



REDEMAT

REDE TEMÁTICA EM ENGENHARIA DE MATERIAIS

UFOP – CETEC – UEMG



“EVOLUÇÃO DA MICROESTRUTURA E TEXTURA COM A
TEMPERATURA DE ACABAMENTO DE UM AÇO GNO COM
1,3%Si”



Dissertação de Mestrado

Autor: José Eduardo Rezende

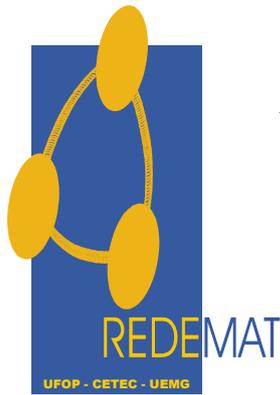
Orientador: Prof. Dr. André Barros Cota

Co-orientadores: Prof. Dr. Leonardo Barbosa Godefroid

M.Sc. Sebastião da Costa Paolinelli



Ouro Preto, 22 de dezembro de 2003



REDE TEMÁTICA EM ENGENHARIA DE MATERIAIS

UFOP – CETEC – UEMG

Pós-Graduação em Engenharia de Materiais

“EVOLUÇÃO DA MICROESTRUTURA E TEXTURA COM A TEMPERATURA DE ACABAMENTO DE UM AÇO GNO COM 1,3%Si”

“José Eduardo Rezende”

Orientador: Prof. Dr. André Barros Cota”

Dissertação de Mestrado apresentada ao
Programa de Pós-Graduação em
Engenharia de Materiais da REDEMAT,
como parte integrante dos requisitos para
a obtenção do título de Mestre em
Engenharia de Materiais.

Ouro Preto, 22 dezembro de 2003

Agradecimentos

Agradeço a todas as pessoas que me incentivaram e contribuíram para o bom andamento de mais uma jornada em minha vida e em especial a:

A Deus,

Meus familiares,

A minha esposa Aléssia, as minhas filhas Ilcka Lúcia, Ana Carolina e Izabella

Helena,

Ao orientador André Barros Cota,

Aos co-orientadores Leonardo Barbosa Godefroid e Sebastião da Costa Paolinelli,

A Acesita pelo apoio financeiro e laboratorial,

E por fim a todos aqueles que contribuíram de alguma forma para essa conquista.

R467e

Rezende, José Eduardo.

Evolução da microestrutura e textura com a temperatura de acabamento de um aço GNO com 1,3% Si [manuscrito] / José Eduardo Rezende. – 2003.
86 f.: il. color., graf., tabs., mapas.

Orientador: Prof. Dr. André Barros Cota.

Co-orientador: Prof. Dr. Sebastião da Costa Paolinelli.

Dissertação (Mestrado) - Universidade Federal de Ouro Preto. Escola de Minas. Rede Temática em Engenharia de Materiais.

Área de concentração: Análise e seleção de materiais.

1. Aço - Estrutura - Teses. 2. Silício - Teses. 3. Microestrutura - Teses.
I. Universidade Federal de Ouro Preto. II. Título.

CDU: 624.014.2

Catálogo: sisbin@sisbin.ufop.br



REDE TEMÁTICA EM ENGENHARIA DE MATERIAIS

UFOP - CETEC - UEMG

Pós-Graduação em Engenharia de Materiais

ATESTADO

A Coordenação da Rede Temática em Engenharia de Materiais -REDEMAT atesta, para os devidos fins, que *José Eduardo Rezende*, apresentou sua defesa de dissertação intitulada "*Evolução da Estrutura e Textura com a Temperatura de Acabamento de Um Aço GNO com 1,3% Si*", no dia 22/12/2003, tendo sido aprovada, conforme ata em anexo.

Ouro Preto, 22 de dezembro de 2003.

Prof. Dr. André Barros Cota

Coordenador Acadêmico da REDEMAT

**ATA DE DEFESA DE DISSERTAÇÃO DO CURSO DE MESTRADO EM
ENGENHARIA DE MATERIAIS DA REDEMAT**

1 Aos vinte e dois dias do mês de dezembro do ano de dois mil e três, às 14:00 horas,
2 nas dependências da REDEMAT, à Praça Tiradentes, 20 – Centro – Ouro Preto-MG,
3 foi instalada a sessão de defesa pública de dissertação do mestrando *José Eduardo*
4 *Rezende*, sendo a banca examinadora composta pelo Prof. Dr. André Barros Cota-
5 REDEMAT/ICEB/UFOP (presidente), Prof. Dr. Vicente Tadeu Lopes Bueno-
6 DEMET/UFMG (membro), MSc Eng^o Sebastião da Costa Paolinelli-ACESITA
7 (membro) e pelo Prof. Dr. Leonardo Barbosa Godefroid-REDEMAT/DEMET/UFOP
8 (membro). Dando início aos trabalhos o presidente, com base no regulamento do curso
9 e nas normas que regem as sessões de defesa de dissertação, concedeu ao mestrando
10 *José Eduardo Rezende*, 30 (trinta) minutos para apresentação do seu trabalho
11 intitulado “*Evolução da Microestrutura e Textura com a Temperatura de Acabamento*
12 *de Um Aço GNO com 1,3% Si*”. Terminada a exposição, o presidente da banca
13 examinadora concedeu, a cada membro, um tempo máximo de 30 (trinta) minutos,
14 para perguntas e respostas ao candidato sobre o conteúdo da dissertação, na seguinte
15 ordem: 1^o Prof. Dr. Vicente Tadeu Lopes Bueno, 2^o MSc Eng^o Sebastião da Costa
16 Paolinelli, 3^o Prof. Dr. Leonardo Barbosa Godefroid, tendo ele próprio realizado sua
17 argüição em último lugar. Dando continuidade, ainda de acordo com as normas que
18 regem a sessão, o presidente solicitou aos presentes que se retirassem do recinto para
19 que a banca examinadora procedesse a análise e decisão, anunciada, a seguir,
20 publicamente, que o candidato foi *aprovado* por unanimidade. Para constar foi lavrada
21 a presente ata que, após aprovada, vai assinada pelos membros da banca examinadora
22 e pelo candidato.

Ouro Preto, 22 de dezembro de 2003.

25 Presidente: *André Barros Cota*

26
27 Membro: *Vicente T. L. Lopes*

28
29 Membro: *Sebastião da Costa Paolinelli*

30
31 Membro: *Leonardo B. Godefroid*

32
33 Candidato: *José Eduardo Rezende*

ÍNDICE

Resumo.....	iii
Abstract.....	iv
Lista de figuras.....	v
Lista de tabelas.....	ix
Capítulo 1 – Introdução.....	1
Capítulo 2 – Objetivos.....	3
Capítulo 3 – Revisão Bibliográfica.....	4
3.1 – Textura	4
3.2 – Aços GNO.....	5
3.3. Técnicas de análise de textura e métodos de representação.....	10
3.3.1. Técnica de raios X.....	11
3.3.2. A Técnica de EBSD.....	13
3.4. Tipos de textura.....	16
3.4.1. Texturas de deformação.....	16
3.4.2. Texturas de transformações de fases.....	18
3.4.3. Texturas de recristalização.....	24
3.4.3.1. Mudanças microestruturais durante o recozimento.....	25
3.4.3.2. A origem da textura de recristalização.....	28
Capítulo 4. Procedimento experimental.....	30
Capítulo 5. Resultados e discussões.....	33
5.1. Temperaturas de Transformação de fases.....	33
5.2. Evolução do tamanho de grão ferrítico.....	33
5.3. Texturas das bobinas a quente ou amostras laminadas.....	39
Capítulo 6. Conclusões.....	69
Referências Bibliográficas	70

RESUMO

Os aços ao silício de grão não orientado (GNO) destinam-se a uma grande gama de aplicações que abrange desde pequenas máquinas elétricas, onde alta permeabilidade é mais importante, até grandes máquinas onde o que mais importa é baixa perda magnética. As propriedades magnéticas são determinadas em grande parte pela textura de recristalização final desenvolvida, que por sua vez tem ligação com a textura desenvolvida nos estágios intermediários de produção dos aços GNO e, em especial, com a estrutura de grãos e textura da bobina a quente, oriunda do processo de laminação a quente. Neste trabalho, foi estudada a influência da temperatura de laminação de acabamento sobre a evolução da estrutura e da textura de um aço GNO com 160ppm de C e 1,3% em peso de Si. A evolução da estrutura de grãos ferríticos com a temperatura de laminação de acabamento mostra que o tamanho médio do grão diminui com a redução da temperatura de laminação no campo austenítico e aumenta com a diminuição da temperatura de laminação no campo bifásico, atingindo um valor de $97\mu\text{m}$ quando a laminação ocorre a 800°C , no campo ferrítico. Durante a laminação no campo austenítico, a textura de transformação da austenita recristalizada apresenta-se com alta fração da componente aleatória. Na laminação no campo bifásico e ferrítico, a textura de transformação e deformação é predominantemente fibra α , com as componentes (001)[110], (114)[110] e (113)[110] tendo altos valores de densidades de orientação. Observa-se um tendência das componentes (001)[110], (114)[110] e (113)[110] da fibra α aumentarem suas densidades de orientação com a diminuição da temperatura de laminação de acabamento. Pode-se inferir que a laminação no campo austenítico, a temperaturas mais altas, atende aos requisitos de processamento termomecânico e textura que resultarão em propriedades magnéticas mais adequadas ao aço GNO.

ABSTRACT

Silicon steels with non-oriented grain are used in a wide variety of applications, from small electrical machines, where high permeability is important, to large machines, where a low magnetic loss is the most important factor. The magnetic properties are determined, in large extent, by the final recrystallization texture produced, which is connected to the texture developed during the intermediate production stages of the GNO steels and, specially, to the grain structure and texture of the hot-rolled steel. This work studied the influence of the finishing rolling temperature on the evolution of the structure and of the texture of a non-oriented grain steel with 160ppm of carbon and 1.3wt% of silicon. The evolution of the ferritic grain structure with the finishing rolling temperature shows that the average grain size decreases with the decrease of the rolling temperature in the austenitic field and increases with the decrease of the rolling temperature in the dual phase field, reaching 97 μ m for the rolling at 800°C, in the ferritic field. During hot rolling in the austenitic field, the transformation texture of the recrystallized austenite presents a high fraction of the random component. In the dual phase and the ferritic fields rolling, the transformation and deformation texture is predominantly α fiber, with high values for the orientation densities of the components (001)[110], (114)[110] and (113)[110]. It was observed a tendency of the components (001)[110], (114)[110] and (113)[110] of the α fibers, to have their orientation densities increased when the finishing rolling temperature is reduced. One can conclude that the rolling in the austenitic field, at higher temperatures, provides the needs of the thermomechanical process and of texture, which will lead to a non-oriented grain steel with better magnetic properties.

LISTA DE FIGURAS

Figura 3.1- Curva de magnetização do ferro em 3 direções distintas de um monocristal (McCurrie, 1994).....	7
Figura 3.2- Efeito do tamanho de grão nas perdas magnéticas totais (P_t), perdas histeréticas (P_h), perdas clássicas ou devidas às correntes parasitas (P_{oc}) e perdas anômalas [$P_a = P_t - (P_h + P_{oc})$] de um aço com 2%Si (Cunha, 2001b).....	9
Figura 3.3- Diagrama de fase Fe-Si. a) Região rica em Fe no diagrama Fe-Si. b) Efeito da adição de 0,07%C nesta região do diagrama (Landgraf, 2001).....	10
Figura 3.4 - Definição dos ângulos de Euler (φ_1 , ϕ , φ_2) conforme notação de Bunge (Bunge, 1969), com a indicação das direções: DL = direção de laminação, DN = direção normal e DT = direção transversal.....	12
Figura 3.5- Exemplo da determinação da textura cristalográfica em aço ferrítico....	14
Figura 3.6 - a) Seção ODF para $\varphi_2=45^\circ$ (notação de Bunge) e b) figura de pólo (110), obtidas em aço 0,4%Si e 0,3%Al antes da laminação a frio (Kestens, 1996).....	14
Figura 3.7 - Diagrama esquemático ilustrando os estágios do processo de laminação controlada e as mudanças na microestrutura em cada estágio (Palumbo, 1998).....	19
Figura 3.8 - Diagrama esquemático mostrando o efeito de diversas variáveis de processamento na textura de aços baixo carbono, segundo (Ray, 1994).....	20
Figura 3.9 - Nucleação da recristalização observada por microscopia eletrônica de varredura com imagem de elétrons retroespalhados em amostras de Ta deformadas por forjamento rotativo, até uma redução em área de 94% e recozida a 1000°C por 15min (Lima, 2001).....	27
Figura 4.1. Esquema do processamento termomecânico das bobinas laminadas a quente.....	31

Figura 5.1. Curva dilatométrica mostrando a variação da dilatação térmica linear da amostra no aquecimento, em mV, em função da temperatura. Estão indicadas as temperaturas Ac3 e Ac1.....	34
Figura 5.2 Curva dilatométrica mostrando a variação da dilatação térmica linear da amostra no resfriamento, em mV, em função da temperatura. Estão indicadas as temperaturas Ar3 e Ar1.....	34
Figura 5.3– Fotomicrografias óticas (200X) das amostras (seção transversal): a) esboço; b) A1, laminada a 1120°C; c) A2, laminada a 1080°C; d) A3, laminada a 1040°C; e) A4, laminada a 1000°C; e) A5, laminada a 960°C.....	35
Figura 5.4– Fotomicrografias óticas (100X) da amostra A6, laminada a 920°C, a) seção transversal e b) seção longitudinal; da amostra A7, laminada a 880°C, c) seção transversal e d) seção longitudinal; da amostra A8, laminada a 840°C, e) seção transversal e f) seção longitudinal.....	36
Figura 5.5 – Fotomicrografias óticas (100X) da amostra A9, laminada a 800°C, a) seção transversal e b) seção longitudinal.....	37
Figura 5.6. Tamanho médio do grão ferrítico como uma função da temperatura de laminação de acabamento.....	38
Figura 5.7 – Figuras de pólos da amostra A1, para a temperatura final de laminação de 1120°C.....	40
Figura 5.8 – Seções ODF para a) $\varphi_2=0^\circ$ e b) $\varphi_2=45^\circ$, notação de Bunge, da amostra A1, para a temperatura final de laminação de 1120°C.....	41
Figura 5.9– Figuras de pólos da amostra A2, para a temperatura final de laminação de 1080°C.....	42
Figura 5.10 – Seções ODF para a) $\varphi_2=0^\circ$ e b) $\varphi_2=45^\circ$, notação de Bunge, da amostra A2, para a temperatura final de laminação de 1080°C.....	43
Figura 5.11 – Figuras de pólos da amostra A3, para a temperatura final de laminação de 1040°C.....	44
Figura 5.12 – Seções ODF para a) $\varphi_2=0^\circ$ e b) $\varphi_2=45^\circ$, notação de Bunge, da amostra A3, para a temperatura final de laminação de 1040°C.....	45

Figura 5.13 – Figuras de pólos da amostra A4, para a temperatura final de laminação de 1000°C.....	46
Figura 5.14 – Seções ODF para a) $\varphi_2=0^\circ$ e b) $\varphi_2=45^\circ$, notação de Bunge, da amostra A4, para a temperatura final de laminação de 1000°C.....	47
Figura 5.15 – Figuras de pólos da amostra A5, para a temperatura final de laminação de 960°C.....	48
Figura 5.16 – Seções ODF para a) $\varphi_2=0^\circ$ e b) $\varphi_2=45^\circ$, notação de Bunge, da amostra A5, para a temperatura final de laminação de 960°C.....	49
Figura 5.17 – Figuras de pólos da amostra A6, para a temperatura final de laminação de 920°C.....	50
Figura 5.18 – Seções ODF para a) $\varphi_2=0^\circ$ e b) $\varphi_2=45^\circ$, notação de Bunge, da amostra A6, para a temperatura final de laminação de 920°C.....	51
Figura 5.19 – Figuras de pólos da amostra A7, para a temperatura final de laminação de 880°C.....	52
Figura 5.20 – Seções ODF para a) $\varphi_2=0^\circ$ e b) $\varphi_2=45^\circ$, notação de Bunge, da amostra A7, para a temperatura final de laminação de 880°C.....	53
Figura 5.21 – Figuras de pólos da amostra A8, para a temperatura final de laminação de 840°C.....	54
Figura 5.22 – Seções ODF para a) $\varphi_2=0^\circ$ e b) $\varphi_2=45^\circ$, notação de Bunge, da amostra A8, para a temperatura final de laminação de 840°C.....	55
Figura 5.23 – Figuras de pólos da amostra A9, para a temperatura final de laminação de 800°C.....	56
Figura 5.24 – Seções ODF para a) $\varphi_2=0^\circ$ e b) $\varphi_2=45^\circ$, notação de Bunge, da amostra A9, para a temperatura final de laminação de 800°C.....	57
Figura 5.25 – Seções ODF para a) $\varphi_2=0^\circ$ e b) $\varphi_2=45^\circ$, notação de Bunge, da superfície original da amostra esboço.....	58
Figura 5.26– Seções ODF para a) $\varphi_2=0^\circ$ e b) $\varphi_2=45^\circ$, notação de Bunge, da superfície da amostra esboço retificada a 3/4 da espessura original.....	59

Figura 5.27 – Seções ODF para a) $\varphi_2=0^\circ$ e b) $\varphi_2=45^\circ$, notação de Bunge, da superfície da amostra esboço retificada até a metade da espessura original.....	60
Figura 5.28 – Seções do espaço de Euler, para $\varphi_2=0^\circ$ e $\varphi_2=45^\circ$, mostrando as principais componentes de textura e fibras da estrutura cúbica de corpo centrado (ccc).....	61
Figura 5.29– Variação da densidade de orientação ao longo da fibra α , direção $\langle 110 \rangle$ paralela à direção de laminação, DL, das amostras laminadas a diferentes temperaturas.....	62
Figura 5.30 – Variação da densidade de orientação ao longo da fibra γ , direção $\langle 111 \rangle$ paralela à direção normal de laminação, DN, das amostras laminadas a diferentes temperaturas.....	63
Figura 5.31 – Variação da densidade de orientação ao longo da fibra α , componentes (001)[110], (114)[110] e (113)[110], em função da temperatura de laminação de acabamento.....	66

LISTA DE TABELAS

Tabela III.1- Relação de Orientação entre as fases γ (cfc) e α (ccc).....	22
Tabela V.1 - Os valores das densidades de orientação para as três componentes da fibra α para amostras laminadas no campo austenítico.....	64
Tabela V.2 - Os valores das densidades de orientação para as três componentes da fibra α para amostras laminadas no campo bifásico.....	65

Capítulo 1. INTRODUÇÃO

Os aços ao silício de grão não orientado (GNO) (fazem parte dos aços elétricos) destinam-se a uma grande gama de aplicações que abrange desde pequenas máquinas elétricas, onde alta permeabilidade é mais importante, até grandes máquinas onde o que mais importa é baixa perda magnética. Para atender essa diversidade de aplicações os aços GNO são produzidos num grande número de classes com características magnéticas próprias (Cunha, et al., 2001a).

O cristal de Fe-Si apresenta a direção cristalográfica [001] como a de mais fácil magnetização e a direção [111] como a de maior dificuldade de magnetização (Cullity, 1959), caracterizando a importância da orientação cristalográfica (ou da textura resultante) nas propriedades físicas dos aços elétricos.

As propriedades magnéticas são determinadas em grande parte pela textura de recristalização final desenvolvida, que por sua vez tem ligação com a textura desenvolvida nos estágios intermediários de produção dos aços GNO (Cunha, 2002). A estrutura de grãos e textura de partida para a redução a frio é aquela da bobina a quente, oriunda do processo de laminação a quente. Como a laminação a quente de acabamento em temperaturas variadas pode levar a laminação em fases diferentes (num aço que apresente transformação de fases), é possível alterar a estrutura de grãos e textura da bobina laminada a quente (BQ) e buscar a estrutura e textura ótima nesta etapa que vai gerar a textura final mais favorável em termos de propriedades magnéticas, pois, a textura da recristalização parece carregar uma herança da textura do material no estado anterior a laminação a frio, ou seja, a textura da bobina laminada a quente.

Poucos trabalhos abordaram o estudo da influência da textura da bobina laminada a quente (BQ) sobre a textura final do aço (Campos, 2000 e Kestens, 1996). Além disso, existem grandes diferenças de processamento associadas à variação da temperatura ao longo do processo, devido ao emprego de equipamentos diferentes. O mais comum é o uso de trens de laminação, como no caso da CSN e Usiminas, enquanto a Acesita dispõe de um laminador reversível com reaquecimento nos dois lados do laminador (Steckel). Outra fonte de variação do processo está associada aos variados teores de silício (de zero

a 3,5%) e carbono (de 0,005 a 0,08%), que afetam as fases em equilíbrio. A maior parte das atenções da literatura costuma se voltar ao controle das temperaturas de reaquecimento das placas, do final de laminação e da temperatura de bobinamento, com o objetivo de controlar o tamanho de grão.

Capítulo 2. OBJETIVOS

Neste trabalho, foi desenvolvida uma análise da influência da temperatura de laminação de acabamento, nas regiões austenítica, bifásica (austenita + ferrita) e ferrítica, sobre a evolução da estrutura de grãos e da textura das bobinas de um aço GNO com 1,3%Si e 160ppm de C, utilizando a microscopia ótica para a avaliação do tamanho de grão e a técnica de raios X para a análise de textura, com a construção das funções de distribuições de orientações (ODF).

Capítulo 3. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

3.1. Textura

Agregados policristalinos isentos de orientação preferencial são raramente encontrados tanto entre os materiais naturais como entre os materiais processados industrialmente. Rochas e minerais cristalinos freqüentemente desenvolvem textura durante sua solidificação ou durante suas metamorfoses. Fibras naturais e artificiais apresentam orientação de suas cadeias moleculares durante o crescimento ou manufatura.

Consideradas de modo global, as orientações de todos os grãos podem estar concentradas, em maior ou menor escala, *ao redor* de alguma ou de *algumas orientações particulares*. Nesta última condição, o agregado policristalino apresenta orientação preferencial ou *textura cristalográfica*. Assim, a *textura* pode ser genericamente definida como uma condição na qual a distribuição de orientações dos grãos de um policristal não é aleatória. Algumas vezes utiliza-se a expressão *textura aleatória* para significar ausência de orientação preferencial cristalográfica.

Em geral, diz-se que a textura é formada por *componentes*. Uma *componente* é representada por uma orientação cristalina ideal próxima da qual as orientações de um razoável volume do material (número de grãos) se agrupam.

A compreensão da cristalografia de um material é fundamental para a completa caracterização de sua microestrutura e a partir deste conhecimento, pode-se fazer a conexão com as propriedades físicas do material.

A textura pode se desenvolver em um metal ou liga durante uma ou mais operações de processamento, tais como fundição, conformação mecânica e recozimento. É importante destacar que a textura não se refere à forma dos grãos, mas sim à forma como a rede cristalina desses grãos é arranjada espacialmente. A presença ou ausência de textura não pode ser inferida a partir da forma dos grãos. Por exemplo, grãos alongados (não equiaxiais) não indicam necessariamente presença de textura cristalográfica. Um

processo que introduz textura em um material pode ou não levar à existência de grãos alongados (não equiaxiais) (Lima, 2001).

Há vários métodos de representar a textura de um material policristalino. Para todos eles, é preciso que as orientações cristalinas presentes no material sejam determinadas de algum modo. Tradicionalmente, tem-se usado a difração de raios-X, por meio da qual medem-se as frações volumétricas de material associadas a uma dada orientação cristalina, a partir da intensidade que difratam. Num policristal, milhares de grãos são analisados simultaneamente, por esta técnica.

Recentemente, o uso do EBSD (“Electron Back- Scattering Diffraction”) associado à microscopia eletrônica de varredura (MEV) permitiu a determinação da orientação individual de cada grão, de modo muito rápido.

No caso de tratar-se de uma chapa laminada, a componente é referida pelo plano cristalino $\{hkl\}$ que é paralelo ao plano da chapa e pela direção $\langle uvw \rangle$, pertencente ao plano $\{hkl\}$, que é paralela à direção de laminação (DL). Isto fixa a posição do cristal em relação aos eixos DL (direção de laminação), DT (direção transversal), DN (direção normal) da chapa.

3.2. Aços GNO

Aços para fins eletromagnéticos ou aços elétricos são materiais de grande relevância para a indústria mundial. No Brasil em 1999 foram consumidas cerca de 300.000t de aços elétricos (Landgraf, 2000). São utilizados principalmente em motores elétricos e transformadores. O rendimento energético dessas máquinas elétricas depende da permeabilidade e das "perdas magnéticas" devido à dissipação de energia associada à excitação em corrente alternada.

A Acesita fabrica dois tipos de aços ao silício: o GO (grão orientado), usado em transformadores de potência e de distribuição de energia elétrica e o GNO (grão não orientado), aplicado principalmente em geradores de usinas hidrelétricas, motores elétricos, reatores de lâmpadas fluorescentes e compressores herméticos para geladeiras, freezers e ar-condicionado. O aço ao silício possui excelentes propriedades magnéticas,

o que permite a fabricação de equipamentos com maior rendimento e menor consumo de energia.

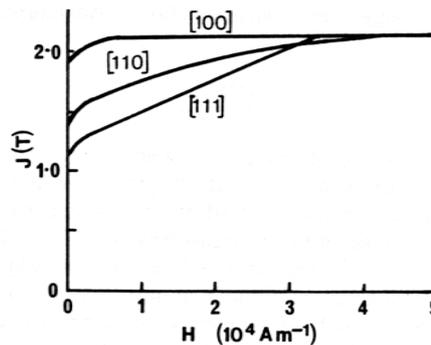
A principal diferença entre os aços GO (grão orientado) e GNO está na estrutura cristalográfica de ambos. O aço ao silício GO apresenta uma textura pronunciada, chamada textura de Goss, cujos cristais apresentam a direção de mais fácil magnetização (direção [001] - aresta do cubo) paralela à direção de laminação e o plano diagonal do cubo (110) paralelo ao plano da chapa. Esta característica do GO lhe confere excelentes propriedades magnéticas na direção de laminação da chapa e o torna adequado para uso em núcleos estáticos onde o fluxo magnético coincide com a direção de laminação, como no caso dos transformadores. O GNO não apresenta uma textura pronunciada e apresenta valores de propriedades magnéticas parecidos em todas as direções do plano da chapa, o que o faz adequado para uso em máquinas onde o fluxo magnético muda de direção, tais como motores elétricos e geradores de energia.

A textura dos aços elétricos afeta o seu desempenho em equipamentos, devido à forte anisotropia de propriedades magnéticas. É muito mais fácil magnetizar o ferro na direção $\langle 100 \rangle$ do que em qualquer outra direção, pois o eixo de magnetização espontânea nos cristais de Fe- α é o $\langle 001 \rangle$. A pior direção para a magnetização é a $\langle 111 \rangle$. A Figura 3.1 mostra curvas de magnetização para as direções $\langle 100 \rangle$, $\langle 110 \rangle$ e $\langle 111 \rangle$ (McCurrie, 1994).

O uso de "aços elétricos de grão não-orientado" nos motores elétricos resulta do fato de que o campo magnético é aplicado paralelamente à superfície da chapa, mas mudando continuamente de direção e sentido, isto exigiria uma anisotropia planar, a que o GNO de todo modo não tem pois este apresenta certa textura

De acordo com a anisotropia de propriedades magnéticas em função das diferentes direções cristalográficas, sabe-se qual seria a textura teórica ideal para este tipo de aplicação. O ideal seria dispor de materiais com textura do tipo $\{100\}\langle 0vw \rangle$, ou seja, todos os grãos com planos $\{100\}$ paralelos à superfície da chapa e direções $\langle 100 \rangle$ presentes em todas as direções no plano da chapa. Essa orientação também é conhecida como fibra $\langle 100 \rangle$ paralela à direção normal da chapa. Entretanto, os aços hoje disponíveis não têm essa textura, pois ainda não foi descoberto um processo comercial

que produza a textura ideal. Muitas vezes observam-se aços elétricos de grão não-orientado (Campos, 1997) com um componente Goss (Goss, 1934) pronunciado (110)[001], pois essa orientação tem pelo menos uma direção de fácil magnetização paralela à superfície da lâmina.



Onde: H – Intensidade do Campo magnético e J – Campo magnético

Figura 3.1- Curva de magnetização em 3 direções distintas de um monocristal do ferro (McCurrie, 1994).

Existem duas classes de aços elétricos de grão não-orientado: os semiprocessados e os aços totalmente processados. Os aços de grão não-orientado totalmente processados têm sua textura final desenvolvida na própria usina siderúrgica, que entrega o material na condição recozida. Os aços semiprocessados são fornecidos com um pequeno encruamento, suficiente para que o recozimento final (feito após o puncionamento do formato final da lâmina pelo usuário final) leve a um tamanho de grão da ordem de 100-150µm. A textura final é produzida durante o recozimento final. Outros fenômenos ocorrem durante o recozimento final, como a descarbonetação e a eliminação de tensões residuais (Campos, 2000).

Para atender a diferentes demandas de qualidade e custo, os aços elétricos são produzidos numa gama de composições químicas que os diferencia dos demais aços, até mesmo dentre as diferentes classes de aços elétricos. Seu teor de carbono final tem de ser abaixo de 0,003%, mas podem ser produzidos com carbono em torno de 0,06%, se for descarbonetado no recozimento final realizado após o corte final das lâminas. A

tendência atual é produzi-los com carbono abaixo de 0,003%. A classe de menor custo tem silício na faixa dos milésimos e alumínio da ordem de 0,04%. O efeito benéfico da adição de silício e alumínio - aumentar a resistividade elétrica - faz com que esses elementos sejam usados em até 3,5 e 0,5%, respectivamente, mas com sensível aumento de custo. Essa gama de composições químicas faz com que existam importantes diferenças quanto ao efeito do processamento na textura final. Cunha (Cunha, 2000) confirmou os resultados de Shimanaka (Shimanaka, 1981) de que o aumento do alumínio para teores da ordem de 1% praticamente eliminou a fibra gama e fortaleceu componentes próximos à fibra cúbica de aços com 3%Si.

O tamanho de grão ferrítico tem um efeito muito forte nas perdas magnéticas. Quanto maior o tamanho de grão, menor a parcela histerética das perdas, mas cresce a parcela chamada "anômala", fazendo com que exista um tamanho de grão ótimo, entre 100 e 150 μ m (Shimanaka, 1982). A figura 3.2 exemplifica esse comportamento, mostrando a variação das perdas magnéticas medidas a 1,5T e 60 Hz.

As impurezas que formam inclusões de nitretos, sulfetos e óxidos, além de seu efeito deletério direto nas propriedades magnéticas, afetam-nas também indiretamente através de seu efeito no tamanho de grão e na textura.

A temperatura final de laminação a quente, ou seja, a temperatura de acabamento, pode ser escolhida para ocorrer no campo austenítico, no campo bifásico e no campo ferrítico, dependendo da composição química do aço, como mostra a figura 3.3. Por exemplo, um aço com 1,3%Si, cujo Ar1 é 930°C, quando terminada a laminação a 910°C mostra grãos de ferrita deformada, e o encruamento cresce significativamente quando a temperatura está abaixo de 750°C. Quando a laminação é concluída no campo austenítico, o material fica tipicamente com fraca fibra gama, fracos componentes {110}<110> e Goss e intensidade moderada de fibra alfa (Landgraf, 2001).

O objetivo da adição de Si nas ligas de Fe-Si é aumentar a sua resistividade e, conseqüentemente, minimizar as correntes parasitas e a perdas de energia por efeito Joule. O aumento na quantidade de Si aumenta a resistividade das ligas de Fe-Si de forma linear e diminui a magnetização de saturação das ligas de Fe-Si (McCurie, 1994).

Normalmente, as etapas de processamento termomecânico dos aços GNO envolvem:

- laminação de desbaste;
- laminação de acabamento;
- recozimento inicial;
- laminação a frio (em uma ou duas etapas);
- recozimento final.

A laminação de desbaste tem o objetivo reduzir a espessura do material, que parte de uma placa com espessura de aproximadamente 200 mm e produz uma chapa aproximadamente 15mm de espessura. Na laminação de acabamento (laminador Steckel, no caso da Acesita), reduz-se a espessura da tira para aproximadamente 2mm, que é resfriada e bobinada entre 500 e 550°C. A etapa de recozimento inicial é feita com o objetivo de amaciar (promover uma normalização através de equalização estrutural ao longo da bobina) a tira para posterior laminação a frio, que reduzirá a espessura da tira para valores de 0,5mm. O estágio final é o recozimento, onde ocorrerá a recristalização e o crescimento de grão.

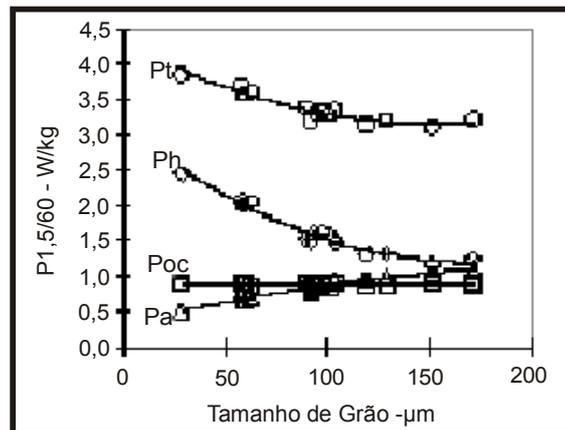


Figura 3.2- Efeito do tamanho de grão nas perdas magnéticas totais (Pt), perdas histeréticas (Ph), perdas clássicas ou devidas às correntes parasitas (Poc) e perdas anômalas [$P_a = P_t - (Ph + P_{oc})$] de um aço com 2%Si (Cunha, 2001b).

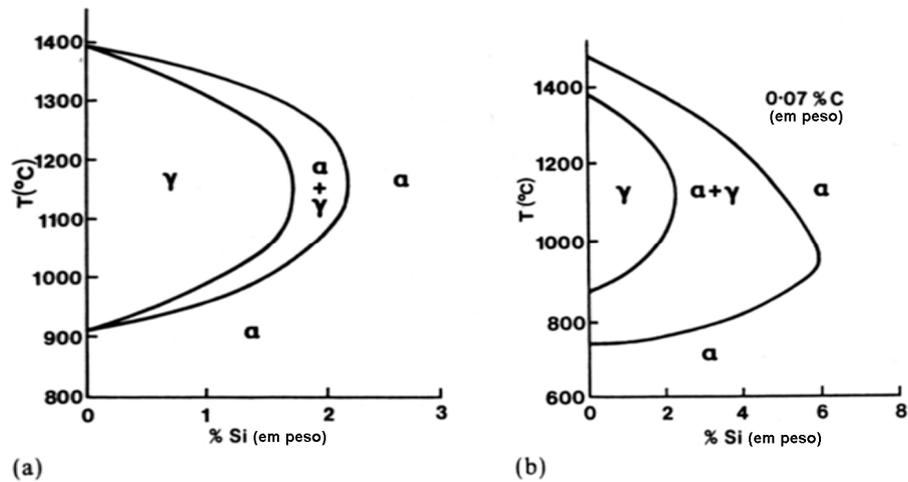


Figura 3.3- Diagrama de fase Fe-Si. a) Região rica em Fe no diagrama Fe-Si. b) Efeito da adição de 0,07%C nesta região do diagrama (Landgraf, 2001).

3.3. Técnicas de análise de textura e métodos de representação

Há vários métodos de representar a textura de um material. Para todos eles, é preciso que as orientações cristalinas presentes sejam identificadas de algum modo. Tradicionalmente, tem-se usado a difração de raios-X, por meio da qual medem-se as frações volumétricas de material associadas a uma dada orientação cristalina, a partir da intensidade que difratam. Num policristal, milhares de grãos são analisados simultaneamente, por esta técnica.

Recentemente, o uso do EBSD (“Electron Back-Scatter Diffraction”) associado à microscopia eletrônica de varredura (MEV) permitiu a determinação da orientação individual de cada grão, de modo muito rápido. A quantidade de grãos com uma dada orientação existente no policristal é, assim, levantada diretamente, por um processo automatizado (Pinto, 2001).

3.3.1. Técnica de raios X

Esta técnica é utilizada para se determinar o grau e a distribuição da orientação dos cristais em materiais policristalinos. Em geral, qualquer processo termomecânico leva a uma preferência orientacional dos cristais (celas ou células unitárias ou ainda monocristais) no material. Visto que diversas propriedades dos materiais tais como condutividade elétrica e térmica, dilatação, magnetismo, relação tensão-deformação, dentre outras, dependem de uma particular direção cristalográfica, essa análise torna-se crucial para projetos que produzem materiais no estado conformado.

Esta técnica parte do conhecimento detalhado das fases cristalinas presentes e baseia-se na avaliação da intensidade difratada por determinados planos em função da orientação macroscópica da amostra, ou seja, é realizada uma varredura em que se fixa os planos cristalinos que se deseja observar e movimentam-se a amostra de forma a obter a distribuição de intensidades num espaço tridimensional através do seu posicionamento em função da inclinação e do azimute. Esse conjunto de dados assim determinado é comumente denominado de **figuras de pólo** do plano que se analisou.

A descrição da textura com o auxílio de figuras de pólo diretas é muito útil, mas as informações que elas contêm são incompletas e semiquantitativas, já que representam apenas os planos $\{hkl\}$ difratados pelo material. Uma descrição mais completa da textura deve incluir informação sobre a distribuição das orientações dos cristais dadas por um plano e uma direção: $\{hkl\}\langle uvw \rangle$, e a fração volumétrica de cada orientação presente. Isto pode ser obtido com o auxílio da Função de Distribuição de Orientações Cristalinas (FDOC ou ODF).

A ODF especifica a frequência de ocorrência de (ou probabilidade de encontrar) determinadas orientações $\{hkl\}\langle uvw \rangle$ em uma amostra do material. Esta probabilidade, numa amostra sem textura, é igual à *unidade*. Na ODF, a orientação de um cristal é definida por três ângulos de Euler, os quais constituem três rotações consecutivas que, aplicadas aos eixos [100], [010] e [001] da célula cristalina do cristal, tornam os mesmos coincidentes com os eixos DL (direção de laminação), DT (direção transversal) e DN (direção normal), respectivamente, da chapa ou amostra do material. A notação mais

usada para os ângulos de Euler foi proposta por Bunge (Bunge, 1969), utilizando os ângulos φ_1 , ϕ e φ_2 , mostrados na figura 3.4.

Esse tipo de função, além da orientação propriamente dita, tem condições de prever inúmeras propriedades físicas do material sem a necessidade de determinação "in situ" (Viana, 2001b; Lima, 2001).

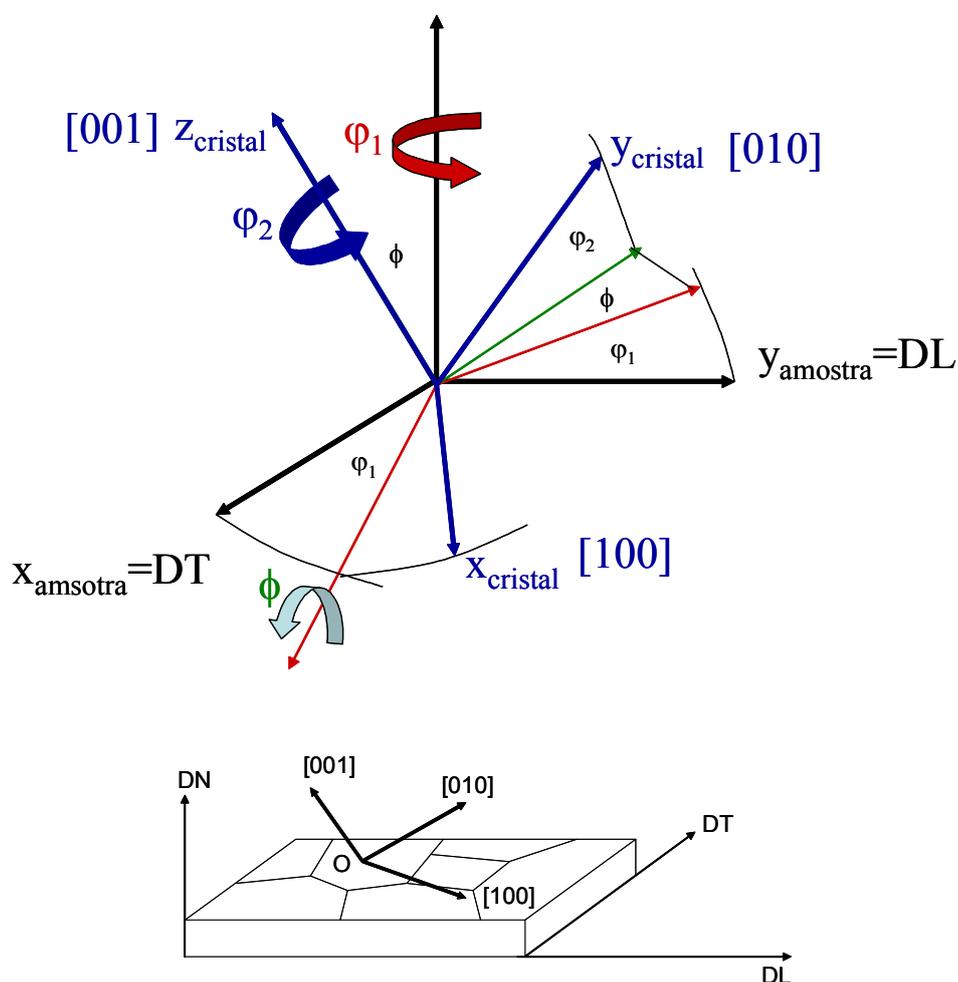


Figura 3.4 - Definição dos ângulos de Euler (φ_1 , ϕ , φ_2) conforme notação de Bunge (Bunge, 1969), com a indicação das direções: DL = direção de laminação, DN = direção normal e DT = direção transversal.

A figura 3.5 exemplifica essa técnica utilizada na determinação da textura cristalográfica em aço ferrítico. São apresentadas 3 figuras de pólo experimentais e a ODF resultante (canto inferior direito). Na ODF são mostradas duas regiões de máximo: a primeira correspondendo a orientação ideal mais próxima em $(558)[401]$ e a segunda em $(665)[\bar{2}\bar{3}6]$.

Poucos e variados dados são encontrados na literatura sobre a textura dos materiais antes da laminação a frio, ou seja, a textura da bobina a quente (BQ). Kestens (Kestens, 1996) mostrou que uma BQ comercial belga tem um componente $\{100\}\langle 011\rangle$ muito forte (25 vezes o aleatório) em um aço 0,4 % Si e 0,3% Al, conforme mostra a figura 3.6, podendo haver considerável variação na textura ao longo da espessura da bobina laminada a quente.

3.3.2. A Técnica de EBSD

A técnica de difração de elétrons retroespalhados (EBSD – “Electron Back Scatter Diffraction”) acoplada a um microscópio eletrônico de varredura (MEV) permite conhecer a rede cristalina e determinar a orientação de domínios cristalinos com resolução espacial de até 50 nm. Pode-se, assim, conhecer a “microtextura”, população de orientações individuais relacionadas a detalhes da microestrutura, e a “mesotextura”, textura entre grãos ou geometria do contorno de grão (Pinto, 2001).

Comumente, depois de realizada a varredura por EBSD em uma amostra, a primeira forma de análise dos dados é a representação da textura obtida naquela região. Tal costume deve-se, provavelmente, à tradição dos estudos de textura em ciência dos materiais e à naturalidade com que gráficos antes construídos a partir de dados obtidos por difração de raios-X podem agora ser obtidos no MEV. Contudo, é importante notar que se tratam de duas técnicas totalmente distintas e que podem levar a resultados contraditórios para uma mesma amostra.

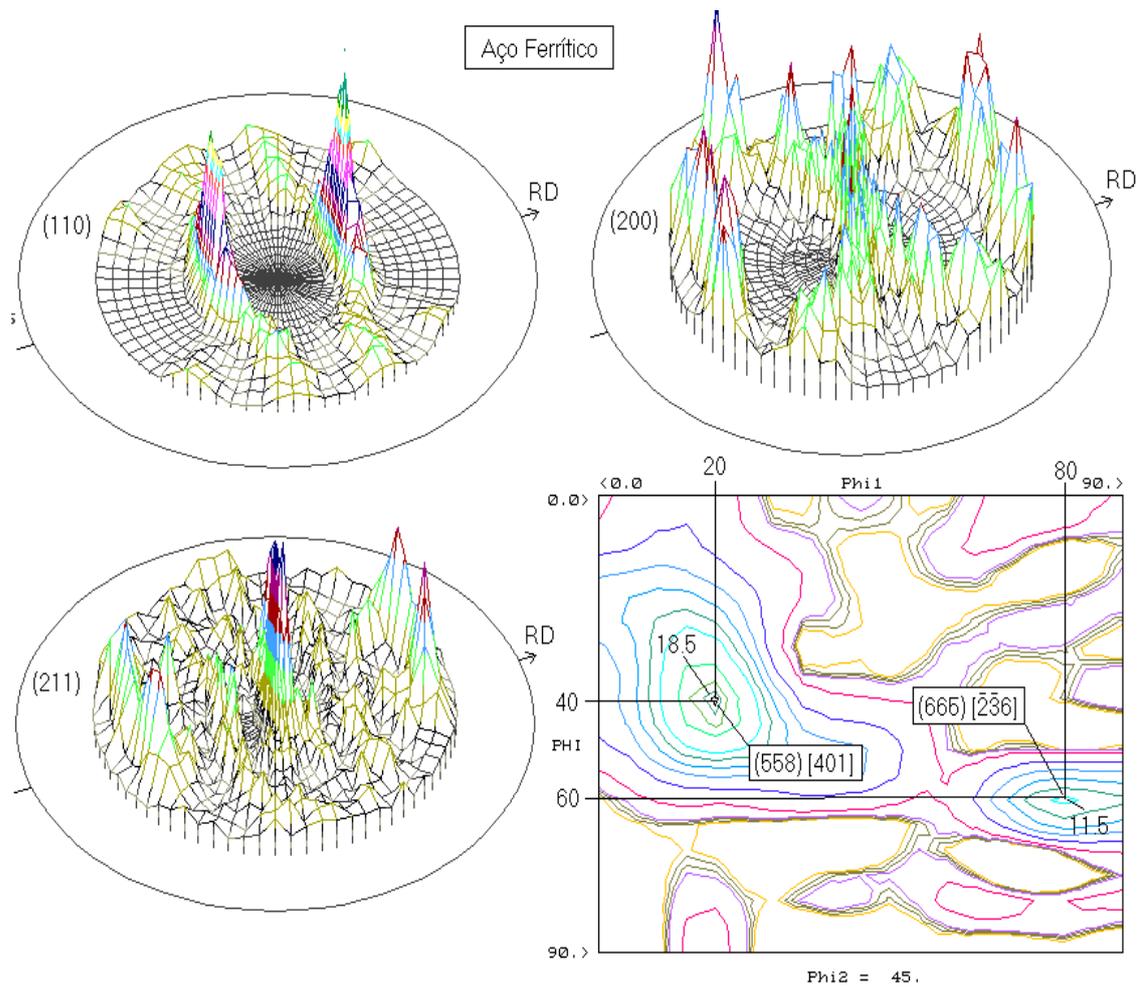


Figura 3.5- Exemplo da determinação da textura cristalográfica em aço ferrítico.

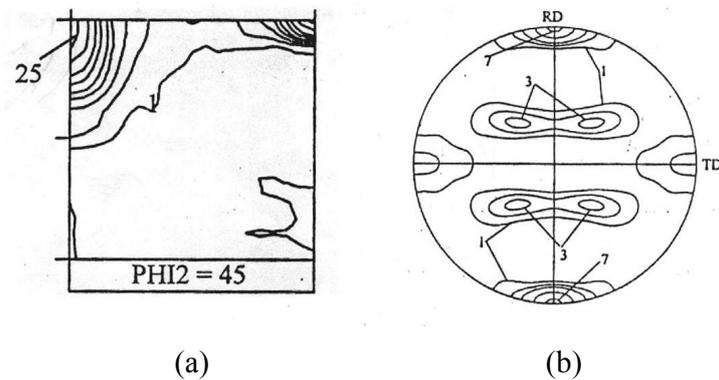


Figura 3.6 - a) Seção ODF para $\phi_2=45^\circ$ (notação de Bunge) e b) figura de pólo (110), obtidas em aço 0,4%Si e 0,3%Al antes da laminação a frio (Kestens, 1996).

A primeira diferença refere-se à própria forma de coleta dos dados, enquanto a difração de raios-X é uma técnica de medida que avalia a média das orientações sobre um volume considerável de material, EBSD é uma técnica de medida pontual da orientação. Assim, decorre que as texturas avaliadas pelas duas técnicas somente coincidirão se a região analisada por EBSD for verdadeiramente representativa da textura encontrada no volume da amostra. Alguns estudos (Engler, 1999) indicam que no caso da presença de componentes fortes de textura (>100 vezes a intensidade de um material randômico), a análise de uma região com mais de 70 grãos já é suficiente para tornar os resultados comparáveis; já no caso da presença de componentes fracas de textura (<10 vezes a intensidade de um material randômico), necessita-se de pelo menos 250 grãos para tornar os resultados comparáveis. Por outro lado, ao se utilizar técnicas de difração de raios-X, a medição não pode ser realizada em todo o espaço de orientação. Logo, é necessária a introdução de funções que façam uso da simetria cristalina e da medição em vários planos cristalinos, de modo a completar o espaço de orientações quando houver convergência numérica das funções ajustadas sobre o espaço efetivamente medido.

Com a técnica de EBSD tornou-se possível estudar os contornos de grão, onde não só a morfologia e as dimensões são caracterizadas, mas também a sua cristalografia, permitindo o estudo de grandes regiões do material com rapidez, dando origem a dados com significância estatística.

Concluindo, a técnica de EBSD proporciona uma forma única de análise da microestrutura de materiais cristalinos. Muito mais do que uma forma alternativa para conhecer a textura cristalográfica dos materiais, o EBSD permite a uma ferramenta versátil como o MEV penetrar no domínio intragranular da amostra, revelando a natureza cristalográfica das estruturas de deformação e interfaces. Sua disponibilização cada vez mais ampla tem aberto novos campos de estudo, como a engenharia de contorno de grão (Pinto, 2001).

3.4. Tipos de textura

A orientação preferencial pode ser introduzida no material por diversos modos: por deformação plástica a quente ou a frio, por transformações de fases e por recristalização.

3.4.1. Texturas de deformação

A grande maioria dos materiais policristalinos existentes tem grãos com tamanho médio na faixa de $10\mu\text{m}$ a 1mm . Os materiais processados termomecanicamente apresentam tamanhos de grão em uma faixa ainda mais estreita: 10 a $100\mu\text{m}$. Cada grão em um agregado policristalino tem orientação cristalográfica diferente da dos seus vizinhos e as diferenças de orientação são habitualmente da ordem de dezenas de graus. Consideradas de modo global, as orientações de todos os grãos podem estar concentradas, em maior ou menor escala, ao redor de alguma ou de algumas orientações particulares.

No caso de tratar-se de uma chapa laminada, a componente é representada pelo plano cristalino $\{hkl\}$, que é paralelo ao plano da chapa, e pela direção $\langle uvw \rangle$, pertencente ao plano $\{hkl\}$, que é paralela à direção de laminação (DL). Isto fixa a posição do cristal em relação aos eixos DL (direção de laminação), DT (direção transversal) e DN (direção normal) da chapa. Na figura 3.6, por exemplo, a componente ali representada é a de cubo girado, $\{001\}\langle 110 \rangle$ (Viana, 2001a).

Basicamente, a laminação de chapas de aço elétricos resulta em bobinas com texturas que apresentam suas orientações principais localizadas em duas fibras: $\{hkl\}\langle 110 \rangle$ e $\{111\}\langle uvw \rangle$. A primeira é chamada de fibra DL ou α , por ter várias orientações com as direções $\langle 110 \rangle$ paralelas a DL e são observadas na seção $\varphi_2=45^\circ\text{C}$ e $\varphi_1=0^\circ\text{C}$. A segunda é chamada de fibra DN ou fibra γ , por ter várias componentes com as normais aos planos $\{111\}$ paralelas a DN e são observadas na seção $\varphi_2=45^\circ\text{C}$ e $\phi=55^\circ$ (Ray, 1994). Para aços elétricos laminados, normalmente representa-se a seções ODF para $\varphi_2=45^\circ$, a qual contém todas as orientações importantes do sistema cúbico, ou

seja, as fibras α e γ .

As texturas de laminação a frio de materiais CFC apresentam suas componentes principais ao longo de um tubo de orientações que se estende da orientação $\{110\}\langle 11\bar{2}\rangle$ até $\{112\}\langle 11\bar{1}\rangle$. Metais e ligas com baixa energia de falha de empilhamento (EFE), como o latão- α , tendem a esvaziar a região do tubo próxima de $\{112\}\langle 11\bar{1}\rangle$ enquanto materiais com alta energia de falha de empilhamento, como os aços ao carbono e o alumínio, fazem o oposto. O cobre, com energia de falha de empilhamento intermediária, apresenta um tubo de orientações com intensidade aproximadamente constante e, por isso, é considerado possuir a textura CFC de referência (Viana, 2001a).

Na literatura foram encontrados poucos relatos das texturas de deformação a quente, cujos resultados estão relacionados com a temperatura final de laminação. Resultados de Ray et al. (Ray, 1994) mostram que para um aço C-Mn e uma temperatura final de laminação de 1020°C, observa-se as principais componentes de textura da fibra α : $\{001\}\langle 110\rangle$ e $\{110\}\langle 110\rangle$, que resultam da recristalização da austenita. Quando a temperatura final de laminação diminui a intensidade da componente $\{001\}\langle 110\rangle$ aumenta e a componente $\{110\}\langle 110\rangle$ diminui, desaparecendo quando se lamina na região ferrítica.

O final da laminação a quente pode ocorrer no campo austenítico, no campo bifásico e no campo ferrítico, dependendo da composição química do aço e da temperatura de final de laminação, como mostra a figura 3.7.

Kesten et al. também relata que quanto menor a temperatura de final de laminação a quente, ou seja, quanto mais intensa a deformação no campo ferrítico, fortalece-se a fibra alfa, especialmente o componente $\{100\}\langle 011\rangle$ e menos intensa a fibra gama (Kestens, 1996).

Na prática, as possíveis condições de laminação podem atravessar as regiões, figura 3.7 (Palumbo, 1998):

- deformação na região de recristalização de γ , acima da temperatura de não recristalização;
- deformação na região de não-recristalização de γ , acima de Ar3;

- deformação na região $\alpha+\gamma$;
- deformação na região α .

A figura 3.8 foi originalmente elaborada (Ray, 1994) para descrever a evolução de textura em aços baixo-carbono IF (“intersticial free”, livres de intersticiais) para estampagem, mas aplica-se também aos aços elétricos, em especial os aços com baixos teores de Si e Al.

3.4.2. Texturas de transformações de fases

Dependendo do tipo e da quantidade de elementos de liga em uma determinada liga, da taxa de resfriamento após tratamento térmico ou termomecânico e do estado prévio da fase matriz (por exemplo, livre de deformação ou deformada, solubilizada, etc) a transformação de fase pode ocorrer das seguintes maneiras:

- de modo difusional, resultando, em geral, numa ou mais fases com nova composição;
- de modo cisalhante, resultando numa fase de mesma composição e estrutura diferente;
- de modos simultâneos de difusão e cisalhamento, resultando numa fase de características mistas (ex.: bainita).

Em qualquer destes casos, se o material da matriz possuir uma textura cristalográfica, o produto da transformação também irá adquirir uma textura, a qual pode ser relacionada de maneira precisa com a textura do material matriz. Isto tem sido observado em aços (austenita transformando para ferrita, martensita, ferrita acicular ou bainita), ligas Fe-Ni etc (Viana, 2001b).

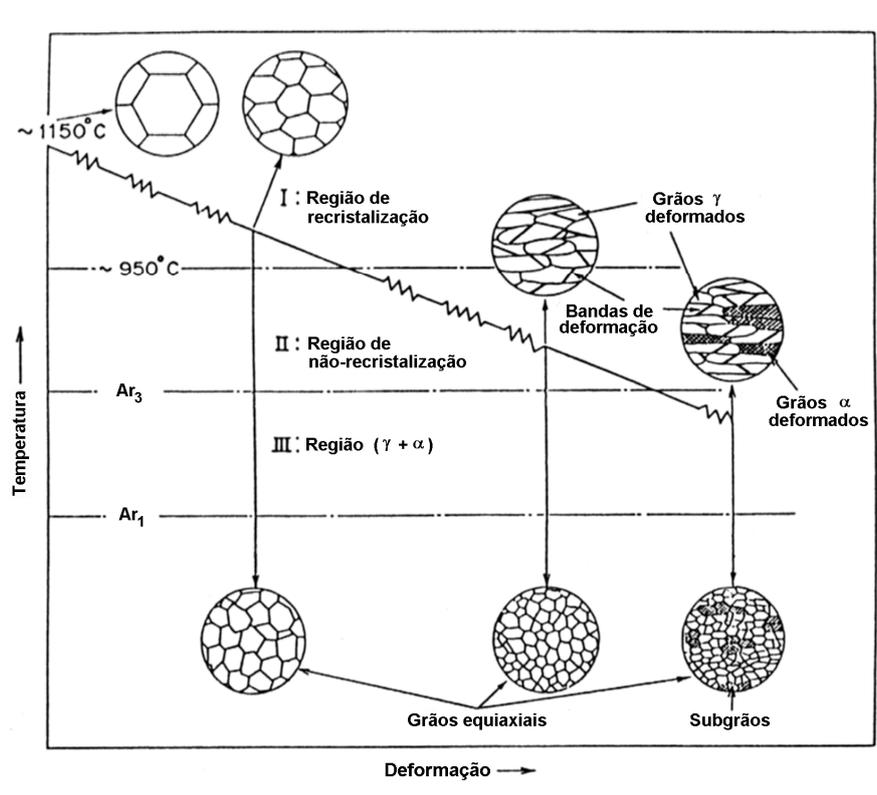


Figura 3.7 - Diagrama esquemático ilustrando os estágios do processo de laminação controlada e as mudanças na microestrutura em cada estágio (Palumbo, 1998).

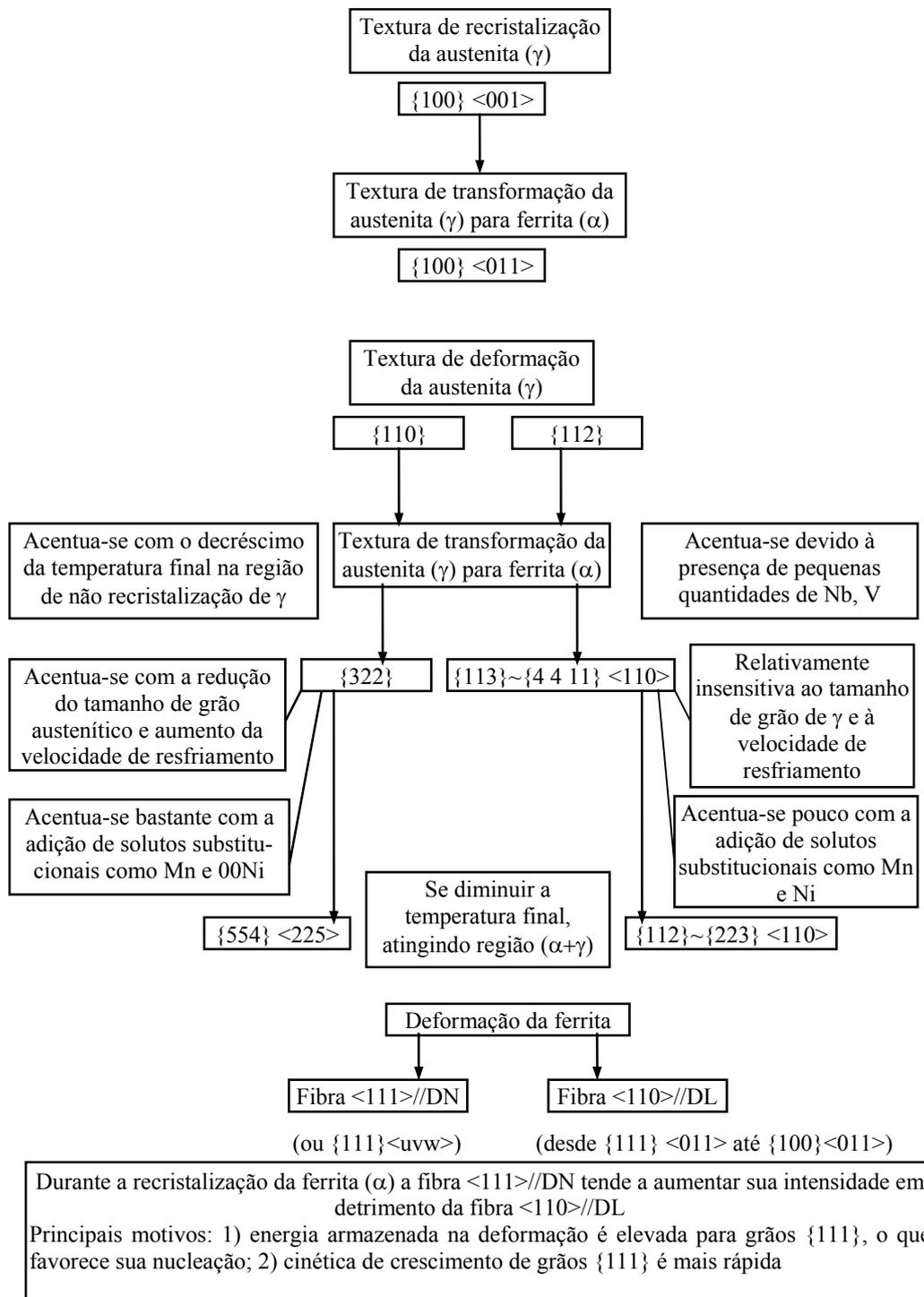


Figura 3.8 - Diagrama esquemático mostrando o efeito de diversas variáveis de processamento na textura de aços baixo carbono, segundo (Ray, 1994).

Nos aços, a textura presente na austenita, em altas temperaturas, pode ser herdada pela fase produto, após a transformação. Uma primeira tentativa de examinar a relação entre as texturas da fase matriz e da fase produto é especificar a relação de orientação cristalográfica que descreve a transformação. Em geral, relações de orientação são expressas por planos e direções cristalinas da matriz e produto que mantêm uma relação de paralelismo entre si, como:

$$\{h_1k_1l_1\} // \{h_2k_2l_2\}, \langle u_1v_1w_1 \rangle // \langle u_2v_2w_2 \rangle \quad (1)$$

Aqui, os subscritos 1 e 2 se referem à matriz e ao produto, respectivamente. No caso dos aços, existem quatro relações de orientação possíveis, propostas por Bain (B) (Bain, 1924), Kurdjumov e Sachs (KS) (Kurdjumov, 1930), Nishiyama e Wassermann (NW) (Nishiyama, 1934), e Greninger e Troiano (GT) (Greninger, 1949). Esta última é uma intermediária entre as de Kurdjumov-Sachs e Nishiyama-Wassermann. As características principais das três primeiras encontram-se na tabela III.1.

Para qualquer relação de orientação específica, observa-se que existe um eixo $[uvw]$ que é invariante com respeito à transformação, ou seja, é comum a ambas as fases. Neste caso, a transformação pode ser descrita como uma rotação de ângulo ω em torno deste eixo. De acordo com esta notação, a relação de Bain corresponde a uma rotação de 45° em torno do eixo $\langle 100 \rangle$ comum a ambas as fases, enquanto a relação de KS pode ser descrita como uma rotação de 90° em torno de um eixo $\langle 112 \rangle$ comum à matriz e ao produto.

Na tabela III.1, vê-se que, dependendo da relação de orientação específica existente entre as redes matriz e produto, uma orientação da matriz pode transformar-se em um número fixo máximo (24 no caso de KS) de orientações da fase produto. Estas orientações do produto são também conhecidas como variantes.

Para os aços, a textura desenvolvida na austenita em alta temperatura é desconhecida, uma vez que ela é instável na temperatura ambiente. As texturas de transformação dos aços laminados podem resultar de três situações possíveis: (i) transformação de austenita recristalizada; (ii) transformação de austenita deformada e (iii) transformação de material laminado no campo $(\alpha + \gamma)$ (Viana, et al, 2001b).

Tabela III.1- Relação de Orientação entre as fases γ (cfc) e α (ccc).

Relação de Orientação	Correspondência entre as redes	Número de alternativas	Número total de variantes
Bain (B)	$\{001\}_{\gamma} // \{001\}_{\alpha}$	3	3
	$\langle 100 \rangle_{\gamma} // \langle 110 \rangle_{\alpha}$	1	
Kurdjumov-Sachs (K-S)	$\{111\}_{\gamma} // \{011\}_{\alpha}$	4	24
	$\langle 011 \rangle_{\gamma} // \langle 111 \rangle_{\alpha}$	3	
	Maclas	2	
Nishiyama-Wassermann (N-W)	$\{111\}_{\gamma} // \{011\}_{\alpha}$	4	12
	$\langle 112 \rangle_{\gamma} // \langle 011 \rangle_{\alpha}$	3	

Quando a austenita recristaliza antes da transformação, prevalece uma fraca textura cristalográfica na ferrita transformada. Isto se deve ao fato de as reduções na austenita não se acumularem e repetidas recristalizações tenderem a enfraquecer a textura desta fase e, conseqüentemente, da fase transformada. Isto é comum em altas temperaturas de laminação a quente (por exemplo, na região de desbaste), quando ocorre a recristalização convencional (estática). Em temperaturas mais baixas da laminação a quente (por exemplo, temperatura de acabamento), dependendo da composição do aço, a laminação é seguida de recristalização estática (em aços C e semelhantes), ou, em ausência de recristalização ocorre o panqueamento dos grãos austeníticos (como em aços com Nb).

O panqueamento ocorre quando há tempo suficiente para ocorrer a precipitação de carbonitretos e prevenir a recristalização estática (por exemplo, no laminador reversível). Quando este tempo é curto, como no laminador de tiras, e quando a presença de solutos, como o Nb, evitar a recristalização estática rápida, inicia-se o processo de recristalização dinâmica, seguida de recristalização pós-dinâmica nos intervalos entre passes. A seqüência destes processos (por exemplo: deformação, precipitação e recristalização) desenvolve direcionalidades microestruturais e, portanto, anisotropia nas propriedades mecânicas da austenita trabalhada a quente. Para se obter uma textura mais

intensa e uma anisotropia mais marcante, é necessário que a laminação controlada termine na região abaixo da temperatura de não-recristalização (T_{nr}) (Viana, 2001b).

Deformar na região γ não recristalizada, acima de A_{r3} , tem a sua importância, pois isso aumenta a área superficial dos contornos de grão austeníticos e introduz uma alta densidade de bandas de cisalhamento na matriz. Assim, é possível a nucleação da ferrita ocorrer tanto nos contornos de grão como no interior do grão austenítico, conduzindo a um tamanho de grão mais fino. Como a recristalização é efetivamente retardada na austenita deformada, nesta região desenvolve-se uma intensa textura de deformação a qual é repassada à fase α durante a transformação (Viana, et al, 2001b).

As texturas de aços com laminação de acabamento efetuada na região bifásica ($\alpha+\gamma$) incluem contribuições de duas fontes: (i) da herança da textura da austenita e (ii) do desenvolvimento de uma textura de deformação na ferrita. Durante a laminação controlada, a deformação dos aços na região ($\alpha+\gamma$) é assistida pelos seguintes fenômenos:

- i) Deformação e rotação dos cristais da fase matriz γ ;
- ii) Transformação $\gamma \rightarrow \alpha$;
- iii) Deformação, rotação e possível recristalização dos cristais da fase α .

A textura final resultante no aço é, portanto, muito complexa e fortemente influenciada pelas contribuições relativas destes três processos que, por sua vez, dependem da composição (presença de precipitados), temperatura, da quantidade de redução em cada passe e, acima de tudo, da temperatura de acabamento.

Em geral, porém, a intensidade da textura e a intensidade relativa das várias componentes diferem dependendo da composição do aço, da quantidade de redução na laminação, da temperatura de acabamento, do tamanho de grão inicial da austenita e da taxa de resfriamento durante a transformação. A caracterização das texturas de transformação em diferentes aços envolve um entendimento das variáveis de processo. Sabe-se, por exemplo, que a componente $\{100\}\langle 011\rangle$ na ferrita é formada a partir da principal componente de textura de recristalização da austenita, a orientação cubo ou $\{100\}\langle 001\rangle$, que não possui boas propriedades mecânicas. Daí vem a importância de se afastar a austenita da recristalização, durante a laminação controlada. Pelo mesmo

motivo, deve-se evitar a laminação intensa na região da ferrita, pois isto também conduz ao fortalecimento da orientação $\{100\}\langle 011\rangle$, componente da fibra α (Viana, et al, 2001b).

A composição química também afeta a textura de transformação de fases. Por exemplo, o Mn inibe a transformação da austenita para ferrita devido ao aumento da estabilidade da austenita. Como resultado, com o aumento da concentração de Mn, a temperatura de transformação decresce significativamente, provocando alterações microestruturais e de textura no produto. As texturas de transformação de aços C-Mn são menos pronunciadas e podem ser descritas através de uma distribuição contínua de orientação de $\{001\}\langle 110\rangle$ até próximo à $\{111\}\langle 110\rangle$. Já os aços C-Mn-Nb possuem textura de fibra $\{hkl\}\langle 110\rangle$ centrada em $\{113\}\langle 110\rangle$ mais algumas orientações da fibra $\{111\}\langle uvw\rangle$, bem como um aumento na componente $\{100\}\langle 011\rangle$. Isto é o resultado da interferência da precipitação de carbonitretos de Nb na recristalização da austenita, retardando-a e texturizando-a imediatamente antes da transformação (Viana, et al, 2001b).

3.4.3. Texturas de recristalização

Quando o metal deformado é recozido pode ocorrer recuperação e/ou recristalização, dependendo do grau de deformação, do tempo e principalmente da temperatura de recozimento. Geralmente, o recozimento em temperaturas mais baixas de materiais levemente encruados causa apenas recuperação e pequena ou nenhuma modificação da textura. Recozimento em temperaturas mais altas causa freqüentemente recristalização. A ocorrência de recristalização pode gerar uma orientação cristalográfica preferencial (textura) completamente diferente daquela gerada pela deformação. Na realidade, a recristalização pode tanto levar à ausência de textura, como desenvolver componentes de textura extremamente intensas ou, simplesmente, não alterar a textura de deformação. Por exemplo, o alumínio de alta pureza, submetido a altas porcentagens de redução por laminação, pode ocorrer, após o recozimento, uma textura extremamente intensa, do tipo

cubo (100)<001>, muito próxima da textura de um monocristal. Esta alteração da textura de deformação, durante a recristalização, é consistente com a idéia de que o fenômeno da recristalização é o resultado de um conjunto de alterações na microestrutura de um material, em decorrência de tratamento térmico, com novos grãos nucleando e crescendo. Estes novos grãos podem ter uma orientação diferente daquela orientação dos grãos da microestrutura deformada, pois os grãos formados estão muito mais livres de defeitos, ou seja, com menor energia acumulada. Além disso, o tratamento térmico de recozimento em temperaturas altas e após baixos graus de deformação pode levar à formação de grãos de dimensões avantajadas. Assim, o conjunto de fenômenos que levam à formação de novos grãos, pela eliminação de defeitos cristalinos através da migração de contornos de alto ângulo, é chamado de *recristalização primária*. A orientação cristalográfica resultante do fenômeno da recristalização é chamada de *textura de recristalização* (Low, 2000).

Em temperaturas ainda mais altas, pode ocorrer, durante o recozimento e após recristalização, tanto o crescimento contínuo ou normal de grãos, como crescimento exagerado de grãos ou *recristalização secundária*. Neste caso, alguns poucos grãos crescem consumindo seus vizinhos menores. A textura resultante também neste caso é geralmente diferente das texturas de deformação e de recristalização (Padilha, 1996).

Para entendermos a formação da textura de recristalização, é necessário analisarmos inicialmente as mudanças microestruturais que ocorrem durante o recozimento.

3.4.3.1. *Mudanças microestruturais durante o recozimento*

Em um metal deformado a frio, as mudanças microestruturais que ocorrem no posterior recozimento acontecem de maneira a diminuir a energia armazenada na deformação. Essa diminuição de energia se dá por mecanismos de redução e rearranjo de defeitos cristalinos. As principais mudanças microestruturais são mencionadas (Padilha, 1996) em seguida:

- (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 (por exemplo, contornos de baixo ângulo);
- (4) formação de contornos de alto ângulo;
- (5) absorção de defeitos puntiformes e discordâncias por contornos de alto ângulo em migração e
- (6) redução da área total de contornos de grão.

Os processos citados podem superpor-se local e cronologicamente durante o recozimento, mas como a distribuição de defeitos cristalinos é geralmente heterogênea, cada região do material pode passar pela seqüência de mudanças microestruturais mencionadas acima em tempos diferentes. Os processos (1), (2), (3) e (4) são definidos como recuperação e os processos (5) e (6) são definidos como recristalização e crescimento de grão, respectivamente.

O termo nucleação será adotado para indicar o início da recristalização, que ocorre após o processo de recuperação. Os mecanismos de rearranjo de discordâncias de modo a formar uma região livre de defeitos associada a um contorno de alto ângulo com alta mobilidade e, portanto, capaz de migrar rapidamente sobre a matriz encruada (ou recuperada), são definidos como nucleação da recristalização, conforme ilustra a figura 3.9.

Observa-se na figura 3.9 um núcleo de recristalização (região com baixa densidade de defeitos cristalinos, circundada por contorno de alto ângulo) inclusa em uma subestrutura bem definida de subgrãos. As diferenças de orientação, representadas pelos tons de cinza na imagem de elétrons retroespalhados, é alta entre o núcleo e a matriz e baixa entre os subgrãos. A teoria clássica de nucleação homogênea não é aplicável no caso da recristalização, devido ao baixo potencial termodinâmico para a transformação quando comparado, por exemplo, aos valores do potencial para a solidificação ou precipitação no estado sólido. Além disso, a energia interfacial dos contornos de grão é

alta se comparada com as energias interfaciais das outras reações citadas. Neste caso, o que ocorre é que o novo contorno de alto ângulo se desenvolve a partir dos subgrãos, delimitados por contornos de baixo ângulo ou subcontornos, que por sua vez podem resultar das células de discordâncias presentes na microestrutura de deformação. Uma das conseqüências mais importantes desta idéia é que a orientação dos novos grãos mantém a orientação da matriz deformada (Padilha, 1996).

Existem na literatura basicamente três modelos de nucleação da recristalização:

- i) Migração de contornos de alto ângulo pré-existent, induzida por deformação;
- ii) Nucleação por migração de contornos de baixo ângulo (subcontornos) e
- iii) Nucleação por coalescimento (rotação) de subgrãos.

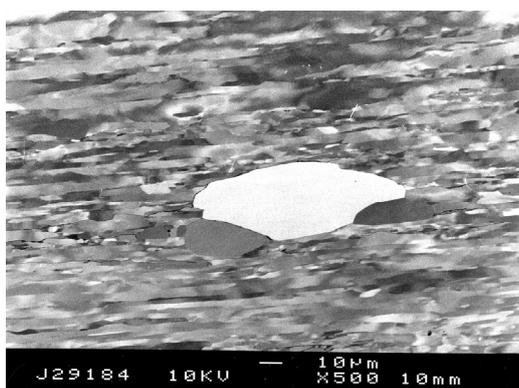


Figura 3.9 - Nucleação da recristalização observada por microscopia eletrônica de varredura com imagem de elétrons retroespalhados em amostras de Ta deformadas por forjamento rotativo, até uma redução em área de 94% e recozida a 1000°C por 15min (Lima, 2001).

Considerando o mecanismo de migração de contornos pré-existent, o requisito básico para sua ocorrência é a existência de grandes diferenças de deformação entre grãos vizinhos. Tais diferenças de deformação são freqüentes quando o material está pouco deformado, não existindo na microestrutura heterogeneidades como bandas de transição que seriam sítios preferenciais de nucleação. Estudos mostram que o mecanismo em questão é dominante para deformações de até 40% de redução.

Conforme foi mencionado anteriormente, este mecanismo também é frequentemente associado ao início da recristalização durante a deformação a quente (Lima, 2001).

O mecanismo de migração de subcontornos parece estar associado a altas deformações, a distribuições largas de tamanho de subgrão, a temperaturas de recozimento relativamente altas e a metais de baixa energia de falha de empilhamento (EDE).

O mecanismo de coalescimento de subgrãos, por sua vez, parece estar associado a bandas de transição, a distribuições largas de diferenças de orientação entre subgrãos, a deformações moderadas, a regiões vizinhas a contornos de grão, a temperaturas de recozimento relativamente baixas e a metais com alta EDE (McQueen, 1975).

3.4.3.2. *A origem da textura de recristalização*

A origem das texturas de recristalização durante o recozimento de um metal deformado tem sido matéria controversa nas últimas sete décadas. A teoria da nucleação orientada assume que ocorre, com frequência, a formação de núcleos com a mesma orientação cristalográfica da textura de recristalização, ou seja, os núcleos iniciais determinam a textura final do material. Já a teoria do crescimento orientado assume que ocorre a formação de núcleos com várias orientações, mas que somente alguns núcleos, com orientações específicas em relação à matriz, crescem mais rapidamente, e portanto, dominam a textura de recristalização.

Uma vez que durante todos esses anos não tem sido possível o exame experimental direto da natureza da nucleação e do crescimento de grão que ocorre durante o recozimento de um metal policristalino deformado, a alternativa encontrada pelos pesquisadores foi seguir a evolução das texturas de recristalização numa escala mais global. Para isto, utiliza-se a função distribuição de orientações, que trata os dados obtidos através das figuras de pólo geradas por difração de raios-X, obtendo-se, então, as orientações cristalográficas preferenciais (macrotextura) do material estudado. Deste modo, uma quantidade enorme de valiosas considerações empíricas sobre a evolução das

texturas de recristalização foi disponibilizada (Lima, 2001).

Para materiais CFC, a textura de recristalização é extremamente dependente da textura de deformação, que por sua vez é dependente da energia de defeito de empilhamento. Para materiais com baixa energia de defeito de empilhamento, isto é, menores que 35mJ/m^2 , a textura é conhecida como tipo latão. Esse tipo de textura possui a componente $(110)\langle 112 \rangle$ como a mais intensa e a componente $(110)\langle 001 \rangle$ com menor intensidade. Para metais com valores de EDE maiores que 35mJ/m^2 , a textura de deformação é conhecida como tipo cobre e sua descrição torna-se bem mais complicada. De uma maneira geral, pode-se representar as orientações preferenciais pela fibra α , que se inicia a partir da orientação Goss, $G=\{011\}\langle 100 \rangle$, para a orientação latão, $B=\{011\}\langle 211 \rangle$ e, também, pela fibra β que parte da orientação cobre, $C=\{112\}\langle 111 \rangle$, passando pela orientação $S=\{123\}\langle 634 \rangle$ e terminando na orientação $B=\{011\}\langle 211 \rangle$ (Low, 2000).

Além disto, o grau de deformação é extremamente importante para o aparecimento da textura de recristalização, pois em geral os sítios de nucleação apresentam estreita relação com o grau de deformação.

O maior interesse relativo no controle de textura em materiais CCC deve-se principalmente à necessidade do controle de textura dos aços para estampagem profunda e dos aços elétricos. No caso de aços para estampagem, a necessidade tecnológica é maximizar a textura de fibra $\{111\}$. Conhece-se tecnologicamente como obter esta fibra, mas a explicação científica para tal fato ainda é obscura. Por analogia com metais CFC, se a nucleação ocorre das regiões de menor para maior energia armazenada, com crescimento das orientações rotacionadas de 40° da direção $\langle 111 \rangle$, consumindo a componente de laminação, era de se esperar que as componentes $\{111\}$ fossem consumidas rapidamente (Humphreys, 1995). O que se nota é um fortalecimento da fibra $\{111\}$, após a recristalização, e as medidas da desorientação na recristalização não mostram nenhuma particularidade importante no contorno de grão. Portanto, a nucleação da fibra $\{111\}$ na matriz deformada deve ser oriunda da nucleação orientada.

Capítulo 4. PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

Neste trabalho foi usado um aço de baixo carbono fabricado pela Acesita contendo 1,3% de Si (% em peso) e 160 ppm de carbono. Na primeira etapa deste trabalho foi determinada as temperaturas de transformação Ar1 e Ar3 (de início e fim de transformação da austenita em ferrita, respectivamente) usando a técnica dilatométrica e resfriamento da amostra ao ar. Foi medido também as temperaturas de início e fim de transformação de fase no aquecimento, Ac1 e Ac3, respectivamente.

Foram preparadas 9 amostras nas dimensões: 100 x 100 x 16 mm, denominadas de esboços, a serem submetidas a diferentes processamentos termomecânicos. Essas amostras foram reaquecidas a 1150°C por 10min, sendo a temperatura de reaquecimento um parâmetro fixo, com tempo de encharque de 2 min, como mostra a figura 4.1.

A partir dos valores das temperaturas de transformação, foi estabelecido o esquema de laminação de acabamento, com temperaturas correspondendo às regiões austenítica, bifásica (austenita + ferrita) e ferrítica, com o objetivo de variar a estrutura e a textura cristalográfica final das amostras (bobinas a quente). As temperaturas de laminação utilizadas foram: 1120°C, 1080°C, 1040°C, 1000°C, 960°C, 920°C, 880°C, 840°C e 800°C.

Na laminação de acabamento, a espessura do esboço foi reduzida de 16 mm para 2,3 mm, em 5 passes: 16 → 10mm (e=38%); 10 → 6,5 mm (e=35%); 6,5 → 4,5 mm (e=31%); 4,5 → 3,2 mm (e=29%); 3,2 → 2,3 mm (e=28%). Foi utilizado nesta etapa um laminador piloto, marca FENN modelo 4-085, duo/quadruplo reversível com capacidade de força separadora de 136 toneladas, mecanismo de ajustagem de 02 cilindros hidráulicos, potência de 75HP /1750 RPM, com sistema de operação supervisória, com aquisição de dados da laminação como: cargas de laminação por passe; temperatura medida por pirômetros na entrada e saída.

Entre os passes de laminação as amostras foram colocadas em um forno à temperatura correspondente à de laminação, com o objetivo de manter constante a temperatura de laminação nos 5 passes. O forno utilizado é do tipo túnel elétrico estático, marca EDG F-1200, com aquecimento por resistência em placa refratária, com

temperatura máxima de trabalho de 1200°C, com um registrador de temperatura e sistema de aquisição de dados, marca LYNX – AI 2160, com 15 canais de entrada, conversor analógico/digital; software de operação e manipulação de dados; aquisição de sinais de termopares e pirômetros durante processos de laminação a quente e tratamentos térmicos, convertendo-os em gráficos e planilhas.

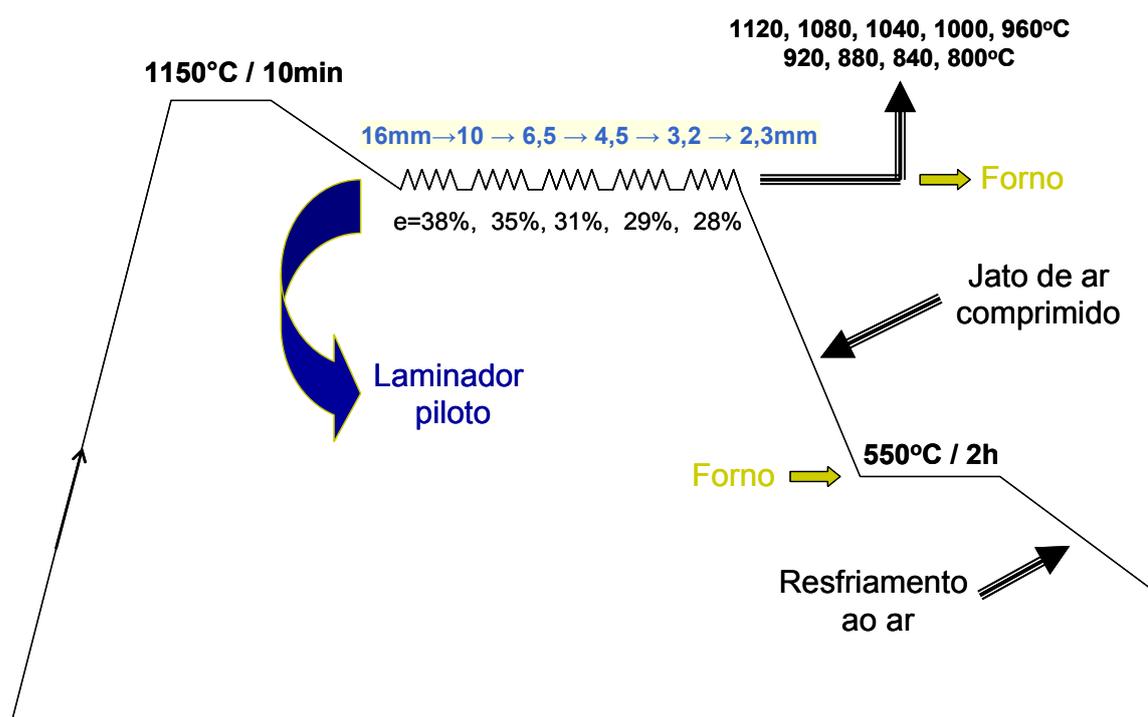


Figura 4.1 – Esquema do processamento termomecânico das bobinas laminadas a quente.

As temperaturas durante a laminação foram também monitoradas utilizando-se um medidor portátil de temperatura marca RAYTEC, modelo RAYNGER 3i, com faixa de leitura 200°C a 1800°C.

As amostras laminadas foram resfriadas com jato de ar comprimido até a temperatura de 550°C, colocadas durante 2 horas num forno a esta temperatura e depois resfriada ao ar até a temperatura ambiente, simulando o bobinamento.

As estruturas das amostras (esboço e BQ, bobina a quente) foram analisadas por microscopia ótica, utilizando-se um ataque químico com nital 5%. O tamanho de grão ferrítico foi medido utilizando o método dos interceptos lineares (ASTM, 1982).

Na caracterização da textura das amostras laminadas em diferentes temperaturas de acabamento (total de 9 amostras) foi utilizada a técnica de difração de raios-X. As amostras foram retificadas até atingir a aproximadamente a metade de sua espessura original, posteriormente lixadas até a grana 1200, e feito o ataque químico com uma solução de 5% de HF. As faixas de espessuras das amostras analisadas foram: A1 - 1,16 a 1,25mm, T=1120°C; A2 - 1,09 a 1,13mm, T=1080°C; A3 - 1,08 a 1,22mm, T=1040°C; A4 - 1,01 a 1,09mm, T=1000°C; A5 - 1,07 a 1,13mm, T=960°C; A6 - 1,02 a 1,11mm, T=920°C; A7 - 1,09 a 1,13mm, T=880°C; A8 - 1,09 a 1,19mm, T=840°C; e A9 1,19 a 1,28mm, T=800°C.

O equipamento utilizado foi um difratômetro X'Pert PRO MPD da marca Philips, equipado com um goniômetro Theta-theta de alta performance e berço de Textura ATC-3 Prefix, instalado no Laboratório de Métodos Físicos do Centro de Pesquisas da Acesita, como radiação de Co K α 1 ($\lambda= 1,79021$), obtendo as figuras de pólo e as seções de ODF (funções de distribuição de orientações) para os ângulos de Euler $\varphi_2=0$ e $\varphi_2=45^\circ$.

Como informação adicional foi analisada a textura do esboço em três superfícies: na sua superfície original, retificada a 3/4 da espessura original e retificada até a metade da espessura original.

Capítulo 5. RESULTADOS E DISCUSSÕES

5.1. Temperaturas de Transformação de fases

As temperaturas de transformação de fases foram determinadas por dilatometria, através da análise da variação relativa de comprimento da amostra como uma função da temperatura, $\Delta L/L_0=f(T)$. A figura 5.1 mostra que a dilatação térmica linear desvia de sua linearidade à temperatura Ac1 (temperatura de início de transformação de ferrita em austenita no aquecimento contínuo), que reproduz a contração em volume associada com a formação da austenita. A transformação termina à temperatura Ac3 (temperatura de fim de transformação de ferrita em austenita no aquecimento contínuo). Os valores destas temperaturas estão indicados na figura.

A figura 5.2 mostra a curva dilatométrica correspondente ao resfriamento da amostra ao ar, com a indicação das temperaturas de início (Ar3) e de fim da transformação (Ar1) da austenita em ferrita. Estas temperaturas foram determinadas nos pontos onde a dilatação térmica linear desvia de sua linearidade, correspondendo a uma expansão em volume associada à formação da ferrita.

A partir das temperaturas de transformação de fases no aquecimento e no resfriamento ao ar, foram estabelecidas a temperatura de austenitização, 1150°C, e as temperaturas de laminação de acabamento (T_{ac}) na região austenítica (1120, 1080, 1040, 1000, 960, 920°C), na região bifásica, austenita + ferrita, (880, 840°C) e na região ferrítica (800°C).

5.2. Evolução do tamanho de grão ferrítico

As figuras 5.3, 5.4 e 5.5 apresentam as fotomicrografias das amostras laminadas nas diferentes temperaturas de acabamento, agrupadas pelas regiões das fases em que foram laminadas: região austenítica (incluindo a amostra esboço), região bifásica e região ferrítica, respectivamente.

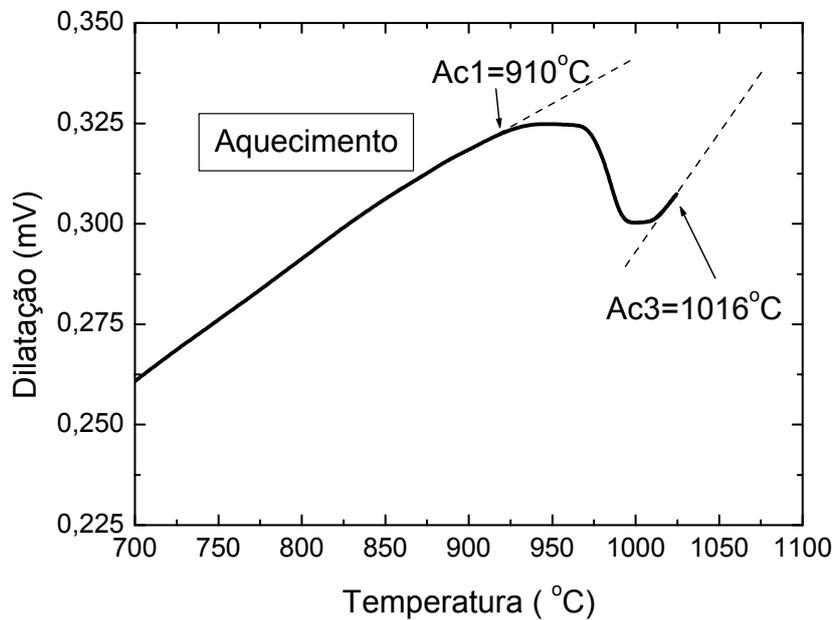


Figura 5.1. Curva dilatométrica mostrando a variação da dilatação térmica linear da amostra no aquecimento, em mV, em função da temperatura. Estão indicadas as temperaturas Ac1 e Ac3.

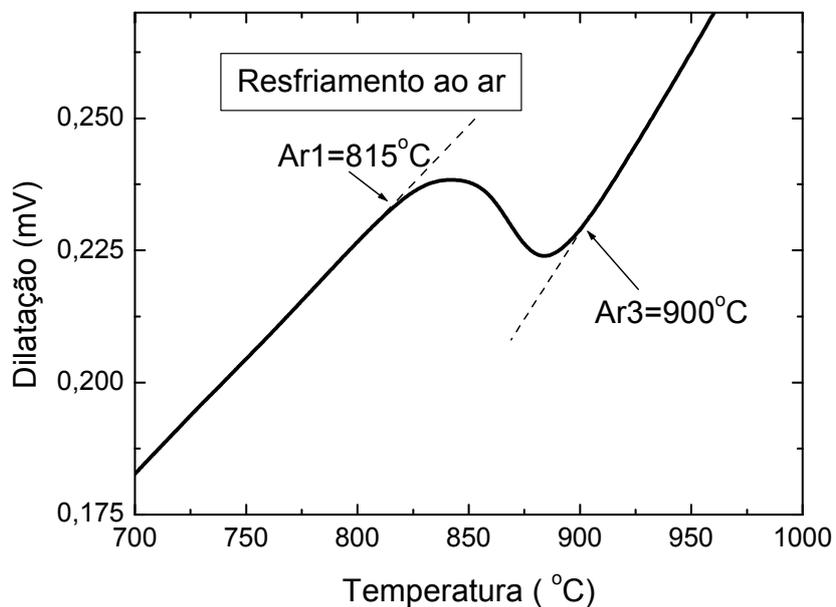


Figura 5.2. Curva dilatométrica mostrando a variação da dilatação térmica linear da amostra no aquecimento, em mV, em função da temperatura. Estão indicadas as temperaturas Ar3 e Ar1.

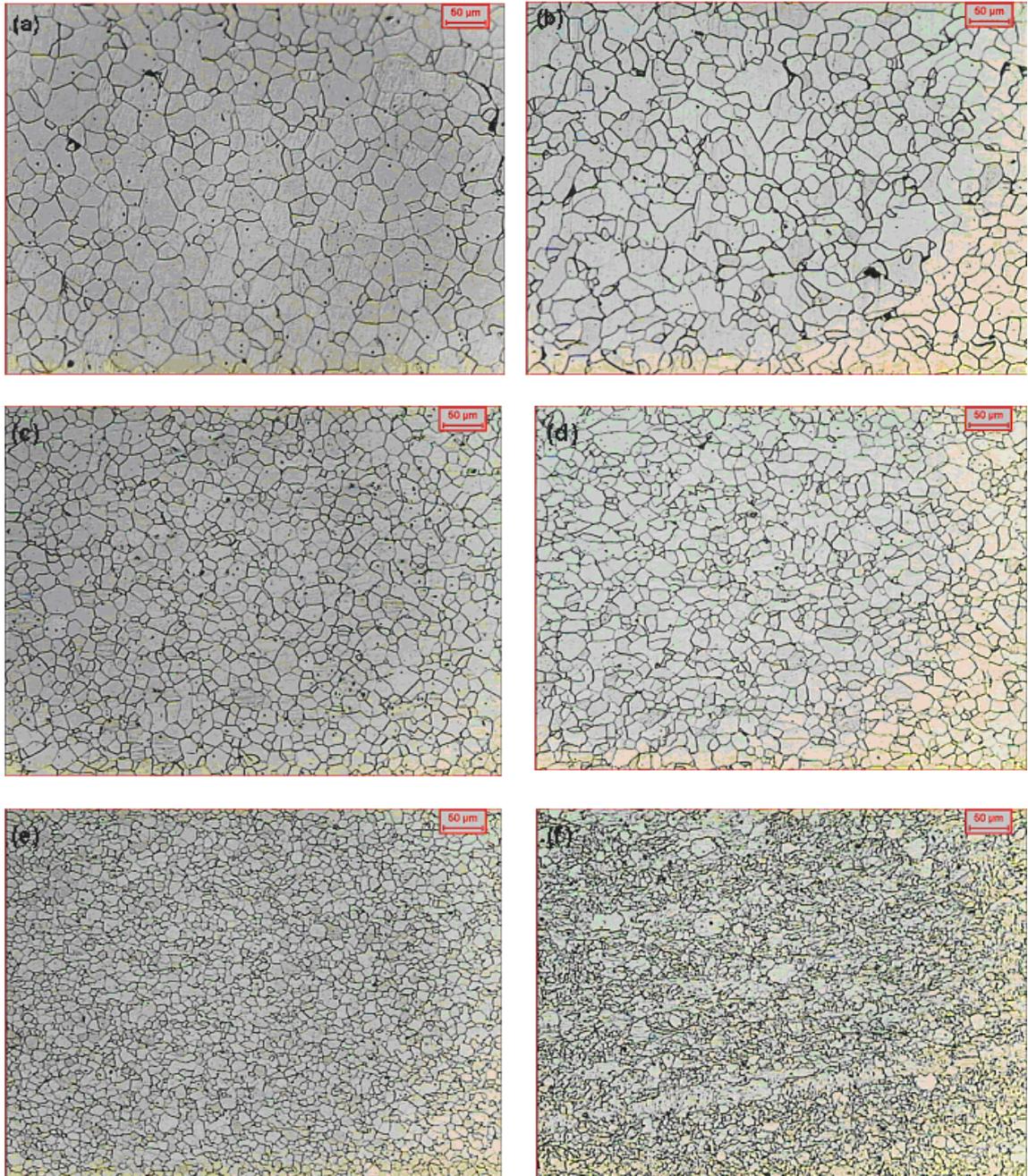


Figura 5.3– Fotomicrografias óticas (200X) das amostras (seção transversal): a) esboço; b) A1, laminada a 1120°C; c) A2, laminada a 1080°C; d) A3, laminada a 1040°C; e) A4, laminada a 1000°C; f) A5, laminada a 960°C.

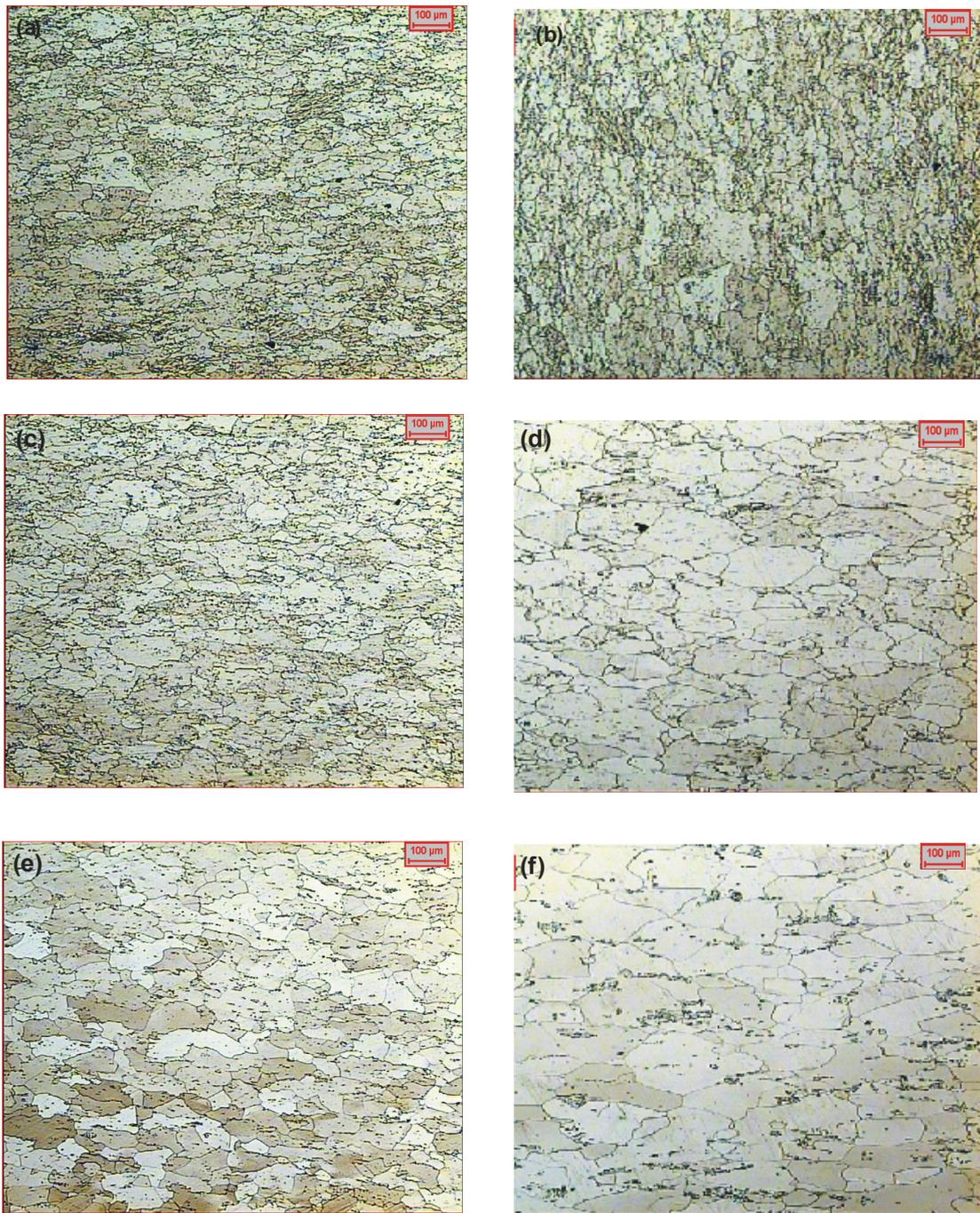


Figura 5.4– Fotomicrografias óticas (100X) da amostra A6, laminada a 920°C, a) seção transversal e b) seção longitudinal; da amostra A7, laminada a 880°C, c) seção transversal e d) seção longitudinal; da amostra A8, laminada a 840°C, e) seção transversal e f) seção longitudinal.

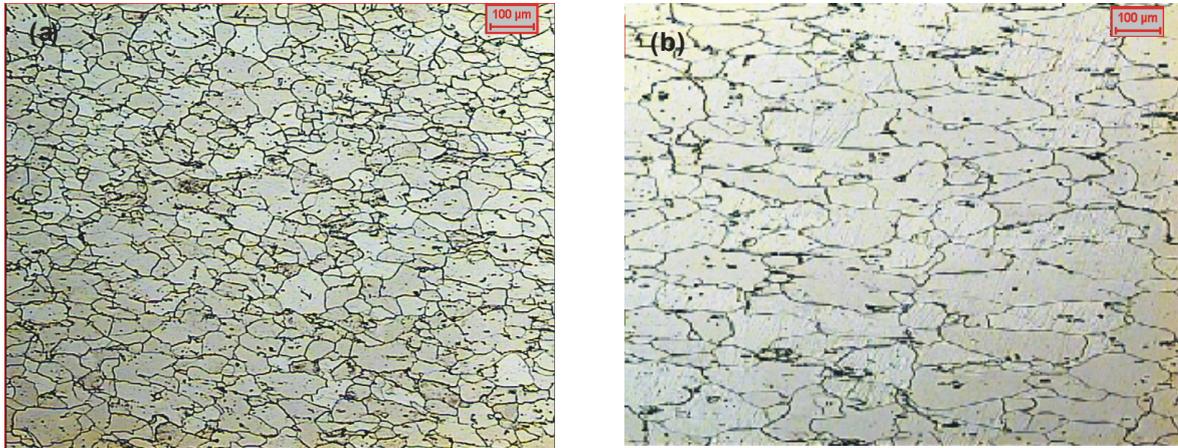


Figura 5.5 – Fotomicrografias óticas (100X) da amostra A9, laminada a 800°C, a) seção transversal e b) seção longitudinal.

A evolução do tamanho médio de grão ferrítico com a temperatura de laminação de acabamento das amostras é dada na figura 5.6. O esboço tem um tamanho médio do grão ferrítico de 24µm.

As figuras 5.3 a 5.6 mostram que as amostras laminadas na região austenítica resultam em grãos ferríticos em que tamanho médio dos grãos diminui com a diminuição da temperatura de laminação de acabamento. Este resultado está relacionado à recristalização dinâmica e estática da austenita antes da sua transformação em ferrita, que leva a um refinamento do grão austenítico com a diminuição da temperatura de laminação e, conseqüentemente, ao refino do grão ferrítico. É importante lembrar que uma menor temperatura de laminação resulta em uma menor força motriz para o crescimento do grão austenítico na estrutura recristalizada.

As amostras que foram laminadas na região bifásica (austenita + ferrita) apresentam, após a transformação, uma estrutura de grãos com uma distribuição de tamanhos heterogênea. Esta heterogeneidade na estrutura de grãos ferríticos está relacionada a dois fatores (Ray, 1994):

- a ferrita com tamanho de grãos maiores, que provavelmente não recristalizou,

oriunda da transformação da austenita antes da laminação e a ferrita com tamanho de grãos menores que resulta da transformação da austenita recristalizada, que foi deformada durante a laminação;

- como a temperatura de não recristalização da austenita em aços de baixo carbono é próxima da temperatura de início de transformação da fase austenita em ferrita, quando a laminação ocorre na região bifásica a austenita irá recristalizar parcialmente.

Observa-se que esta heterogeneidade na distribuição dos tamanhos de grãos ferríticos aumenta com a diminuição da temperatura de laminação. Na figura 5.4 (f), amostra laminada a 840°C, a microestrutura mostra grãos ferríticos com maior tamanho médio que resultam da transformação da austenita antes da laminação e grãos ferríticos com pequeno tamanho que resultam da transformação da austenita que foi deformada durante a laminação.

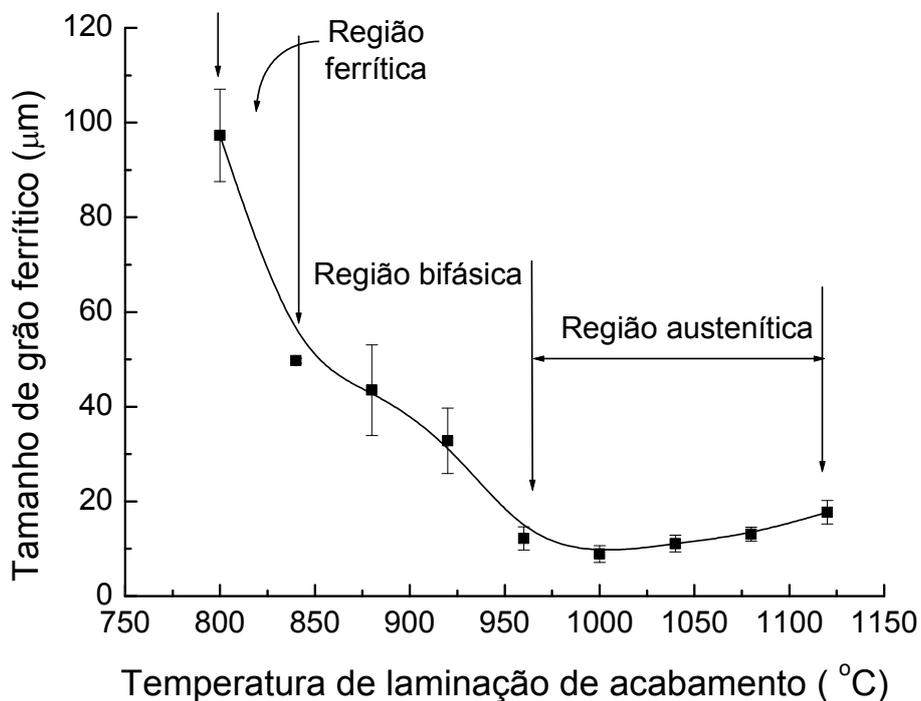


Figura 5.6. Tamanho médio do grão ferrítico como uma função da temperatura de laminação de acabamento.

A temperatura de início de transformação da austenita em ferrita medida por dilatometria é de 900°C, mas verifica-se na figura 5.4 (a, b), para a temperatura final de laminação de 920°C, a presença de uma pequena quantidade de ferrita na estrutura. Esta transformação de fase ocorreu durante a laminação à temperatura de 920°C, indicada pelo termopar inserido na amostra e que foi retirado antes da laminação, e se explica pelo resfriamento da amostra em contato com os cilindros de laminação que estão à temperatura ambiente.

As fotomicrografias da figura 5.4 e a figura 5.6 mostram que uma diminuição da temperatura de laminação implica em um aumento do tamanho médio do grão ferrítico, pois à medida que a temperatura de laminação diminui a quantidade de ferrita transformada antes da laminação aumenta e esta ferrita provavelmente não sofre recristalização, ou seja, refinamento de grão (Ray, 1994).

A figura 5.5 mostra que a microestrutura da amostra laminada na região ferrítica, ou seja, toda a austenita se transformou em ferrita antes da laminação, tem um maior tamanho médio de grão e se apresenta mais homogênea, com os grãos alongados na direção de laminação. A laminação na região ferrítica implica em uma estrutura que sofre apenas recuperação, não ocorrendo recristalização e, conseqüentemente, não ocorre refinamento do grão ferrítico.

5.3. Texturas das bobinas a quente (amostras laminadas)

As figuras 5.7 a 5.24 apresentam as figuras de pólos obtidas por difração de raios-X para as reflexões (110), (200) e (211), que foram utilizadas para o cálculo das funções de distribuição de orientações (ODF ou FDO), seções para $\varphi_2=0^\circ$ e $\varphi_2=45^\circ$ pela notação de Bunge, respectivamente, para as nove amostras laminadas a diferentes temperaturas de acabamento. Nas figuras 5.25 a 5.27 são apresentadas as funções de distribuição de orientações para o esboço como uma função da espessura. A figura 5.28 mostra as seções do espaço de Euler, para $\varphi_2=0^\circ$ e $\varphi_2=45^\circ$, mostrando as principais fibras e componentes de textura da estrutura cúbica de corpo centrado (ccc).

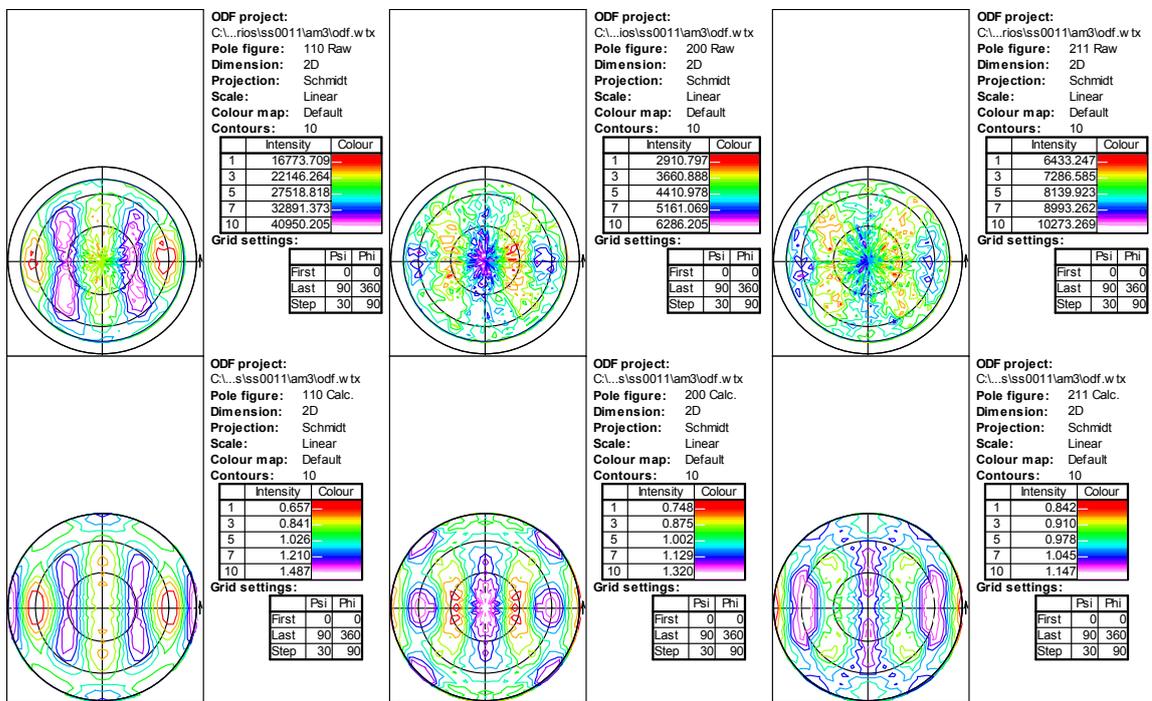
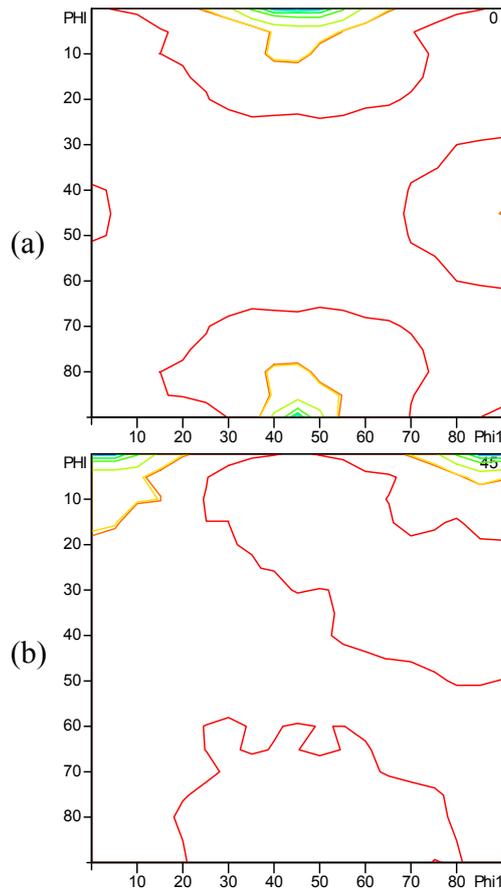


Figura 5.7 – Figuras de pólos da amostra A1, para a temperatura final de laminação de 1120°C.



ODF project:
C:\usuarios\ss0011\am3\odf.w tx
ODF: ODF data

Intensities:

	Phi1	Phi	Phi2	Intensity
Min	5.0	90.0	0.0	0.116
Max	0.0	0.0	45.0	3.959

Dimension: 2D
Notation: Bunge
Fixed axis: Phi2
Section: 0.0 °
Scale: Manual
Colour map: Default
Contours: 15

	Intensity	Colour
1	1.000	Red
4	2.678	Orange
7	3.799	Yellow
10	3.939	Green
15	3.958	Blue

ODF project:
C:\usuarios\ss0011\am3\odf.w tx
ODF: ODF data

Intensities:

	Phi1	Phi	Phi2	Intensity
Min	5.0	90.0	0.0	0.116
Max	0.0	0.0	45.0	3.959

Dimension: 2D
Notation: Bunge
Fixed axis: Phi2
Section: 45.0 °
Scale: Manual
Colour map: Default
Contours: 15

	Intensity	Colour
1	1.000	Red
4	2.678	Orange
7	3.799	Yellow
10	3.939	Green
15	3.958	Blue

Figura 5.8 – Seções ODF para a) $\varphi_2=0^\circ$ e b) $\varphi_2=45^\circ$, notação de Bunge, da amostra A1, para a temperatura final de laminação de 1120°C .

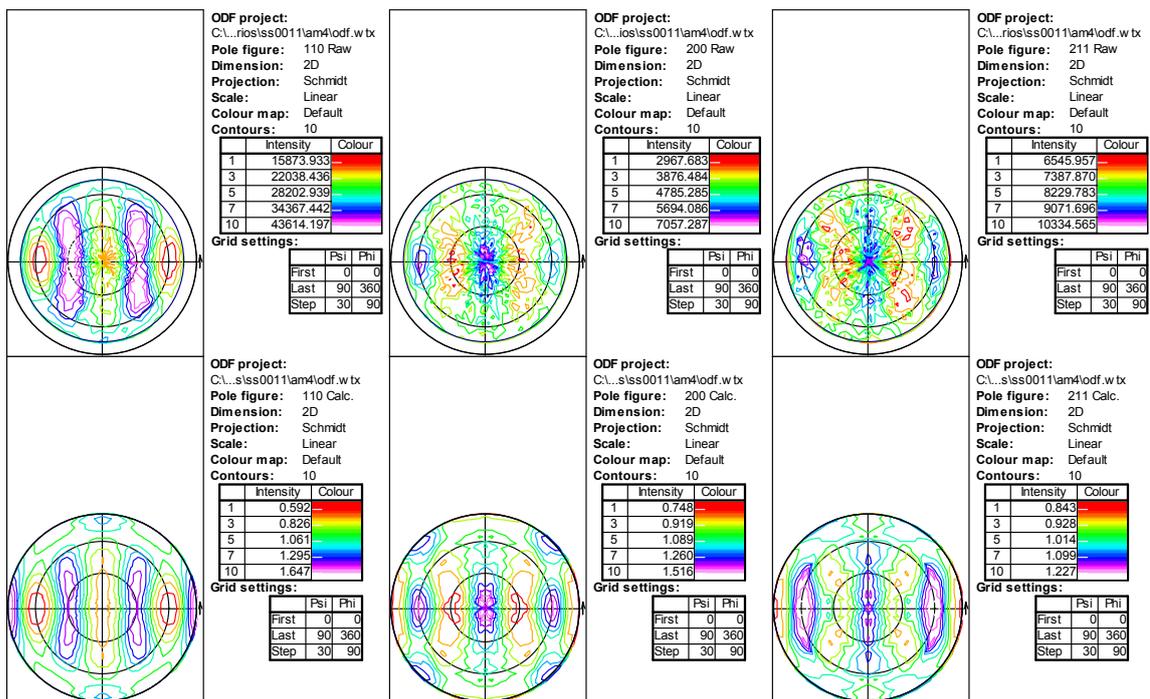
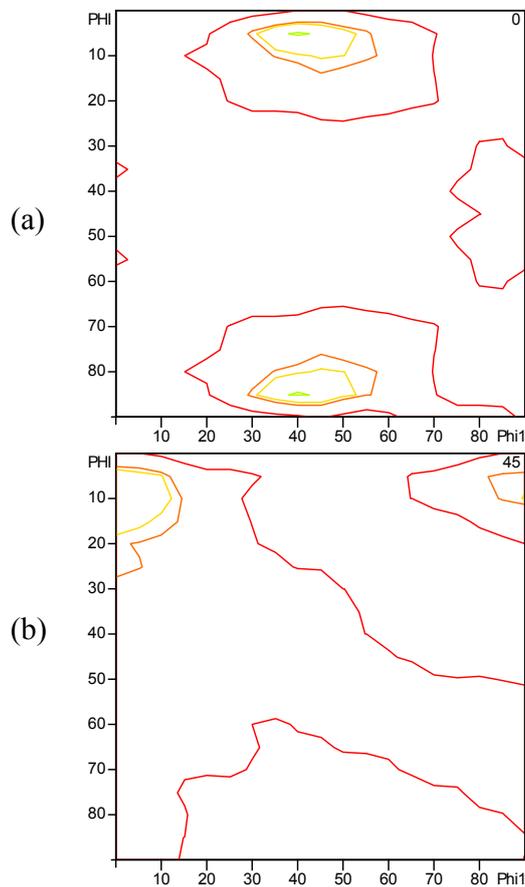


Figura 5.9– Figuras de pólos da amostra A2, para a temperatura final de laminação de 1080°C.



ODF project:
C:\usuarios\ss0011\am4\odf.w tx

ODF: ODF data

Intensities:

	Phi1	Phi	Phi2	Intensity
Min	85.0	90.0	90.0	0.206
Max	35.0	90.0	90.0	10.980

Dimension: 2D

Notation: Bunge

Fixed axis: Phi2

Section: 0.0 °

Scale: Manual

Colour map: Default

Contours: 15

	Intensity	Colour
1	1.000	
4	2.899	
7	4.920	
10	6.940	
15	10.306	

ODF project:

C:\usuarios\ss0011\am4\odf.w tx

ODF: ODF data

Intensities:

	Phi1	Phi	Phi2	Intensity
Min	85.0	90.0	90.0	0.206
Max	35.0	90.0	90.0	10.980

Dimension: 2D

Notation: Bunge

Fixed axis: Phi2

Section: 45.0 °

Scale: Manual

Colour map: Default

Contours: 15

	Intensity	Colour
1	1.000	
4	2.899	
7	4.920	
10	6.940	
15	10.306	

Figura 5.10 – Seções ODF para a) $\varphi_2=0^\circ$ e b) $\varphi_2=45^\circ$, notação de Bunge, da amostra A2, para a temperatura final de laminação de 1080°C .

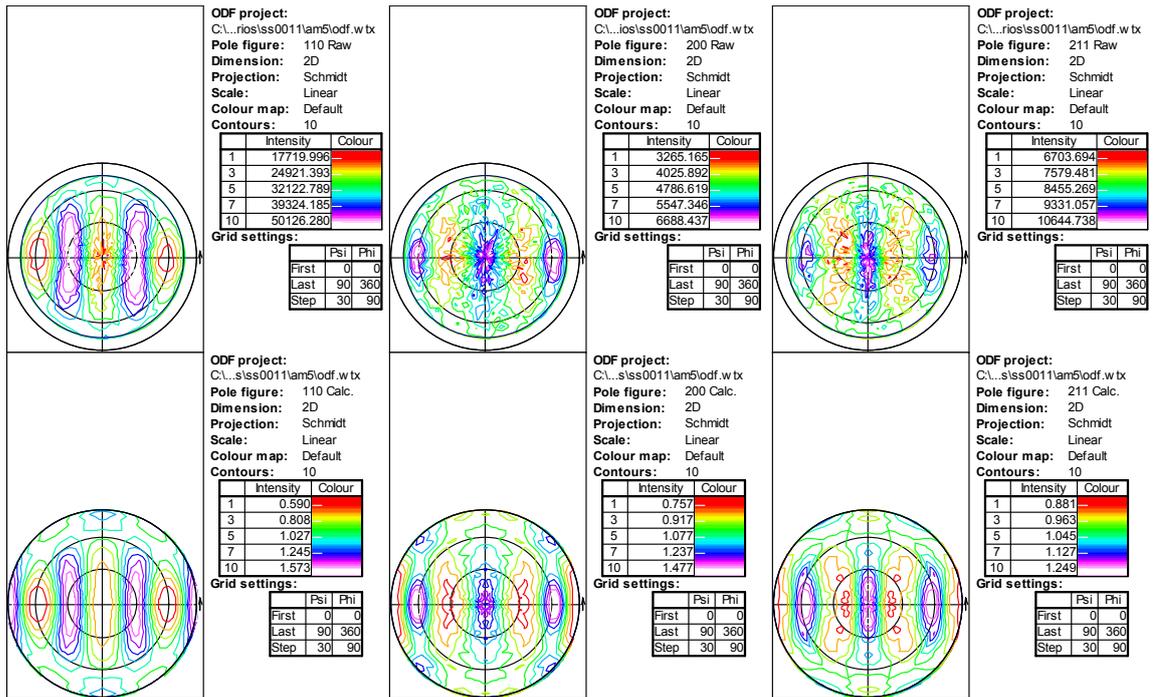


Figura 5.11 – Figuras de pólos da amostra A3, para a temperatura final de laminação de 1040°C.

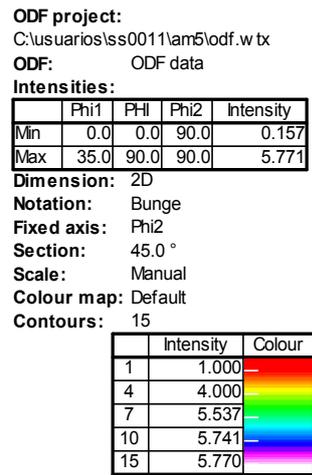
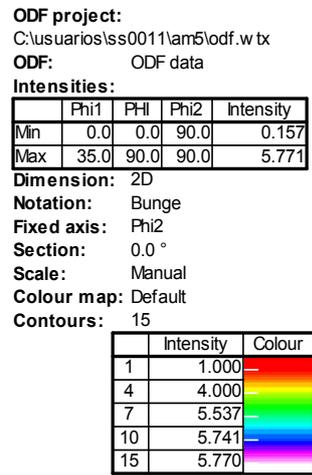
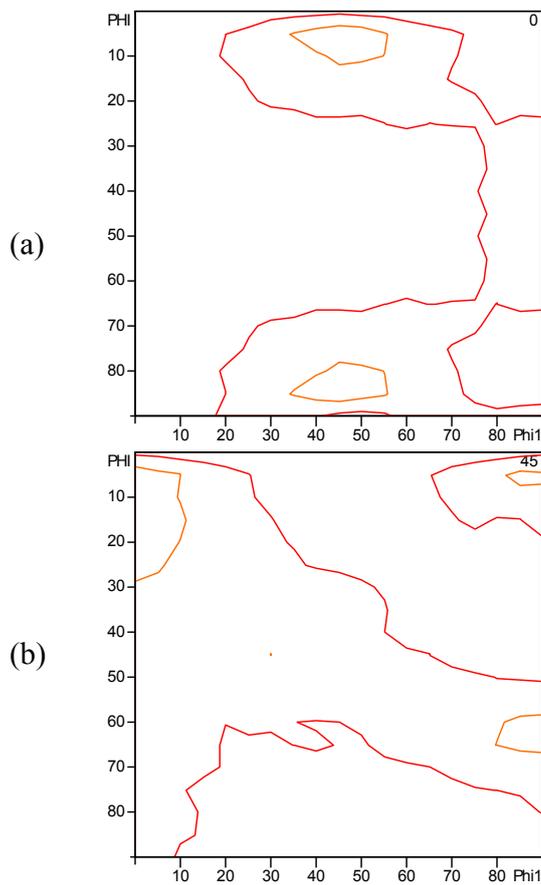


Figura 5.12 – Seções ODF para a) $\varphi_2=0^\circ$ e b) $\varphi_2=45^\circ$, notação de Bunge, da amostra A3, para a temperatura final de laminação de 1040°C .

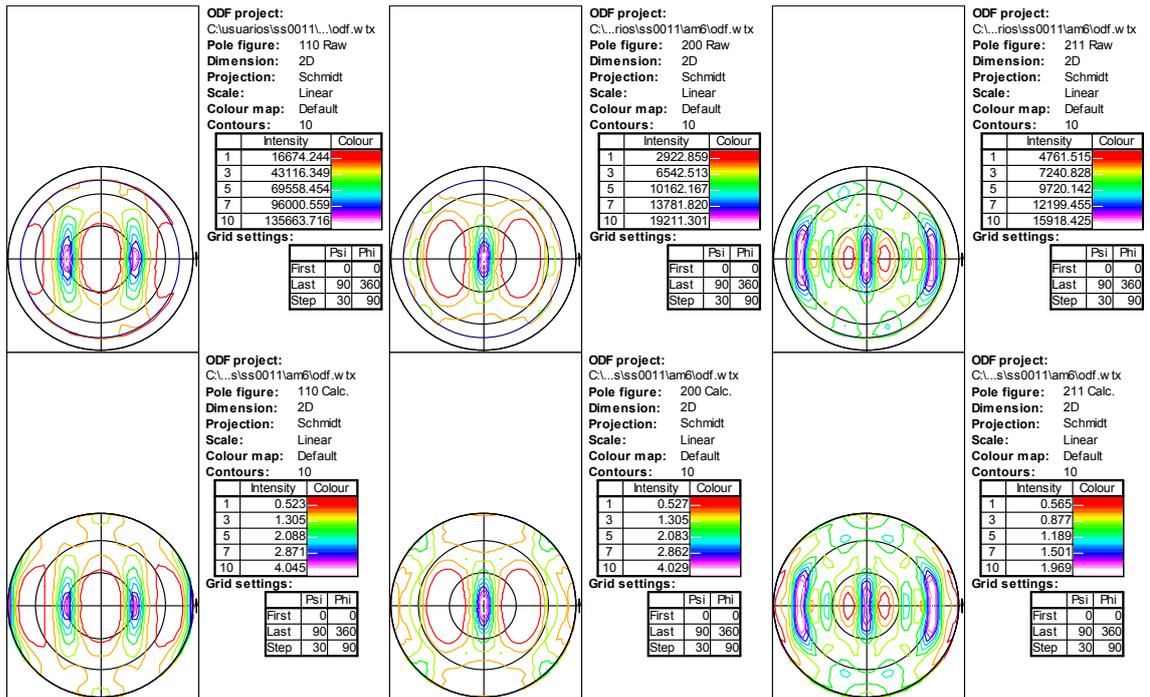
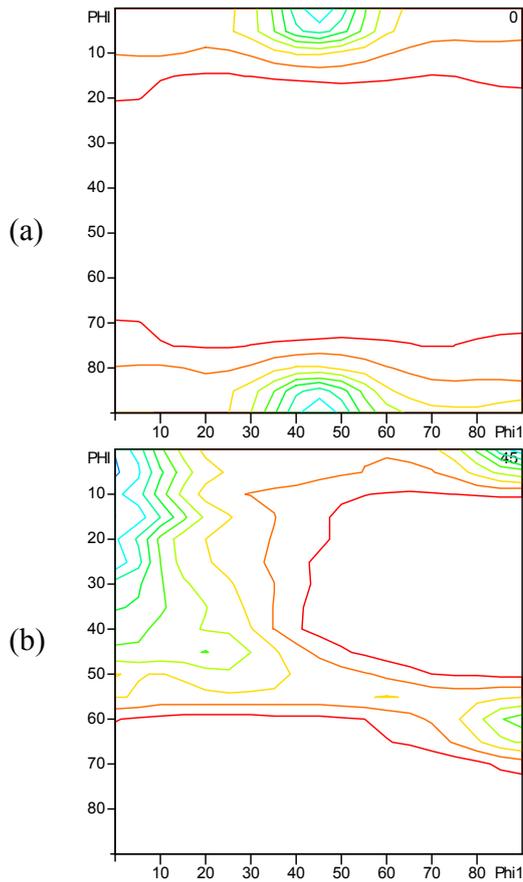


Figura 5.13 – Figuras de pólos da amostra A4, para a temperatura final de laminação de 1000°C.



ODF project:
C:\usuarios\ss0011\am6\odf.wtx
ODF: ODF data

Intensities:

	Phi1	Phi	Phi2	Intensity
Min	40.0	45.0	0.0	0.036
Max	45.0	90.0	90.0	12.850

Dimension: 2D
Notation: Bunge
Fixed axis: Phi2
Section: 0.0 °
Scale: Manual
Colour map: Default
Contours: 15

	Intensity	Colour
1	1.000	Red
4	4.000	Orange
7	7.000	Yellow
10	10.000	Green
15	12.847	Blue

ODF project:
C:\usuarios\ss0011\am6\odf.wtx
ODF: ODF data

Intensities:

	Phi1	Phi	Phi2	Intensity
Min	40.0	45.0	0.0	0.036
Max	45.0	90.0	90.0	12.850

Dimension: 2D
Notation: Bunge
Fixed axis: Phi2
Section: 45.0 °
Scale: Manual
Colour map: Default
Contours: 15

	Intensity	Colour
1	1.000	Red
4	4.000	Orange
7	7.000	Yellow
10	10.000	Green
15	12.847	Blue

Figura 5.14 – Seções ODF para a) $\phi_2=0^\circ$ e b) $\phi_2=45^\circ$, notação de Bunge, da amostra A4, para a temperatura final de laminação de 1000°C .

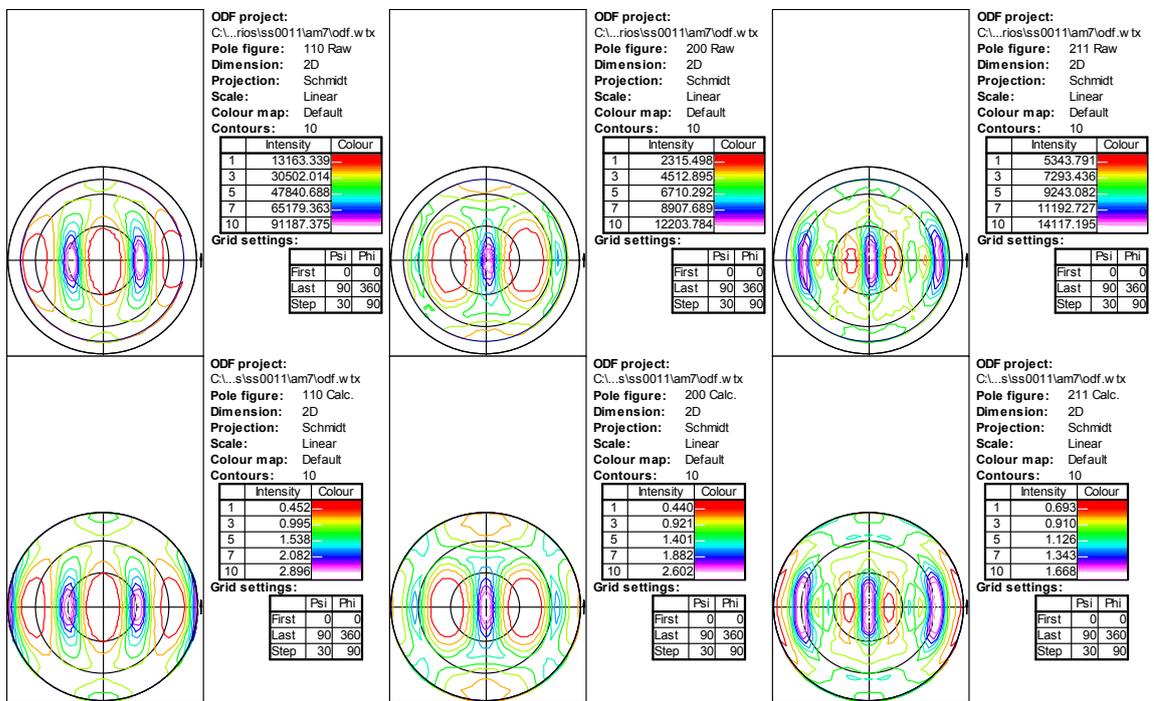
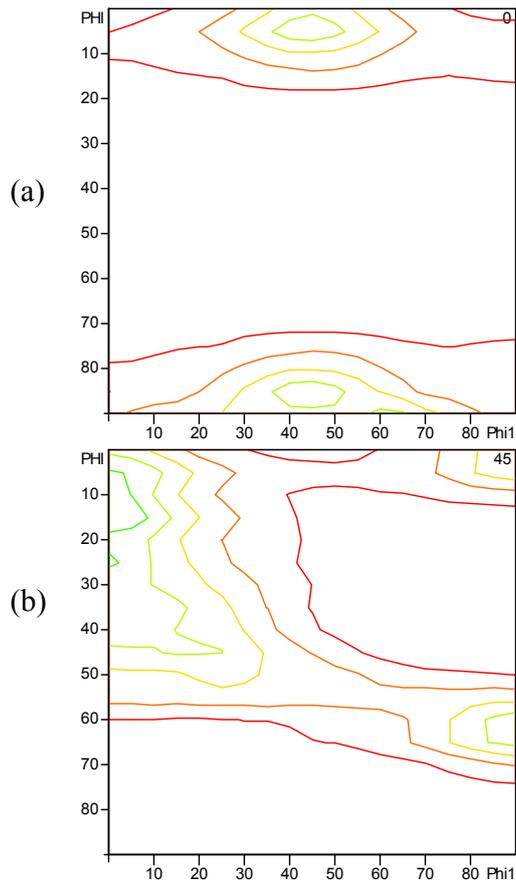


Figura 5.15 – Figuras de pólos da amostra A5, para a temperatura final de laminação de 960°C.



ODF project:
C:\usuarios\lss0011\am7\odf.w tx
ODF: ODF data

Intensities:

	Phi1	Phi	Phi2	Intensity
Min	45.0	45.0	85.0	0.082
Max	50.0	90.0	90.0	9.432

Dimension: 2D
Notation: Bunge
Fixed axis: Phi2
Section: 0.0 °
Scale: Manual
Colour map: Default
Contours: 15

	Intensity	Colour
1	1.000	Red
4	4.000	Orange
7	7.000	Yellow
10	9.383	Green
15	9.430	Blue

ODF project:
C:\usuarios\lss0011\am7\odf.w tx
ODF: ODF data

Intensities:

	Phi1	Phi	Phi2	Intensity
Min	45.0	45.0	85.0	0.082
Max	50.0	90.0	90.0	9.432

Dimension: 2D
Notation: Bunge
Fixed axis: Phi2
Section: 45.0 °
Scale: Manual
Colour map: Default
Contours: 15

	Intensity	Colour
1	1.000	Red
4	4.000	Orange
7	7.000	Yellow
10	9.383	Green
15	9.430	Blue

Figura 5.16 – Seções ODF para a) $\phi_2=0^\circ$ e b) $\phi_2=45^\circ$, notação de Bunge, da amostra A5, para a temperatura final de laminação de 960°C .

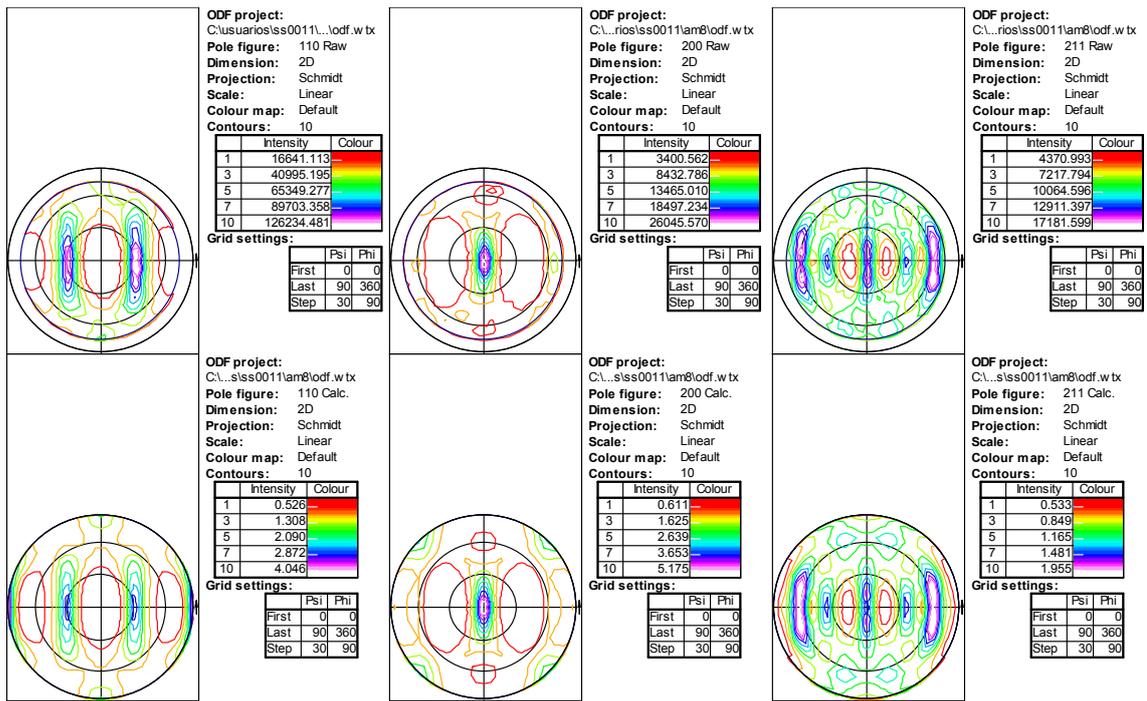


Figura 5.17 – Figuras de pólos da amostra A6, para a temperatura final de laminação de 920°C.

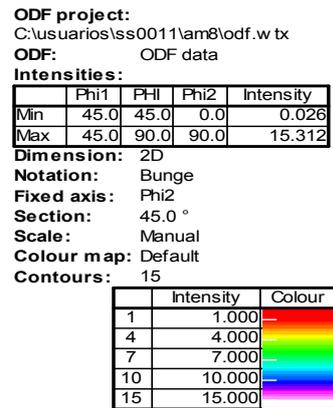
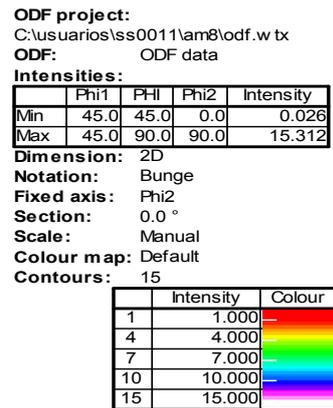
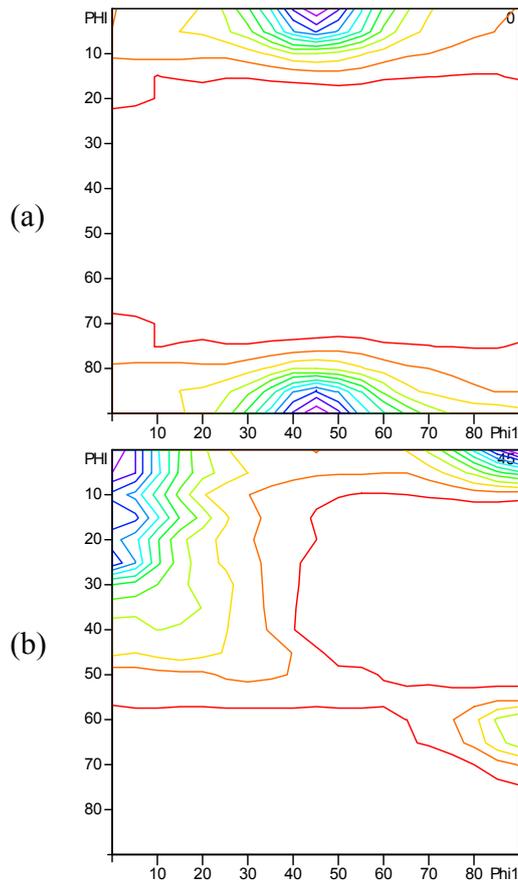


Figura 5.18 – Seções ODF para a) $\varphi_2=0^\circ$ e b) $\varphi_2=45^\circ$, notação de Bunge, da amostra A6, para a temperatura final de laminação de 920°C .

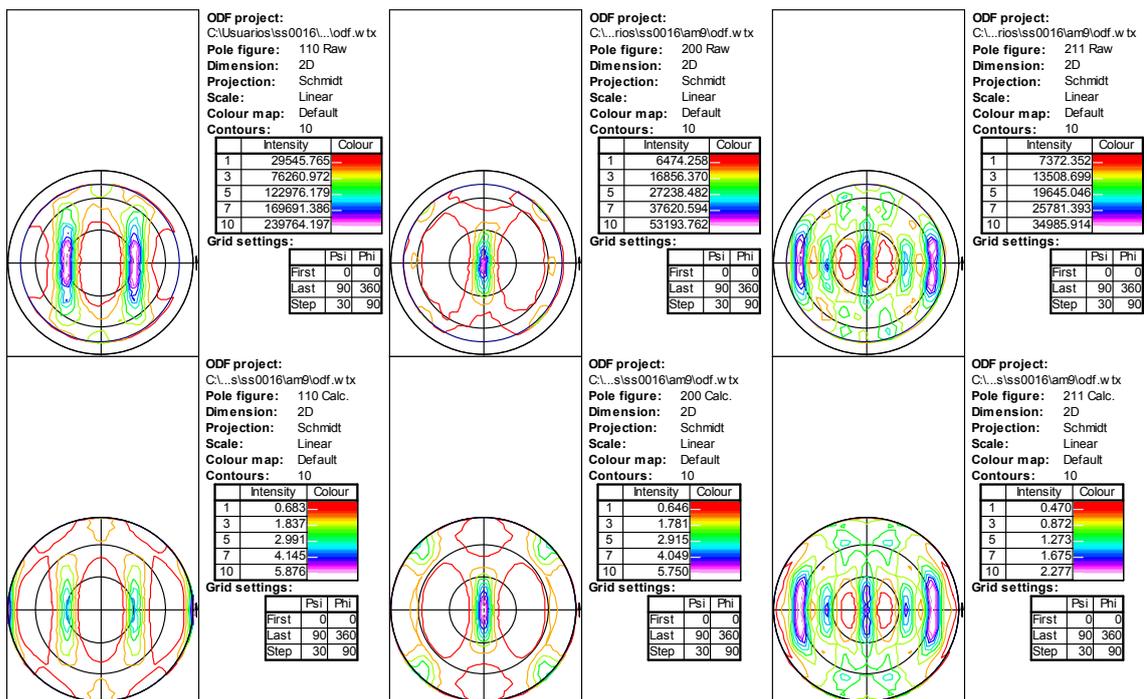
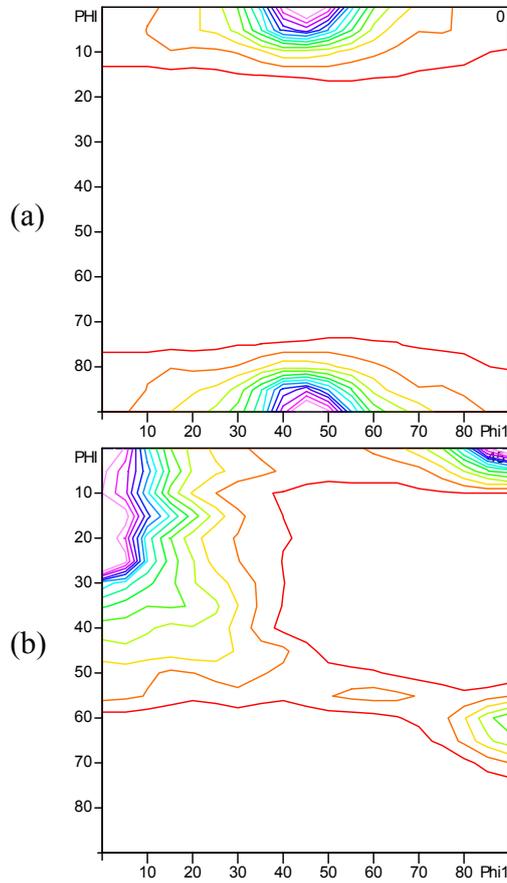


Figura 5.19 – Figuras de pólos da amostra A7, para a temperatura final de laminação de 880°C.



ODF project:
C:\Usuarios\ss0016\lam9\odf.w tx

ODF: ODF data

Intensities:

	Phi1	Phi	Phi2	Intensity
Min	55.0	45.0	75.0	0.022
Max	45.0	90.0	90.0	24.398

Dimension: 2D

Notation: Bunge

Fixed axis: Phi2

Section: 0.0 °

Scale: Manual

Colour map: Default

Contours: 15

	Intensity	Colour
1	1.000	Red
4	4.000	Orange
7	7.000	Yellow
10	10.000	Green
15	15.000	Purple

ODF project:

C:\Usuarios\ss0016\lam9\odf.w tx

ODF: ODF data

Intensities:

	Phi1	Phi	Phi2	Intensity
Min	55.0	45.0	75.0	0.022
Max	45.0	90.0	90.0	24.398

Dimension: 2D

Notation: Bunge

Fixed axis: Phi2

Section: 45.0 °

Scale: Manual

Colour map: Default

Contours: 15

	Intensity	Colour
1	1.000	Red
4	4.000	Orange
7	7.000	Yellow
10	10.000	Green
15	15.000	Purple

Figura 5.20 – Seções ODF para a) $\varphi_2=0^\circ$ e b) $\varphi_2=45^\circ$, notação de Bunge, da amostra A7, para a temperatura final de laminação de 880°C .

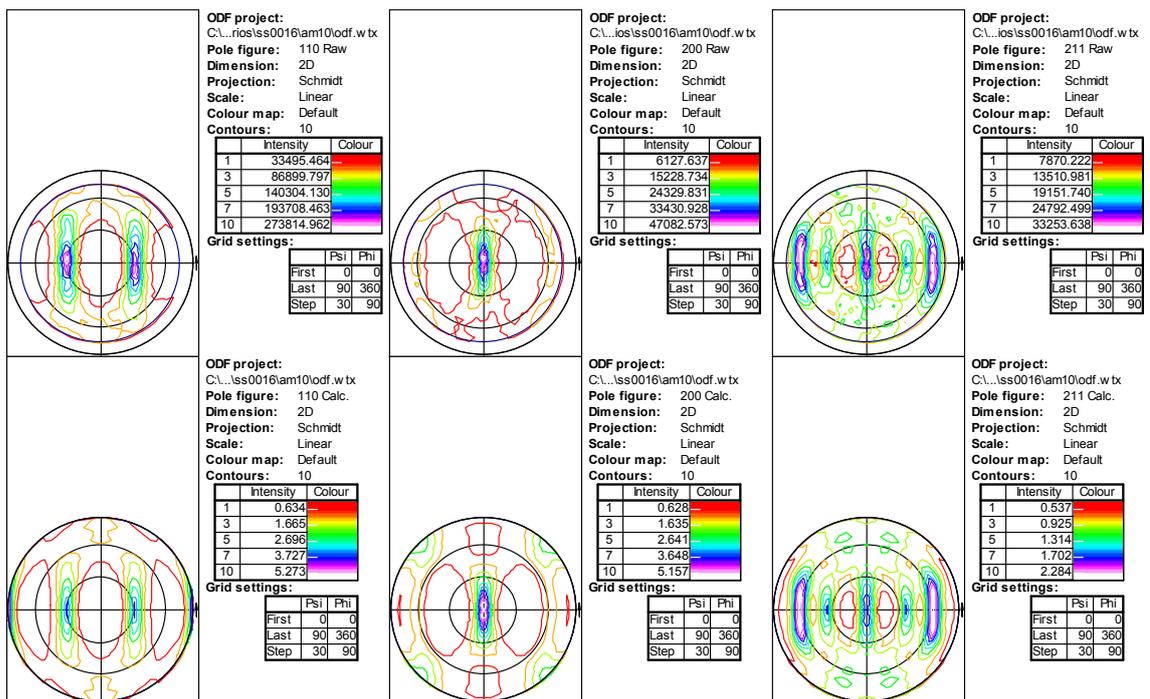
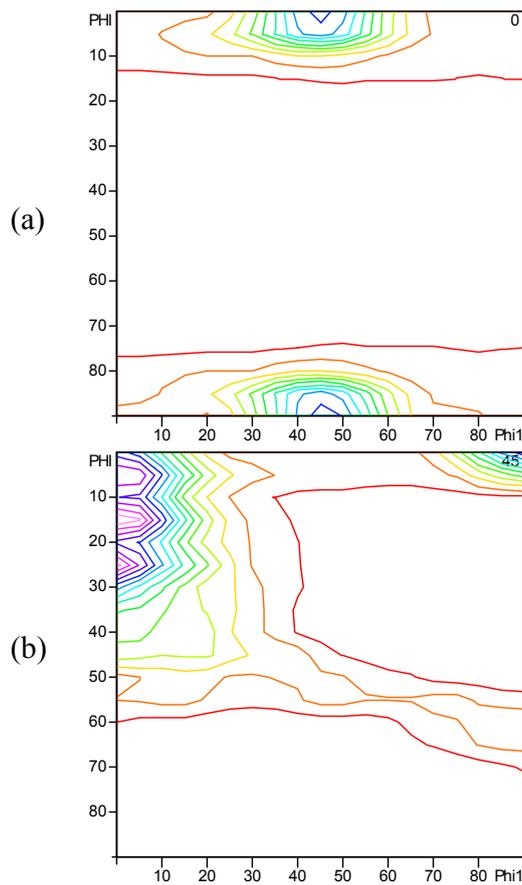


Figura 5.21 – Figuras de pólos da amostra A8, para a temperatura final de laminação de 840°C.



ODF project:
C:\Usuarios\ss0016\lam10\odf.w tx

ODF: ODF data

Intensities:

	Phi1	Phi	Phi2	Intensity
Min	35.0	45.0	85.0	0.033
Max	45.0	90.0	90.0	22.117

Dimension: 2D

Notation: Bunge

Fixed axis: Phi2

Section: 0.0 °

Scale: Manual

Colour map: Default

Contours: 15

	Intensity	Colour
1	1.000	
4	4.000	
7	7.000	
10	10.000	
15	15.000	

ODF project:

C:\Usuarios\ss0016\lam10\odf.w tx

ODF: ODF data

Intensities:

	Phi1	Phi	Phi2	Intensity
Min	35.0	45.0	85.0	0.033
Max	45.0	90.0	90.0	22.117

Dimension: 2D

Notation: Bunge

Fixed axis: Phi2

Section: 45.0 °

Scale: Manual

Colour map: Default

Contours: 15

	Intensity	Colour
1	1.000	
4	4.000	
7	7.000	
10	10.000	
15	15.000	

Figura 5.22 – Seções ODF para a) $\varphi_2=0^\circ$ e b) $\varphi_2=45^\circ$, notação de Bunge, da amostra A8, para a temperatura final de laminação de 840°C .

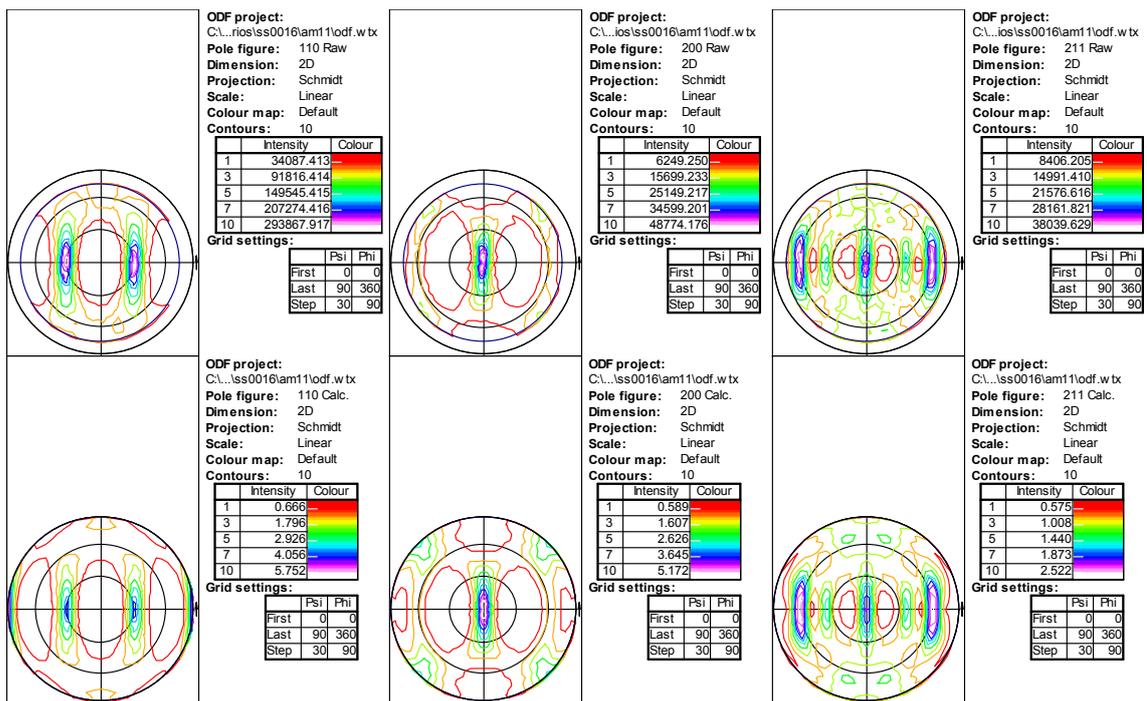
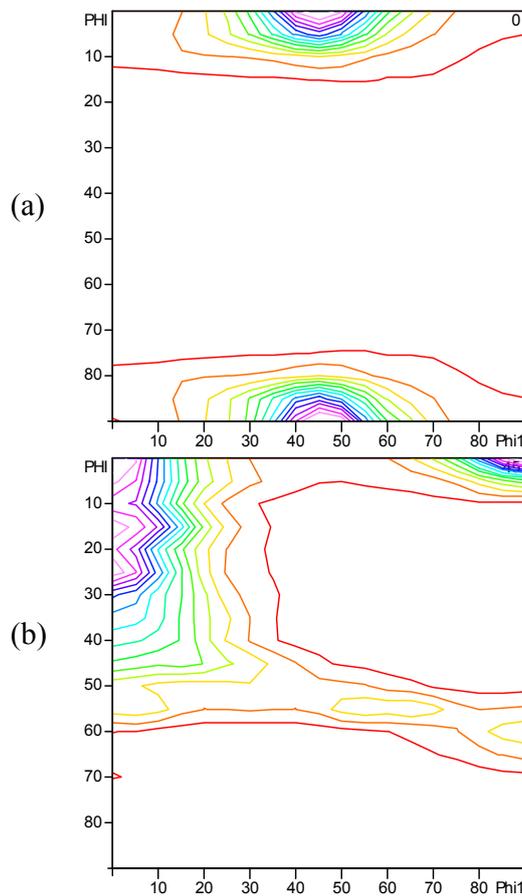


Figura 5.23 – Figuras de pólos da amostra A9, para a temperatura final de laminação de 800°C.



ODF project:
C:\Usuarios\ss0016\am11\odf.wtx
ODF: ODF data

Intensities:

	Phi1	Phi	Phi2	Intensity
Min	50.0	45.0	85.0	0.021
Max	20.0	5.0	25.0	20.851

Dimension: 2D
Notation: Bunge
Fixed axis: Phi2
Section: 0.0 °
Scale: Manual
Colour map: Default
Contours: 15

	Intensity	Colour
1	1.000	
4	4.000	
7	7.000	
10	10.000	
15	15.000	

ODF project:
C:\Usuarios\ss0016\am11\odf.wtx
ODF: ODF data

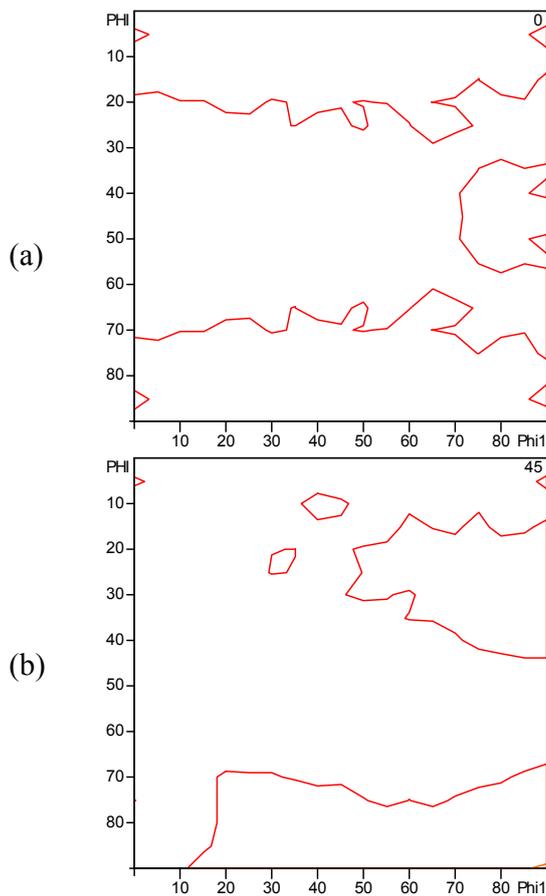
Intensities:

	Phi1	Phi	Phi2	Intensity
Min	50.0	45.0	85.0	0.021
Max	20.0	5.0	25.0	20.851

Dimension: 2D
Notation: Bunge
Fixed axis: Phi2
Section: 45.0 °
Scale: Manual
Colour map: Default
Contours: 15

	Intensity	Colour
1	1.000	
4	4.000	
7	7.000	
10	10.000	
15	15.000	

Figura 5.24 – Seções ODF para a) $\varphi_2=0^\circ$ e b) $\varphi_2=45^\circ$, notação de Bunge, da amostra A9, para a temperatura final de laminação de 800°C .



ODF project:
C:\usuarios\ss0011\am12\odf.w tx

ODF: ODF data

Intensities:

	Phi1	Phi2	Phi2	Intensity
Min	85.0	90.0	0.0	0.000
Max	20.0	90.0	90.0	8.138

Dimension: 2D

Notation: Bunge

Fixed axis: Phi2

Section: 0.0 °

Scale: Manual

Colour map: Default

Contours: 15

	Intensity	Colour
1	1.000	Red
4	4.000	Yellow
7	7.000	Green
10	8.096	Blue
15	8.137	Purple

ODF project:

C:\usuarios\ss0011\am12\odf.w tx

ODF: ODF data

Intensities:

	Phi1	Phi2	Phi2	Intensity
Min	85.0	90.0	0.0	0.000
Max	20.0	90.0	90.0	8.138

Dimension: 2D

Notation: Bunge

Fixed axis: Phi2

Section: 45.0 °

Scale: Manual

Colour map: Default

Contours: 15

	Intensity	Colour
1	1.000	Red
4	4.000	Yellow
7	7.000	Green
10	8.096	Blue
15	8.137	Purple

Figura 5.25 – Seções ODF para a) $\varphi_2=0^\circ$ e b) $\varphi_2=45^\circ\text{C}$, notação de Bunge, da superfície original da amostra esboço.

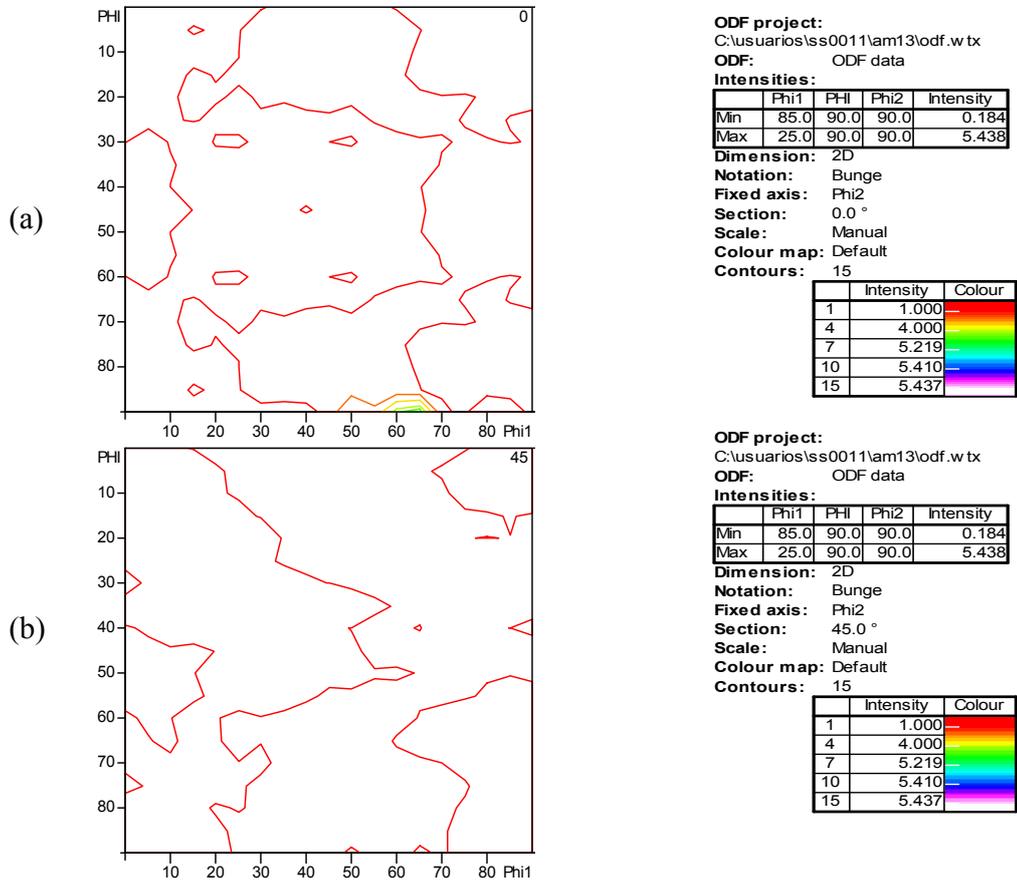


Figura 5.26– Seções ODF para a) $\varphi_2=0^\circ$ e b) $\varphi_2=45^\circ$, notação de Bunge, da superfície da amostra esboço retificada a 3/4 da espessura original.

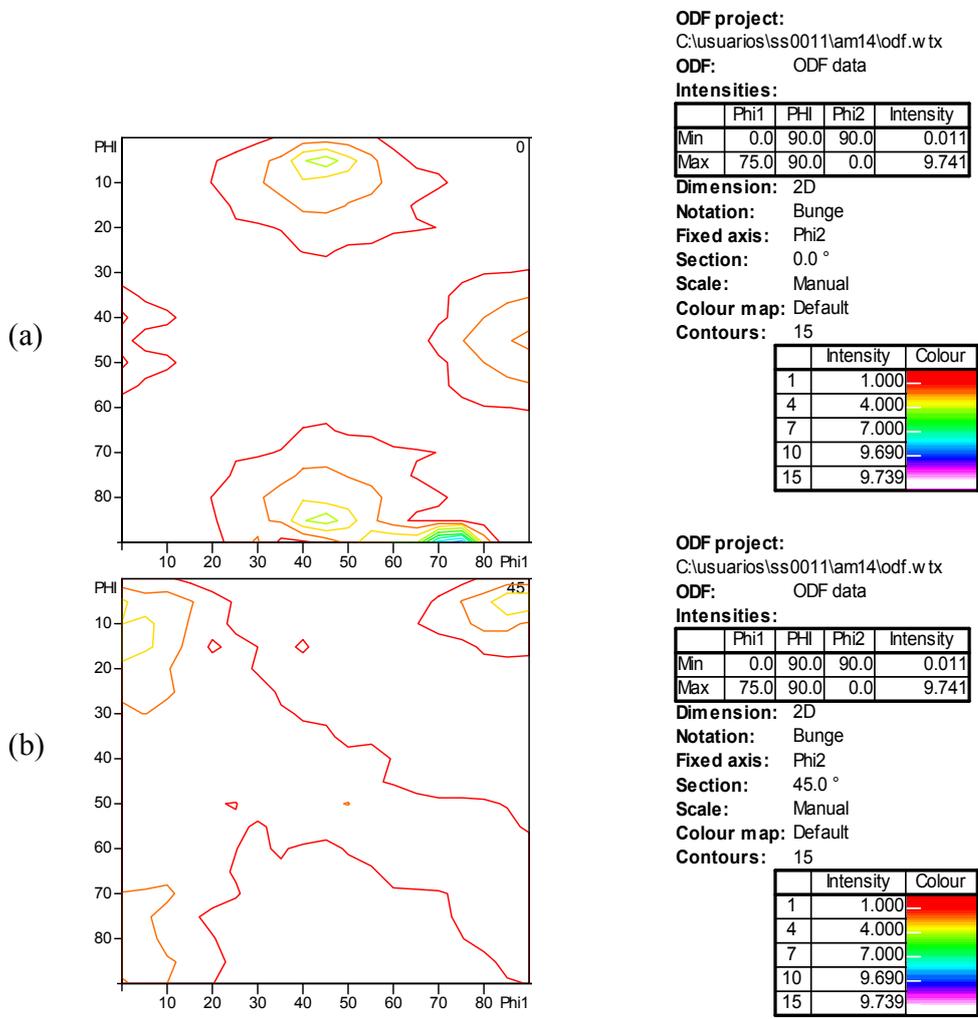


Figura 5.27 – Seções ODF para a) $\varphi_2=0^\circ$ e b) $\varphi_2=45^\circ$, notação de Bunge, da superfície da amostra esboço retificada até a metade da espessura original.

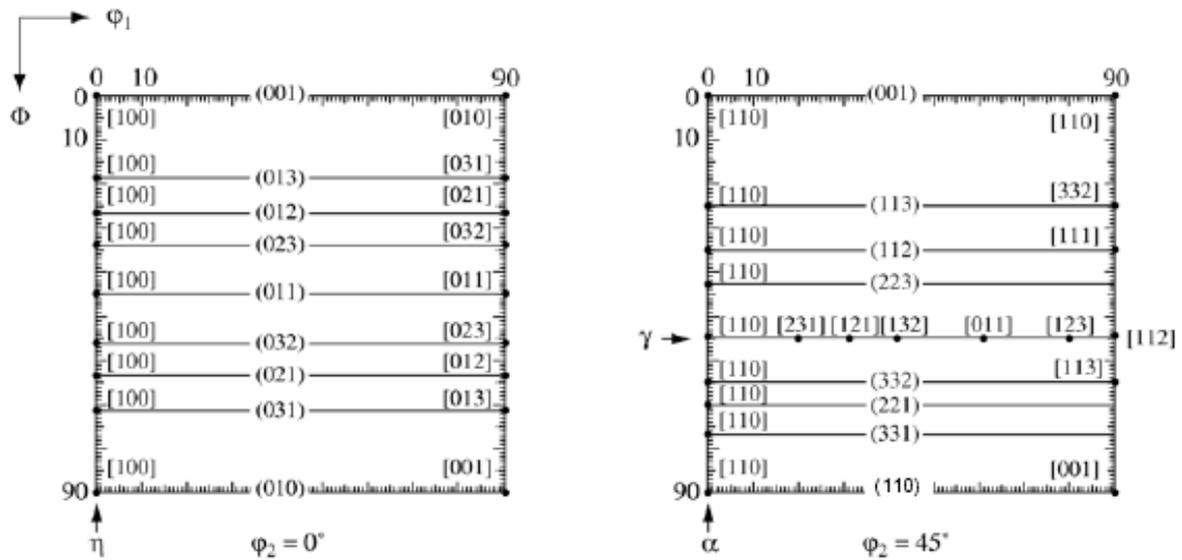


Figura 5.28 – Seções do espaço de Euler, para $\varphi_2=0^\circ$ e $\varphi_2=45^\circ$, mostrando as principais componentes de textura e fibras da estrutura cúbica de corpo centrado (ccc).

A análise das funções de distribuição de orientações (ODF), seções para $\varphi_2=0^\circ$ e $\varphi_2=45^\circ$ pela notação de Bunge, das amostras laminadas nas diferentes temperaturas de acabamento (figuras 5.7 a 5.24), indica que as principais componentes de textura ocorrem ao longo das fibras α e γ , indicadas na figura 5.28. A fibra α tem suas componentes com as direções $\langle 110 \rangle$ paralelas a DL (direção de laminação) e são observadas na seção $\varphi_2=45^\circ$ e $\varphi_1=0^\circ$. A fibra γ tem suas componentes com as normais aos planos $\{111\}$ paralelas à DN (direção normal de laminação), ou seja, tem suas componentes com as direções $\langle 111 \rangle$ paralelas a DN, e são observadas na seção $\varphi_2=45^\circ$ e $\phi=55^\circ$.

As figuras 5.25 a 5.27, relativas ao esboço, mostram uma textura com componente aleatória, com ausência de orientação preferencial, e não se observa nenhuma variação apreciável da textura ao longo da espessura da amostra.

Com o objetivo de avaliar a evolução da textura das amostras laminadas com a temperatura de acabamento, foram construídas duas figuras, 5.29 e 5.30, que representam a variação da densidade de orientação, $f(g)$, ao longo da fibra α e da fibra γ ,

respectivamente. Nestas figuras estão também indicadas as principais componentes destas fibras.

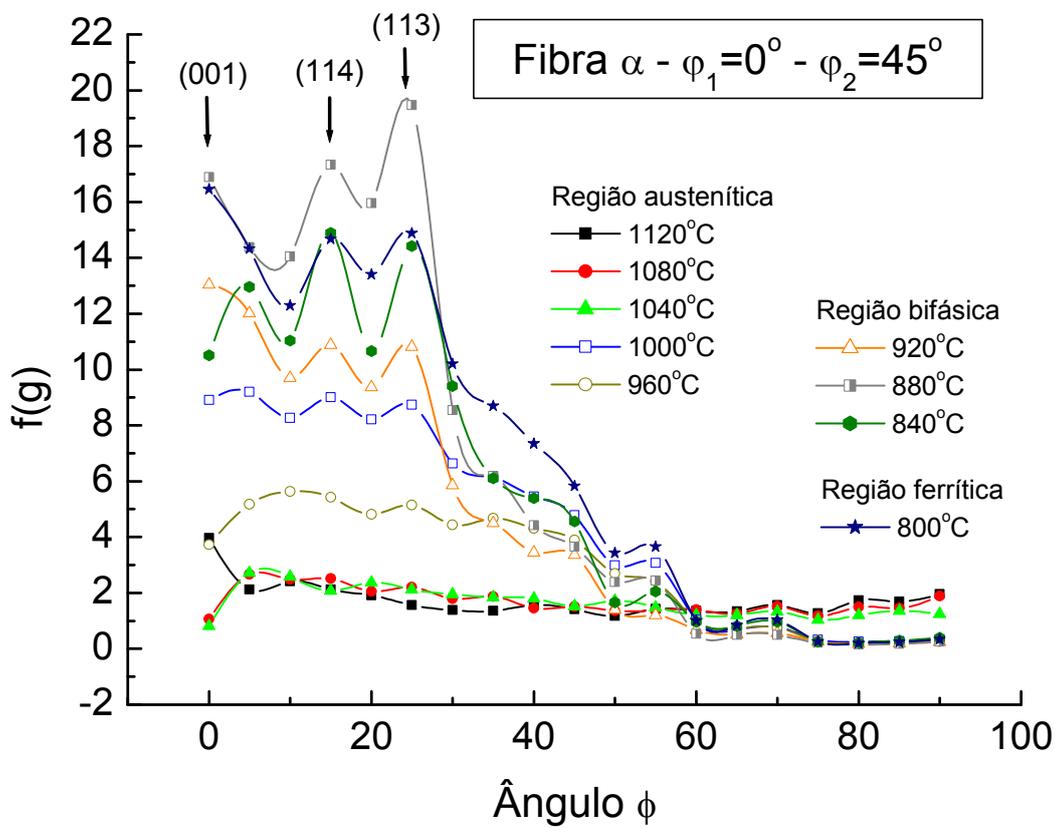


Figura 5.29– Variação da densidade de orientação ao longo da fibra α , direção $\langle 110 \rangle$ paralela à direção de laminação, DL, das amostras laminadas a diferentes temperaturas.

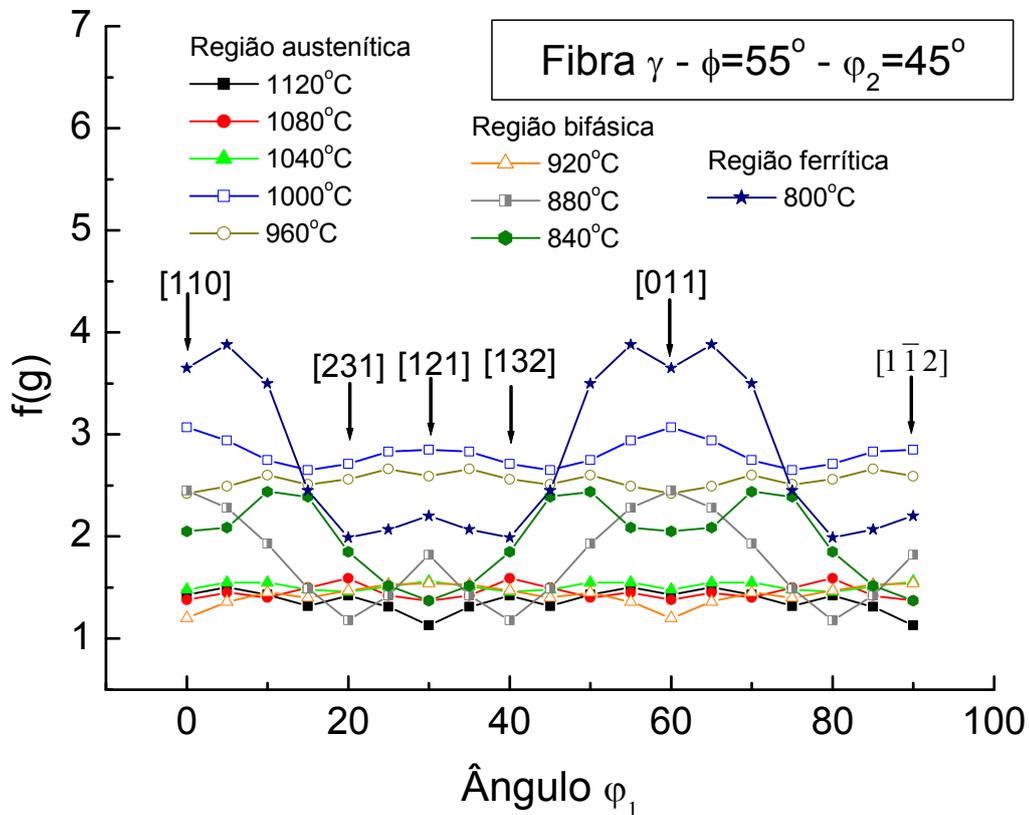


Figura 5.30 – Variação da densidade de orientação ao longo da fibra γ , direção $\langle 111 \rangle$ paralela à direção normal de laminação, DN, das amostras laminadas a diferentes temperaturas.

A figura 5.29 mostra que as densidades de orientação (intensidade) ao longo da fibra α tem valores altos para as componentes (001)[110], (114)[110] e (113)[110], para as temperaturas de laminação de acabamento de 920, 880 e 840°C, que correspondem à laminação na região bifásica (austenita + ferrita), e 800°C, que corresponde à laminação na região ferrítica. Para temperaturas de laminação na região austenítica, observa-se que as densidades de orientação são bem menores, sendo que para as três temperaturas mais

altas de laminação os valores das densidades de orientação são aproximadamente 2 (dois).

Na figura 5.29, quando a austenita se recristaliza antes de sua transformação em ferrita, prevalece a fraca fibra α , para as amostras laminadas na região austenítica. Isto se deve ao fato de as reduções na austenita não se acumularem e as repetidas recristalizações, dinâmica e estática, tenderem a enfraquecer a textura desta fase e, conseqüentemente, da fase ferrita transformada. Em temperaturas mais baixas de laminação no campo austenítico, observa-se uma tendência das densidades de orientação das componentes (001)[110], (114)[110] e (113)[110] aumentarem. Os valores das densidades de orientação para as três componentes da fibra α são listados na tabela V.1.

Tabela V.1 - Os valores das densidades de orientação para as três componentes da fibra α para amostras laminadas no campo austenítico.

Componentes	ϕ	1120°C	1080°C	1040°C	1000°C	960°C
(001)[110]	0°	3,96	1,07	0,81	8,91	3,73
(114)[110]	15°	2,12	2,51	2,08	9,01	5,42
(113)[110]	25°	1,57	2,2	2,12	8,74	5,14

A laminação das amostras no campo bifásico (austenita + ferrita) implica em densidades de orientação das componentes (001)[110], (114)[110] e (113)[110] da fibra α maiores. As texturas das amostras laminadas a 920, 880 e 840°C resultam de duas fontes: (i) da herança da textura da austenita e (ii) do desenvolvimento de uma textura de deformação na ferrita, provavelmente não recristalizada. Verifica-se, portanto, que a diminuição da temperatura de laminação no campo bifásico resulta em um reforço da fibra α , como já relatado por Kestens (Kestens, 1996).

Assim, a tendência de aumento da densidade de orientação das componentes (001)[110], (114)[110] e (113)[110], com o abaixamento da temperatura de laminação no campo bifásico, é resultado da deformação da ferrita e do aumento da sua fração

volumétrica antes da laminação de acabamento. Os valores das densidades de orientação para as três componentes da fibra α são listados na tabela V.2.

Tabela V.2 - Os valores das densidades de orientação para as três componentes da fibra α para amostras laminadas no campo bifásico.

Componentes	ϕ	920°C	880°C	840°C
(001)[110]	0°	13,04	16,89	10,51
(114)[110]	15°	10,88	17,33	14,9
(113)[110]	25°	10,81	19,46	14,42

Quando a laminação ocorre no campo ferrítico, temperatura de 800°C, verifica-se também uma forte fibra α , resultado da deformação de ferrita que provavelmente não recristaliza. Os valores das densidades de orientação para as três componentes da fibra α são listados abaixo.

- componente (001)[110], $\phi=0^\circ$ – densidade 16,5 do aleatório;
- componentes (114)[110], $\phi=15^\circ$ – densidade 14,7 do aleatório;
- componente (113)[110], $\phi=25^\circ$ – densidade 14,9 do aleatório.

A evolução da densidade de orientação da fibra α com a diminuição da temperatura de acabamento, para as componentes (001)[110], (114)[110] e (113)[110], é mostrada na figura 5.31. Nesta figura constata-se que as densidades de orientação destas componentes tendem a aumentar com a diminuição da temperatura de acabamento.

Observando a figura 5.30, verifica-se que as amostras apresentam uma fraca fibra γ , independente da temperatura de laminação de acabamento, e que a variação da densidade desta fibra com o ângulo ϕ_1 é pequena em cada temperatura de laminação. A exceção ocorre para a temperatura final de laminação de 800°C (campo ferrítico), onde se verifica uma variação mais acentuada das densidades de orientação com o ângulo ϕ_1 , como listado abaixo:

- componente (111)[110], $\phi_1=0^\circ$ – densidade 3,6 do aleatório;

- componentes $(111)[231]$, $\varphi_1=19^\circ$, $(111)[121]$, $\varphi_1=30^\circ$ e $(111)[132]$, $\varphi_1=40^\circ$ – densidade 2,0 do aleatório;
- componente $(111)[011]$, $\varphi_1=60^\circ$ – densidade 3,7 do aleatório;
- componente $(111)[1\bar{1}2]$ $\varphi_1=90^\circ$ – densidade 2,2 do aleatório.

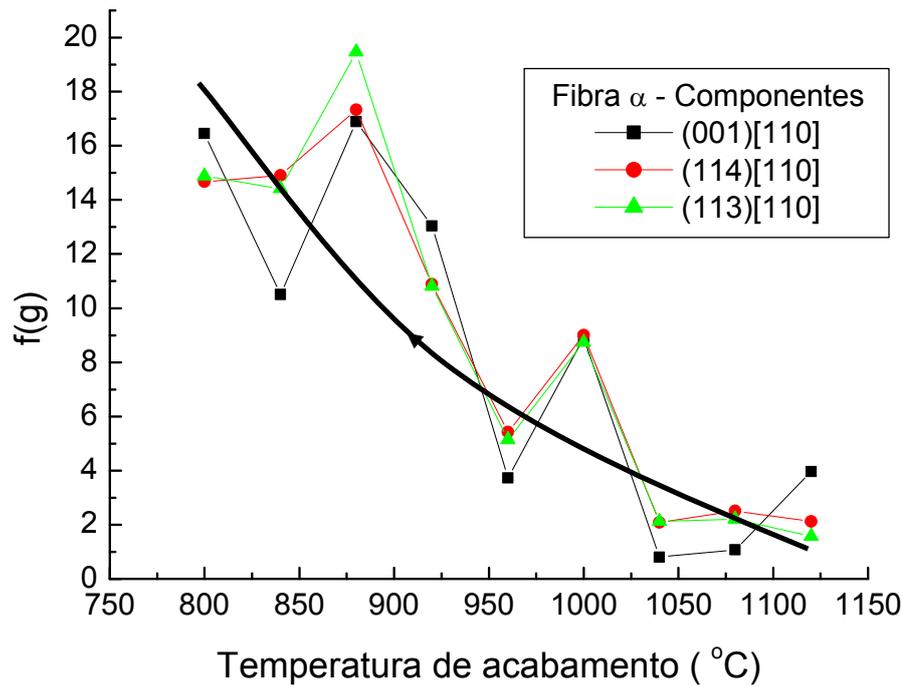


Figura 5.31 – Variação da densidade de orientação ao longo da fibra α , componentes $(001)[110]$, $(114)[110]$ e $(113)[110]$, em função da temperatura de laminação de acabamento.

A textura da bobina a quente e sua evolução com a temperatura de acabamento têm um papel importante nas propriedades magnéticas do aço, devido ao seu efeito sobre a textura de deformação na laminação a frio e, conseqüentemente, na textura após o recozimento final.

Segundo Paolinelli et al. (Paolinelli, 2003) e Cunha et al. (Cunha, 2002), o aço GNO com 1,3% de Si quando deformado a frio apresenta bandas de cisalhamento que formam

ângulos particulares com a direção de laminação e são áreas de deformação localizada onde grãos com orientação de Goss (110) [001] são formados. Após recozimento final a 900°C por 40s o material processado à temperatura de 1000°C apresentou um tamanho de grão um pouco superior ao processado a 920°C, como consequência do maior tamanho de grão de partida da bobina a quente recozida. A orientação cristalográfica final resultante do material laminado a 1000°C apresentou 30,7% de fibra η (direção $\langle 100 \rangle$ paralela à direção de laminação, observada seção $\varphi_2=0^\circ$ e $\varphi_1=0^\circ$) e 16% γ contra 27% η e 24,3% γ do material laminado a 920°C. Ambos processos resultaram numa orientação final com pico na componente de Goss (110)[001] porém, a temperatura de laminação mais alta gerou um pico de maior intensidade, ou seja, a laminação a 1000°C resultou numa orientação final bem mais favorável com menor intensidade de fibra γ e maior intensidade da fibra η com pico na orientação de Goss. O maior tamanho de grão aumentou a quantidade de bandas de deformação na laminação a frio em relação à área de contornos de grão gerando após recozimento final uma textura com maior fração de fibra η e menor de fibra γ e, por conseguinte, melhores propriedades magnéticas. O fato comprova e reforça a importância de se ter um grande tamanho de grão de partida para redução a frio dos aços GNO e que o acréscimo na temperatura de laminação a quente é um artifício para alcançá-lo.

Dos resultados de Paolinelli et al. (Paolinelli, 2003) e Cunha et al. (Cunha, 2002), é possível inferir que a laminação das bobinas a quente resultará em uma maior fração de fibra η , com pico na componente Goss, e, conseqüentemente, em melhores propriedades magnéticas, se a temperatura de laminação estiver na região austenítica. Além disso, a escolha de uma maior temperatura da laminação no campo austenítico implica em um maior tamanho médio de grão ferrítico de partida para a laminação a frio, que é importante para se obter uma textura dos aços GNO após o recozimento final mais adequada às propriedades magnéticas desejadas. Portanto, a tendência de se indicar uma alta temperatura de laminação está relacionada à textura de transformação das amostras laminadas na região austenítica, ou seja, oriunda da austenita recristalizada, que se

apresenta com fraca intensidade das componentes das fibras α e γ , e ao maior tamanho de grão da bobina a quente.

Capítulo 6. CONCLUSÕES

- A evolução da estrutura de grãos ferríticos com a temperatura de laminação de acabamento mostra que o tamanho médio do grão diminui com a redução da temperatura de laminação no campo austenítico e aumenta com a diminuição da temperatura de laminação no campo bifásico, atingindo um valor de $97\mu\text{m}$ quando a laminação ocorre a 800°C , no campo ferrítico.
- Durante a laminação no campo austenítico, a textura de transformação da austenita recristalizada apresenta fibra α e γ , com baixas densidades de orientação devido à alta fração da componente aleatória.
- Na laminação no campo bifásico e ferrítico, a textura de transformação e deformação é predominantemente fibra α , com as componentes $(001)[110]$, $(114)[110]$ e $(113)[110]$ tendo altos valores de densidades de orientação.
- Observa-se um tendência das componentes $(001)[110]$, $(114)[110]$ e $(113)[110]$ da fibra α aumentarem suas densidades de orientação com a diminuição da temperatura de laminação de acabamento.
- A presença fraca da fibra α nas bobinas a quente é benéfica do ponto de vista da textura após o recozimento final (recristalização), que pode gerar uma textura com maior fração de fibra η , com componente Goss e, por conseguinte, melhores propriedades magnéticas. Pode-se inferir que a laminação no campo austenítico, a temperaturas mais altas, atende aos requisitos de processamento termomecânico e textura que resultarão em propriedades magnéticas mais adequadas ao aço GNO.

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS, Standard Method for Determining Average Grain Size – E 112-82, Annual Book of ASTM Standards, Philadelphia, p.121-159, 1982.
- BAIN, R. C. Rates of Reactions in Solid Steel. Trans. Am. Inst. Min. and Met. Eng, vol.100, p. 13-46, agosto 1932.
- BUNGE, H. J., Mathematische Methoden der Texturanalyse, Akademie Verlag, 1969. In ref. [VIANA2001]
- CAMPOS, M. F. et al., Avaliação de textura em aços elétricos GNO. In: SEMINÁRIO DE LAMINAÇÃO, 34, Belo Horizonte, MG, 1997. Anais, p. 131-150.
- CAMPOS, M. F., Microestrutura, textura e propriedades magnéticas em aços elétricos. 2000, 143 folhas. Tese (Doutorado em Engenharia Metalúrgica e de Materiais) - Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, 2000.
- CHANG, L. et al., A study of static recrystallization in 1,3%Si electrical steel after hot rolling and annealing. China Steel Tech. Rep., n.11, p.1-9, 1998.
- CULLITY, B. D, Introduction to magnetic materials, Pearson Addison Wesley – 350p, 1972.
- CUNHA, M. A., PAOLINELLI, S. C., CÉSAR, M.M.M.G., Avanços na produção de aço GNO na Acesita, 56º Conferência anual da ABM, 2001, Belo Horizonte.
- 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., Non oriented silicon steel recrystallizations texture study - Materials science forum vols 408-412, 2002, Trans Tech Publications – Switzerland, 2002, p 779-784.
- CUNHA, M.A., Efeito da adição de Mn e Al no aço 3,2% Si. Anais de 55º Congresso da ABM, 2000, São Paulo, 2000, p. 1404-1408.

- ENGLER, O., JURA, J., MATTHIES, S., Influence of number and arrangement of single orientation measurements on their statistical relevance ICOTOM 12 vol. 1, p. 68-73, 1999.
- GOSS, N.P., Electrical sheet and method for its manufacture and test. U.S. Patent 1965559, 1934
- GRENINGER, A. B., TROIANO, A. R., Trans. Am. Inst. Min. and Met. Eng. Vol. 185, p.59, 1949.
- HARATANI, T., HUTCHINSON, W. B., DILLAMORE, L. L., BATE, P., Contribution of shear banding to origin of Goss texture in silicon iron. Metal Science 18, p. 57-65, 1984.
- HONDA, A. et al., Effects of core materials on efficiency of inverter drive motor. Kawasaki steel Tech. Rep.Japão, n.39, p.36-40, Japão - 1998.
- HUMPHREYS, F. J., HATHERLY, M., Recrystallization and related annealing phenomena. Pergamon Press, Oxford - USA, 1995.
- KESTENS, L. et al., Orientation selective recrystallization of nonoriented electrical steels. Trans. Am. Inst. min. and Met. Eng, v.27A, p2347-2358, 1996.
- KURDJUMOV, G., SACHS, G., PHYS, Z., Mechanism on the orientation relation between martensite and austenite . 64, p.325, 1930.
- LANDGRAF, F. J. G. et al., Modelamento da anisotropia de propriedades magnéticas de aços siliciosos totalmente processados Anais do 56º Congresso da ABM [CDROM] Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais - São Paulo, 2001 p. 1612-1620.
- LANDGRAF, F. J. G et al., Non-oriented electrical steels in Brazil: production, research, market and technical requirement trends. Anais da Intertech Conference SoftMag, Ed. Intertech, EUA, 2000.
- LIMA, N. B. et al., Textura de recristalização. In: WORKSHOP SOBRE TEXTURA E RELAÇÕES DE ORIENTAÇÃO, EPUSP – São Paulo, 2001, p.59-75.
- LOW, M., Determinação do estágio inicial da recristalização em ligas de Al e difração de raios X. 2000, 113 folhas. Tese (Mestrado em Engenharia de Materiais) - IPEN/CNEN-SP, 2000.

- McCURRIE, R. A., *Ferromagnetic Materials - Structure and Properties*. London, Academic Press, London – Reino Unido, 1994.
- McQUEEN, H. J., JONAS, J. J. Recovery and recrystallization during high temperature deformation. In: *Treatises on Materials Science and Technology*, vol. 6 (Plastic Deformation of Materials), p.393-493, 1975.
- PADILHA, A. F., SICILIANO Jr., F., Encruamento, recristalização, crescimento de grão e textura. Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais - ABM, São Paulo, 1996.
- PALUMBO, G. et al., On a more restrictive Geometric Criterion for "Special" CSL grain boundaries *Scripta Materialia*, vol. 38, n. 11, p. 1685-1690, 1998.
- PAOLINELLI, S. C., CUNHA, M. A., Efeito da temperatura de acabamento sobre a estrutura e as propriedades magnéticas de um aço de grão não orientado com 1,3% Si. In: 58º Congresso Anual da ABM, Rio de Janeiro, 2003, p.2229-2236.
- PINTO, A.L. et al., A utilização da técnica de EBSD em estudos de microestrutura e mesotextura, In: *WORKSHOP SOBRE TEXTURA E RELAÇÕES DE ORIENTAÇÃO*, São Paulo - EPUSP, p.1-14, 2001.
- RAY, R. K.; JONAS, J. J., Transformation textures in steels, *ISIJ International*, vol. 34, n° 12, p. 927-942, 1994.
- SHIMANAKA, H. et al., Non oriented Si-steels useful for energy efficient electrical apparatus. In: *Energy Efficient Electrical Steels*, p.193-204, 1981.
- SHIMANAKA, H. et al., Recent development on non-oriented electrical steel sheets. *J. Magn. Mat.*, v. 26, p. 57-64, 1982.
- VIANA, C.S.C. et al., Texturas de deformação. In: *WORKSHOP SOBRE TEXTURA E RELAÇÕES DE ORIENTAÇÃO*, São Paulo - EPUSP, p.23-37, 2001.
- VIANA, C.S.C. et al., Texturas de transformação de fases. In: *WORKSHOP SOBRE TEXTURA E RELAÇÕES DE ORIENTAÇÃO*, São Paulo - EPUSP, p.131-143, 2001.

SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

- Uso EBSD para estudo das heterogeneidades da microestrutura e da evolução da recristalização com a temperatura de laminação.
- Análise das propriedades magnéticas da bobinas após laminação a frio e recozimento final.