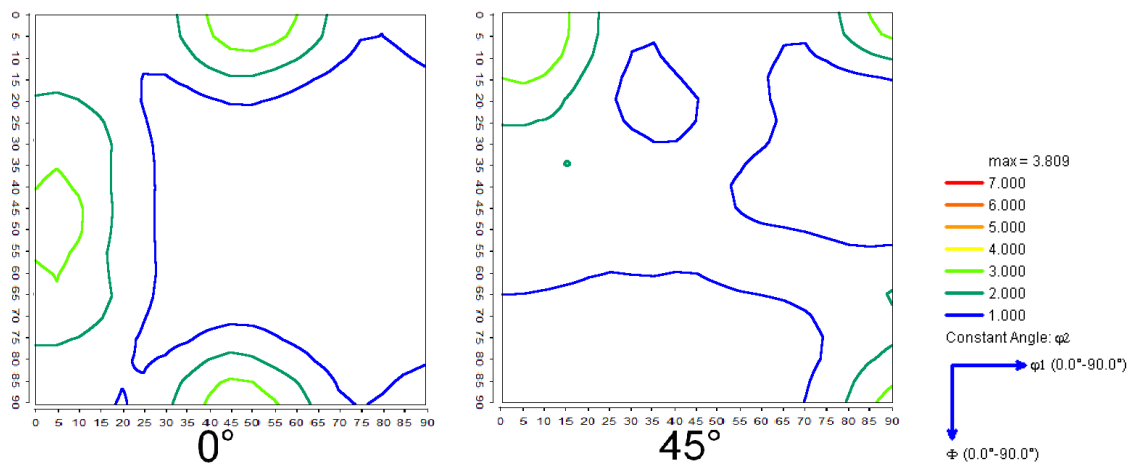


Figura 5.26 ODF gerada por EBSD/OIM para a amostra submetida a uma temperatura de recozimento final de 820°C.

AMOSTRA 7

Essa amostra foi submetida a uma temperatura de recozimento final igual a 860°C. Pela figura 5.27 (a) e (b), observar-se que a fração da fibra η já predomina em relação às outras. As fibras α e γ apresentam valores de fração cada vez menores em relação às amostras anteriores e a fibra Cúbica continua oscilando e, portanto não demonstrando tendências. A Fração da orientação Goss cresce para essa amostra, enquanto a orientação cubo permanece oscilando. A tabela 5.7 mostra a fração das orientações Goss e Cubo para a esta amostra. A figura 5.27 (c) mostra a distribuição dos fatores de Taylor ao longo desta amostra.

Analisando a ODF gerada por EBSD/OIM na figura 5.28, nota-se que a fibra gama apresenta intensidade máxima por volta de $\phi_1=20^\circ$. A fibra α apresenta maior valor na intensidade em $\phi=45^\circ$. A fibra η tem valores de intensidades máximos entre $\phi=45^\circ$ e $\phi=50^\circ$. Por último, a fibra cúbica devido ao seu valor ser menor do que a unidade ela não apareceu na ODF.

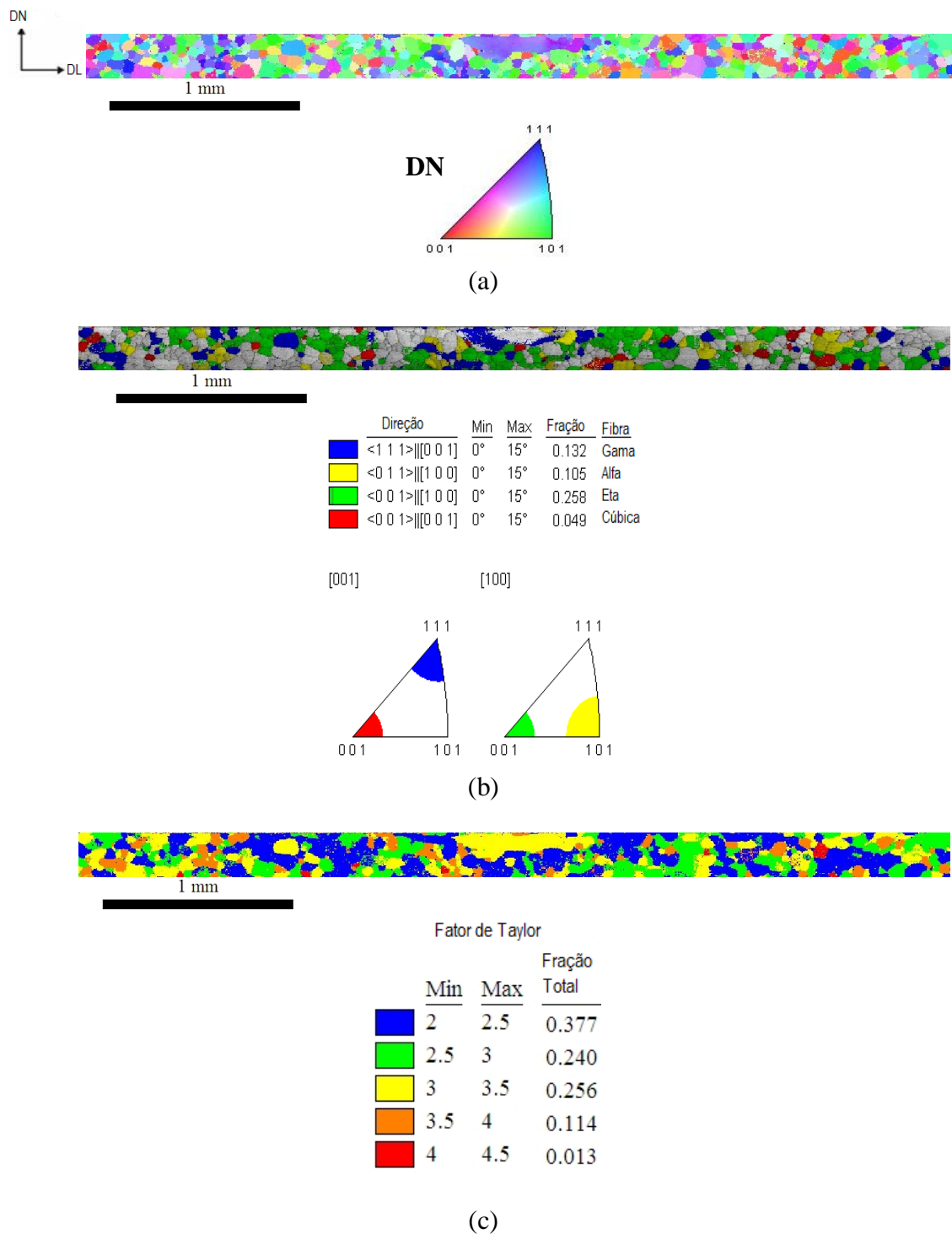


Figura 5.27 Mapas gerados por EBSD/OIM: (a) figura de pólo inversa; (b) mapa de qualidade de imagem (IQ) com as identificações e as frações em área das fibras analisadas; (c) imagem da distribuição dos fatores de Taylor e suas frações para a amostra submetida a uma temperatura de recozimento final de 860°C.

Tabela 5.7 Fração das orientações Cubo e Goss obtidas via EBSD para a amostra submetida a uma temperatura de recozimento final de 860°C.

Nome	Orientação	Fração
Orientação Goss	(0 1 1)[1 0 0]	0.143
Orientação Cubo	(0 0 1)[1 0 0]	0.014

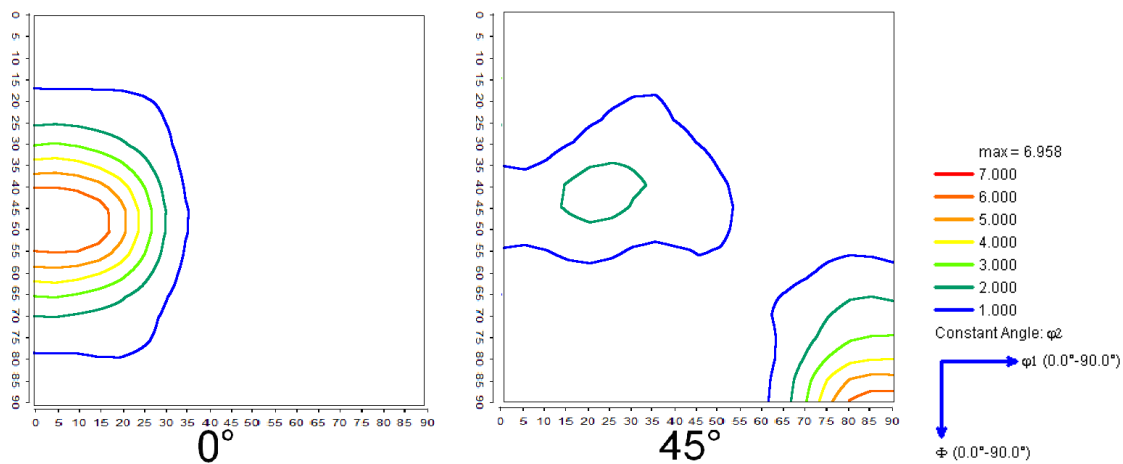


Figura 5.28 ODF gerada por EBSD/OIM para a amostra submetida a uma temperatura de recozimento final de 860°C.

AMOSTRA 8

Essa amostra foi submetida a uma temperatura de recozimento final igual a 900°C. A figura 5.29 (a) e (b) mostra o mapa de orientação gerado por EBSD/OIM para essa amostra e ao lado tem-se a identificação das principais fibras estudadas no contexto dos aços elétricos e suas respectivas frações em área. A tabela 5.8 apresenta a fração das orientações Cubo e Goss obtidas via EBSD para a oitava amostra. A figura 5.29 (c) mostra a distribuição dos fatores de Taylor ao longo desta amostra.

Analisando a ODF gerada por EBSD/OIM na figura 5.30, nota-se que a fibra gama apresenta intensidade máxima entre $\phi_1=0^\circ$ e $\phi_1=5^\circ$. A fibra α apresenta maior valor na intensidade em $\phi=55^\circ$. A fibra η tem valores de intensidades máximos entre $\phi=30^\circ$ e $\phi=55^\circ$. Por último, a fibra cúbica apresenta valores pequenos na intensidade.

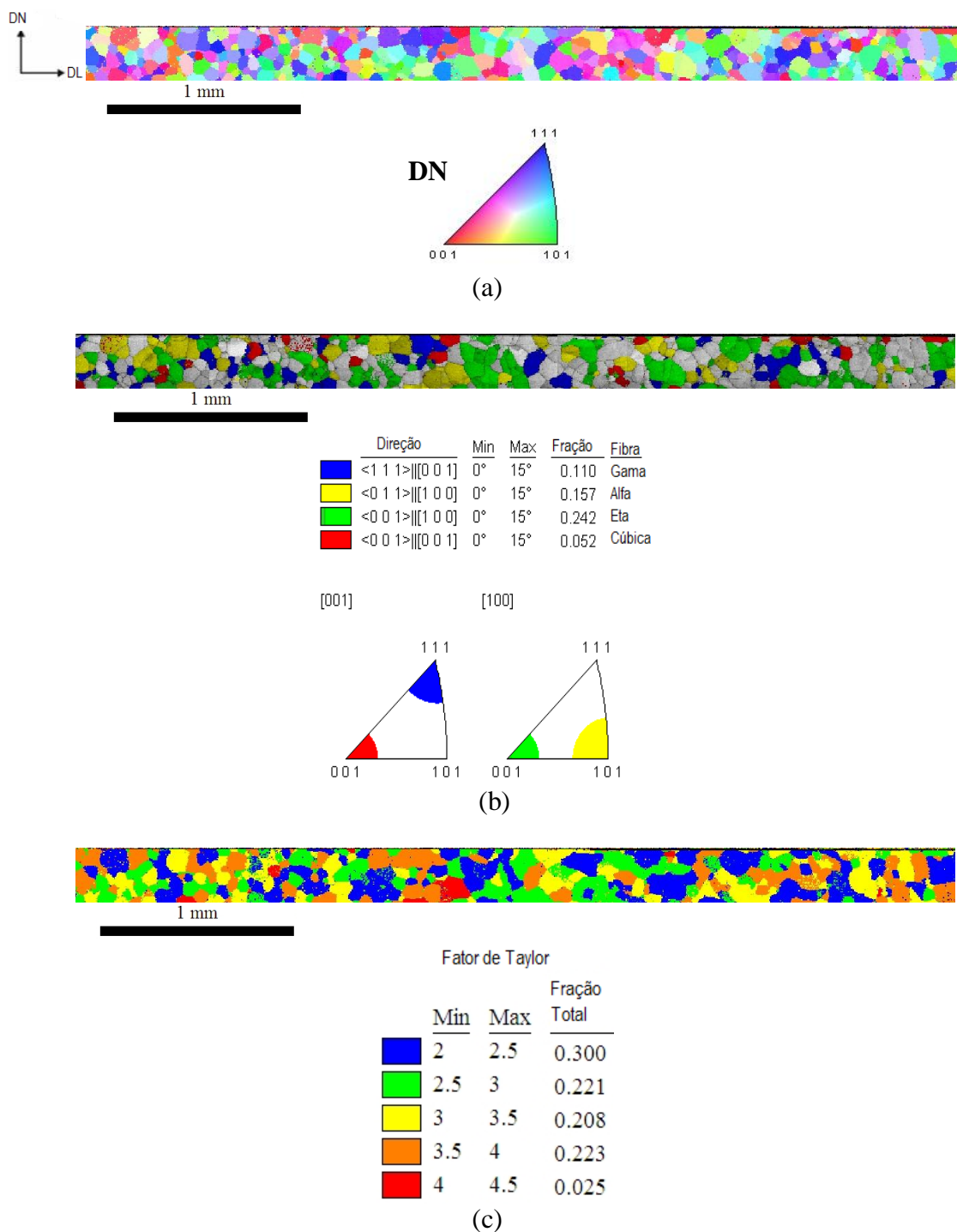


Figura 5.29 Mapas gerados por EBSD/OIM: (a) figura de pólo inversa; (b) mapa de qualidade de imagem (IQ) com as identificações e as frações em área das fibras analisadas; (c) imagem da distribuição dos fatores de Taylor e suas frações para a amostra submetida a uma temperatura de recozimento final de 900°C.

Tabela 5.8 Fração das orientações Cubo e Goss obtidas via EBSD para a amostra submetida a uma temperatura de recozimento final de 900°C.

Nome	Orientação	Fração
Orientação Goss	(0 1 1)[1 0 0]	0.072
Orientação Cubo	(0 0 1)[1 0 0]	0.020

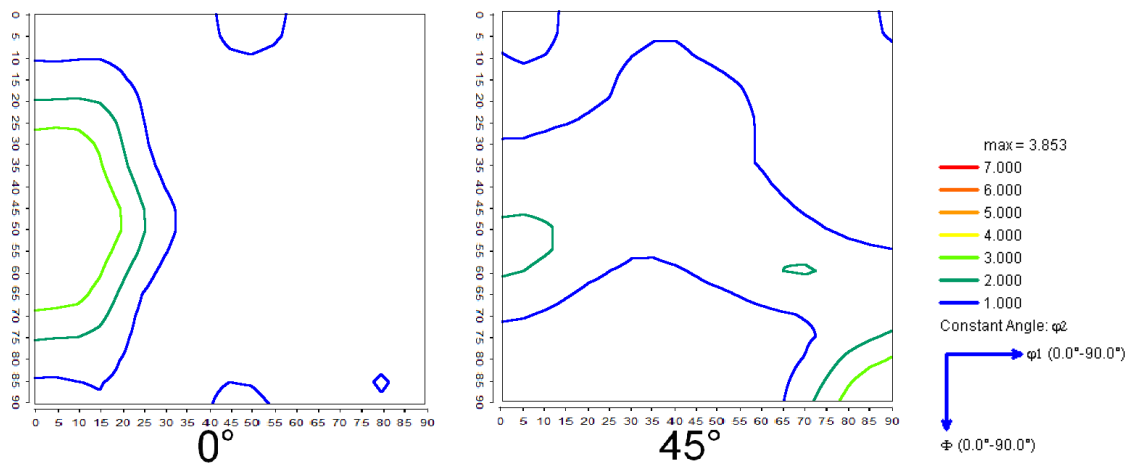


Figura 5.30 ODF gerada por EBSD/OIM para a amostra submetida a uma temperatura de recozimento final de 900°C.

AMOSTRA 9

Essa amostra foi submetida a uma temperatura de recozimento final igual a 940°C. Para essa temperatura de recozimento final a fibra η apresentou a segunda maior fração, como pode ser observado na figura 5.31 (a) e (b). Na medida em que a temperatura de recozimento final aumenta para 940°C a fração da orientação Goss também cresce como indicado na tabela 5.9. A figura 5.31 (c) mostra a distribuição dos fatores de Taylor ao longo desta amostra.

Analisando a ODF gerada por EBSD/OIM na figura 5.32, nota-se que a fibra gama apresenta intensidade máxima em $\phi_1=65^\circ$. A fibra α apresenta maior valor na intensidade em $\phi=60^\circ$. A fibra η tem máximos nas intensidades entre $\phi=45^\circ$ e $\phi=55^\circ$. Por último, a fibra cúbica apresenta valor máximo na intensidade entre $\phi_1=45^\circ$ e $\phi_1=55^\circ$.

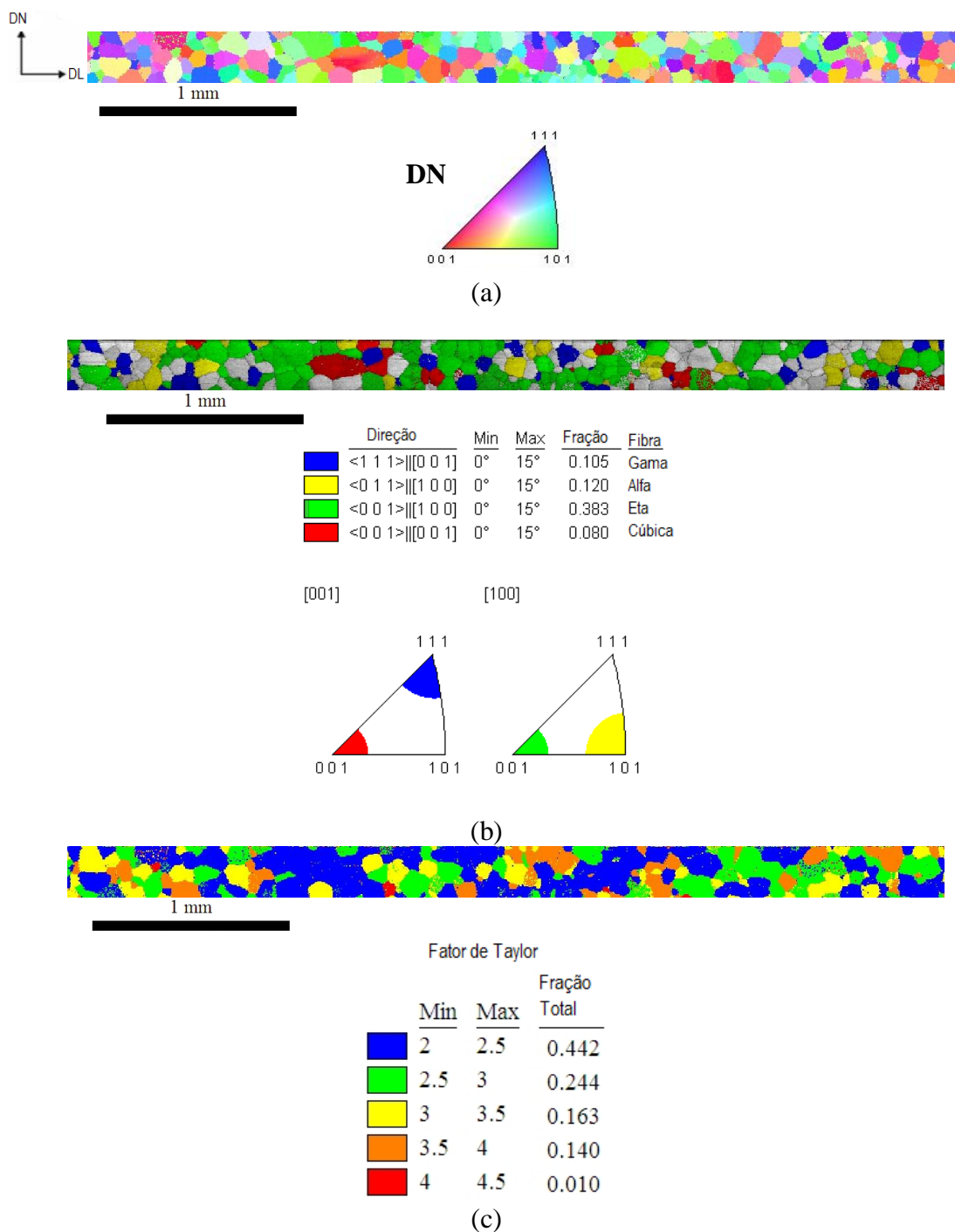


Figura 5.31 Mapas gerados por EBSD/OIM: (a) figura de pólo inversa; (b) mapa de qualidade de imagem (IQ) com as identificações e as frações em área das fibras analisadas; (c) imagem da distribuição dos fatores de Taylor e suas frações para a amostra submetida a uma temperatura de recozimento final de 940°C.

Tabela 5.9 Fração das orientações Cubo e Goss obtidas via EBSD para a amostra submetida a uma temperatura de recozimento final de 940°C.

Nome	Orientação	Fração
Orientação Goss	(0 1 1)[1 0 0]	0.169
Orientação Cubo	(0 0 1)[1 0 0]	0.045

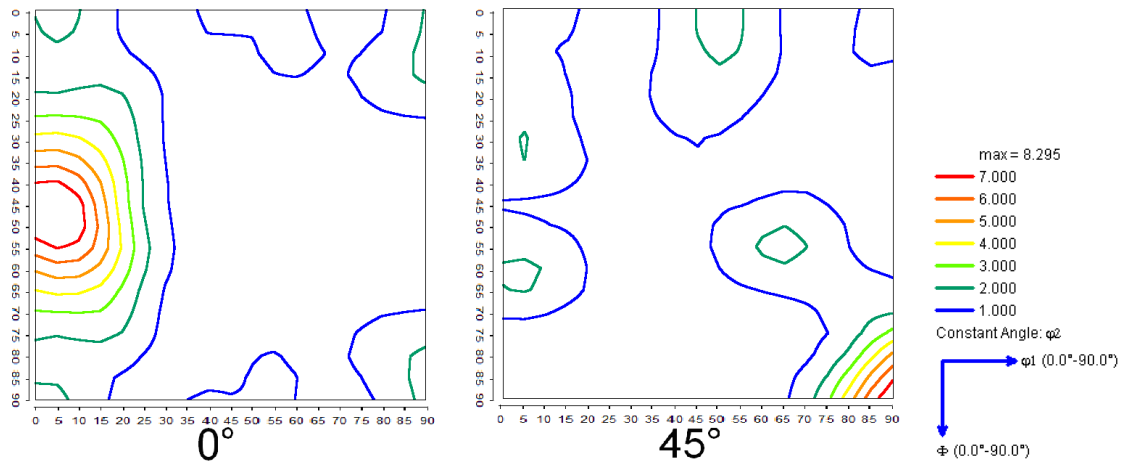


Figura 5.32 ODF gerada por EBSD/OIM para a amostra submetida a uma temperatura de recozimento final de 940°C.

AMOSTRA 10

Essa amostra foi submetida a uma temperatura de recozimento final igual a 980°C. A figura 5.33 (a) e (b) mostra os mapas gerados por EBSD/OIM para esta amostra com a identificação das principais fibras estudadas no contexto dos aços elétricos e suas respectivas frações em área. Para a temperatura de recozimento final igual a 980°C, verifica-se a segunda maior fração da orientação Goss, enquanto que a orientação Cubo continua oscilando em torno de um valor médio, mostrando influenciar-se pouco com a variação da temperatura de recozimento final. A tabela 5.10 mostra a fração das orientações Goss e Cubo para a décima amostra. A figura 5.33 (c) mostra a distribuição dos fatores de Taylor ao longo desta amostra.

Analisando a ODF gerada por EBSD/OIM na figura 5.34, nota-se que a fibra gama devido ao seu valor ser menor do que a unidade ela não apareceu na ODF. A fibra η tem máximos nas intensidades entre $\phi=45^\circ$ e $\phi=50^\circ$. Por último, as fibras cúbica e α apresentam valores máximos na intensidade pequenos.

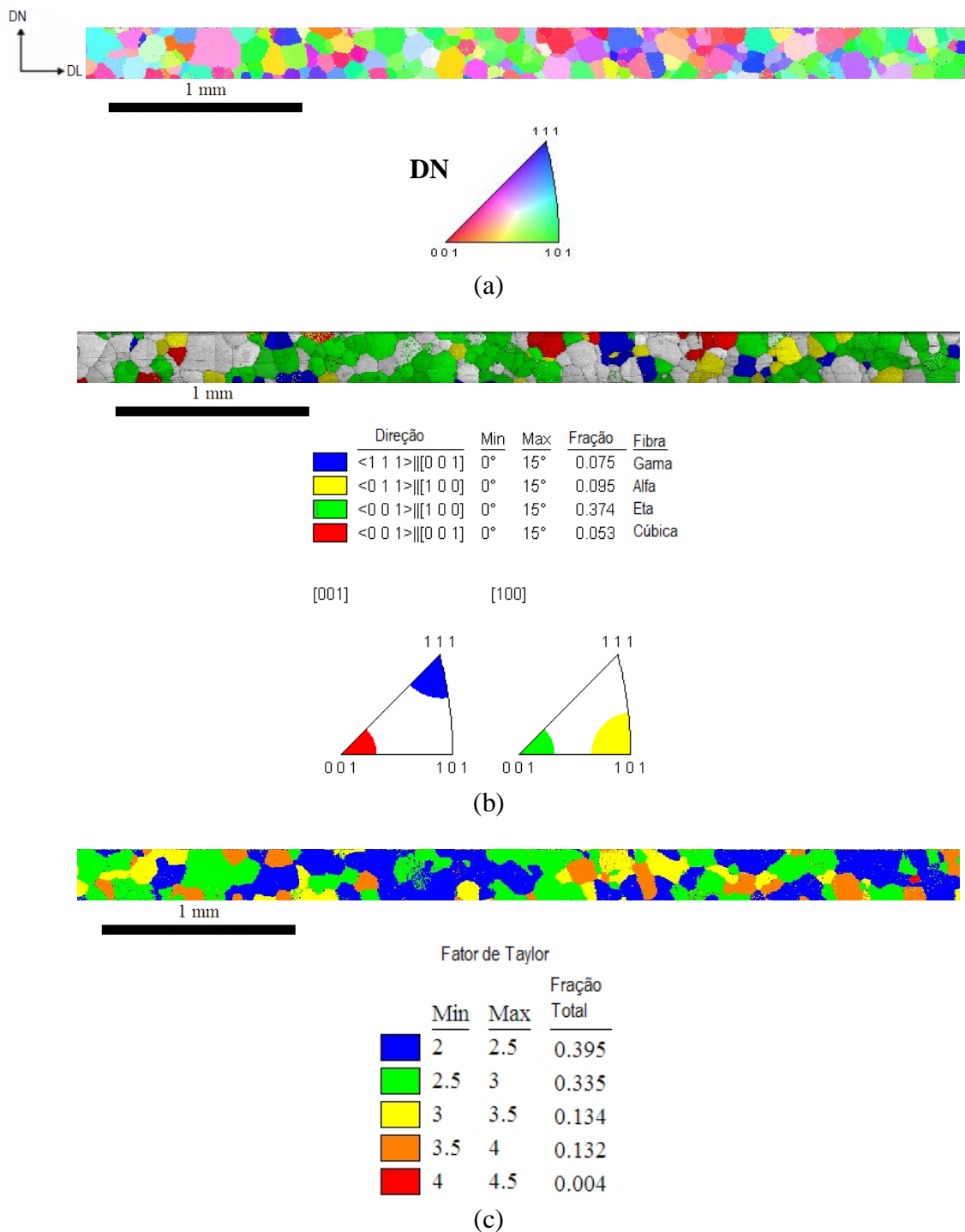


Figura 5.33 Mapas gerados por EBSD/OIM: (a) figura de pólo inversa; (b) mapa de qualidade de imagem (IQ) com as identificações e as frações em área das fibras analisadas; (c) imagem da distribuição dos fatores de Taylor e suas frações para a amostra submetida a uma temperatura de recozimento final de 980°C.

Tabela 5.10 Fração das orientações Cubo e Goss obtidas via EBSD para a amostra submetida a uma temperatura de recozimento final de 980°C.

Nome	Orientação	Fração
Orientação Goss	(0 1 1)[1 0 0]	0.171
Orientação Cubo	(0 0 1)[1 0 0]	0.036

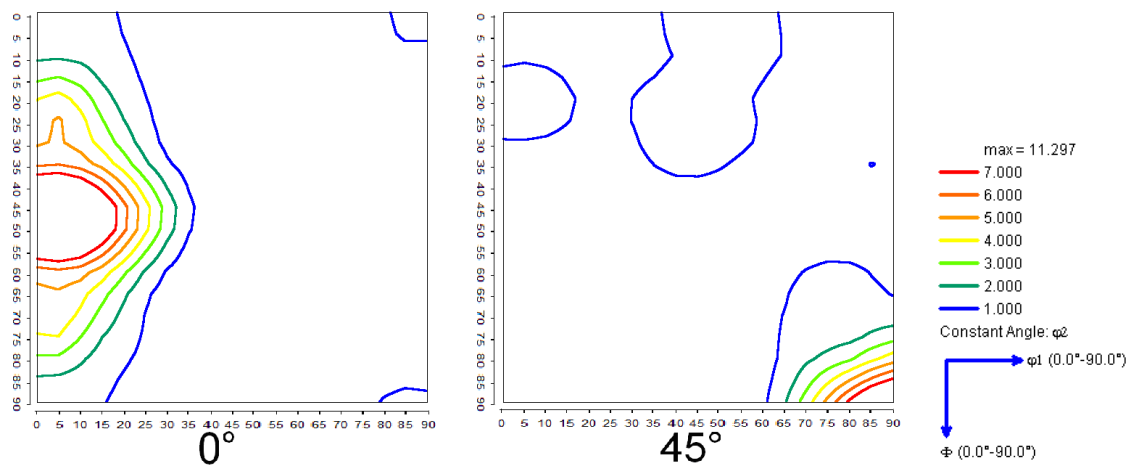


Figura 5.34 ODF gerada por EBSD/OIM para a amostra submetida a uma temperatura de recozimento final de 980°C.

AMOSTRA 11

Essa amostra foi submetida a uma temperatura de recozimento final igual a 1020°C. Observa-se pela figura 5.35 (a) e (b) que a fração da fibra η continua crescendo com o aumento da temperatura em detrimento da redução da fibra γ . A tabela 5.11 mostra a fração das orientações Cubo e Goss obtidas via EBSD para a amostra décima primeira amostra. A figura 5.35 (c) mostra a distribuição dos fatores de Taylor ao longo desta amostra.

Analisando a ODF gerada por EBSD/OIM na figura 5.36, nota-se que a fibra gama devido ao seu valor ser menor do que a unidade não apareceu na ODF. A fibra η tem máximos nas intensidades entre $\phi=70^\circ$ e $\phi=75^\circ$. A fibra α apresenta pico de intensidade em $\phi=35^\circ$. Por último, a fibra cúbica apresenta valores máximos na intensidade entre $\phi_1=45^\circ$ e $\phi_1=55^\circ$.

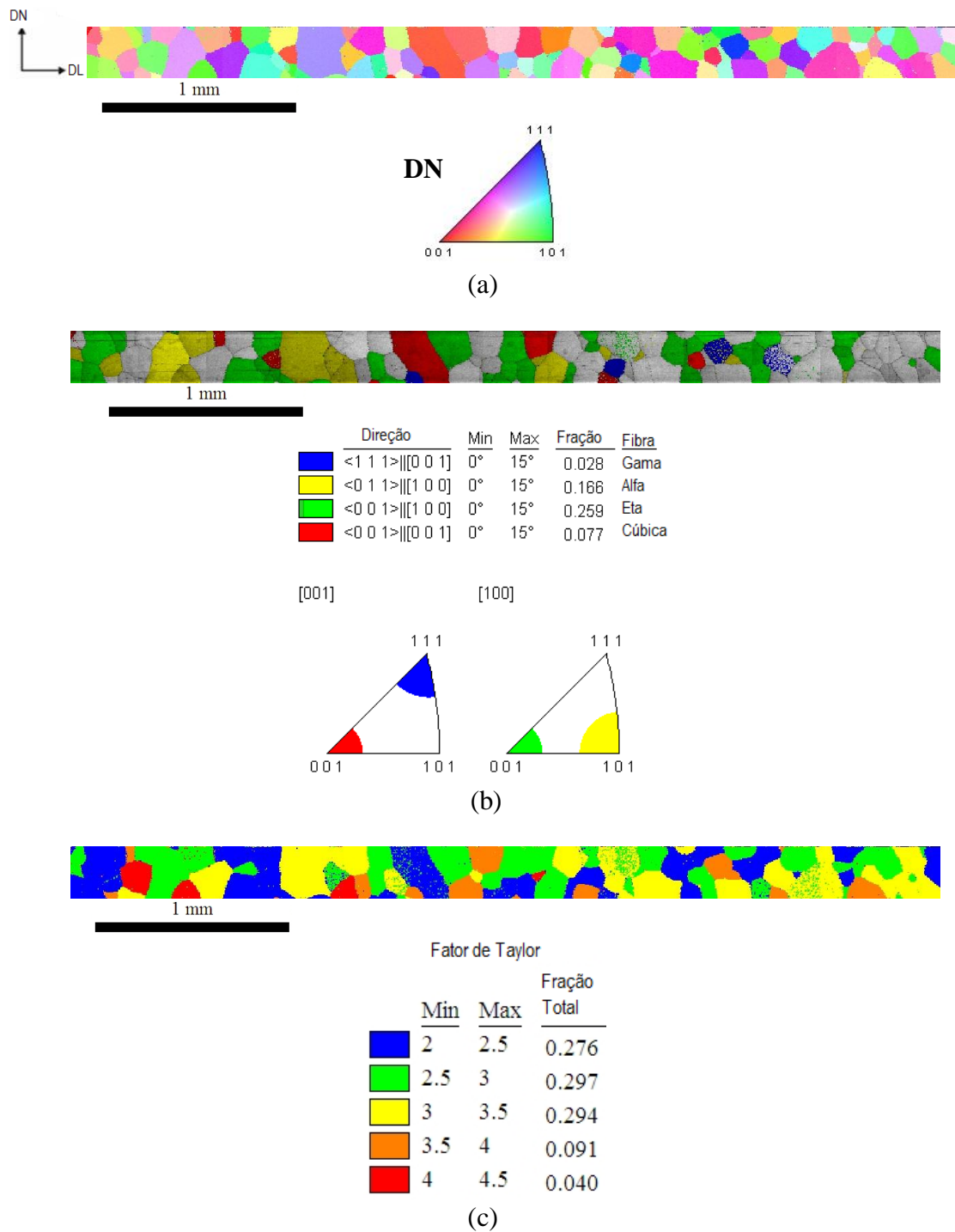


Figura 5.35 Mapas gerados por EBSD/OIM: (a) figura de pólo inversa; (b) mapa de qualidade de imagem (IQ) com as identificações e as frações em área das fibras analisadas; (c) imagem da distribuição dos fatores de Taylor e suas frações para a amostra submetida a uma temperatura de recozimento final de 1020°C.

Tabela 5.11 Fração das orientações Cubo e Goss obtidas via EBSD para a amostra submetida a uma temperatura de recozimento final de 1020°C.

Nome	Orientação	Fração
Orientação Goss	$(0\ 1\ 1)[1\ 0\ 0]$	0.093
Orientação Cubo	$(0\ 0\ 1)[1\ 0\ 0]$	0.110

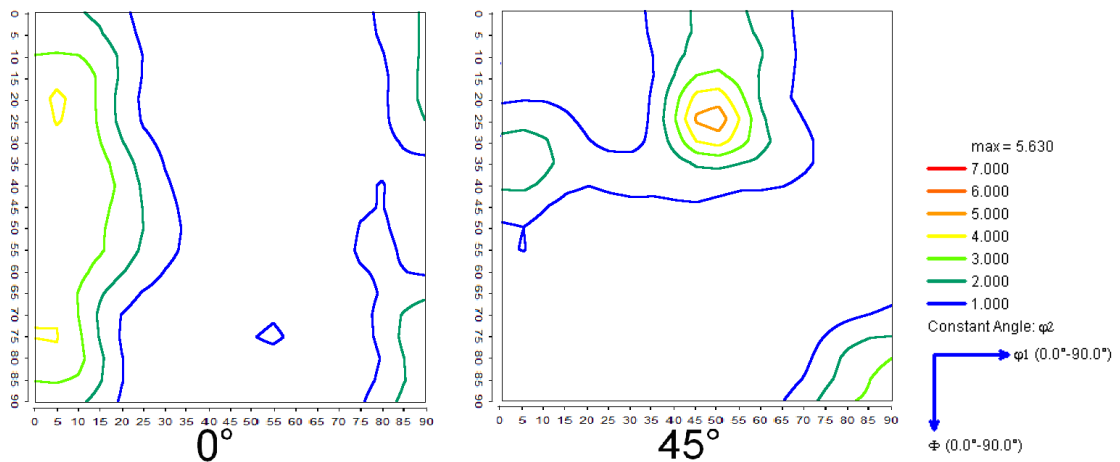


Figura 5.36 ODF gerada por EBSD/OIM para a amostra submetida a uma temperatura de recozimento final de 1020°C.

AMOSTRA 12

Essa amostra foi submetida a uma temperatura de recozimento final igual a 1060°C. Nesta temperatura a fração da fibra η alcançou um máximo, como se observa na figura 5.37 (a) e (b). Para essa temperatura de recozimento final, observa-se o maior valor na fração da orientação Goss, conforme indicado na tabela 5.12. A figura 5.37 (c) mostra a distribuição dos fatores de Taylor ao longo desta amostra.

Analisando a ODF gerada por EBSD/OIM na figura 5.38, nota-se que as fibras γ , α e Cúbica apresentaram valores de intensidade baixos. A fibra η tem máximos na intensidade entre $\phi=45^\circ$ e $\phi=50^\circ$.

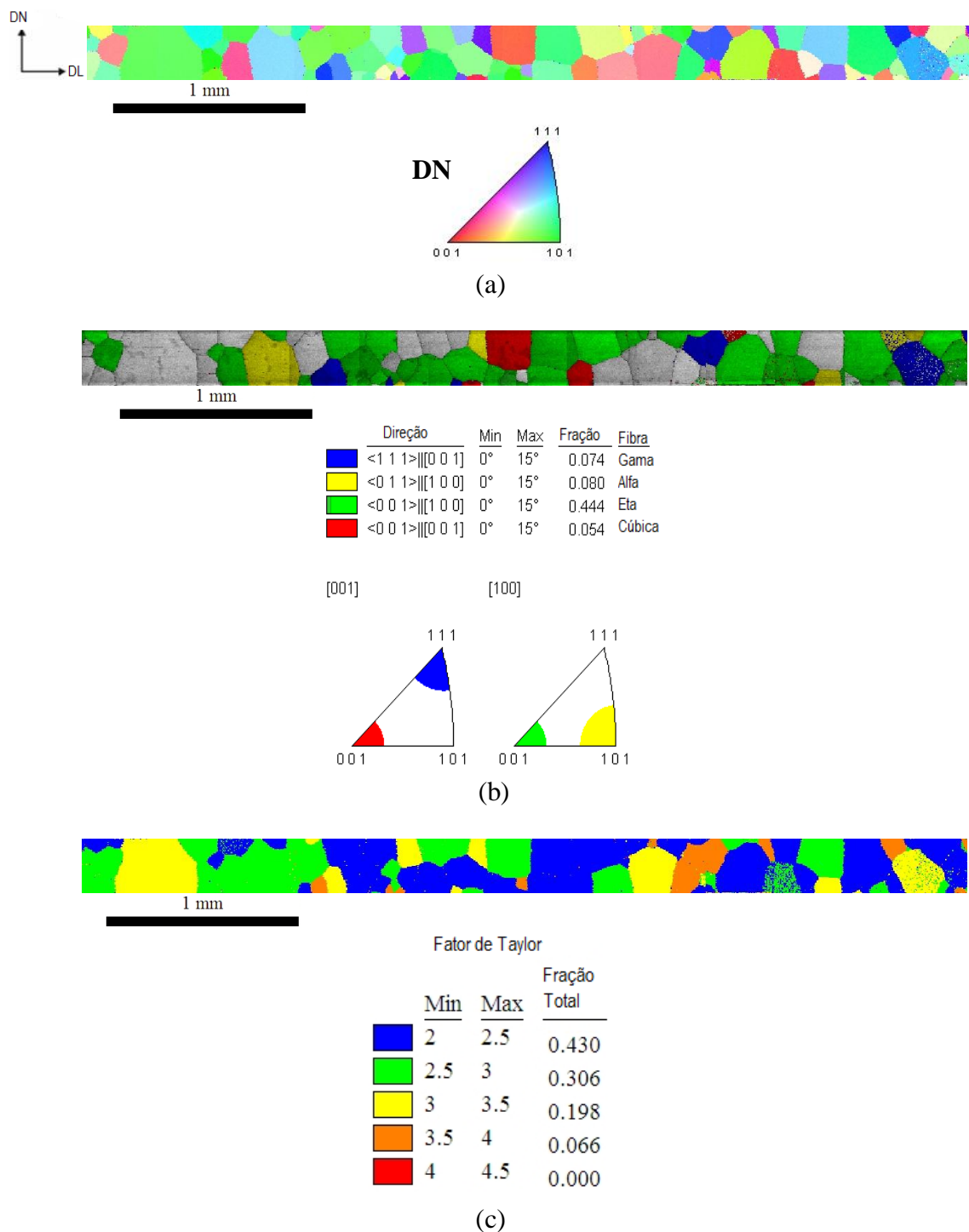


Figura 5.37 Mapas gerados por EBSD/OIM: (a) figura de pólo inversa; (b) mapa de qualidade de imagem (IQ) com as identificações e as frações em área das fibras analisadas; (c) imagem da distribuição dos fatores de Taylor e suas frações para a amostra submetida a uma temperatura de recozimento final de 1060°C.

Tabela 5.12 Fração das orientações Cubo e Goss obtidas via EBSD para a amostra submetida a uma temperatura de recozimento final de 1060°C.

Nome	Orientação	Fração
Orientação Goss	(0 1 1)[1 0 0]	0.264
Orientação Cubo	(0 0 1)[1 0 0]	0.022

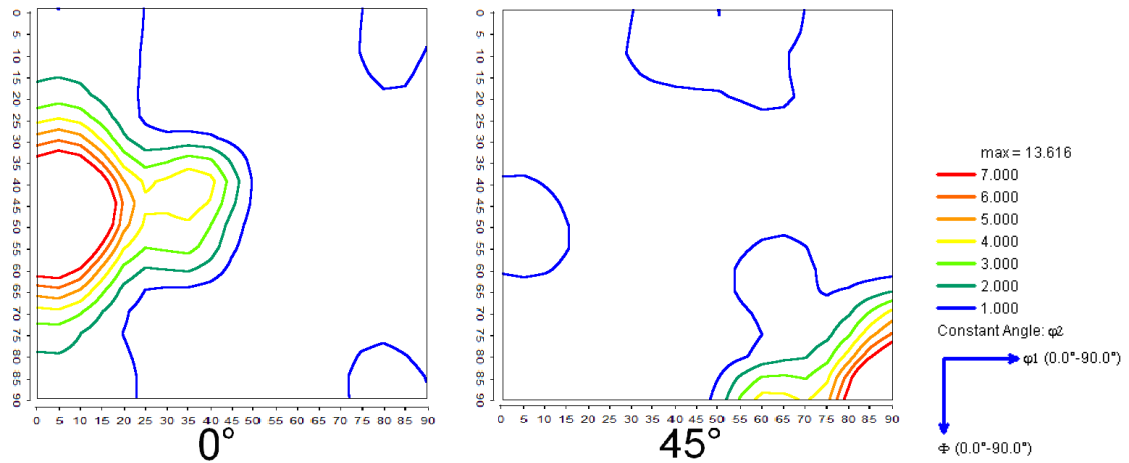


Figura 5.38 ODF gerada por EBSD/OIM para a amostra submetida a uma temperatura de recozimento final de 1060°C.

AMOSTRA 13

Essa amostra foi submetida a uma temperatura de recozimento final igual a 1100°C. Para essa temperatura a fibra η apresentou uma forte queda e a fibra γ , um considerável crescimento, como mostra a figura 5.39 (a) e (b). Nota-se também, pela tabela 5.13, uma grande redução na fração da orientação Goss. A figura 5.30 (c) mostra a distribuição dos fatores de Taylor ao longo desta amostra.

Analisando a ODF gerada por EBSD/OIM na figura 5.40, nota-se que a fibra γ apresenta intensidade máxima em $\phi_1=65^\circ$. A fibra α apresenta maior valor na intensidade em $\phi=60^\circ$. A fibra η tem máximo entre as intensidades entre $\phi=15^\circ$ e $\phi=20^\circ$. Por último, a fibra cúbica apresenta valor máximo na intensidade entre $\phi_1=40^\circ$ e $\phi_1=45^\circ$.

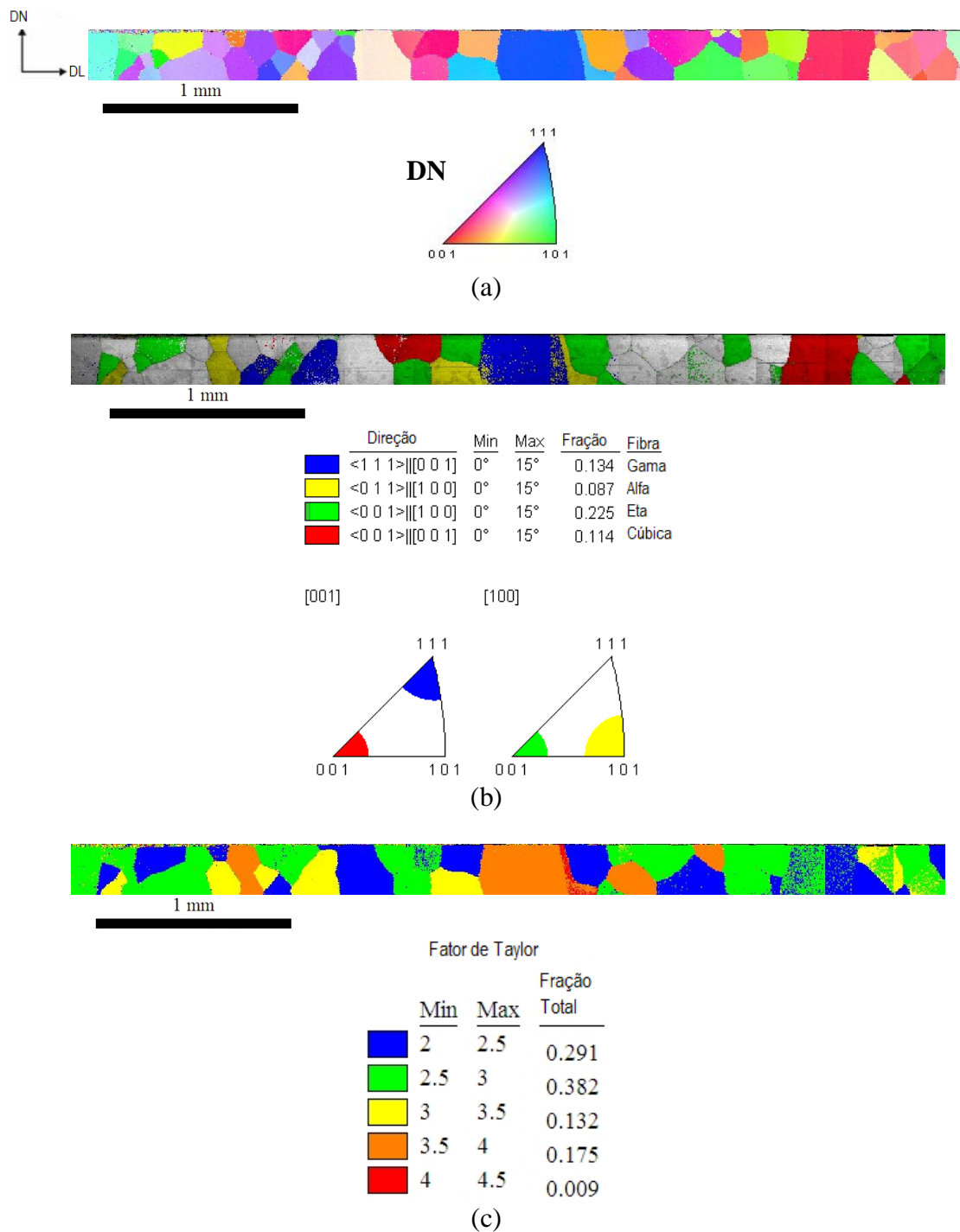


Figura 5.39 Mapas gerados por EBSD/OIM: (a) figura de pólo inversa; (b) mapa de qualidade de imagem (IQ) com as identificações e as frações em área das fibras analisadas; (c) imagem da distribuição dos fatores de Taylor e suas frações para a amostra submetida a uma temperatura de recozimento final de 1100°C.

Tabela 5.13 Fração das orientações Cubo e Goss obtidas via EBSD para a amostra submetida a uma temperatura de recozimento final de 1100°C.

Nome	Orientação	Fração
Orientação Goss	(0 1 1)[1 0 0]	0.019
Orientação Cubo	(0 0 1)[1 0 0]	0.025

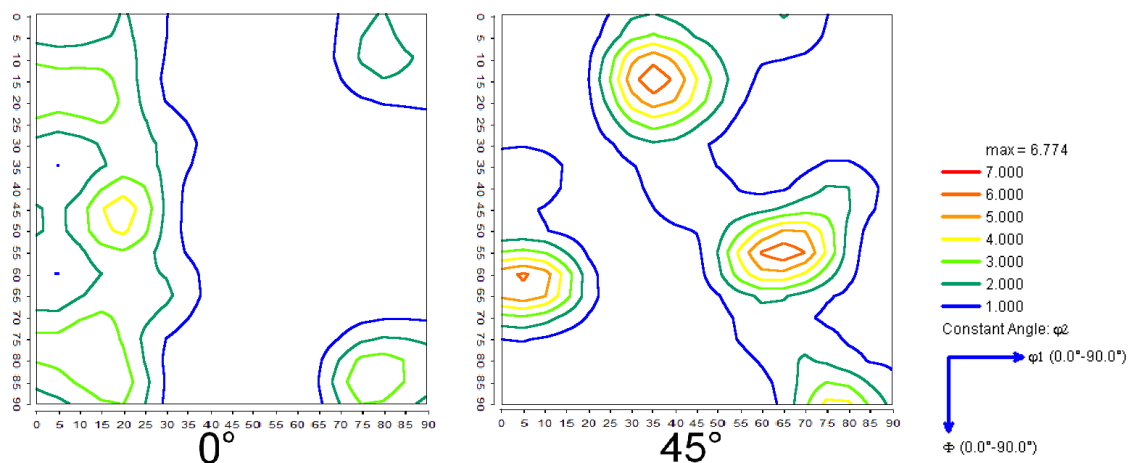


Figura 5.40 ODF gerada por EBSD/OIM para a amostra submetida a uma temperatura de recozimento final de 1100°C.

6 DISCUSSÃO

6.1 Discussão da análise por microscopia óptica

A partir da amostra cinco (temperatura de recozimento final de 780°C), mediu-se o tamanho de grão das amostras. O fato do tamanho médio de grão ter crescido significativamente fez com que tivessem poucos grãos por superfície analisada, principalmente nas últimas amostras. Esse fato contribui para o empobrecimento da estatística dos dados.

Na quinta amostra, submetida a uma temperatura de recozimento final igual a 780°C, observou-se um tamanho médio de grão no valor de 20.0 μm . O menor tamanho de grão verificado foi de aproximadamente 4.3 μm e o maior de 92.2 μm . O desvio padrão foi de 11.4. Essa amostra apresentou 479 grãos. A figura 6.1 mostra a distribuição dos grãos para as faixas de diâmetros equivalentes encontrados.

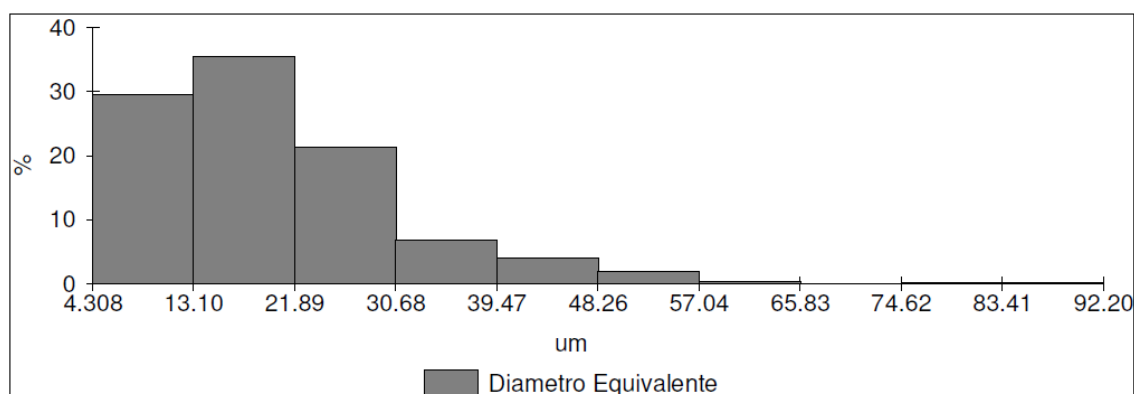


Figura 6.1 Distribuição dos grãos para as faixas de diâmetros equivalentes encontrados para a amostra submetida a uma temperatura de recozimento final de 780°C.

Na sexta amostra, submetida a uma temperatura de recozimento final igual a 820°C, observou-se um tamanho médio de grão no valor de 26.9 μm . O menor tamanho de grão verificado foi de aproximadamente 4.7 μm e o maior de 92.9 μm . O desvio padrão foi de 15.6. Essa amostra apresentou 302 grãos. A figura 6.2 mostra a distribuição dos grãos para as faixas de diâmetros equivalentes encontrados.

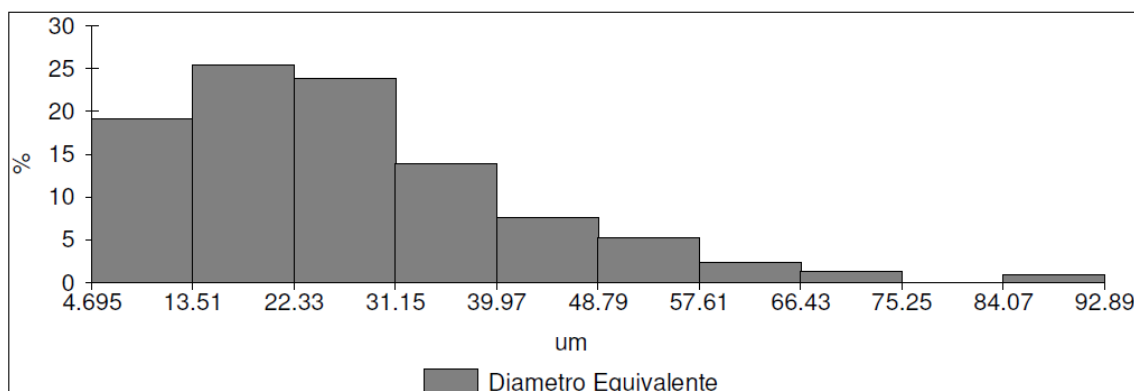


Figura 6.2 Distribuição dos grãos para as faixas de diâmetros equivalentes encontrados para a amostra submetida a uma temperatura de recozimento final de 820°C.

Na sétima amostra, submetida a uma temperatura de recozimento final igual a 860°C, observou-se um tamanho médio de grão no valor de 37.1 μm . O menor tamanho de grão verificado foi de aproximadamente 7.6 μm e o maior de 112.0 μm . O desvio padrão foi de 20.0. Essa amostra apresentou 162 grãos. A figura 6.3 mostra a distribuição dos grãos para as faixas de diâmetros equivalentes encontrados.

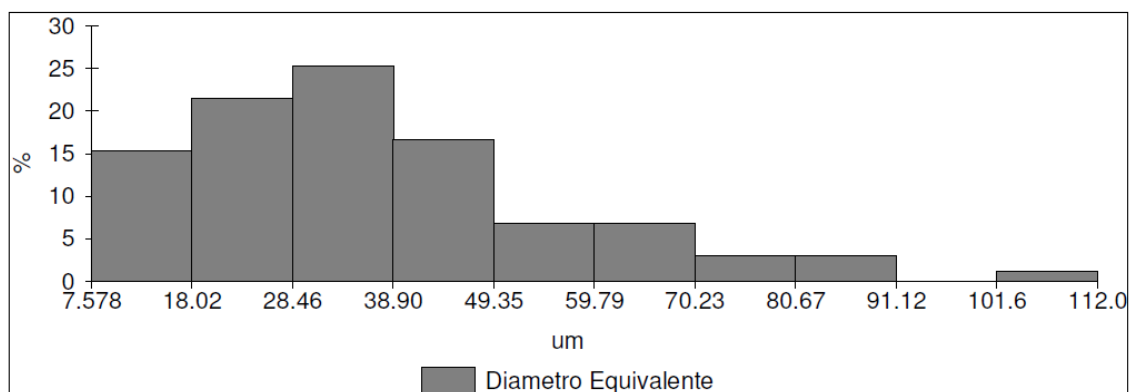


Figura 6.3 Distribuição dos grãos para as faixas de diâmetros equivalentes encontrados para a amostra submetida a uma temperatura de recozimento final de 860°C.

Na oitava amostra, submetida a uma temperatura de recozimento final igual a 900°C, observou-se um tamanho médio de grão no valor de 40.9µm. O menor tamanho de grão verificado foi de aproximadamente 6.3µm e o maior de 119.2µm. O desvio padrão foi de 24.3. Essa amostra apresentou 131 grãos. A figura 6.4 mostra a distribuição dos grãos para as faixas de diâmetros equivalentes encontrados.

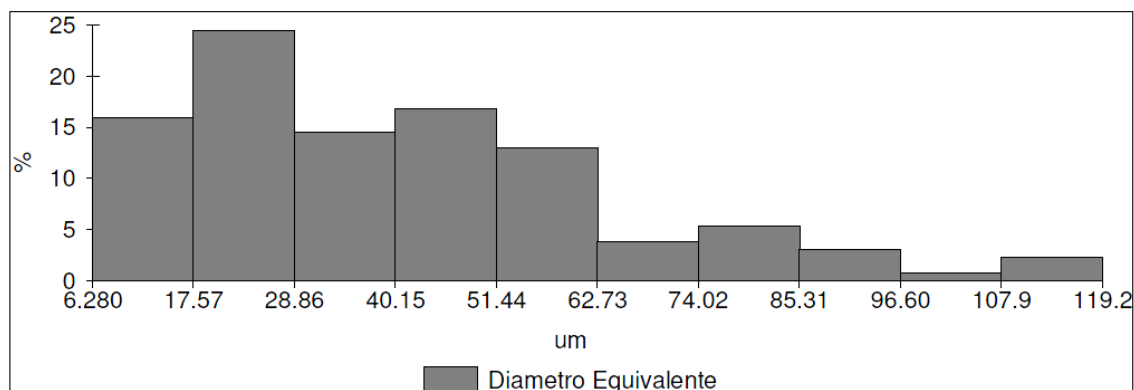


Figura 6.4 Distribuição dos grãos para as faixas de diâmetros equivalentes encontrados para a amostra submetida a uma temperatura de recozimento final de 900°C.

Na nona amostra, submetida a uma temperatura de recozimento final igual a 940°C, observou-se um tamanho médio de grão no valor de 51.4µm. O menor tamanho de grão verificado foi de aproximadamente 7.0µm e o maior de 155.1µm. O desvio padrão foi de 27.2. Essa amostra apresentou 185 grãos. A figura 6.5 mostra a distribuição dos grãos para as faixas de diâmetros equivalentes encontrados.

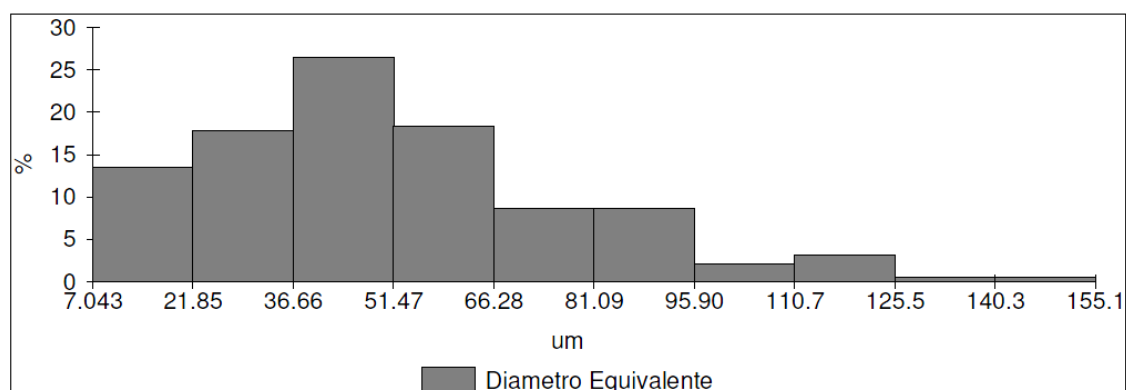


Figura 6.5 Distribuição dos grãos para as faixas de diâmetros equivalentes encontrados para a amostra submetida a uma temperatura de recozimento final de 940°C.

Na décima amostra, submetida a uma temperatura de recozimento final igual a 980°C, observou-se um tamanho médio de grão no valor de 63.2 μm . O menor tamanho de grão verificado foi de aproximadamente 3.4 μm e o maior de 172.8 μm . O desvio padrão foi de 37.1. Essa amostra apresentou 115 grãos. A figura 6.6 mostra a distribuição dos grãos para as faixas de diâmetros equivalentes encontrados.

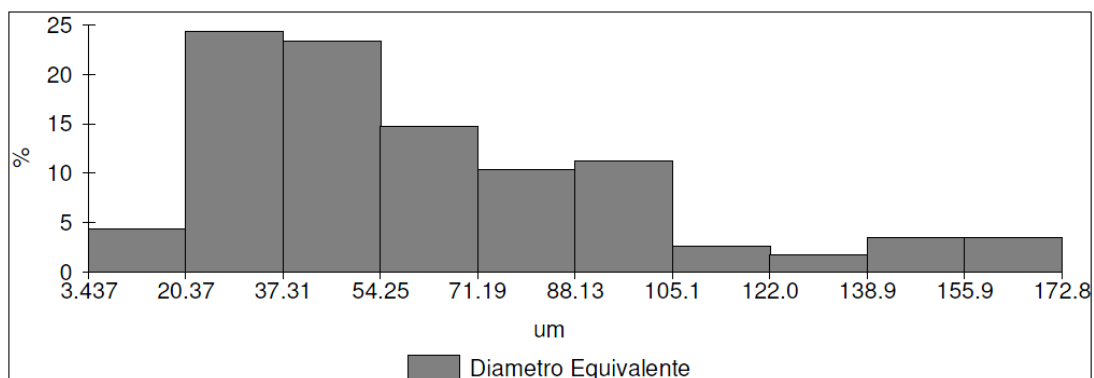


Figura 6.6 Distribuição dos grãos para as faixas de diâmetros equivalentes encontrados para a amostra submetida a uma temperatura de recozimento final de 980°C.

Na décima primeira amostra, submetida a uma temperatura de recozimento final igual a 1020°C, observou-se um tamanho médio de grão no valor de 90.8 μm . O menor tamanho de grão verificado foi de aproximadamente 22.6 μm e o maior de 230.5 μm . O desvio padrão foi de 46.3. Essa amostra apresentou 123.0 grãos. A figura 6.7 mostra a distribuição dos grãos para as faixas de diâmetros equivalentes encontrados.

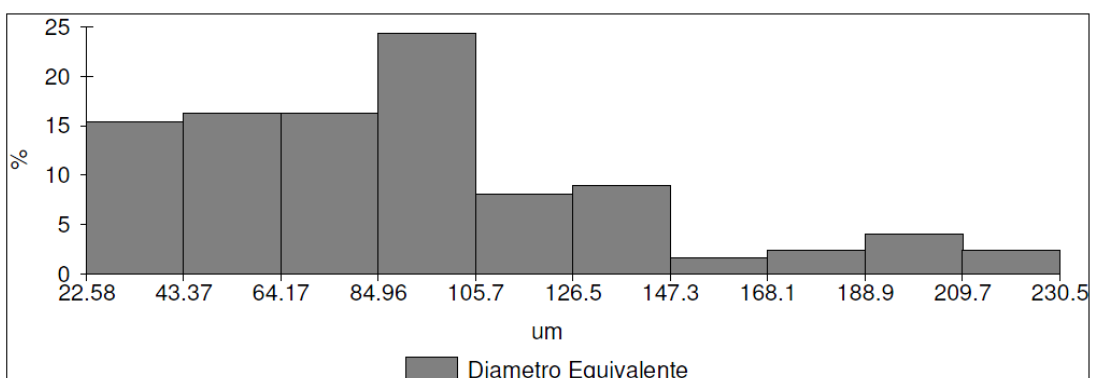


Figura 6.7 Distribuição dos grãos para as faixas de diâmetros equivalentes encontrados para a amostra submetida a uma temperatura de recozimento final de 1020°C.

Na décima segunda amostra, submetida a uma temperatura de recozimento final igual a 1060°C, observou-se um tamanho médio de grão no valor de 112.2µm. O menor tamanho de grão verificado foi de aproximadamente 20.7µm e o maior de 374.1 µm. O desvio padrão foi de 66.8. Essa amostra apresentou 76 grãos. A figura 6.8 mostra a distribuição dos grãos para as faixas de diâmetros equivalentes encontrados.

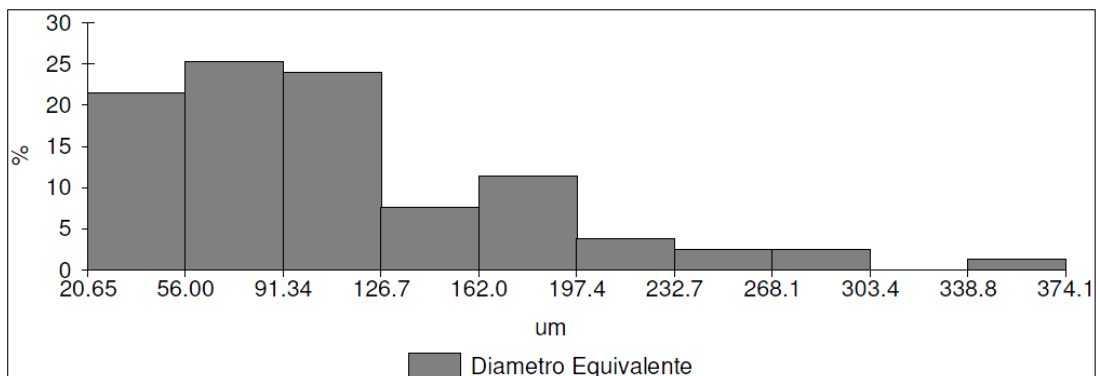


Figura 6.8 Distribuição dos grãos para as faixas de diâmetros equivalentes encontrados para a amostra submetida a uma temperatura de recozimento final de 1060°C.

Na décima terceira amostra, submetida a uma temperatura de recozimento final igual a 1100°C, observou-se um tamanho médio de grão no valor de 125.0µm. O menor tamanho de grão verificado foi de aproximadamente 22.6µm e o maior de 347.8µm. O desvio padrão foi de 74.2. Essa amostra apresentou 62 grãos. A figura 6.9 mostra a distribuição dos grãos para as faixas de diâmetros equivalentes encontrados.

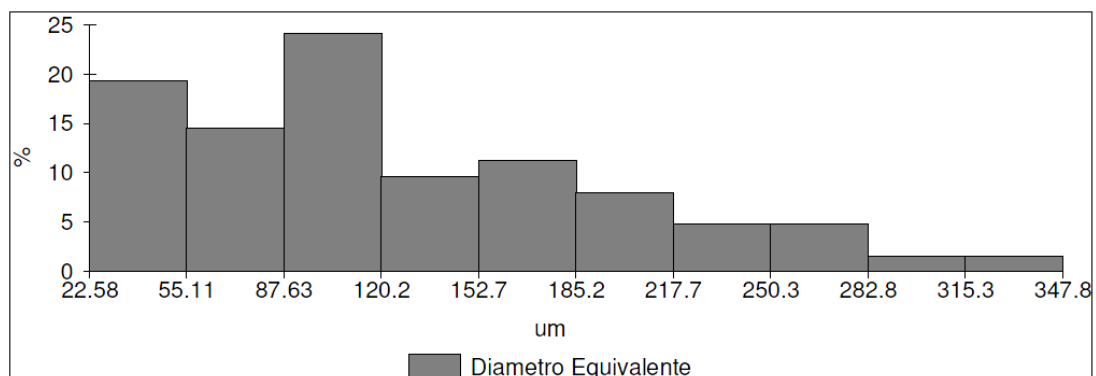


Figura 6.9 Distribuição dos grãos para as faixas de diâmetros equivalentes encontrados para a amostra submetida a uma temperatura de recozimento final de 1100°C.

Com base nos dados acerca do tamanho médio de grão para cada temperatura de recozimento final, apresenta-se a figura 6.10. Observa-se que há uma relação quase linear entre estas duas grandezas. Na medida em que se aumenta a temperatura de recozimento final, os diâmetros médios dos grãos experimentam acréscimos quase constantes.

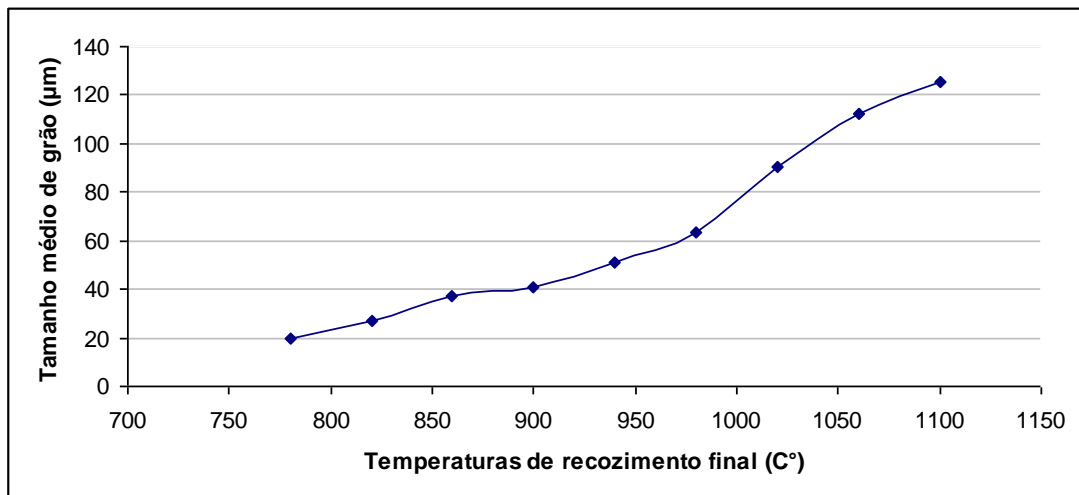


Figura 6.10 Gráfico do tamanho médio de grão em função das temperaturas de recozimento final das amostras de aço 3,3 % silício.

6.2 Discussão da análise por EBSD

Analisando os dados obtidos via EBSD/OIM para as treze amostras, observou-se que para temperaturas de recozimento finais mais baixas (620°C, 660°C, 700°C, 740°C e 780°C) há o predomínio das fibras α e γ . Este fato ocorre devido à etapa de laminação a frio reforçar estas duas fibras. Esta afirmação foi comprovada por HUTCHINSON (1999) que investigou a textura de deformação em aços de baixo carbono laminados com reduções a frio de 50%, 74% e 95% e observou que as principais orientações se concentram em duas famílias. A fibra α com $\langle 110 \rangle$ paralela à direção de laminação e a fibra γ com os planos $\{111\}$ paralelos ao plano da chapa. Nos aços elétricos, obter uma maior fração da fibra γ durante a deformação a frio aumenta a probabilidade de geração da orientação Goss na etapa de recozimento final (PAOLINELLI, 2008). NAVE, BARNETT e BELADI (2004) observaram que a orientação Goss na textura de recristalização surge nos aços devido à presença de bandas de cisalhamento dentro de grãos com orientação $\{111\} \langle 112 \rangle$. Essas bandas surgem quando se têm nos aços, tamanhos de grão inicial grosseiro e átomos de carbono em solução.

Estes estudos vão ao encontro dos resultados obtidos neste trabalho. Tendo em vista a micrografia da figura 5.3, nota-se que os primeiros grãos observados estão em sua maioria sobre as bandas de cisalhamento. A amostra referente a essa micrografia foi submetida a uma temperatura de recozimento final de 700°C. A partir desta temperatura a quantidade de grãos que surgem neste sítio aumenta e observando os gráficos das figuras 6.11 e 6.12, verifica-se que a partir da temperatura de 700°C, as frações em área da fibra η e da orientação Goss, crescem de maneira significativa. Este fato comprova que a maioria dos grãos que estão sobre as bandas de cisalhamento fazem parte da fibra η e considerável parcela deles pertencem à orientação Goss.

A fibra η apresentou maior fração para uma temperatura de recozimento final por volta dos 1060°C, com o valor de 0.44 e nesta mesma temperatura a orientação Goss também alcançou seu máximo com uma fração de 0.26. Em contrapartida as fibras α e γ decresceram com o aumento da temperatura de recozimento final. A fibra γ apresentou um mínimo em sua fração para a temperatura de recozimento final igual a 1020°C, com

o valor de 0.028. Já a fibra α apresentou o menor valor em sua fração para 1060°C, com o valor de 0.08.

Por fim, a fibra Cúbica não apresentou relação considerável com a variação da temperatura de recozimento final. Essa tendência pode ser atribuída ao fato da fibra cúbica apresentar orientações em comum, tanto com a fibra η , que cresceu, quanto com a fibra α , que reduziu. O fato de fibras diferentes terem orientações em comum pode ser percebido, por exemplo, na figura 5.15(c). Nela observam-se frações da fibra α dentro da fibra cúbica e a recíproca também é verdadeira. Essa sobreposição mostra que existem orientações pertencentes a duas fibras simultaneamente. A figura 6.11 mostra a variação da fração das fibras em função das temperaturas de recozimento final.

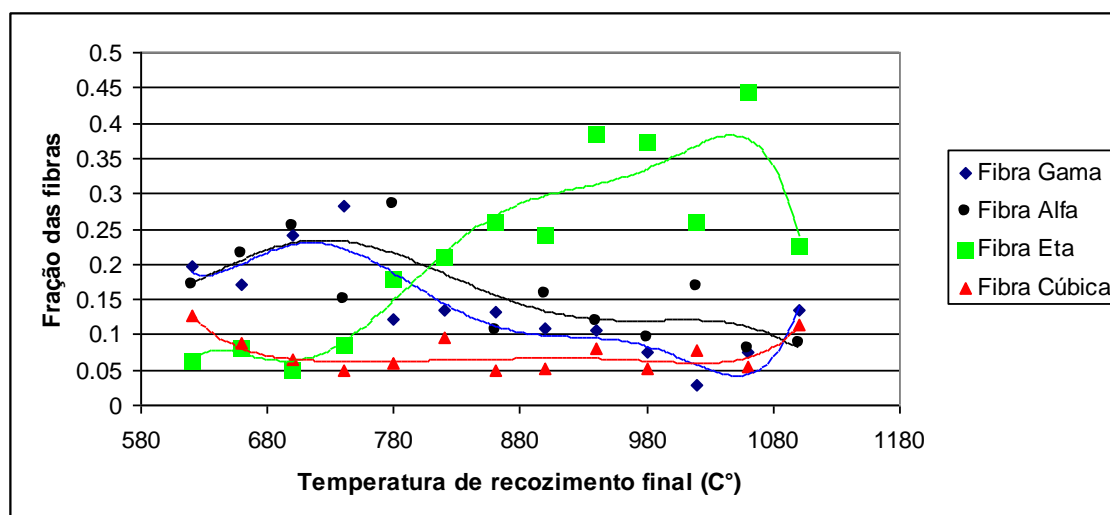


Figura 6.11 Fração das fibras em função das temperaturas de recozimento final.

Com relação às orientações Cubo e Goss, verifica-se que a primeira aumenta de forma mais discreta em função da temperatura de recozimento final. Já a orientação Goss cresceu consideravelmente na medida em que a fração dos grãos recristalizados aumentava. Pode-se atribuir isso ao fato dos grãos notados na micrografia da figura 5.4, estar sobre as bandas de cisalhamento, que são os sítios preferenciais à nucleação de grãos com orientação Goss (PAOLINELLI e CUNHA, 2003; HARATANI *et al.*, 1984). Alguns trabalhos escritos por KESTENS *et al.* (1996) e CHEONG *et al.* (2003), apresentam bons argumentos com base na teoria de plasticidade de Taylor, indicando

que a fibra γ dominando na textura das tiras a frio e representando orientações com fator de Taylor relativamente alto, deverá ser substituída naturalmente por orientações com fatores de Taylor mais baixos durante o recozimento. Tanto a orientação cubo $\{100\} \langle 001 \rangle$, localizada no meio da faixa superior, quanto à orientação Goss $\{110\} \langle 001 \rangle$, localizada no canto direito inferior do diagrama de Bunge para $\phi_2=45^\circ$ pertenceriam a estas orientações de fator de Taylor mais baixo, sendo consideradas benéficas para o comportamento magnético dos aços GNO e fazendo parte da chamada fibra η com $\langle 001 \rangle$ paralela à direção de laminação (CHEONG *et al.*, 2003). No entanto, estas teorias foram aplicadas para o entendimento da textura de recristalização em microestruturas sujeitas a pequenas deformações (2% a 10 %), fato que é bem diferente do ocorrido neste trabalho, onde o último passe de laminação a frio submeteu a amostra a uma redução de aproximadamente 60%.

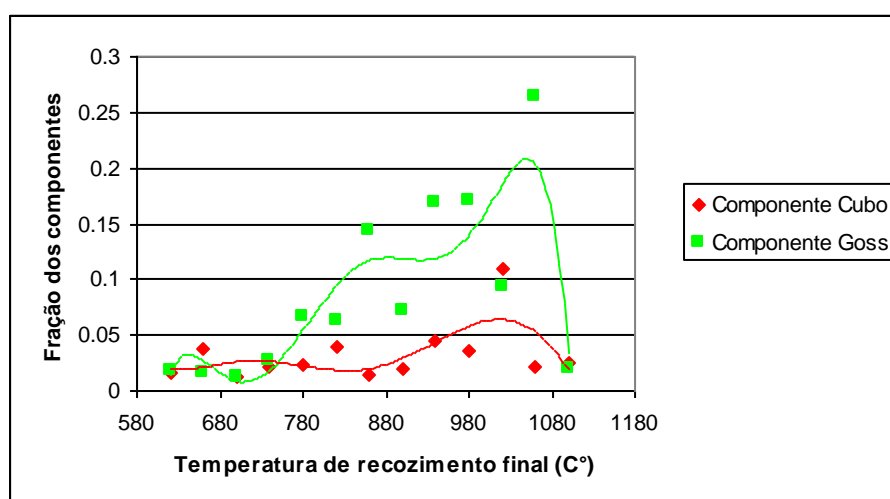


Figura 6.12 Fração dos componentes em função das temperaturas de recozimento final.

As figuras 6.13 e 6.14 mostram a variação das frações em área das principais fibras e orientações ou componentes, estudadas neste trabalho para as treze amostras medidas via EBSD em função do tamanho médio de grão. Observa-se um acréscimo significativo da fração da fibra Eta com o aumento do tamanho de grão e que a fração desta fibra atinge valores mais elevados para as amostras recozidas entre 1020°C e 1060°C. Por volta desse intervalo, tem-se um tamanho de grão de 110 μ m que pode ser considerado bom para melhorar as propriedades magnéticas, posto que neste intervalo de temperatura de recozimento final e para o referido tamanho de grão, verifica-se um

máximo na fração da fibra η , que apresenta excelentes propriedades magnéticas e um mínimo na fibra γ , que contém direções de difícil magnetização.

Este tamanho de grão médio está na faixa de 100 até 150 μm . Esta faixa é apontada como boa para as propriedades magnéticas. Acima dela, quanto maior o tamanho de grão, menores são as perdas por histerese, porém maior é a parcela anômala (LANDGRAF *et al.*, 2002; LANDGRAF *et al.*, 2003; CAMPOS *et al.*, 2006).

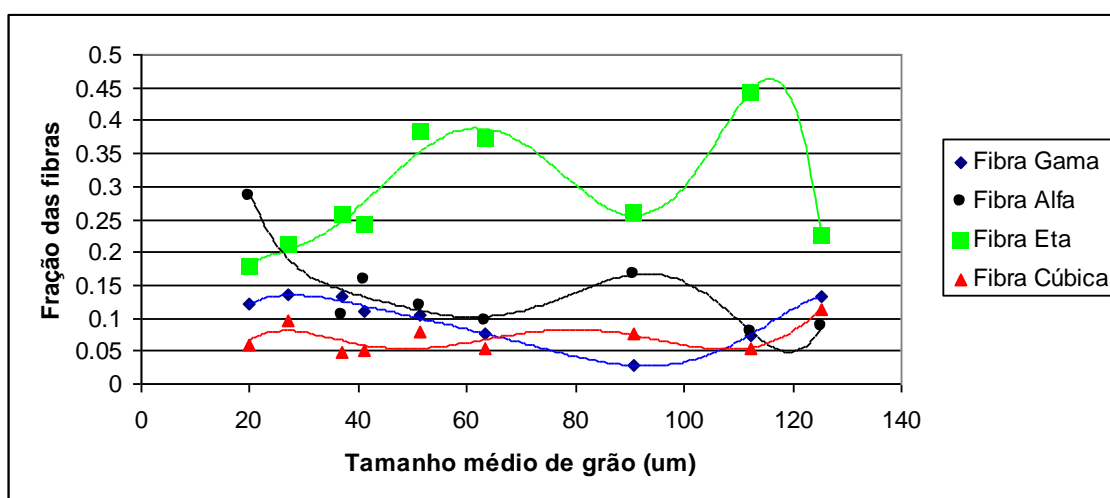


Figura 6.13 Fração das fibras em função do tamanho médio de grão.

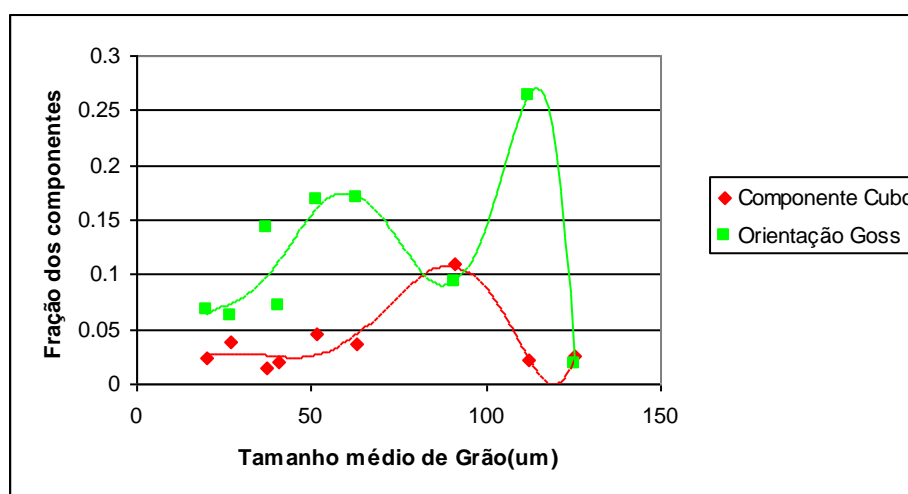


Figura 6.14 Fração dos componentes em função do tamanho médio de grão.

As figuras 6.15 a 6.18 apresentam os valores dos fatores de Taylor para as orientações pertencentes às fibras, Gama, Alfa, Cúbica e Eta. Todos estes valores foram gerados pelo programa “OIM™ Analysis”, com base nos dados coletados via EBSD/MEV. A tabela 6.1(a) mostra os valores médios dos fatores de Taylor de cada uma destas fibras e o item (b) mostra os valores destes fatores para as orientações Goss e Cubo.

É importante mencionar que os fatores de Taylor fazem sentido para as amostras que apresentam microestrutura deformada. Dessa forma, pode-se correlacionar estes fatores com a energia armazenada e com isso utilizar esta ferramenta para auxiliar na discussão acerca da nucleação de determinadas orientações em detrimento de outras e dos seus sítios preferenciais.

Com base nas figuras 6.15 a 6.18 e na tabela 6.1(a) e (b), nota-se que os fatores de Taylor maiores pertencem às fibras α e γ , que são texturas características da laminação a frio. Elas são compostas por orientações capazes de armazenar maior quantidade de energia em relação às fibras Eta e Cúbica. Para amostras submetidas às temperaturas de recozimento final de 620°C e 660°C, observa-se somente microestrutura deformada. No entanto, para a terceira amostra (700°C de recozimento final), verifica-se o surgimento de alguns novos grãos em cima das bandas de cisalhamento que atravessam os grãos deformados que possuem fazem parte das fibras α e γ . Por possuírem maior quantidade de energia armazenada, as regiões em que estas fibras predominam servem como sítios preferenciais a nucleação das orientações com baixo fator de Taylor, como por exemplo, a orientação Goss. Este fato foi verificado por NAVE, BARNETT e BELADI (2004) que observaram que a orientação Goss na textura de recristalização surge nos aços devido à presença de bandas de cisalhamento dentro de grãos com orientação $\{111\} \langle 112 \rangle$. A partir da temperatura de 700°C, observa-se que a fibra Eta predomina. De alguma maneira, esse fato indica que grãos com orientações pertencentes a esta fibra apresentam vantagens sobre os grãos com as demais orientações no que diz respeito à cinética de nucleação e crescimento. Não se pode afirmar a partir das análises feitas por este trabalho que grãos Goss possuem alta mobilidade de contorno de grão neste tipo de aço, mas este fato deverá ser levado em consideração para um estudo mais sistemático sobre a cinética de recristalização em aços ao silício.

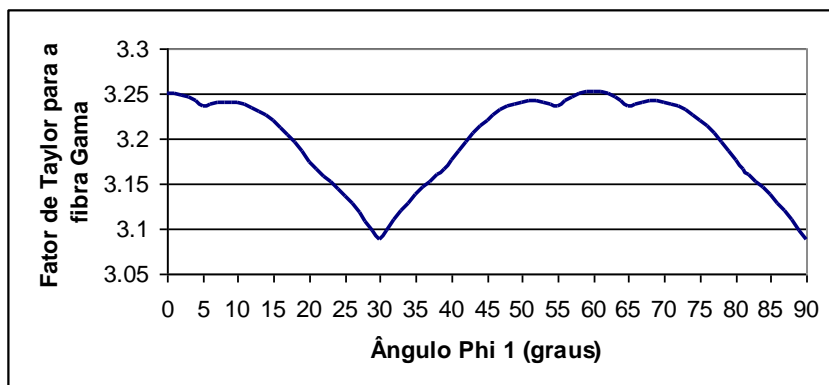


Figura 6.15 Fatores de Taylor para as orientações da fibra Gama.

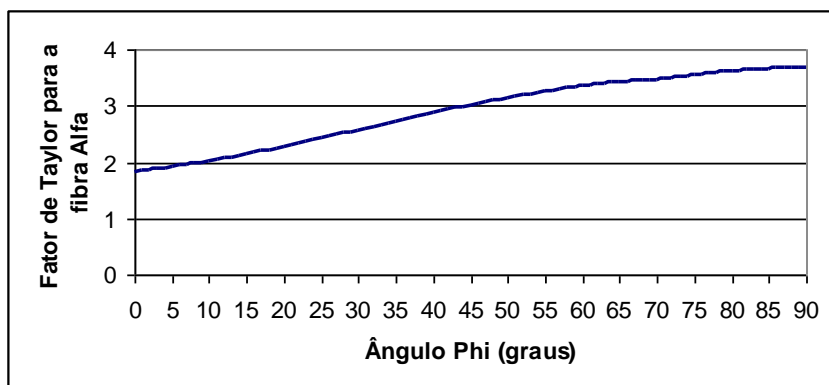


Figura 6.16 Fatores de Taylor para as orientações da fibra Alfa.

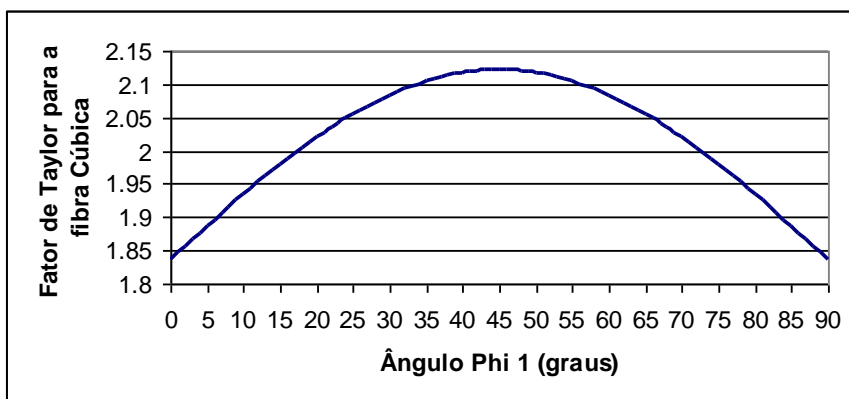


Figura 6.17 Fatores de Taylor para as orientações da fibra Cúbica.

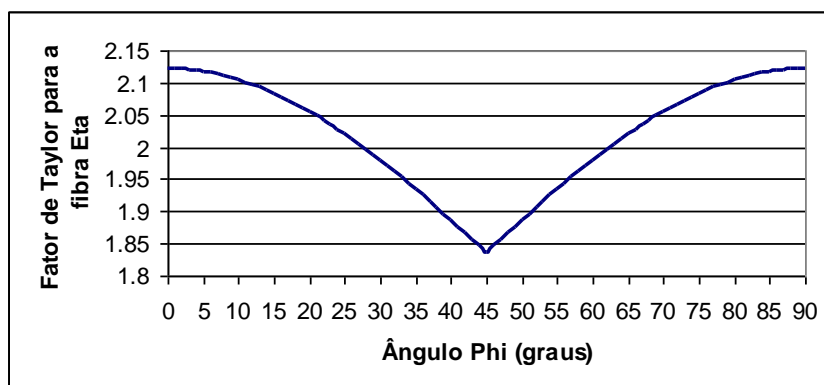


Figura 6.18 Fatores de Taylor para as orientações da fibra Eta.

Tabela 6.1 Fatores de Taylor obtidos via EBSD/OIM: (a) nome da fibra e seu fator de Taylor médio; (b) nome da orientação e seu fator de Taylor.

Nome da fibra	Fator de Taylor médio
Fibra Gama	3.20
Fibra Alfa	2.90
Fibra Cúbica	2.02
Fibra Eta	2.01

(a)

Nome da orientação	Fator de Taylor
Orientação Cubo	2.12
Orientação Goss	1.84

(b)

7 CONCLUSÕES

Verificou-se que na medida em que surgiam novos grãos sobre as bandas de cisalhamento, a fração da fibra η , com destaque para a orientação Goss, aumentava. O que indica que grãos com orientação Goss têm como sítios preferências as bandas de cisalhamento. Tanto a fibra η , quanto a orientação Goss atingiram os maiores valores para sua fração por volta da temperatura de 1060°C.

Durante o recozimento final as fibras γ e α , que tiveram origem na laminação a frio, e que apresentam altos fatores de Taylor (armazenam grande quantidade de energia), foram substituídas pela orientação Goss, e de forma mais discreta pela orientação Cubo. Verificou-se que as frações em área das fibras γ e α atingem valores mais baixos para as amostras recozidas entre 1020 e 1080°C.

A fração da fibra Cúbica não se apresenta sensível ao aumento da temperatura de recozimento final. Essa tendência pode ser atribuída ao fato da fibra cúbica apresentar orientações em comum, tanto com a fibra η , que cresceu, quanto com a fibra α , que reduziu. O fato de fibras diferentes terem orientações em comum pode ser percebido, exemplo na figura 5.15 (c). Nela observam-se frações da fibra α dentro da fibra cúbica e a recíproca também é verdadeira. Essa sobreposição mostra que existem orientações pertencentes a duas fibras simultaneamente.

Por volta da temperatura de 1060°C tem-se um tamanho de grão no valor de 110 μ m. Este tamanho de grão pode ser considerado como ótimo para o escopo deste estudo, visto que neste ponto verifica-se maior fração das orientações favoráveis e menor fração das orientações desfavoráveis às propriedades magnéticas. Este tamanho de grão encontra-se na faixa considerada boa para aços com composições químicas próximas a essa. Pela literatura seria de 100 até 150 μ m.

8 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

Fazer um estudo correlacionando parâmetros de processo da laminação a quente com os tipos de heterogeneidades geradas na etapa de laminação a frio.

Verificar o efeito dos teores de silício e carbono sobre a microestrutura durante a laminação a quente e nas heterogeneidades geradas na laminação a frio e, por consequência, na textura cristalográfica.

9 REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

BUNGE, H.J. Texture analysis in materials science mathematical methods. Led., Butterworths, 1982.

BURKE, J. E. e TURNBULL, D.: Recrystallization and grain growth, Pergamon, Londres, 1952.

CAMPOS, M. F., LANDGRAF, F. J. G., LIMA, N. B., TSCHIPTSCHIN, A. P. & BRANDÃO, L. P. M. Avaliação de textura em aços elétricos GNO. In: SEMINÁRIO DE LAMINAÇÃO 34, Belo Horizonte, MG, 1997. Anais, pp. 131-150.

CAMPOS, M. F. Microestrutura, textura e propriedades magnéticas em aços elétricos. Tese de doutoramento. Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, São Paulo, 125 páginas, 2000.

CAMPOS, M. F.; TEIXEIRA, J. C.; LANDGRAF, F. J. G. The optimum grain size for minimizing energy losses in iron. Journal of Magnetism and Magnetic Materials, vol. 301, p. 94–99, 2006.

CARDOSO, R.F.A .Influência do tamanho de grão e das adições de Al e Mn nas propriedades magnéticas dos aços elétricos de grão não-orientado com 3%Si / Dissertação (mestrado) – Instituto Militar de Engenharia – Rio de Janeiro, 2005.

CASTRO, S. F.; GALLEGU, J; LANDGRAF, F. J. G.; KESTENBACH, H. -J. Estudo da Laminação de Encruamento em Aços Elétricos Semi-Processados: Correlação com os Fatores de Taylor. In: CONGRESSO ANUAL DA ABM, 60°, 2005, Belo Horizonte, p. 2301-2309.

CASTRO, S. F; LANDGRAF, F. J. G.; KESTENBACH, H. J. Crescimento de grão e formação de em aços elétricos semi-processados. In: CONGRESSO ANUAL DA

ABM, 61°, 2006, São Carlos, São Paulo, p. 3026- 3032. CHAN, R. W.: Recovery and Recrystallization, Londres, 1970.

CHANG, L; HWANG, Y.-S. A study of static recrystallization in 1.3%Si electrical steel after hot rolling and annealing. China Steel Technical Report, no11, p. 1-9, 1998.

CHEONG, S.W., HILINSKI, E.J. e ROLLETT, A.D., Metall. Mater. Trans. A, 2003, v.34A, pp.1311-1319.

CHEONG, S.W., HILINSKI, E.J. e ROLLETT, A.D., Metall. Mater. Trans. A, 2003, v.34A, pp.1321-1327.

CULLITY, B. D. Introduction to Magnetic Materials. Second edition. Addison-Wesley, 1972. p. 350.

CUNHA, M.A., PAOLINELLI, S.C. Effect of the annealing temperature on the structure and magnetic properties of 2%Si steel. Apresentado no Congresso de Estruturologia de 2001, Tiradentes.

CUNHA, M. A.; PAOLINELLI, S. C. Effect of the Annealing Temperature on the Structure and Magnetic Properties of 2%Si Steel. Materials Research, vol. 5, No. 3, pp. 373-378, 2002.

CUNHA, M. A; PAOLINELLI, S. da C. Effect of the annealing temperature on the structure and magnetic properties of 3% Si non-oriented steel. Journal of Magnetism and Magnetic Materials, vol. 254-255, pp. 379-381, 2003.

DAFÉ, S.S. F."Influência do Processamento Termomecânico sobre a Formação de Bandas de Cisalhamento e Propriedades Magnéticas de um Aço de Grão Não Orientado com 3%Si". Dissertação (Mestrado em Engenharia de Materiais) REDEMAT-UFOP/CETEC/UEMG, Ouro Preto, 2010.p.61.

DILLAMORE, I.L., SMITH, C.J.E. e WATSON, T.W., *Met. Sci. J.*, 1967, v.1, pp.49-54.

DILLAMORE, I. L., MORRIS, P. L. SMITH, C. J. E. e HUTCHINSON, W. B. *Proc. R. Soc. London, A.* 329, 405, 1972.

DOHERTY, R.D.; HUGHES, D.A.; HUMPHREYS, F.J.; JONAS, J.J.; JUUL JENSEN D.; KASSNER, M.E.; KING, W.E.; MCNELLEY, T.R.; MCQUEEN, H.J.; ROLLETT, A.D. Current issues in recrystallization: a review. *Materials Science and Engineering*, v. 238, p. 219–274, 1997.

DUNKLE, R. P.; GOODENOW, R. H. Closing the GAP with Electrical Lamination Steels: A Producer's Point of View. *Soft and Hard Magnetic Mat. with Applications*, p. 41-54, 1986.

EVERY, R.L. e HATHERLY, M., *Texture*, 1973, v.2, pp.1-12.

GALEGO, E; Desenvolvimento de Programa Computacional para Tratamentos de Dados de Textura Obtidos pela Técnica de Difração de Raios X. *Dissertação mestrado na Área de Tecnologia Nuclear- Materiais*. IPEN, São PAULO, 2004.P.16.

GORELIK, S.S. *Recrystallization in Metals and Alloys*. Mir, Moscow, 1981.

HAESSNER, F; *Systematic survey and basic problems of recrystallization*, Stuttgart, 1978.

HARATANI, T., HUTCHINSON, W. B., DILLAMORE, I. L., Bate, P.: “Contribution of Shear Banding to Origin of Goss Texture in Silicon Iron”, *Metal Science*, Vol. 18, 1984, pp.57-65.

HATHERLY M. e EVERY, R. L. *Texture*, 1, 183, 1974.

HONDA, A.; SATO, K.; OHYAMA, I. Effects of core materials on efficiency of inverter drive motor. *Kawasaki Steel Tech. Rep.*, n. 39, p. 36-40, 1998.

HUMPHREYS, F. J.; HATHERLY, M. Recrystallization and related annealing phenomena. U.K., Pergamon, 1996.

HUMPHREYS, F. J.; HATHERLY, M. Recrystallization and Related Annealing Phenomena. Second edition. UK: Elsevier, 2004. 574 p.

HUTCHINSON, B. Deformation microstructures and textures in steels. Phil. Trans. R. Soc. Lond. A, v. 357, p. 1471-1485, 1999.

HUTCHINSON, W.B. E USHIODA, K. Texture development in continuous annealing. Scan J Met 13, p. 269-275, 1984.

KESTENS, L.; JONAS, J. J.; VAN HOUTTE, P.; AERNOUDT, E. Orientation selective recrystallization of nonoriented electrical steels. Metall. Mater. Trans. A, 1996, v. 27A, p. 2347- 2358.

LANDGRAF, F.J.G.; NAU, S.; DOKONAL; L. V.; PEREIRA, E.; Non-oriented electrical steels in Brazil: production, research, market and technical requirement trends. Anais da Intertech Conference SoftMag 2.000, Apresentação 9, abril de 2.000, Ed. Intertech, EUA, 2.000.

LANDGRAF, F.J.G. YONAMINE, T. EMURA, M., CUNHA M.A. Modelamento da anisotropia de propriedades magnéticas de aços siliciosos totalmente processados Anais do 56° Congresso da ABM [CDROM]/ Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais - São Paulo: Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais, 2001 p. 1612-1620.

LANDGRAF, F. J. G. Propriedades Magnéticas de Aços para fins Elétricos. In: BOTT, I; RIOS, P.; PARANHOS, R. Aços: perspectivas para os próximos 10 anos. RECOPE Metal Mecânica, 2002. p. 109-128

LANDGRAF, F. J. G.; TAKANOHASHI, R.; CAMPOS, M. F. Tamanho de grão e textura de aços elétricos de grão não orientado. In: TSCHIPTCHIN, A. P.; PADILHA, A. F.; SCHON, C. G.; LANDGRAF, F. J. G.; GOLDENSTEIN, H.; FALLEIROS, I. G. S.; LIMA, N. B. Textura e Relações de Orientação. IPEN, 2003. p. 212-246.

LEE, Y. W; ORIGEL, R.; BHATTACHARYA, D. Effect of Cold Reduction on the Magnetic properties of a Nonoriented, Low Silicon Electrical Steel. J. Materials Engineering, v. 11, n.1, p. 61-69 1989.

MATHEUS, J.R.G. Texturas de Laminação a Morno em Aços Livres de Intersticiais. Dissertação de mestrado na Área de Ciência dos Materiais.IME.Rio de Janeiro.1999.Pg 29/33

MATHUR, P. S. e BACKOFEN, W. A.: Mechanical contributions to the plane strain deformation and recrystallization textures in aluminum-killed steel. Metallurgical Transactions, vol. 4A, p. 643 – 651, 1973.

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

MISHRA, S., DÄRMANN, C., 1982, “Role and Control of Texture in Deep-Drawing Steels”, International Metals Reviews, v. 27, n. 6 (Nov. – Dec.), pp. 307-320.

NAVE, M., D., BARNETT, M., R., BELADI, H. The influence of solute Carbon in Cold-rolled steels on shear Band Formation and recrystallization Texture. ISIJ International, Vol. 44, No. 6, pp. 1072 – 1078, 2004.

NING, H., DUGGAN, B. J., LIU, G. L. e ZHANG, L. X.: The effect of shear bands on the evolution of recrystallization texture in pure iron, Eleventh International Conference on Textures of Materials (ICOTOM 11), China, Metallurgical Society, 525 – 530, 1966.

PADILHA, A. F. e SICILIANO Jr., F.: Encruamento, Recristalização, Crescimento de Grão e Textura, ABM, São Paulo, 1996.

PADILHA, A. F., SICILIANO JR, F. Encruamento, Recristalização, Crescimento de Grão e Textura. 3ª ed. São Paulo: Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais, 2005. Capítulo 12, pp. 181-216.

PAOLINELLI, S. C. Desenvolvimento do produto GNO E-110 de perdas magnéticas ultra baixas. In: CONGRESSO INTERNACIONAL DA ABM, 2, São Paulo, SP, 1997. Anais. São Paulo, ABM, 1998 (em CD-ROM).

PAOLINELLI, S. C., CUNHA, M. A.: “Effect of Annealing Temperature on the Structure Magnetic Properties of 3% Silicon Non-Oriented Steel”, J.M.M.M. 254-255 (2003) pp.379-381.

PAOLINELLI, S. C. CUNHA, M. A. COTA, A. B. Influência da Temperatura de Laminação de Acabamento na Estrutura e Propriedades Magnéticas de Um Aço Silício GNO com 2,0% Si. 3º Workshop sobre textura, São Paulo, SP, 2006, p.1-12.

PAOLINELLI, S. C. Estudo da influência da temperatura de laminação a quente de acabamento sobre a estrutura e propriedades magnéticas de aços GNO com 2,0 e 3,0% Si. 139 p. Tese (Doutorado em Engenharia de Materiais) – REDE MAT UFOP/CETEC/UEMG, Ouro Preto, 2008.

PARK, J.T; SZPUNAR, J. A. Evolution of recrystallization texture in nonoriented electrical steels. Acta Materialia, vol. 51, p. 3037–3051, 2003.

PINTO, A.L; LOPES, A.M., A utilização da técnica EBSD em estudos de microtextura e mesotextura. In: DIVERSOS AUTORES. Textura e Relações de Orientação. 2ª ed. IPEN, São Paulo, 2003. cap.20, p.441-459.

RANDLE, V., 1992, Microtexture Determination ant its Applications, The Institute of Materials, London.

RANDLE, V., ENGLER, O; Introduction to Texture Analysis: Macrotexture, Microtexture e Orientation Mapping, 2000. Cap 2 e 3, p. 61-200.

RANDLE, V. Strain-induced Secondary recrystallization. Materials Science Forum, v. 113-115, p. 189-194, 1993.

RAY, R. K.; JONAS, J. J.; HOOK, R. E. Cold Rolling And Annealing Textures in low Carbon and Extra Low Carbon Steels. International Materials Reviews, v. 39, n. 4, p. 129-172 1994.

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

REZENDE, J. E. Evolução da Microestrutura e Textura com a Temperatura de Acabamento de um Aço GNO com 1,3%Si. 73 p. Dissertação (Mestrado em Engenharia de Materiais) – REDEMAT-UFOP/CETEC/UEMG, Ouro Preto, 2003.

RODRIGUES. H.C. Simulador em Laminador Piloto da Influência da Lubrificação Durante o Processo de Deformação a Quente na Microestrutura e Textura do Aço Inoxidável Ferrítico AISI 430. Dissertação de Mestrado em Engenharia Metalúrgica e de Minas. CPGEM.Belo Horizonte,2008.

SCHWARZER, R.A. Automated Crystal Lattice Orientation Mapping Using a Computer controlled SEM, Microan. vol. 28:3, pp. 249-267, 1997.

SCHWARTZ, A. J; KUMAR, M; ADAMS, B. L. Electron Backscatter Diffraction in Materials Science. Kluwer Academic / Plenum Publishers, N. Y., 2000. 339p.

SHIMANAKA, H.; ITO, Y.; MATSUMURA, K.; FUKUDA, B. Recent development on non-oriented electrical steel sheets. J. Magn. Mat., v. 26, p. 57-64, 1982.

SILVA, M. C. A. Avaliação da Textura e da Microestrutura de deformação de um Aço Elétrico GNO com 1,25% de Silício Laminado a Frio. 186p. Tese (Doutorado em Engenharia Metalúrgica) – USP, São Paulo, 2007.

SOUZA .J. C; Influência da Deformação e do Tratamento Térmico na Textura Cristalográfica de um Aço Inoxidável Duplex. Tese de doutorado em Engenharia Metalúrgica e de Materiais. Universidade Federal do Rio de Janeiro, COPPE [Rio de Janeiro] 2008.

TAKASHIMA, M.; KOMATSUBARA, M.; MORITO, N. {001} <210> texture development by two-stage cold rolling method in non-oriented electrical steel. ISIJ Int., v. 37, n. 12, p. 1263-1268, 1997.

TSCHIPTSCHIN, A.P; SANTOS, C. P; CUNHA, M. A; LIMA, N.B. – “Influência da taxa de deformação na textura de um aço silício de grão não-orientado” - Anais do 55º Congresso Anual da Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais – CDRROM – pág. 1461 a 1469, 2000.

USHIODA, K.; HUTCHINSON, W. B. Role of Shear Bands in Annealing Texture Formation in 3%Si-Fe (111)[11-2] Single Crystals. ISIJ International, vol. 29, nº 10, p. 862-867, 1989.

VIANA, C. S. C., PAULA, A. S., 2001 “Textura de Deformação”. In: Textura e relações de orientação: deformação plástica, recristalização, crescimento de grão, pp. 23-37, São Paulo.

VIANA, C. S. C. e PAULA, A. S., Texturas de Deformação. In: DIVERSOS AUTORES. Textura e Relações de Orientação. 2ª ed. IPEN, São Paulo, 2003. cap 3, p. 35-53.

WILKINSON, A.J., HIRSCH, P.B., 1997. Electron diffraction based techniques in scanning electron microscopy of bulk materials. Micron 28, 279–308.

WILLIS, D. J. e HATHERLY, M.: ICOTOM 5, 465, Berlim, 1978.

YASHIKI, H. AND KANEKO, T., The effect of hot band annealing on the magnetic properties of low Si non-oriented electrical steels sheets. The Sumitomo Search 44, Dec, 1990.