

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

Tese de Doutorado

“Influência da redução a frio e da microestrutura e da textura iniciais na microestrutura, textura e propriedades de um aço inoxidável ferrítico estabilizado ao nióbio”.

Autora: Daniella Gomes Rodrigues
Orientadores: Prof. Berenice Mendonça Gonzalez
Dr. Tarcísio Reis de Oliveira

2017

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

Daniella Gomes Rodrigues

“Influência da redução a frio e da microestrutura e da textura iniciais na microestrutura, textura e propriedades de um aço inoxidável ferrítico estabilizado ao nióbio”

Tese apresentada ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia Metalúrgica, Materiais e de Minas da Escola de Engenharia da Universidade Federal de Minas Gerais, como requisito parcial para obtenção do Grau de Doutora em Engenharia Metalúrgica, Materiais e de Minas.

Área de Concentração: Metalurgia Física.
Orientadores: Prof.^a. Berenice Mendonça Gonzalez
Dr. Tarcísio Reis de Oliveira

Belo Horizonte
Escola de Engenharia da UFMG

2017

Folha de Aprovação

Agradecimentos

Agradeço a Deus, pela saúde, pela força e pela oportunidade.

Ao Dr. Tarcísio Reis de Oliveira pela motivação, confiança, oportunidade e orientação para a realização deste projeto.

À professora Berenice Gonzalez pela orientação, incentivo, confiança, disponibilidade e oportunidade de realização esta pesquisa.

A equipe de técnicos do Centro de Pesquisa da Aperam South America pelo apoio técnico. Em especial, a Luciana, Michela, Anderson, Paulo, Robson, Hamlet e Geraldo.

Ao técnico pesquisador, Cláudio Alcântara pela colaboração técnica, dedicação, empenho e apoio para a realização deste projeto.

Aos pesquisadores do Centro de Pesquisa da Aperam South. Em especial, Hélio Alves, Dirceni de Souza Costa e Amorim e Ricardo José Costa, pelas sugestões e discussões.

Ao professor Marco Antônio Cunha pelas discussões e sugestões.

Aos professores e servidores do PPGEM. Em especial, Cida, Patrícia, Ilda e Nelson.

Aos técnicos do Centro de Microscopia da Universidade Federal de Minas Gerais pelo apoio técnico. Em especial, ao Douglas Miquita e Érico Freitas.

À minha família e ao Geovane, que sempre me apoiaram todos esses anos.

Aos amigos adquiridos ao longo destes anos no programa de pós-graduação e na vida. Em especial, a Janaina, Douglas, Paola, Ariane, Leandro, Ângelo, Fábio e Sara.

Ao CNPq pelo fomento e À Aperam South America pelo material fornecido, apoio e pelos ensaios realizados.

Sumário

RESUMO.....	xvii
ABSTRACT.....	xviii
1. INTRODUÇÃO.....	1
2. OBJETIVOS.....	2
3. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....	3
3.1. Aços Inoxidáveis Ferríticos.....	3
3.2. Textura dos Aços Inoxidáveis Ferríticos.....	5
3.3. Heterogeneidade Microestrutural Formada na Deformação Plástica.....	8
3.4. Influência da Redução a Frio na Textura, na Recristalização e na Estampagem 12	
3.5. Influência da Textura após Laminação a Quente nas Texturas de Deformação e Recristalização	18
3.6. Influência da Microestrutura Inicial na Deformação, Textura e Microestrutura Final	21
4. MATERIAIS E MÉTODOS	26
4.1. Material	26
4.2. Processamento Termomecânico.....	26
4.3. Recozimento.....	27
4.4. Caracterização	28
4.5. Análise por Microscopia Ótica.....	29
4.6. Análise por EBSD	30
4.6.1. Procedimento de análise	30
4.7. Análise por Microscopia Eletrônica de Transmissão.....	31
4.8. Análise por Difração de Raios-X.....	31
4.9. Determinação das Propriedades Mecânicas	32

5.	RESULTADOS	34
5.1.	Microestrutura e Microtextura das BQs – Amostras Iniciais.....	34
5.2.	Microestrutura após a Deformação	38
5.2.1.	Microestrutura após a deformação observada por microscopia ótica	38
5.2.2.	Microestrutura após a deformação observada por EBSD	44
5.2.3.	Microestrutura após a deformação observada por MET.....	51
5.3.	Macrotextura após a Primeira Laminação a Frio	55
5.4.	Microestrutura e Microtextura das Amostras após o Recozimento Intermediário.....	60
5.5.	Microestrutura após a Segunda Laminação a Frio	65
5.6.	Macrotextura após a Segunda Laminação a Frio	67
5.7.	Microestrutura e Microtextura após o Recozimento Final.....	71
5.7.1.	Amostra com espessura inicial de 3 mm	71
5.7.2.	Amostra com espessura inicial de 4 mm	73
5.7.3.	Amostra com espessura inicial de 6 mm	76
5.8.	Evolução da Recristalização	80
5.9.	Início da Recristalização	87
5.9.1.	Recuperação.....	87
5.9.2.	Processo de Recristalização	92
5.9.3.	Influência do Diâmetro Inicial na Recristalização.....	95
5.10.	Caracterização dos Precipitados	97
5.11.	Propriedades Mecânicas	100
5.11.1.	Limite de escoamento, limite de resistência, alongamento uniforme e total	100
5.11.2.	Coefficiente de anisotropia normal médio e planar.....	101
6.	Discussão.....	102

6.1. Efeito do Diâmetro de Grão Inicial e do Percentual de Redução na Microestrutura Deformada.....	102
6.2. Efeito do Diâmetro de Grão Inicial e do Percentual de Redução na Microestrutura Recristalizada	103
6.3. Influência do Diâmetro de Grão e Textura Inicial na Textura de Deformação	110
6.4. Efeito da Textura e Diâmetro de Grão Inicial na Textura de Recristalização	114
6.5. Efeito da Deformação e Diâmetro de Grão Inicial nas Propriedades Mecânicas	119
6.6. Efeito da Deformação e Diâmetro de Grão Inicial no Coeficiente de Anisotropia Normal Médio e no Coeficiente de Anisotropia Planar	120
6.7. Efeito da Inserção do Recozimento Intermediário no Coeficiente de Anisotropia Normal Médio e no Coeficiente de Anisotropia Planar	122
6.8. Influência da Textura Inicial no Coeficiente de Anisotropia Normal Médio e no Coeficiente de Anisotropia Planar	124
7. CONCLUSÕES	127
8. CONTRIBUIÇÃO ORIGINAL DESTA TESE	129
9. RELEVÂNCIA DOS RESULTADOS	130
10. SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS	131
11. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	132

Lista de Figuras

- Figura 3:1: Textura de um aço inoxidável ferrítico com 16,5% Cr. Perfil ao longo da espessura: a) Fibra α , b) Fibra γ e c) Fibra η ⁽¹³⁾ 6
- Figura 3:2: Heterogeneidade na textura da BQ. a) Mapa de orientação; b) FDOC para seção de $\varphi_2=45^\circ$ espessura completa; c) Região 0 a 25% e d) Região 25% a 50% ⁽¹²⁾ 7
- Figura 3:3: Característica da microestrutura em metais policristalinos deformados por escorregamento ⁽¹⁹⁾. Adaptado. 9
- Figura 3:4: Representação da microestrutura deformada: a) Para pequenas e médias deformações e b) Para altas deformações ⁽²⁰⁾ 11
- Figura 3:5- Subestrutura do aço inoxidável ferrítico deformado a frio para deformação de: a) 2,0 e b) 4,4 ⁽²²⁾ 11
- Figura 3:6- Seção de $\varphi_2=45^\circ$ para as amostras laminadas a frio com redução de 30 %, 60 %, 80 % e 90 % ⁽²⁵⁾ 13
- Figura 3:7: Efeito do grau de deformação a frio nas componentes da fibra α . a) Região do centro da espessura e b) Região próxima à superfície ⁽¹⁴⁾ 14
- Figura 3:8: Efeito da redução a frio nas componentes da fibra γ e α em um aço baixo carbono ⁽²⁴⁾. Fração volumétrica medida com desvio de 10° em relação à orientação ideal..... 15
- Figura 3:9: Cinética de recristalização para as amostras laminadas a frio para várias reduções e recozidas isotermicamente a 750°C . O tempo indicado não inclui o tempo para alcançar a temperatura de 750°C ⁽²⁷⁾ 17
- Figura 3:10: Seção de $\varphi_2=45^\circ$. Textura de deformação (a, c e e) e textura de recristalização (b, d e f). a e b com 50 % de redução; c e d com 75 % de redução a frio; e e f com 90 % de redução a frio ⁽²⁷⁾ 17
- Figura 3:11: Textura da bobina laminada a frio da amostra sem recozimento da BQ. (a) $s=0,0$ (centro); (b) $s=0,5(1/4$ da espessura); (c) $s=1,0$ (superfície); (d) Textura global obtida da soma das três regiões ⁽⁹⁾ 18
- Figura 3:12: Textura da bobina laminada a frio da amostra recozida previamente. (a) $s=0,0$ (centro); (b) $s=0,5(1/4$ da espessura); (c) $s=1,0$ (Superfície); (d) Textura global obtida da soma das três regiões ⁽⁹⁾ 19
- Figura 3:13: Textura de recristalização da amostra sem recozimento. (a) $s=0,0$ (centro); (b) $s=0,5(1/4$ da espessura); (c) $s=1,0$ (Superfície); (d) Textura global obtida da soma das três regiões ⁽⁹⁾ 19
- Figura 3:14: Textura de recristalização da amostra com recozimento. (a) $s=0,0$ (centro); (b) $s=0,5(1/4$ da espessura); (c) $s=1,0$ (Superfície); (d) Textura global obtida da soma das três regiões ⁽⁹⁾ 19

Figura 3:15: Nucleação de grãos com orientação $\{111\}\langle 112\rangle$ em grãos com orientação $\{111\}\langle 110\rangle$ e $\{112\}\langle 110\rangle$ ⁽¹¹⁾	21
Figura 3:16: Diâmetro de grão recristalizado para várias reduções e recozidas em 750 °C por 120 s ⁽³²⁾	23
Figura 3:17: Valor de r e Δr das amostras A e B para várias reduções a frio ⁽³²⁾	23
Figura 3:18: Efeito da textura inicial. a) BQ recozida por recozimento em caixa; b) BF recozida por recozimento em caixa. c) BQ recozida por recozimento contínuo; d) BF recozida por recozimento contínuo ⁽³⁵⁾	24
Figura 4:1: Fluxograma do processamento mecânico.	27
Figura 4:2: Curva do recozimento final para todas as amostras.	27
Figura 4:3: Corpo de prova para ensaio de tração.	32
Figura 5:1: Microestrutura e microtextura das amostras laminadas a quente. a) 3 mm; b) 4 mm c) 6 mm.	35
Figura 5:2: Microestrutura e textura das amostras com grãos finos laminadas a quente. a) 3 mm; b) 4 mm c) 6 mm.	36
Figura 5:3: Textura global das bobinas laminadas a quente com diferentes características iniciais. a) 3GBQ; b) 3FBQ; c) 4GBQ; d) 4FBQ; e) 6GBQ; f) 6FBQ. ..	37
Figura 5:4: Microestrutura após a redução de 60 % (3-1,2 mm) e 80 % (3-0,6 mm) – a) 3GBQ-60% ILF; b) 3GBQ-80% ILF c) 3FBQ-60% ILF; d) 3FBQ-80% ILF.	39
Figura 5:5: Microestrutura após a redução de 60 % (4-1,6 mm) e 85 % (4-0,6 mm) – a) 4GBQ-60% ILF; b) 4GBQ-85% ILF c) 4FBQ-60% ILF; d) 4FBQ-85% ILF.	40
Figura 5:6: Microestrutura após a redução de 50 % (6-3 mm) e 90 % (6-0,6 mm) – a) 6GBQ-50% ILF; b) 6GBQ-90% ILF c) 6FBQ-50% ILF; d) 6FBQ-90% ILF.	41
Figura 5:7: Relação de H, diâmetro do grão inicial e o percentual de deformação.	43
Figura 5:8: Efeito da redução a frio e do diâmetro de grão inicial na energia armazenada na deformação.	44
Figura 5:9: Microestrutura e microtextura após 50 % de redução a frio – 6GBQ-50% ILF– a) Mapa de orientação; b) Mapa de IQ com contorno de grão.	45
Figura 5:10: Região próxima à superfície da amostra 6GBQ-50% ILF– a) Mapa de orientação; b) Mapa de IQ com de contorno de grão.	46
Figura 5:11: Grão deformado $100 \langle 011 \rangle$. a) IPF-D.N; b) IPF-D.L; c) Mapa de IQ com KAM; d) Mapa de IQ com contorno de baixo ângulo.	47

- Figura 5:12: Grão deformado $100 \langle 011 \rangle$. a) IPF-D.N; b) IPF-D.L; c) Mapa de IQ com KAM; d) Mapa de IQ com contorno de baixo ângulo. 47
- Figura 5:13: Grão deformado $100 \langle 011 \rangle$ da amostra 6FBQ-90%ILF a) IPF-D.N; b) IPF-D.L; c) Mapa com contorno de ângulo. 48
- Figura 5:14: Grão deformado $100 \langle 011 \rangle$ da amostra 6FBQ-90%ILF a) IPF-D.N; b) IPF-D.L; c) Mapa de IQ com contorno de ângulo. 49
- Figura 5:15: Grão deformado 111011 após 80 % de deformação- 3GBQ-80%ILF a) IPF-D.N; b) Mapa com orientação de Goss; c) Mapa de IQ com contorno de ângulo; d) Mapa com orientações da fibra γ 50
- Figura 5:16: Grão deformado $111//D.N$ após 80 % de deformação 3GBQ-80%ILF a) IPF-D.N; b) IPF-D.L; c) Mapa com contorno de ângulo; d) Mapa com fator de Taylor. 51
- Figura 5:17: Subestrutura após 50 % de deformação da amostra 6GBQ-50%ILF. a e b) Células de deformação; c) Emaranhado de deslocações. 52
- Figura 5:18: Subestrutura após 50 % de deformação da amostra 6GBQ-50%ILF. a) Acúmulo de deslocações próximo ao contorno e b) Regiões estreitas separadas por densa parede de deslocações. 53
- Figura 5:19: Subestrutura após 60 % de deformação da amostra 3GBQ-60%ILF. a) Subestrutura celular e b) Arranjos de deslocações. 53
- Figura 5:20: Subestrutura após 80 % de deformação da amostra 3GBQ-80%ILF. a) Campo claro e b) Campo escuro. 54
- Figura 5:21: Subestrutura após 90 % de deformação da amostra 6GBQ-90%ILF. a) Subestrutura celular e b) Emaranhado de deslocações. 55
- Figura 5:22: Macrot textura após redução de 60 % (3-1,2 mm) – a) 3GBQ-60%ILF- Superfície; b) 3GBQ-60%ILF - Centro; c) 3FBQ-60%ILF - Superfície; d) 3FBQ-60%ILF - Centro. 56
- Figura 5:23: Macrot textura após redução de 80 % (3-0,6 mm) – a) 3GBQ-80%ILF superfície; b) 3GBQ-80%ILF - Centro; c) 3FBQ-80%ILF- Superfície; d) 3FBQ-80%ILF- Centro. 56
- Figura 5:24: Macrot textura após redução de 60 % (4-1,6 mm) – a) 4GBQ-60%ILF- Superfície; b) 4GBQ-60%ILF- Centro; c) 4FBQ-60%ILF- Superfície; d) 4FBQ-60%ILF- Centro. 57
- Figura 5:25: Macrot textura após redução de 85 % (4-0,6 mm) – a) 4GBQ-85% ILF - Superfície; b) 4GBQ-85% ILF - Centro; c) 4FBQ-85% ILF - Superfície; d) 4FBQ-85% ILF - Centro. 57

Figura 5:26: Macrotextura após redução de 50 % (6-3 mm) – a) 6GBQ-50% ILF - Superfície; b) 6GBQ-50% ILF - Centro; c) 6FBQ-50% ILF - Superfície; d) 6FBQ-50% ILF - Centro.	58
Figura 5:27: Macrotextura após redução de 90 % (6-0,6 mm) – a) 6GBQ-90% ILF - Superfície; b) 6GBQ-90% ILF - Centro; c) 6FBQ-90% ILF - Superfície; d) 6FBQ-90% ILF - Centro.	58
Figura 5:28: Efeito da deformação na fração da fibra α . a) Região próxima à superfície; b) Região central.	59
Figura 5:29: Efeito da deformação na fração da fibra γ . a) Região próxima à superfície; b) Região central.	59
Figura 5:30: Microestrutura e microtextura das amostras após o primeiro recozimento. a) 3GBQ-60%-ILFR- IPF; b) 3FBQ-60%-ILFR-IPF; c) 3GBQ-60%-ILFR FDOC; d) 3FBQ-60%-ILFR FDOC.	60
Figura 5:31: Distribuição do diâmetro de grão nas amostras 3GBQ-60%-ILFR e 3FBQ-60%-ILFR.	61
Figura 5:32: Microestrutura e microtextura das amostras após o primeiro recozimento. a) 4GBQ-60%-ILFR IPF; b) 4FBQ-60%-ILFR; c) 4GBQ-60%-ILFR FDOC; d) 4FBQ-60%-ILFR FDOC.	62
Figura 5:33: Distribuição do diâmetro de grão nas amostras 4GBQ-60%-ILFR e 4FBQ-60%-ILFR.	63
Figura 5:34: Microestrutura e microtextura da amostra após o primeiro recozimento. a) 6GBQ-50%-ILFR-IPF; b) 6FBQ-50%-ILFR-IPF; c) 6GBQ-50%-ILFR FDOC; d) 6FBQ-50%-ILFR FDOC.	64
Figura 5:35: Distribuição do diâmetro de grão nas amostras 6GBQ-50%-ILFR e 6FBQ-50%-ILFR.	64
Figura 5:36: Microestruturas após a segunda laminação 3-1,2-0,6 mm. a) 3GBQ-50%-IILF; b) 3FBQ-50%-IILF.	66
Figura 5:37: Microestruturas após a segunda laminação 4-1,6-0,6 mm. a) 4GBQ-63%-IILF; b) 4FBQ-63%-IILF.	66
Figura 5:38: Microestruturas após a segunda laminação 6-3-0,6 mm. a) 6GBQ-80%-IILF; b) 6FBQ-80%-IILF.	67
Figura 5:39: Macrotextura de deformação após a segunda laminação 3-1,2-0,6 mm. a) 3GBQ-50%-IILF - Superfície; b) 3GBQ-50%-IILF - Centro; c) 3FBQ-50%-IILF - Superfície; d) 3FBQ-50%-IILF - Centro.	67

- Figura 5:40: Macrotextura de deformação após a segunda laminação 4-1,6-0,6 mm. a) 4GBQ-63%-IILF- Superfície; b) 4GBQ-63%-IILF - Centro; c) 4FBQ-63%-IILF - Superfície; d) 4FBQ-63%-IILF - Centro. 68
- Figura 5:41: Macrotextura de deformação após a segunda laminação – 6-3,0-0,6 mm. a) 6GBQ-80%-IILF - Superfície; b) 6GBQ-80%-IILF - Centro; c) 6FBQ-80%-IILF - Superfície; d) 6FBQ-80%-IILF - Centro. 69
- Figura 5:42: Influência da deformação e diâmetro de grão na fração da fibra α . a) Região próxima à superfície; b) Região do centro. 70
- Figura 5:43: Influência da deformação e diâmetro de grão na fração da fibra γ . a) Região próxima à superfície; b) Região do centro. 70
- Figura 5:44: Microestrutura e microtextura das amostras processadas com redução direta. a) 3GBQ-80%-ILFR; b) 3FBQ-80%-ILFR. 71
- Figura 5:45: Microestrutura e microtextura das amostras processadas com recozimento intermediário. a) 3GBQ-50%-IILFR. b) 3FBQ-50%-IILFR 72
- Figura 5:46: Textura de recristalização para ambos os processos e amostras. a) 3GBQ-80%-ILFR FDOC; b) 3FBQ-80%-ILFR FDOC; c) 3GBQ-50%-IILFR FDOC; d) 3FBQ-50%-IILFR FDOC. 73
- Figura 5:47: Microestrutura e microtextura das amostras processadas com redução direta. a) 4GBQ-85%-ILFR; b) 4FBQ-85%-ILFR. 74
- Figura 5:48: Microestrutura e microtextura de recristalização para as amostras com recozimento intermediário. a) 4GBQ-63%-IILFR; b) 4FBQ-63%-IILFR 75
- Figura 5:49: Microtextura de recristalização para os processos com e sem recozimento intermediário e amostras com grãos grossos e grãos finos. a) 4GBQ-85%-ILFR FDOC; b) 4FBQ-85%-ILFR FDOC; c) 4GBQ-63%-IILFR FDOC; d) 4FBQ-63%-IILFR FDOC. 76
- Figura 5:50: Microestrutura e microtextura das amostras processadas com redução direta. a) 6GBQ-90%-ILFR; b) 6FBQ-90%-ILFR. 77
- Figura 5:51: Microestrutura e microtextura das amostras com recozimento intermediário. a) 6GBQ-80%-IILFR; b) 6FBQ-80%-IILFR. 78
- Figura 5:52: Microtextura de recristalização para os processos com e sem recozimento intermediário e amostras com grãos grossos e grãos finos. a) 6GBQ-90%-ILFR FDOC; b) 6FBQ-90%-ILFR FDOC; c) 6GBQ-80%-IILFR; d) 6FBQ-80%-IILFR. 79
- Figura 5:53: Fator de homogeneidade e fator de bandeamento das amostras recristalizadas. a) Fator de homogeneidade; b) Fator de bandeamento. 80

- Figura 5:54: Evolução da fração amaciada com a temperatura de interrupção das amostras processadas por redução direta. a) Espessura inicial de 3 mm; b) Espessura inicial de 4 mm; c) Espessura inicial de 6 mm 84
- Figura 5:55: Microestrutura das amostras com 80 % (3-0,6 mm) recozidas até as temperaturas de 750 °C e 800 °C. a) 3GBQ-80%ILF-750 °C; b) 3GBQ-80%ILF- 800 °C; c) 3FBQ-80%ILF- 750 °C; d) 3FBQ-80%ILF- 800 °C. 85
- Figura 5:56: Microestrutura das amostras com 85 % (4-0,6 mm) recozidas até as temperaturas de 750 °C e 800 °C. a) 4GBQ-85%ILF- 750 °C; b) 4GBQ-85%ILF- 800 °C; c) 4FBQ-85%ILF- 750 °C; d) 4FBQ-85%ILF- 800 °C. 86
- Figura 5:57: Microestrutura das amostras com 90 % (6-0,6 mm) recozidas até as temperaturas de 750 °C e 800 °C. a) 6GBQ-90%ILF- 750 °C; b) 6GBQ-90%ILF- 800 °C; c) 6FBQ-90%ILF- 750 °C; d) 6FBQ-90%ILF- 800 °C. 86
- Figura 5:58: Subestruturas observadas nas amostras 3GBQ-50%IILF retiradas em 750 °C e 800 °C. a) Regiões com baixa densidade de deslocamentos e subgrãos da amostra removida em 750 °C; b) Região bandeada com subgrãos desenvolvidos na amostra removida em 800 °C. 87
- Figura 5:59: Subgrãos e arranjos de deslocamentos observados na amostra 3GBQ-50%IILF retirada em 750 °C. A) Subgrãos; b) Arranjos de deslocamentos. 88
- Figura 5:60: Amostra 3GBQ-50%IILF recozida até 750 °C. a) Mapa de orientação; b) Mapa de IQ com contorno de grão; c) Mapa IQ com GOS; d) Mapa IQ com KAM calculado considerando o 1°vizinho. 89
- Figura 5:61: Amostra 3GBQ-50%IILF recozida até 800 °C. a) Mapa de orientação; b) Mapa de IQ com contorno; c) Mapa de IQ com GOS; d) Mapa IQ com KAM calculado considerando o 1°vizinho..... 90
- Figura 5:62: Variação da fração de contornos com o aumento da temperatura da amostra 3GBQ-50%IILF. 91
- Figura 5:63: Núcleos formados no grão $\{110\} \langle 001 \rangle$ na amostra 3GBQ-50%IILF. a) IPF; b) Mapa com fator de Taylor. 91
- Figura 5:64: Microestrutura observada por MET das amostras 6FBQ-90%ILFR. a) Amostra recozida até 750 °C. b) Amostra recozida até 800 °C. c) Padrão de difração do grão destacado..... 92
- Figura 5:65: Amostra 6FBQ-90%ILFR recozida até 750 °C. a) Mapa de orientação b) Mapa de IQ com contorno de grão; c) Mapa de IQ com GOS; d) Mapa IQ com KAM calculado considerando o 1°vizinho. 93
- Figura 5:66: Amostra 6FBQ-90%ILFR recozida até 800 °C. a) Mapa de orientação b) Mapa de IQ com contorno de grão; c) Mapa de IQ com GOS; d) Mapa IQ com KAM calculado considerando o 1°vizinho. 94

Figura 5:67: Curva de amaciamento das amostras 6GBQ-90%ILF e 6FBQ-90%ILF. ..	95
Figura 5:68: Microestrutura observada pelo mapa de orientação das amostras recozidas até 750 °C e 800 °C. a e b) 6GBQ-90%ILFR; c e d) 6FBQ-90%ILFR.....	96
Figura 5:69: Subestrutura observada por MET da amostra 6GBQ-90%ILF. a) Nucleação em torno do precipitado. b) Deslocações no interior do subgrão. C) Espectro de perda de energia de elétrons do precipitado (EELS).	97
Figura 5:70: Precipitados na matriz ferrítica observados nas amostras deformadas.	98
Figura 5:71: Precipitado na matriz ferrítica. a) Precipitado. b) Espectro de EDS de precipitado na amostra 6GBQ-50%ILF.	98
Figura 5:72: Região do contorno dos grãos após o recozimento para a recristalização, amostras 4GBQ-85%ILFR.	99
Figura 6:1: Efeito do percentual de deformação e do tamanho de grão inicial no diâmetro de grão final recristalizado.	104
Figura 6:2: Influência do tamanho de grão inicial na recristalização. a) 3GBQ-80%ILFR -850 °C; b) 3FBQ-80%ILFR-850 °C; c) 4GBQ-85%ILFR-850 °C; d) 4FBQ-85%ILFR-850 °C.	104
Figura 6:3: Mecanismo de recristalização observado na amostra 6GBF-90%ILF recozida até 800 °C. a) Mapa de orientação; b) Mapa de IQ com KAM (2°vizinho); c) Mapa de IQ com contorno de grão.	108
Figura 6:4: Variação da fração da fibra α e da fração da fibra γ com a deformação para os dois diâmetros de grão iniciais.	114
Figura 6:5: Variação da fração da fibra θ e da fibra $\{110\} // P.C$ com a deformação para os dois diâmetros de grão iniciais.	117
Figura 6:6: Variação do coeficiente de anisotropia normal médio e do coeficiente de anisotropia com o grau de deformação e com o diâmetro de grão inicial.	121
Figura 6:7: Diagrama da fibra γ para as amostras com recozimento intermediário e redução direta.....	123
Figura 6:8: Variação do coeficiente de anisotropia normal médio com a razão entre as fibras γ e θ	124
Figura 6:9: Efeito da textura inicial no coeficiente de anisotropia para as amostras com 80 % de deformação.	125

Lista de Tabelas

Tabela 3:1 Efeito dos elementos de liga na estrutura e nas propriedades dos aços inoxidáveis ferríticos ⁽⁸⁾	4
Tabela 3:2: Fibras para os metais e ligas CCC ⁽¹⁴⁾	5
Tabela 3:3: Efeito da redução a frio na estampagem no aço AISI 444 ⁽²⁵⁾	16
Tabela 3:4: Efeito da redução a frio na estampagem no aço AISI 441 ⁽²⁶⁾	16
Tabela 4:1: Composição química (%) do aço inoxidável ferrítico estabilizado com nióbio.	26
Tabela 4: 2 Técnicas de caracterização empregadas.....	28
Tabela 4: 3: Dimensões do corpo de prova padrão.....	32
Tabela 5:1: Fração volumétrica das fibras das amostras iniciais. A fração foi calculada com desvio de 15° da orientação ideal.....	37
Tabela 5:2: Espaçamento entre os contornos de alto ângulo pré-existentes antes da deformação.....	42
Tabela 5:3: Fração volumétrica das fibras após o primeiro recozimento. A fração foi calculada com desvio de 15° da orientação ideal.	65
Tabela 5:4: Fração volumétrica das fibras e da componente Goss após o recozimento final para as amostras processadas por laminação direta e com recozimento intermediário. A fração foi calculada com desvio de 15° da orientação ideal.....	79
Tabela 5:5: Valores da microdureza para as diferentes condições do processo termomecânico para as amostras com grãos grosseiros na BQ.	82
Tabela 5:6: Valores da microdureza para as diferentes condições do processo termomecânico para as amostras com grãos finos na BQ.....	83
Tabela 5:7: Limite de escoamento, limite de resistência, alongamento uniforme e alongamento total.....	100
Tabela 5:8: Coeficiente de anisotropia normal médio e planar.	101

Lista de Notações

- AIFs: Aços inoxidáveis ferríticos
CCC: Cúbica de corpo centrado
Fibra γ : $\{111\}$ // ao plano da chapa
Fibra α : $\langle 011 \rangle$ // à direção de laminação
Fibra θ : $\{001\}$ // ao plano da chapa
IPF: Figura de polo inversa
IQ: Índice de qualidade
FDOC: Função de distribuição de orientações cristalinas
DL: Direção de laminação
DN: Direção normal
BQ: Bobina laminada a quente
BF: Bobina laminada a frio
H: Espaçamento entre os contornos de alto ângulo
 H_c : Espaçamento entre os contornos de alto ângulo calculado
 D_0 : Diâmetro inicial
 ε : Deformação
 E_d : Energia armazenada da deformação
 ρ : Densidade de deslocações
E: Energia da deslocação
M: Fator de Taylor
G: Módulo de cisalhamento
b: vetor de Burgers das deslocações no ferro
GOS: Grain orientation spread
KAM: Kernel average misorientation
 H_0 : Dureza do material recristalizado
 H_ε : Dureza do material deformado
 H_T : Dureza do material na temperatura T
N: Taxa de nucleação do grão recristalizado
G: Velocidade de crescimento do grão recristalizado
 \bar{r} : Coeficiente de anisotropia normal médio
 Δr : Coeficiente de anisotropia planar

$\sigma_{e[0,2\%]}$: Limite de escoamento

σ_r : Limite de resistência

e_u : Alongamento uniforme

e_t : Alongamento total

RESUMO

Neste trabalho investigou-se o efeito da redução a frio, da microestrutura e textura da bobina laminada a quente e de um recozimento intermediário entre passes de laminação a frio na textura de deformação, recristalização, textura de recristalização e propriedades mecânicas de um aço ASTM 430 estabilizado ao nióbio. A deformação foi realizada com reduções de 50 %, 60 %, 80 %, 85 % e 90 % a partir da bobina laminada a quente. A partir das bobinas intermediárias a deformação foi de 50 %, 63 % e 80 %. Essas reduções foram realizadas em bobinas laminadas a quente e recozidas com diferentes tamanhos de grão. O recozimento foi interrompido nas temperaturas de 750 °C, 800 °C, 850 °C, 880 °C e após 24 s de encharque em 880 °C. O aumento do grau de redução a frio proporcionou um aumento da energia acumulada da deformação, na fração da fibra α e da componente $\{111\} \langle 011 \rangle$. O diâmetro de grão médio não influenciou o desenvolvimento da fibra α presente na textura de deformação. Por outro lado, a textura inicial afetou diretamente a textura de deformação. As amostras com intensa fibra α na bobina laminada a quente apresentaram após deformação alta intensidade desta fibra. As amostras com a fibra γ antes da deformação também desenvolveram a fibra α , que aumentou continuamente com a deformação. Após a recristalização, o aumento da redução proporcionou o aumento da fração da fibra γ e a redução da fibra $\{110\} // P.C$, principalmente nas amostras com grãos finos. Entretanto, a fibra θ não foi fortemente influenciada pelo aumento da redução e pelo tamanho de grão inicial. O limite de escoamento, limite de resistência, alongamento uniforme e alongamento total não foram influenciados fortemente pelas características iniciais, aumento da deformação e inserção do recozimento intermediário. O coeficiente de anisotropia normal médio, \bar{r} , aumentou com a redução do diâmetro de grão das amostras iniciais e com a inserção do recozimento intermediário. Já o coeficiente de anisotropia planar, Δr , foi reduzido com o aumento da deformação e aumentou com a inserção do recozimento intermediário. Um alto valor \bar{r} ideal para estampagem, $\bar{r} = 1,92$, foi obtido para uma razão γ/θ de 8,12 na amostra com granulação fina inicialmente e recozimento intermediário na laminação.

Palavras-chave: Aço inoxidável ferrítico, deformação a frio, tamanho de grão, textura, recozimento intermediário, estampabilidade.

ABSTRACT

The present work investigates the effect of the cold rolling, microstructure and the initial texture of the hot rolled band and intermediate annealing between cold rolling passes on the deformation texture, recrystallization, recrystallization texture and mechanical properties of niobium stabilized ferritic stainless steel, type ASTM 430. The samples were cold rolled with 50%, 60%, 80%, 85% and 90% thickness reduction from the hot rolled band. From the intermediate hot rolled band, the samples were cold rolled with 50%, 63% and 80% of thickness reduction. These reductions were carried out in samples with different grain size. The annealing was interrupted at 750 °C, 800 °C, 850 °C, 880 °C and after 24 s of soaking time at 880 °C. As the thickness reduction increased, there was an increase in energy stored energy of cold work, in the fraction of the α -fiber and in the $\{111\} \langle 011 \rangle$ component. The previous average grain size did not influence the development of the α -fiber in the deformation texture. On the other hand, the initial texture directly affected a deformation texture. The samples with intense α -fiber in the hot rolled band showed the strong α -fiber after the cold rolling. The samples with γ -fiber before cold rolling showed α -fiber after deformation, and it was increased continuously with deformation. After recrystallization, the increase in the reduction resulted in the increase of the γ -fiber fraction and the reduction of the fiber $\{110\}$ parallel of planes of the sheet, especially in the previous fine grained samples. However, the θ -fiber was not strongly influenced by the increase of the reduction and the previous grain size. The yield strength, tensile strength and elongation were not strongly influenced by initial characteristics of the hot rolled band, by the increase of the cold rolling and insertion of the intermediate annealing. The average normal anisotropy coefficient, \bar{r} , enhanced with a reduction of the grain size of the initial samples and by the insertion of the intermediate annealing. However, the planar anisotropy coefficient, Δr , was reduced with the increase of the cold rolled and increased with an insertion of the intermediate annealing. A highest \bar{r} -value of 1.92 for deep drawing operation was obtained for a γ/θ ratio of 8.12 in the sample with previous fine grain size and with the insertion of intermediate annealing.

Key-words: ferritic stainless steel, cold rolling, grain size, texture, intermediate annealing, deep drawing.

1. INTRODUÇÃO

Os aços inoxidáveis ferríticos (AIFs) são materiais interessantes devido à resistência mecânica, resistência à corrosão, boa soldabilidade e qualidade superficial. A combinação destas propriedades torna possível aplicar estas ligas em diversos segmentos, tais como, pias, talheres e escapamentos de automóveis. Estas aplicações exigem boa aptidão à estampagem, que é determinada pelos valores do coeficiente de anisotropia normal médio, \bar{r} , e do coeficiente de anisotropia planar, Δr . O valor de \bar{r} , é fortemente influenciado pela presença da fibra γ ($\langle 111 \rangle // DN$) e da fibra θ ($\langle 100 \rangle // DN$). O aumento da fração volumétrica da fibra γ aumenta o valor de \bar{r} e a presença da fibra θ leva a baixos valores de \bar{r} .

No que concerne à resistência a corrosão, adições de Ti e Nb são efetuadas nos AIFs com o objetivo de dificultar a formação de carbonetos e nitretos de cromo e estabilizar a ferrita. Nos AIFs com adições de Ti e Nb ocorre preferencialmente a precipitação de carbonetos de Ti/Nb, mantendo o Cr em solução sólida.

As variáveis envolvidas na produção dos aços influenciam o desenvolvimento da microestrutura, textura cristalográfica e suas propriedades mecânicas. Nos aços inoxidáveis ferríticos, as características iniciais da bobina laminada a quente, tamanho de grão e a textura cristalográfica, também afetam o desenvolvimento da microestrutura e textura cristalográfica final. No entanto, a influência destas características na textura de deformação e seu efeito na textura de recristalização não estão claramente estabelecidos.

O estudo da influência das variáveis dos processos termomecânicos envolvidos na produção dos AIFs é essencial para compreender o efeito do processo na microestrutura e textura e obter produtos com propriedades otimizadas. Portanto, esta pesquisa tem como foco avaliar o efeito das características iniciais, microestrutura e textura, da redução a frio e da inserção de recozimento intermediário na evolução da textura, da microestrutura e nas propriedades mecânicas, em especial no coeficiente de anisotropia normal médio e no coeficiente de anisotropia planar, em um aço inoxidável ferrítico tipo ASTM 430 estabilizado ao nióbio

2. OBJETIVOS

O objetivo geral deste estudo é a avaliar o efeito da rota de processamento na laminação a frio e das características iniciais da bobina laminada a quente na microestrutura, textura cristalográfica e propriedades mecânicas de um aço inoxidável ferrítico estabilizado ao nióbio, tipo ASTM 430.

Os objetivos específicos são:

- Investigar a influência do grau de redução a frio e da inserção de um recozimento intermediário na microestrutura, textura e nas propriedades mecânicas do aço.
- Determinar o efeito das características iniciais, microestrutura e textura, na textura de deformação, de recristalização e nas propriedades finais do aço estudado.
- Analisar a evolução da recristalização nas amostras processadas com diferentes reduções a frio e características iniciais.
- Correlacionar a microestrutura e textura da bobina laminada a quente, o grau de redução a frio e a inserção de um recozimento intermediário nas propriedades mecânicas do produto final.

3. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

3.1. Aços Inoxidáveis Ferríticos

Os aços inoxidáveis ferríticos (AIFs) são ligas formadas principalmente por Fe e Cr, com o percentual de Cr entre 11 a 30%, baixo teor de C e frequentemente baixo teor de Mo, Nb e Ti. Apresentam pouco ou nenhuma transformação de fase e podem substituir os aços inoxidáveis austeníticos em aplicações de menor severidade corrosiva na maioria dos meios. Os AIFs são aplicados em utensílios de cozinha, arquitetura, aplicações automobilísticas e indústrias de alimentos ^(1,2).

O alto teor de Cr nos AIFs proporciona uma excelente resistência à corrosão e a oxidação. A resistência à corrosão nos AIFs é proveniente do aderente filme passivo de óxido de Cr que protege contra os subsequentes ataques dos meios agressivos ^(3,4). O alto teor de Cr também contribui na estabilização da ferrita, deslocando o campo da austenita para esquerda no diagrama de fases.

Adições de Nb ou Ti são realizadas com objetivo de estabilizar a fase ferrítica e também evitar a sensitização, pela formação de carbonetos e/ou nitretos de cromo nos contornos dos grãos. Os AIFs estabilizados com Nb apresentam vários tipos de precipitados formados durante os processos termomecânicos, tais como Fe_2Nb com estrutura hexagonal, $Nb(CN)$ cúbica de face centrada e Fe_3Nb_3C com estrutura cúbica ^(5,6). Outra forma de evitar a sensitização nos aços AIFs é a redução do percentual de C e N para teores abaixo de 250 ppm ⁽⁷⁾.

A formação dos precipitados $Ti(CN)$ ou $Nb(CN)$ além de reduzir a probabilidade de ocorrer à corrosão intergranular, dificulta ou impedem o crescimento do grão e aumenta a temperatura de crescimento do grão ⁽¹⁾. A Tabela 3:1 apresenta o efeito dos elementos de liga na estrutura e nas propriedades dos AIFs.

Tabela 3:1 Efeito dos elementos de liga na estrutura e nas propriedades dos aços inoxidáveis ferríticos ⁽⁸⁾.

Elemento	Efeito na estrutura	Efeitos nas propriedades	
		Positivo	Negativo
Cr	Formador da fase α e promove a precipitação da fase σ	Aumenta a resistência à corrosão	Reduz a tenacidade e aumenta a TTDF
Mo	Formador da fase α	Aumenta a dureza e resistência à corrosão por pite e por frestas	Reduz a tenacidade e aumenta a TTDF
C/N	Forte formador da fase γ , baixa solubilidade na ferrita e precipita nos contornos de grão	Aumenta a resistência mecânica	Reduz a resistência à corrosão e ao impacto e aumenta a TTDF
Ni	Estabilizador da fase γ	Aumenta as propriedades mecânicas, especialmente o limite de escoamento e a tenacidade. Reduz a TTDF e aumenta a resistência à corrosão por pite e por frestas	Decresce a resistência à corrosão sob tensão em cloretos
Ti/Nb	Formador da fase α , forma carbonetos e nitretos e refina os grãos	Evita a formação de nitretos e carbonetos de cromo, aumentando a resistência à corrosão intergranular	Decresce a TTDF e aumenta a tenacidade
Cu	Formador da fase γ	Aumenta a resistência à corrosão e a trabalhabilidade a frio	Aumenta a susceptibilidade à corrosão sob tensão
Si, Al	Mn, Si e Al são formadores da fase α e o Mn aumenta a densidade da camada de óxido	Aumenta a resistência à oxidação em altas temperaturas (Si), desoxidante (Al) e estabiliza o enxofre (Mn)	Aumenta a TTDF

A capacidade de estampagem dos AIFs pode ser relacionada com coeficiente de anisotropia normal médio, valor de \bar{r} . A textura cristalográfica afeta diretamente o valor de \bar{r} ^(9,10). O aumento do valor de \bar{r} é relacionado com uma alta intensidade da fibra γ na textura de recristalização ⁽¹¹⁾.

Vários estudos com o objetivo de melhorar a textura de recristalização, por meio do aumento da intensidade da fibra γ , têm sido realizados com os AIFs, tais como: controle da composição química e da estrutura de solidificação, mudanças no processamento termomecânico nas condições de recozimento da bobina laminada a quente, introdução de recozimento intermediário na laminação a frio, efeito da redução a frio e da variação da taxa de aquecimento no recozimento final ^(11,12).

3.2. Textura dos Aços Inoxidáveis Ferríticos

O desempenho mecânico dos materiais policristalinos é consideravelmente afetado pela presença de orientação cristalográfica preferencial dos grãos, ou textura cristalográfica. Estudos de textura nos AIFs têm recebido considerável importância devido à busca por melhoria da estampagem profunda e redução do fenômeno de estriamento que frequentemente prejudica o acabamento superficial ⁽¹³⁾.

Os AIFs e os metais com estrutura cúbica de corpo centrado tendem a desenvolver uma forte textura de fibra. A Tabela 3:2 apresenta os tipos de fibras e algumas componentes relevantes.

Tabela 3:2: Fibras para os metais e ligas CCC⁽¹⁴⁾

Fibra	Eixo da fibra	Componentes
α	$\langle 011 \rangle // DL$	$\{001\} \langle 110 \rangle, \{112\} \langle 110 \rangle, \{111\} \langle 110 \rangle$
γ	$\langle 111 \rangle // DN$	$\{111\} \langle 110 \rangle, \{111\} \langle 112 \rangle$
η	$\langle 001 \rangle // DL$	$\{001\} \langle 100 \rangle, \{011\} \langle 100 \rangle$
ζ	$\langle 110 \rangle // DN$	$\{110\} \langle 112 \rangle, \{110\} \langle 110 \rangle$
ε	$\langle 110 \rangle // DT$	$\{001\} \langle 110 \rangle, \{112\} \langle 111 \rangle, \{4\ 4\ 11\} \langle 11\ 11\ 8 \rangle, \{111\} \langle 112 \rangle, \{11\ 11\ 8\} \langle 4\ 4\ 11 \rangle, \{011\} \langle 100 \rangle$

As placas de AIFs apresentam, após o lingotamento, uma estrutura de grãos colunares orientados na direção $\langle 100 \rangle // D.N$. Estes grãos com orientação $\langle 100 \rangle // DN$ da

placa lingotada levam a uma forte intensidade da componente $\{001\}\langle 110 \rangle$ da fibra α na bobina laminada a quente ^(9,15,16).

A textura presente no AIFs na condição de laminado a quente é muito heterogênea ao longo da espessura. Nos aços com 16,5% de Cr, a região central possui alta intensidade da fibra α , principalmente as componentes $\{001\}\langle 110 \rangle$ e $\{112\}\langle 110 \rangle$ e baixa intensidade da fibra γ . Próximo à superfície há uma alta intensidade da componente Goss $\{011\}\langle 100 \rangle$. A Figura 3:1 apresenta o perfil ao longo da espessura para um aço inoxidável ferrítico com 16,5% de Cr na condição de laminado a quente. A posição $s=0$ refere-se ao centro da chapa e $s=1$ corresponde a superfície da chapa.

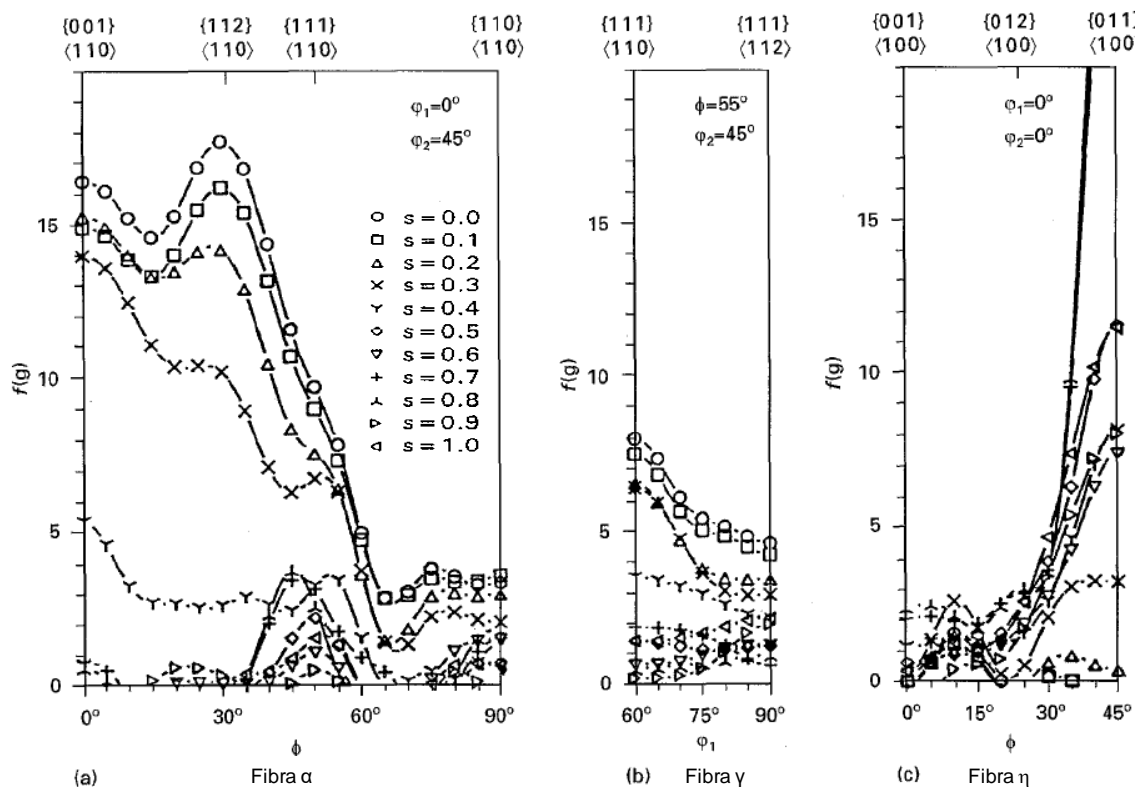


Figura 3:1: Textura de um aço inoxidável ferrítico com 16,5% Cr. Perfil ao longo da espessura: a) Fibra α , b) Fibra γ e c) Fibra η ⁽¹³⁾.

Essa heterogeneidade da orientação dos grãos na bobina laminada a quente também pode ser observada a partir do mapa de orientação. A Figura 3:2 mostra a heterogeneidade da textura ao longo da espessura para um aço inoxidável ferrítico com 16,5%Cr, 0,31%Nb e 0,017%C. Nesta amostra a região central apresenta alta

intensidade da fibra α , baixa intensidade da fibra γ e na região próxima à superfície há a predominância da componente $\{011\}\langle 100 \rangle$ ⁽¹²⁾.

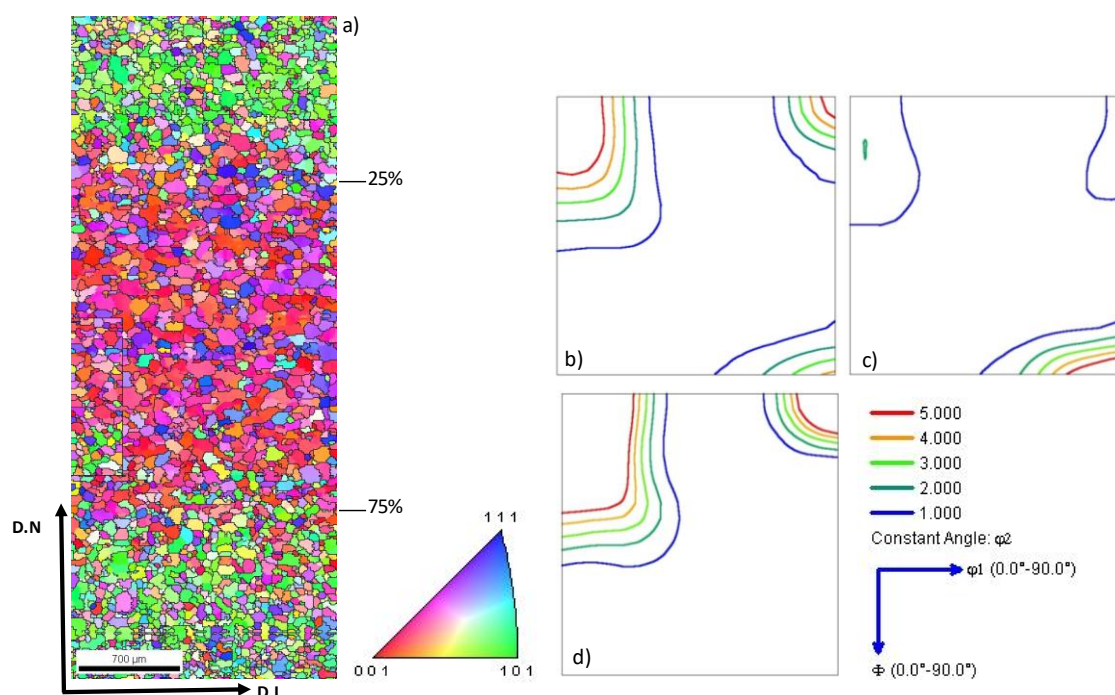


Figura 3:2: Heterogeneidade na textura da BQ. a) Mapa de orientação; b) FDOC para seção de $\varphi_2=45^\circ$ espessura completa; c) Região 0 a 25% e d) Região 25% a 50% ⁽¹²⁾.

Os AIFs com o teor de Cr entre 11 e 16,5% apresentam um gradiente de textura na bobina laminada a frio entre a superfície e o centro, que é proveniente do gradiente de textura presente na textura da BQ. Na região central os AIFs apresentam alta intensidade da fibra α e baixa intensidade da fibra γ , já presentes na BQ, com o desenvolvimento pronunciado da orientação $\{111\}\langle 110 \rangle$. Próximo à superfície, ocorre eliminação da componente de cisalhamento presente na BQ durante a laminação a frio. A componente Goss pode girar para $\{001\}\langle 110 \rangle$ e/ou $\{111\}\langle 112 \rangle$ ⁽¹⁴⁾. Adições de Ti e Nb levam ao enfraquecimento da componente $\{001\}\langle 110 \rangle$ e a componente $\{112\}\langle 110 \rangle$ se torna pronunciada na textura de deformação ⁽¹⁷⁾.

A textura de recristalização dos AIFs depende fortemente da textura presente na condição de laminado a quente e também da textura presente na condição de laminado a frio. O gradiente de textura presente na bobina laminada a quente e na bobina laminada a frio permanece após o recozimento do AIFs. Na região central onde a fibra α

apresentava alta intensidade, na condição de laminado a frio, ocorre o desenvolvimento da fibra γ , principalmente a componente $\{111\}\langle 112 \rangle$. Próximo à superfície, a componente Goss é desenvolvida no recozimento após redução no intervalo de 50 a 70% ^(14,18).

3.3. Heterogeneidade Microestrutural Formada na Deformação Plástica

O processo de deformação plástica dos metais e ligas provoca mudanças na microestrutura. A primeira mudança que ocorre na microestrutura é no formato dos grãos, que causa um aumento da área total de contornos de grão. A nova área de contorno de grão que é gerada durante a deformação é formada pela incorporação de deslocações que são criadas continuamente no processo de deformação. A segunda mudança que ocorre é a formação de uma subestrutura dentro dos grãos, resultado da nucleação e rearranjo das deslocações geometricamente necessárias. A energia armazenada na deformação está associada às deslocações geradas pelas fontes de Frank-Read, às novas interfaces e os defeitos pontuais criados pelas interseções de deslocações ⁽¹⁹⁾.

Metais de alta e moderada energia de falha de empilhamento como o ferro- α deformam por escorregamento. Em muitos casos a deformação ocorre de forma heterogênea e regiões com diferentes orientações desenvolvem dentro do grão original. As principais características da microestrutura deformada em metais são mostradas na Figura 3:3.

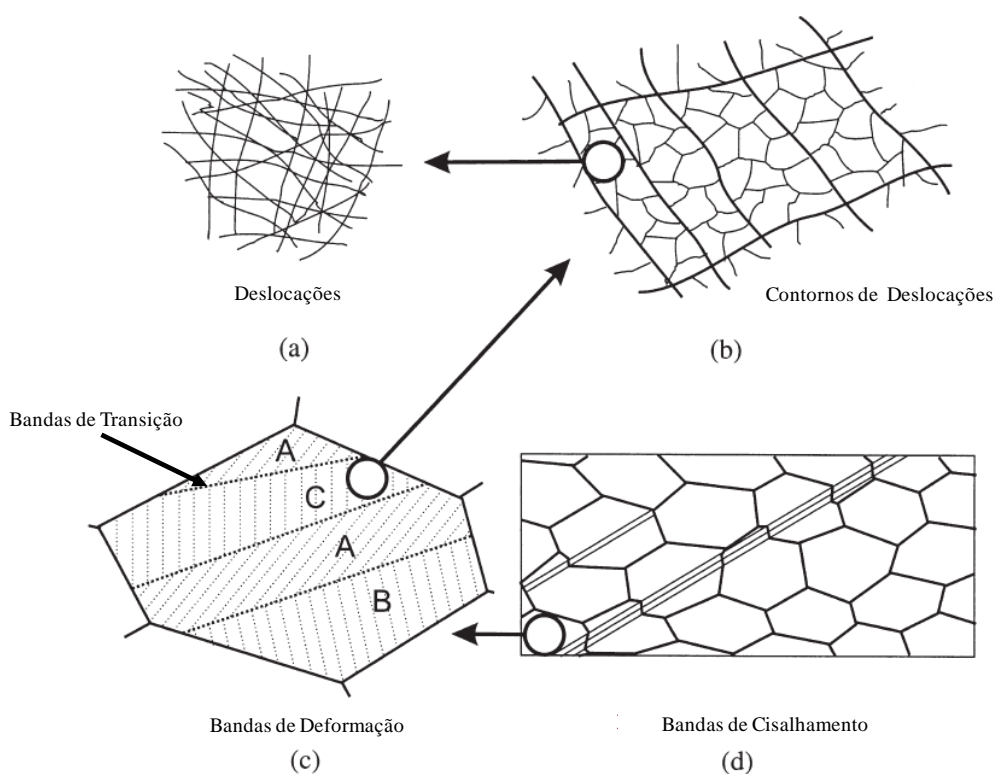


Figura 3:3: Característica da microestrutura em metais policristalinos deformados por escorregamento ⁽¹⁹⁾. Adaptado.

Em seguida, serão apresentadas as principais características para cada heterogeneidade formada na deformação, mostrada na Figura 3:3.

- **Deslocações:** Podem existir na forma de emaranhados ou uma estrutura mais organizada após pequenas deformações. Metais com média e alta energia de falha de empilhamento raramente apresentam as deslocações com distribuição aleatória.
- **Células e Subgrãos:** Em muitos metais, a maioria das deslocações produzidas na deformação formam contornos de células ou de subgrãos, que são o menor elemento de volume da microestrutura deformada. A diferença entre a célula e o subgrão é que nas paredes das células as deslocações estão emaranhadas e nos subgrãos o arranjo de deslocações nas regiões que separam um subgrão e outro é mais ordenado (contorno de baixo ângulo).

➤ **Bandas de Deformação e de Transição:** Ocorrem pela subdivisão de grãos, principalmente os grosseiros, em que regiões vizinhas do mesmo grão sofreram diferentes rotações durante a deformação plástica, Figura 3:3c. As bandas de deformação estão presentes no interior dos grãos, ou seja, não ultrapassam os contornos. Estas bandas podem ser formadas pela acomodação da deformação por mais de um sistema de deslizamento e os diferentes sistemas levam para rotações em diferentes sentidos. Outra forma ocorre quando diferentes regiões do grão podem experimentar diferentes deformações, desde que a energia necessária para formar a banda de deformação seja menor do que a energia necessária para a ocorrência de deformação homogênea. As regiões estreitas entre as bandas de deformação são denominadas *Bandas de Transição*⁽¹⁹⁾.

➤ **Bandas de Cisalhamento:** São regiões estreitas de intenso cisalhamento que ocorrem devido à instabilidade plástica. As bandas são independentes de considerações cristalográficas, entretanto são mais frequentes em materiais com grãos grosseiros. Em materiais laminados, as bandas de cisalhamento ocorrem a cerca de 35° da direção de laminação. A característica principal é o fato de que estas não se limitam a um determinado grão, atravessam diversos grãos através da amostra, Figura 3.3d⁽¹⁹⁾.

A microestrutura formada após a deformação depende do grau de deformação imposto pelo processo. Para pequenas ou médias deformações ($\epsilon < 1$), blocos de células de deslocações são separados por densas paredes de deslocações (DDW) ou microbandas, como mostra a Figura 3:4a. Em altas deformações ($\epsilon > 1$), os blocos de células se tornam bem achatados, alinhados na direção de laminação e separados por contornos lamelares originados das densas paredes de deslocações/microbandas, Figura 3:4b.^(20,21)

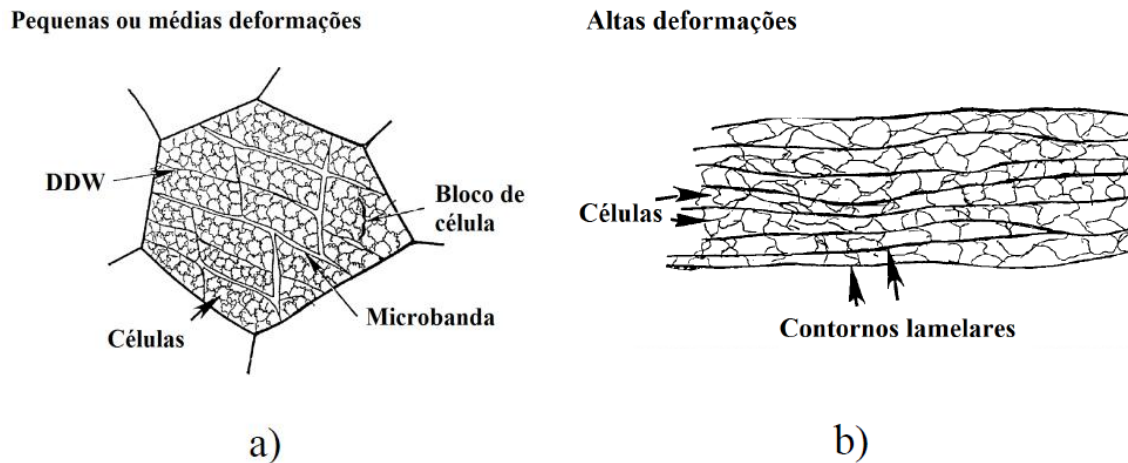


Figura 3:4: Representação da microestrutura deformada: a) Para pequenas e médias deformações e b) Para altas deformações ⁽²⁰⁾.

Belyakov e colaboradores ⁽²²⁾ mostraram o efeito do grau de deformação a frio no desenvolvimento da microestrutura de deformação em um aço inoxidável ferrítico (Fe - 22%Cr - 3%Ni). A redução a frio foi realizada em temperatura ambiente por forjamento, para valores de ϵ de 2,0 e de 4,4. Conforme os autores, a microestrutura da amostra deformada para $\epsilon=2,0$ consistiu de blocos de células separados por subcontornos geometricamente necessários como as densas paredes de deslocações e microbandas. A amostra deformada para $\epsilon=4,4$ apresentou uma subestrutura caracterizada por tiras alinhadas na direção do eixo de deformação. A Figura 3:5 mostra a subestrutura formada, observada por MET, após os diferentes graus de deformação a frio.

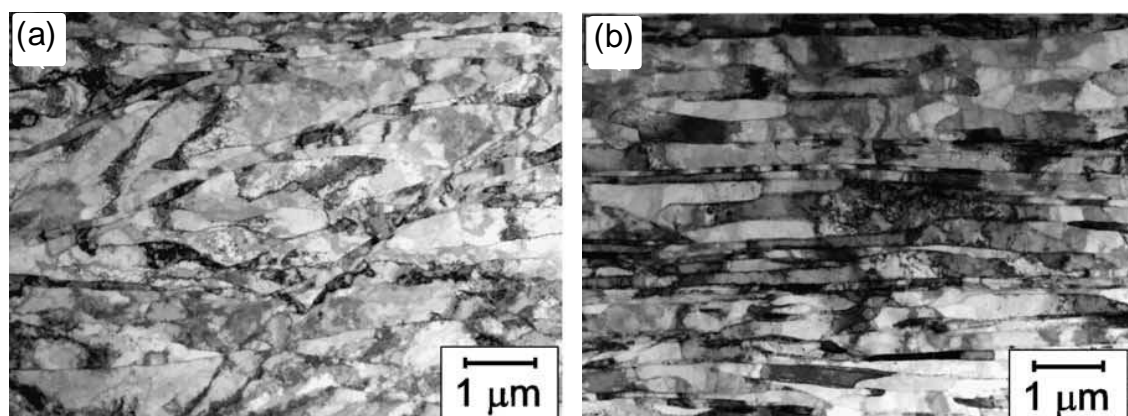


Figura 3:5- Subestrutura do aço inoxidável ferrítico deformado a frio para deformação de: a) 2,0 e b) 4,4 ⁽²²⁾.

Durante a deformação, a orientação cristalográfica de um grão em metal policristalino muda em relação à tensão aplicada. Essas rotações não ocorrem de forma aleatória e a consequência é a formação de uma orientação preferencial ou textura ⁽¹⁹⁾.

Dillamore *et al.* (1967) *apud* Hutchinson ^(23,24) mostraram o efeito da orientação do grão, antes da deformação a frio, no tamanho das células e na diferença de orientação (misorientation) das células para amostra de ferro com redução de 70 % por laminação a frio. Finas células com grande diferença de orientação se formaram em grãos com orientação $\{111\} \langle 011 \rangle$ e grandes células com pouca diferença de orientação em grãos com orientação próximo da componente $\{001\} \langle 110 \rangle$. A energia associada à estrutura de deslocamentos presente em vários grãos deformados de chapas laminadas a frio representa parte da força motriz para a recristalização no recozimento. A energia armazenada (V_{hkl}) para diferentes orientações é dada pela sequência:

$$V_{\{110\} \langle 011 \rangle} > V_{\{111\} \langle 011 \rangle} > V_{\{112\} \langle 011 \rangle} > V_{\{100\} \langle 011 \rangle}$$

3.4. Influência da Redução a Frio na Textura, na Recristalização e na Estampagem

Abreu e colaboradores ⁽²⁵⁾ examinaram o efeito da redução a frio na textura de deformação de um aço inoxidável ferrítico AISI 444 com 17,56%Cr, 0,13%Ti e 0,20%Nb. Neste estudo, os autores utilizaram amostras de 4 mm de espessura laminadas a quente e recozidas para produzir reduções de 30 %, 60 %, 80 % e 90 % por laminação a frio em laboratório. Após a laminação a frio, as amostras foram recozidas nas temperaturas 955, 985 e 1010 °C e resfriadas em água. A textura cristalográfica foi determinada por difração de Raios-X na região central da amostra. Conforme os autores, a amostra deformada com 30 % foi constituída pela fibra γ e a fibra θ . Com o aumento da deformação para 60 % observou-se uma intensidade maior nas componentes $\{111\} \langle 121 \rangle$ e $\{001\} \langle 110 \rangle$. Para a deformação de 80 %, a componente $\{001\} \langle 110 \rangle$ ficou mais intensa e o pico na fibra γ mudou da orientação $\{111\} \langle 121 \rangle$ para $\{111\} \langle 011 \rangle$. A amostra deformada com 90 % apresentou alta intensidade da componente $\{001\} \langle 110 \rangle$ e de uma componente localizada entre as componentes

$\{111\}\{011\}$ e $\{111\}\{123\}$. A Figura 3:6 apresenta a seção de $\varphi_2=45^\circ$ para as amostras deformadas. Após o recozimento, ocorreu o decréscimo da fibra α e o aumento da fibra γ e da componente $\{111\}\{112\}$. As amostras recozidas na temperatura de 1010 °C não apresentaram nenhuma componente da fibra θ e a principal fibra desenvolvida foi a fibra γ .

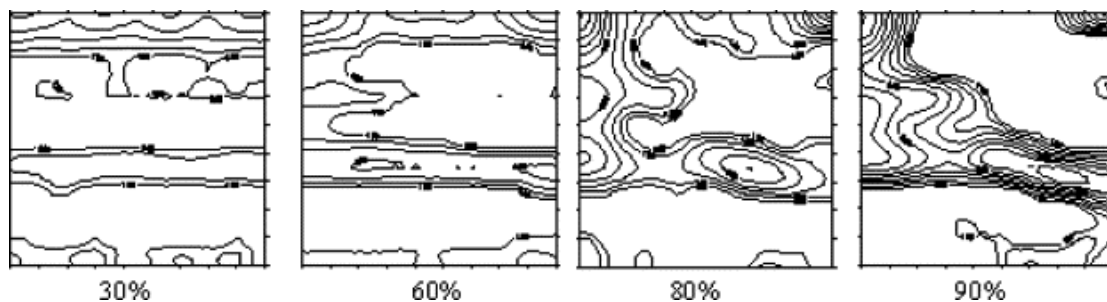


Figura 3:6- Seção de $\varphi_2=45^\circ$ para as amostras laminadas a frio com redução de 30 %, 60 %, 80 % e 90 % ⁽²⁵⁾.

Raabe e Lücke ⁽¹⁴⁾ analisaram o efeito da laminação a frio em um aço inoxidável ferrítico com 17%Cr e 0,64%Nb. Foram produzidas amostras por laminação a frio com 60, 70, 80 e 90% de redução. A Figura 3:7 apresenta o diagrama de fibra após a laminação a frio para a região central e na subsuperfície. Conforme os autores, a textura na região central (Figura 3:7a) permaneceu quase constante com o aumento da deformação devido à presença de orientações estáveis após a laminação a quente. A alta intensidade da fibra α na região central em relação a intensidade próximo à superfície é proveniente da alta intensidade desta fibra presente na bobina laminada a quente. Ainda em relação a regiões próximas à superfície (Figura 3.7b) ocorreu o desenvolvimento pronunciado de algumas componentes da fibra α para a redução de 90 %. Os autores destacam também que o desenvolvimento da textura de laminação a frio é fortemente dependente da textura inicial da bobina laminada a quente.

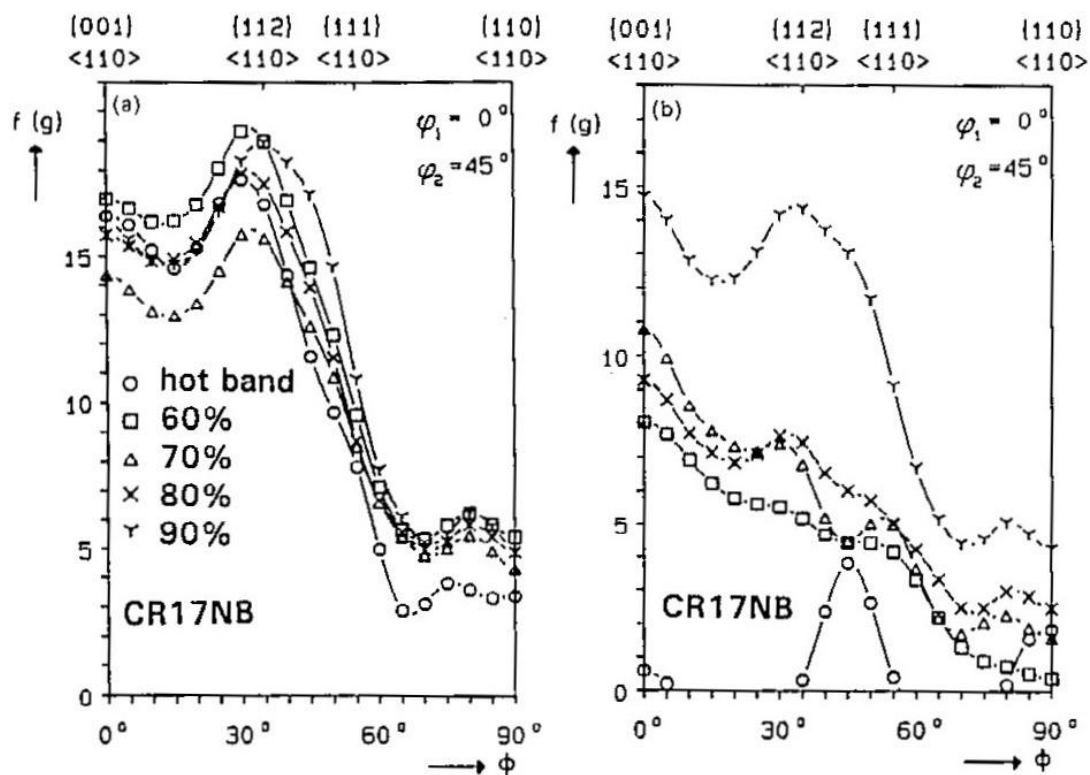


Figura 3:7: Efeito do grau de deformação a frio nas componentes da fibra α . a) Região do centro da espessura e b) Região próxima à superfície ⁽¹⁴⁾.

Schläfer e Bunge (1974) *apud* Hutchinson ⁽²⁴⁾ mostraram o efeito da redução a frio em algumas componentes da fibra γ e α para um aço de baixo carbono. A Figura 3:8 apresenta o efeito da redução a frio por laminação em algumas componentes da fibra γ e α . Estes dados são apresentados em fração volumétrica com tolerância de 10° e foram obtidos por meio de difração de nêutrons. As componentes da fibra α aumentam com o aumento do percentual de redução a frio, enquanto as componentes da fibra γ $\{111\} \langle 112 \rangle$ e $\{111\} \langle 132 \rangle$ aumentam até aproximadamente 70 % e depois permanecem constante com o aumento da redução a frio.

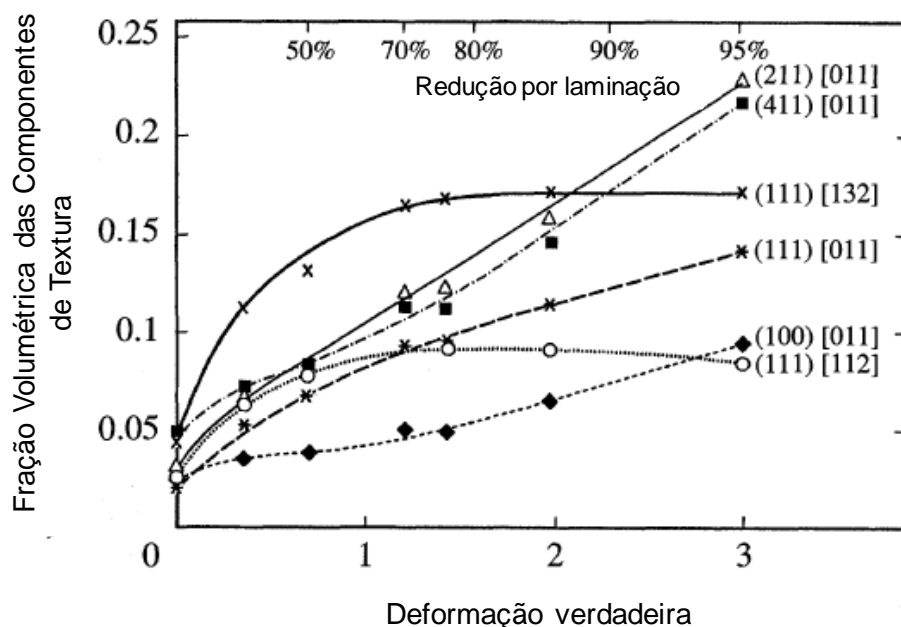


Figura 3:8: Efeito da redução a frio nas componentes da fibra γ e α em um aço baixo carbono ⁽²⁴⁾. Fração volumétrica medida com desvio de 10° em relação à orientação ideal.

Abreu e colaboradores ⁽²⁵⁾ e Maruma e colaboradores ⁽²⁶⁾ relataram o efeito da redução a frio na capacidade de estampagem dos AIFs. A melhor condição para estampagem profunda é alto um valor \bar{r} e coeficiente de anisotropia planar, Δr , próximo de zero. Em ambos os trabalhos, o alto valor de \bar{r} foi obtido para as amostras com alta intensidade da fibra γ . Na pesquisa de Abreu e colaboradores ⁽²⁵⁾, as amostras com 30, 60 e 80 % de redução apresentaram a melhor condição para estampagem para a temperatura de recozimento de 1010°C . Já na pesquisa de Maruma e colaboradores ⁽²⁶⁾, o alto coeficiente de anisotropia normal médio foi obtido para reduções de 78 % e 82 % e temperatura de recozimento de 1025°C , porém o valor Δr foi um pouco elevado. A Tabela 3:4 apresenta os resultados de Abreu e colaboradores ⁽²⁵⁾ e a Tabela 3:3 o resultado de Maruma e colaboradores ⁽²⁶⁾.

Tabela 3:3: Efeito da redução a frio na estampagem no aço AISI 444 ⁽²⁵⁾.

Amostra	955 °C		985 °C		1010 °C	
	r_m	Δr	r_m	Δr	r_m	Δr
30 %	0,65	-0,130	0,82	0,020	1,29	0,060
60 %	0,70	-0,060	0,70	-0,060	1,69	0,040
80 %	0,68	-0,005	0,67	-0,015	1,71	0,085
90 %	0,78	-0,230	0,71	-0,040	1,93	-0,200

Tabela 3:4: Efeito da redução a frio na estampagem no aço AISI 441 ⁽²⁶⁾.

Amostra	900 °C		950 °C		1025 °C	
	r_m	Δr	r_m	Δr	r_m	Δr
62 %					1,37	0,4
78 %	1,19	0,23	1,49	0,6	1,99	0,55
82 %			1,3	0,49	1,7	0,5

Sinclair e colaboradores ⁽²⁷⁾, investigaram a recristalização de um aço inoxidável ferrítico com 12%Cr estabilizado com Ti, AISI 409. A bobina laminada a quente com espessura inicial de 2,7 mm passou por reduções a frio de 25, 40, 50, 60, 75 e 90 %. Após a laminação a frio as amostras foram recozidas com taxa de aquecimento de 20 °C/s em um forno com atmosfera controlada e a temperatura nominal de recozimento isotérmico foi de 750 °C. Conforme os autores, com o aumento da redução a frio houve a redução do tamanho de grão recristalizado e redução no tempo para ocorrer a recristalização. Para reduções abaixo de 75 % ocorreram dois estágios distintos na variação da fração recristalizada com o tempo, seguindo a equação de Jonhson-Mehl-Avrami-Kormogorov (JMAK), mas caracterizados por diferentes expoentes do tempo, correspondendo a um início rápido de recristalização seguido por lento processo final de completa recristalização. Esta influência da redução pode ser observada na Figura 3:9.

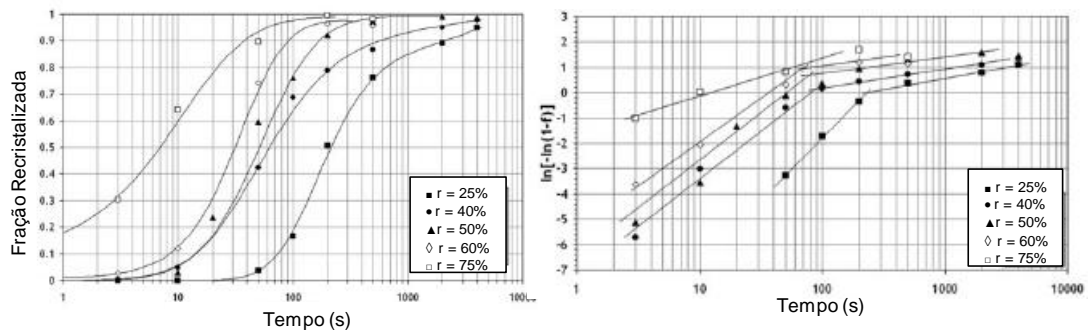


Figura 3:9: Cinética de recristalização para as amostras laminadas a frio para várias reduções e recozidas isotermicamente a 750 °C. O tempo indicado não inclui o tempo para alcançar a temperatura de 750 °C⁽²⁷⁾.

Ainda conforme Sinclair e colaboradores⁽²⁷⁾, a textura também foi modificada com o aumento redução a frio. A Figura 3:10 apresenta a textura determinada por difração de Raios-x na região central para reduções de 50, 75 e 90 %. Com o aumento da redução a frio ocorreu o aumento na intensidade de componentes da fibra α , aumento pronunciado entre as componentes $\{001\}\langle 110 \rangle$ e $\{112\}\langle 110 \rangle$. Após o recozimento, os autores observaram a redução da intensidade da fibra α , a retenção da componente $\{001\}\langle 110 \rangle$ até 95 % de redução e alta intensidade na componente $\{223\}\langle 582 \rangle$ deslocada da fibra γ ideal.

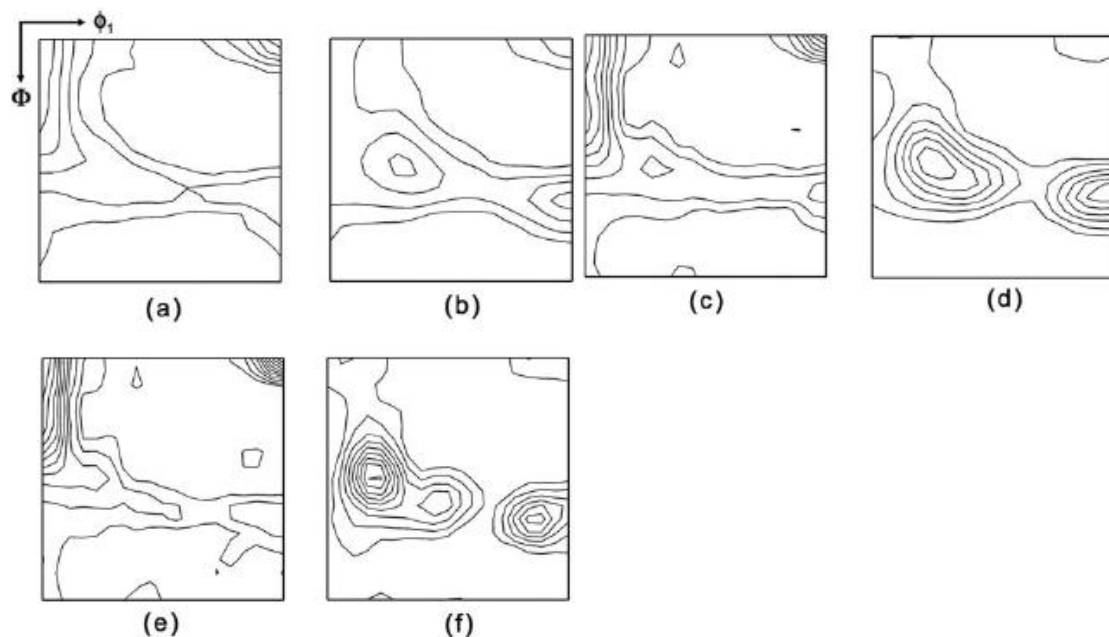


Figura 3:10: Seção de $\phi_2=45^\circ$. Textura de deformação (a, c e e) e textura de recristalização (b, d e f). a e b com 50 % de redução; c e d com 75 % de redução a frio; e e f com 90 % de redução a frio⁽²⁷⁾.

3.5. Influência da Textura após Laminação a Quente nas Texturas de Deformação e Recristalização

Lee e colaboradores ⁽⁹⁾ avaliaram o efeito da textura da bobina laminada a quente na textura desenvolvida na laminação a frio e após o recozimento de recristalização de um aço inoxidável ferrítico com 18%Cr. Neste estudo, realizou-se a laminação a frio com 80 % de redução em uma bobina laminada a quente recozida (BQR) e uma bobina laminada a quente (BQ) sem recozimento após a laminação. Antes da laminação a frio, a BQ apresentou a textura bem heterogênea ao longo da espessura, com grãos com orientação da fibra γ ou α alongados na região central e próximo a borda pequenos grãos com orientação aleatória. Já a BQR apresentou uma textura com orientação mais aleatória em relação à bobina sem recozimento. Após a laminação a frio, as amostras foram recozidas para a recristalização por 20 s na temperatura de 800 °C. Os resultados mostraram que a textura desenvolvida após a redução a frio e recozimento é bem diferente nas amostras ao longo da espessura. Após a laminação a frio da BQ, Figura 3:11, observou-se uma alta intensidade da componente $\{001\}\langle 110 \rangle$ e o desenvolvimento de algumas componentes da fibra α e da fibra θ . Notou-se também um gradiente na textura ao longo da espessura. A textura intensa antes da laminação a frio da BQ teve um pronunciado impacto no desenvolvimento da textura de laminação a frio.

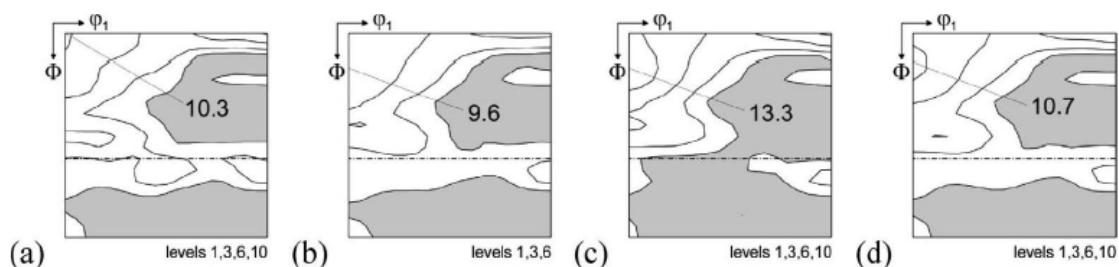


Figura 3:11: Textura da bobina laminada a frio da amostra sem recozimento da BQ. (a) $s=0,0$ (centro); (b) $s=0,5$ (1/4 da espessura); (c) $s=1,0$ (superfície); (d) Textura global obtida da soma das três regiões ⁽⁹⁾.

Já a amostra com recozimento (BQR) após a laminação a frio, apresentou uma intensidade menor da fibra α e γ em relação à BQ e a máxima intensidade ocorreu na componente da fibra α , Figura 3:12.

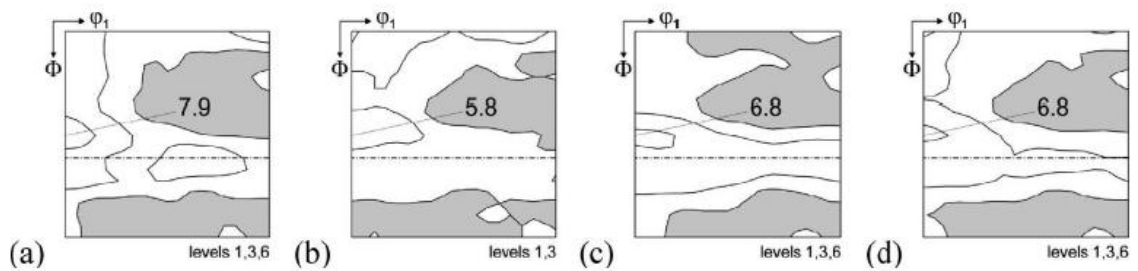


Figura 3:12: Textura da bobina laminada a frio da amostra recozida previamente. (a) $s=0,0$ (centro); (b) $s=0,5$ (1/4 da espessura); (c) $s=1,0$ (Superfície); (d) Textura global obtida da soma das três regiões ⁽⁹⁾.

Após o recozimento para a recristalização, as amostras apresentaram uma diferença na textura de recristalização desenvolvida. Na amostra sem recozimento (BQ) ocorreu o desenvolvimento de componentes da fibra α , fibra γ e fibra θ , Figura 3:13. Já a amostra com recozimento (BQR) apresentou o espalhamento ao longo da fibra γ e menor intensidade da fibra θ , Figura 3:14. Estes resultados indicam que a textura final de recristalização depende da textura formada nas etapas anteriores.

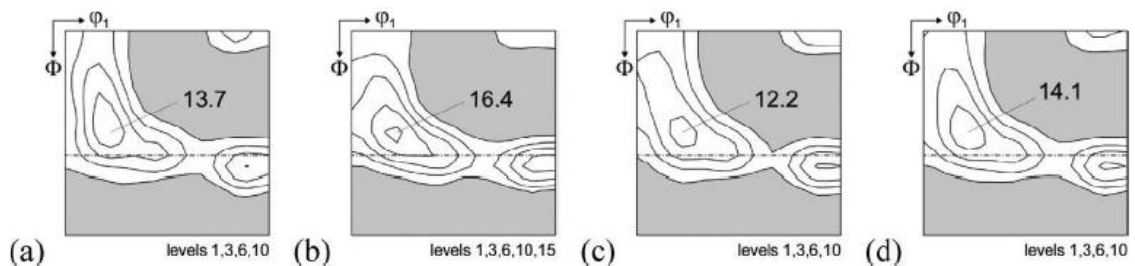


Figura 3:13: Textura de recristalização da amostra sem recozimento. (a) $s=0,0$ (centro); (b) $s=0,5$ (1/4 da espessura); (c) $s=1,0$ (Superfície); (d) Textura global obtida da soma das três regiões ⁽⁹⁾.

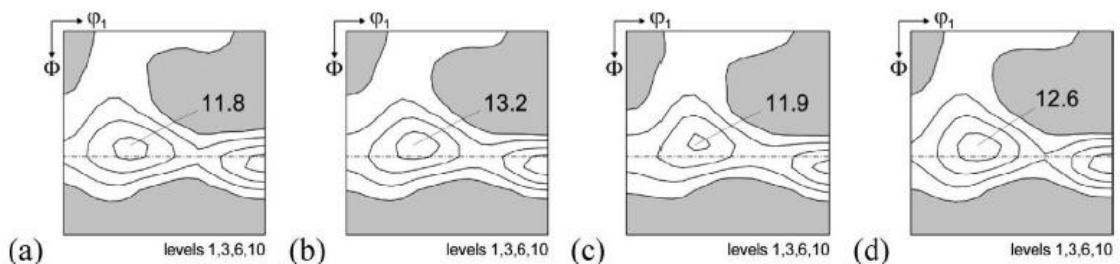


Figura 3:14: Textura de recristalização da amostra com recozimento. (a) $s=0,0$ (centro); (b) $s=0,5$ (1/4 da espessura); (c) $s=1,0$ (Superfície); (d) Textura global obtida da soma das três regiões ⁽⁹⁾.

Conforme mencionado anteriormente, segundo Raabe e Lücke ⁽¹⁷⁾ o desenvolvimento da textura de deformação é fortemente dependente da textura inicial presente na laminação a quente. O recozimento após alto grau de redução pode levar à formação de uma nova textura ou reter parcialmente a textura de deformação. A componente $\{111\}\langle 112 \rangle$ presente geralmente em alta intensidade nos AIFs após a recristalização pode ser interpretada pela relação de rotação com a componente $\{112\}\langle 110 \rangle$, presente com alta intensidade na textura de deformação. Em um experimento com bicristal de Fe foi mostrado que a componente $\{111\}\langle 112 \rangle$ pode também se formar a partir da nucleação no contorno do grão, com o núcleo crescendo na direção do grão com orientação $\{111\}\langle 110 \rangle$.

Gao e colaboradores ⁽¹¹⁾ relataram a nucleação da componente $\{111\}\langle 112 \rangle$ em grãos com orientação $\{112\}\langle 110 \rangle$ e $\{111\}\langle 110 \rangle$. Neste estudo, o aço investigado foi um aço inoxidável ferrítico com 17%Cr, 0,20%Nb, 0,0060%N e 0,0042%C, laminado a quente com temperatura inicial de 930 °C e final de 850 °C, laminado a frio para 1mm, com redução de 80 %, e recozido por 4 minutos na temperatura de 920 °C. Conforme os autores, no estágio inicial da recristalização, grãos com orientação $\{111\}\langle 112 \rangle$ nucleiam preferencialmente em grãos deformados com orientação $\{111\}\langle 110 \rangle$ e $\{112\}\langle 110 \rangle$ e têm uma vantagem em números de núcleos sobre outras orientações, indicando que o mecanismo de nucleação orientada é responsável pela textura de recristalização, Figura 3:15. As setas maiores indicam a nucleação na matriz com orientação $\{111\}\langle 110 \rangle$ e as setas menores na matriz com orientação $\{112\}\langle 110 \rangle$. Portanto, alta intensidade das componentes $\{111\}\langle 110 \rangle$ no estado deformado irá favorecer o desenvolvimento da componente $\{111\}\langle 112 \rangle$ na recristalização.

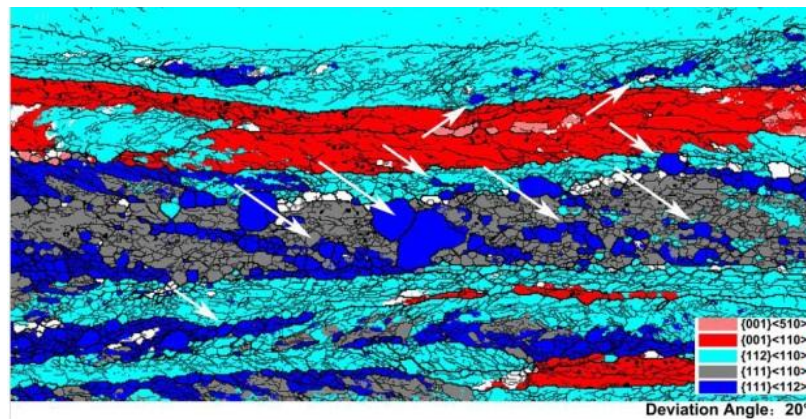


Figura 3:15: Nucleação de grãos com orientação $\{111\}\langle 112\rangle$ em grãos com orientação $\{111\}\langle 110\rangle$ e $\{112\}\langle 110\rangle$ ⁽¹¹⁾.

3.6. Influência da Microestrutura Inicial na Deformação, Textura e Microestrutura Final

Inagaki (1991) *apud* Inagaki ⁽²⁸⁾ relatou a deformação de amostras de ferro policristalino com tamanho de grão inicial de 40 e 400 μm via laminação a frio e com 70 % de redução. Conforme o autor, o modo de deformação ocorre de forma bem diferente entre as duas amostras. Nas amostras com granulação grosseira, a deformação imposta é acomodada pela divisão do grão em vários blocos e com bandas de cisalhamento separando-os. Nas amostras com granulação fina, a divisão dos grãos não ocorre, a restrição dos contornos é mais forte e a deformação imposta é gradativamente acomodada.

A influência do diâmetro de grão na textura de laminação tem sido observada em várias pesquisas. Entretanto, estudos na literatura relatam resultados divergentes do efeito do diâmetro de grão inicial na textura de deformação. Lee *et al.* ⁽²⁹⁾ destacaram que o efeito do diâmetro de grão no desenvolvimento da textura de deformação não é claro. Todavia, os autores ressaltam que se a textura de deformação é uma função do mecanismo de deformação, conseqüentemente a textura deve ser dependente do diâmetro de grão.

O tamanho de grão antes do processo de deformação a frio afeta a etapa de recristalização e também a microestrutura final após o recozimento para a recristalização. Quando um metal policristalino é deformado plasticamente, os

contornos de grãos agem no sentido de interromper o processo de escorregamento. Como consequência a região do contorno é mais distorcida que a região central do grão. Com a redução do tamanho de grão, aumenta a área de contornos de grão e a uniformidade da deformação dentro do grão. Este efeito aumenta o número de locais preferenciais para nucleação. Assim, quanto menor o diâmetro do grão antes da deformação a frio, maior será a taxa de nucleação, e menor o tamanho de grão recristalizado ^(30,31).

As formas pelas quais o tamanho de grão inicial pode afetar a taxa de recristalização são ⁽¹⁹⁾:

- A energia armazenada do metal deformado para baixas deformações ($\epsilon < 0,5$) tende a aumentar com a redução do tamanho de grão.
- Heterogeneidades de deformação como bandas de cisalhamento e bandas de deformação são formadas rapidamente em materiais com granulação grosseira. Sendo assim, o aumento do tamanho de grão aumenta a probabilidade de formação de núcleos nestas heterogeneidades, que são sítios preferenciais para nucleação.
- Os contornos de grão são sítios favoráveis para a nucleação na recristalização, portanto o número de sítios disponíveis para nucleação é maior para um material com granulação fina.

Senuma e Hashimoto ⁽³²⁾ relataram o efeito do diâmetro de grão e do percentual de deformação no diâmetro de grão final recristalizado, na textura de recristalização e no coeficiente de anisotropia em um aço extra baixo carbono (%C: 0,0013). A bobina laminada a quente designada como “A” possuía o diâmetro inicial de 54 μm e a “B” 28 μm . Os resultados apresentados pelos autores mostraram que a diferença entre o diâmetro de grão recristalizado final entre as amostras “A” e “B”, diminui com o aumento da deformação, Figura 3:16. Além disso, os autores destacaram um incremento na intensidade da fibra α e γ na textura de deformação, um aumento na intensidade da fibra γ na textura de recristalização, um acréscimo no coeficiente de anisotropia normal médio e uma redução no coeficiente de anisotropia planar com a redução do diâmetro de grão inicial da bobina laminada a quente, Figura 3:17.

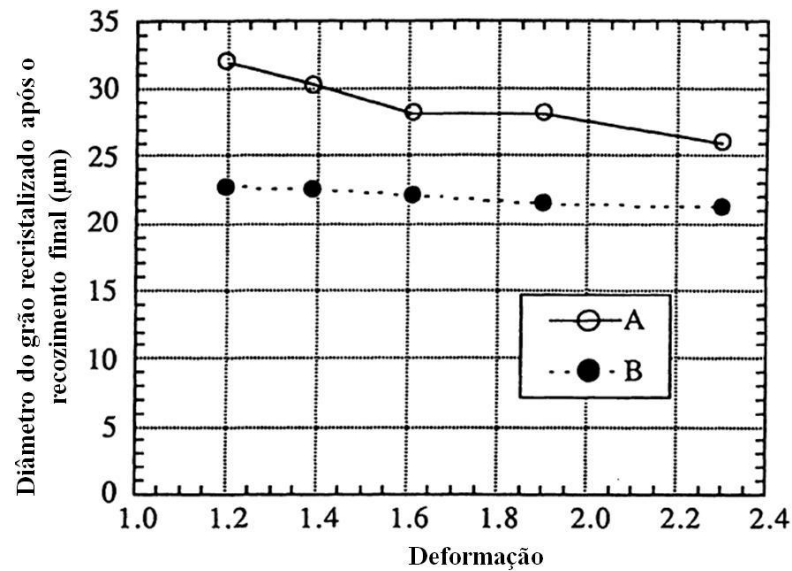


Figura 3:16: Diâmetro de grão recristalizado para várias reduções e recozidas em 750 °C por 120 s⁽³²⁾.

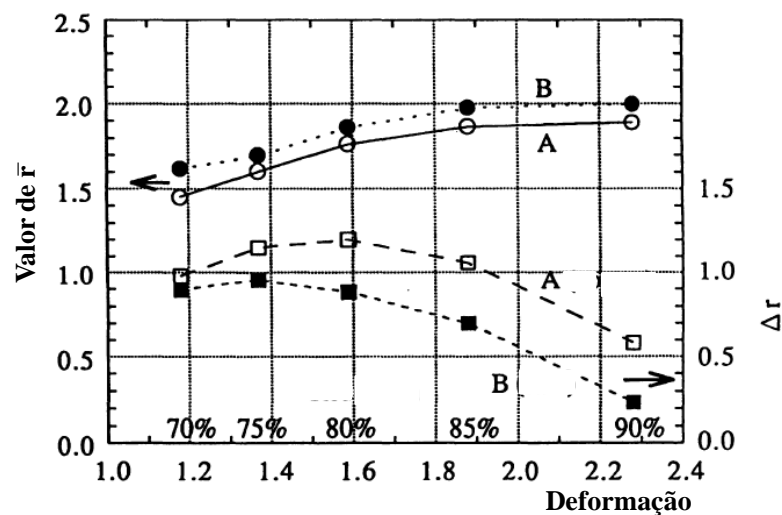


Figura 3:17: Valor de \bar{r} e Δr das amostras A e B para várias reduções a frio⁽³²⁾.

Yazawa e colaboradores⁽³³⁾ citaram que a intensidade da fibra γ após a recristalização dos AIFs possui uma relação direta com o tamanho de grão da BQ. De acordo com os autores, existe uma tendência de aumentar a intensidade da fibra γ com a redução do tamanho de grão. Inagaki⁽³⁴⁾ cita que o contorno de grão desempenha um papel fundamental na formação da fibra γ na recristalização. O autor relatou que para o ferro

policristalino, o percentual da fibra γ na recristalização aumenta quando a amostra apresenta uma granulação fina antes da laminação a frio. Também é citado que a fibra γ não se desenvolve pronunciadamente em monocristais.

Wei Du *et al.* ⁽³⁵⁾ compararam a inserção de um recozimento em caixa e um recozimento contínuo após a laminação a quente e antes da laminação a frio de um aço inoxidável ferrítico com 0,29% de Nb. O recozimento em caixa foi realizado em 850 °C por 5 h e o contínuo em 960 °C por 5 min. Após ambos os recozimentos, as amostras foram laminadas com 80 % de redução e recozidas para a recristalização em 950 °C por 2 min. A Figura 3:18 ilustra a textura da bobina laminada a quente após os recozimentos das BQs e também a textura de recristalização após a deformação e o recozimento final. Conforme os autores, a amostra com uma fraca intensidade da fibra α na BQ recozida apresentou após o recozimento final a fibra γ mais desenvolvida enquanto a outra amostra apresentou a componente $\{223\} \langle 582 \rangle$ mais pronunciada.

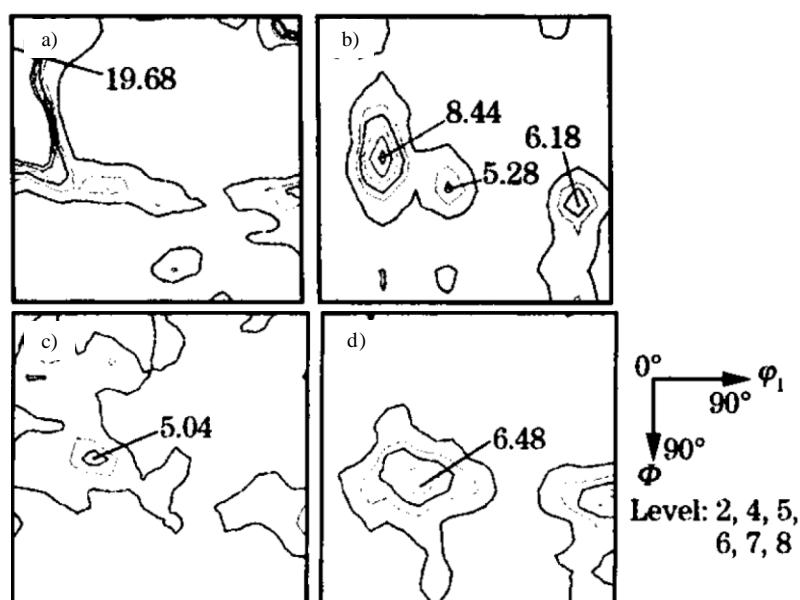


Figura 3:18: Efeito da textura inicial. a) BQ recozida por recozimento em caixa; b) BF recozida por recozimento em caixa. c) BQ recozida por recozimento contínuo; d) BF recozida por recozimento contínuo ⁽³⁵⁾.

Recentes estudos científicos foram realizados com os AIFs devido à grande importância industrial com diferentes linhas de pesquisas. Os temas como cinética de recristalização, recristalização durante a laminação a quente, influência da textura cristalográfica na

corrosão, influência dos precipitados na textura de recristalização, avaliação da inserção de um recozimento intermediário e influência da laminação a morno na textura de recristalização foram estudados ⁽³⁶⁻³⁹⁾. Todavia, o efeito da deformação frio e das características iniciais, microestrutura e textura, na textura de deformação, recristalização e propriedades mecânicas não foram investigados para os aços inoxidáveis ferríticos estabilizados ao nióbio.

4. MATERIAIS E MÉTODOS

4.1. Material

O material utilizado para a pesquisa foi um aço inoxidável ferrítico estabilizado ao nióbio, tipo ASTM 430, produzido pela empresa Aperam South America (Timóteo, Brasil). A Tabela 4:1 apresenta a composição química do aço fornecida pela referida indústria.

Tabela 4:1: Composição química (%) do aço inoxidável ferrítico estabilizado com nióbio.

C	Mn	Si	P	Cr	N	Ni	Nb
0,021	0,20	0,30	0,033	16,00	0,024	0,22	0,35

4.2. Processamento Termomecânico

As amostras foram retiradas após o processo de laminação a quente industrial. Utilizaram-se amostras com as espessuras de 3, 4 e 6 mm. A partir das amostras da bobina laminada a quente realizou-se reduções para produzir amostras com espessuras intermediárias de 3, 1,6 e 1,2 mm. Posteriormente, todas as amostras foram laminadas a frio para a espessura final de 0,6 mm. Obteve-se amostras com reduções de 80 %, 85 %, 90 % a partir da espessura inicial da bobina laminada a quente e 50 %, 63 % e 80 % a partir da bobina intermediária, Figura 4:1. Este processo foi repetido para amostras retiradas do meio e da ponta da bobina laminada a quente. As amostras retiradas do meio da bobina foram referenciadas como amostras de grãos grosseiros e as amostras retiradas das pontas como amostras de grãos finos.

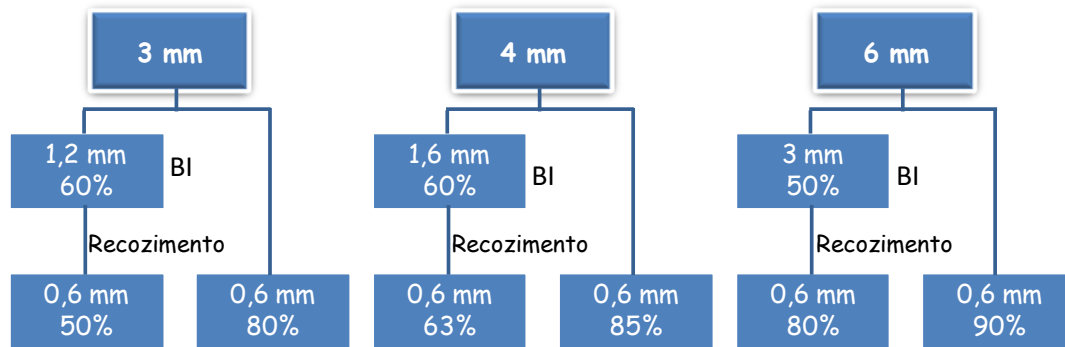


Figura 4:1: Fluxograma do processamento mecânico.

4.3. Recozimento

Após a laminação, as amostras foram recozidas com taxa de aquecimento de $23,5 \text{ }^\circ\text{C/s}$, temperatura de encharque de $880 \text{ }^\circ\text{C}$ e tempo de encharque de 24 s. A taxa de aquecimento e a temperatura de recozimento utilizadas nesta pesquisa são similares para o recozimento industrial do aço 430Nb. O ciclo de recozimento foi interrompido nas temperaturas $750 \text{ }^\circ\text{C}$, $800 \text{ }^\circ\text{C}$, $850 \text{ }^\circ\text{C}$, $880 \text{ }^\circ\text{C}$ com objetivo de acompanhar a evolução da recristalização e da textura, conforme apresentado na Figura 4:2.

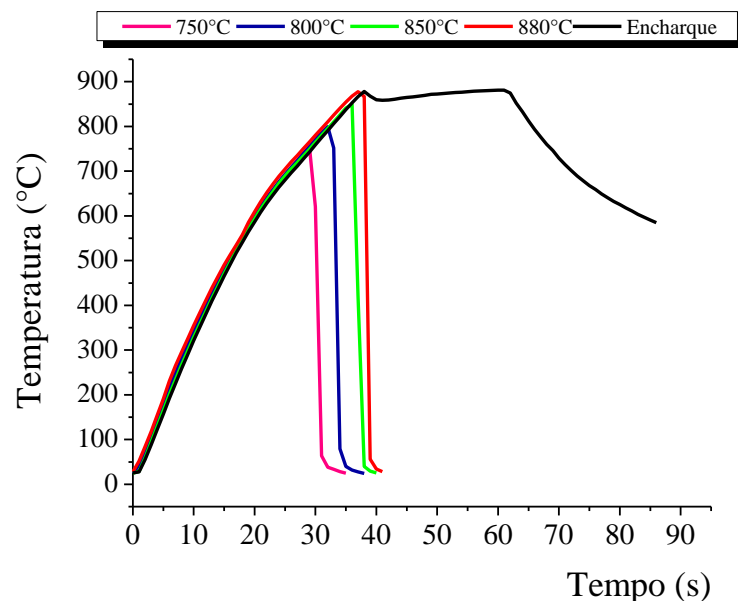


Figura 4:2: Curva do recozimento final para todas as amostras.

O recozimento da bobina laminada a frio foi realizado em escala laboratorial utilizando fornos resistivos estacionários e sem atmosfera controlada. Para cada condição, foram

recozidas amostras com dimensões de 300x120x0,6 mm e 150x120x0,6 mm. A temperatura foi monitorada por um termopar acoplado na região central de todas as amostras. No ciclo interrompido, as amostras foram resfriadas imediatamente em água com a temperatura de aproximadamente 10 °C após a remoção do forno. As amostras sem interrupção foram resfriadas no ar.

4.4. Caracterização

A caracterização das amostras foi realizada por meio das técnicas de Microscopia Ótica (M.O), Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV), Microscopia Eletrônica de Transmissão (MET), Difração de Raios-X, Difração de Elétrons Retroespalhado (EBSD), Ensaio de Tração e Microdureza Vickers. A tabela 4.2 apresenta a relação entre o tipo de amostra e a técnica que foi utilizada.

Tabela 4: 2 Técnicas de caracterização empregadas.

Amostra	Técnica de Análise
Bobina Laminada a Quente	Microscopia ótica, EBSD (convencional), Ensaio de Dureza.
Bobina intermediária	Microscopia ótica, EBSD (convencional) Ensaio de Dureza
Bobina Laminada a Frio com diferentes reduções	Microscopia ótica, EBSD (alta resolução) Ensaio de Dureza, MET, Difração de Raios-X
Bobina Laminada a Frio e Recozida – Recozimento Completo	Microscopia ótica, EBSD (convencional) Ensaio de Tração, Ensaio de Dureza
Bobina Laminada a Frio e Recozida – Recozimento interrompido	Microscopia ótica, EBSD (convencional e de alta resolução), Ensaio de Dureza MET

A identificação das amostras foi baseada nas características iniciais e conforme o processo termomecânico. A identificação foi realizada da seguinte forma:

X-Y-BQ-ZZ% ILFR

Onde: X: representa a espessura inicial

Y: pelo diâmetro do grão. G: grosseiro; F: fino

BQ: Bobina laminada a quente

ZZ%: Percentual de redução a frio

I: indica uma laminação e II indica duas etapas de laminação

LF: laminação a frio

R: Recozida

4.5. Análise por Microscopia Ótica

A preparação das amostras para análise microestrutural por microscopia ótica foi feita por corte, embutimento, lixamento com lixas de grana de 120, 220, 320, 500 e 600 e polimento mecânico com agente polidor de diamante nos panos de 9 μm , 3 μm e 1 μm . Para revelar a microestrutura, realizou-se ataque químico por imersão com reativo Villela durante 50 s. Subsequentemente, as amostras foram lavadas com água, álcool e secada ao ar quente. As amostras foram analisadas na seção longitudinal ao longo da espessura. Utilizou-se o microscópio ótico da marca LEICA equipado com uma câmera digital com resolução de 640 x 480 pixels e software analisador de imagens Leica MW.

O diâmetro médio de grão foi determinado com o auxílio do software Bueler OmmiMet em todas as amostras recristalizadas, conforme a norma ASTM E112-13⁽⁴⁰⁾. A análise foi feita ao longo da espessura na seção longitudinal. O método utilizado para determinar o diâmetro do grão foi o método do intercepto. O diâmetro médio de grão foi determinado a partir de medidas realizadas em 6 campos ao longo da espessura considerando o número de interceptos entre 50 a 60 por campo.

4.6. Análise por EBSD

A preparação das amostras para determinação da textura por EBSD seguiu o mesmo procedimento para microscopia ótica até o polimento com pasta de diamante de 1 μm . Subsequentemente, as amostras foram polidas em solução contendo 10 mL de Lubrificant Blue (DP) e 30 mL sílica coloidal de 0,05 μm por 60 minutos na politriz. As análises foram realizadas na seção longitudinal em um microscópio eletrônico de varredura (MEV) com filamento de LaB_6 , marca FEI e modelo XL-30, equipado com sistema TSL EBSD. O passo (step) usado nas análises variou entre 4 a 10 μm para as amostras da bobina laminada a quente e da bobina intermediária. As amostras deformadas foram analisadas com o passo entre 50 a 200 μm . Já o passo para as amostras recristalizadas após o recozimento completo foi de 4 μm .

4.6.1. Procedimento de análise

Os dados obtidos nas análises de EBSD foram processados usando o software de análises OIM AnalysisTM -TSL-EDAX. Os pontos nos mapas com índice de confiança (CI) abaixo de 0,095 foram desconsiderados na análise dos dados.

A diferença local de orientação foi avaliada por meio dos mapas com *Grain Orientation Spread (GOS)* e *Kernel Average Misorientation (KAM)*. O GOS é a média entre a diferença de orientação média do grão e a orientação de cada ponto individual dentro do grão. Já a diferença de orientação local por meio do KAM, considera para um dado ponto a média da diferença de orientação daquele ponto com n pontos vizinhos. No cálculo, os pontos que excedem os valores de tolerância da diferença de orientação máxima são excluídos na determinação do KAM. A diferença de orientação máxima e o tamanho do kernel foram indicados em cada mapa.

Os mapas com fator de Taylor foram determinados considerando os sistemas de escorregamento $\{110\} \langle 111 \rangle$, $\{112\} \langle 111 \rangle$ e $\{123\} \langle 111 \rangle$ para deformação por laminação.

O gradiente na textura foi determinado nas amostras finais após o recozimento completo ao longo da espessura. O fator de homogeneidade (*FH*) indica quão homogeneamente ou heterogeneamente a orientação cristalográfica local é distribuída na área analisada. O valor de $FH=0$ indica uma distribuição da textura perfeitamente homogênea e $FH=1$ uma distribuição heterogênea. De forma análoga, o fator de bandeamento também pode ser avaliado, onde $FB = 0$ indica uma microestrutura isenta de bandeamento e $FB=0,5$ descreve uma microestrutura fortemente bandada. Ambos os fatores foram obtidos a partir dos dados de EBSD usando a função *Texture Gradiente* no software OIM AnalysisTM -TSL-EDAX.

4.7. Análise por Microscopia Eletrônica de Transmissão

As mostras para microscopia eletrônica de transmissão foram preparadas nas seguintes etapas: corte, lixamento e polimento mecânico para uma espessura inferior a 100 μm . Posteriormente, foram cortados discos com diâmetro de 3 mm com auxílio do *disc punch*. Os discos foram polidos para uma espessura inferior a 50 μm em lixas com grana de 1200 ou 2000. Posteriormente, as amostras foram polidas com uma solução de 95 % ácido acético e 5 % de ácido perclórico, com tensão de 30 V e temperatura de 15 °C. As análises foram realizadas em microscópio Tecnai G2-20 com filamento de LaB_6 e aceleração de 200 kV.

4.8. Análise por Difração de Raios-X

A técnica de difração de Raios-X foi aplicada para determinar a textura na superfície e na região central das amostras deformadas. As amostras foram cortadas em uma dimensão de 50x50 mm, lixadas com lixas de grana de 120, 220, 320, 500 e 600 e lavadas com água e sabão neutro. Posteriormente, um polimento químico com uma solução de HNO_3 (12%) e HF (3%) na temperatura de aproximadamente 55 °C foi realizado para remover qualquer deformação residual. As análises da macrot textura foram realizadas em um difratômetro X'Pert PRO MPD (Philips), equipado com um goniômetro Theta-Theta de alta performance e berço de textura ATC-3 Prefix. A função

de distribuição de orientação cristalina (FDOC) foi calculada a partir das figuras de polo incompletas dos planos (110), (200) e (211) usando o método de series de expansão de Bunge (lmax_22).

4.9. Determinação das Propriedades Mecânicas

As propriedades mecânicas, como limite de escoamento, limite de resistência, alongamento total e uniforme, foram determinadas por meio de ensaios de tração nas amostras com ciclo de recozimento completo, à temperatura ambiente e com taxa de deformação de $1,7 \times 10^{-3} \text{s}^{-1}$. Os corpos de prova de secção retangular foram confeccionados conforme a norma ASTM A-370-14⁽⁴¹⁾. A Figura 4:3 mostra um esquema do corpo de prova e a Tabela 4: 3 apresenta as dimensões correspondentes.

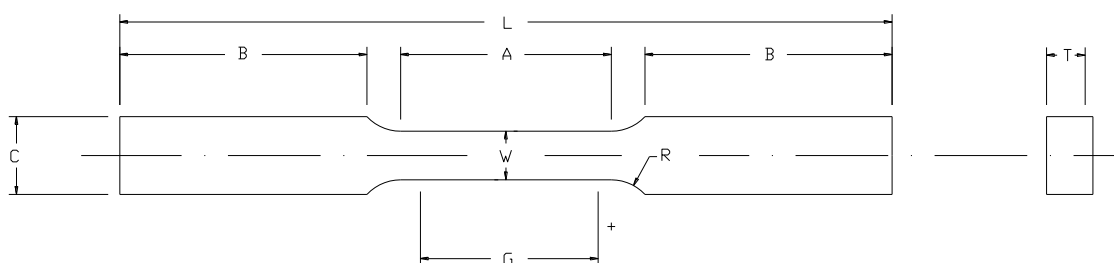


Figura 4:3: Corpo de prova para ensaio de tração.

Tabela 4: 3: Dimensões do corpo de prova padrão

Região do Corpo de prova	(mm)
G (comprimento da região do extensômetro)	$50,0 \pm 0,1$
W (Largura da parte útil do corpo de prova)	$12,5 \pm 0,2$
T (espessura do corpo de prova)	0,6
R (raio da concordância)	12,5
L (comprimento total)	300
A (comprimento da parte útil)	83
B (comprimento da garra)	102,5
C (largura da garra)	20

Para determinação do coeficiente de anisotropia normal médio (\bar{r}) e do coeficiente de anisotropia planar (Δr) as amostras foram retiradas segundo a direção de laminação, direção perpendicular à direção de laminação e a direção com ângulo de 45° com a direção de laminação. As amostras foram ensaiadas nas mesmas condições citadas acima para o ensaio de tração até a deformação de 15 %. Os ensaios de tração foram realizados conforme a norma ASTM E517-00.

O ensaio de microdureza foi realizado em todas as amostras conforme a norma ASTM E384⁽⁴²⁾. Em cada amostra foram realizadas dez medidas de dureza ao longo da espessura na seção longitudinal, utilizando-se a escala Vickers. Os ensaios foram realizados com carga de 500 gf e tempo de penetração de 10 s em um microdurômetro da marca Future Tec FM 700.

5. RESULTADOS

Os resultados nessa secção são apresentados na sequência do processo termomecânico, esquema apresentado na Figura 4:1.

5.1. Microestrutura e Microtextura das BQs – Amostras Iniciais

A Figura 5:1 apresenta as microestruturas observadas por EBSD das amostras laminadas a quente com grãos grosseiros e espessuras iniciais de 6, 4 e 3 mm. Nota-se nessas amostras uma heterogeneidade no diâmetro do grão ao longo da espessura. A região da superfície foi constituída por grãos finos e a região central por grãos grosseiros. O diâmetro médio dos grãos foi de 57 ± 10 , 6 ± 18 e 110 ± 21 μm para as amostras 3GBQ, 4GBQ e 6GBQ, respectivamente. Além disso, a textura também foi heterogênea ao longo da espessura com predominância dos grãos com orientação $\{110\}$ // plano da chapa (P.C) próximo à superfície e na região central grãos com $\{112\}$ e $\{100\}$ // P.C, em todas as amostras.

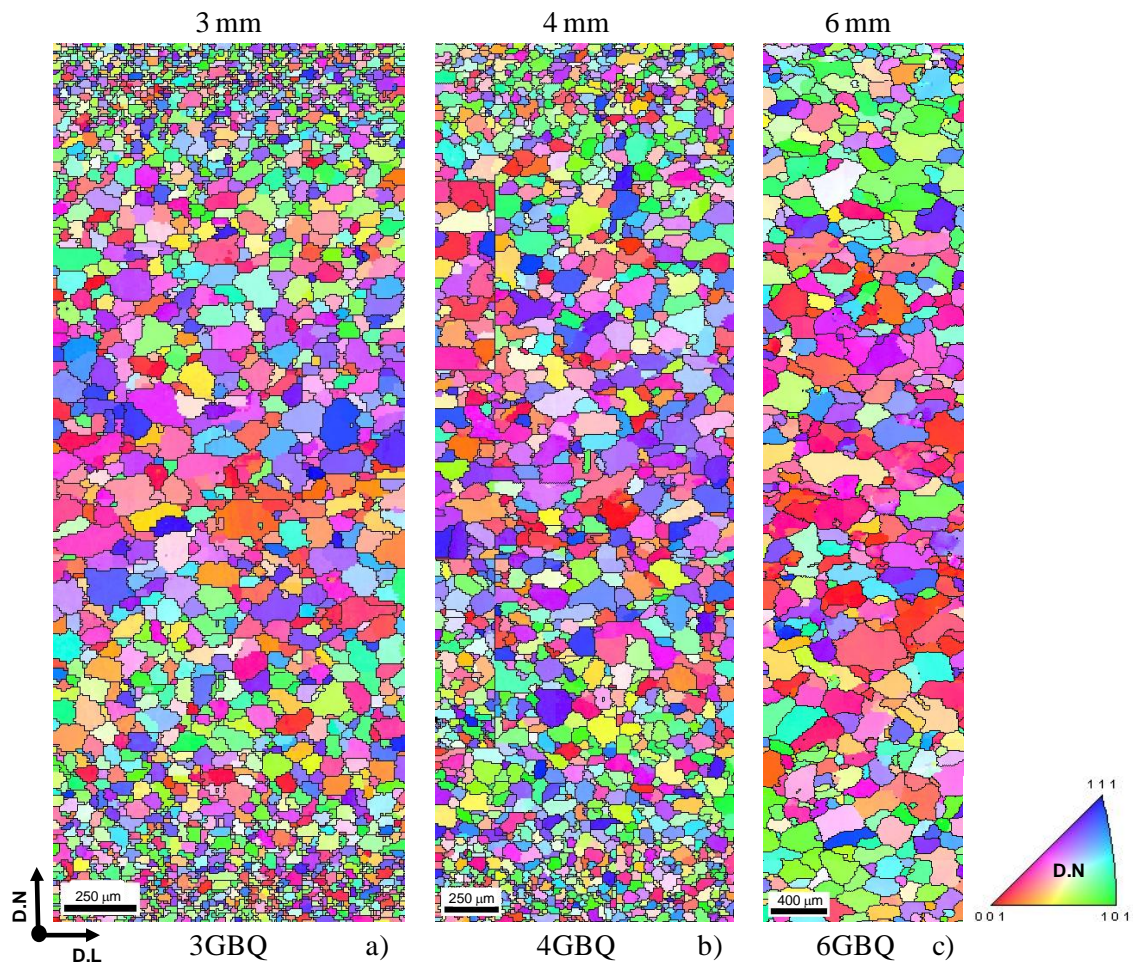


Figura 5:1: Microestrutura e microtextura das amostras laminadas a quente. a) 3 mm; b) 4 mm c) 6 mm.

As microestruturas e texturas das amostras com grãos finos são apresentadas na Figura 5:2. A espessura inicial das amostras é de 6, 4 e 3 mm. Nota-se que em todas as amostras a variação no diâmetro do grão ao longo da espessura é menor em relação as amostras com grãos mais grosseiros exibidos na Figura 5:1. O diâmetro médio dos grãos foi de 40 ± 3 , 41 ± 5 e 50 ± 7 μm para as amostras 3FBQ, 4FBQ e 6FBQ, respectivamente. De forma semelhante, a textura foi heterogênea com predominância dos grãos com orientação $\{110\} // P.C$ próximo à superfície e na região central grãos com $\{112\}$ e $\{100\} // P.C$.

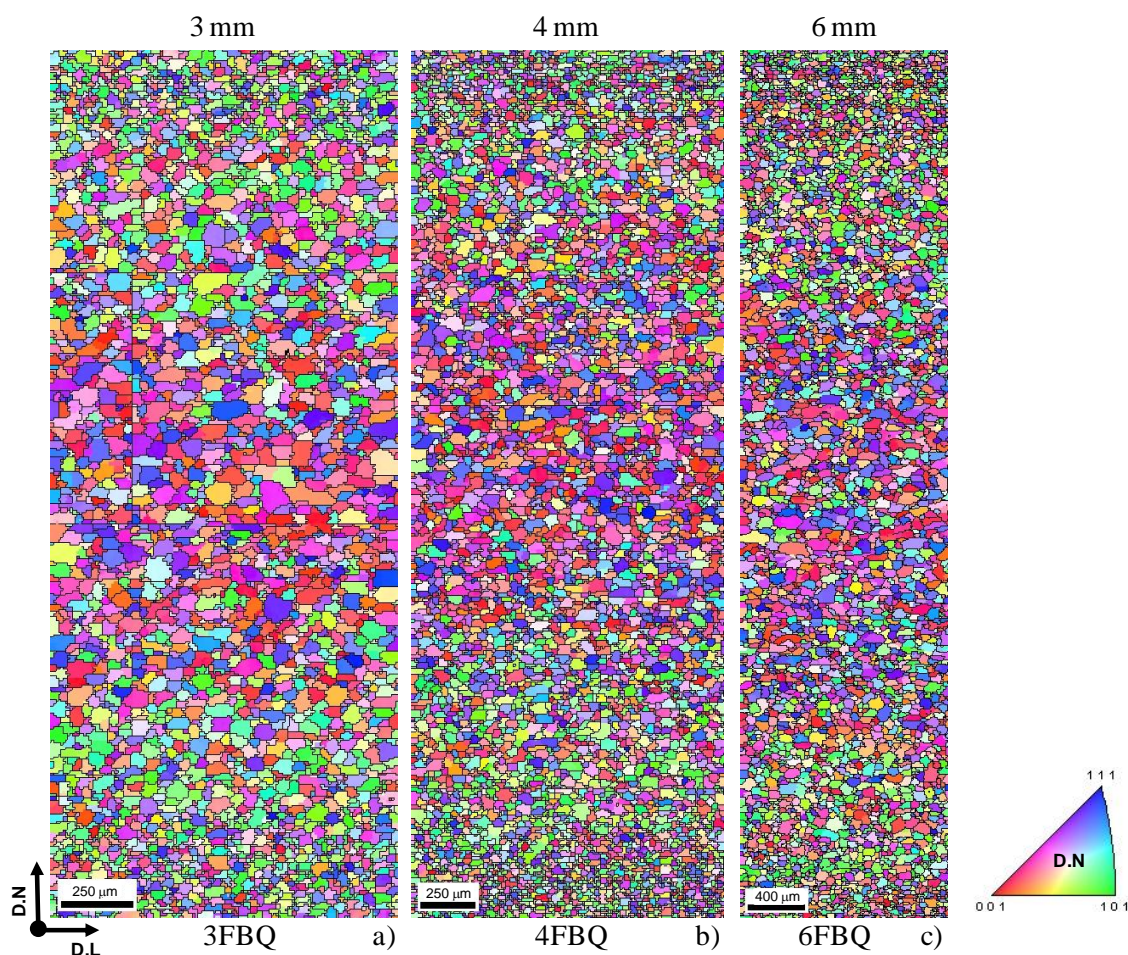


Figura 5:2: Microestrutura e textura das amostras com grãos finos laminadas a quente. a) 3 mm; b) 4 mm c) 6 mm.

A textura global do conjunto das amostras é apresentada na Figura 5:3 por meio da função de distribuição de orientações cristalinas (FDOC). Observa-se que a morfologia da FDOC é semelhante em todas as amostras. Nota-se que a textura desenvolvida foi compreendida pela fibra α ($\{h k l\}\langle 110\rangle$), fibra θ ($\{100\}\langle u v w\rangle$) e a componente Goss (110) $\langle 001 \rangle$. Ademais, a fibra γ apresentou baixa intensidade em todas as amostras. A principal diferença entre as amostras é a intensidade $f(g)$ das componentes, sendo que as amostras com grãos mais grosseiros apresentaram a textura mais intensa. O valor máximo de $f(g)$ está indicado em cada FDOC.

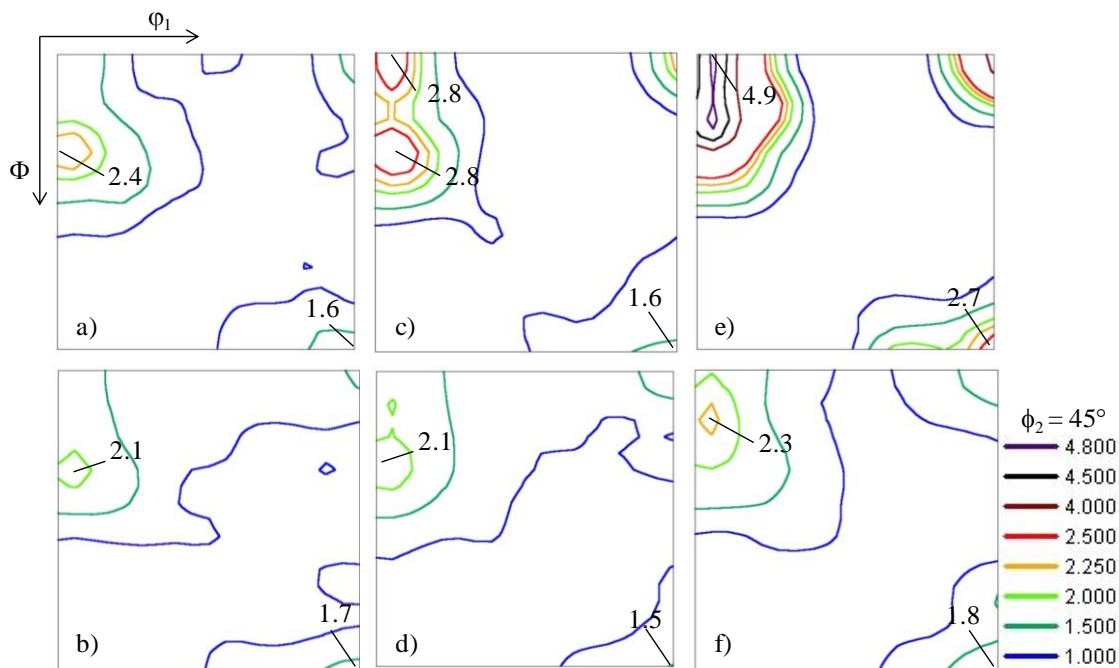


Figura 5:3: Textura global das bobinas laminadas a quente com diferentes características iniciais. a) 3GBQ; b) 3FBQ; c) 4GBQ; d) 4FBQ; e) 6GBQ; f) 6FBQ.

As frações volumétricas das fibras das amostras iniciais são apresentadas na Tabela 5:1. Na fração da fibra α foi subtraído a fração da componente $\{111\} \langle 110 \rangle$. Observa-se que em todas as amostras a fibra α e $\{110\} // P.C$ foram dominantes, principalmente na amostra 6GBQ. Ressalta-se a baixa fração da fibra γ em todas as amostras iniciais.

Tabela 5:1: Fração volumétrica das fibras das amostras iniciais. A fração foi calculada com desvio de 15° da orientação ideal.

Amostra	Fibra α	Fibra γ	Fibra θ	$\{110\} // P.C$
3GBQ	0,208	0,104	0,116	0,205
3FBQ	0,181	0,113	0,148	0,192
4GBQ	0,218	0,112	0,126	0,183
4FBQ	0,187	0,117	0,144	0,172
6GBQ	0,300	0,078	0,192	0,225
6FBQ	0,193	0,113	0,142	0,186

5.2. Microestrutura após a Deformação

5.2.1. Microestrutura após a deformação observada por microscopia ótica

As micrografias das amostras após as reduções foram realizadas na secção longitudinal. A Figura 5:4 ilustra a microestrutura após a deformação observada por microscopia ótica para as amostras com redução de 60 % e 80 % originadas das amostras com espessura inicial de 3 mm. Observa-se que com o aumento da redução, de 60 % para 80 %, os grãos ficaram mais achatados e alongados na direção de laminação em ambas as amostras iniciais (grãos finos e grosseiros). Os espaçamentos entre os contornos de alto ângulo pré-existent antes da deformação, H , foram reduzidos com o aumento da deformação a frio e do diâmetro de grão inicial. As amostras exibem uma microestrutura bastante heterogênea. Essas são constituídas por grãos com diferentes níveis de deformação, notam-se grãos com intensa deformação no interior e outros com baixa deformação, conforme indicado pelas setas amarelas. Ademais, nota-se em alguns grãos bandas de cisalhamento com inclinação no range de 20 a 35°, em relação à direção de laminação. Observam-se também bandas de cisalhamento com inclinação em ambos os sentidos, positivo e negativo. Qualitativamente, nota-se que a amostra 3GBQ-60% ILF apresenta uma fração de regiões cisalhadas superior a amostra 3FBQ-60% ILF. Além disso, essas regiões estão mais distribuídas na amostra 3FBQ-60% ILF.

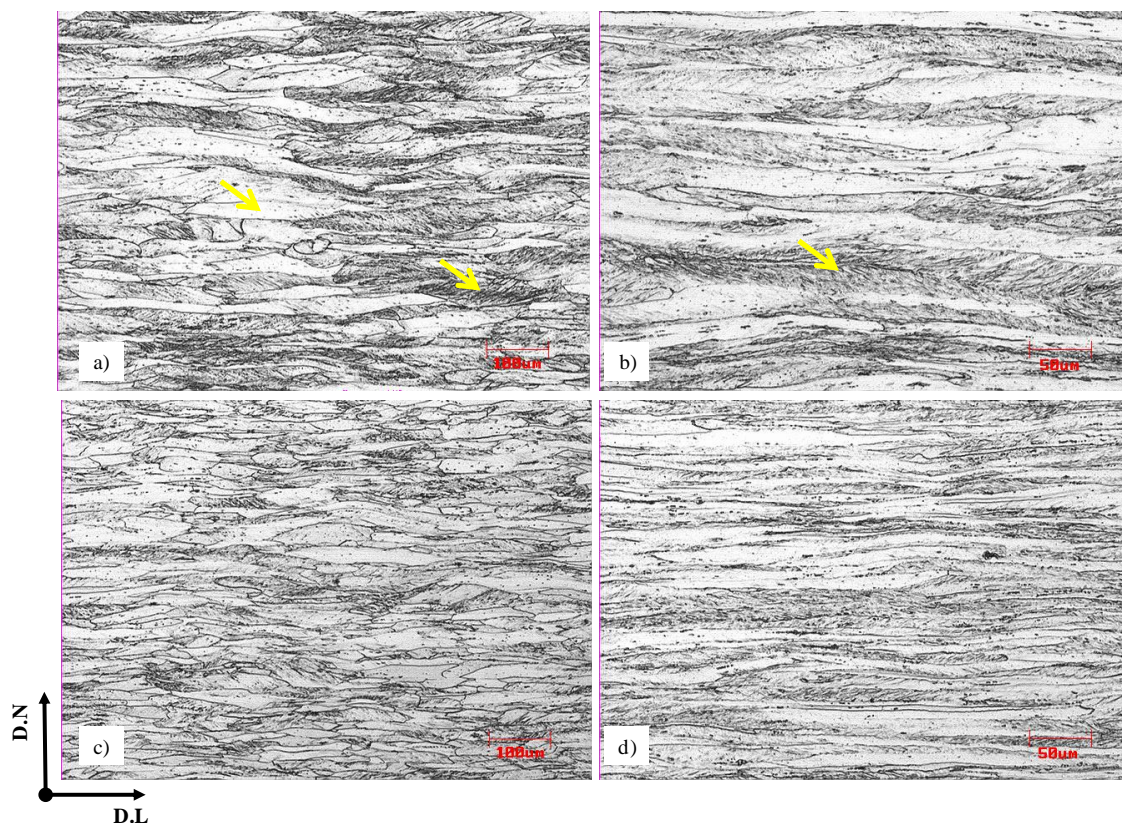


Figura 5:4: Microestrutura após a redução de 60 % (3-1,2 mm) e 80 % (3-0,6 mm) – a) 3GBQ-60% ILF; b) 3GBQ-80% ILF c) 3FBQ-60% ILF; d) 3FBQ-80% ILF.

As microestruturas das amostras com 60 % e 85 % de reduções obtidas a partir da amostra com espessura inicial de 4 mm é apresentada na Figura 5:5. De forma semelhante à amostra anterior, a deformação ocorreu mais intensamente em alguns grãos. Notam-se regiões com bandas de cisalhamento no interior de alguns grãos com inclinação em torno de 25° em relação à direção de laminação. Destaca-se que a amostra com granulação fina apresentou valores de H menores em relação à amostra inicialmente com granulação grosseira.

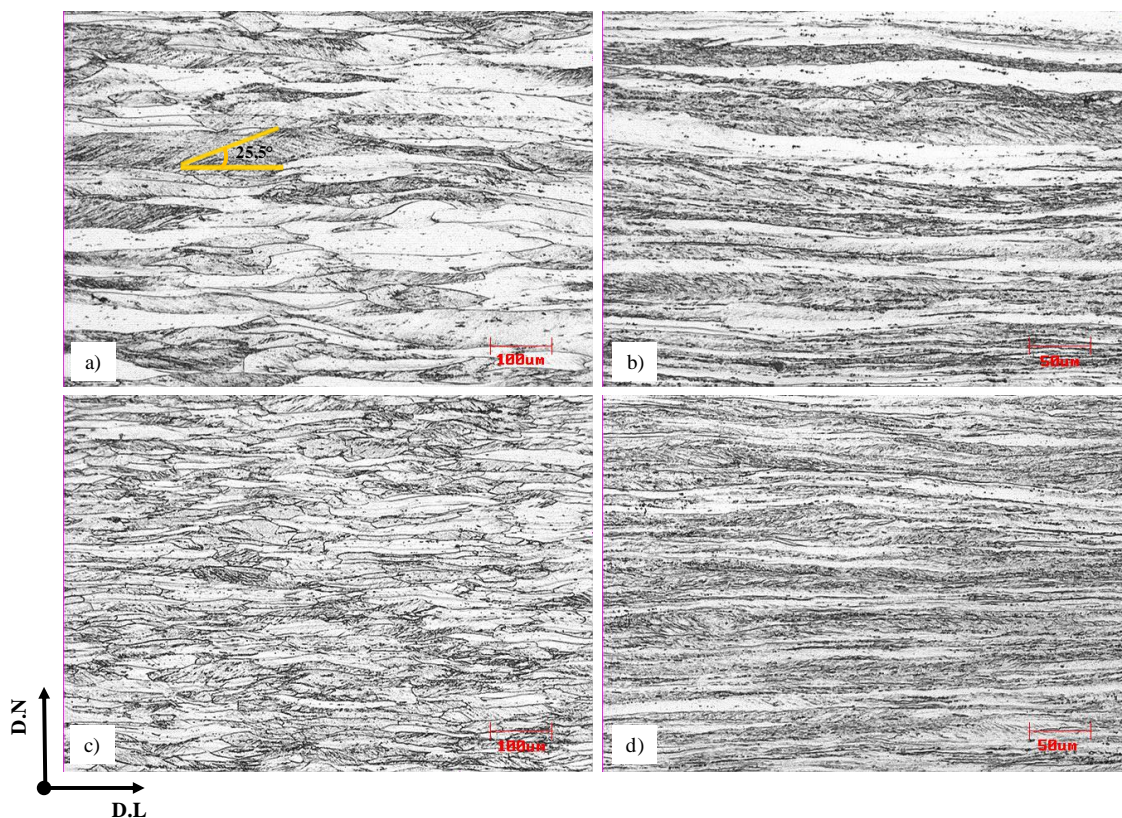


Figura 5:5: Microestrutura após a redução de 60 % (4-1,6 mm) e 85 % (4-0,6 mm) – a) 4GBQ-60% ILF; b) 4GBQ-85% ILF c) 4FBQ-60% ILF; d) 4FBQ-85% ILF.

As amostras com reduções de 50 % e 90 % provenientes das amostras com espessura inicial de 6 mm são apresentadas na Figura 5:6. Observa-se que para 50% de deformação, as amostras apresentam os grãos alinhados na direção de laminação e achatados. O aumento da redução originou uma redução no espaçamento entre os contornos de alto ângulo. Destaca-se que os grãos nas amostras provenientes da 6FBQ estão bem mais achatados em relação aos da amostra 6GBQ.

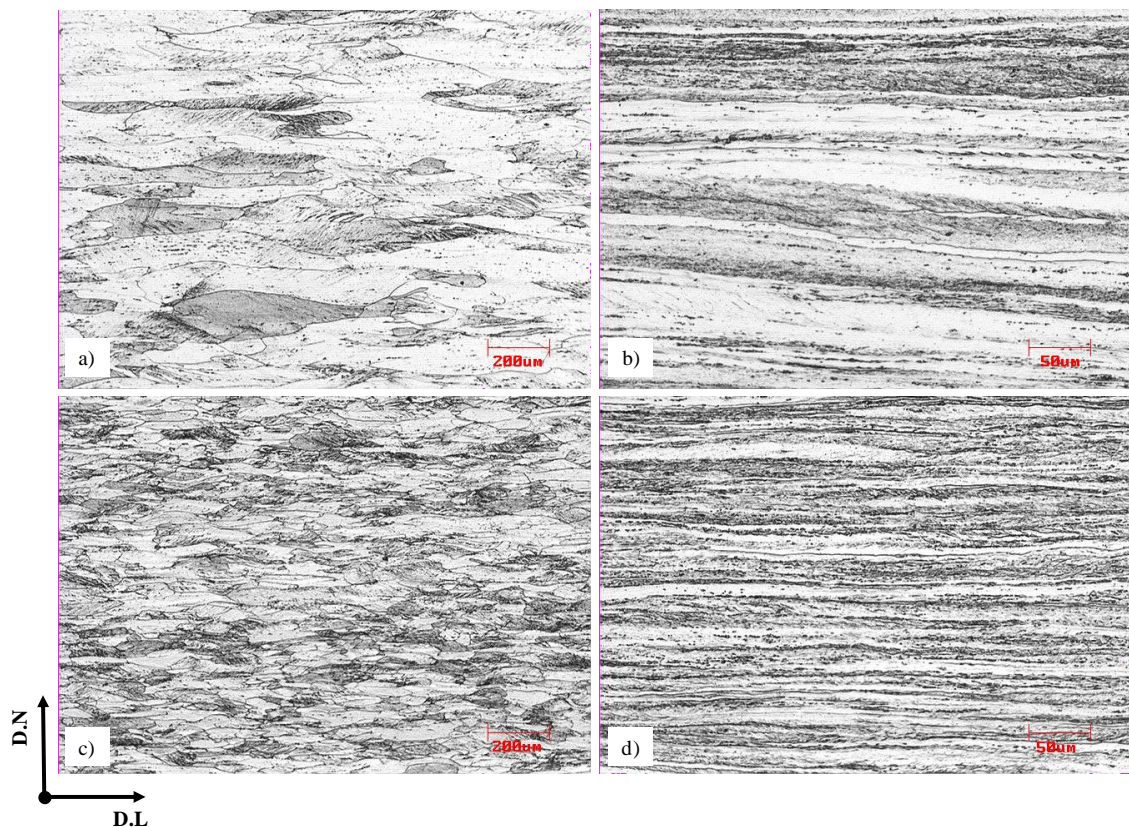


Figura 5:6: Microestrutura após a redução de 50 % (6-3 mm) e 90 % (6-0,6 mm) – a) 6GBQ-50% ILF; b) 6GBQ-90% ILF c) 6FBQ-50% ILF; d) 6FBQ-90% ILF.

O espaçamento entre os contornos de alto ângulo pré-existent antes da deformação (H) em relação à direção normal é relacionado com a deformação (ϵ) e o tamanho do grão inicial (D_0) pela relação geométrica apresentada na equação 1. Para avaliar a relação do diâmetro de grão inicial e H , foram realizadas aproximadamente 40 medidas ao longo da espessura. A Tabela 5:2 apresenta os valores medidos e os calculados segundo a equação 1⁽¹⁹⁾.

$$H = D_0 \exp(-\epsilon) \quad \text{Equação 1}$$

Os valores medidos e calculados de H apresentaram para algumas amostras valores bem próximos, enquanto que para as amostras 3GBQ-80%ILF, 4GBQ-60%ILF e 6GBQ-50%ILF os valores foram diferentes. De forma geral, a redução do diâmetro de grão inicial culminou em uma redução no valor de H . Além disso, o aumento do percentual de redução a frio também favoreceu a redução de H . A Figura 5:7 ilustra os valores

medidos de H, observa-se que com o aumento da redução H tende para valores próximos no intervalo de deformação de 80 a 90 %. A diferença pronunciada de H para a redução de 50 % foi notavelmente reduzida com o aumento da deformação. Essa mesma tendência foi observada para as outras amostras.

Tabela 5:2: Espaçamento entre os contornos de alto ângulo pré-existentes antes da deformação

Amostra	Diâmetro do grão inicial (μm)	Espaçamento medido (H) (μm)	Espaçamento calculado (H_c) (μm)
3GBQ-60%ILF	57	21,2	22,58
3FBQ-60%ILF	40	16,2	16,01
3GBQ-80%ILF	57	15,50	11,29
3FBQ-80%ILF	40	8,49	8,01
4GBQ-60%ILF	66	30,4	26,38
4FBQ-60%ILF	41	13,1	16,32
4GBQ-85%ILF	66	12,65	9,89
4FBQ-85%ILF	41	8,16	6,12
6GBQ-50%ILF	110	76,9	55,00
6FBQ-50%ILF	50	26,2	25,00
6GBQ-90%ILF	110	15,87	11,00
6FBQ-90%ILF	50	9,67	5,00

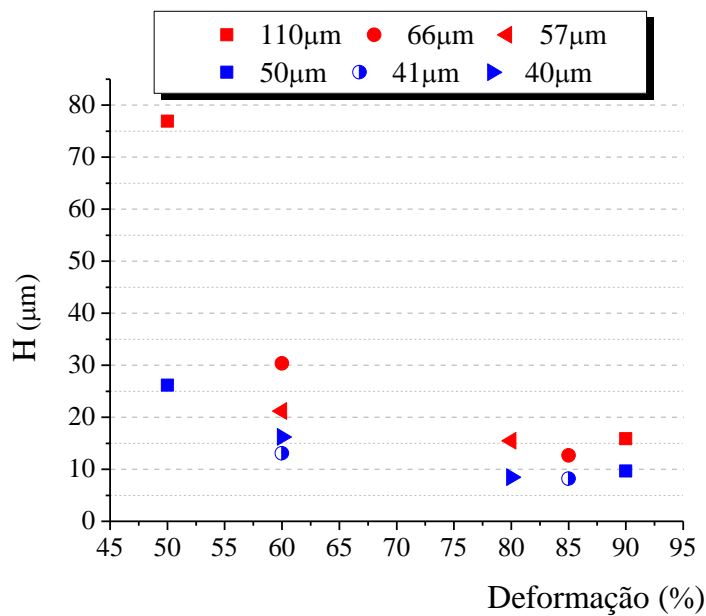


Figura 5:7: Relação de H, diâmetro do grão inicial e o percentual de deformação.

A energia acumulada após deformação foi calculada a partir das medidas de microdureza usando a equação 2⁽⁴³⁾. As medidas de microdurezas são apresentadas junto com a evolução da recristalização, seção 5.8 e Tabela 5:5 e Tabela 5:6.

$$E_d = \rho * E = \frac{1}{9} \left(\frac{H_\epsilon - H_0}{M\alpha Gb} \right)^2 * \left(\frac{Gb^2}{2} \right) = \frac{1}{18G} \left(\frac{H_\epsilon - H_0}{M\alpha} \right) \quad \text{Equação 2}$$

Onde H_ϵ é a dureza da amostra deformada, H_0 é a dureza da amostra recristalizada, $M=3,05$ é o fator de Taylor, $\alpha = 0,3$ é uma constante, $G = 80$ GPa é o módulo de cisalhamento médio para os aços inoxidáveis ferríticos⁽⁴⁴⁾ e $b = 2,48 \times 10^{-10}$ m é o vetor de Burgers das deslocações no ferro.

A Figura 5:8 ilustra a relação da energia armazenada com o percentual de redução frio e com o diâmetro de grão inicial antes da deformação. O acréscimo do percentual de redução a frio proporcionou um aumento na energia armazenada para todas as amostras. Além disso, a redução do diâmetro médio de grão na amostra inicial também proporcionou um aumento no acúmulo da energia armazenada. Ressalta-se que as amostras com redução de 60 e 85 % apresentaram valores próximos. Por outro lado, a

amostra com diâmetro inicial de 50 μm e 90 % de redução apresentou o máximo valor de energia armazenada.

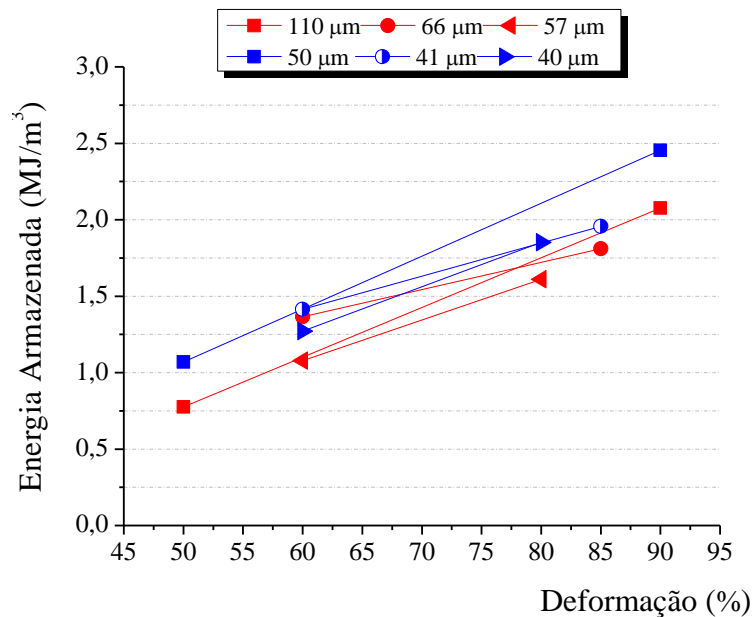


Figura 5:8: Efeito da redução a frio e do diâmetro de grão inicial na energia armazenada na deformação.

5.2.2. Microestrutura após a deformação observada por EBSD

A microestrutura após a deformação também foi observada a partir dos mapas de figura de polo inversa (IPF) e de índice de qualidade (IQ). Destaca-se nesta seção, a deformação nos grãos da fibra α e fibra γ .

a) Deformação em grão da fibra α

A microestrutura deformada após 50 % de redução é apresentada na Figura 5:9. Nesta figura são apresentados os mapas de orientação e de índice de qualidade (IQ) com contornos de baixo e alto ângulo. A deformação pode ser avaliada pelo mapa de IQ e pela distribuição dos contornos de baixo e alto ângulo. A microestrutura é predominantemente constituída por grãos achatados e alinhados na direção de laminação. Observa-se que a deformação é heterogênea na matriz, com variação de grão para grão e também dentro do mesmo grão.

Ressalta-se uma concentração de contornos de baixo ângulo em regiões próximas aos contornos de alto ângulo presentes antes da deformação. Além disso, destaca-se uma baixa concentração de contornos de baixo ângulo no interior de alguns grãos, como indicado pela seta amarela. Notam-se regiões com intenso cisalhamento em alguns grãos com alta densidade de contornos de baixo ângulo e inclinação em torno de $25,5^\circ$ em relação à direção de laminação. Algumas regiões bandeadas apresentam contornos de alto ângulo ($\omega < 15^\circ$), porém contornos com $5^\circ < \omega < 15^\circ$ são predominantes nestas regiões.

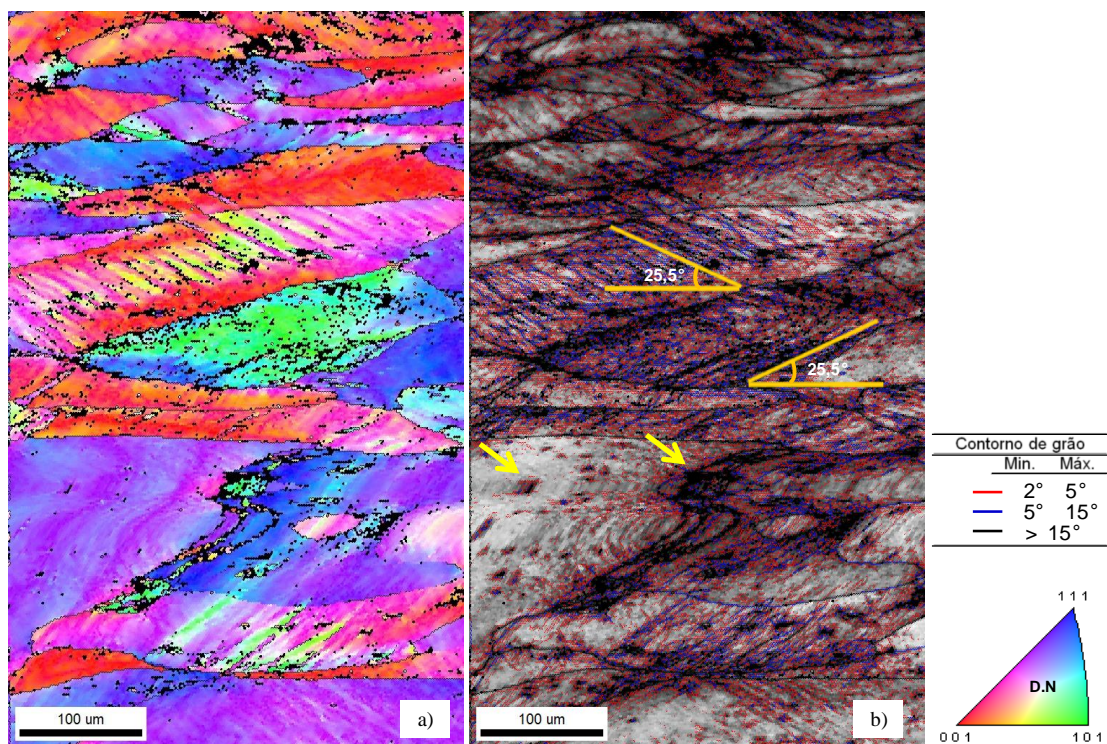


Figura 5:9: Microestrutura e microtextura após 50 % de redução a frio – 6GBQ-50% ILF– a) Mapa de orientação; b) Mapa de IQ com contorno de grão.

A Figura 5:10 apresenta a microestrutura em uma região próxima à superfície ao longo da espessura. De forma semelhante à região do centro, a deformação foi mais pronunciada em grãos com orientação da fibra γ . No entanto, destaca-se neste mapa grãos com orientação da fibra γ que apresentam níveis de deformação diferentes. O grão 1 indicado na figura apresenta uma subdivisão menor em relação ao grão identificado como 2, nota-se que ambos apresentam orientação pertencente a fibra γ . Analogamente,

observa-se essa diferença no grau de deformação entre os grãos com orientação $\langle 100 \rangle // D.N$, grão 3 e grão 4.

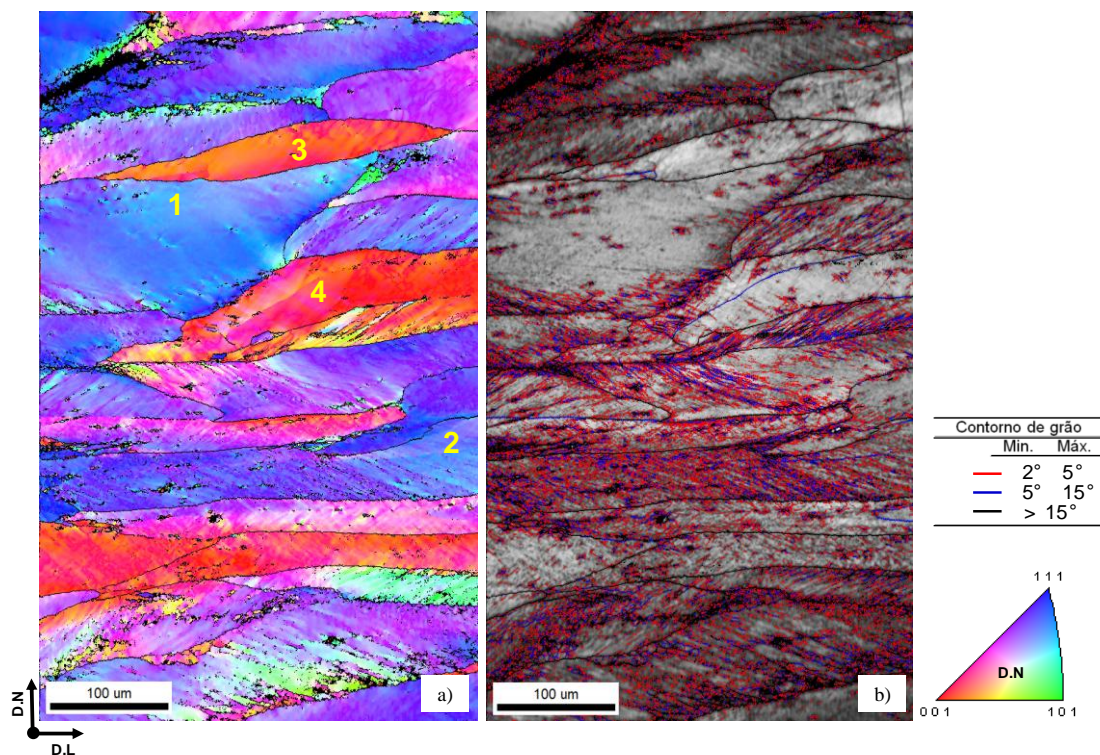


Figura 5:10: Região próxima à superfície da amostra 6GBQ-50% ILF– a) Mapa de orientação; b) Mapa de IQ com de contorno de grão.

O grão 3 com orientação $\{100\} \langle 011 \rangle$ indicado na Figura 5:10 é apresentado na Figura 5:11. Nota-se neste grão uma baixa fração de contorno de baixo ângulo, principalmente na região próxima ao contorno de alto ângulo pré-existente antes da deformação. A partir do mapa com KAM, observa-se que as regiões próximas aos contornos de alto ângulo não apresentaram uma diferença de orientação maior em relação à região central do grão. Além disso, a orientação cristalográfica não apresentou uma diferença de orientação significativa em todo o grão, conforme ilustrado pelo mapa de orientação. De forma diferente o grão 4 apresentou uma deformação mais heterogênea, conforme ilustrado na Figura 5:12. Destaca-se que ambos os grãos $\{100\} \langle 011 \rangle$ estão entre grãos com orientações da fibra γ . A diferença de deformação dentro de um grão $\{100\} \langle 011 \rangle$, grão 4 da Figura 5:10, pode ser observada na Figura 5:12. Destaca-se uma região com intenso cisalhamento formada na

parte inferior do grão e com menor intensidade na parte superior, Figura 5:12a e b. Neste grão, observa-se a subdivisão do grão formando contorno com diferença de orientação de $5^\circ > \omega > 15^\circ$ e contorno com $\omega > 15^\circ$, conforme indicado pela seta amarela. A região próxima ao contorno de alto ângulo apresenta maior deformação em relação a região central, conforme apresentado pelo mapa com KAM.

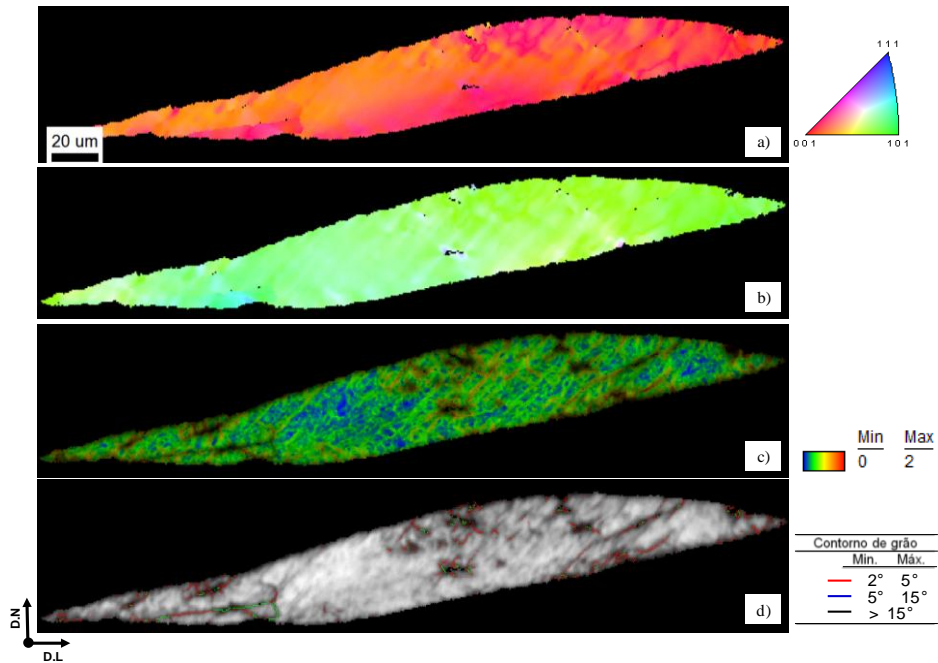


Figura 5:11: Grão deformado $\{100\} \langle 011 \rangle$. a) IPF-D.N; b) IPF-D.L; c) Mapa de IQ com KAM; d) Mapa de IQ com contorno de baixo ângulo.

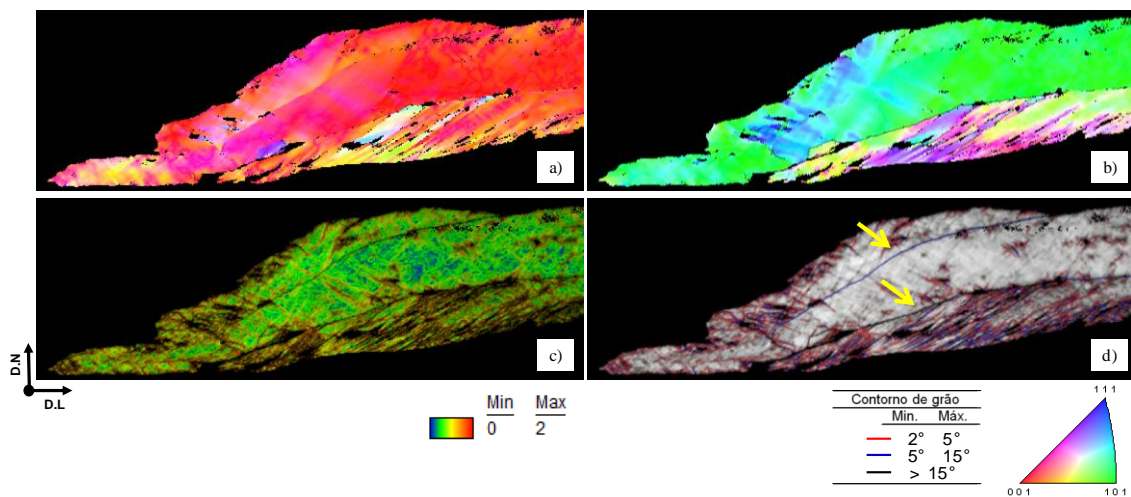


Figura 5:12: Grão deformado $\{100\} \langle 011 \rangle$. a) IPF-D.N; b) IPF-D.L; c) Mapa de IQ com KAM; d) Mapa de IQ com contorno de baixo ângulo.

A Figura 5:13 e Figura 5:14 apresentam grãos $\{100\} \langle 011 \rangle$ com diferentes níveis de deformação após 90 % de redução a frio observados na amostra 6FBQ-90%ILF. Nota-se que o grão observado na Figura 5:13 apresentou uma deformação bem homogênea dentro do grão, semelhante ao grão ilustrado na Figura 5:11. Por outro lado, o outro grão com orientação $\{100\} \langle 011 \rangle$ apresentado na Figura 5:14 foi subdividido em lamelas, separadas por contornos com $5^\circ < \omega < 15^\circ$, conforme indicado pelas setas amarelas. Destacam-se poucos segmentos de contornos de baixo ângulo no interior das lamelas, indicando baixa deformação. Além disso, nota-se uma variação de orientação no plano paralelo à direção normal em algumas lamelas, conforme indicado no IPF-D.N.

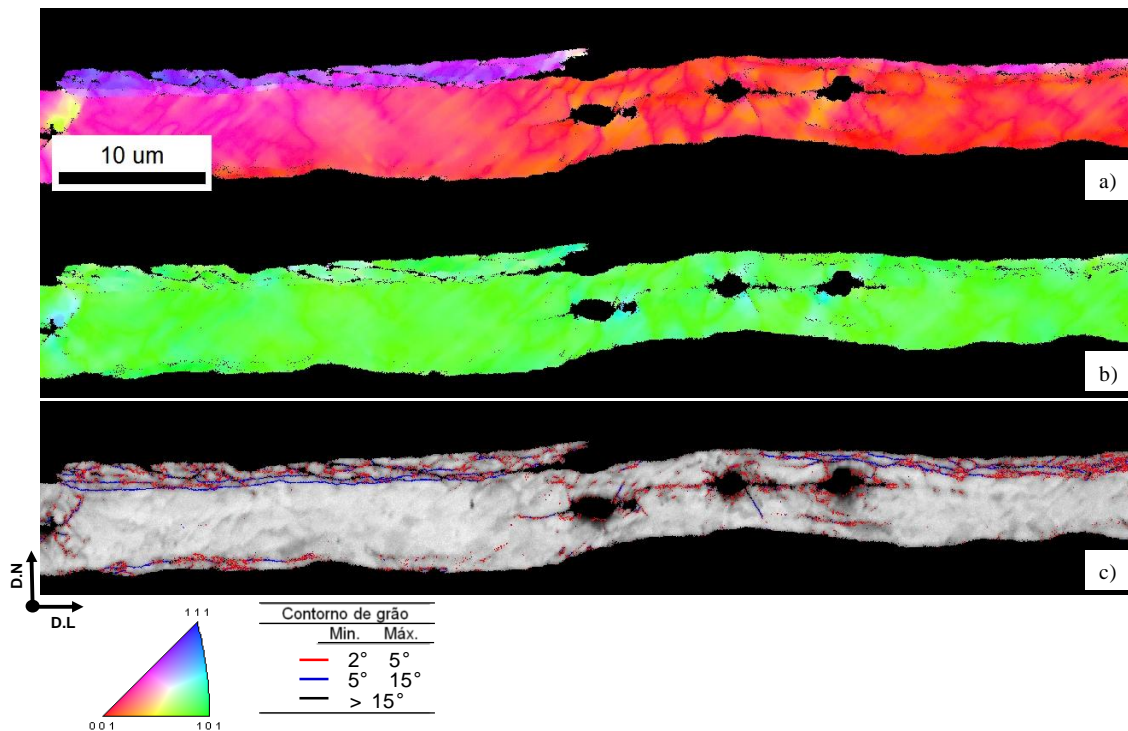


Figura 5:13: Grão deformado $\{100\} \langle 011 \rangle$ da amostra 6FBQ-90%ILF a) IPF-D.N; b) IPF-D.L; c) Mapa com contorno de ângulo.

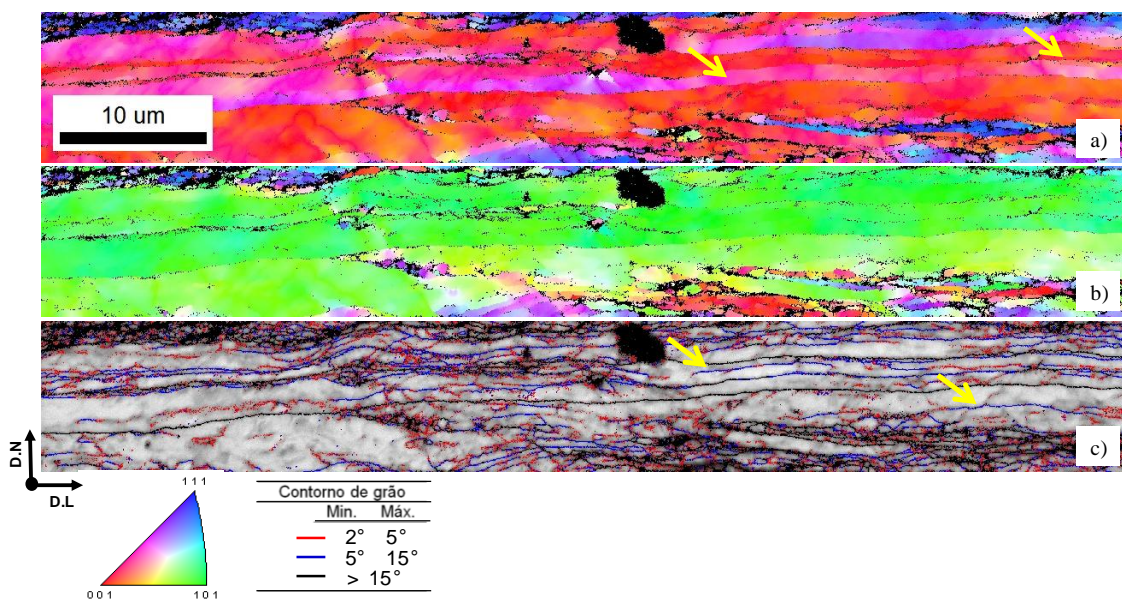


Figura 5:14: Grão deformado $\{100\} \langle 011 \rangle$ da amostra 6FBQ-90%ILF a) IPF-D.N; b) IPF-D.L; c) Mapa de IQ com contorno de ângulo.

b) Deformação em grão da fibra γ

A deformação em um grão com orientação $(111)[0\bar{1}1]$ ocorreu com alta intensidade conforme apresentado na Figura 5:15. A partir do mapa de orientação, Figura 5:15a, observa-se um intenso cisalhamento, com microbandas constituídas de finas lamelas com inclinação em torno de 17° em relação à direção de laminação. Além disso, observam-se poucas regiões cisalhadas com a inclinação no sentido oposto, conforme indicado pela seta amarela. Entre algumas lamelas ocorreu a formação da orientação $(110)[001]$ Goss, conforme mostrado na Figura 5:15b e indicado pela seta no mapa de orientação. Adjacentes às regiões com orientação de Goss, notou-se a formação da orientação $(111)[\bar{1}\bar{1}2]$.

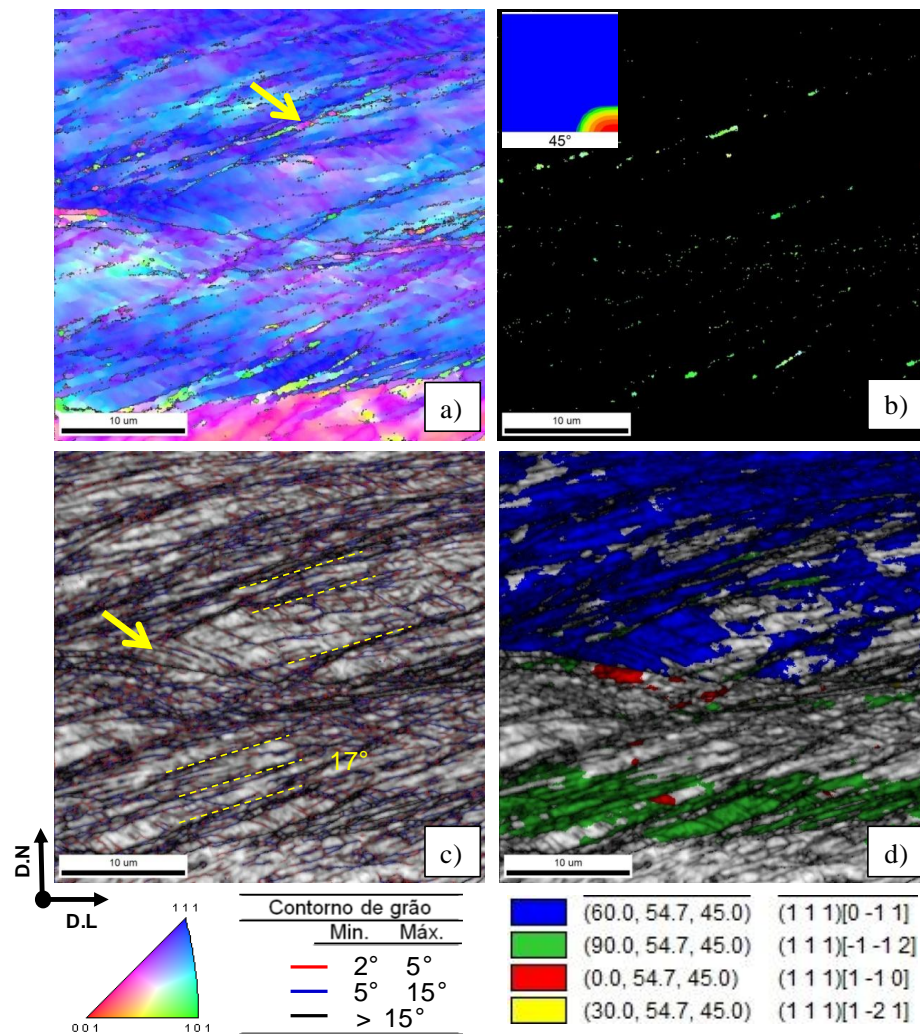


Figura 5:15: Grão deformado $(111)[0\bar{1}1]$ após 80 % de deformação- 3GBQ-80%ILF a) IPF-D.N; b) Mapa com orientação de Goss; c) Mapa de IQ com contorno de ângulo; d) Mapa com orientações da fibra γ .

A Figura 5:16 ilustra um grão com orientação $(111)[1\bar{2}1]$ e $(111)[1\bar{1}0]$, com uma estrutura muito fragmentada. Neste grão, as regiões A e C, possuem orientação $(111)[1\bar{2}1]$ e a região B possui orientação $(111)[1\bar{1}0]$. A diferença de orientação entre $(111)[1\bar{2}1]$ e $(111)[1\bar{1}0]$ é de 30° em torno $\langle 111 \rangle$. A região cisalhada, indicada no mapa de IQ, apresenta uma inclinação em torno de 19° em relação à direção de laminação. Dentro dos blocos cisalhados, ocorreu a formação de microbandas com uma inclinação oposta e com inclinação de 45° em relação à direção de laminação. Destaca-se nestas microbandas uma alta fração de contornos de baixo ângulo. Nas regiões A e C observa-se uma variação de orientação, já a região B ocorreu pouca variação nos planos

paralelos aos planos de laminação. Além disso, notam-se que algumas regiões com orientação $(110)[0\bar{1}1]$ estão praticamente alinhadas com a direção de laminação. Na Figura 5:16d, destaca-se que a região com orientação $(110)[0\bar{1}1]$ apresenta o valor máximo do fator de Taylor em relação as outras regiões. Entretanto, destaca-se a formação de orientações com baixo fator de Taylor entre regiões com alto fator de Taylor.

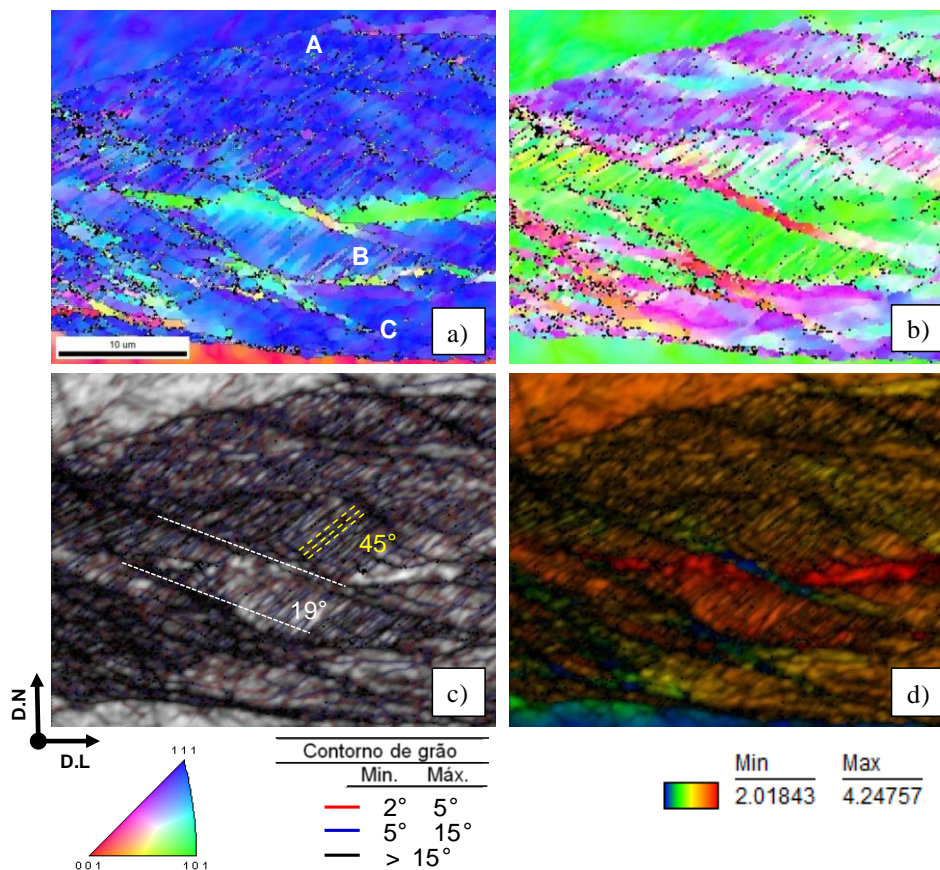


Figura 5:16: Grão deformado $\{111\}$ // $D.N$ após 80 % de deformação 3GBQ-80%ILF a) IPF-D.N; b) IPF-D.L; c) Mapa com contorno de ângulo; d) Mapa com fator de Taylor.

5.2.3. Microestrutura após a deformação observada por MET

Para ilustrar o efeito da deformação na formação da subestrutura, foram utilizadas as amostras com redução de 50 %, 60 %, 80 % e 90 % originadas das amostras com granulação grosseira. As análises foram realizadas na região central ao longo da espessura.

A Figura 5:17 apresenta subestrutura observada após 50 % de deformação da amostra 6GBQ-50%ILF. A microestrutura apresenta uma distribuição heterogênea de deslocações na matriz, sendo constituída por áreas com uma alta concentração de deslocações adjacentes a regiões de baixa densidade de deslocações. Nota-se que a microestrutura é constituída por células de deformação com a parede celular espessa. As células de deformação apresentam uma morfologia não regular com variação no tamanho e na forma. Observam-se células mais alongadas e outras mais equiaxiais, Figura 5:17a e b. Além disso, destaca-se a presença de deslocações no interior das células e também em arranjos emaranhados distribuídos na matriz.

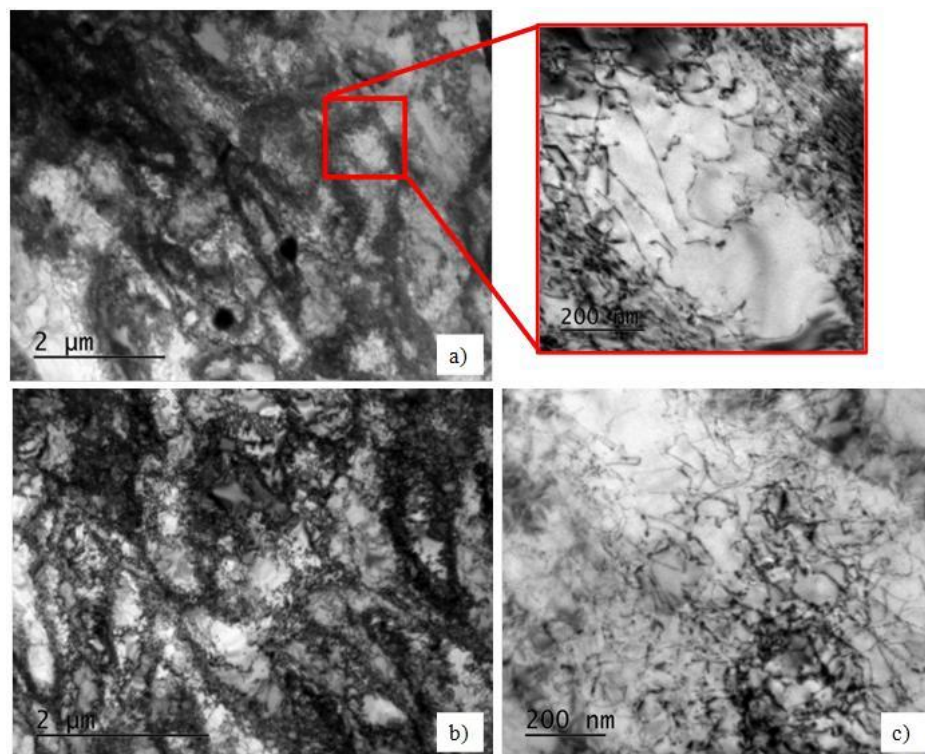


Figura 5:17: Subestrutura após 50 % de deformação da amostra 6GBQ-50%ILF. a e b) Células de deformação; c) Emaranhado de deslocações.

Outras regiões observadas após 50 % de deformação são apresentadas na Figura 5:18. Nota-se um acúmulo de deslocações próximo ao contorno, região indicada pela seta amarela. A Figura 5:18b ilustra regiões estreitas com espessura variando em torno de

0,18 a 0,41 μm separadas por paredes de deslocações. Além disso, nota-se a presença de deslocações no interior de quase todas as regiões estreitas.

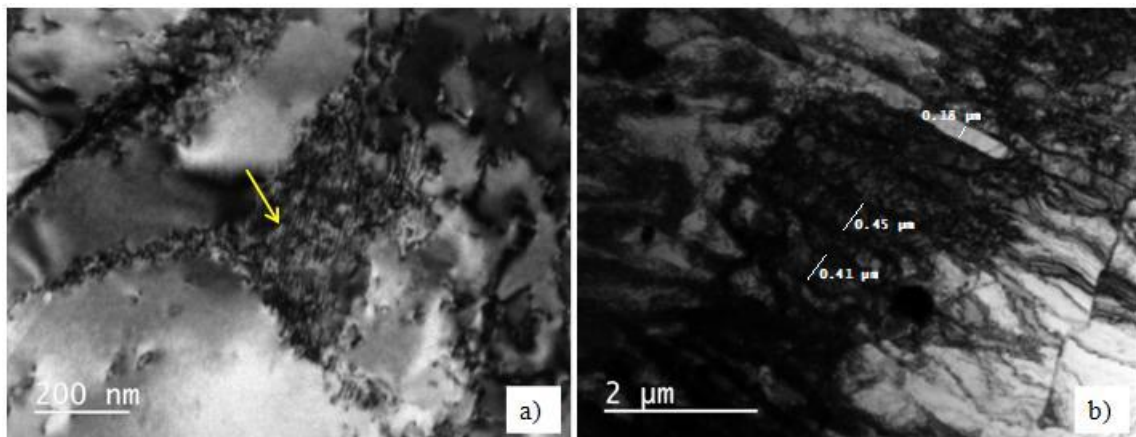


Figura 5:18: Subestrutura após 50 % de deformação da amostra 6GBQ-50%ILF. a) Acúmulo de deslocações próximo ao contorno e b) Regiões estreitas separadas por densa parede de deslocações.

Para uma deformação de 60 %, observou-se uma região com células de deformação equiaxiais e regiões subdivididas em estreitas regiões (setas amarelas), Figura 5:19. De forma semelhante à amostra com deformação de 50 %, a subestrutura apresentou células de deformação com a parede bem espessa, Figura 5:19a. Além disso, nota-se que a distribuição não é uniforme na microestrutura. Em outra região, destaca-se uma subestrutura com regiões estreitas adjacentes a uma estrutura com morfologia celular, Figura 5:19b.

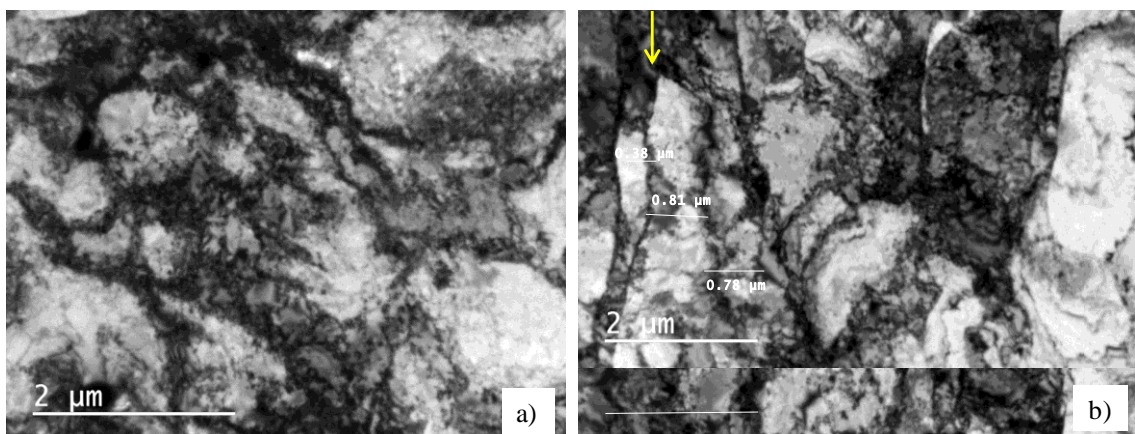


Figura 5:19: Subestrutura após 60 % de deformação da amostra 3GBQ-60%ILF. a) Subestrutura celular e b) Arranjos de deslocações.

A Figura 5:20 ilustra a subestrutura após 80 % de deformação. Observa-se que nesta região as células apresentam uma morfologia mais alongada em uma direção. Esta subestrutura é confirmada pela imagem de campo escuro, Figura 5:20b. Nota-se que em algumas regiões as paredes de deslocações são bem espessas. A distância entre as paredes variou de região para região, sendo algumas medidas indicadas na imagem de campo claro.

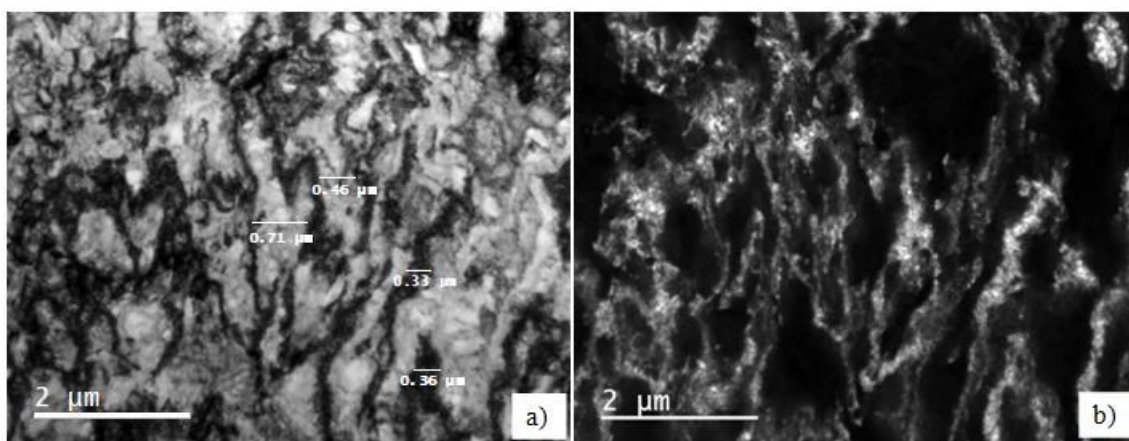


Figura 5:20: Subestrutura após 80 % de deformação da amostra 3GBQ-80%ILF. a) Campo claro e b) Campo escuro.

A subestrutura após 90 % de redução é mostrada na Figura 5:21. Observa-se que para este grau de deformação a amostra apresentou uma alta densidade de deslocações. Nesta condição, nota-se que a subestrutura desenvolvida apresenta uma estrutura semelhante à celular em algumas regiões, Figura 5:21a. No entanto, as células desenvolvidas são pequenas. Além disso, algumas regiões apresentam alta densidade de deslocações, não sendo possível observar as subestruturas, Figura 5:21b.

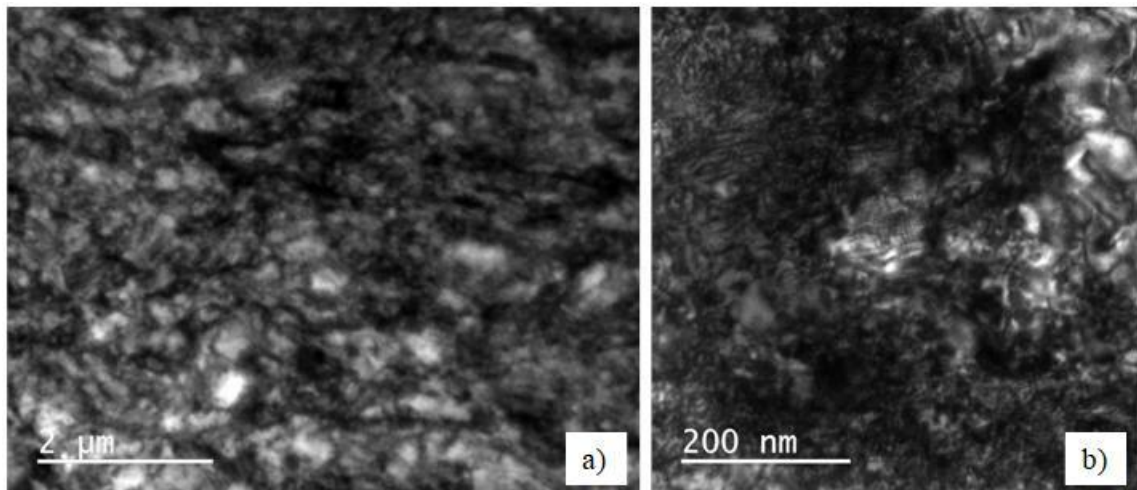


Figura 5:21: Subestrutura após 90 % de deformação da amostra 6GBQ-90%ILF. a) Subestrutura celular e b) Emaranhado de deslocações.

5.3. Macrotextura após a Primeira Laminação a Frio

A Figura 5:22 e a Figura 5:23 ilustram a macrotextura após a deformação de 60 % e 80 % da amostra com espessura inicial de 3 mm para ambas as condições iniciais. A partir da Figura 5:22, deformação de 60 %, nota-se que em ambas as regiões a fibra α foi predominante, com a máxima intensidade em diferentes componentes. Observa-se que as fibras γ e θ também foram desenvolvidas, porém com as intensidades inferiores. O pico na fibra γ ocorreu na componente $\{111\} \langle 011 \rangle$. Para deformação de 80 %, ocorreu o aumento da intensidade da fibra α em ambas as amostras. Observa-se que a máxima intensidade ocorreu na componente $\{001\} \langle 011 \rangle$ em todas as regiões e amostras. Contudo, nota-se que a intensidade da fibra γ foi similar à redução de 60 %, com pico na componente $\{111\} \langle 011 \rangle$. Em ambas as reduções, observa-se um gradiente na textura entre a região próxima à superfície e a região central, sendo a textura da região do centro uma textura mais intensa.

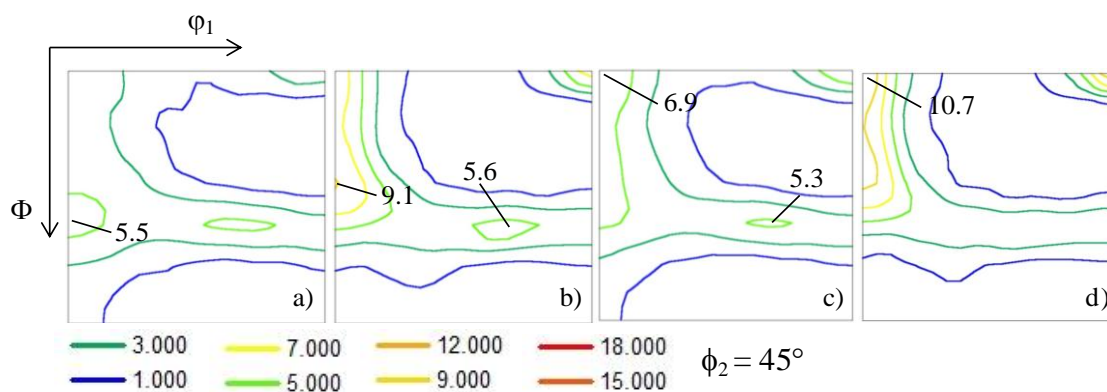


Figura 5:22: Macrotextura após redução de 60 % (3-1,2 mm) – a) 3GBQ-60ILF-Superfície; b) 3GBQ-60%ILF - Centro; c) 3FBQ-60%ILF - Superfície; d) 3FBQ-60%ILF - Centro.

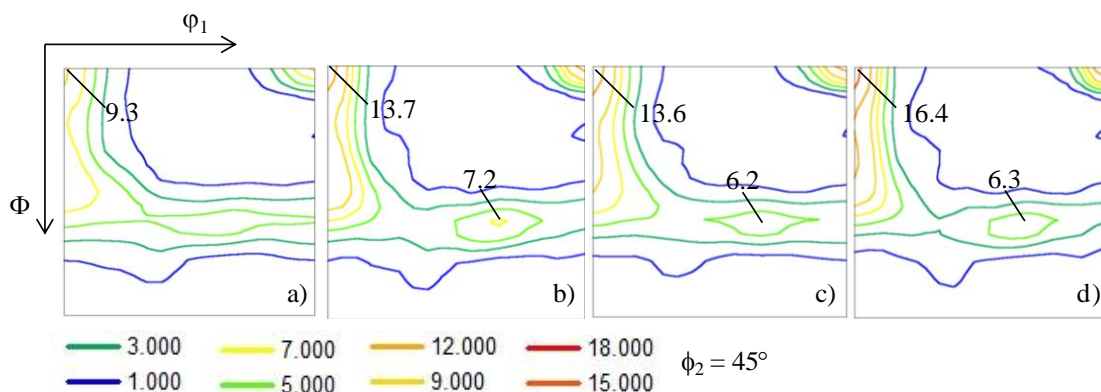


Figura 5:23: Macrotextura após redução de 80 % (3-0,6 mm) – a) 3GBQ-80%ILF superfície; b) 3GBQ-80%ILF - Centro; c) 3FBQ-80%ILF- Superfície; d) 3FBQ-80%ILF- Centro.

A textura de deformação após a redução de 60 % e 85 % da amostra com espessura inicial de 4 mm é apresentada na Figura 5:24 e Figura 5:25 respectivamente. Para a deformação de 60 %, 4GBQ-60%ILF e 4FBQ-60%ILF, observa-se que em ambas as amostras a fibra α foi mais pronunciada, principalmente na região central. Nota-se também o desenvolvimento da fibra θ e da fibra γ com pico na componente $\{111\} \langle 011 \rangle$. Com o aumento da redução para 85 %, observa-se o aumento da intensidade da fibra α com deslocamento do pico para a componente $\{001\} \langle 011 \rangle$. Ressalta-se que a intensidade da fibra γ para esta deformação foi semelhante à deformação de 60 % para algumas componentes. Todavia, ocorreu um aumento na intensidade da componente $\{111\} \langle 011 \rangle$.

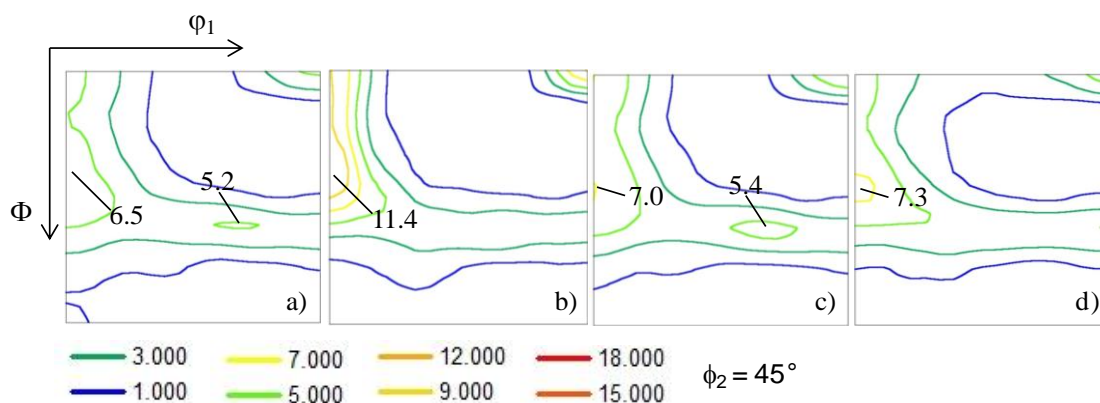


Figura 5:24: Macrotextura após redução de 60 % (4-1,6 mm) – a) 4GBQ-60%ILF- Superfície; b) 4GBQ-60%ILF- Centro; c) 4FBQ-60%ILF- Superfície; d) 4FBQ-60%ILF- Centro.

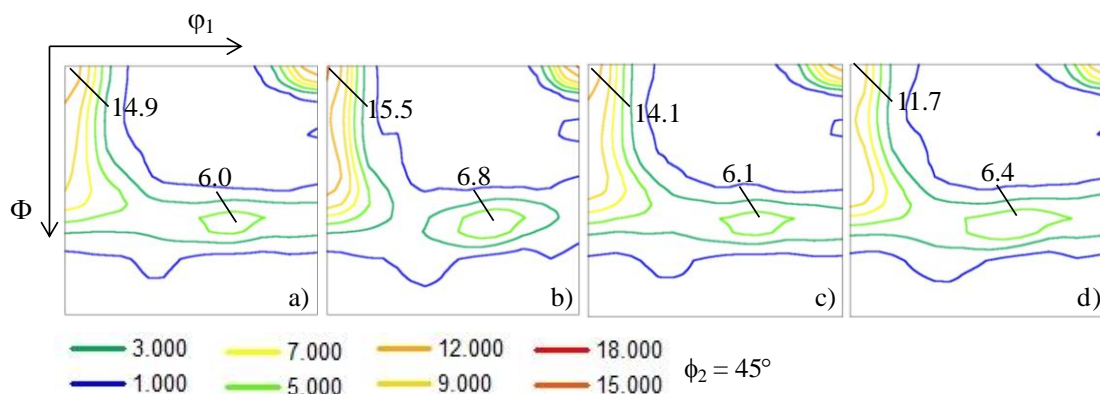


Figura 5:25: Macrotextura após redução de 85 % (4-0,6 mm) – a) 4GBQ-85% ILF - Superfície; b) 4GBQ-85% ILF - Centro; c) 4FBQ-85% ILF - Superfície; d) 4FBQ-85% ILF - Centro.

A textura desenvolvida após 50 % e 90 % de deformação para ambas as amostras é apresentada na Figura 5:26 e Figura 5:27, respectivamente. Observa-se que com o aumento da deformação ocorreu o aumento da intensidade da fibra α , principalmente da componente $\{001\} \langle 011 \rangle$. As amostras provenientes da 6GBQ apresentaram a fibra α mais pronunciada em relação às amostras geradas da 6FBQ, principalmente na região central. O acréscimo na deformação também aumentou a intensidade da componente $\{001\} \langle 011 \rangle$. A fibra γ formada na região próxima à superfície foi mais uniforme em relação à região central para a amostra 6GBQ, independente da deformação. No entanto, a amostra com 90 % de redução gerada da 6FBQ apresentou pouca variação na textura entre a superfície e centro.

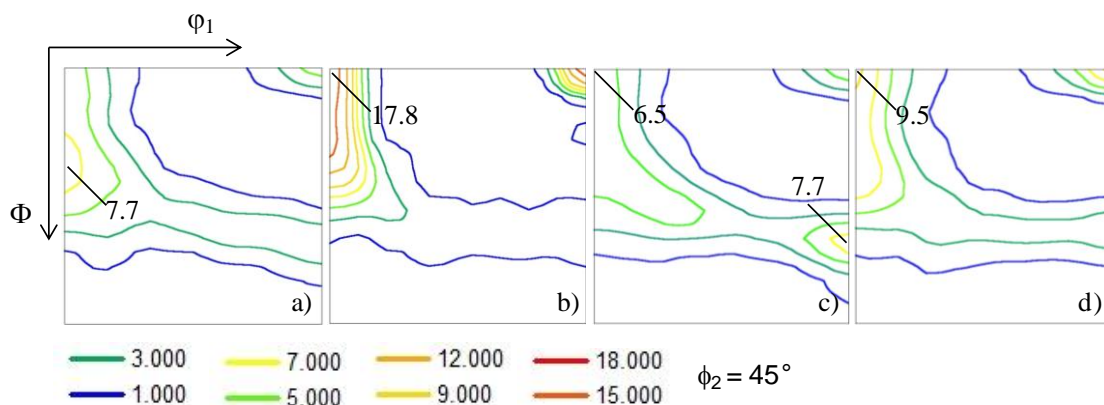


Figura 5:26: Macrotextura após redução de 50 % (6-3 mm) – a) 6GBQ-50% ILF - Superfície; b) 6GBQ-50% ILF - Centro; c) 6FBQ-50% ILF - Superfície; d) 6FBQ-50% ILF - Centro.

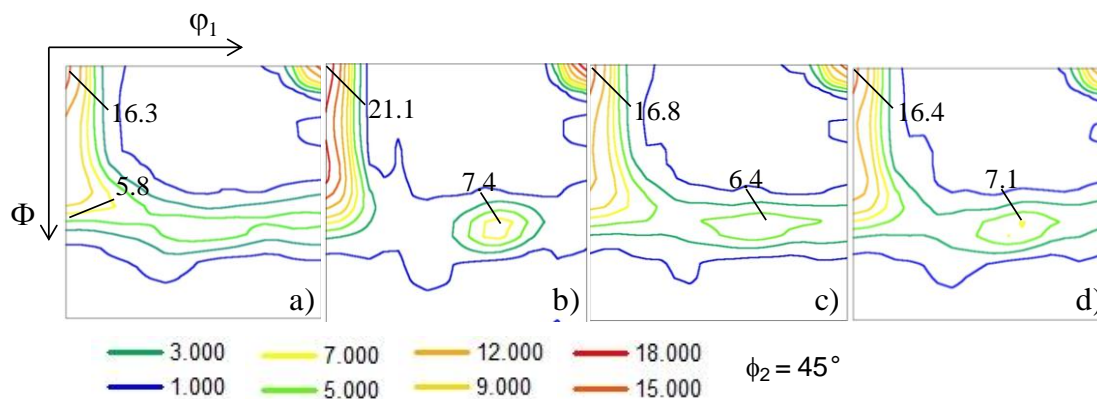


Figura 5:27: Macrotextura após redução de 90 % (6-0,6 mm) – a) 6GBQ-90% ILF - Superfície; b) 6GBQ-90% ILF - Centro; c) 6FBQ-90% ILF - Superfície; d) 6FBQ-90% ILF - Centro.

A Figura 5:28 e Figura 5:29 apresenta a relação da deformação, do diâmetro de grão inicial da BQ com a fração da fibra α e da fibra γ , obtidas por difração de raios-X. A análise foi realizada na região próxima a superfície e região central, após a primeira laminação a frio. A Figura 5:28 mostra a variação de fração da fibra α com o grau de deformação. Observa-se que o aumento da deformação a frio acarretou em um aumento na fração da fibra α tanto na superfície quanto no centro. Na superfície não se notou o efeito do diâmetro de grão inicial na fração da fibra α . Por outro lado, no centro a fração da fibra α foi maior nas amostras com grãos grosseiros, exceto para amostra 3GBQ.

O efeito do percentual de redução na fração da fibra γ é ilustrado na Figura 5:29. Nota-se que em ambas as regiões não se evidenciaram tendência bem definida. Na região central, as amostras 6FBQ e 4FBQ mostraram uma tendência de aumento da fração da fibra γ com o aumento da deformação.

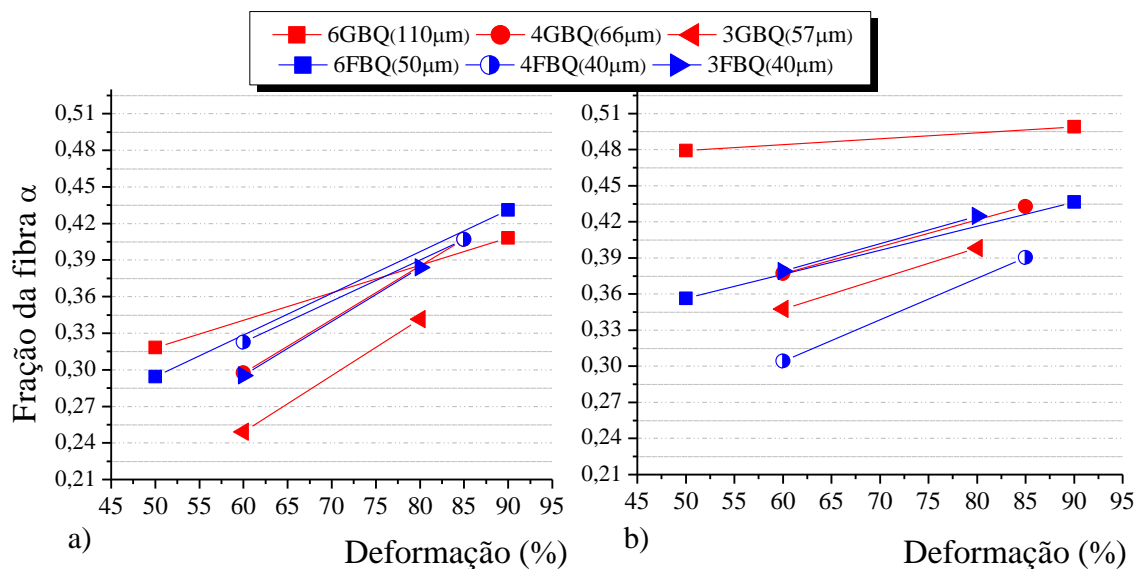


Figura 5:28: Efeito da deformação na fração da fibra α . a) Região próxima à superfície; b) Região central.

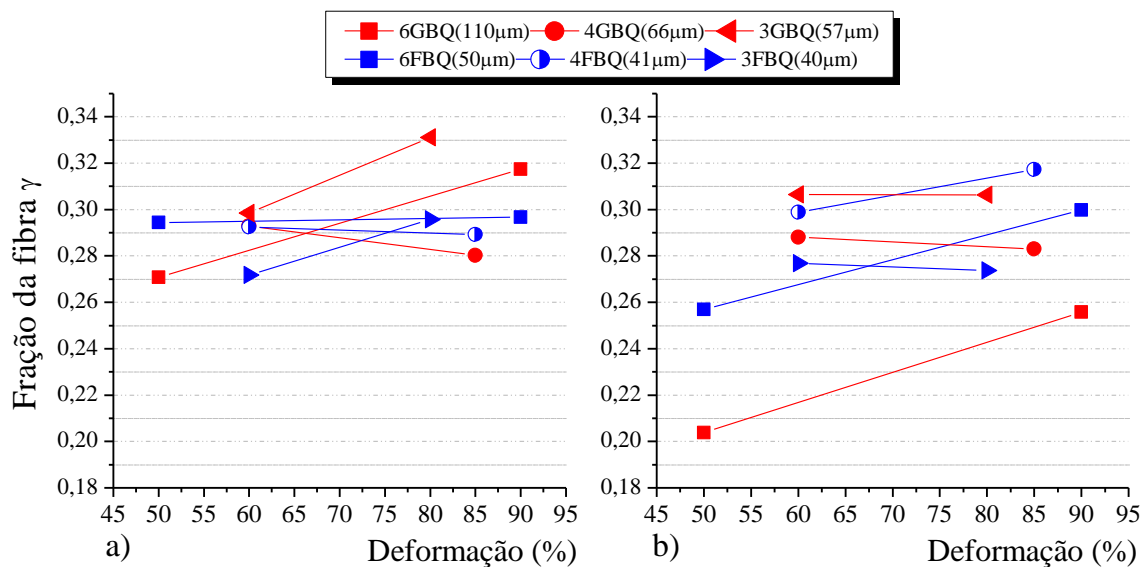


Figura 5:29: Efeito da deformação na fração da fibra γ . a) Região próxima à superfície; b) Região central.

5.4. Microestrutura e Microtextura das Amostras após o Recozimento Intermediário

A Figura 5:30 apresenta a microestrutura e microtextura após o recozimento intermediário das amostras originadas das BQs de 3 mm e deformação de 60 %. Observa-se que a microestrutura é constituída por grãos equiaxiais com pouca variação no diâmetro médio. Os diâmetros médios de grão das amostras foram $19 \pm 1 \mu\text{m}$ e $17 \pm 1 \mu\text{m}$ para a GBQ-60%-ILFR e FBQ-60%-ILFR, respectivamente. A distribuição do diâmetro de grão é apresentada na Figura 5:31. Nota-se que a distribuição do diâmetro foi semelhante nas duas amostras, sendo a amostra GBQ-60%-ILFR constituída por uma pequena fração de grãos mais grosseiros. A textura global das amostras é apresentada na Figura 5:30c e d, em ambas as amostras a fibra γ foi desenvolvida com pico na componente $\{111\} \langle 121 \rangle$ e a intensidade máxima ocorreu na componente $\{554\} \langle 225 \rangle$. Além disso, a amostra FBQ-60%-ILFR apresentou a componente $\{001\} \langle 010 \rangle$ levemente mais intensa conforme mostrado na Figura 5:30d.

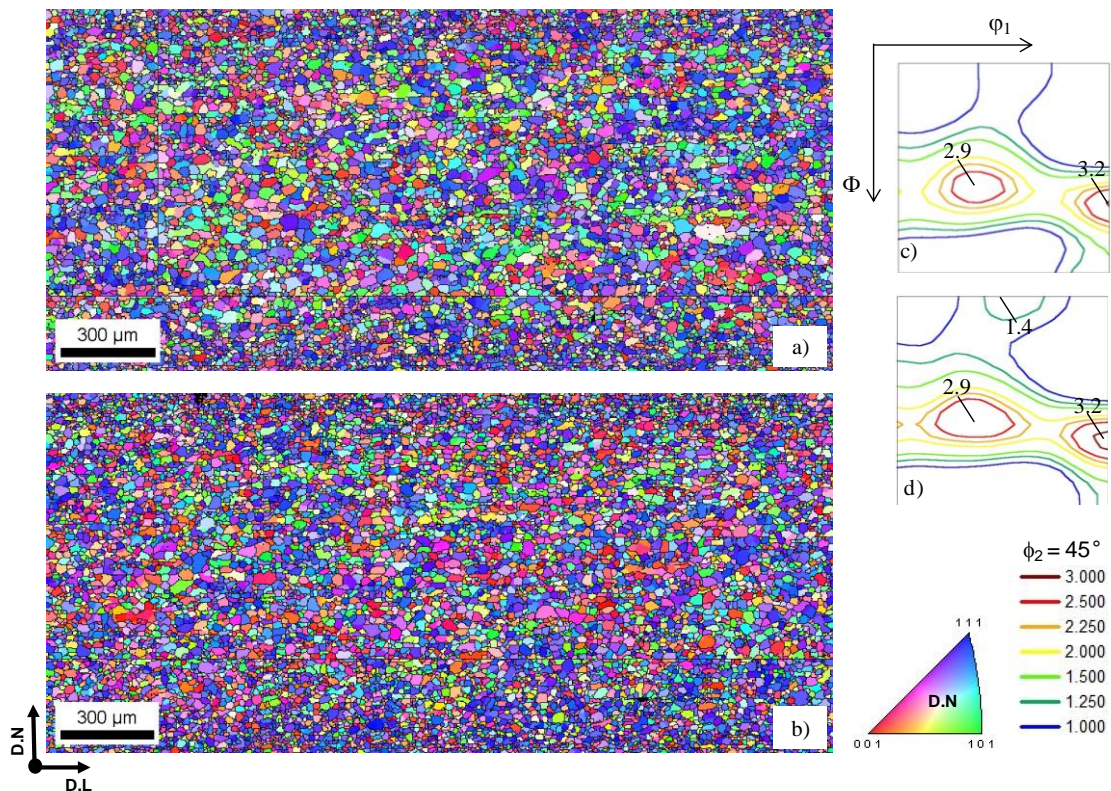


Figura 5:30: Microestrutura e microtextura das amostras após o primeiro recozimento. a) 3GBQ-60%-ILFR- IPF; b) 3FBQ-60%-ILFR-IPF; c) 3GBQ-60%-ILFR FDOC; d) 3FBQ-60%-ILFR FDOC.

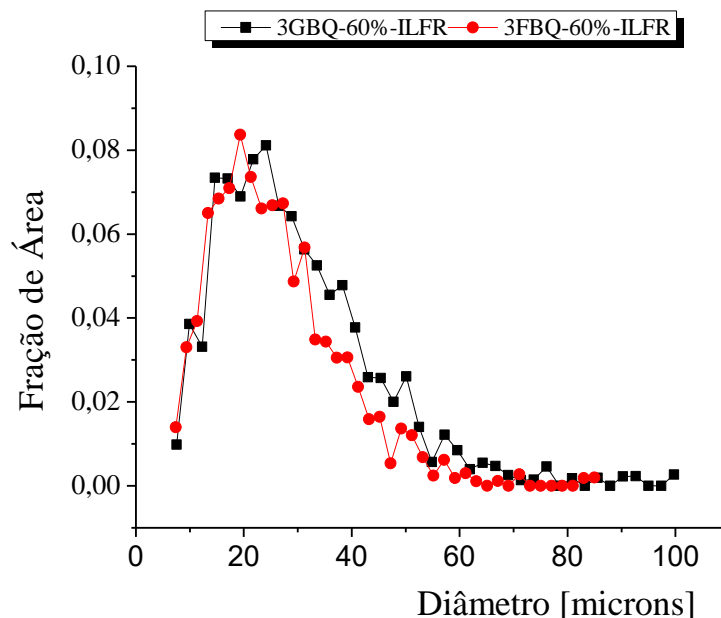


Figura 5:31: Distribuição do diâmetro de grão nas amostras 3GBQ-60%-ILFR e 3FBQ-60%-ILFR.

A Figura 5:32 apresenta a microestrutura e microtextura das amostras 4GBQ-60%-ILFR e 4FBQ-60%-ILFR. Observa-se a partir do mapa de orientação que a microestrutura é formada por grãos recristalizados, com pouca variação do diâmetro ao longo da espessura. A amostra 4GBQ-60%-ILFR apresenta uma distribuição do diâmetro mais heterogênea que a amostra 4FBQ-60%-ILFR, conforme apresentado na Figura 5:33. O diâmetro de grão médio obtido foi de $19 \pm 1 \mu\text{m}$ e $17,5 \pm 1 \mu\text{m}$ para a 4GBQ-60%-ILFR e 4FBQ-60%-ILFR, respectivamente. A textura global desenvolvida em ambas as amostras foi muito semelhante, com pouca variação na intensidade das componentes. Nota-se que ocorreu o desenvolvimento da fibra γ , com alta intensidade na componente $\{111\} \langle 121 \rangle$. Além disso, observa-se que as componentes Goss e cubo também foram desenvolvidas.

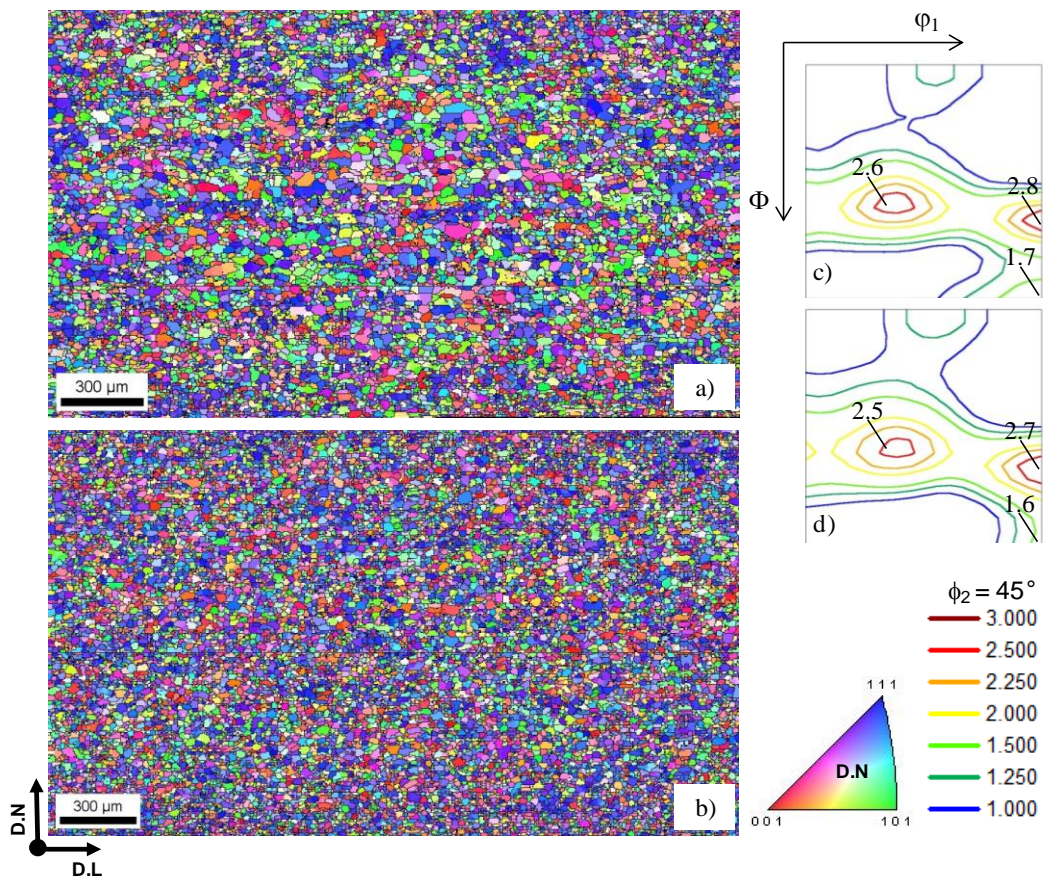


Figura 5:32: Microestrutura e microtextura das amostras após o primeiro recozimento. a) 4GBQ-60%-ILFR IPF; b) 4FBQ-60%-ILFR; c) 4GBQ-60%-ILFR FDOC; d) 4FBQ-60%-ILFR FDOC.

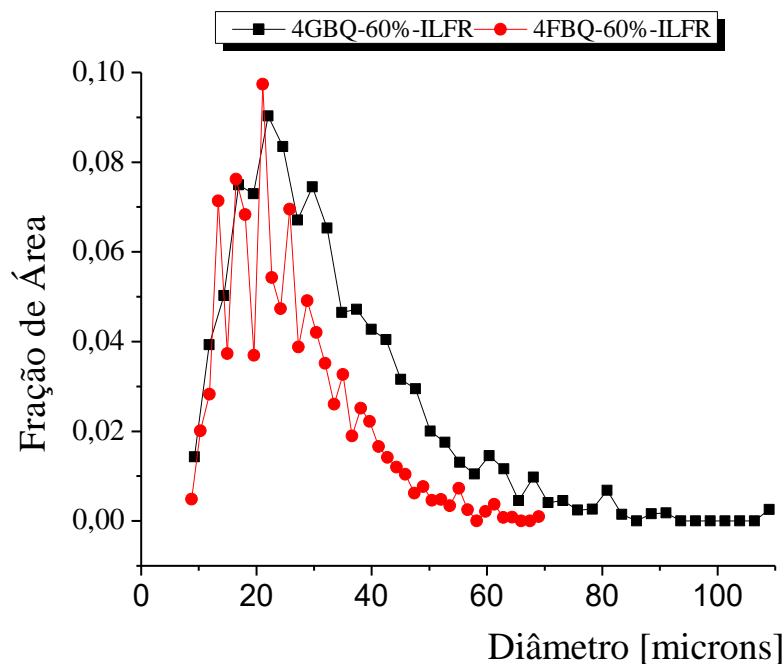


Figura 5:33: Distribuição do diâmetro de grão nas amostras 4GBQ-60%-ILFR e 4FBQ-60%-ILFR.

A microestrutura e microtextura das amostras após a redução de 50 % (6-3 mm), 6GBQ-50%-ILFR e 6FBQ-50%-ILFR, é apresentada na Figura 5:34. Na amostra 6GBQ-50%-ILFR a microestrutura desenvolvida foi heterogênea, com aglomerados de grãos grosseiros adjacentes a aglomerados de grãos finos. Por outro lado, a amostra 6FBQ-50%-ILFR apresenta uma microestrutura uniforme. O diâmetro de grão médio obtido foi de 28 ± 2 e 22 ± 2 μm para a 6GBQ-50%-ILFR e 6FBQ-50%-ILFR, respectivamente. A amostra 6GBQ-50%-ILFR exibiu uma variação no diâmetro superior a amostra 6FBQ-50%-ILFR, conforme apresentado na Figura 5:35. As microtexturas das amostras foram bem distintas e de baixa intensidade. Na amostra 6GBQ-50%-ILFR, a fibra α foi desenvolvida com intensidade máxima na componente $\{114\} \langle 110 \rangle$. No entanto, a amostra 6FBQ-50%-ILFR apresentou a fibra γ mais intensa, com pico na componente $\{111\} \langle 121 \rangle$. Em ambas as amostras as intensidades da componente Goss foram bem próximas, $f(g) = 1.7$.

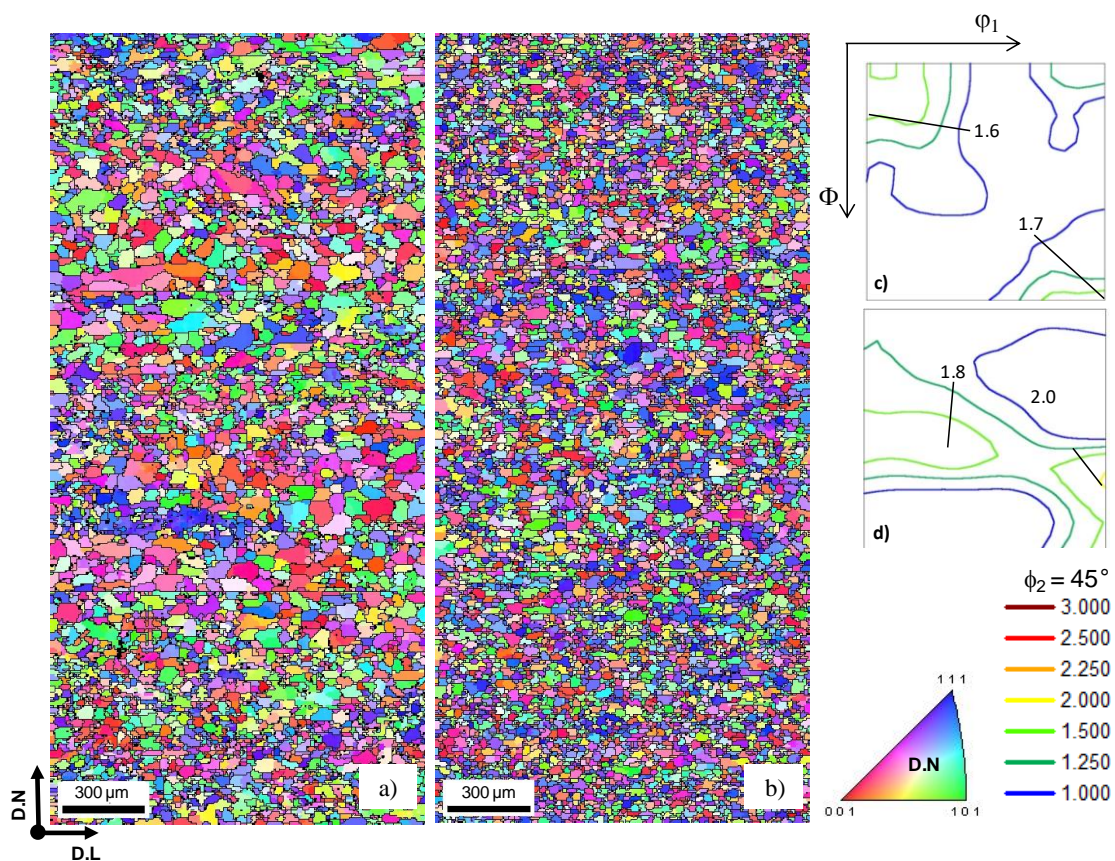


Figura 5:34: Microestrutura e microtextura da amostra após o primeiro recozimento. a) 6GBQ-50%-ILFR-IPF; b) 6FBQ-50%-ILFR-IPF; c) 6GBQ-50%-ILFR FDOC; d) 6FBQ-50%-ILFR FDOC.

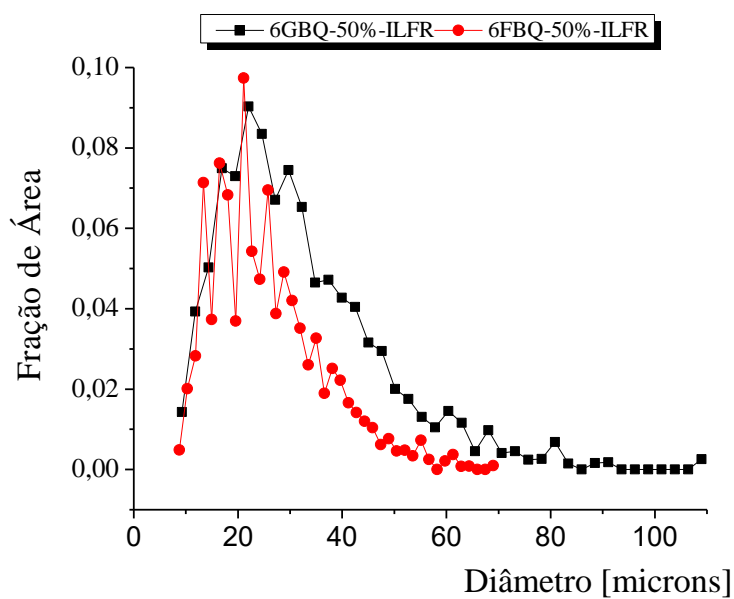


Figura 5:35: Distribuição do diâmetro de grão nas amostras 6GBQ-50%-ILFR e 6FBQ-50%-ILFR.

A Tabela 5:3 apresenta as frações volumétricas das fibras α , γ , θ e $\{110\} // P.C$ após o primeiro recozimento das amostras processadas com recozimento intermediário. Na fração da fibra α foi subtraído a fração da componente $\{111\} \langle 110 \rangle$. Observa-se que a amostra 3FBQ-60%-ILFR apresentou a maior fração da fibra γ e amostra 6GBQ-50%-ILFR apresenta a maior fração de grãos $\{110\} // P.C$. Além disso, as amostras com grãos grosseiros apresentaram uma fração superior de grãos $\{110\} // P.C$ em relação às amostras com grãos mais finos.

Tabela 5:3: Fração volumétrica das fibras após o primeiro recozimento. A fração foi calculada com desvio de 15° da orientação ideal.

Amostra	Fibra α	Fibra γ	Fibra θ	$\{110\} // P.C$
3GBQ-60%-ILFR	0,126	0,271	0,092	0,157
3FBQ-60%-ILFR	0,142	0,289	0,110	0,122
4GBQ-60%-ILFR	0,112	0,242	0,097	0,189
4FBQ-60%-ILFR	0,138	0,263	0,102	0,136
6GBQ-50%-ILFR	0,155	0,121	0,130	0,208
6FBQ-50%-ILFR	0,163	0,190	0,118	0,168

5.5. Microestrutura após a Segunda Laminação a Frio

A Figura 5:36 ilustra as microestruturas após a segunda laminação, para uma redução de 50 %, das amostras oriundas das BQs de 3 mm (3GBQ-50%-IILF e 3FBQ-50%-IILF). Nota-se que a microestrutura é constituída por grãos alongados na direção de laminação, característica do estado deformado. Ambas as microestruturas desenvolvidas apresentam características semelhantes. Observa-se que alguns grãos apresentam regiões cisalhadas no interior, conforme indicado pelas setas.

Para as amostras com redução de 63 %, provenientes das BQs de 4 mm (4GBQ-63%-IILF e 4FBQ-63%-IILF), as microestruturas são apresentadas na Figura 5:37. Nota-se que os grãos deformados estão mais achatados e alongados na direção de laminação. Regiões cisalhadas também são observadas no interior de alguns grãos.

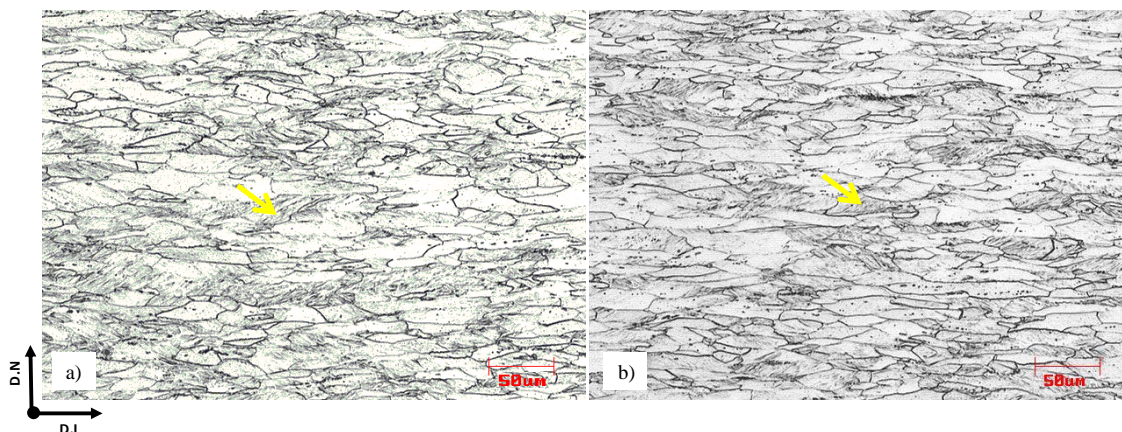


Figura 5:36: Microestruturas após a segunda laminação 3-1,2-0,6 mm. a) 3GBQ-50%-IILF; b) 3FBQ-50%-IILF.

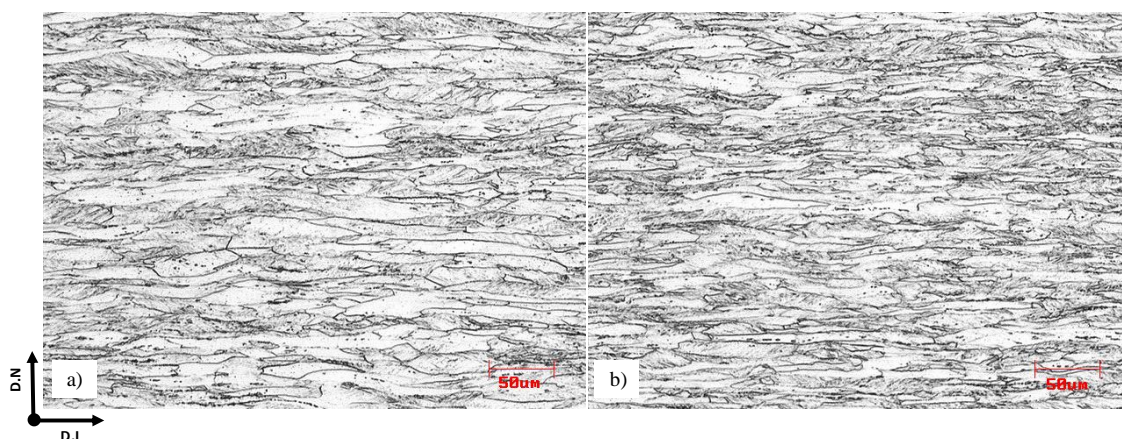


Figura 5:37: Microestruturas após a segunda laminação 4-1,6-0,6 mm. a) 4GBQ-63%-IILF; b) 4FBQ-63%-IILF.

A Figura 5:38 ilustra as microestruturas após 80 % de deformação para as amostras provenientes das BQs de 6 mm (6GBQ-80%-IILF e 6FBQ-80%-IILF). Observa-se que os grãos estão achatados e alongados na direção de laminação. Em relação às microestruturas apresentadas na Figura 5:36 e Figura 5:37, nota-se que os grãos apresentam uma estrutura mais achatadas em relação a direção normal.

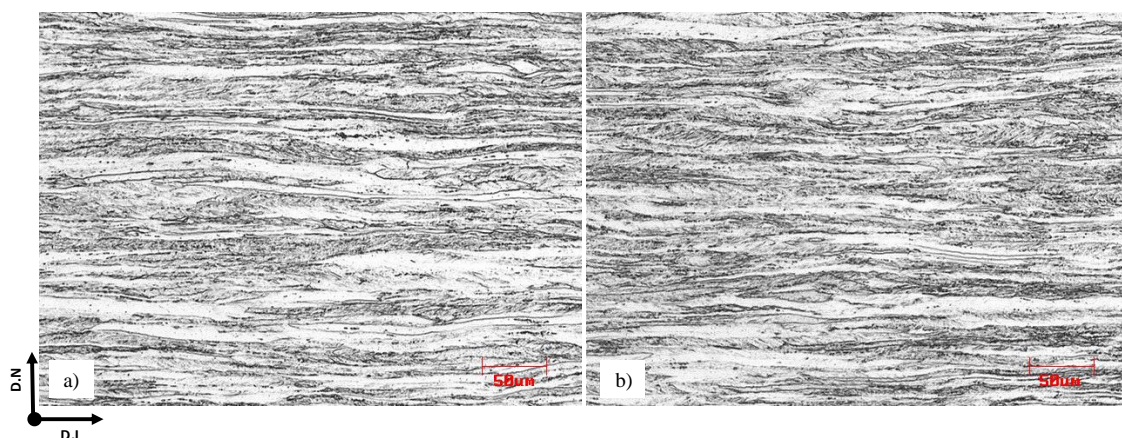


Figura 5:38: Microestruturas após a segunda laminação 6-3-0,6 mm. a) 6GBQ-80%-IILF; b) 6FBQ-80%-IILF.

5.6. Macrotextura após a Segunda Laminação a Frio

A macrotextura após a segunda deformação das amostras provenientes das BQs de 3 mm, 3GBQ-50%-IILF e 3FBQ-50%-IILF, foi constituída principalmente pela fibra γ com máxima intensidade nas componentes $\{111\} \langle 121 \rangle$, Figura 5:39. Na região da superfície, a fibra γ desenvolvida foi mais próxima da fibra γ ideal, enquanto na região do centro nota-se um deslocamento do pico para uma componente com desvio de aproximadamente de 7° da componente $\{111\} \langle 121 \rangle$. Além disso, o gradiente na textura entre superfície e centro foi pequeno.

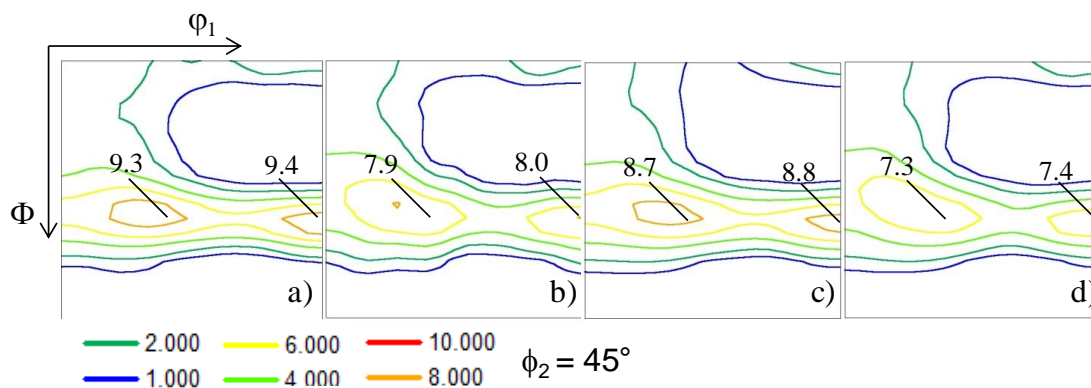


Figura 5:39: Macrotextura de deformação após a segunda laminação 3-1,2-0,6 mm. a) 3GBQ-50%-IILF - Superfície; b) 3GBQ-50%-IILF - Centro; c) 3FBQ-50%-IILF - Superfície; d) 3FBQ-50%-IILF - Centro.

A Figura 5:40 apresenta a macrotextura de deformação após a segunda laminação a frio das amostras iniciais de 4 mm, amostras 4GBQ-63%-IILF e 4FBQ-63%-IILF. Em ambas as amostras a textura predominante foi a fibra γ com picos nas componentes $\{111\} \langle 121 \rangle$. A amostra com grão grosseiro, 4GBQ-63%-IILF, apresentou a fibra α mais intensa na região central e a fibra γ mais uniforme na região da superfície em relação à amostra 4FBQ-63%-IILF. Ressalte-se que o gradiente na textura entre a superfície e o centro foi menor em ambas as amostras, principalmente na amostra 4FBQ-63%-IILF.

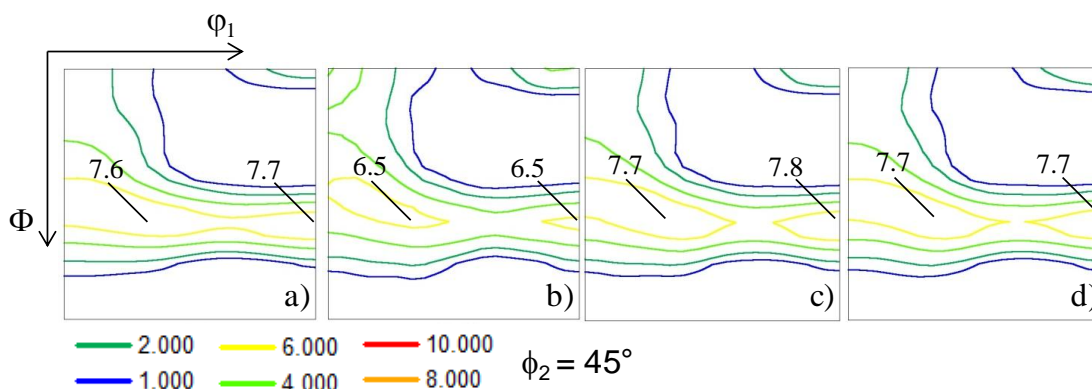


Figura 5:40: Macrotextura de deformação após a segunda laminação 4-1,6-0,6 mm. a) 4GBQ-63%-IILF- Superfície; b) 4GBQ-63%-IILF - Centro; c) 4FBQ-63%-IILF - Superfície; d) 4FBQ-63%-IILF - Centro.

A Figura 5:41 exibe a macrotextura de deformação obtida na região da superfície e no centro após 80 % de redução das amostras originadas da BQ de 6 mm, 6GBQ-80%-IILF e 6FBQ-80%-IILF. A amostra 6GBQ-80%-IILF apresenta a fibra α mais intensa na região central com pico nas componentes $\{001\} \langle 110 \rangle$ e $\{223\} \langle 110 \rangle$, $f(g) = 10.3$. Além disso, a fibra γ foi levemente mais intensa na região da superfície com máximo na componente $\{111\} \langle 011 \rangle$. Já na amostra 6FBQ-80%-IILF, a fibra α e a fibra γ foram desenvolvidas em ambas as regiões. O pico da fibra α ocorreu na componente $\{223\} \langle 011 \rangle$ e na fibra γ $\{111\} \langle 011 \rangle$ em ambas as regiões.

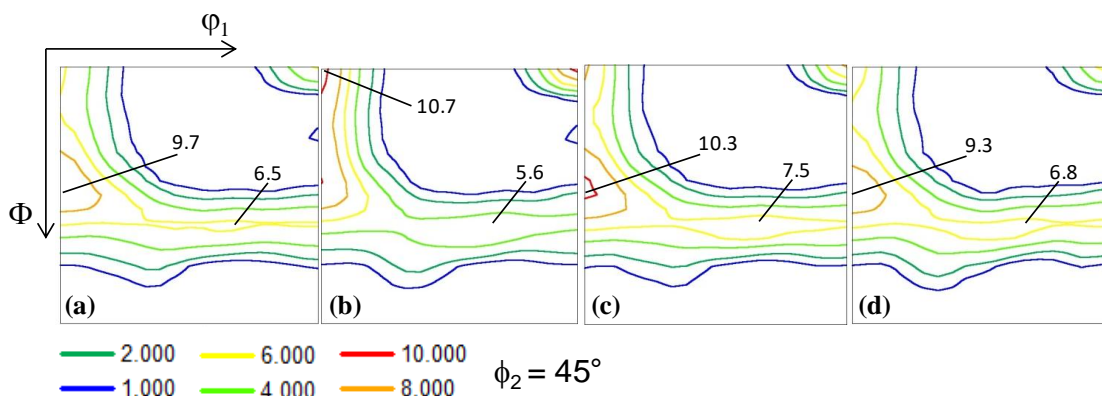


Figura 5:41: Macrotxtura de deformação após a segunda laminação – 6-3,0-0,6 mm. a) 6GBQ-80%-IILF - Superfície; b) 6GBQ-80%-IILF - Centro; c) 6FBQ-80%-IILF - Superfície; d) 6FBQ-80%-IILF - Centro.

O efeito da deformação e do diâmetro de grão inicial na textura de deformação é ilustrado na Figura 5:42. Nota-se que com o aumento da deformação ocorreu o aumento da fração da fibra α , tanto na superfície quanto no centro. Contudo, não se observou uma diferença pronunciada na fração da fibra α entre a superfície e a região central, exceto a amostra 6GBQ-80%IILF. Além disso, a fração desenvolvida entre as amostras GBQs e FBQs foi semelhante, exceto a amostra 6GBQ-80%IILF e 6FBQ-80%IILF na região central.

Já o efeito na fração da fibra γ é ilustrado na Figura 5:43. Observa-se que com o aumento do grau de deformação a fração da fibra γ tende-se a reduzir na região central e na superfície nas amostras oriundas das GBQs. Contudo, essa redução foi menor nas amostras FBQs. A diferença na fração da fibra γ foi superior entre as amostras 6GBQ-80%IILF e 6FBQ-80%IILF.

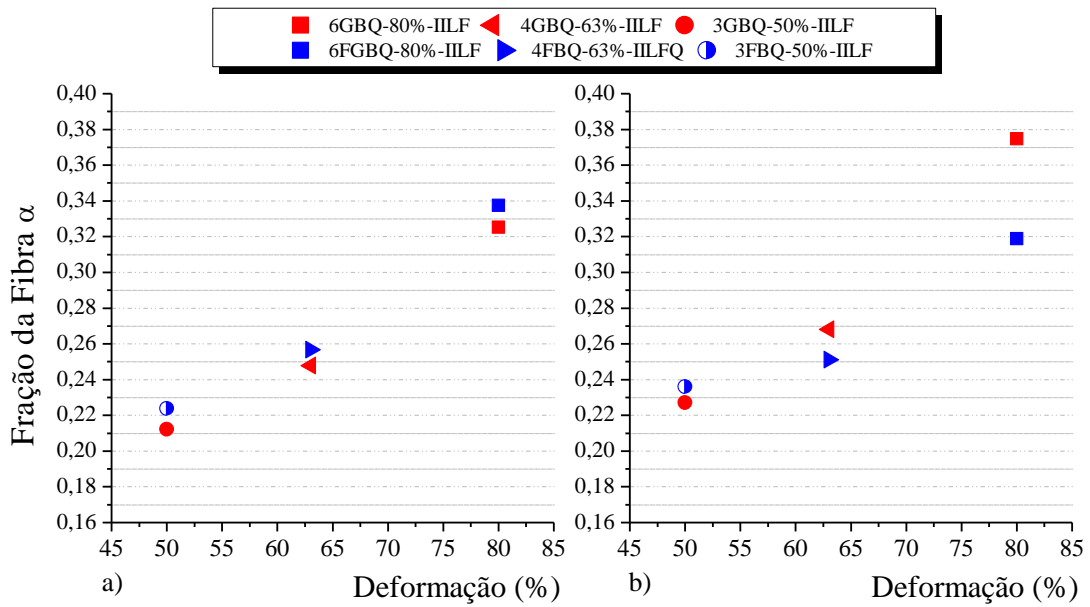


Figura 5:42: Influência da deformação e diâmetro de grão na fração da fibra α . a) Região próxima à superfície; b) Região do centro.

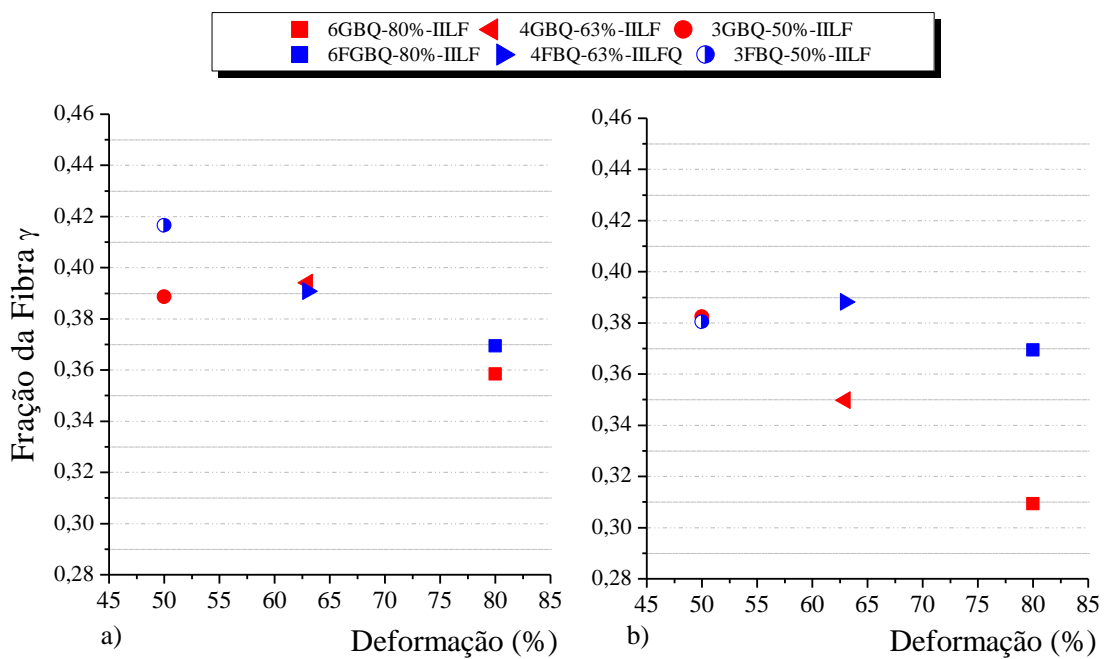


Figura 5:43: Influência da deformação e diâmetro de grão na fração da fibra γ . a) Região próxima à superfície; b) Região do centro.

5.7. Microestrutura e Microtextura após o Recozimento Final

5.7.1. Amostra com espessura inicial de 3 mm

A microestrutura e textura após o recozimento final das amostras com redução direta são apresentadas na Figura 5:44. A microestrutura para ambas as amostras é constituída de grãos recristalizados com diâmetro médio de $9,3\pm 1$ e 13 ± 1 μm para as amostras 3GBQ-80%-ILFR e 3FBQ-80%-ILFR, respectivamente. Ambas as amostras apresentam uma microestrutura bem heterogênea ao longo da espessura. Notam-se aglomerados de grãos com orientação da fibra γ distribuídos ao longo da espessura na amostra 3FBQ-80%-ILFR. Por outro lado, na amostra 3GBQ-80%-ILFR observam-se grãos alinhados na direção de laminação, conforme indicado pela seta. A fração da fibra γ obtida foi 0,429 e 0,494 para a amostra 3GBQ-80%-ILFR e 3FBQ-80%-ILFR, respectivamente.

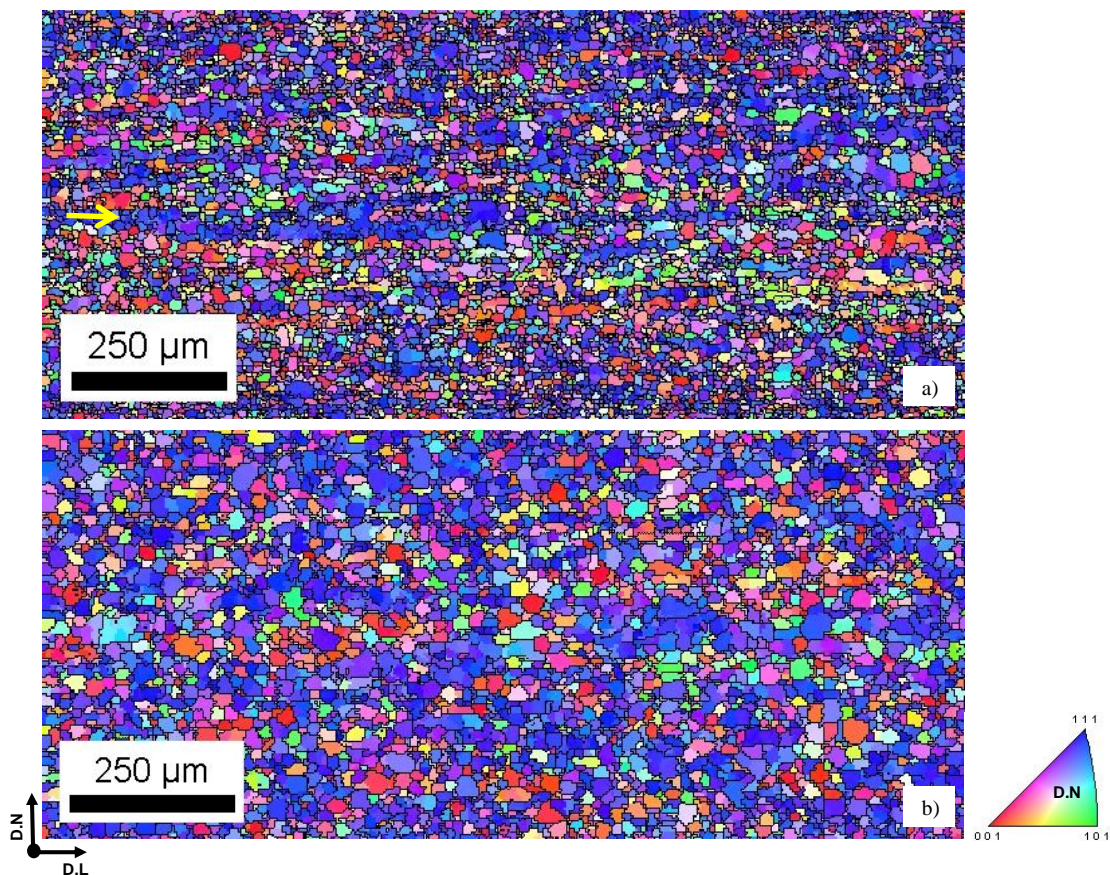


Figura 5:44: Microestrutura e microtextura das amostras processadas com redução direta. a) 3GBQ-80%-ILFR; b) 3FBQ-80%-ILFR.

As amostras processadas com recozimento intermediário são apresentadas na Figura 5:45. Estas amostras apresentam a microestrutura constituída por grãos recristalizados equiaxiais. O diâmetro de grão médio foi de 12 ± 1 e $12\pm 0,5$ μm para a amostra 3GBQ-50%-IILFR e 3FBQ-50%-IILFR, respectivamente. Nota-se uma microestrutura uniforme em ambas as amostras. Em relação à amostra com redução direta, não se evidenciou a presença de aglomerados de grãos ou alinhamento na direção de laminação. A fração da fibra γ obtida foi 0,423 e 0,436 para as amostras 3GBQ-50%-IILFR e 3FBQ-50%-IILFR, respectivamente.

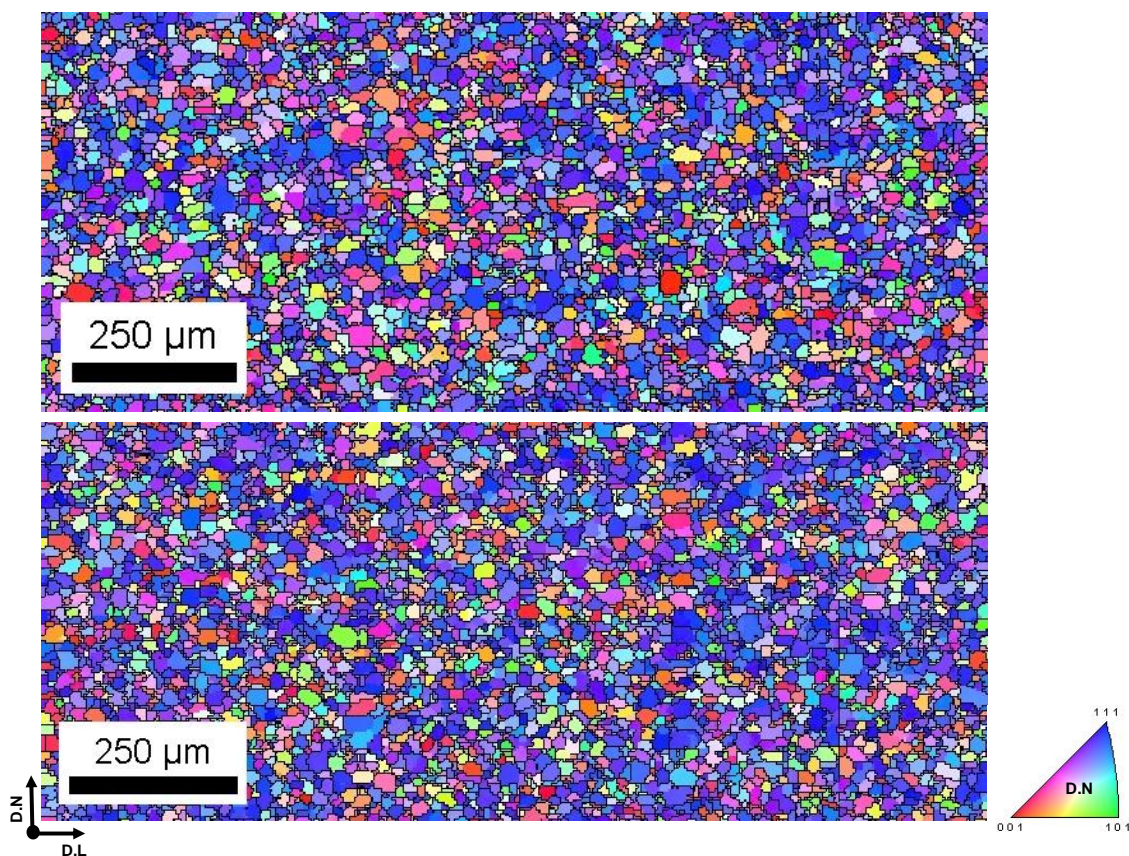


Figura 5:45: Microestrutura e microtextura das amostras processadas com recozimento intermediário. a) 3GBQ-50%-IILFR. b) 3FBQ-50%-IILFR

A textura de recristalização, observada pela FDOC, para ambos os processos e amostras com e sem recozimento intermediário é apresentada na Figura 5:46. Em todas as amostras, a textura de recristalização foi constituída por uma intensa fibra γ e fraca fibra α . Contudo, nota-se que as amostras processadas via redução direta apresentaram a fibra γ com uma pronunciada variação na intensidade com o aumento do ângulo ϕ_1 , com alta

intensidade nas componentes $\{111\} \langle 121 \rangle$ e $\{554\} \langle 225 \rangle$. Para as amostras com recozimento intermediário a fibra γ foi mais uniforme. Ressalte-se que a fração da fibra γ obtida foi similar para amostras 3GBQ-80%-ILFR e 3GBQ-50%-IILFR, porém nota-se o desenvolvimento pronunciado da componente $\{111\} \langle 121 \rangle$ para o processo de redução direta.

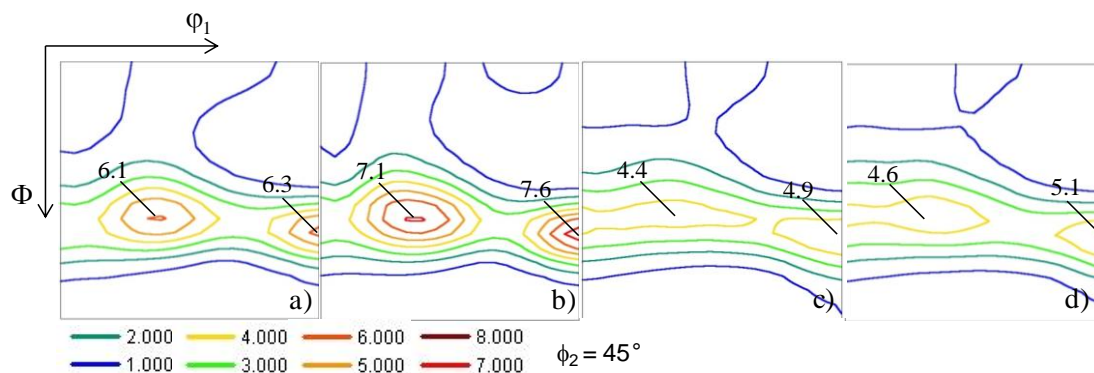


Figura 5:46: Textura de recristalização para ambos os processos e amostras. a) 3GBQ-80%-ILFR FDOC; b) 3FBQ-80%-ILFR FDOC; c) 3GBQ-50%-IILFR FDOC; d) 3FBQ-50%-IILFR FDOC.

5.7.2. Amostra com espessura inicial de 4 mm

A Figura 5:47 exibe a microestrutura por meio do mapa de orientação das amostras 4GBQ-85%-ILFR e 4FBQ-85%-ILFR. Ambas as amostras apresentam grãos recristalizados com diâmetro médio de $9,6 \pm 0,9$ e $11,6 \pm 0,9$ μm para 4GBQ-85%-ILFR e 4FBQ-85%-ILFR, respectivamente. A amostra 4GBQ-85%-ILFR apresenta uma microestrutura constituída de aglomerados de grãos alinhados na direção de laminação. Observa-se que orientação dos grãos variou ao longo da espessura com predominância dos grãos da fibra γ . A fração da fibra γ obtida foi de 0,431 e 0,553 para 4GBQ-85%-ILFR e 4FBQ-85%-ILFR, respectivamente.

Para o processo de redução com recozimento intermediário as microestruturas e textura são apresentadas na Figura 5:48. Observa-se que a microestrutura é formada por grãos recristalizados e equiaxiais. O diâmetro de grão médio obtido foi de $11,1 \pm 0,3$ e $12,0 \pm 1$ μm para 4GBQ-63%-IILFR e 4FBQ-63%-IILFR, respectivamente. A orientação

crystalográfica predominante para ambas as amostras foi a fibra γ com uma distribuição mais homogênea na matriz em relação às amostras processadas com redução direta. Nota-se ainda que grãos com orientação $\{110\} // P.C$ foram mais desenvolvidos na amostra 4GBQ-63%-IILFR com uma fração de 0,080 enquanto a amostra 4FBQ-63%-IILFR exibiu uma fração de 0,043. A fração da fibra γ obtida foi de 0,393 e 0,509 para a amostra 4GBQ-63%-IILFR e a amostra 4FBQ-63%-IILFR, respectivamente.

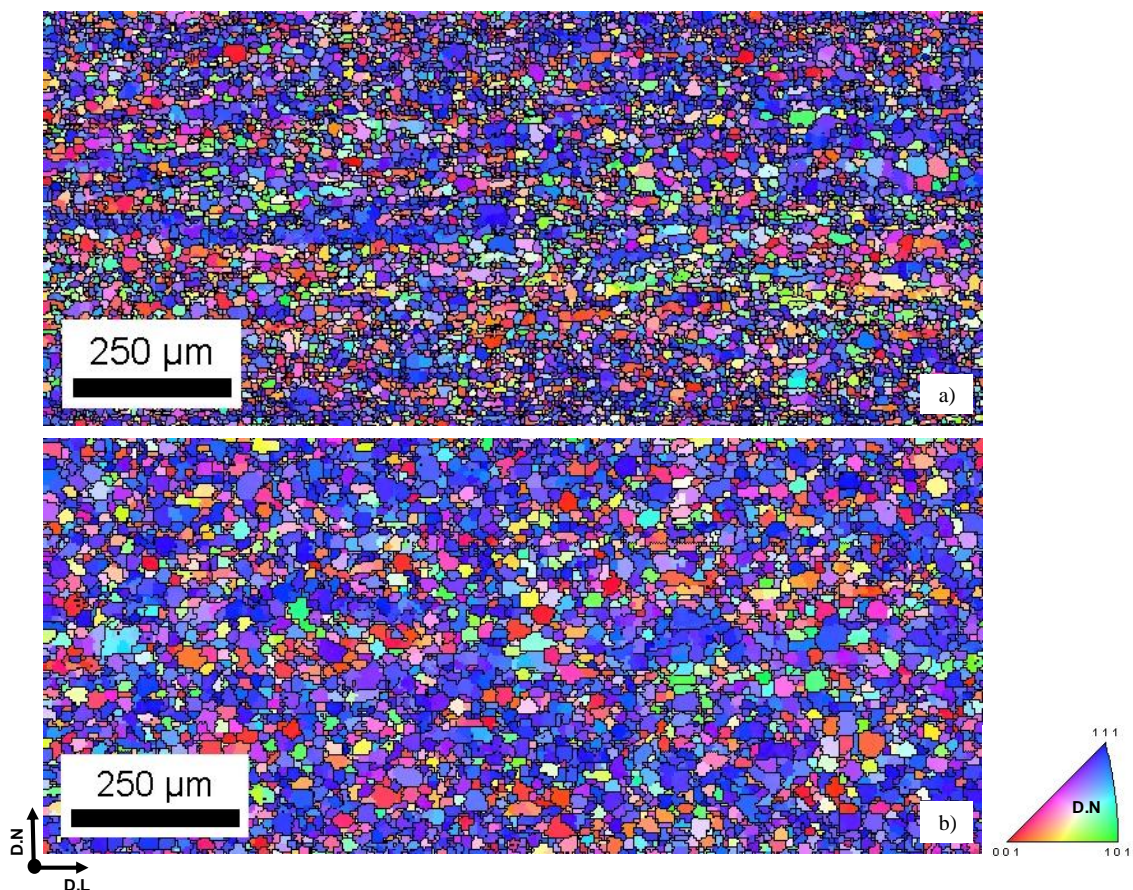


Figura 5:47: Microestrutura e microtextura das amostras processadas com redução direta. a) 4GBQ-85%-ILFR; b) 4FBQ-85%-ILFR.

Para o processo de redução com recozimento intermediário as microestruturas e textura são apresentadas na Figura 5:48. Observa-se que a microestrutura é formada por grãos recristalizados e equiaxiais. O diâmetro de grão médio obtido foi de $11,1 \pm 0,3$ e $12,0 \pm 1$ μm para 4GBQ-63%-IILFR e 4FBQ-63%-IILFR, respectivamente. A orientação cristalográfica predominante para ambas as amostras foi a fibra γ com uma distribuição

mais homogênea na matriz em relação às amostras processadas com redução direta. Nota-se ainda que grãos com orientação $\{110\} // P.C$ foram mais desenvolvidos na amostra 4GBQ-63%-IILFR com uma fração de 0,080 enquanto a amostra 4FBQ-63%-IILFR exibiu uma fração de 0,043. A fração da fibra γ obtida foi de 0,393 e 0,509 para a amostra 4GBQ-63%-IILFR e a amostra 4FBQ-63%-IILFR, respectivamente.

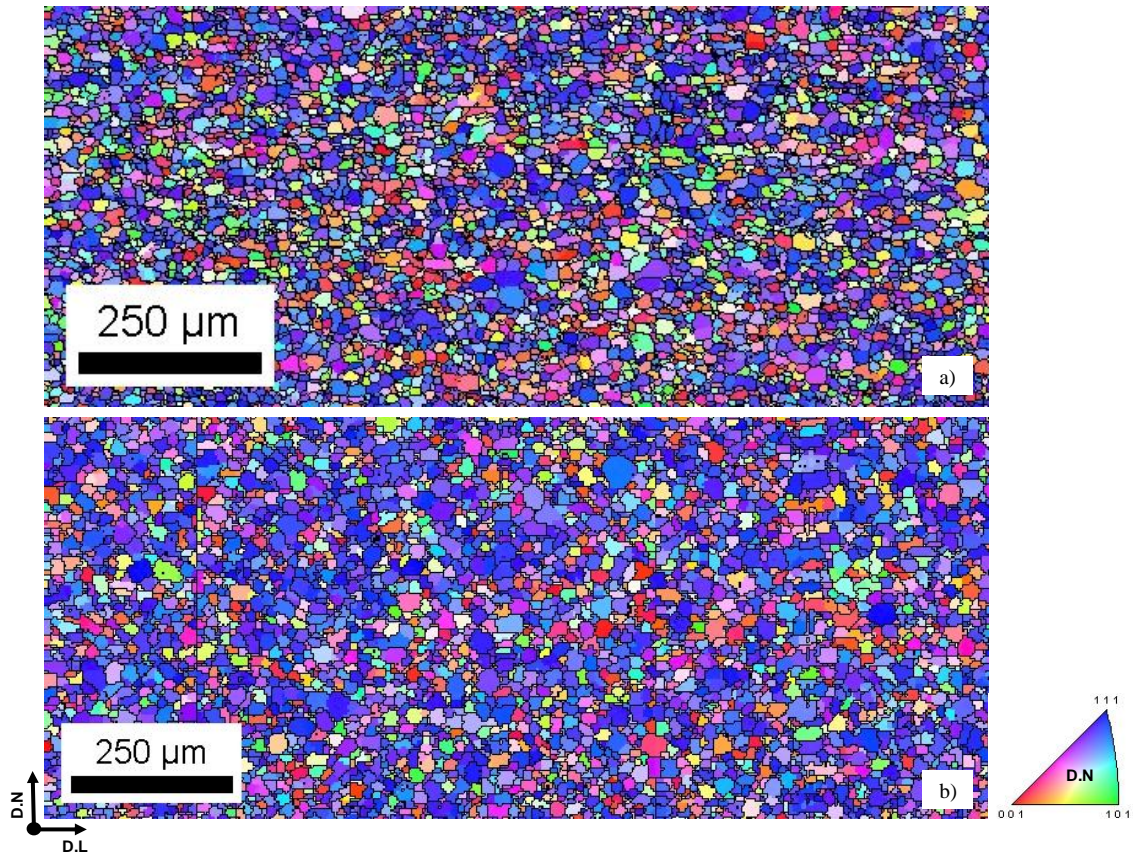


Figura 5:48: Microestrutura e microtextura de recristalização para as amostras com recozimento intermediário. a) 4GBQ-63%-IILFR; b) 4FBQ-63%-IILFR

A textura global representada por meio da FDOC para as amostras com grãos grossos e finos e os processos com e sem recozimento intermediário são apresentadas na Figura 5:49. Em todas as amostras, observa-se uma pronunciada fibra γ com máxima intensidade nas componentes $\{111\} \langle 121 \rangle$ e $\{554\} \langle 225 \rangle$ e uma fraca fibra α . Além disso, a amostra 4FBQ-85%-ILFR exibiu as componentes mencionadas com intensidade superior às demais amostras. As amostras com recozimento intermediário apresentaram a fibra γ mais homogênea em relação às amostras com redução direta.

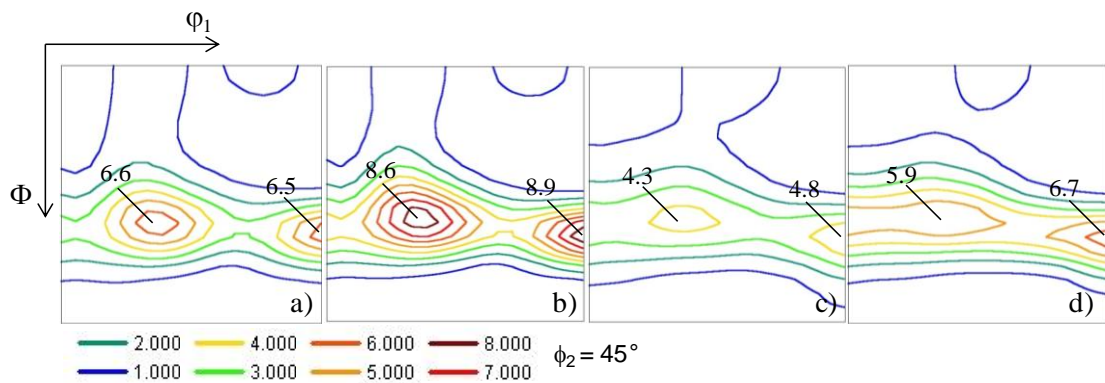


Figura 5:49: Microtextura de recristalização para os processos com e sem recozimento intermediário e amostras com grãos grossos e grãos finos. a) 4GBQ-85%-ILFR FDOC; b) 4FBQ-85%-ILFR FDOC; c) 4GBQ-63%-IILFR FDOC; d) 4FBQ-63%-IILFR FDOC.

5.7.3. Amostra com espessura inicial de 6 mm

A microestrutura e textura de recristalização das amostras 6GBQ-90%-ILFR e 6FBQ-90%-ILFR são representadas pelo mapa de orientação na Figura 5:50. O diâmetro médio de grão obtido foi 13 ± 1 e $12,8 \pm 0,7$ μm para a amostra 6GBQ-90%-ILFR e para a amostra 6FBQ-90%-ILFR, respectivamente. Na amostra 6GBQ-90%-ILFR observa-se aglomerados de grãos com orientações próximas alinhados na direção de laminação, formando uma microestrutura bandeada. Um pronunciado gradiente na textura ao longo da espessura foi desenvolvido na amostra 6GBQ-90%-ILFR. No entanto, a amostra 6FBQ-90%-ILFR apresenta uma microestrutura e textura mais uniforme. A fração da fibra γ foi de 0,431 e 0,538 para a amostra 6GBQ-90%-ILFR e 6FBQ-90%-ILFR, respectivamente.

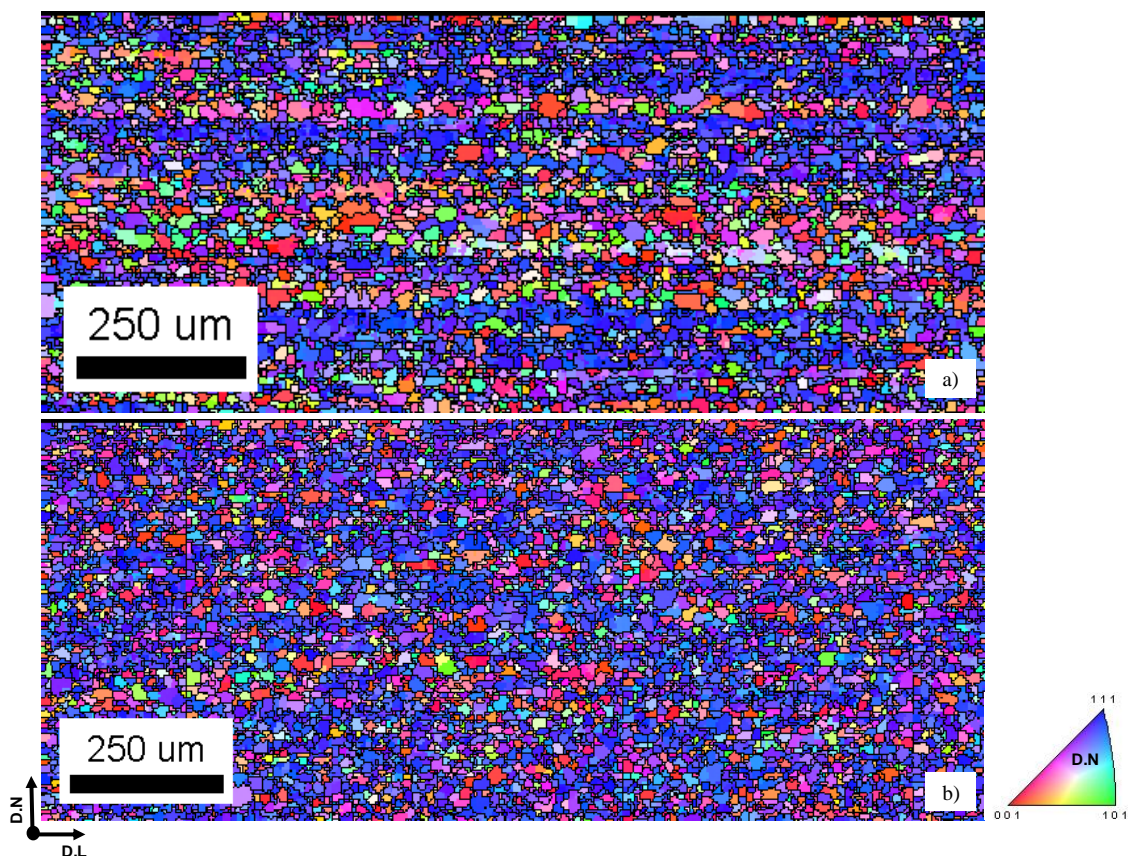


Figura 5:50: Microestrutura e microtextura das amostras processadas com redução direta. a) 6GBQ-90%-ILFR; b) 6FBQ-90%-ILFR.

A Figura 5:51 ilustra a microestrutura e microtextura das amostras processadas com recozimento intermediário, amostras 6GBQ-80%-IILFR e 6FBQ-80%-IILFR respectivamente. Ambas as amostras estão completamente recristalizadas e com grãos equiaxiais. O diâmetro médio dos grãos recristalizados obtido foi de 13 ± 1 e $10,2 \pm 0,3$ μm para a amostra 6GBQ-80%-IILFR e 6FBQ-80%-IILFR, respectivamente. A microestrutura é composta principalmente por grãos com orientação da fibra γ . Ressalte-se que a microestrutura não apresentou uma estrutura bandada, com alinhamento dos grãos na direção de laminação, similar a amostra com redução direta.

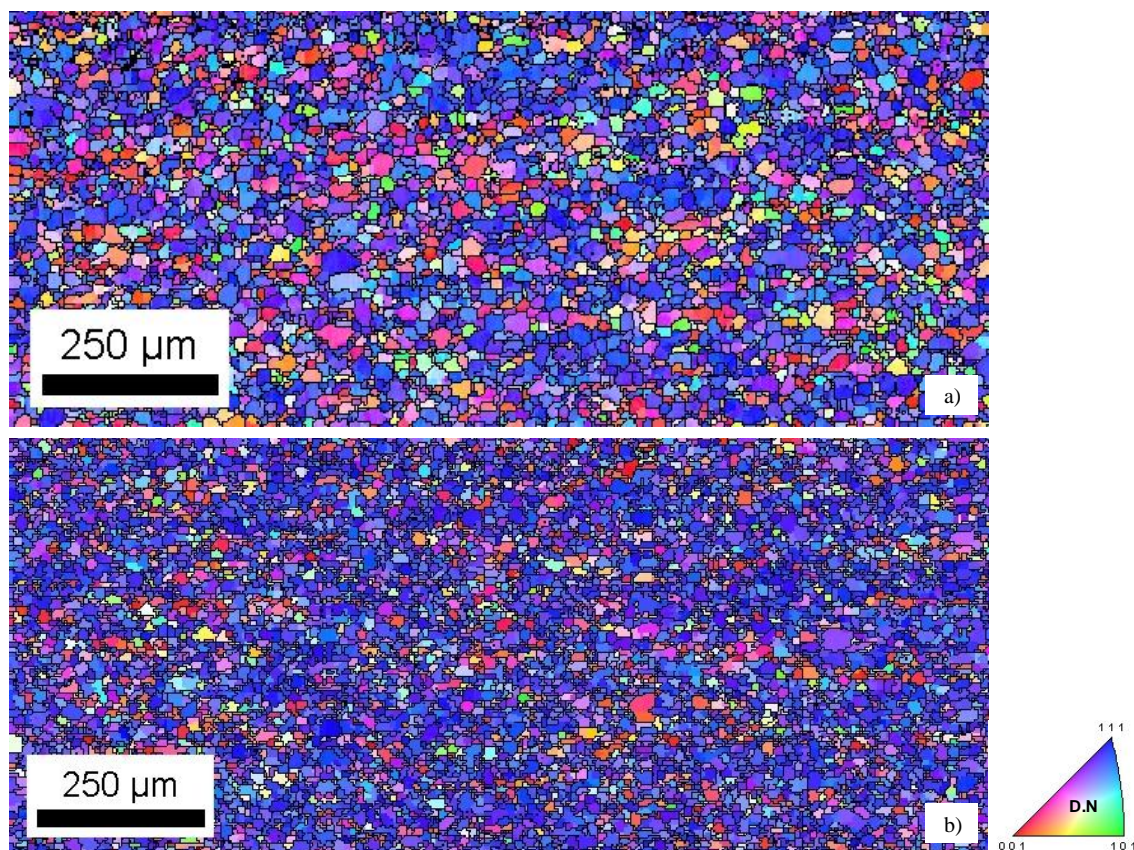


Figura 5:51: Microestrutura e microtextura das amostras com recozimento intermediário. a) 6GBQ-80%-IILFR; b) 6FBQ-80%-IILFR.

A Figura 5:52 apresenta a microtextura de recristalização das amostras processadas com recozimento intermediário e com redução direta. A textura cristalográfica em todas as amostras foi constituída principalmente pela fibra γ com alta intensidade nas componentes $\{111\}\langle 121 \rangle$ e $\{554\} \langle 225 \rangle$. Contudo, a amostra 6FBQ-80%-IILFR apresentou a fibra γ mais intensa em relação às demais. A fibra α apresentou uma baixa intensidade em todas as amostras.

A Tabela 5:4 apresenta as frações volumétricas das fibras e da componente Goss após o recozimento final para ambos os processos e amostras. Na fração da fibra α foi subtraído a fração da componente $\{111\} \langle 110 \rangle$. Nota-se que a inserção do recozimento intermediário promoveu a redução da fibra θ e o aumento da fibra γ na amostra 6FBQ-80%-IILFR. Notavelmente, observa-se o aumento da fração da fibra γ com a redução do diâmetro de grão inicial em todas as amostras.

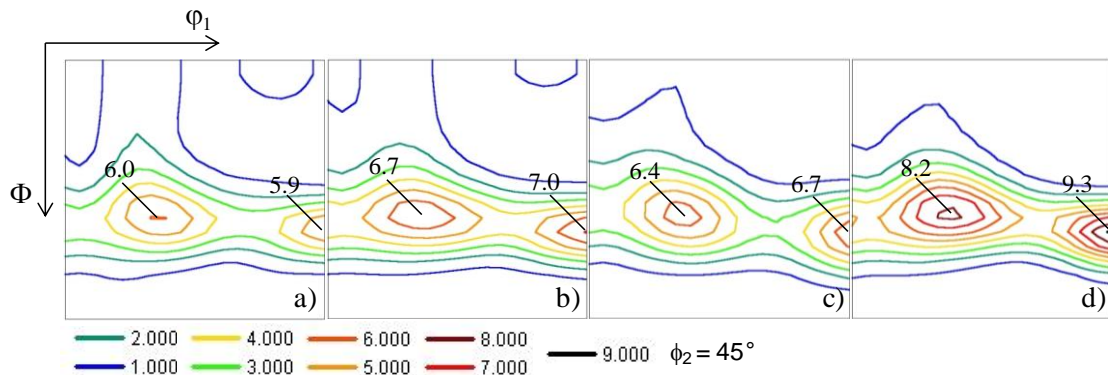


Figura 5:52: Microtextura de recristalização para os processos com e sem recozimento intermediário e amostras com grãos grossos e grãos finos. a) 6GBQ-90%-ILFR FDOC; b) 6FBQ-90%-ILFR FDOC; c) 6GBQ-80%-IILFR; d) 6FBQ-80%-IILFR.

Tabela 5:4: Fração volumétrica das fibras e da componente Goss após o recozimento final para as amostras processadas por laminação direta e com recozimento intermediário. A fração foi calculada com desvio de 15° da orientação ideal.

Amostra	Fibra α	Fibra γ	Fibra θ	{110}//P.C	Goss	γ/θ
3GBQ-80%-ILFR	0,110	0,429	0,106	0,076	0,018	4,05
3GBQ-50%-IILFR	0,113	0,423	0,077	0,069	0,022	5,49
3FBQ-80%-ILFR	0,117	0,494	0,104	0,052	0,006	4,75
3FBQ-50%-IILFR	0,153	0,436	0,078	0,067	0,022	5,59
4GBQ-85%-ILFR	0,116	0,431	0,099	0,080	0,012	4,35
4GBQ-63%-IILFR	0,133	0,393	0,095	0,083	0,022	4,14
4FBQ-85%-ILFR	0,109	0,553	0,097	0,029	0,003	5,69
4FBQ-63%-IILFR	0,126	0,509	0,077	0,043	0,012	6,61
6GBQ-90%-ILFR	0,110	0,431	0,115	0,07	0,008	3,75
6GBQ-80%-IILFR	0,126	0,528	0,087	0,037	0,006	6,07
6FBQ-90%-ILFR	0,156	0,538	0,097	0,03	0,002	5,55
6FBQ-80%-IILFR	0,111	0,593	0,073	0,024	0,004	8,12

O gradiente da textura nas amostras recristalizadas foi avaliado por meio do fator de homogeneidade (FH) e pelo fator de bandeamento (FB), ambos foram determinados ao longo da espessura por meio dos dados de EBSD. A partir da Figura 5:53 observa-se

que as amostras com granulação grosseira na BQ apresentaram a textura mais heterogênea ao longo da espessura, principalmente a amostra originada da BQ de 6 mm. Além disso, a inserção do recozimento intermediário resultou em uma redução do fator de homogeneidade e de bandeamento, ou seja, uma textura mais homogênea ao longo da espessura. Por outro lado, as amostras com grãos finos na BQ apresentaram um pequeno gradiente na textura e com pouca variação com a inserção do recozimento intermediário.

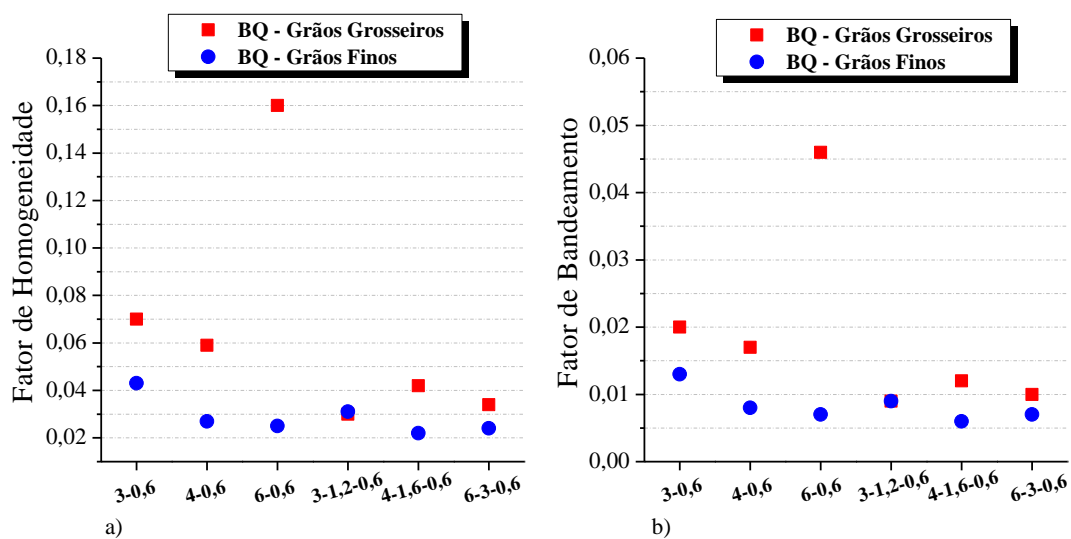


Figura 5:53: Fator de homogeneidade e fator de bandeamento das amostras recristalizadas. a) Fator de homogeneidade; b) Fator de bandeamento.

5.8. Evolução da Recristalização

A evolução da recristalização foi avaliada a partir das medidas de microdureza. Os valores médios da microdureza Vickers obtidos para as diferentes condições do processo termomecânico são apresentados na Tabela 5:5 e Tabela 5:6. As amostras oriundas das BQs de grãos finos apresentaram os valores de microdureza levemente superior aos das amostras oriundas das BQs com grãos grosseiros após a deformação, em quase todas as reduções. Após o recozimento intermediário e o recozimento completo as amostras apresentaram os valores de microdureza em torno de 150 HV.

A fração amaciada pode ser determinada pelo resultado da dureza obtido ao longo do recozimento a partir da equação 3 ⁽⁴³⁾:

$$X = \frac{H_{\varepsilon} - H_T}{H_{\varepsilon} - H_0} \quad \text{Equação 3}$$

Onde H_{ε} é a dureza após a laminação a frio, H_T é a dureza na temperatura T e H_0 é a dureza do material completamente recristalizado. Adotou-se a dureza do material recristalizado, sendo $H_0 = 150$ HV, tabela 5.5. Este valor está de acordo com o tabelado para o aço em estudo no Materials Handbook ⁽⁴⁴⁾. Assim, as frações amaciadas foram determinadas nas amostras com recozimento interrompido.

A Figura 5:54 exibe as curvas da evolução da fração amaciada em função da temperatura no recozimento contínuo para as amostras com redução direta. Nota-se que a fração amaciada calculada não apresentou uma diferença pronunciada entre as amostras com grãos finos e grosseiros, principalmente para uma diferença de aproximadamente 60 μm entre as amostras 6GBQ-90%-ILFR e 6FBQ-90%-ILFR. Além disso, observa-se que com o aumento da deformação notou-se uma tendência do aumento da fração amaciada. Em 880 °C todas as amostras estavam completamente recristalizadas, independente do tamanho de grão inicial e do percentual de deformação.

Tabela 5:5: Valores da microdureza para as diferentes condições do processo termomecânico para as amostras com grãos grosseiros na BQ.

3 mm		BQ		BI		BIR		BF		750 °C		800 °C		850 °C		880 °C		BFR	
	R.D	HV	Erro	HV	Erro	HV	Erro	HV	Erro	HV	Erro	HV	Erro	HV	Erro	HV	Erro	HV	Erro
		163,87	4,42					296,52	5,70	269,99	4,19	252,29	4,07	187,44	7,96	160,99	4,59	152,35	3,43
R.I	163,87	4,42	270,83	5,82	139,00	2,00	268,85	5,03	240,84	4,70	220,11	6,03	150,15	2,87	148,40	4,68	150,50	2,00	
4 mm		BQ		BI		BIR		BF		750 °C		800 °C		850 °C		880 °C		BFR	
	R.D	HV	Erro	HV	Erro	HV	Erro	HV	Erro	HV	Erro	HV	Erro	HV	Erro	HV	Erro	HV	Erro
		155,32	5,71					299,69	7,51	245,42	4,92	210,94	5,60	180,10	10,28	152,80	2,60	151,10	2,10
R.I	155,32	5,71	280,00	6,50	147,80	2,44	277,08	6,22	252,90	5,10	216,40	6,32	153,70	2,36	152,70	2,04	152,80	6,48	
6 mm		BQ		BI		BIR		BF		750 °C		800 °C		850 °C		880 °C		BFR	
	R.D	HV	Erro	HV	Erro	HV	Erro	HV	Erro	HV	Erro	HV	Erro	HV	Erro	HV	Erro	HV	Erro
		149,50	6,17					310,34	2,42	246,75	6,10	221,32	3,40	146,10	1,12	142,90	2,90	137,70	1,62
R.I	149,50	6,17	247,98	5,12	160,40	3,92	293,49	6,99	248,87	5,13	236,98	3,94	143,00	2,60	138,50	3,80	136,60	2,00	

R.D: Redução direta; R.I: Redução intermediária; B.I.R: Bobina intermediária recozida; B.F: Bobina laminada a frio; B.F.R: Bobina laminada a frio e recozida.

Resultados

Tabela 5:6: Valores da microdureza para as diferentes condições do processo termomecânico para as amostras com grãos finos na BQ.

3 mm		BQ		BI		BIR		BF		750 °C		800 °C		850 °C		880 °C		BFR	
	R.D	HV	Erro	HV	Erro	HV	Erro	HV	Erro	HV	Erro	HV	Erro	HV	Erro	HV	Erro	HV	Erro
		148,50	1,90					299,91	3,35	268,80	3,96	246,40	3,72	147,80	4,92	146,40	2,00	143,70	2,50
R.I	148,50	1,90	273,91	6,16	145,50	2,90	278,97	6,16	241,46	5,15	231,20	3,96	142,80	1,24	144,00	2,40	138,60	1,80	
4 mm		BQ		BI		BIR		BF		750 °C		800 °C		850 °C		880 °C		BFR	
	R.D	HV	Erro	HV	Erro	HV	Erro	HV	Erro	HV	Erro	HV	Erro	HV	Erro	HV	Erro	HV	Erro
		149,50	2,20					305,64	4,93	266,50	4,40	203,20	6,00	152,20	2,56	142,70	2,50	139,20	1,84
R.I	149,50	2,20	282,32	2,80	148,70	2,70	286,77	5,28	237,00	2,44	235,54	3,53	148,90	3,14	144,70	2,10	142,50	1,50	
6 mm		BQ		BI		BIR		BF		750 °C		800 °C		850 °C		880 °C		BFR	
	R.D	HV	Erro	HV	Erro	HV	Erro	HV	Erro	HV	Erro	HV	Erro	HV	Erro	HV	Erro	HV	Erro
		154,20	1,24					328,50	4,30	244,17	1,88	202,70	5,03	159,40	2,68	151,20	2,56	151,90	1,88
R.I	154,20	1,24	269,30	2,90	149,60	2,52	298,95	4,31	261,50	4,80	255,90	4,90	159,80	3,80	156,60	2,84	142,30	1,56	

R.D: Redução direta; R.I: Redução intermediária; B.I.R: Bobina intermediária recozida; B.F: Bobina laminada a frio; B.F.R: Bobina laminada a frio e recozida.

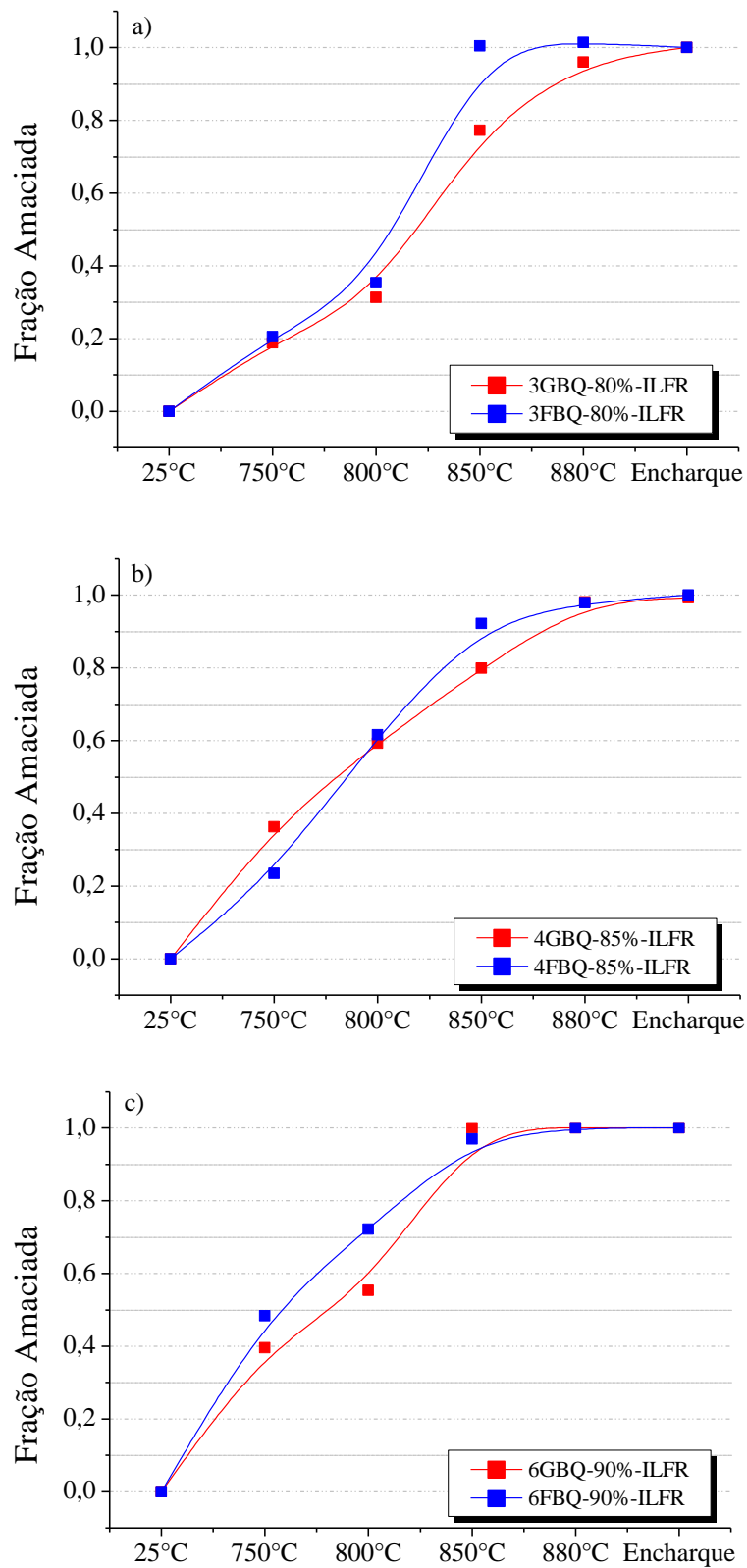


Figura 5:54: Evolução da fração amaciada com a temperatura de interrupção das amostras processadas por redução direta. a) Espessura inicial de 3 mm; b) Espessura inicial de 4 mm; c) Espessura inicial de 6 mm

A partir dos resultados de microscopia ótica pode-se observar o início da recristalização e o efeito do diâmetro de grão inicial para as reduções de 80 %, 85 % e 90 %. A Figura 5:55, Figura 5:56 e Figura 5:57 ilustram a microestrutura desenvolvida nas temperaturas de 750 °C e 800 °C para as amostras com 80 %, 85 % e 90 %, respectivamente. Nota-se que para a temperatura de 750 °C não se detectou por microscopia ótica os núcleos formados em todas as reduções e amostras. No entanto, na temperatura de 800 °C foram observados vários núcleos formados em todas as amostras. Os núcleos se desenvolveram em grãos bem deformados, regiões com o ataque mais intenso. Ademais, uma diferença pronunciada no número de núcleos não foi observada com a redução do diâmetro de grão inicial para a temperatura de 800 °C.

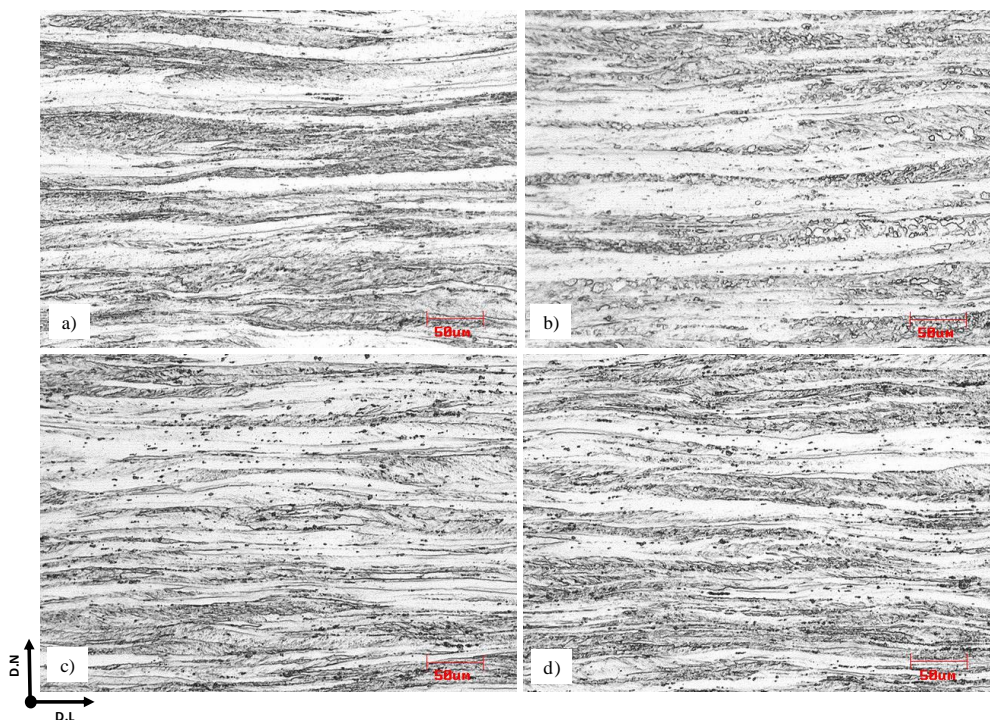


Figura 5:55: Microestrutura das amostras com 80 % (3-0,6 mm) recozidas até as temperaturas de 750 °C e 800 °C. a) 3GBQ-80%ILF-750 °C; b) 3GBQ-80%ILF- 800 °C; c) 3FBQ-80%ILF- 750 °C; d) 3FBQ-80%ILF- 800 °C.

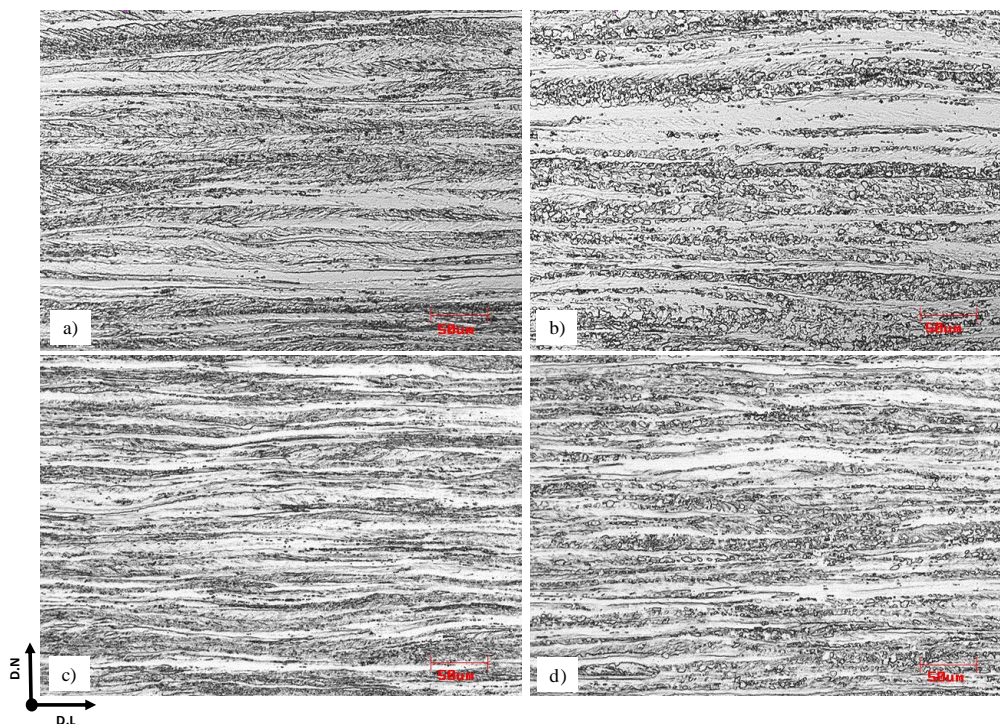


Figura 5:56: Microestrutura das amostras com 85 % (4-0,6 mm) recozidas até as temperaturas de 750 °C e 800 °C. a) 4GBQ-85%ILF- 750 °C; b) 4GBQ-85%ILF- 800 °C; c) 4FBQ-85%ILF- 750 °C; d) 4FBQ-85%ILF- 800 °C.

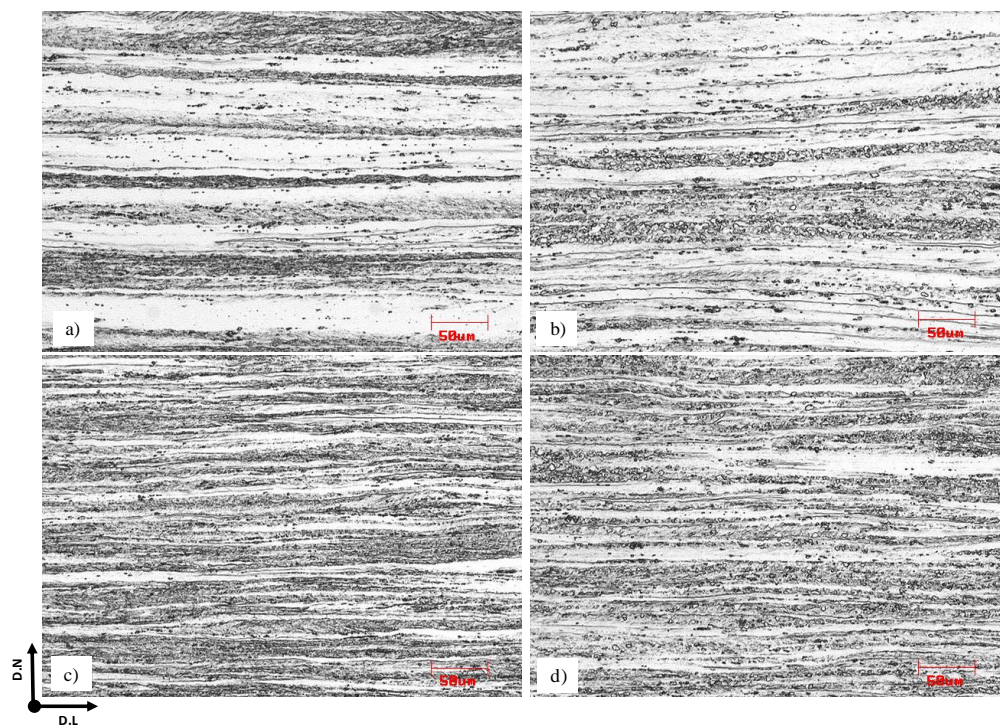


Figura 5:57: Microestrutura das amostras com 90 % (6-0,6 mm) recozidas até as temperaturas de 750 °C e 800 °C. a) 6GBQ-90%ILF- 750 °C; b) 6GBQ-90%ILF- 800 °C; c) 6FBQ-90%ILF- 750 °C; d) 6FBQ-90%ILF- 800 °C.

5.9. Início da Recristalização

O princípio da recristalização foi investigado nas amostras com a menor redução a frio e na amostra com maior redução com objetivo de evidenciar a etapa de recuperação e a recristalização. Para o processo de recuperação, as amostras com redução de 50 % foram analisadas e para o processo de recristalização foram analisadas as amostras com 90 % de redução. As amostras avaliadas foram recozidas até as temperaturas de 750 °C e 800 °C.

5.9.1. Recuperação

A Figura 5:58 apresenta a microestrutura observada por MET das amostras retiradas em 750 °C e 800 °C. Observa-se que a microestrutura é constituída por regiões com alta densidade de deslocações e regiões recuperadas, conforme indicado pelas setas. Destaca-se uma densa parede de deslocações adjacente a subgrãos, Figura 5:58a. A Figura 5:58b ilustra uma região bem deformada com estreitas bandas e alinhadas. Notam-se nessas bandas vários subgrãos desenvolvidos.

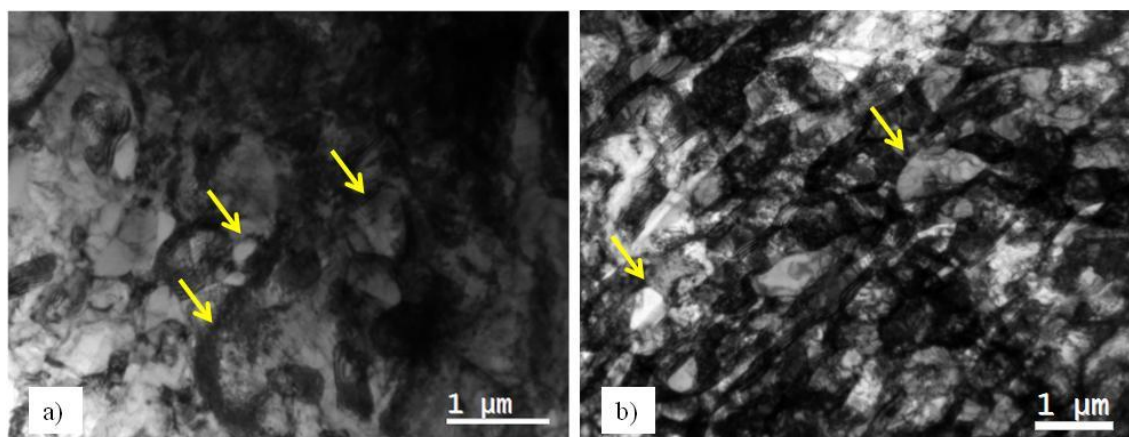


Figura 5:58: Subestruturas observadas nas amostras 3GBQ-50%IILF retiradas em 750 °C e 800 °C. a) Regiões com baixa densidade de deslocações e subgrãos da amostra removida em 750 °C; b) Região bandeada com subgrãos desenvolvidos na amostra removida em 800 °C.

A Figura 5:59 exibe uma região formada por subgrãos e arranjos de deslocações observados na 3GBQ-50%IILF removida em 750 °C. Observa-se na Figura 5:59a

subgrãos desenvolvidos com o tamanho de aproximadamente 500 nm. O contorno formado entre os subgrãos A e C apresenta o contorno mais definido quando comparado com o A e B. Arranjos de deslocações estão presentes no interior de todos os subgrãos e adjacentes aos contornos. A Figura 5:59b exibe arranjos de deslocações observados nos contornos e no interior de um subgrão. Nota-se que as deslocações estão em um arranjo poligonal.

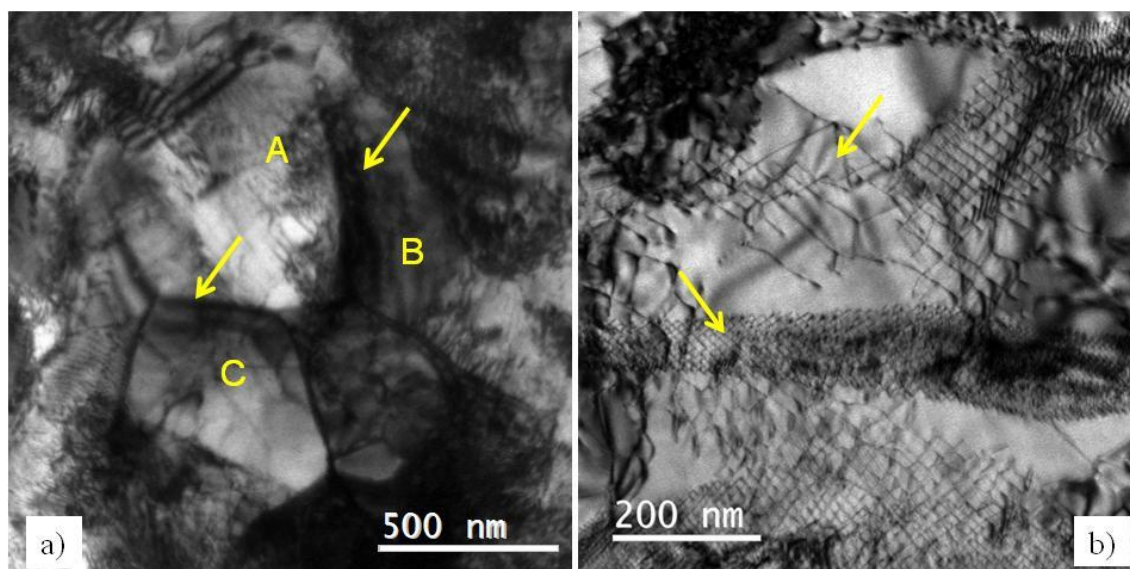


Figura 5:59: Subgrãos e arranjos de deslocações observados na amostra 3GBQ-50%IILF retirada em 750 °C. A) Subgrãos; b) Arranjos de deslocações.

A Figura 5:60 e Figura 5:61 mostram a etapa de recuperação observada por EBSD das amostras 3GBQ-50%IILF retiradas em 750 °C e 800 °C. Em ambas as figuras, os mapas de orientação, mapas de IQ com contorno de grão, mapas com GOS e mapas com KAM são apresentados.

Observa-se a partir do mapa de orientação na Figura 5:60 que a microestrutura é predominante formada por grãos não recristalizados e alinhados na direção de laminação. Destaca-se neste mapa poucos grãos recristalizados, como indicados pelas setas, sendo os grãos recuperados majoritariamente presentes na matriz. Grãos recristalizados são considerados aqueles com baixa diferença de orientação interna e rodeados por contornos de alto ângulo, como observado no mapa com GOS (Figura

5:60c). A partir do mapa de contornos, Figura 5:60b, observa-se que os contornos com diferença de orientação entre $2^\circ < \omega < 5^\circ$ são predominantes em toda a matriz. Contudo, a densidade destes contornos varia de grão para grão. A diferença de orientação local pode ser observada a partir do mapa com KAM. Observa-se que as regiões próximas aos contornos de alto ângulo e regiões cisalhadas apresentam uma alta diferença de orientação.

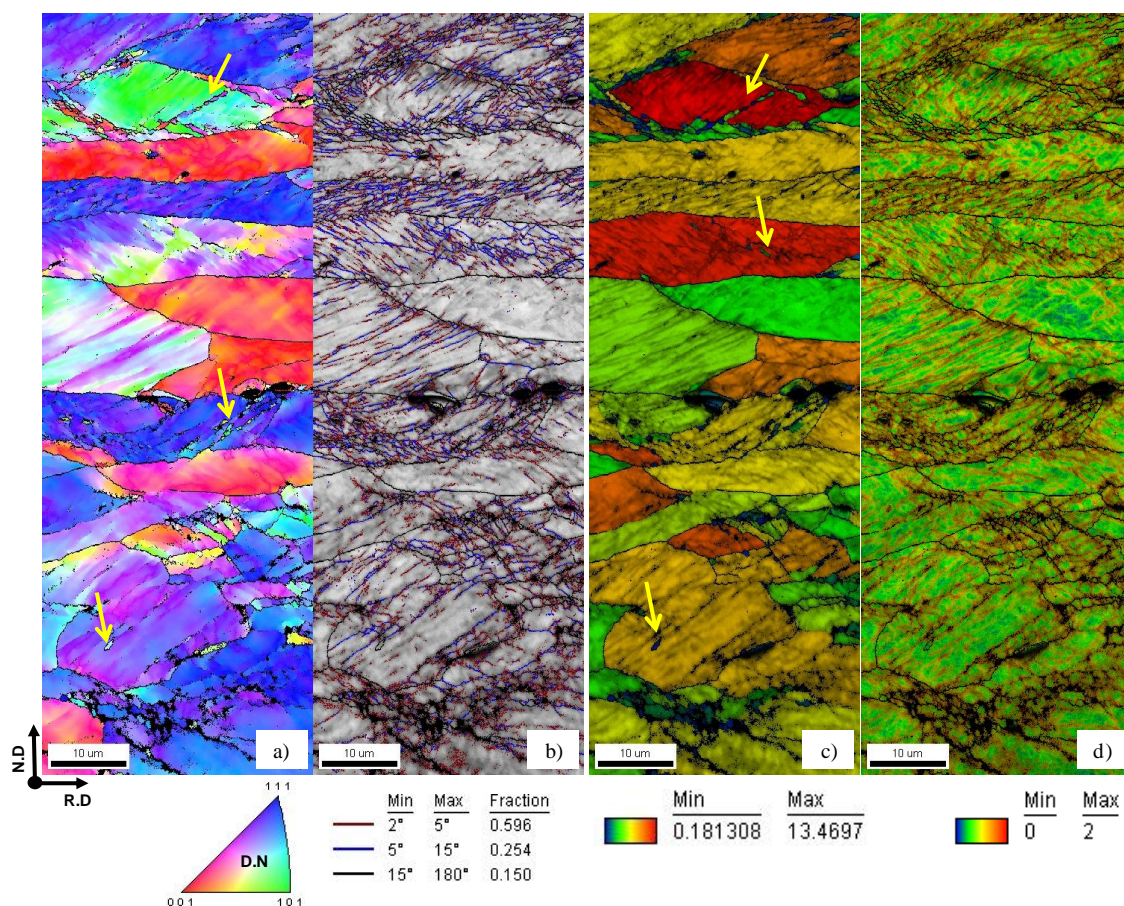


Figura 5:60: Amostra 3GBQ-50% IILF recozida até 750 °C. a) Mapa de orientação; b) Mapa de IQ com contorno de grão; c) Mapa IQ com GOS; d) Mapa IQ com KAM calculado considerando o 1° vizinho.

Com o aumento da temperatura para 800 °C, Figura 5:61, nota-se pouca diferença na microestrutura. Observa-se que não ocorreu um aumento significativo dos grãos recristalizados. Alguns grãos recristalizados estão indicados pelas setas na Figura 5:61. A microestrutura ainda é constituída principalmente por grãos recuperados. A mudança na fração dos contornos dos grãos em função da temperatura é apresentada na Figura 5:62. Nesta figura, a fração dos contornos da amostra encruada foi incluída. A partir da

Figura 5:62, nota-se que a diferença na fração de contornos entre a amostra deformada e recozida até 750 °C é muito pequena. Em 800 °C, a fração de contornos $2^\circ < \omega < 5^\circ$ é reduzida e as frações de contornos $5^\circ < \omega < 15^\circ$ e $\omega > 15^\circ$ aumentam. Um pronunciado aumento na fração de contornos de alto ângulo e uma redução nos contornos de baixo ângulo ocorreu no intervalo entre 800 e 850 °C.

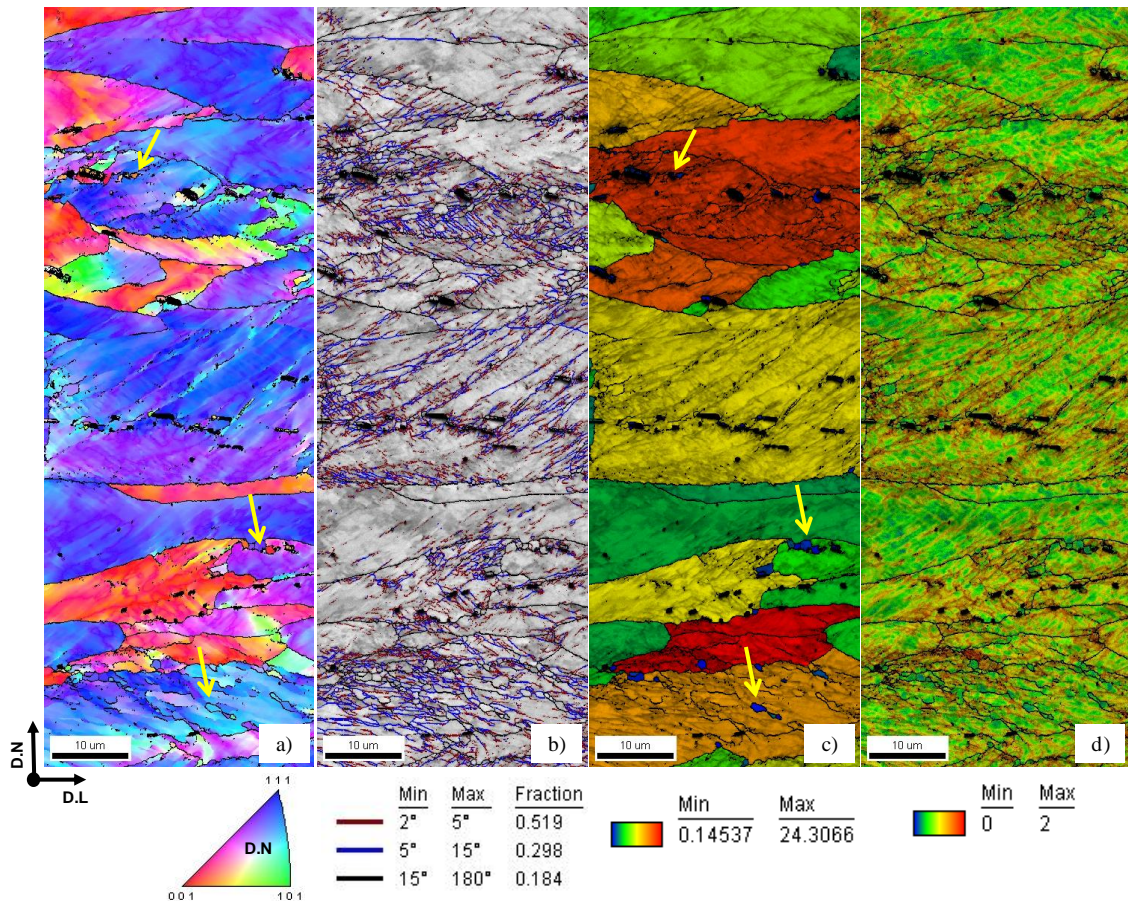


Figura 5:61: Amostra 3GBQ-50%IILF recozida até 800 °C. a) Mapa de orientação; b) Mapa de IQ com contorno; c) Mapa de IQ com GOS; d) Mapa IQ com KAM calculado considerando o 1° vizinho.

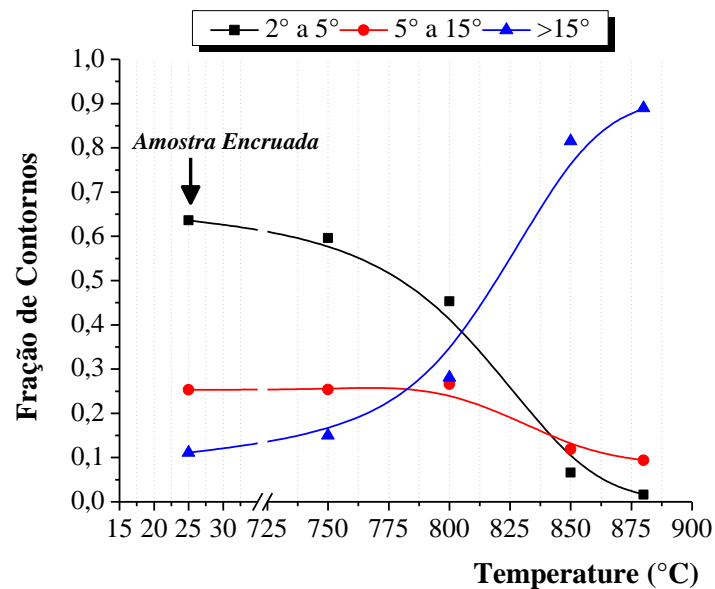


Figura 5:62: Variação da fração de contornos com o aumento da temperatura da amostra 3GBQ-50% IILF.

A Figura 5:63 apresenta uma área ampliada da Figura 5:60 com objetivo de evidenciar os núcleos formados na temperatura de 750 °C. Observa-se alguns núcleos dentro do grão com orientação $\{110\} \langle 011 \rangle$ e outros adjacentes aos contornos de alto ângulo, como indicado pelas setas. Estes núcleos possuem baixa diferença de orientação interna. A partir do mapa com fator de Taylor, que pode ser relacionado com a energia armazenada na deformação, observa-se que os grãos nuclearam em grão com alto fator de Taylor.

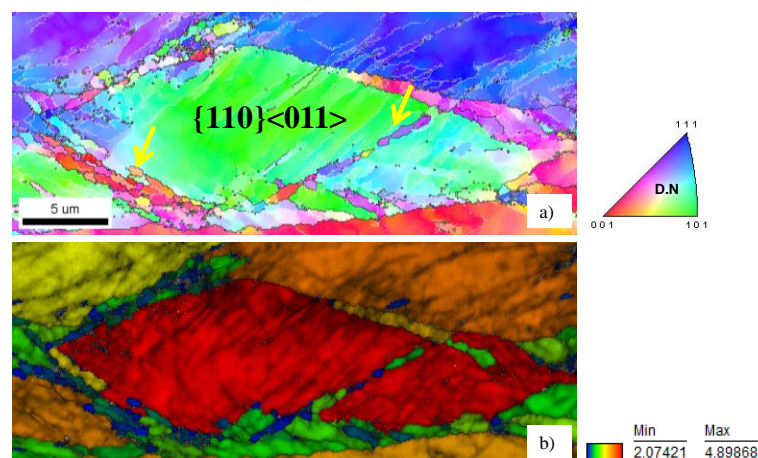


Figura 5:63: Núcleos formados no grão $\{110\} \langle 011 \rangle$ na amostra 3GBQ-50% IILF. a) IPF; b) Mapa com fator de Taylor.

5.9.2. Processo de Recristalização

Para ilustrar o processo de recristalização realizou-se a análise na amostra com o maior grau de redução de frio. A amostra utilizada foi uma amostra deformada com 90 % de redução direta, 6FBQ-90% ILF.

Imagens de campo claro da amostra removida na temperatura de 750 °C e 800 °C oriunda da 6FBQ-90%ILF são apresentadas na Figura 5:64. Na temperatura de 750 °C observam-se vários subgrãos desenvolvidos adjacentes a uma densa parede de deslocações conforme indicado pelas setas. Em 800 °C nota-se que os contornos dos grãos já estão bem definidos, porém a matriz ainda apresenta uma alta densidade de deslocações. Destacam-se arranjos de deslocações no interior dos subgrãos. O padrão de difração do grão recuperado ampliado na Figura 5:68b é apresentado Figura 5:68c. Nota-se que os subgrãos se desenvolveram em um grão recuperado com orientação $\langle 111 \rangle // D.N$ e com alta densidade de deslocações.

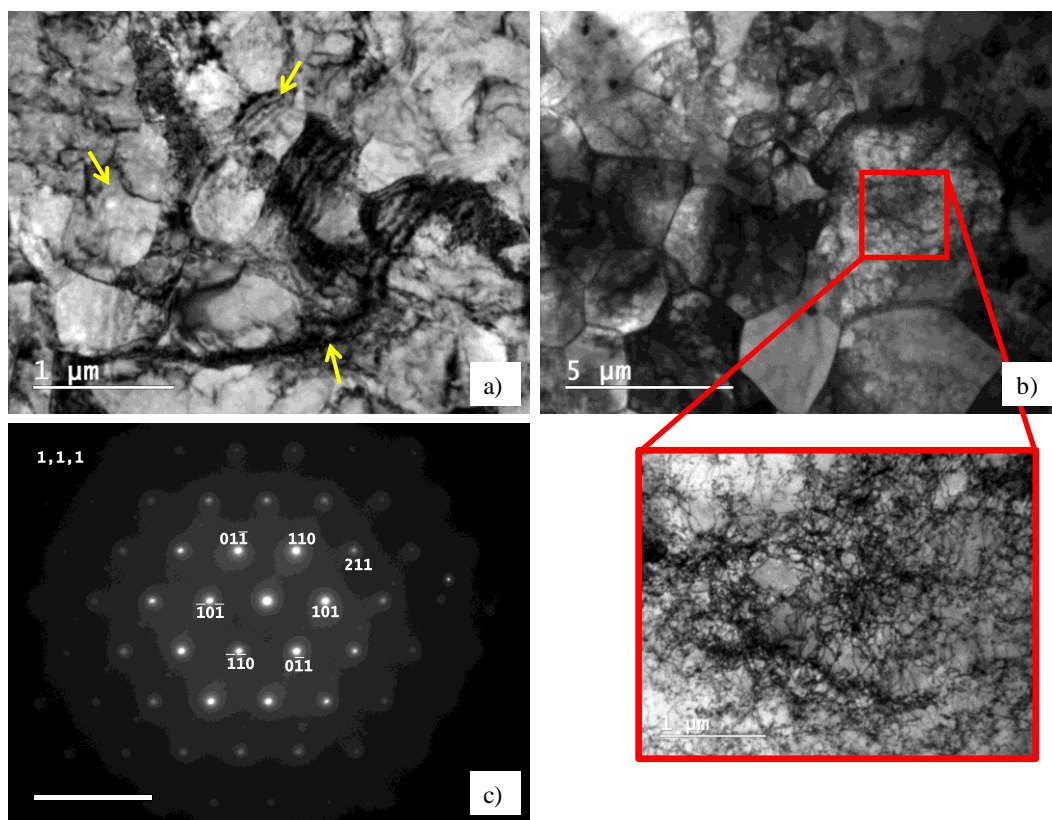


Figura 5:64: Microestrutura observada por MET das amostras 6FBQ-90%ILFR. a) Amostra recozida até 750 °C. b) Amostra recozida até 800 °C. c) Padrão de difração do grão destacado.

A Figura 5:65 exibe a microestrutura observada por EBSD da amostra com 90 % de redução (6FBQ-90%ILF) e recozida até a temperatura de 750 °C. Nesta amostra observaram-se vários núcleos formados principalmente nos grãos pertencentes a fibra γ . Estes núcleos possuem baixa diferença de orientação interna, conforme indicado no mapa de GOS. Além disso, nota-se que as regiões com os núcleos apresentam uma alta densidade de contornos de baixo ângulo com $5^\circ < \omega < 15^\circ$. Todavia, a partir do mapa com KAM não se evidenciou uma diferença pronunciada na diferença de orientação local/energia armazenada.

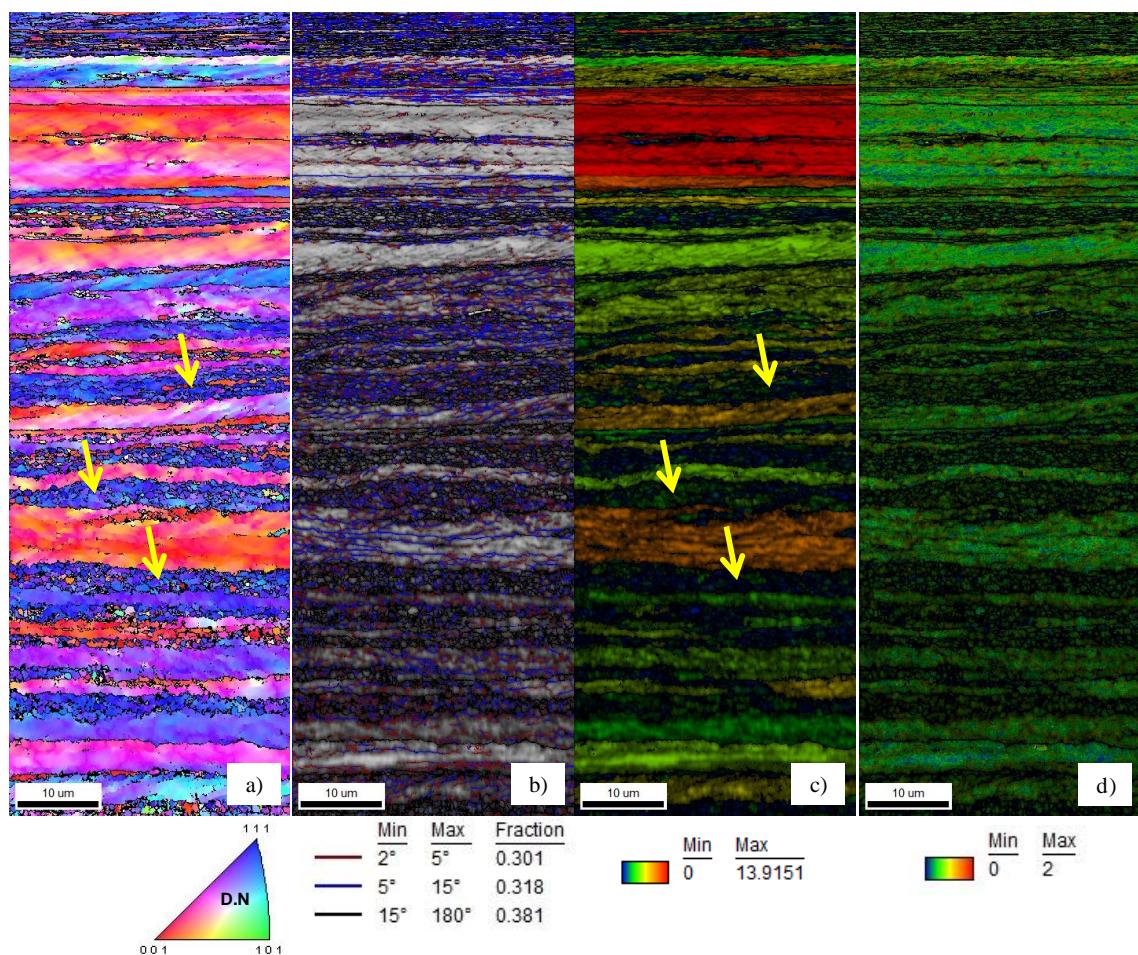


Figura 5:65: Amostra 6FBQ-90%ILFR recozida até 750 °C. a) Mapa de orientação b) Mapa de IQ com contorno de grão; c) Mapa de IQ com GOS; d) Mapa IQ com KAM calculado considerando o 1° vizinho.

Com o aumento da temperatura, observa-se o crescimento dos grãos recristalizados adjacentes aos contornos de alto ângulo e dentro de alguns grãos recuperados. Estes

grãos recristalizados destacam-se no mapa de índice de qualidade (IQ), sendo regiões claras com alto índice de qualidade. Além disso, nota-se a baixa diferença de orientação interna nos grãos recristalizados, conforme ilustrado no mapa com GOS e pelo mapa de KAM. Destaca-se no mapa de orientação a presença de grãos recristalizados com orientação $\{111\}$ no interior de um grão $\{001\}$ recuperado, conforme indicado pela seta. Por outro lado, observa-se outro grão $\{001\}$ recuperado que não possui nenhum grão recristalizado.

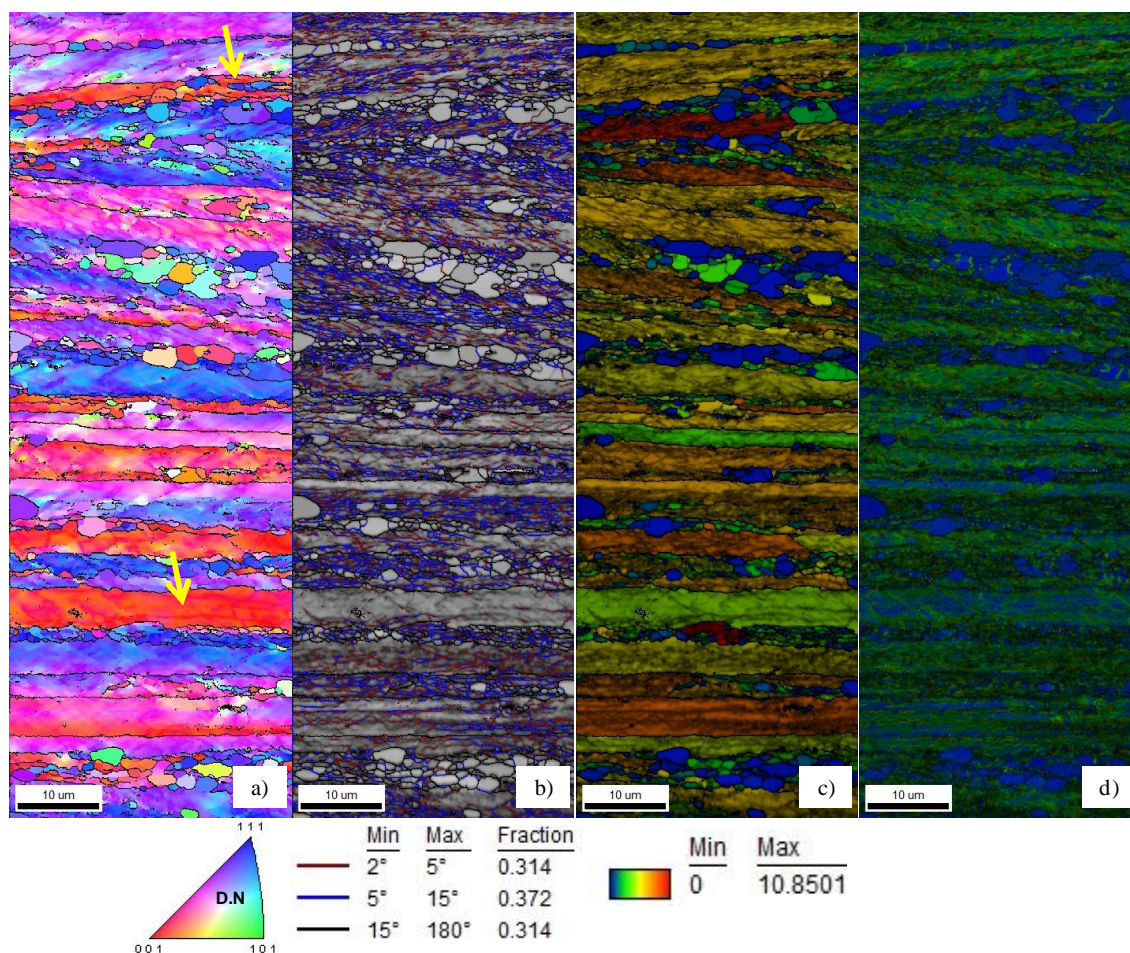


Figura 5:66: Amostra 6FBQ-90%ILFR recozida até 800 °C. a) Mapa de orientação b) Mapa de IQ com contorno de grão; c) Mapa de IQ com GOS; d) Mapa IQ com KAM calculado considerando o 1°vizinho.

5.9.3. Influência do Diâmetro Inicial na Recristalização

As curvas de amaciamento das amostras com redução de 90 % e diâmetro médio de grão de 110 ± 21 (6GBQ-90%ILF) e 50 ± 7 μm (6FBQ-90%ILF) são apresentadas na Figura 5:67. A amostra 6FBQ-90%ILF apresentou a dureza ligeiramente superior em relação à amostra 6GBQ-90%ILF. Em 750 °C, o valor da dureza não apresentou uma diferença pronunciada entre as amostras. Já em 800 °C, a amostra 6FBQ-90%ILF apresentou a dureza menor em relação à amostra 6GBQ-90%ILF. A queda pronunciada da dureza na amostra 6GBQ-90%ILF ocorreu no intervalo de 800 °C e 850 °C. Já a amostra 6FBQ-90%ILF a diferença na dureza, para o mesmo intervalo, foi menor. De forma geral, a curva de dureza em função da temperatura foi bem semelhante para ambas as amostras.

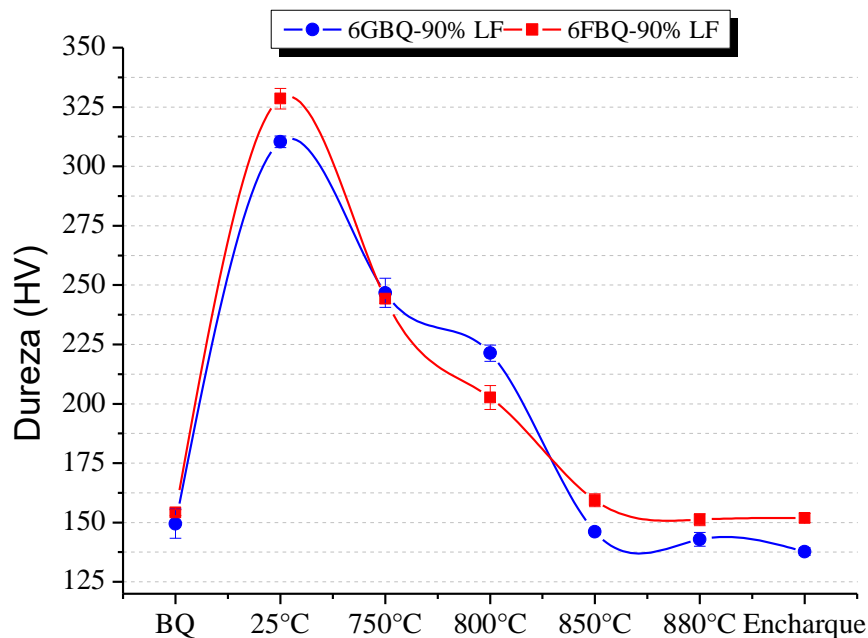


Figura 5:67: Curva de amaciamento das amostras 6GBQ-90%ILF e 6FBQ-90%ILF.

As microestruturas observadas por EBSD, ilustradas pelos mapas de orientação para as temperaturas de 750 °C e 800 °C das amostras 6GBQ-90%ILF e 6FBQ-90%ILF, são apresentadas na Figura 5:68. Observam-se núcleos formados em ambas as amostras para as temperaturas consideradas. Os núcleos se desenvolveram em grãos bem deformados e predominantemente pertencentes a fibra γ . Destaca-se para a temperatura

de 800 °C, núcleos bem desenvolvidos em regiões cisalhadas, conforme indicado pelas setas.

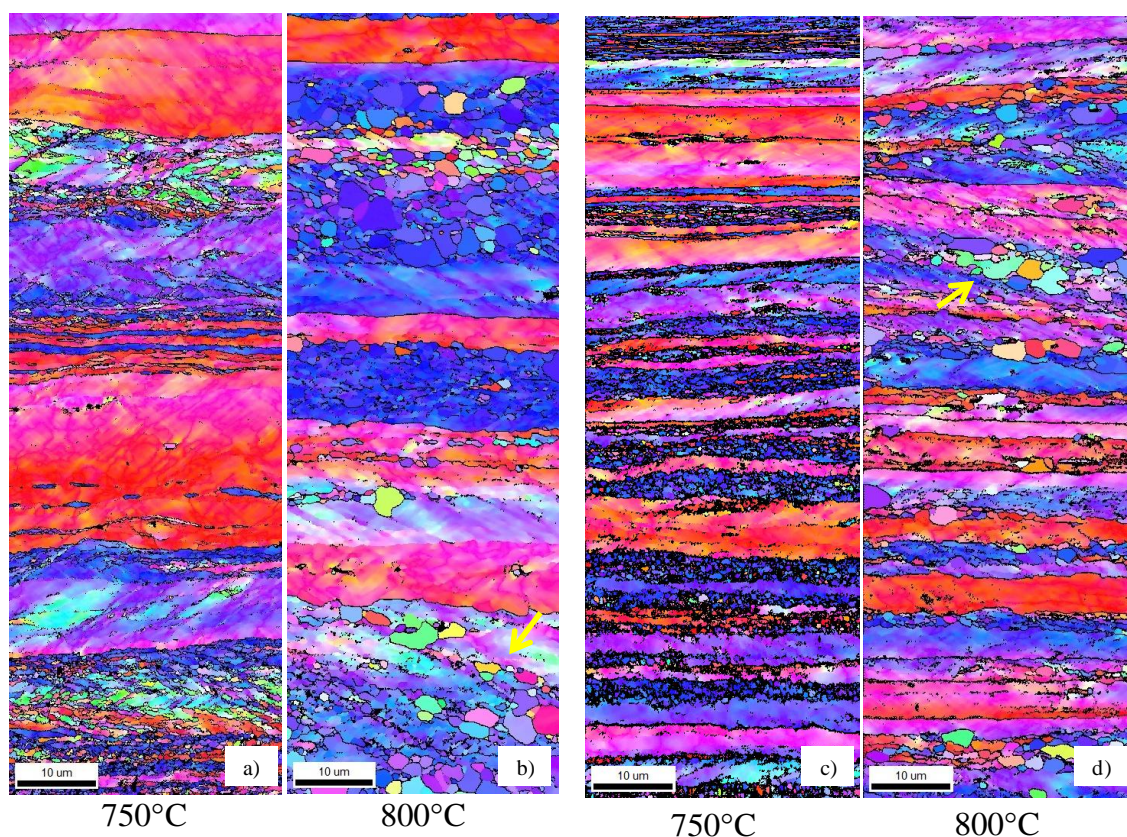


Figura 5:68: Microestrutura observada pelo mapa de orientação das amostras recozidas até 750 °C e 800 °C. a e b) 6GBQ-90%ILFR; c e d) 6FBQ-90%ILFR.

Imagens de campo claro da subestrutura no início da recristalização são apresentadas na Figura 5:69. Observa-se que a microestrutura é constituída por poucas regiões recristalizadas, deslocções e precipitados. Destacam-se núcleos formados em torno dos precipitados, como indicados pelas setas. Alguns subgrãos formados tem o diâmetro médio de aproximadamente 1 µm. A área ampliada exibe deslocções no interior do subgrão. A Figura 5:69c mostra um espectro de perda de energia de elétrons do precipitado. O espectro mostra a presença de Nb, C e N no precipitado. Estes resultados e os apresentados da amostra 6FBQ-90%LFR (Figura 5:64) demonstram que não houve uma diferença pronunciada na temperatura de início de recristalização entre as amostras com diferentes diâmetros de grão inicial.

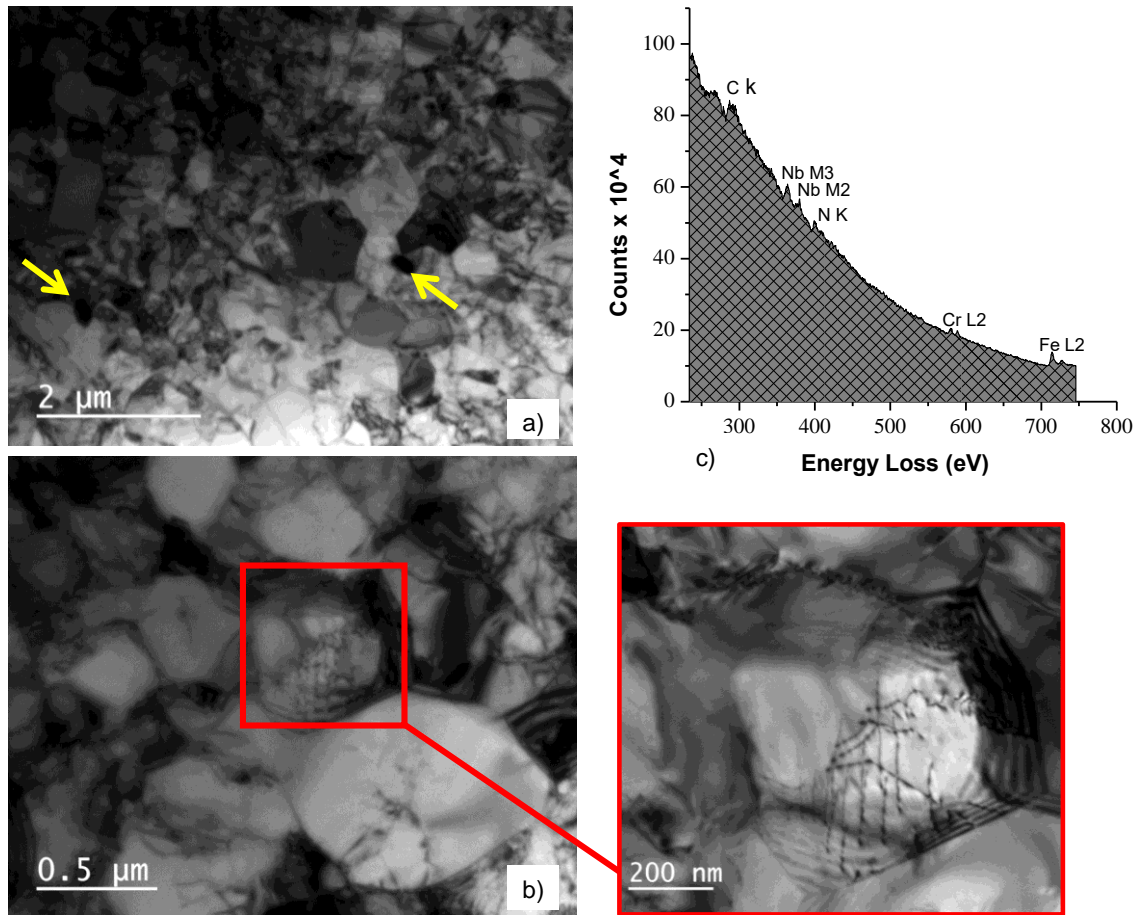


Figura 5:69: Subestrutura observada por MET da amostra 6GBQ-90%ILF. a) Nucleação em torno do precipitado. b) Deslocações no interior do subgrão. C) Espectro de perda de energia de elétrons do precipitado (EELS).

5.10. Caracterização dos Precipitados

Os precipitados presentes na matriz foram caracterizados por MET quanto a morfologia e também a composição química em amostras deformadas por redução direta, 6GBQ-50%LF. Nota-se na Figura 5:70, precipitados de vários tamanhos na matriz. O tamanho dos precipitados variou de 50 nm a 500 nm, conforme indicado na figura. O formato dos precipitados foi bem semelhante, estes apresentaram uma forma aproximadamente esférica. Estas características são semelhantes aos precipitados observados nas amostras parcialmente recristalizadas, Figura 5:69. A Figura 5:71 ilustra um precipitado e o seu respectivo espectro de EDS. A análise do espectro mostra que este precipitado é rico em Nb.

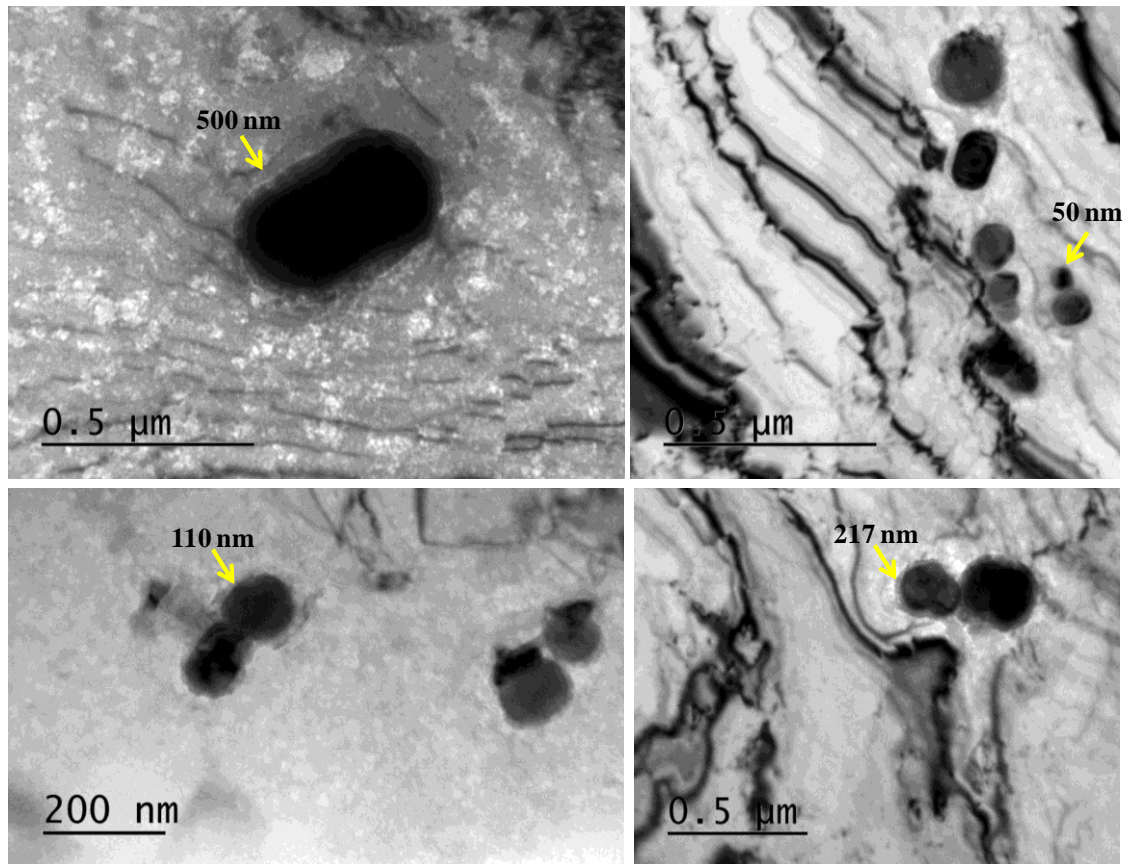


Figura 5:70: Precipitados na matriz ferrítica observados nas amostras deformadas.

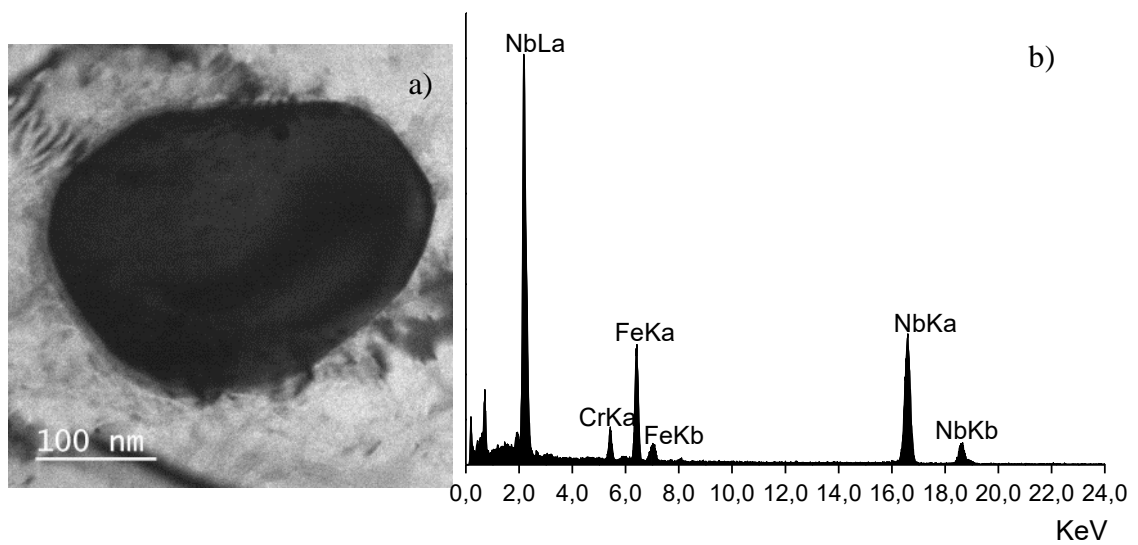


Figura 5:71: Precipitado na matriz ferrítica. a) Precipitado. b) Espectro de EDS de precipitado na amostra 6GBQ-50%ILF.

Uma amostra completamente recristalizada foi observada por MET, 4GBQ-85%LFR, Figura 5:72. Essas imagens foram obtidas por MET no modo varredura. As imagens apresentadas ilustram as regiões dos contornos e próximos aos contornos dos grãos recristalizados. Observam-se precipitados, indicados por setas amarelas, próximos aos contornos de alto ângulo. Ressalte-se que a precipitação não ocorreu preferencialmente nos contornos. Além disso, notam-se arranjos de deslocações no interior dos grãos, indicados por setas amarelas.

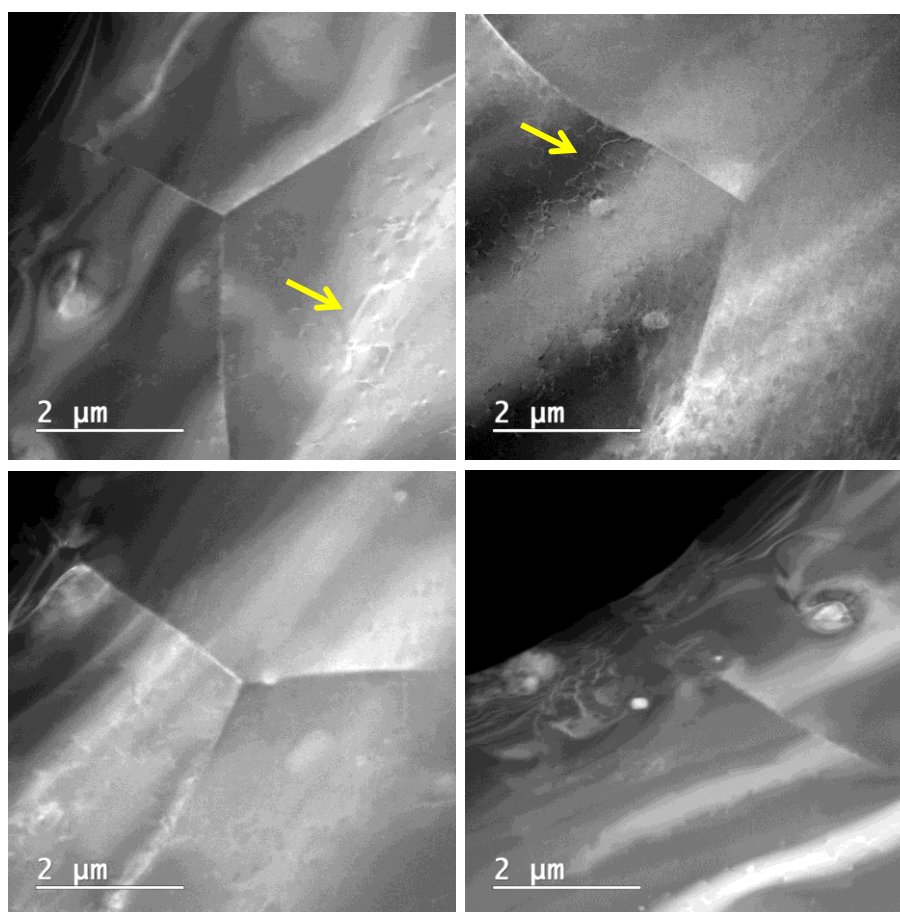


Figura 5:72: Região do contorno dos grãos após o recozimento para a recristalização, amostras 4GBQ-85%ILFR.

5.11. Propriedades Mecânicas

5.11.1. Limite de escoamento, limite de resistência, alongamento uniforme e total

As propriedades mecânicas foram determinadas após o recozimento final em todas as amostras. A Tabela 5:7 exibe o limite de escoamento (σ_e), limite de resistência (σ_r), alongamento uniforme (e_u) e alongamento total (e_t). A partir da Tabela 5:7 nota-se que σ_e e σ_r apresentaram valores superiores quando a laminação foi realizada no processo de redução direta. Considerando o erro, algumas amostras apresentaram o mesmo valor. Além disso, o alongamento uniforme, considerando o erro, foi o mesmo para todas as amostras. O alongamento total apresentou valores bem próximos para quase todas as amostras. No entanto as amostras 4FBQ-63%IILFR e 6GBQ-80%IILFR apresentaram valores levemente superiores aos das demais amostras.

Tabela 5:7: Limite de escoamento, limite de resistência, alongamento uniforme e alongamento total.

Amostra	$\sigma_{e[0,2\%]}$ (MPa)	σ_r (MPa)	e_u (%)	e_t (%)
3GBQ-80%ILFR	283±2	463±3	22,8±0,4	34,5±0,6
3GBQ-50%IILFR	275±6	447±6	22,2±0,7	33±2
3FBQ-80%-ILFR	289±5	460±5	22,8±0,8	34±2
3FBQ-50%IILFR	284±4	453±4	21,8±0,8	34±1
4GBQ-85%ILFR	295±5	462±4	22,1±0,3	33,1±0,4
4GBQ-63%IILFR	277±6	448±6	22,4±0,4	33±2
4FBQ-85%ILFR	293±7	461±4	22,0±0,3	32±1
4FBQ-63%IILFR	299±3	457±1	21,8±0,2	35±1
6GBQ-90%ILFR	301±2	469±4	22,1±0,4	31,1±1
6GBQ-80%IILFR	282±3	458±6	23,2±0,3	34,8±0,6
6FBQ-90%ILFR	293±3	469±5	22,1±0,7	33±2
6FBQ-80%IILFR	273±3	459±4	22,0±0,38	33,4±0,4

5.11.2. Coeficiente de anisotropia normal médio e planar

A Tabela 5:8 apresenta o coeficiente de anisotropia obtido nas três direções, o coeficiente de anisotropia normal médio (\bar{r}) e coeficiente de anisotropia planar (Δr). Observa-se que o valor do coeficiente de anisotropia normal médio foi maior nas amostras originadas das BQs com granulação fina do que as amostras com granulação mais grosseira em todas as deformações. Ressalte-se que a amostra 6FBQ-90%ILFR apresentou a menor variação entre os coeficientes nas direções avaliadas. Em relação aos valores dos coeficientes de anisotropia nas diferentes direções, notou-se que os menores valores obtidos foram na direção a 45° em relação à direção de laminação. Além disso, as amostras processadas com recozimento intermediário apresentaram valores mais altos para um ângulo de 90° com a direção de laminação. Obteve-se um Δr positivo em todas as amostras e com o valor máximo na amostra 4GBQ-63%IILFR.

Tabela 5:8: Coeficiente de anisotropia normal médio e planar.

Amostra	r_0	r_{45}	r_{90}	\bar{r}	Δr
3GBQ-80%ILFR	1,57±0,03	1,10±0,04	1,66±0,04	1,35±0,02	0,52±0,03
3GBQ-50%IILFR	1,46±0,04	1,10±0,02	2,41±0,16	1,51±0,05	0,84±0,09
3FBQ-80%-ILFR	1,55±0,09	1,15±0,02	1,94±0,07	1,45±0,02	0,60±0,05
3FBQ-50%IILFR	1,56±0,06	1,20±0,03	2,33±0,04	1,57±0,02	0,75±0,03
4GBQ-85%ILFR	1,49±0,03	1,14±0,04	1,64±0,07	1,35±0,03	0,42±0,04
4GBQ-63%IILFR	1,58±0,05	1,06±0,04	2,52±0,04	1,55±0,02	0,99±0,04
4FBQ-85%ILFR	1,58±0,07	1,31±0,07	1,79±0,06	1,50±0,05	0,38±0,07
4FBQ-63%IILFR	1,81±0,13	1,22±0,05	2,40±0,08	1,66±0,02	0,89±0,07
6GBQ-90%ILFR	1,18±0,06	1,12±0,03	1,35±0,10	1,19±0,02	0,15±0,05
6GBQ-80%IILFR	1,69±0,04	1,23±0,06	1,92±0,06	1,52±0,03	0,57±0,06
6FBQ-90%ILFR	1,46±0,11	1,45±0,03	1,58±0,04	1,49±0,02	0,07±0,06
6FBQ-80%IILFR	2,01±0,14	1,63±0,10	2,40±0,04	1,92±0,03	0,58±0,16

6. Discussão

6.1. Efeito do Diâmetro de Grão Inicial e do Percentual de Redução na Microestrutura Deformada

O diâmetro do grão inicial e o percentual de redução a frio afetaram a microestrutura desenvolvida após o processo de laminação a frio. Notou-se um decréscimo no espaçamento entre os contornos de alto ângulo pré-existentes com a redução do diâmetro de grão inicial e com o aumento da deformação a frio. Além disso, os grãos deformados apresentaram uma estrutura achatada e alongada na direção de laminação, típica de deformação por laminação. Esta mudança na morfologia proporciona um aumento na área de contornos dos grãos ⁽¹⁹⁾.

O efeito da redução do diâmetro de grão inicial consiste no fato que estes agem como um inibidor ao movimento das deslocações durante o processo de deformação a frio. A redução do tamanho de grão antes da redução a frio aumenta a restrição dos contornos e a deformação ocorre de forma mais homogênea dentro do grão ⁽³⁰⁾. De acordo com Humphreys ⁽¹⁹⁾, a energia armazenada tende a aumentar com redução do diâmetro de grão para baixa e média deformação. Além disso, a energia associada com o aumento da área de contornos representa uma parte da energia armazenada da deformação. De acordo com o relatado na literatura, o aumento da energia armazenada, determinada a partir das medidas de microdureza, com a redução do diâmetro médio de grão foi evidenciado neste estudo, Figura 5:8.

Hutchinson ⁽²⁴⁾ relata que a tendência para cisalhamento localizado em bandas pode ser aumentada drasticamente com o aumento do diâmetro de grão antes da deformação. Dafé *et al.* ⁽⁴⁵⁾ elaboraram um diagrama semiquantitativo ilustrando a intensidade de bandas de cisalhamento em função do diâmetro de grão e do percentual de redução a frio para um aço de grão não orientado com 3%Si. Neste estudo o diâmetro de grão inicial variou de 100 a 400 μm e o percentual de redução a frio variou no intervalo de 50 % a 80 %. De acordo com os autores, as amostras com os diâmetros de grãos maiores e submetidas às reduções a frio mais elevadas apresentam maior tendência de

formação de bandas de cisalhamento. Além disso, o percentual de redução a frio apresentou um maior efeito na formação das bandas em relação ao diâmetro de grão inicial.

Lee *et al.*⁽²⁹⁾ estudaram teoricamente a formação de bandas de deformação para o processo de laminação a frio. Os autores afirmam que a formação de bandas de deformação depende de parâmetros como orientação do grão, diâmetro do grão e a deformação, sendo a orientação cristalográfica o fator mais relevante. Humphreys⁽¹⁹⁾ destaca que a formação de bandas de deformação não é observada em grãos com diâmetro menor que 20 μm no alumínio.

Para os AIFs uma alta intensidade de bandas de cisalhamento é prejudicial para o desenvolvimento da fibra γ durante o recozimento final. As orientações cristalográficas que nucleiam preferencialmente em bandas de cisalhamento são as componentes Goss e *Cubo* $\{001\} < 010 >$ ^(45,46). Os sítios com orientação de Goss se desenvolvem durante a deformação entre as estreitas ripas das bandas de cisalhamento conforme apresentado na Figura 5:15.

6.2. Efeito do Diâmetro de Grão Inicial e do Percentual de Redução na Microestrutura Recristalizada

A microestrutura após a recristalização foi afetada pelo diâmetro de grão inicial e pelo percentual de redução à frio. A Figura 6:1 apresenta a relação do diâmetro médio do grão inicial, percentual de deformação e o diâmetro de grão recristalizado obtido após o tempo de encharque. Obteve-se uma redução do diâmetro de grão recristalizado com o aumento do percentual de redução à frio. A redução do diâmetro médio inicial, antes da deformação, também gerou uma tendência de redução do diâmetro médio final após a recristalização, principalmente para as menores reduções. No caso para as reduções mais elevadas (80~90%), a recristalização ocorreu mais rapidamente nas amostras oriundas das FBQs e ocasionou um crescimento do grão recristalizado, conforme apresentado na Figura 6:1. A influência do tamanho de grão antes da deformação na recristalização é destacada na Figura 6:2. Nota-se que as amostras com granulação fina

inicial apresentam uma maior fração recristalizada na temperatura de 850 °C em relação às amostras com maior tamanho de grão inicial. Este maior tempo para a recristalização é atribuído à menor energia acumulada após a deformação. Assim, os grãos recristalizados das amostras originadas das FBQs cresceram e tornaram-se maiores do que os grãos recristalizados presentes nas amostras provenientes das amostras GBQs.

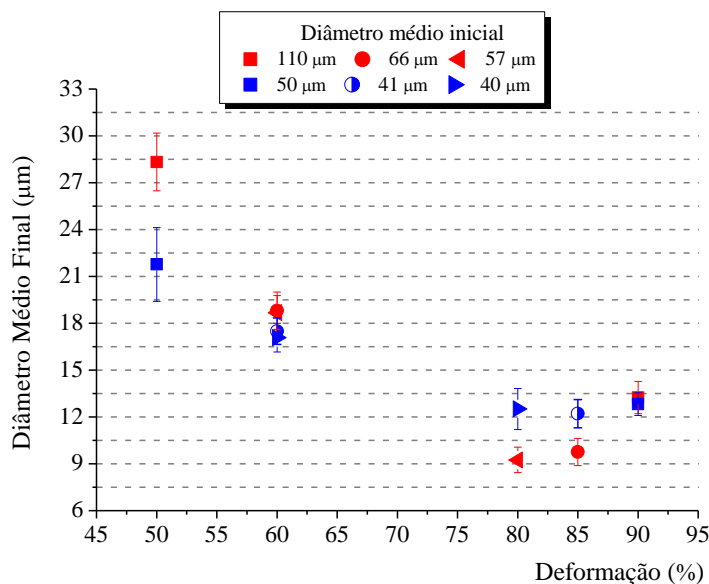


Figura 6:1: Efeito do percentual de deformação e do tamanho de grão inicial no diâmetro de grão final recristalizado.

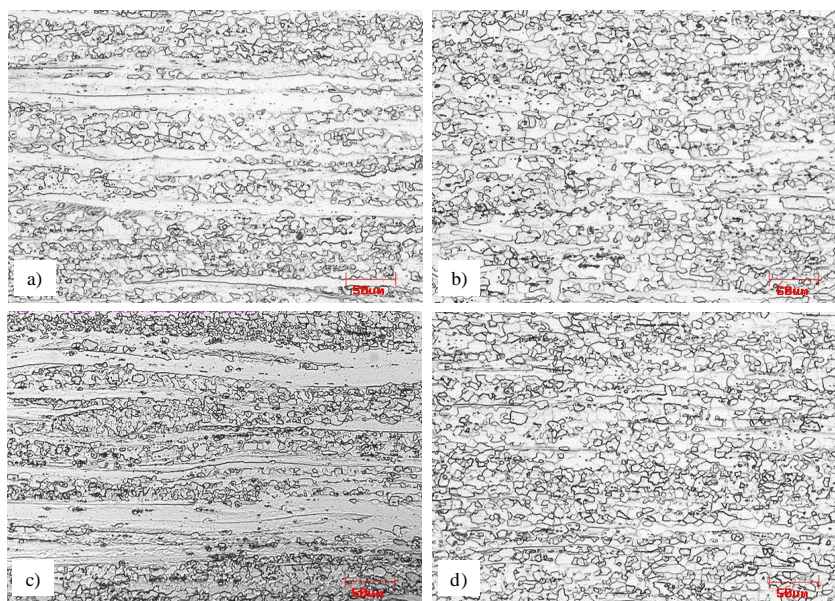


Figura 6:2: Influência do tamanho de grão inicial na recristalização. a) 3GBQ-80% ILFR-850 °C; b) 3FBQ-80% ILFR-850 °C; c) 4GBQ-85% ILFR-850 °C; d) 4FBQ-85% ILFR-850 °C.

O diâmetro de grão recristalizado é um resultado do balanço da taxa de nucleação (N) e a velocidade de crescimento (G) na recristalização, sendo uma função da razão $\frac{N}{G}$. Altos valores da razão estão relacionados à formação de muitos núcleos antes da recristalização se completar, o que resulta em microestrutura formada por grãos finos. Por outro lado, baixos valores de $\frac{N}{G}$ acarretam uma microestrutura constituída por grãos mais grosseiros⁽³⁰⁾. Além disso, alta energia armazenada aumenta mais a taxa de nucleação (N) do que a velocidade de crescimento dos grãos recristalizados⁽³⁰⁾. Assim, pode-se inferir que a redução do diâmetro de grão final com o aumento da redução foi gerada pelo alto valor da razão $\frac{N}{G}$, como consequência do aumento da energia armazenada com a deformação. Por outro lado, o efeito do diâmetro de grão inicial foi evidente nas amostras originadas da BQs de 6 mm e redução de 50 %. Contudo, para as reduções elevadas não se evidenciou uma forte influência do diâmetro de grão inicial no diâmetro de grão recristalizado. Essas evidências são resultados do acúmulo de energia durante a deformação. O acréscimo da energia armazenada com o aumento da deformação foi superior ao acréscimo devido à redução do diâmetro de grão inicial, conforme apresentado na Figura 5:8.

Outros aspectos microestruturais observados foram uma microestrutura formada por aglomerados de grãos finos adjacentes a grãos grosseiros e também uma microestrutura constituída por faixas de grãos recristalizados alinhados na direção de laminação. Ambas as microestruturas foram observadas para as amostras provenientes das amostras GBQ processadas por redução direta, ou seja, somente uma etapa de laminação.

A recristalização na amostra 6GBQ-90%ILFR ocorreu com frequência no interior dos grãos deformados. A diferença na distribuição dos núcleos na matriz entre as amostras 6GBQ-90%ILFR e 6FBQ-90%ILFR pode ser observada na Figura 5:68. Na amostra 6GBQ-90%ILFR os núcleos formaram principalmente em regiões com bandas de cisalhamento. As regiões das bandas de cisalhamentos possuem alta energia de deformação armazenada. Além disso, a área de contorno do grão deformado, disponível para formação dos núcleos, é menor em relação à amostra 6FBQ-90%ILFR, o que

favorece a nucleação nas bandas de cisalhamento. Assim, o desenvolvimento dos núcleos ocorreu principalmente dentro do grão recuperado. Conseqüentemente, a microestrutura recristalizada da amostra 6GBQ-90%ILFR foi constituída por uma microestrutura bandeada, Figura 5:50.

Landgraf *et al.* ⁽⁴⁷⁾ avaliaram o efeito do diâmetro de grão inicial na heterogeneidade do diâmetro de grão recristalizado em aços elétricos semiprocessados. Neste estudo, amostras com tamanhos de grão de 22, 120 e 500 μm foram laminadas a frio com deformação verdadeira de 2,1 e recozidas em 700 °C por 5 min e resfriadas em banho de sal. Conforme os autores, a microestrutura de recristalização originada da amostra de 500 μm apresentou regiões com o diâmetro de grão 50 μm adjacentes a regiões com diâmetro de 11 μm . Por outro lado, a amostra proveniente da amostra com diâmetro de 22 μm apresentou uma granulometria homogênea. Evidências microestruturais mostraram que os grãos recristalizados foram formados principalmente em bandas de transição na amostra proveniente da amostra com diâmetro de 500 μm . No entanto, a nucleação dos grãos recristalizados adjacentes aos contornos de grãos de alto ângulo presentes antes da deformação foi predominante na amostra oriunda da amostra com diâmetro de 22 μm .

Lee e colaboradores ⁽⁴⁸⁾ relataram que a microestrutura após a recristalização, proveniente de uma amostra com grão grosseiro antes da deformação, em um aço elétrico grão não orientado com 2 % de Si foi constituída por grãos com forma e tamanho irregular. Neste estudo, amostras com diâmetro médio de 150 μm e 500 μm foram laminadas a frio para uma redução de 87 %. Conforme os autores, grãos grosseiros recuperados com um limitado número de núcleos, devido a baixa energia acumulada, levaram à formação de uma microestrutura constituída por aglomerados de grãos com orientação cristalográfica similar.

Bandas de cisalhamento e bandas de deformação têm uma grande contribuição na recristalização de amostras obtidas a partir de amostras com maior tamanho de grão. Isto ocorre porque durante a deformação estas regiões tendem armazenar a maior quantidade da energia gerada na deformação. Na pesquisa realizada por Paolinelli *et al.*

⁽⁴⁹⁾ em um aço silício de grão não orientado com 3% Si, as bandas de cisalhamento apresentaram vários núcleos formados, alinhados na direção de cisalhamento e com inclinação de 35° em relação à direção de laminação. Além disso, os autores observaram uma redução do diâmetro de grão recristalizado com o aumento do diâmetro de grão inicial da bobina laminada a quente para valores do diâmetro de grão inicial maiores que 190 μm. Esse resultado foi atribuído à intensa nucleação nas bandas de cisalhamento.

Neste estudo não foi observado uma redução do diâmetro de grão recristalizado em relação ao diâmetro inicial da BQ para as amostras com 90 % de redução, Figura 5:57. A diferença no diâmetro de grão inicial, presente na bobina laminada a quente, foi de aproximadamente 60 μm. Além disso, o início da recristalização foi observado na temperatura de 750 °C para ambas as amostras. Assim, esses resultados indicam que bandas de cisalhamento podem ter favorecido a nucleação nas amostras deformadas oriundas das BQs com grão grosseiro.

O processo de recristalização ocorre pela formação e migração de contornos de alto ângulo. Estes podem ser formados a partir do crescimento de subgrãos ou coalescência dos subgrãos ^(19,50). No entanto, os subgrãos são formados na etapa da recuperação, na qual ocorre a eliminação de defeitos pontuais, aniquilação de deslocamentos de sinais opostos e o rearranjo das deslocamentos em uma configuração de menor energia (poligonização) ^(19,30). A etapa de recuperação compreende mudanças na subestrutura do material deformado com uma restauração parcial das propriedades. Este processo antecede a recristalização e a divisão entre a recuperação e a recristalização é difícil de determinar, isto porque, a recuperação desempenha um papel importante na nucleação durante a recristalização. Ambos os processos são concorrentes, visto que a força motriz para ambos é a energia armazenada do estado deformado ⁽¹⁹⁾.

A força motriz para a recristalização origina-se do aumento da densidade de deslocamentos e da concentração de defeitos pontuais gerados pelo processo de deformação e armazenados no material deformado ^(19,50,51). Deste modo, o grau de deformação implica diretamente nas etapas de recuperação e recristalização. Os núcleos são formados em

regiões de alta energia armazenada, tais como regiões adjacentes aos contornos de alto ângulo, bandas de cisalhamento e nas interfaces precipitados/matriz. Cahn ⁽⁵²⁾ relata que os núcleos não são formados durante o recozimento, estes já estão presentes no material deformado. Rios *et al.* ⁽⁵⁰⁾ cita que a estrutura de deformação com alto gradiente de orientação, alta energia armazenada, constitui o núcleo deformado.

A Figura 6:3 apresenta evidências dos mecanismos de recristalização envolvidos no aço estudado após 90 % de redução a frio. A partir do mapa de orientação, nota-se que algumas regiões dos contornos de alto ângulo presentes antes da deformação moveram no sentido do grão com orientação $\langle 111 \rangle // D.N$, conforme indicado pelas setas. Além desse mecanismo, observaram-se vários núcleos formados na região central que podem ter sido desenvolvidos pelo crescimento ou coalescência de subgrãos.

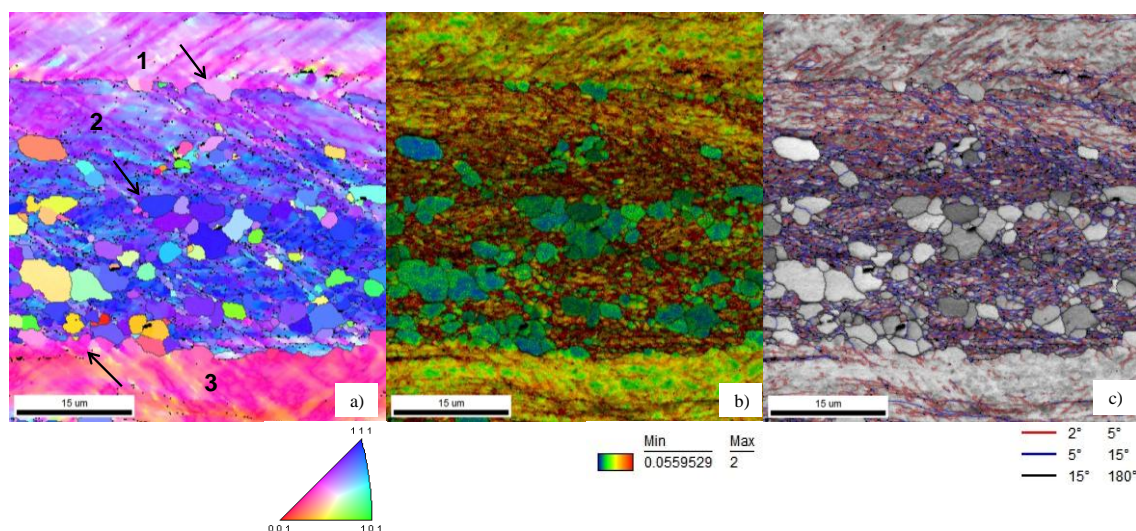


Figura 6:3: Mecanismo de recristalização observado na amostra 6GBF-90%ILF recozida até 800 °C. a) Mapa de orientação; b) Mapa de IQ com KAM (2°vizinho); c) Mapa de IQ com contorno de grão.

O mecanismo de recristalização por migração de contorno de alto ângulo pré-existente ocorre pelo abaulamento de uma parte do contorno de alto ângulo. A migração do contorno ocorre a partir de um grão de menor energia armazenada para outro grão com maior energia armazenada. Outro fato importante é que a orientação do novo grão será similar ao grão deformado do qual este foi originado. A energia armazenada após a

deformação pode ser relacionada com a diferença de orientação local presente no grão ou entre os dois grãos deformados separados pelo contorno de alto ângulo. A partir do mapa com KAM, observa-se que os grãos 1 e 3 apresentam uma menor energia armazenada em relação ao grão 2, ou seja, uma diferença de orientação local menor. Assim, a migração do contorno ocorrerá no sentido do grão 2. A região dentro do abaulamento apresenta uma baixa diferença de orientação local, similar aos grãos recristalizados no interior do grão recuperado. A orientação cristalográfica presente nos novos grãos, formados em cada região de abaulamento, é semelhante ao grão de origem. Assim, estas evidências demonstram que o mecanismo de migração de contornos de alto ângulo pré-existente pode ocorrer nos AIFs. Destaca-se que relatos na literatura indicam que o mecanismo de abaulamento ocorre para menores valores de deformação ⁽⁵³⁾. No entanto, esse mecanismo foi observado nesta pesquisa para uma redução de 90%.

A orientação cristalográfica afeta diretamente a etapa de recristalização dos AIFs. A mudança microestrutural começa em regiões de alta energia armazenada, incluindo grãos com heterogeneidades de deformação e regiões próximas aos contornos de grão de alto ângulo. A Figura 5:63 ilustrou núcleos formados em um grão $\{110\} \langle 011 \rangle$ recuperado de alto fator de Taylor. O fator de Taylor pode ser comparado/escalado com a energia armazenada na deformação. O estágio observado na Figura 5:63 evidenciou o efeito da orientação cristalográfica na formação do núcleo recristalizado, visto que essa amostra era constituída predominantemente por regiões recuperadas. A quantidade de energia armazenada durante a deformação difere de grão para grão. Estudos relatam que grãos com orientações pertencentes à fibra γ armazenam mais energia que os grãos $\{112\}\langle 110 \rangle$ e $\{001\}\langle 110 \rangle$ pertencentes à fibra α . Além disso, os grãos com orientação $\{110\} \langle 011 \rangle$ exibem valores para a energia armazenada superiores aos valores para outras orientações da fibra α ⁽¹⁹⁾. Portanto, essa evidência dos grãos recristalizados ilustra o efeito da orientação/energia armazenada na nucleação dos grãos recristalizados na microestrutura deformada.

6.3. Influência do Diâmetro de Grão e Textura Inicial na Textura de Deformação

A textura de deformação após a primeira laminação foi constituída principalmente pela fibra α e fibra γ . O acréscimo do nível de redução a frio aumentou a fração da fibra α na região da superfície e na região central em ambas as condições iniciais. Já a fibra γ foi mais desenvolvida na região próxima à superfície em todas as amostras, Figura 5:28 e Figura 5:29.

As amostras com granulação mais grosseira apresentaram após a deformação uma fibra α mais intensa na região central, independente do grau de deformação a frio, exceto para a amostra proveniente da BQ de 3 mm. Já na região da superfície esta tendência não foi evidente. Por outro lado, a fibra γ foi desenvolvida com uma intensidade menor e o pico ocorreu na componente $\{111\}\langle 011 \rangle$ para quase todas as reduções. Ressalte-se que esta tendência foi observada somente para as amostras após a primeira redução.

As bobinas laminadas a quente apresentaram na superfície grãos menores em relação ao centro da espessura com predominância da orientação $\{110\} // P.C.$ Após a deformação, a fibra α foi desenvolvida na região da superfície em todas as amostras com intensidades semelhantes. A maior diferença no tamanho de grão entre as BQs ocorreu nas amostras oriundas das 6BQs. No entanto, a textura de deformação desenvolvida foi semelhante nessas amostras. Assim, os resultados indicam que o fator textura inicial afetou o desenvolvimento da textura de deformação. Durante a deformação, componente Goss $\{011\} \langle 001 \rangle$, predominante na região da superfície, pode girar para a componente $\{001\} \langle 110 \rangle$ da fibra α ou para a componente $\{111\} \langle 112 \rangle$ da fibra γ ⁽¹⁴⁾. Deste modo, essas mudanças na orientação cristalográfica promovem a eliminação da textura de cisalhamento no estado deformado e o fortalecimento da fibra α e fibra γ .

Na região central, os grãos eram mais grosseiros e a fibra α mais intensa nas BQs iniciais. Após a deformação, as amostras provenientes das GBQs mantiveram a fração da fibra α superior à das amostras oriundas das FBQs, exceto a BQ de 3 mm, com máximo $f(g)$ na componente $\{001\} \langle 110 \rangle$ em quase todas as análises. Além disso, a

componente $\{111\} \langle 110 \rangle$ da fibra γ também foi desenvolvida. A principal diferença entre as amostras provenientes das BQs de 3 mm, em termos de textura, foi que a amostra 3FBQ apresentou a fração da fibra θ superior à da amostra 3GBQ. Inagaki ⁽²⁸⁾ relata o desenvolvimento da fibra γ e/ou α pela rotação ao longo dos seguintes caminhos: A: $\{001\} \langle 100 \rangle - \{001\} \langle 011 \rangle - \{112\} \langle 110 \rangle - \{223\} \langle 110 \rangle$ ou B: $\{110\} \langle 001 \rangle - \{554\} \langle 225 \rangle - \{111\} \langle 112 \rangle - \{111\} \langle 110 \rangle - \{223\} \langle 110 \rangle$. Destaca-se que em ambos os caminhos a textura final é a componente $\{223\} \langle 110 \rangle$. Assim, essas mudanças na orientação contribuem para o aumento da fibra α .

Segundo Raabe e Lücke ⁽¹⁴⁾ uma alta intensidade da fibra α após a deformação é herdada da bobina laminada a quente e a maior intensidade na região central é devido à forte textura inicial. De acordo com Ray *et al.* ⁽⁴⁶⁾ o aumento da componente $\{001\} \langle 110 \rangle$ com a deformação ocorre devido à estabilidade desta orientação em aços extra baixo carbono com adição de Nb e Ti. Além disso, Raabe e Lücke ⁽¹⁴⁾ relataram que o desenvolvimento da textura na laminação a frio é dependente da textura inicial da bobina laminada a quente. No entanto, os resultados destas pesquisas evidenciaram que o desenvolvimento da textura de deformação é influenciado também pelo percentual de redução a frio.

A influência da textura inicial na textura de deformação também ser notada a partir dos resultados obtidos após a segunda laminação das amostras com espessura inicial de 6 mm. A principal diferença entre a amostra 6GBQ-50%-ILFR e a amostra 6FBQ-50%-ILFR foi a textura presente na BI: a amostra 6GBQ-50%-ILFR foi constituída principalmente pela fibra α enquanto a amostra 6FBQ-50%-ILFR foi composta por fibra γ e ambas as amostras apresentaram a componente Goss desenvolvida (Figura 5:34). Ressalte-se que a diferença no diâmetro de grão entre as amostras era de aproximadamente 6 μm , não sendo este um valor pronunciado. Após a redução de 80%, a fibra α foi desenvolvida em ambas as amostras, com maior intensidade na amostra 6GBQ-80%-IILF, conforme apresentado na Figura 5:41. A máxima intensidade ocorreu nas componentes $\{001\} \langle 110 \rangle$ e $\{223\} \langle 110 \rangle$ nas amostras 6GBQ-80%-IILF e 6FBQ-80%-IILF, respectivamente. Entretanto, a fibra γ desenvolvida foi uniforme e

com intensidade maior na amostra 6FBQ-80%-IILF. Esses resultados demonstram que a presença da fibra α antes da deformação favorece a permanência desta fibra após o processo de redução a frio. Além disso, a presença da fibra γ antes da deformação foi favorável para a continuação da mesma após a deformação. Todavia, o processo de deformação favoreceu o desenvolvimento da fibra α , mesmo com a fibra γ presente antes da deformação.

Outro ponto relevante observado após a segunda laminação foi o aumento da fibra α e a redução da fibra γ com o aumento do grau de redução a frio, Figura 5:42 e Figura 5:43. A partir das FDOCs, Figura 5:39, Figura 5:40 e Figura 5:41, notou-se que a componente $\{111\} \langle 112 \rangle$ foi enfraquecida com o aumento da deformação e as componentes da fibra α (próximas a $\phi = 45^\circ$) foram fortalecidas com o aumento do grau de redução a frio. Raabe e Lücke⁽¹⁴⁾ e Hutchinson⁽²⁴⁾ reportaram o aumento da componente $\{111\} \langle 112 \rangle$ com aumento da redução até 70 % de redução por laminação a frio nos aços AIFs e aços carbono, respectivamente. Conforme Inagaki⁽²⁸⁾, durante a deformação a componente $\{111\} \langle 112 \rangle$ é instável e tende a girar para $\{111\} \langle 110 \rangle$. Contudo, os resultados após a segunda laminação, Figura 5:39, Figura 5:40 e Figura 5:41, indicam que a rotação ocorre ao longo do caminho B citado anteriormente, na sequência $\{111\} \langle 112 \rangle - \{111\} \langle 110 \rangle - \{223\} \langle 110 \rangle$.

Na pesquisa de Lee e colaboradores⁽⁴⁸⁾, citada anteriormente, em aços elétricos de grão não orientado usando uma amostra com diâmetro inicial de 150 μm e 500 μm e sem orientação preferencial não foi observado a influência do tamanho de grão inicial na textura de deformação. De acordo com os autores, a textura de deformação consistiu da fibra α e fibra γ com intensidades semelhantes. Por outro lado, Schlippenbach *et al.*⁽⁵⁴⁾ destacaram uma intensificação da fração da fibra α e em menor intensidade da fibra γ em um aço baixo carbono, com o aumento do diâmetro médio de grão inicial de 22 para 150 μm . Segundo os autores as texturas iniciais das amostras eram semelhantes antes da deformação de 80 %. Assim, a intensificação da fibra α foi atribuída a influência do diâmetro de grão na textura de deformação.

Diferentemente, um estudo realizado por Park *et al.*⁽⁵⁵⁾ sobre o efeito do diâmetro de grão inicial na textura de deformação em aço elétrico de grão não orientado apontou um efeito significativo da textura inicial na textura de deformação. Nesta pesquisa, amostras com diâmetro médio de grão de 115 μm e 460 μm foram laminadas com uma redução de 75 % e a textura foi determinada por DRX em 1/8 da espessura. Conforme os autores, a textura desenvolvida na amostra com grão fino foi constituída pela parcial fibra α e completa fibra γ , com as intensidades similares. Já a amostra com grão grosseiro apresentou uma alta intensidade na componente $\{111\}\langle 112 \rangle$ e fraca intensidade nas componentes $\{001\}\langle 110 \rangle$, $\{112\}\langle 110 \rangle$ e $\{111\}\langle 110 \rangle$ em relação à amostra originada de grão fino. Essa diferença no resultado foi considerada com uma consequência da textura inicial presente na bobina laminada a quente. Todavia, a textura inicial não foi apresentada no estudo.

Pedrosa *et al.*⁽⁵⁶⁾ investigaram o efeito do recozimento inicial da bobina laminada a quente de um aço elétrico de grão não orientado com 3,4 % Si. Neste estudo foi realizado um recozimento inicial, que proporcionou uma homogeneização da microestrutura e crescimento do grão. Após o recozimento inicial, o diâmetro de grão médio obtido na amostra foi 180 μm . Já a amostra sem recozimento tinha o diâmetro de grão de 109 μm . Adicionalmente, a introdução do recozimento também reduziu a fração das fibras α , γ e θ na amostra inicial. Ambas as amostras foram laminadas a frio com uma redução em torno de 70 %. Conforme relatado pelos autores, a amostra com diâmetro inicial de 180 μm apresentou a fração das fibras α e θ superior às frações destas fibras na amostra com diâmetro inicial de 109 μm . No entanto, a fração da fibra γ foi superior na amostra deformada proveniente da amostra com diâmetro inicial de 109 μm .

A restrição imposta à deformação plástica pelo contorno de grão difere em função do diâmetro de grão inicial, conseqüentemente pode afetar a mudança de orientação dos grãos. Durante a deformação, a rotação ocorre mais facilmente em grãos com granulação grosseira. Relatos na literatura indicam que os grãos grosseiros possuem uma tendência de deformar heterogeneamente, enquanto os grãos finos tendem a deformar homogeneamente e a restrição do contorno é muito mais intensa^(28,30). De

acordo com Inagaki ⁽²⁸⁾, o efeito do tamanho de grão não é devido unicamente ao valor do diâmetro de grão e a textura inicial deve ser considerada no desenvolvimento da textura de deformação.

6.4. Efeito da Textura e Diâmetro de Grão Inicial na Textura de Recristalização

A Figura 6:4 ilustra o efeito do diâmetro médio de grão inicial e da redução a frio na fração da fibra α e γ . O aumento do diâmetro médio de grão nas BQs proporcionou uma redução na fração da fibra α e γ em quase todas as amostras após a recristalização. Destaca-se que para a redução de 60 % nas amostras oriundas das BQs de 3 e 4 mm, a diferença na fração da fibra α e γ foi muito pequena. De forma evidente, o aumento no percentual de redução, para o mesmo diâmetro de grão, favoreceu o aumento na fração da fibra γ . As condições de redução de 85 % e diâmetro inicial de 40 μm e 90 % e diâmetro de grão de 50 μm apresentaram uma fração da fibra γ superior a 50 %.

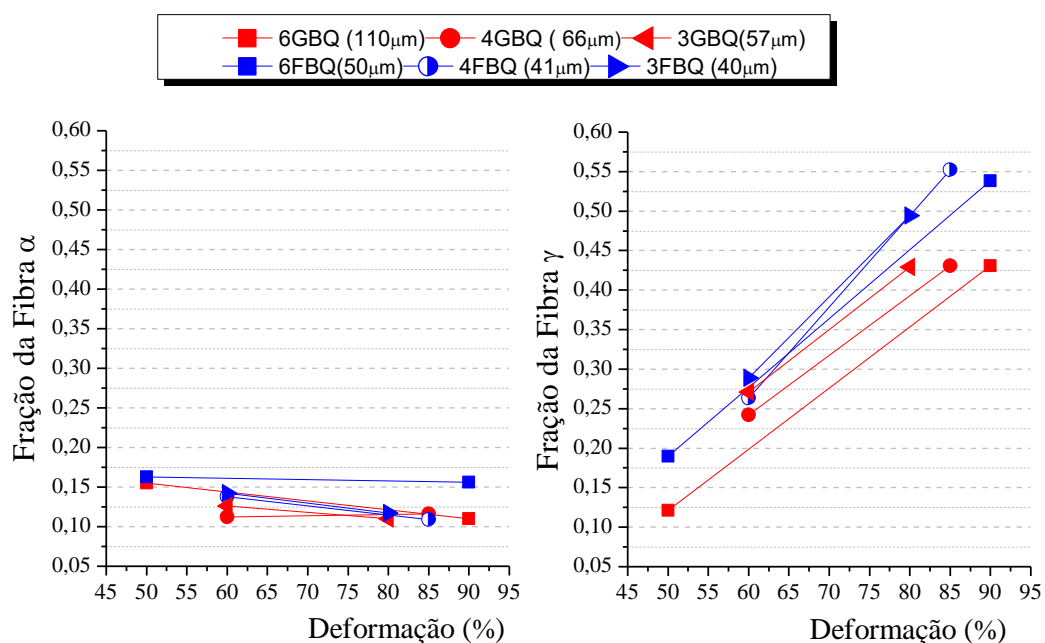


Figura 6:4: Variação da fração da fibra α e da fração da fibra γ com a deformação para os dois diâmetros de grão iniciais.

O diâmetro de grão antes da deformação influenciou a formação da textura de recristalização. A literatura relata que grãos com orientação da fibra γ nucleiam em

regiões adjacentes aos contornos de alto ângulo. De acordo com Inagaki⁽²⁸⁾, a nucleação da fibra γ não ocorre em monocristais, uma vez que é relacionada com a presença dos contornos dos grãos. Portanto, o refino de grão antes da deformação é favorável ao desenvolvimento da fibra γ durante a recristalização.

O percentual de redução a frio apresentou um maior efeito na fração da fibra γ em relação ao diâmetro de grão inicial. Maruma *et al.*⁽²⁶⁾ relatam que o aumento da deformação favorece o desenvolvimento de regiões com deformação não uniforme que atuam como sítios para nucleação dos grãos com orientações da fibra γ . A combinação de um grão fino e alto percentual de redução é favorável para o desenvolvimento de uma intensa fibra γ na textura de recristalização. Entretanto, a principal componente desenvolvida com a redução do diâmetro inicial e o aumento da redução a frio foi a componente $\{111\}\langle 112 \rangle$.

A textura de recristalização desenvolvida na etapa de recozimento depende da textura de deformação presente antes do recozimento. O aumento do nível de deformação proporcionou um acréscimo na intensidade da componente $\{111\}\langle 110 \rangle$ em quase todas as amostras deformadas. A literatura relata que os grãos com orientação $\{111\}\langle 112 \rangle$ nucleiam dentro dos grãos recuperados com orientação $\{111\}\langle 110 \rangle$ e $\{112\}\langle 110 \rangle$. Além disso, Barnett e Kestens⁽⁵⁷⁾ relataram um alto número de grãos recristalizados com orientação $\{111\}\langle 112 \rangle$ localizados nos contornos que separam os grãos com orientação $\{111\}\langle uvw \rangle$ e $\{hkl\}\langle 110 \rangle$. Assim, uma alta intensidade das componentes $\{111\}\langle 110 \rangle$ e $\{112\}\langle 110 \rangle$ na textura de deformação favorece a formação da componente $\{111\}\langle 112 \rangle$ durante o recozimento. Gao e colaboradores⁽³⁹⁾ citaram que uma textura fraca após a laminação a frio é desfavorável para intensificar a textura de recristalização.

Diferentemente dos relatos na literatura, observou-se a nucleação de grãos com orientações pertencentes à fibra γ em um grão com orientação $\{001\}\langle P.C \rangle$ recuperado na amostra 6FBQ-90%ILF recozida até as temperaturas de 750 °C e 800 °C, Figura 5:65 e Figura 5:66. De acordo com Raabe *et al.*⁽⁵⁸⁾ grãos com orientação $\{001\}\langle 110 \rangle$ apresentam baixa energia armazenada, deste modo estes grãos exibem pouca tendência

de formar núcleos durante a recristalização. Além disso, Sinclair *et al.*⁽²⁷⁾ relataram que os grãos com orientação $\{001\}\langle 110 \rangle$ são eliminados no final da transição da microestrutura de deformada para recristalizada devido a baixa energia acumulada da deformação. Os núcleos com orientações da fibra γ observados nas amostras parcialmente recristalizadas se desenvolveram em regiões com orientações também da fibra γ que se formaram durante a deformação dentro dos grãos $\{001\}\langle P.C \rangle$ deformados, Figura 5:14.

Um estudo realizado por Paolinelli *et al.*⁽⁴⁹⁾ em um aço silício de grão não orientado com 3%Si investigou o efeito do tamanho de grão inicial da bobina laminada a quente na textura de recristalização após uma redução a frio em torno de 80 %. O diâmetro de grão inicial da BQ variou de 177 μm a 205 μm . Segundo os autores, o aumento do diâmetro de grão inicial da BQ produziu uma redução na fração da fibra γ e um aumento na fibra η . Destaca-se que a textura desenvolvida após a recristalização para este aço é ideal para as aplicações às quais ele é destinado. É importante mencionar que para este estudo, notou-se a mesma tendência, observada pelos os autores citados, para um intervalo de diâmetro de grão de 50 a 110 μm . Contudo, para os AIFs o objetivo é maximizar a fração da fibra γ .

A influência do diâmetro de grão inicial na fibra $\{110\}\langle P.C \rangle$ ocorreu de forma oposta a fibra γ , conforme ilustrado na Figura 6:5. Observou um aumento na fração dos grãos com orientação $\{110\}\langle P.C \rangle$ com o aumento do diâmetro de grão inicial e principalmente para as menores reduções. Para as reduções de 80, 85 e 90 %, os valores obtidos das frações foram pequenos. A fibra θ não foi afetada com a variação do diâmetro inicial das BQs, quando comparada com a fibra $\{110\}\langle P.C \rangle$. No entanto, o efeito da redução foi pronunciado nas amostras provenientes da BQ de 6 mm.

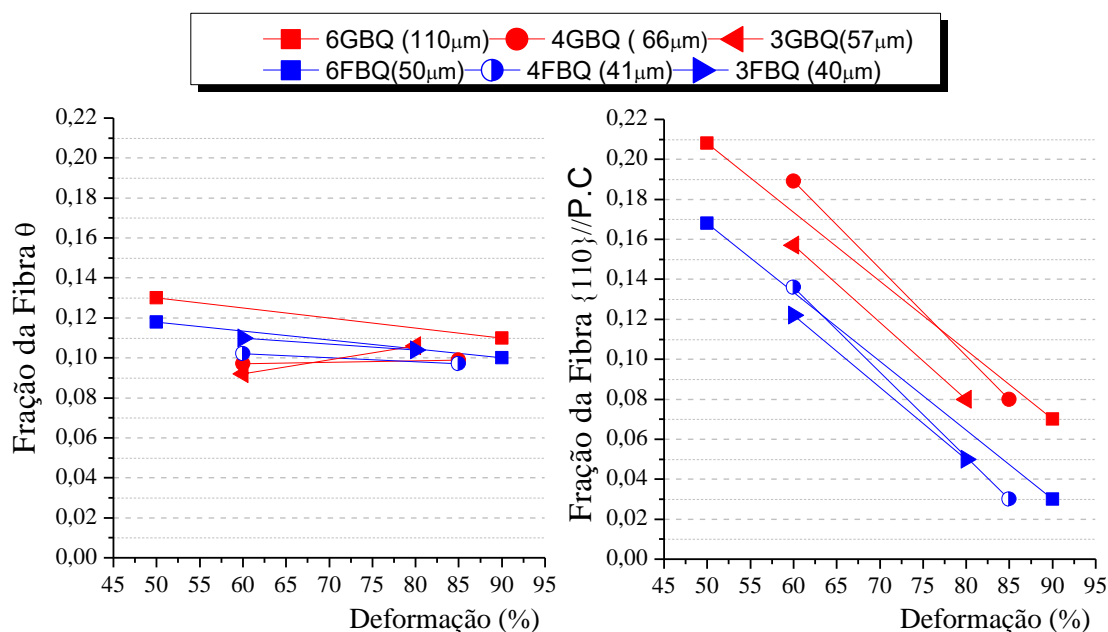


Figura 6:5: Variação da fração da fibra θ e da fibra $\{110\} // P.C$ com a deformação para os dois diâmetros de grão iniciais.

Os grãos pertencentes a fibra $\{110\} // P.C$ que se desenvolvem durante a recristalização nos AIFs geralmente são grãos com orientação $\{011\} \langle 100 \rangle$, Goss, e orientação $\{011\} \langle 112 \rangle$. A literatura relata que os grãos mais grosseiros tendem a desenvolver bandas de cisalhamento, particularmente concentradas em grãos com orientação $\{111\} \langle 112 \rangle$ ⁽⁴⁹⁾. Durante o recozimento, essas bandas de cisalhamento são locais preferenciais para a nucleação de grãos com orientação de Goss $\{011\} \langle 100 \rangle$. Além disso, Raabe e Lücke⁽¹⁴⁾ reportaram um aumento na fração da componente Goss $\{011\} \langle 100 \rangle$ até 70 % de redução a frio. A partir dessa deformação tem-se uma diminuição drástica na fração de Goss após a recristalização. Além disso, o aumento da fração da fibra γ e a redução da fração da fibra $\{110\} // P.C$ com a redução do tamanho de grão inicial obtido neste estudo estão em concordância com os resultados reportados por Ray *et al.*⁽⁴⁶⁾ para aços carbono.

O percentual de deformação também exerceu um efeito evidente na fração da fibra $\{110\} // P.C$ e em menor proporção na fibra θ , conforme apresentado na Figura 6:5. De acordo com Ray *et al.*⁽⁴⁶⁾ existem evidências que os grãos com orientação $\{001\} \langle 110 \rangle$ se formam em bandas de cisalhamento. Estudos relatam que os grãos com orientação $\{111\} \langle uvw \rangle$ e $\{110\} \langle uvw \rangle$ nucleiam mais rapidamente que os grãos

com orientação $\{100\} \langle uvw \rangle$ ^(23,28). No entanto, a frequência dos grãos $\{111\} \langle uvw \rangle$ é superior à dos grãos com orientação $\{110\} \langle uvw \rangle$ e $\{100\} \langle uvw \rangle$. Assim, a textura de recristalização é predominantemente formada pelos grãos originados de núcleos que se formam primeiro e em maior quantidade.

Raabe e Lücke ⁽¹⁴⁾ relataram que o desenvolvimento da componente Goss nos AIFs é estreitamente relacionado com a componente $\{111\} \langle 112 \rangle$ presente na textura de laminação. Adicionalmente, Dafé *et al.* ⁽⁴⁵⁾ demonstraram a tendência de formação de bandas de cisalhamento com o aumento da redução a frio. A partir dos resultados obtidos da textura de deformação, Figura 5:22 a Figura 5:27, não ficou evidenciado um incremento significativo na componente $\{111\} \langle 112 \rangle$ para baixas reduções. Desta forma, o desenvolvimento mais intenso da componente $\{110\} \langle 001 \rangle$ Goss é diretamente relacionado à taxa de nucleação durante a recristalização. A taxa de nucleação aumenta com o acréscimo da deformação a frio devido a quantidade de energia armazenada durante a deformação ^(19,30). Assim, para a menor redução e conseqüentemente menor taxa de nucleação, os núcleos com orientação de Goss têm chance de se desenvolver à custa dos grãos deformados na recristalização.

Uma pesquisa realizada por Park *et al.* ⁽⁵⁹⁾ em um aço elétrico de grão não orientado com 2% Si demonstrou o efeito do diâmetro de grão inicial antes da deformação na textura de recristalização. Amostras com diâmetro de 115 μm e 40 μm foram laminadas a frio para uma redução de 75 %. Após a laminação as amostras foram recozidas com taxas de aquecimento de 0,08 $^{\circ}\text{C/s}$, 10 $^{\circ}\text{C/s}$ e 30 $^{\circ}\text{C/s}$. Conforme os autores, as amostras recozidas originadas da amostra com diâmetro de 115 μm apresentaram a textura de recristalização composta pela fibra γ e a componente Goss independente da taxa de aquecimento utilizada. Por outro lado, as amostras provenientes da amostra com 40 μm apresentaram a fibra γ , principalmente a componente $\{111\} \langle 112 \rangle$. Os autores relatam que a diferença na textura de recristalização ocorreu devido a presença de bandas de cisalhamento na amostra deformada. As bandas de cisalhamento tendem a se formar em materiais com grãos grosseiros antes da deformação. Assim, a textura de recristalização desenvolvida a partir de amostras com grãos finos antes da deformação é menos influenciada pela orientação dos grãos formados nas bandas de cisalhamento.

Outro ponto relevante é que a textura inicial, isto é, antes do processo de deformação, exerce um efeito na textura de recristalização. As amostras obtidas após a segunda redução e recozimento originadas das 6BQs, Figura 5:52 c e d, fornecem evidências da influência da textura inicial. Considerando que as amostras de partida foram as bobinas intermediárias, Figura 5:34, com uma diferença de aproximadamente 6 μm no diâmetro de grão, a principal diferença entre as amostras iniciais foi a textura presente nas BIs, na amostra 6GBQ-50%-ILFR a textura foi constituída principalmente pela de fibra α enquanto na amostra 6FBQ-50%-ILFR foi composta por fibra γ . A textura de recristalização desenvolvida após a redução de 80 % e recozimento, Figura 5:52 c e d, foi constituída principalmente pela fibra γ em ambas as amostras. A componente $\{111\} \langle 112 \rangle$ foi mais intensa na amostra oriunda da BI com fibra γ antes da deformação.

A formação da textura de recristalização é relacionada com a textura de deformação. A fibra γ foi intensificada na textura de deformação quando a textura da BI era constituída principalmente pela fibra γ . Por outro lado, a fibra α foi mais intensa após deformação quando a textura inicial da BI foi constituída também pela fibra α . Esta diferença na textura de deformação contribuiu para a variação na textura de recristalização. Conforme Wang *et al.*⁽⁶⁰⁾ uma intensa fibra γ na textura de deformação é favorável para obter uma fibra γ ideal, enquanto a combinação de pronunciada fibra α e fraca fibra γ favorece o desenvolvimento de uma fibra γ heterogênea após a recristalização.

6.5. Efeito da Deformação e Diâmetro de Grão Inicial nas Propriedades Mecânicas

As propriedades mecânicas (limite de escoamento, limite de resistência, alongamento uniforme e total) foram determinadas nas amostras com e sem recozimento intermediário e espessura final de 0,6 mm. A pouca variação, no limite de escoamento e limite de resistência com a redução do diâmetro de grão inicial é negligenciável. A inserção do recozimento intermediário acarretou uma pequena tendência de redução nas propriedades mencionadas. Todavia, o alongamento uniforme e o alongamento total

também não foram afetados. Estes resultados são reflexos do diâmetro médio de grão recristalizado que também não variou muito com o diâmetro de grão inicial e com a inserção do recozimento intermediário. A textura cristalográfica obtida após o recozimento de todas as amostras foi compreendida principalmente pela fibra γ . De acordo com Ray *et al.*⁽⁴⁶⁾ as componentes $\{111\}\langle 110 \rangle$, $\{111\}\langle 112 \rangle$ e $\{554\}\langle 225 \rangle$ influenciam pouco o limite de escoamento em função do ângulo θ em relação a direção de laminação. Todavia, uma pronunciada diferença nas propriedades não foi notada devido aos valores próximos do tamanho de grão e textura cristalográfica semelhante após o recozimento final.

6.6. Efeito da Deformação e Diâmetro de Grão Inicial no Coeficiente de Anisotropia Normal Médio e no Coeficiente de Anisotropia Planar

A variação dos coeficientes \bar{r} e Δr com o grau de deformação e com o diâmetro médio de grão inicial é apresentada na Figura 6:6. O valor de \bar{r} apresentou um leve aumento com o aumento da redução nas amostras oriundas das FBQs. Já nas amostras oriundas das GBQs, observou-se uma queda do valor \bar{r} para a redução 90 %. Além disso, as amostras oriundas das FBQs apresentaram os valores de \bar{r} superiores em relação às amostras provenientes das GBQs. Este leve aumento nas amostras oriundas das FBQs ocorreu em decorrência do aumento da fração da fibra γ e a redução da fibra θ . Para as amostras oriundas das GBQs, a fração da fibra γ apresentou pouca variação com o aumento da deformação. No entanto, a queda do valor de \bar{r} na amostra com 90 % foi ocasionada pela presença da alta fração da fibra θ , Tabela 5:4. Estes resultados estão em concordância com os resultados da pesquisa realizada por Senuma e Hashimoto⁽³²⁾ em um aço extra baixo carbono.

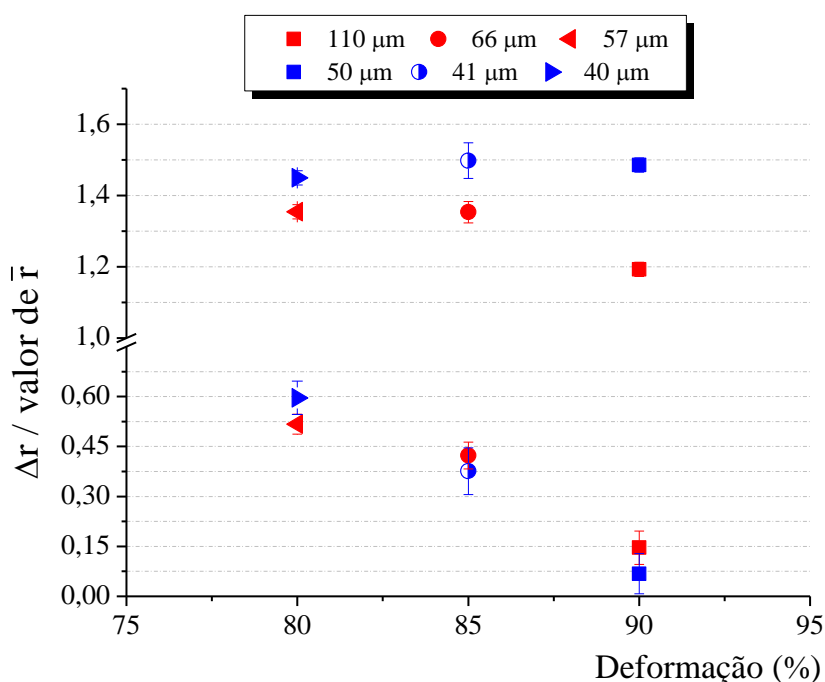


Figura 6:6: Variação do coeficiente de anisotropia normal médio e do coeficiente de anisotropia com o grau de deformação e com o diâmetro de grão inicial.

Os valores de Δr apresentaram uma tendência de redução com o grau de deformação para todos os tamanhos de grão. De acordo com Ray *et al.* ⁽⁴⁶⁾ e Hamada *et al.* ⁽⁶¹⁾, a presença das componentes $\{111\} \langle 011 \rangle$ e $\{111\} \langle 112 \rangle$ acarretam valores absolutos baixos de Δr , enquanto os valores absolutos de Δr relacionados à presença das componentes $\{100\} \langle 011 \rangle$, $\{112\} \langle 011 \rangle$, $\{001\} \langle 010 \rangle$ e $\{110\} \langle 011 \rangle$ são mais elevados. Dentre estas componentes, a componente Goss produz um elevado valor de Δr . A partir da Tabela 5:4, nota-se que a fibra γ , cujas componentes acarretam baixos valores de Δr , foi predominante e as componentes associadas a valores mais elevados de Δr foram reduzidas com o aumento da deformação. Esta redução da componente Goss com o aumento da deformação está em concordância com os resultados apresentados na pesquisa de Raabe e Lücke ⁽¹⁴⁾.

Estudos indicam que o valor de \bar{r} é aumentado acentuadamente com a presença da fibra γ e a presença da fibra θ causa uma redução no valor de \bar{r} ^(11,15). A redução do diâmetro médio de grão nas amostras iniciais foi favorável para desenvolver uma fibra γ mais intensa após a recristalização, Figura 6:4. Além disso, o tamanho de grão não

influenciou a fibra θ , Figura 6:5. Assim, a melhora do valor de \bar{r} foi ocasionada principalmente pelo aumento da fibra γ .

Hutchinson (1990) *apud* Ray *et al.* ⁽⁴⁶⁾ relatou o efeito do diâmetro de grão inicial e da deformação no valor de \bar{r} e Δr para aços baixo carbono. A faixa de diâmetro de grão investigada foi de 13 a 94 μm . Os autores relatam que o aumento do diâmetro médio de grão inicial produz uma redução no valor de \bar{r} para o mesmo percentual de redução a frio. O aumento no valor de \bar{r} com o percentual de deformação foi mais pronunciado para as amostras com o diâmetro médio de grão inicial na faixa de 10 a 20 μm .

6.7. Efeito da Inserção do Recozimento Intermediário no Coeficiente de Anisotropia Normal Médio e no Coeficiente de Anisotropia Planar

As amostras com recozimento intermediário apresentaram os valores de \bar{r} superiores aos das amostras com redução direta independente da condição inicial das BQs. Esse aumento foi principalmente gerado pelo aumento do coeficiente r_{90} . Como consequência, as amostras com recozimento intermediário também exibiram os valores de Δr superiores aos das amostras com redução direta, Tabela 5:8.

O aumento do valor de \bar{r} obtido nas amostras com recozimento intermediário ocorreu devido a redução da fibra θ , Tabela 5:4. As amostras processadas com recozimento intermediário apresentaram as frações da fibra γ inferiores das amostras com redução direta, exceto as amostras 6GBQ-80%IILFR e 6FBQ-80%IILFR. Entretanto, a fibra γ desenvolvida foi mais uniforme e a textura mais homogênea ao longo da espessura nas amostras processadas com o recozimento intermediário. A Figura 6:7 ilustra a diferença na intensidade das componentes da fibra γ a partir do diagrama de fibra para as amostras originadas da BQ de 3 mm. Observa-se que a componente $\{111\} \langle 110 \rangle$ é levemente mais intensa nas amostras com recozimento intermediário. Ray *et al.* ⁽⁴⁶⁾, relataram que intensidades semelhantes das componentes $\{111\} \langle 110 \rangle$ e $\{111\} \langle 112 \rangle$ promovem a ausência de orelhas. O aumento do valor de Δr ocorreu devido ao aumento

pronunciado do r_{90} nas amostras processadas com recozimento intermediário, Tabela 5:8.

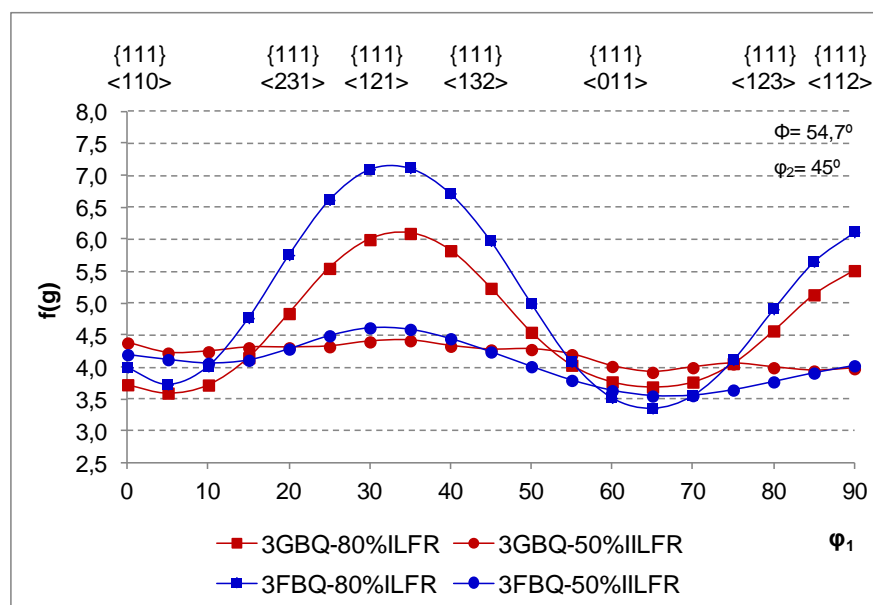


Figura 6:7: Diagrama da fibra γ para as amostras com recozimento intermediário e redução direta.

A variação do coeficiente de anisotropia normal médio com a razão entre a fibra γ e a fibra θ para as amostras processadas com e sem recozimento intermediário é ilustrada na Figura 6:8. A partir da Figura 6:8 notou-se uma tendência de aumento do valor de \bar{r} com o aumento da razão entre as fibras γ e θ . As amostras provenientes da GBQs e processadas com recozimento intermediário apresentaram uma diferença na razão γ/θ e valores de \bar{r} semelhantes, conforme ilustrado na Figura 6:8. Nessas amostras, o aumento do valor de \bar{r} para valores baixos da razão γ/θ foi decorrente do aumento pronunciado do valor de r_{90} , Tabela 5:8. Esse aumento do coeficiente r_{90} ocorreu devido ao aumento na fração da componente Goss e da componente $\{111\} \langle 110 \rangle$ nas amostras processadas com recozimento intermediário, Tabela 5:4 e Figura 6:7. Este resultado está de acordo com o resultados obtidos por simulação em pesquisa realizada por Ray *et al.*⁽⁴⁶⁾. Neste trabalho mostrou-se que a componente Goss contribui para um alto valor do coeficiente de anisotropia a 90° da direção de laminação e também para altos valores de Δr .

Na Figura 6:8 destaca-se outro aspecto importante: o mesmo valor da razão γ/θ , em torno de 4, e os coeficientes de anisotropia normal médio notavelmente diferentes, sendo que um valor de $\bar{r} = 1,35$ refere-se a amostra 3GBQ-80%ILFR e um valor de $\bar{r} = 1,55$ para a amostra 4GBQ-63%IILFR. O aumento do coeficiente de anisotropia normal médio, para o mesmo valor de γ/θ , foi resultado do aumento do valor de r_{90} na amostra 4GBQ-63%IILFR, Tabela 5:8. Além disso, a amostra 4GBQ-63%IILFR apresentou frações das fibras γ e θ inferiores às da amostra 3GBQ-80%ILFR, porém a fração da componente Goss foi superior. Além disso, a microestrutura obtida na amostra 3GBQ-80%ILFR (Figura 5:44a) apresentou aglomerados de grãos com orientações semelhantes, enquanto a amostra 4GBQ-63%IILFR (Figura 5:48a) apresentou uma distribuição de grãos com orientação da fibra γ bem homogênea.

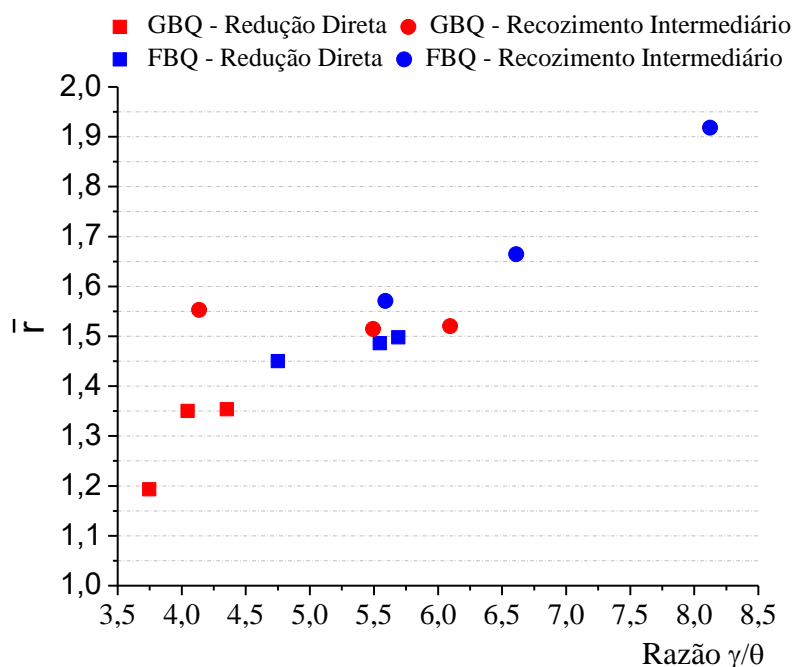


Figura 6:8: Variação do coeficiente de anisotropia normal médio com a razão entre as fibras γ e θ .

6.8. Influência da Textura Inicial no Coeficiente de Anisotropia Normal Médio e no Coeficiente de Anisotropia Planar

O efeito da textura inicial no valor de \bar{r} é demonstrado a partir da comparação das amostras ilustradas na Figura 5:3a e b, e Figura 5:34a e b, referentes as amostras 3GBQ-

80%ILFR, 3FBQ-80%ILFR, 6GBQ-80%IILFR e 6FBQ-80%IILFR, respectivamente, todas com a redução de 80 % antes do recozimento. Dentre as amostras citadas, somente a amostra 6FBQ-80%IILFR apresentou a fibra γ na textura inicial antes da deformação de 80 % por laminação. A Figura 6:9 ilustra a variação do coeficiente de anisotropia normal com o ângulo em relação à direção de laminação e o diâmetro dos grãos antes da deformação. A amostra 6FBQ-80%IILFR apresentou os coeficientes de anisotropia normal superiores em relação aos das demais amostras. Ressalte-se que a presença da fibra γ antes da deformação foi favorável para o aumento do coeficiente de anisotropia normal nas três direções analisadas para o mesmo nível de deformação. Para as amostras com a fibra α predominante antes da deformação, 3GBQ-80%ILFR, 3FBQ-80%ILFR, 6GBQ-80%IILFR, observou-se um aumento do valor de r_{90} com a redução do diâmetro de grão inicial, de 57 μm para 40 μm . No entanto, nas direções de 0 e 45° os valores foram semelhantes.

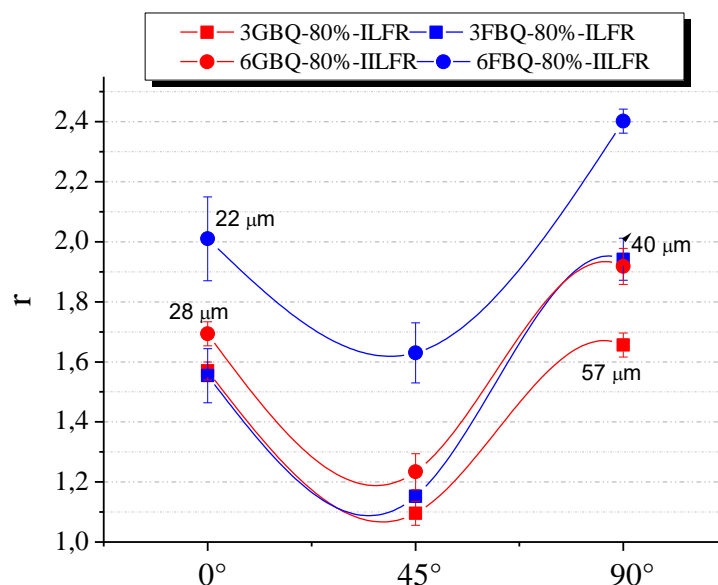


Figura 6:9: Efeito da textura inicial no coeficiente de anisotropia para as amostras com 80 % de deformação.

O efeito da textura antes da deformação no coeficiente de anisotropia normal decorre de sua influência na textura de recristalização, especificamente na fração da fibra γ e da fibra θ . As amostras 6FBQ-80%IILFR, 3FBQ-80%ILFR, 6GBQ-80%IILFR apresentaram um alto valor de r na direção de 90° em relação à direção de laminação. No entanto, a fração da componente Goss, principal responsável pelo aumento do r_{90} ,

foi bem pequena, Tabela 5:4. Assim, o aumento do valor de r_{90} pode ter ocorrido devido à alta intensidade das componentes $\{111\} \langle 110 \rangle$ e $\{554\} \langle 225 \rangle$, visto que, estas favorecem o aumento do coeficiente de anisotropia normal a 90° . Os valores de Δr não apresentaram uma variação acentuada com a textura inicial, Tabela 5:8. Este resultado é justificado pelo balanço entre as componentes $\{111\} \langle 110 \rangle$ e $\{111\} \langle 112 \rangle$ que resultam em baixos valores de Δr e a presença das componentes $\{554\} \langle 225 \rangle$ que acarretam altos valores de Δr . De modo notável, a textura inicial das amostras apresentou um maior efeito do que o diâmetro de grão inicial sobre o coeficiente de anisotropia normal.

Lee *et al.* ⁽⁹⁾ relataram em um estudo realizado com simulação e também experimental que os valores de \bar{r} e Δr são fortemente dependentes da orientação cristalográfica. Neste estudo foi destacado o efeito das orientações pertencentes à fibra α nos valores \bar{r} e Δr . Conforme os autores, as componentes $\{001\} \langle 110 \rangle$ (0° , $0^\circ, 45^\circ$) acarretam os menores valor de \bar{r} e Δr . O aumento do valor de \bar{r} ocorre com o aumento do ângulo ϕ até $\phi=50^\circ$ e baixos valores absolutos de Δr são obtidos no intervalo de $50^\circ < \phi < 60^\circ$. Todavia, os autores concluíram que a textura adequada para a estampagem dos AIFs é composta pelas componentes no intervalo de $50^\circ < \phi < 60^\circ$, que compreende as orientações da fibra γ .

Estudos relatam que o aumento da uniformidade da fibra γ e a redução da fibra θ são essenciais para se obter um aumento no valor de \bar{r} ⁽⁶²⁾. Gao *et al.* ⁽¹¹⁾ demonstraram que a uniformidade da fibra γ presente na textura de recristalização foi favorável para aumentar o valor de \bar{r} . Conforme Huh e Angler ⁽¹⁵⁾, um aumento na fração da fibra γ implica em um aumento no coeficiente de anisotropia normal médio e por consequência uma melhora na estampagem.

7. CONCLUSÕES

As principais conclusões deste estudo sobre o efeito da deformação, das características iniciais das bobinas laminadas a quente e da inserção de um recozimento intermediário na microestrutura e textura de deformação, no processo de recristalização e na microestrutura e textura de recristalização e suas correlações com as propriedades mecânicas são:

- ✓ O aumento do grau de redução proporcionou uma redução do espaçamento entre os contornos pré-existentes, um aumento na energia armazenada, um aumento da fração da fibra α na textura de deformação. Esses resultados são atribuídos ao aumento da densidade de deslocações, a restrição ao seu movimento e a deformação por laminação.
- ✓ O aumento da deformação proporcionou uma tendência de redução do diâmetro de grão recristalizado. Por outro lado, o diâmetro de grão inicial, antes da deformação, exerceu pouco efeito no diâmetro de grão recristalizado.
- ✓ A influência do diâmetro médio de grão inicial na textura de deformação não foi evidenciada claramente após o processo de laminação uma vez que a textura inicial foi o fator principal no desenvolvimento da textura após a laminação.
- ✓ Uma intensa componente $\{111\} \langle 011 \rangle$ na textura de deformação favoreceu a formação de uma intensa componente $\{111\} \langle 112 \rangle$ na textura de recristalização. Além disso, uma textura de deformação constituída de fibra γ favoreceu a intensidade da mesma fibra após a recristalização.
- ✓ A fibra γ foi intensificada e a fibra $\{110\} // P.C$ foi reduzida após a recristalização com o aumento da redução a frio e com a redução do tamanho de grão da bobina laminada a quente. No entanto, a fibra θ não foi influenciada pelo diâmetro de grão inicial. Esse resultado decorreu devido ao aumento das regiões favoráveis para a nucleação da fibra γ e a redução da tendência de formação de bandas de cisalhamento.

- ✓ O aumento da deformação promoveu um decréscimo na temperatura de recristalização devido ao aumento da energia armazenada na deformação. A evolução da recristalização ocorreu de forma similar com a variação do diâmetro de grão inicial, não sendo observada diferença na temperatura de recristalização.
- ✓ As propriedades mecânicas, limite de escoamento, limite de resistência, alongamento uniforme e alongamento total, não apresentaram uma diferença pronunciada com a redução do diâmetro de grão inicial e com o aumento do percentual de deformação no intervalo de 80 a 90 %, em consequência da pouca variação no diâmetro de grão recristalizado e da textura de recristalização.
- ✓ A granulação fina na bobina laminada a quente e o aumento do grau de redução foram favoráveis para aumentar o valor de \bar{r} devido ao aumento da fração da fibra γ . O coeficiente de anisotropia planar foi reduzido com o aumento da deformação em decorrência da redução da componente Goss.
- ✓ A inserção do recozimento intermediário promoveu o aumento do valor de \bar{r} , do Δr , a redução da fibra θ e a redução da fração da fibra γ nas amostras oriundas das bobinas laminadas a quente de 3 e 4 mm. O aumento do valor de \bar{r} ocorreu devido a redução da fibra θ , uma vez que não foi evidenciado o aumento da fibra γ . Já o aumento do Δr ocorreu devido ao aumento pronunciado valor de r_{90} .

8. CONTRIBUIÇÃO ORIGINAL DESTA TESE

A interpretação e a discussão dos resultados permitiram descrever a influência das variáveis estudadas e correlacioná-las com as propriedades mecânicas. Pesquisas que abordam o efeito do tamanho de grão na textura de deformação são poucas e com resultados contraditórios. Uma vez que a textura de deformação é fundamental no desenvolvimento da textura de recristalização, faz-se necessário o desenvolvimento de pesquisas que demonstrem a influência das variáveis na sua formação. Do ponto de vista tecnológico, o efeito do grau de deformação na fração da fibra γ , presente na recristalização, foi superior ao efeito do tamanho de grão inicial. Já a fibra θ não foi fortemente influenciada pelo tamanho de grão e deformação. Visto que estas fibras são importantes para a estampabilidade destes aços, os resultados encontrados indicaram qual a melhor condição inicial da bobina laminada a quente e a rota para se obter uma melhora no coeficiente de anisotropia normal médio.

Do ponto de vista acadêmico, o entendimento da formação da textura de recristalização a partir da textura de deformação durante o recozimento é imprescindível para avaliar a textura de recristalização final. De forma contrária aos relatos da literatura se observou a nucleação de grãos com orientação da fibra γ dentro do grão recuperado com orientação $\{001\} \langle 110 \rangle$ pertencente a fibra α e de baixa energia acumulada na deformação. Os sítios com orientação da fibra γ foram desenvolvidos no grão $\{001\} \langle 110 \rangle$ deformado. Com o recozimento, estes núcleos se desenvolveram dentro do grão $\{001\} \langle 110 \rangle$ recuperado.

9. RELEVÂNCIA DOS RESULTADOS

A utilização dos aços inoxidáveis ferríticos em novos produtos depende do comportamento mecânico e das propriedades requeridas. Assim, o conhecimento do efeito das variáveis envolvidas na produção torna-se imprescindível no desenvolvimento tecnológico dos aços. A investigação do efeito do grau de redução e das características iniciais na microestrutura, textura, recristalização e propriedades mecânicas demonstraram a influência de cada variável durante os processos termomecânicos de um aço inoxidável ferrítico estabilizado ao nióbio, tipo ASTM 430. A análise e discussão dos resultados permitiram demonstrar a importância e compreender a influência destas variáveis na evolução da microestrutura e textura, e prever seus efeitos nas propriedades mecânicas.

10. SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

Investigar o início da recristalização por EBSD e MET para temperaturas de interrupção inferiores a 750 °C no recozimento contínuo para as amostras com diâmetro inicial superior aos estudados neste projeto.

Estudar a evolução da textura de recristalização a partir de amostras deformadas originadas de bobinas laminadas a quente com a fibra γ predominante. Realizar as interrupções com intervalos na temperatura inferiores a 50 °C.

Avaliar as heterogeneidades de deformação e a subdivisão dos grãos nas amostras deformadas por laminação usando a técnica de EBSD e MET para baixas reduções.

Investigar a região deformada em torno dos precipitados com o aumento do grau de deformação por meio das técnicas de EBSD e MET.

11. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

1. Pickering FB. Physical metallurgy of stainless steel developments. *Int Met Rev.* 1976;227–68.
2. Siqueira RP, Sandim HRZ, Oliveira TR. Texture evolution in Nb-containing ferritic stainless steels during secondary recrystallization. *Mater Sci Eng A.* 2008;497(1–2):216–23.
3. Siqueira RP de. Efeitos de orientação na recristalização do aço inoxidável ferrítico AISI 430 com grãos grosseiros e estabilizado ao nióbio. 2010.
4. Lo KH, Shek CH, Lai JKL. Recent developments in stainless steels. 2009;65:39–104.
5. Du W, Jiang LZ, Sun QS, Liu ZY, Zhang X. Microstructure, texture, and formability of Nb+Ti stabilized high purity ferritic stainless Steel. *J Iron Steel Res Int.* 2010;17(6):47–52.
6. Malfliet A, Momprou F, Chassagne F, Mithieux JD, Blanpain B, Wollants P. Precipitation in Nb-stabilized ferritic stainless steel investigated with in-situ and ex-situ transmission electron microscopy. *Metall Mater Trans A Phys Metall Mater Sci.* 2011;42(11):3333–43.
7. Yan H, Bi H, Li X, Xu Z. Microstructure and texture of Nb + Ti stabilized ferritic stainless steel. *Mater Charact.* 2008;59(12):1741–6.
8. You Xiang-mi, Jiang Zhou-hua, LI Hua-bing. Ultra-pure ferritic stainless steel – grade, refining operation, and applications. *Iron Steel.* 2007;14(4):24.
9. Lee KM, Huh MY, Park S, Engler O. Effect of texture components on the lankford parameters in ferritic stainless steel sheets. *ISIJ Int.* 2012;52(3):522–9.
10. Tomita M, Inaguma T, Sakamoto H, Ushioda K. Development of recrystallization texture in severely cold-rolled pure iron. *ISIJ Int.* 2016;56(4):693–9.
11. Gao F, Liu Z, Liu H, Wang G. Texture evolution and formability under different hot rolling conditions in ultra purified 17%Cr ferritic stainless steels. *Mater Charact.* 2013;75:93–100.
12. Rodrigues DG. Influência da taxa de aquecimento do tratamento térmico final na microestrutura e textura do aço inoxidável ferrítico AISI 430 estabilizado ao nióbio. Universidade Federal de Minas Gerais; 2013.
13. Raabe D. On the influence of the chromium content on the evolution of rolling textures in ferritic stainless steels. *J Mater Sci.* 1996;31:3839–45.
14. Raabe D, Lücke K. Textures of ferritic stainless steels. Vol. 9, *Materials Science and Technology.* 1993. p. 302–12.
15. Huh MY, Engler O. Effect of intermediate annealing on texture, formability and ridging of 17%Cr ferritic stainless steel sheet. *Mater Sci Eng A.* 2001;308:74–87.
16. Liu H, Liu Z, Wang G. Texture development and formability of strip cast 17 % Cr ferritic stainless steel. *ISIJ Int.* 2009;49(6):890–6.
17. Raabe D, Lücke K. Influence of particles on recrystallization textures of ferritic stainless steels. *Steel Res.* 1992;63:457–64.
18. Raabe D, Lücke K. Rolling and annealing texture of BCC Metals. *Mater Sci Forum.* 1994;162:597–610.
19. Humphreys FJ, Hatherly M. Recrystallization and related annealing phenomena. second. Oxford: Elsevier; 2004. 574 p.
20. Hughes DA, Hansen N. High angle boundaries formed by grain subdivision

- mechanisms. *Acta Mater.* 1997;45(9):3871–86.
21. Doherty RD, Hughes D a., Humphreys FJ, Jonas JJ, Juul Jensen D, Kassner ME, et al. Current issues in recrystallization: A review. *Mater Sci Eng A.* 1997;238:219–74.
 22. Belyakov A, Kimura Y, Tsuzaki K. Recovery and recrystallization in ferritic stainless steel after large strain deformation. *Mater Sci Eng A.* 2005;403:249–59.
 23. Hutchinson WB. Development and control of annealing textures in low-carbon steels. *Int Met Rev.* 1984;29(1):25–42.
 24. Hutchinson B. Deformation microstructures and textures in steels. *Philos Trans R Soc A Math Phys Eng Sci.* 1999;357:1471–85.
 25. Abreu HFG, Bruno a. DS, Tavares SSM, Santos RP, Carvalho SS. Effect of high temperature annealing on texture and microstructure on an AISI-444 ferritic stainless steel. *Mater Charact.* 2006;57:342–7.
 26. Maruma MG, Siyasiya CW, Stumpf WE. Effect of cold reduction and annealing temperature on texture evolution of AISI 441 ferritic stainless steel. *J South African Inst Min Metall.* 2013;113(2):115–20.
 27. Sinclair CW, Mithieux J, Schmitt J, Bréchet Y. Recrystallization of stabilized ferritic stainless steel sheet. *Metall Mater Trans A.* 2004;36A:3205–15.
 28. Inagaki H. Fundamental aspects of texture formation in low carbon steel. *ISIJ Int.* 1994;34(4):313–21.
 29. Lee CS, Duggan BJ, Smallman RE. A theory of deformation banding in cold rolling. *Acta Metall Mater.* 1993;41(8):2265–70.
 30. Abbaschian R, Abbaschian L, Reed-Hill RE. *Physical metallurgy principles.* 4th ed. Cambridge: Cambridge University Press; 2009. 769 p.
 31. Verhoeven JD. *Fundamentals of physical metallurgy.* New York: Wiley; 1975. 576 p.
 32. Senuma T, Hashimoto N. Influence of grain refinement of hot band and cold rolling reduction on planar anisotropy of R-value of cold rolled plain extra low carbon steel sheets. *Textures Microstruct.* 1997;30:97–123.
 33. Yazawa Y, Ozaki Y, Kato Y, Furukimi O. Development of ferritic stainless steel sheets with excellent deep drawability by {1 1 1} recrystallization texture control. *JSAE Rev.* 2003;24:483–8.
 34. Hirosuke Inagaki. Formation of {111} recrystallization texture in polycrystalline Iron. *Trans ISIJ.* 1984;24(266):266–74.
 35. Du W, Lai-zhu J, Sun QS, Liu Z-Y, Zhang X. Effect of hot band annealing processes on microstructure texture and r-value of ferritic stainless steel. *J Iron Steel Res Int.* 2010;17(7):58–62.
 36. Malta PO, Alves DS, Ferreira AOV, Moutinho ID, Dias CAPD, Santos DB. Static recrystallization kinetics and crystallographic texture of Nb-stabilized ferritic stainless steel based on orientation imaging microscopy. *Metall Mater Trans A.* 2017;48(3):1288–1309.
 37. Braga FV, Escobar DP, Reis TJÁ, Oliveira NJL de, Andrade MS. Recrystallization of niobium stabilized ferritic stainless steel during hot rolling simulation by torsion tests. *J Mater Res Technol.* 2015;5:1–8.
 38. Gao F, Liu Z-Y, Wang G-D. Effect of the size and dispersion of precipitates formed in hot rolling on recrystallization texture in ferritic stainless steels. *J Mater Sci.* 2012;48(6):2404–15.
 39. Gao F, Yu F xiao, Misra RDK, Zhang X jun, Zhang S min, Liu Z yu.

- Microstructure, texture, and deep drawability under two different cold-rolling processes in ferritic stainless steel. *J Mater Eng Perform.* 2015;24(10):3862–80.
40. ASTM E112-13: Standard test methods for determining average grain size. West Conshohocken: ASTM International; 2013.
 41. ASTM International. A370 – 14 Standard Test Methods and Definitions for Mechanical Testing of Steel Products. West Conshohocken: ASTM International; 2014. 1-49 p.
 42. ASTM. ASTM E384-2016: Standard Test Method for Knoop and Vickers Hardness of Materials. ASTM Standards. 2016. 1-43 p.
 43. Gazder A a., Sánchez-Araiza M, Jonas JJ, Pereloma E V. Evolution of recrystallization texture in a 0.78 wt.% Cr extra-low-carbon steel after warm and cold rolling. *Acta Mater.* 2011;59(12):4847–65.
 44. Cardarelli F. *Materials handbook: a concise desktop reference.* second edi. Springer-Verlag London Limited; 2008. 1340 p.
 45. Dafé SSF de. Influência do processamento termomecânico sobre a formação de bandas de cisalhamento e propriedades magnéticas de um aço de grão não orientado com 3%Si. 2010.
 46. Ray RK, Jonas JJ, Hook RE. Cold rolling and annealing textures in low carbon and extra low carbon steels. *Int Mater Rev.* 1994;39(4):129–72.
 47. Landgraf FJG, Takanohashi R, Chagas FC, de Campos MF, Falleiros IGS. The origin of grain size inhomogeneity in semi-processed electrical steels. *J Magn Magn Mater.* 2000;215–216:92–3.
 48. Lee KM, Huh MY, Lee HJ, Park JT, Kim JS, E.J.Shin, et al. Effect of hot band grain size on development of textures and magnetic properties in 2.0% Si non-oriented electrical steel sheet. *J Magn Magn Mater.* 2015;396:53–64.
 49. Paolinelli S da C, da Cunha MA, Cota AB. The influence of shear bands on final structure and magnetic properties of 3% Si non-oriented silicon steel. *J Magn Magn Mater.* 2008;320(20):641–4.
 50. Rios PR, Junior FS, Sandim HRZ, Plaut RL, Padilha AF. Nucleation and Growth During Recrystallization 1 . Historical Background 2 . Definitions and Characteristics of Recrystallization. *Mater Res.* 2005;8(3):225–38.
 51. Hansen N, Juul Jensen D. Deformed metals - structure, recrystallisation and strength. *Mater Sci Technol.* 2011;27(8):1229–40.
 52. Cahn RW, Haasen P. *Physical Metallurgy.* 1996;
 53. Shewmon PG. *Transformations in Metals.* New York: J. Williams Book Company; 1969. 394 p.
 54. Schlippenbach U Von, F.Emren, K.Lücke. Investigation of the development of the cold rolling texture in deep drawing steels by odf-analysis. *acta Metall.* 1986;34(7):1289–301.
 55. Park J-T, Szpunar JA. Effect of initial grain size on texture evolution and magnetic properties in nonoriented electrical steels. *J Magn Magn Mater.* 2009;321(13):1928–32.
 56. Pedrosa JSM, Paolinelli S da C, Cota AB. Influence of initial annealing on structure evolution and magnetic properties of 3.4% Si non-oriented steel during final annealing. *J Magn Magn Mater.* 2015;393:146–50.
 57. Barnett MR, Kestens L. Formation of $\{111\} \langle 110 \rangle$ and $\{111\} \langle 112 \rangle$ and Annealed IF Sheet Steel. *ISIJ Int.* 1999;39(1999):923–9.
 58. Raabe D, Schlenkert G, Weisshaupt H, Lucke K. Texture and microstructure of

- rolled and annealed tantalum. *Mater Sci Technol.* 1994;10(April):299–305.
59. Park J-T, Szpunar J a., Cha S-Y. Effect of heating rate on the development of annealing texture in nonoriented electrical steels. *ISIJ Int.* 2003;43(10):1611–4.
60. WANG Z, GUO Y, Xue W, LIU X, Wang G. Effect of coiling temperature on the evolution of texture in ferritic rolled Ti-IF steel. *J Mater Sci Technol.* 2007;23:337–41.
61. Hamada J, Ono N, Inoue H. Effect of Texture on r-value of Ferritic Stainless Steel Sheets. *ISIJ Int.* 2011;51:1740–8.
62. Gao F, Liu Z, Liu H, Zhang S, Dong A, Hao Y, et al. Development of γ -fibre recrystallisation texture in medium – chromium ferritic stainless steels. *Mater Sci Technol.* 2014;30(14):1735–41.