



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



Dissertação de Mestrado

Efeito da Homogeneização na Microestrutura e Distribuição Característica dos
Contornos de Grão e sua Influência nas Propriedades Mecânicas e Desempenho em
Corrosão do Aço Inoxidável Duplex 2205

Autora: Francislayne Lages Dias

Orientador: Prof. Dagoberto Brandão Santos

Belo Horizonte

Outubro

2019

Francislaynne Lages Dias

Efeito da Homogeneização na Microestrutura e Distribuição Característica dos Contornos de Grão e sua Influência nas Propriedades Mecânicas e Desempenho em Corrosão do Aço Inoxidável Duplex 2205

Dissertação 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 Mestre em Engenharia Metalúrgica, Materiais e de Minas.

Área de Concentração: Metalurgia Física

Orientador: Prof. Dagoberto Brandão Santos

Belo Horizonte

Universidade Federal de Minas Gerais

Escola de Engenharia

2019

D541e

Dias, Francislayne Lages.

Efeito da homogeneização na microestrutura e distribuição característica dos contornos de grão e sua influência nas propriedades mecânicas e desempenho em corrosão do aço inoxidável duplex 2205 [recurso eletrônico] / Francislayne Lages Dias. - 2019.

1 recurso online (82 f. : il., color.) : pdf.

Orientador: Dagoberto Brandão Santos.

Dissertação (mestrado) - Universidade Federal de Minas Gerais, Escola de Engenharia.

Bibliografia: f. 68-82.

Exigências do sistema: Adobe Acrobat Reader.

1. Engenharia metalúrgica - Teses. 2. Metalurgia física - Teses. 3. Aço inoxidável - Teses. 4. Aço - Corrosão - Teses. 5. Laminação (Metalurgia) - Teses. I. Santos, Dagoberto Brandão. II. Universidade Federal de Minas Gerais. Escola de Engenharia. III. Título.

CDU: 669 (043)



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



Dissertação intitulada **"Efeito da Homogeneização na Microestrutura e Distribuição Característica dos Contornos de Grão e sua Influência nas Propriedades Mecânicas e Desempenho em Corrosão do Aço Inoxidável Duplex 2205"**, área de concentração: Metalurgia Física, apresentada pela candidata **Francislayne Lages Dias**, para obtenção do grau de Mestre em Engenharia Metalúrgica, Materiais e de Minas, aprovada pela comissão examinadora constituída pelos seguintes membros:

Prof. Dagoberto Brandão Santos
Orientador - Dr. (UFMG)

Prof. Witor Wolf
Dr. (UFMG)

Fernando de Souza Costa
Dr. (USIMINAS)

Prof. Rodrigo Lambert Oréfice
Coordenador do Programa de Pós-Graduação em Engenharia
Metalúrgica, Materiais e de Minas/UFMG

Belo Horizonte, 18 de outubro de 2019

AGRADECIMENTOS

Agradeço ao meu orientador, Professor Dagoberto Brandão Santos, pela confiança e conhecimento transmitido. Além disso, agradeço pela grande amizade, pelos conselhos, companhia e por me fazer sorrir todos os dias.

Ao corpo docente e técnico e toda a estrutura do Programa de Pós-Graduação em Engenharia Metalúrgica, de Materiais e Minas da UFMG, especialmente aos professores Witor Wolf e Vicente Buono, e à Patricia Azevedo, pelo suporte e amizade durante este período. Também ao LabMET e agregados, por toda ajuda, convivência e parceria, em especial ao Guilherme, Pedro, Paula, Nayara, Loren, Tairine e Loyslène.

Ao CNPq pela bolsa concedida. À FAPEMIG e CAPES-PROEX pelo suporte financeiro. À Aperam South America pela contribuição no fornecimento do material de estudo e aos meus colegas do Centro de Pesquisa & Desenvolvimento da Usiminas, pelo suporte nessa reta final.

Aos meus pais Francisco e Valdilene, pelo exemplo, amor e base. À minha irmã Franciyellen, por ser a minha melhor amiga e tornar os dias mais leves. Ao Marcos por todo o carinho e por cuidar tão bem das pessoas que mais amo nos momentos em que estive ausente.

E finalmente aos amigos que me acompanharam em mais essa jornada, deixando-a mais alegre. Especialmente ao Wesley, Giovanna, Sthefanie, Dinho, Isabela e Lindainês. Também à Mariana e Lívia, por além disso, serem as melhores *roomates* que eu poderia ter, por todo o apoio, paciência e amizade.

SUMÁRIO

1. INTRODUÇÃO.....	1
2. OBJETIVOS	3
2.1 Objetivo Geral.....	3
2.2 Objetivos Específicos.....	3
3. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	4
3.1 Aços Inoxidáveis.....	4
3.1.1 Aços inoxidáveis duplex	4
3.1.2 Transformações de fases em aços inoxidáveis duplex	6
3.2 Processamento dos Aços Inoxidáveis Duplex	6
3.3 Textura Cristalográfica	10
3.3.1 Representação da textura cristalográfica para chapas laminadas	11
3.3.2 Textura de deformação	14
3.3.3 Textura de recristalização.....	19
3.4 Distribuição Característica dos Contornos de Grão (GBCD – “ <i>Grain Boundary Character Distribution</i> ”)	21
3.5 Desempenho Mecânico	24
3.6 Resistência à Corrosão	25
4. METODOLOGIA.....	28
4.1 Materiais	28
4.2 Recozimento de homogeneização	29
4.3 Laminação a Frio	29
4.4 Recozimento	31
4.5 Preparação Metalográfica	32
4.6 Difratometria de Raios-x.....	34
4.7 Difração de Elétrons Retroespalhados	34

4.8	Ensaio de Tração	34
4.9	Teste de Polarização Cíclica	34
5.	RESULTADOS E DISCUSSÃO.....	35
5.1	Microscopia Óptica	35
5.2	Difratometria de Raios-x.....	38
5.3	Difração de Elétrons Retroespalhados	39
5.3.1	Qualidade de imagem.....	39
5.3.2	Mapa de fases e ângulo de rotação dos contornos de grão.....	41
5.3.3	Figura de polo inversa	44
5.3.4	Desorientação média de Kernel.....	47
5.3.5	Distribuição característica dos contornos de grão.....	50
5.3.6	Microtextura	54
5.4	Ensaio de Tração	59
5.5	Polarização Cíclica.....	61
6.	CONCLUSÕES.....	63
7.	RELEVÂNCIA DOS RESULTADOS	64
8.	SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS	65
9.	PRODUÇÃO INTELECTUAL RELACIONADA À DISSERTAÇÃO	66
	REFERÊNCIAS.....	67

LISTA DE FIGURAS

Figura 1.1: Distribuição de publicações por anos com os termos “Grain Boundary Engineering” e “Grain Boundary Engineering” associado aos termos “Corrosion” e “Duplex” obtido na base de dados Scopus.	2
Figura 3.1: Seção do diagrama ternário 70%Fe-Cr-N [10].	7
Figura 3.2: Microestrutura obtida por microscópio óptico de uma barra comercial do aço inoxidável duplex 2205, (a) seção longitudinal; (b) seção transversal [13].	7
Figura 3.3: Desenho esquemático da rota industrial de processamento para o aço inoxidável duplex [14].	9
Figura 3.4: Microestrutura tridimensional do aço inoxidável duplex (a) laminado a quente (b) laminado a quente e recozido [14].	9
Figura 3.5: Microestrutura tridimensional do aço inoxidável duplex (a) laminado a quente, recozido, laminado a frio (b) laminado a quente, recozido, laminado a frio e recozido ¹⁴	10
Figura 3.6: Variação da fração volumétrica de austenita para as condições HR (laminada a quente), HRA (laminada a quente e recozida), CR (laminada a frio) e FP (produto final – laminada a frio e recozida) [14].	10
Figura 3.7: (a) Material sem orientação preferencial dos grãos (sem textura), (b) material com orientação preferencial dos grãos (com textura) [18].	11
Figura 3.8: Representação esquemática da relação entre os eixos da amostra e do grão de orientação Goss (110)[001] [20].	12
Figura 3.9: Representação de uma orientação g no espaço de orientação tridimensional definido por ângulos de Euler [20].	12
Figura 3.10: Representação de três componentes de orientação S (123)[63-4] (a) no espaço de Euler e (b) sua representação em ODF [20].	13
Figura 3.11: Desenho esquemático representado a posição das fibras α e β no espaço de Euler [20].	14
Figura 3.12: Representação das fibras importantes para materiais cfc. Adaptado de Humphreys & Hatherly e Engler & Randle [20,21].	15
Figura 3.13: Densidade de orientações f(g) ao longo das fibras da fase austenítica do aço inoxidável superduplex 2507, laminado a frio em varias reduções; (a) fibra α , (b) fibra τ [23].	16

Figura 3.14: ODFs da fase austenítica do AID 2205. Adaptado de Akdut, Foct & Gottstein [24].	17
Figura 3.15: Densidade de orientações f(g) ao longo das fibras τ e β da fase austenítica do AID 2205. Adaptado de Akdut, Foct & Gottstein [24].	18
Figura 3.16: Localização das componentes de textura importantes para os metais ccc [21].	18
Figura 3.17: Densidade de orientações f(g) ao longo das fibras α e γ da fase ferrítica do AID 2205. Adaptado de Akdut, Foct & Gottstein [24].	19
Figura 3.18: ODFs do AID 2205 para amostras como recebida, laminada a frio com 64% de redução e recozidas à 1055°C. Adaptada de Gonçalves, Santos & Oliveira [40].	21
Figura 3.19: Formação de um contorno CSL onde dois retículos vizinhos estão desorientados por θ/uvw , onde θ e uvw são o ângulo o eixo de desorientação, respectivamente. [adaptada Engler e Randle[20]].	22
Figura 3.20: Representação esquemática da geometria CSL para $\Sigma 5$ formado por desorientação de $36.87^\circ/\langle 100 \rangle$ de duas redes adjacentes [adaptada de Aust [43]].	22
Figura 3.21: Representação bidimensional da formação do CSL $\Sigma 5$ [47].	23
Figura 3.22: Perfil de cromo esquemático da interface ferrita/austenita, onde ocorreu a precipitação de carboneto $M_{23}C_6$ ⁴³ .	26
Figura 3.23: Principais morfologias encontradas dos pites em aços [85].	27
Figura 3.24: Comparação qualitativa do potencial de pite em meio agressivo em relação ao PREN para alguns aços ferríticos, austeníticos e duplex [68].	27
Figura 4.1: Curva de aquecimento do AID 2205 laminado a quente e recozido.	29
Figura 4.2: Diagrama de fases calculado no Thermo-Calc TM para o AID 2205.	31
Figura 4.3: Curva de aquecimento do AID 2205 laminado a frio.	32
Figura 4.4: Ilustração esquemática das direções e planos da chapa laminada.	33
Figura 5.1: Micrografia das amostras (a) AR, (b) ARH, (c) CR, (d) CRH, (e) FP, (f) FPH. Ataque: Ácido oxálico 10%.	36
Figura 5.2: Micrografia das amostras (a) AR, (b) ARH, (c) CR, (d) CRH, (e) FP, (f) FPH. Ataque: Behara.	38

Figura 5.3: Difratoformas de raios-x para as amostras (a) sem homogeneização e (b) homogeneizadas. Estão representadas as fases α e γ com seus respectivos planos cristalográficos.....	39
Figura 5.4: IQ (Image Quality) das amostras (a) AR, (b) CR, (c) FP e (d) ARH, (e) CRH, (f) FPH.....	40
Figura 5.5: Mapa de fases das amostras (a) AR, (b) CR, (c) FP e (d) ARH, (e) CRH, (f) FPH com os contornos de ângulo sobrepostos.	43
Figura 5.6: Fração volumétrica das fases α e γ para as amostras (a) sem homogeneização e (b) homogeneizadas.	43
Figura 5.7: Fração de contornos de baixo e alto ângulo para as amostras (a) sem homogeneização e (b) homogeneizadas.	44
Figura 5.8: IPF ferrita das amostras (a) AR, (b) CR, (c)FP e (d)ARH, (e)CRH, (f)FPH.	46
Figura 5.9 IPF Austenita das amostras (a) AR, (b) CR, (c)FP e (d)ARH, (e)CRH, (f)FPH.....	47
Figura 5.10: Mapa KAM para a ferrita das amostras (a) AR, (b) CR, (c) FP e (d) ARH, (e) CRH, (f) FPH.	48
Figura 5.11: Mapa KAM para a austenita das amostras (a) AR, (b) CR(c) FP e (d) ARH, (e) CRH, (f) FPH.	49
Figura 5.12 Ângulo de rotação dos contornos de grão da ferrita das amostras (a) AR, (b) CR, (c) FP e (d) ARH, (e) CRH, (f) FPH.	51
Figura 5.13 Ângulo de rotação dos contornos de grão da austenita das amostras (a) AR, (b) CR, (c) FP e (d) ARH, (e) CRH, (f) FPH.....	52
Figura 5.14: Distribuição dos contornos CSL para a fase ferrítica das amostras (a) sem homogeneização e (b) homogeneizadas.	53
Figura 5.15: Distribuição dos contornos CSL para a fase austenítica das amostras (a) sem homogeneização e (b) homogeneizadas.	53
Figura 5.16: Fração numérica de contornos CSL. Contornos $\Sigma 3$ da austenita e $\Sigma 13b$ da ferrita em destaque.....	54
Figura 5.17: Fração numérica de contornos CSL. Contornos $\Sigma 5$ da austenita e $\Sigma 17b$ da ferrita em destaque.....	54

Figura 5.18: ODF para as seções de $\varphi_2=0^\circ$ e $\varphi_2=45^\circ$ da fase ferrítica das amostras (a) AR, (b) CR, (c) FP e (d) ARH, (e) CRH, (f) FPH.	56
Figura 5.19: Densidade de orientações $f(g)$ ao longo da fibra α da fase ferrítica ($\varphi_1=0^\circ$ e $\varphi_2=45^\circ$).....	56
Figura 5.20: ODF para as seções de $\varphi_2=0^\circ$, $\varphi_2=45^\circ$ e $\varphi_2=65^\circ$ da fase austenítica das amostras (a) AR, (b) CR, (c) FP e (d) ARH, (e) CRH, (f) FPH.	58
Figura 5.21: Densidade de orientações $f(g)$ ao longo da fibra α da fase austenítica ($\Phi=45^\circ$ e $\varphi_2=0^\circ$).	59
Figura 5.22: Densidade de orientações $f(g)$ ao longo da fibra β da fase austenítica (coordenadas variáveis).	59
Figura 5.23: Curvas de tensão versus deformação de engenharia para as amostras (a) sem homogeneização e (b) homogeneizadas.	61
Figura 5.24: Curvas de polarização cíclica em 3,5% NaCl das amostras recozidas (FP e FPH).....	62

LISTA DE TABELAS

Tabela 3.1: Propriedades dos aços inoxidáveis duplex em relação aos outros aços inoxidáveis. *Valores de propriedades mecânicas para os aços X20Cr13 e X5CrNi13 4, respectivamente [adaptada de Kotecki [6]].	5
Tabela 3.2: Componentes de textura em metais cfc laminados. Adaptado de Humphreys & Hatherly [21].	15
Tabela 4.1: Composição química (% em massa) do aço inoxidável duplex 2205.	28
Tabela 4.2: Plano de passes da laminação a frio da chapa como recebida	30
Tabela 4.3: Plano de passes da laminação a frio da chapa solubilizada	30
Tabela 4.4: Identificação das amostras deste estudo de acordo com o processamento empregado.	32
Tabela 5.1: Propriedades mecânicas das amostras sem homogeneização	61
Tabela 5.2: Propriedades mecânicas das amostras homogeneizadas.	61
Tabela 5.3: Potenciais de corrosão (E^*), de pite (E_{pite}), e de repassivação ($E_{\text{repassivação}}$) provenientes da polarização cíclica em 3,5% NaCl.	62

LISTA DE EQUAÇÕES

Equação 3.1	27
-------------------	----

LISTA DE NOTAÇÕES

α : Ferrita

γ : Austenita

AID: Aços Inoxidáveis Duplex

AISI: Instituto Americano de Ferro e Aço (*American Iron and Steel Institute*)

AR: Como Recebido (*As-Received*)

ARH: Como Recebido e Homogeneizado (*As-Received Homogenized*)

ASTM: American Society for Testing and Materials

ccc: Cúbico de Corpo Centrado

cfc: Cúbico de Face Centrada

CR: Laminado a Frio (*Cold Rolled*)

CRH: Laminado a Frio (*Cold Rolled and Homogenized*)

CSL: Sítios de Coincidência de Rede (*Coincidence Site Lattice*)

DRX: Difração de Raios X

EBSD: Difração de Elétrons Retroespalhados (*Electron Backscatter Diffraction*)

EFE: Energia de Falha de Empilhamento

FP: Produto Final (*Final Product*)

FPH: Produto Final Homogeneizado (*Final Product Homogenized*)

GBE: Engenharia de Contorno de Grão (*Grain Boundary Engineering*)

HAGB: Contorno de Grão de Alto Ângulo (*High Angle Grain Boundary*)

HR: Laminação a Quente (*Hot Rolling*)

HRA: Laminação a Quente e Recozimento (*Hot Rolling and Annealing*)

IPF: Figura de Polo Inversa (*Inverse Pole Figure*)

IQ: Qualidade de Imagem (*Image Quality*)

KAM: Mapeamento De Desorientação Média De Kernel (*Kernel Average Misorientation*)

LAGB: Contorno de Grão de Baixo Ângulo (*Low Angle Grain Boundary*)

LE: Limite de Escoamento

LR: Limite de Resistência

MET: Microscópio Eletrônico de Transmissão

MEV: Microscópio Eletrônico de Varredura

MO: Microscópio Óptico

ND: Direção Normal (*Normal Direction*)

ODF: Função de Distribuição de Orientação (*Orientation Distribution Function*)

OIM: Microscopia por Orientação de Imagem (*Orientation Imaging Microscopy*)

PC: Polarização Cíclica

RD: Direção de Laminação (*Rolling Direction*)

SAF: Formulário Aplicação Padrão (*Standard Application Form*)

SFE: Energia de Falha de Empilhamento (*Stacking Fault Energy*)

SIM: Transformação martensítica induzida por deformação plástica (*Strain Induced Martensite*)

TD: Direção Transversal (*Transverse Direction*)

TG: Tamanho de Grão

UNS: Sistema de Numeração Unificado (*Unified Numbering System*)

UFMG: Universidade Federal de Minas Gerais

RESUMO

Os aços inoxidáveis duplex são uma categoria de aços alta liga caracterizados por uma microestrutura bifásica composta por ferrita e austenita. A combinação da alta ductilidade da austenita e da boa resistência mecânica e à corrosão intergranular da ferrita confere a esses aços altas performances. O seu processamento usualmente passa pelos processos de laminação a quente, solubilização, laminação a frio e recozimento. Alguns trabalhos relatam que, a solubilização antes do trabalho a frio, o refino de grão e a distribuição característica dos contornos de grão, elevam as boas propriedades dessa classe de aços inoxidáveis. Dentro dessa categoria, a liga padrão 2205 (22%Cr-5%Ni-3%Mo) é uma das mais utilizadas para aplicações que requerem elevado desempenho mecânico e resistência à corrosão. Este trabalho visa obter grão ultrafino no aço inoxidável duplex 2205 através de laminação a frio com 80% de redução da espessura e posterior recozimento. Além disso, pretende-se avaliar a influência da homogeneização antes do trabalho a frio nas alterações microestruturais e na distribuição característica dos contornos de grão, relacionando-as com o desempenho mecânico e resistência à corrosão por pite em meio salino. Pode se observar que, mesmo com a homogeneização, obteve-se grão ultrafino (em torno de 2 μm) após recozimento. A ferrita mantém a textura de deformação mesmo após o recozimento, sendo constituída, principalmente, pela componente cubo girado e orientações desenvolvidas na fibra- α . A textura da austenita evolui de maneira similar aos aços inoxidáveis austeníticos quando submetidos a laminação a frio e recozimento, sendo constituída principalmente pelas componentes latão, Goss e S. A homogeneização acarretou no aumento dos contornos de baixo ângulo, CSL $\Sigma 3$ na austenita e CSL $\Sigma 17b$ na ferrita que resultaram em aumento da ductilidade sem perda significativa da resistência mecânica, além de maior estabilidade do filme passivo e desempenho em resistência à corrosão por pite em meio salino.

Palavras-chave: Aço Inoxidável Duplex; Grão Ultrafino; EBSD; Textura; Engenharia de Contorno de Grão; Comportamento Mecânico; Resistência à Corrosão.

ABSTRACT

Duplex stainless steels are a category of high-alloyed steels characterized by a dual phase ferrite and austenite microstructure. The combination of high ductility of austenite and good mechanical and intergranular corrosion resistances of ferrite give to these steels' high performance. Its processing usually consists of hot rolling, solution annealing, cold rolling, and final annealing. Some works have been reporting the positive influence of solution annealing, grain refinement and grain boundary character distribution on the good properties of these steel classes. In this category, the standard duplex 2205 (22%Cr-5%Ni-3%Mo) is the workhorse of its generation, being applied where high mechanical and corrosion resistance are required. The aim of this work was to obtain ultrafine grain in 2205 duplex stainless steel through cold rolling with 80% thickness reduction and final annealing. Besides that, intends to evaluate the influence of solution annealing on the microstructural and grain boundary character distribution changes, establishing a relationship between them with mechanical behavior and chloride pitting resistance. It could be noticed that, even with solution annealing, ultrafine grain (around 2 μm) was obtained. Ferrite phase maintains deformation texture even after final annealing, being constituted majority by rotated-cube and α -fiber components. There are indicates of oriented nucleation theory on recrystallization mechanism of ferrite grains. Austenite texture develops in a similar way of austenitic stainless steels when submitted to cold rolling and final annealing, being formed mainly by brass, Goss and S components. The solution annealing leads to the development of low angle grain boundaries, CSL $\Sigma 3$ on austenite and CSL $\Sigma 17b$ on ferrite that influenced on the highest ductility without significant strength loss, besides a better passive film stability and chloride pitting resistance.

Key-words: Duplex stainless steel; Ultrafine grain; EBSD; Texture; Grain boundary engineering; Mechanical behavior; Pitting resistance.

1. INTRODUÇÃO

Os aços inoxidáveis duplex (“AID”) fazem parte de uma categoria de aços que possuem microestrutura bifásica, normalmente constituída de ilhas de austenita (γ) em matriz ferrítica (α), em proporções aproximadamente iguais. Surgiram na década de 30 na França, visando um melhor desempenho em resistência à corrosão intergranular em comparação aos aços inoxidáveis austeníticos. Além disso, os AID são utilizados em aplicações que requerem alta resistência mecânica e tenacidade. Eles possuem crescente uso em diversos setores industriais, tais como: indústrias nucleares, químicas, celulose, óleo e gás. Além disso, devido à baixa concentração de níquel, são aplicáveis à biomateriais e mais baratos.

Dentre as diversas composições de aços inoxidáveis duplex existentes, o comercialmente mais utilizado é o UNS S32205 (22Cr-5Ni-3Mo-0,16N), também conhecido como SAF 2205, ou apenas 2205. Este aço é normalmente utilizado na condição trabalhado, onde passam pelo menos uma vez pela rota de encruamento (deformação plástica), recuperação e recristalização. O processo termomecânico no AID 2205, visando o refino de grão, afeta a orientação dos mesmos. Além disso, aumenta a dureza, a plasticidade e a resistência à corrosão quando comparado ao mesmo aço com grão grosseiro.

A “engenharia de contorno de grão” (*Grain Boundary Engineering – GBE*) tem sido estudada para materiais de estrutura cúbica de face centrada, como ligas à base de Ni, Cu e aços inoxidáveis austeníticos, que possuem baixa energia de falha de empilhamento (*Stacking Fault Energy – SFE*). É normalmente aplicada a processos que envolvam diferentes combinações de deformação e recozimento, que levam à melhoria das propriedades relacionadas com os contornos de grãos dos materiais, como resistência à corrosão, ao aumentar a frequência de baixos contornos especiais CSL (*Coincidence Site Lattice*), do tipo $\Sigma 3^n$, sendo os de baixa energia definidos como $3 \leq \Sigma \leq 29$.

Para o AID não foram encontrados estudos que avaliem a GBE e respectiva influência em resistência à corrosão. A Figura 1.1 representa o número de publicações relacionadas aos assuntos na base de dados Scopus após os anos 2000.

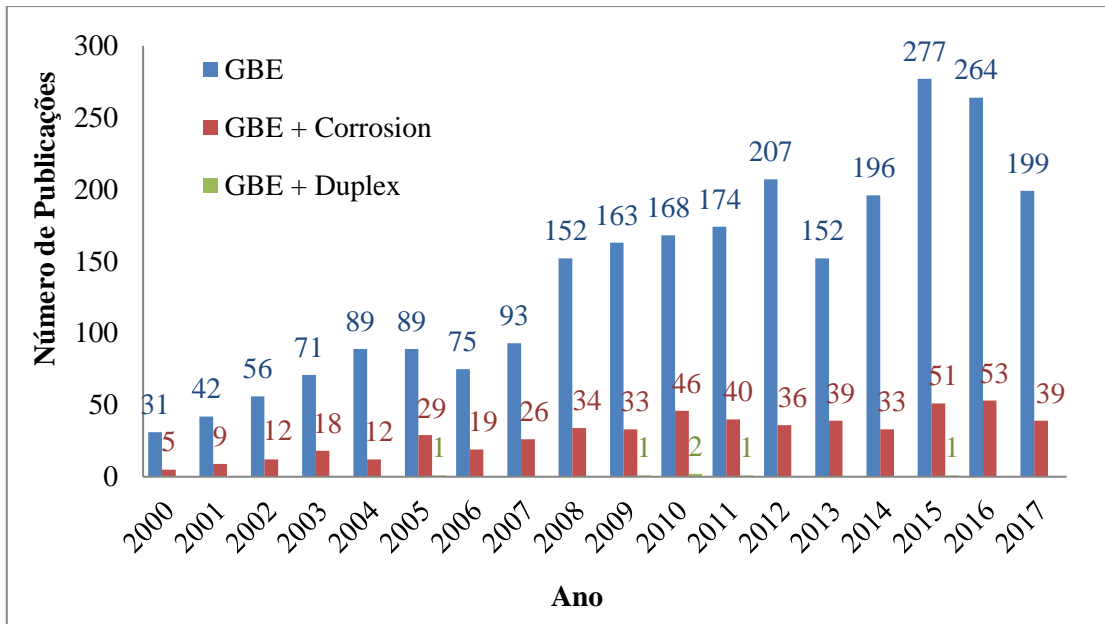


Figura 1.1: Distribuição de publicações por anos com os termos “Grain Boundary Engineering” e “Grain Boundary Engineering” associado aos termos “Corrosion” e “Duplex” obtido na base de dados Scopus.

O trabalho teve como objetivo realizar tratamentos termomecânicos no AID 2205 visando refinamento de grão e capazes de alterar o perfil de distribuição dos contornos especiais do tipo CSL. Além disso, pretendeu-se avaliar a influência do perfil de distribuição na microestrutura, proporção de fases, textura cristalográfica, desempenho mecânico e resistência à corrosão do aço estudado.

Para avaliar as fases e o tamanho de grão, as amostras foram caracterizadas no Microscópio Óptico (MO) e no Microscópio Eletrônico de Varredura (MEV), com separação de fase revelada por ataque químico e contorno de grão revelado por ataque eletrolítico. A presença das fases foi analisada via difratometria de raios-X (DRX). A textura e a distribuição característica dos contornos de grão foram avaliadas via Difração de Elétrons Retroespalhados (EBSD) e a resistência à corrosão por pite foi mensurada por Polarização Cíclica (PC). A resistência mecânica foi avaliada por ensaio de tração.

2. OBJETIVOS

2.1 Objetivo Geral

Avaliar a influência dos tratamentos termomecânicos visando refinamento de grão no AID 2205 na microestrutura e distribuição característica dos contornos de grão e correlacionar o perfil de distribuição dos contornos especiais do tipo CSL em seu desempenho mecânico e resistência à corrosão.

2.2 Objetivos Específicos

- Avaliar a influência da homogeneização, laminação a frio e recozimento do aço inoxidável duplex 2205 em sua microestrutura, proporção de fases e textura cristalográfica.
- Avaliar a influência da homogeneização, laminação a frio e recozimento do aço inoxidável duplex 2205 na distribuição característica dos contornos de grão.
- Avaliar a influência da microestrutura e do perfil de distribuição característica dos contornos de grão e dos contornos especiais do tipo CSL do aço inoxidável duplex 2205 em seu desempenho mecânico e em resistência a corrosão.

3. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

3.1 Aços Inoxidáveis

Os aços inoxidáveis são caracterizados como ligas de ferro, carbono, cromo (com no mínimo 10,5%) e comumente níquel. Outros elementos metálicos também podem integrar essas ligas. O cromo é um dos mais importantes, pois fornece uma elevada resistência à corrosão. Já o molibdênio, cobre, titânio, alumínio, silício, nióbio, nitrogênio, enxofre e selênio são adicionados com o propósito de melhorar as propriedades mecânicas ou aumentar o desempenho em alguma propriedade específica.

A boa resistência à corrosão dos aços inoxidáveis é consequência da criação de um filme protetor que restringe o ataque. Essa película protetora (camada passiva) é constituída por óxido de cromo e sua formação por completo só ocorre quando o teor de cromo atinge no mínimo 10,5% em massa na liga [1–4].

3.1.1 Aços inoxidáveis duplex

Os aços inoxidáveis duplex são uma classe intermediária entre os aços inoxidáveis austeníticos e os aços inoxidáveis ferríticos. Contém cerca de 18% a 30% de cromo, 1,5% a 4,5% de molibdênio e adições de elementos formadores e estabilizantes da austenita, principalmente o níquel e o nitrogênio. Possuem microestrutura formada, normalmente, em proporções de 50% de ferrita (α) e 50% de austenita (γ) [5].

A presença das duas fases em igual proporção confere aos AID a combinação das boas propriedades dos aços ferríticos e dos aços austeníticos: elevada resistência à corrosão, elevada resistência mecânica e boa soldabilidade, comparado com os outros tipos de aços inoxidáveis [2].

A Tabela 3.1 compara as propriedades dessa classe às outras classes de aços inoxidáveis.

Tabela 3.1: Propriedades dos aços inoxidáveis duplex em relação aos outros aços inoxidáveis. *Valores de propriedades mecânicas para os aços X20Cr13 e X5CrNi13 4, respectivamente [adaptada de Kotecki [6]].

Critério		Duplex	Austenítico	Ferrítico	Martensítico
Corrosão		Boa resistência à corrosão, baixa susceptibilidade à corrosão por pite e corrosão por fresta. Isento de corrosão intergranular, baixa susceptibilidade a trincas por corrosão sob tensão induzida por cloretos	Boa resistência à corrosão generalizada. Dependendo da composição química, pode ser mais ou menos susceptível à corrosão por pite, fresta e intergranular. É susceptível à trinca por corrosão sob tensão	Boa resistência sob condições moderadas de corrosão, resistência moderada em meios ácidos. Isento de trincas por corrosão sob tensão, susceptível à corrosão por pite e corrosão por fresta	Como os aços ferríticos, apesar de susceptível a trincas por corrosão sob tensão e fragilidade induzida por hidrogênio
Propriedades Mecânicas	LE (MPa)	>450	200	300	550/950*
	LR (MPa)	>650	600	>650	850/1100*
	Impacto (J)	55	150	>100	130/150*
Temperatura máxima de serviço (°C)		300	600 (corrosão intergranular)	300	350
Tratamento térmico		Solubilização	Solubilização	Solubilização	Têmpera + Revenimento
Usinabilidade		Média	Ruim	Boa	Boa
Soldabilidade		Boa, sem corrosão intergranular	Tendência a trinca a quente, susceptível a corrosão intergranular	Risco de fragilização	Boa, nos casos de martensita revenida

Os aços inoxidáveis duplex surgiram na década de 1930, sendo o tipo AISI 329 o pioneiro com alto teor de carbono e inexistência de nitrogênio na liga, apresentando sérias dificuldades quanto à soldabilidade. Mais tarde, na década de 1950, foi desenvolvida a liga CD4MCU, também com ausência de nitrogênio dificultando a soldagem. A partir da década de 1980 a demanda de alto desempenho mecânico e de resistência à corrosão estimulou uma grande evolução no desenvolvimento dessas ligas [7].

O desenvolvimento das ligas com baixos teores de carbono (<0,03%) compensados com a adição de nitrogênio foi o grande responsável pela melhoria da

soldabilidade. O teor de carbono também está diretamente ligado à resistência à corrosão das ligas de aços inoxidáveis duplex [7,8].

3.1.2 Transformações de fases em aços inoxidáveis duplex

Durante os processos termomecânicos, os aços inoxidáveis duplex podem apresentar precipitação de fases intermetálicas numa faixa de temperatura entre 300 a 1000°C, levando à degradação de suas propriedades mecânicas e à perdas na resistência à corrosão. De todas as fases intermetálicas possíveis de precipitação, as fases chi e sigma são as que possuem maior probabilidade de se precipitarem, além dos carbonetos e nitretos. A fase sigma é a mais prejudicial, causando quedas em tenacidade e em resistência à corrosão [9].

3.2 Processamento dos Aços Inoxidáveis Duplex

O diagrama pseudobinário da Figura 3.1 retrata esquematicamente a solidificação que se inicia logo abaixo da temperatura de 1450°C no aço inoxidável duplex, apresentando estrutura primeiramente monofásica de ferrita- δ . A partir do resfriamento, a austenita começa a se formar em temperaturas por volta de 1300°C. Em temperatura ambiente, portanto, se encontrará uma estrutura bifásica composta de ferrita- α e austenita, podendo-se formar outras fases dependendo da condição de resfriamento [10,11].

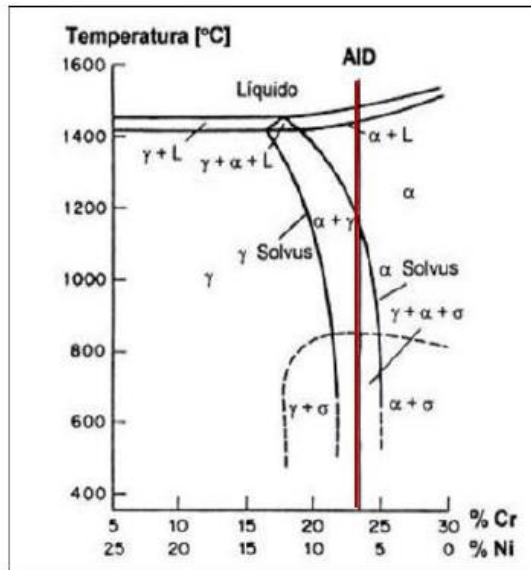


Figura 3.1: Seção do diagrama ternário 70%Fe-Cr-N [10].

A formação das fases características do duplex, ferrita e austenita, é determinada pela partição preferencial dos elementos de liga que compõem essas duas fases, principalmente o molibdênio e cromo (alfagênicos) e o níquel (gamagênico). A Figura 3.2 apresenta uma microestrutura típica do aço inoxidável duplex, sendo ilhas de austenita em uma matriz ferrítica, em proporções aproximadamente iguais [12].

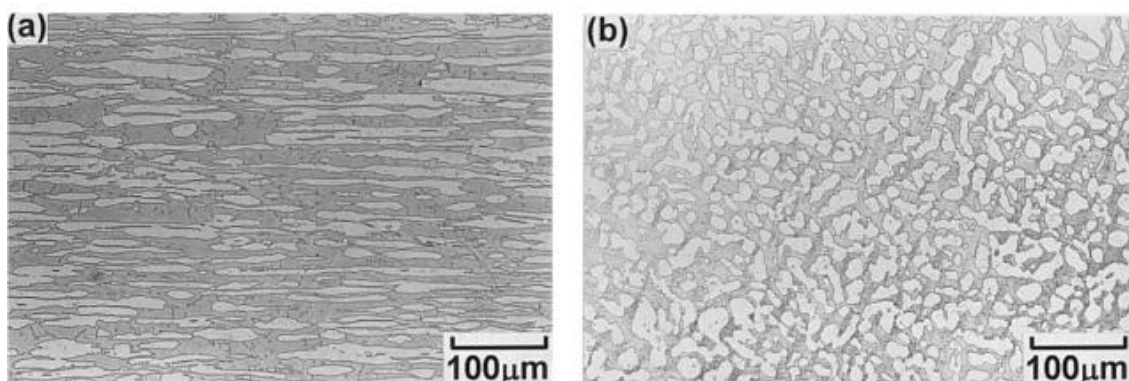


Figura 3.2: Microestrutura obtida por microscópio óptico de uma barra comercial do aço inoxidável duplex 2205, (a) seção longitudinal; (b) seção transversal [13].

Muitas alterações microestruturais podem ocorrer como resultado dessa partição durante os tratamentos térmicos e termomecânicos desses aços, sendo a transformação da ferrita em austenita a principal mudança estrutural durante o processamento a quente. Essa transformação ocorre através da nucleação e crescimento das partículas de austenita, que possuem orientação coerente com a matriz ferrítica [12].

Genericamente, a rota de processamento do AID consiste em etapas alternativas de laminação e recozimento como mostra a Figura 3.3 [14]. Após o lingotamento contínuo, a chapa é submetida a vários passes de laminação a quente com o intuito de obter grandes reduções de espessura. Depois, o material é recozido para recuperar a ductilidade necessária ao processo subsequente de laminação a frio, visando à espessura final requerida. O processo termina com um recozimento final que dá ao aço as características apropriadas para as aplicações futuras. Durante essas etapas de processamento industrial, o aço sofre mudanças microestruturais que afetam as propriedades do produto final [14].

A Figura 3.4(a) mostra a microestrutura do aço AID 2205, na condição laminado a quente (HR – “*Hot Rolling*”). Essa condição é representada pelo ponto 1 da Figura 3.3. A microestrutura já aparece fortemente orientada, alinhada na direção de laminação (RD – “*Rolling Direction*”). O panquecamento dos grãos é visível e consiste em achatamento, alargamento e alongamento das bandas de ferrita e austenita, apresentando espessuras entre 0,5 e 11 μm . Já a Figura 3.4 (b) mostra a condição laminada a quente e recozido a 1080°C por 15 min (HRA – “*Hot Rolling and Annealing*”). O recozimento de solubilização tem como finalidade dissolver qualquer fase deletéria formada na laminação a quente, recuperar a ductibilidade para o processo subsequente de laminação a frio, quando for executado, visando obter aumento de resistência mecânica e redução de espessura desejada [14,15]. Essa condição é representada pelo ponto 2 da Figura 3.3. As bandas de ferrita e austenita apresentam espessuras entre 3 e 11 μm , já que a recuperação extensiva ocorre na ferrita com o aumento do tamanho médio dos subgrãos. A recuperação é afetada pela deformação presente após a deformação e, como resultado, os subgrãos se desenvolvem seguindo a direção de laminação [14].

Após a laminação a frio (CR – “*Cold Rolling*”), como mostra a microestrutura da Figura 3.5 (a), há uma redução acentuada da espessura das bandas, levando a valores entre 3 e 5 μm . Como consequência da deformação, são visíveis as bandas quebradas achatadas de austenita e ferrita no plano de laminação. Essa etapa é representada pelo ponto 3 da Figura 3.3. Na Figura 3.5 (b) a microestrutura representa o último passo de recozimento realizado a 1050°C por 10 minutos, resultando no produto final (FP – “*Final Product*”), representado pelo ponto 4 da Figura 3.3. Os mecanismos de

amaciamento conduzem à restauração das fases alinhadas ao longo da direção de laminação originadas na primeira fase do processo (ponto 1 da Figura 3.3). O recozimento de recristalização tem como objetivo promover a formação de novos grãos no material laminado, com objetivo de reduzir o tamanho de grão em relação ao material não deformado, e ajustar as proporções das fases de ferrita e austenita. A maior parte dos novos grãos formados é equiaxial [14,15]. A Figura 3.6 apresenta a variação da fração volumétrica da fase austenítica durante o processo industrial [14].

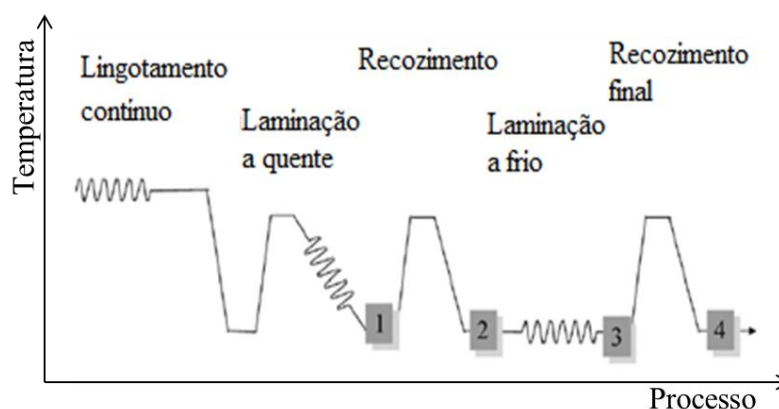


Figura 3.3: Desenho esquemático da rota industrial de processamento para o aço inoxidável duplex [14].

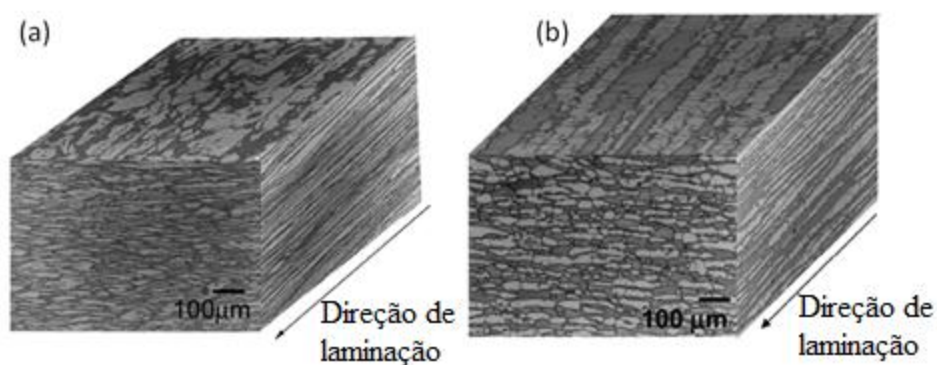


Figura 3.4: Microestrutura tridimensional do aço inoxidável duplex (a) laminado a quente (b) laminado a quente e recozido [14].

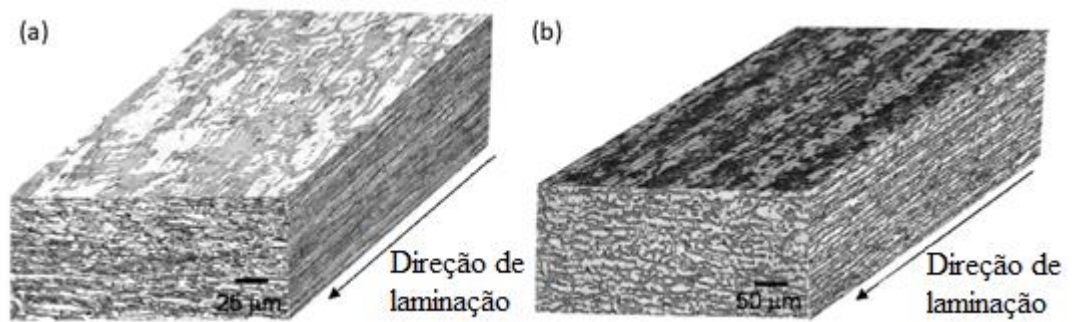


Figura 3.5: Microestrutura tridimensional do aço inoxidável duplex (a) laminado a quente, recozido, laminado a frio (b) laminado a quente, recozido, laminado a frio e recozido ¹⁴.

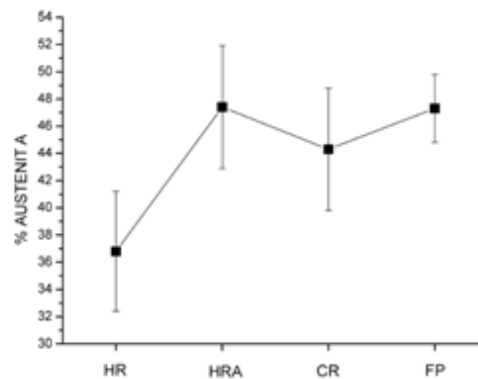


Figura 3.6: Variação da fração volumétrica de austenita para as condições HR (laminada a quente), HRA (laminada a quente e recozida), CR (laminada a frio) e FP (produto final – laminada a frio e recozida) [14].

Diversas alterações microestruturais podem ocorrer durante os tratamentos térmicos e termomecânicos desses aços, sendo a transformação da ferrita na austenita a mais importante mudança estrutural durante o processamento à quente. Essa transformação ocorre através da nucleação e crescimento das partículas de austenita que tem a forma acicular do tipo Widmanstätten, seguindo a relação de orientação de Kurdjumov-Sachs que são, portanto, coerentes com a matriz ferrítica [16].

3.3 Textura Cristalográfica

Os materiais policristalinos são formados por pequenos cristais chamados grãos. Os grãos são separados uns dos outros por fronteiras denominadas contornos de grãos e cada grão possui uma orientação cristalográfica que pode diferir em dezenas de graus dos grãos vizinhos. Quando há uma concentração, em maior ou menor grau, em relação

a algumas orientações particulares, o que denominamos orientação preferencial ou textura cristalográfica [17]. A Figura 3.7 (a) e (b) apresenta um esboço de um material sem textura e com textura, respectivamente.

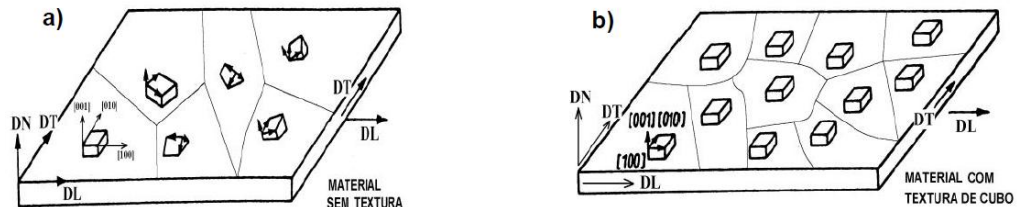


Figura 3.7: (a) Material sem orientação preferencial dos grãos (sem textura), (b) material com orientação preferencial dos grãos (com textura) [18].

Materiais policristalinos naturais ou processados industrialmente raramente não possuem textura. A textura pode se desenvolver durante várias etapas do processamento industrial tais como fundição, conformação mecânica e recozimento. Durante a conformação mecânica, a deformação plástica se dá principalmente por deslizamento de determinados planos cristalinos, estabelecendo a textura de deformação, que depende principalmente da orientação inicial dos grãos antes da deformação, da temperatura e forma imposta na deformação. Quando o metal deformado é recozido pode ocorrer fenômenos de restauração – recuperação e/ou recristalização). Na maioria das vezes o recozimento a baixas temperaturas causa apenas recuperação e pouca ou nenhuma modificação da textura. Já em altas temperaturas o recozimento acarreta frequentemente em recristalização, surgindo uma nova textura normalmente diferente da textura de deformação, a chamada textura de recristalização. Durante o crescimento normal de grãos após a recristalização não há grandes alterações na textura. Um mesmo AID pode apresentar diferentes orientações de textura caso as condições de laminação e recozimento sejam diferentes [19].

3.3.1 Representação da textura cristalográfica para chapas laminadas

A representação das orientações dos grãos é dada por índices de Miller na forma $(hkl)[uvw]$ ou $\{hkl\}\langle uvw \rangle$ para representar uma família de mesmo índice. A Figura 3.8 apresenta um diagrama esquemático da orientação Goss $(110)[001]$, componente muito importante na textura de deformação dos metais cúbicos de face

centrada (cfc). Em chapas laminadas, a direção (110) é paralela à ND e [001] é paralela à direção de laminação [20].

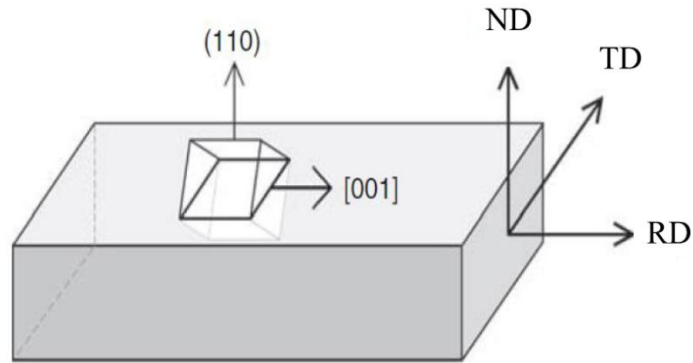


Figura 3.8: Representação esquemática da relação entre os eixos da amostra e do grão de orientação Goss (110)[001] [20].

Uma das formas mais bem estabelecidas de se representar essas orientações é pelo espaço de Euler. Qualquer orientação expressa em ângulos de Euler pode ser representada a partir desse sistema de coordenadas, que é formada por três ângulos de Euler, segundo a notação de Bunge (ϕ_1 , Φ e ϕ_2), como representa a Figura 3.9 [20].

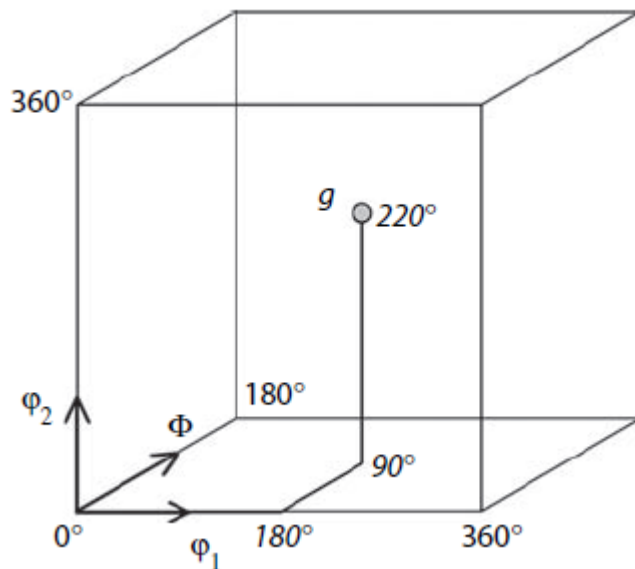


Figura 3.9: Representação de uma orientação g no espaço de Euler [20].

Atualmente, a forma mais utilizada de representação das orientações é feita pela Função Distribuição de Orientações (ODF – *Orientation Distribution Function*),

segundo a notação de Bunge no espaço de Euler, que fornece uma descrição mais completa da textura, conforme ilustra a Figura 3.10[20,21].

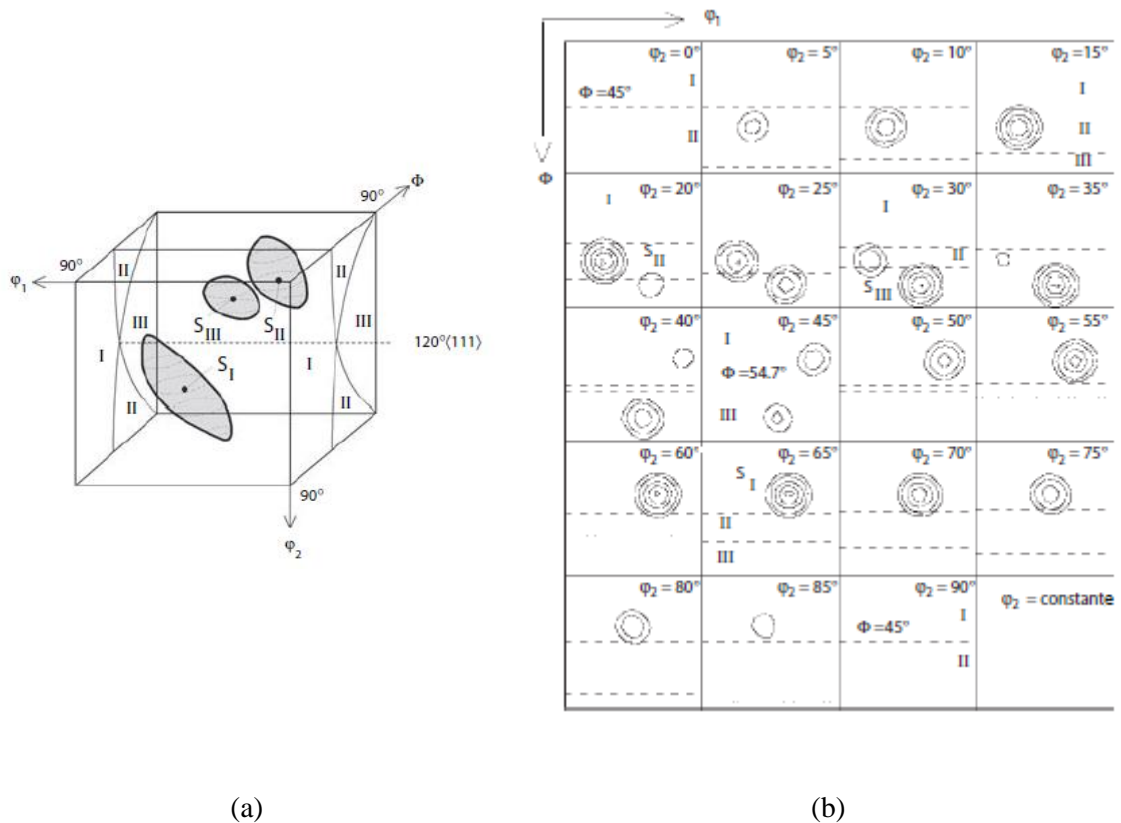


Figura 3.10: Representação de três componentes de orientação S $(123)[63\bar{4}]$ (a) no espaço de Euler e (b) sua representação em ODF [20].

A textura também pode ser abordada como fibra, que é caracterizada por um tubo contínuo formado por um conjunto de orientações, conforme ilustra a Figura 3.11 [20,21]. Como exemplo, a fibra α passa por Goss $\{110\}\langle 001\rangle$ ($\Phi=45^\circ$, $\varphi_2=90^\circ$, $\varphi_1=0^\circ$) até latão $\{110\}\langle 112\rangle$ ($\Phi=45^\circ$, $\varphi_2=90^\circ$, $\varphi_1=35^\circ$). Enquanto a fibra β vai de latão $\{110\}\langle 112\rangle$ ($\Phi=45^\circ$, $\varphi_2=90^\circ$, $\varphi_1=35^\circ$), passando por S $\{123\}\langle 634\rangle$ ($\Phi=37^\circ$, $\varphi_2=63^\circ$, $\varphi_1=59^\circ$), até cobre $\{112\}\langle 111\rangle$ ($\Phi=35^\circ$, $\varphi_2=45^\circ$, $\varphi_1=90^\circ$). Essas duas fibras são texturas típicas de deformação para metais cúbicos de corpo centrado (ccc) [20,21]

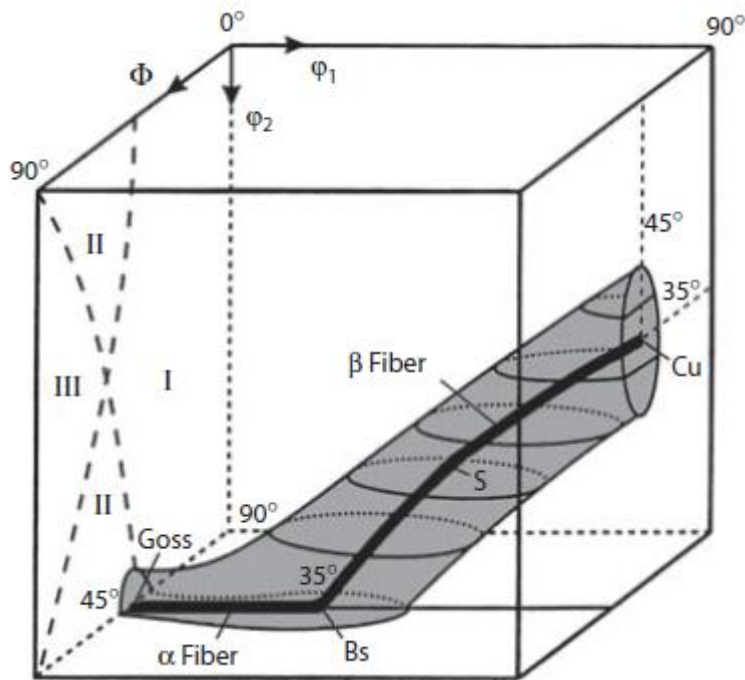


Figura 3.11: Desenho esquemático representado a posição das fibras α e β no espaço de Euler [20].

3.3.2 Textura de deformação

No processo de conformação mecânica, as mudanças de orientação não são aleatórias. A deformação plástica gera mudanças de orientação nos sistemas favoravelmente orientados à direção de laminação através dos mecanismos de escorregamento e maclação. Assim, os metais deformados adquirem uma orientação preferencial dos seus grãos, o que chamamos de textura de deformação [21,22].

Nos metais cfc, a textura de deformação inicialmente determinada pela SFE. A Tabela 3.2 e a Figura 3.12 representam, respectivamente, as componentes e as quatro fibras importantes associadas à textura dos AID austeníticos laminados, que possuem baixa SFE ($\gamma_{SFE} < 25 \text{ mJm}^{-2}$) [20,21].

Tabela 3.2: Componentes de textura em metais cfc laminados. Adaptado de Humphreys & Hatherly [21]

Componente, símbolo	{hkl}	<uvw>	ϕ_1	Φ	ϕ_2
Cubo	001	110	0	0	0
Cobre, C	112	111	90	35	45
Latão, B	011	211	35	45	90
Goss, G	011	100	0	45	90
S	123	634	59	37	63
Dillamore, D	4,4,11	11,11,8	0	0	0

Fibra	Eixo da Fibra	Ângulo de Euler
α	$\langle 011 \rangle // RD$	$0^\circ, 45^\circ, 0^\circ - 90^\circ, 45^\circ, 0^\circ$
γ	$\langle 111 \rangle // ND$	$60^\circ, 54.7^\circ, 45^\circ - 90^\circ, 54.7^\circ, 45^\circ$
τ	$\langle 011 \rangle // TD$	$90^\circ, 0^\circ, 45^\circ - 90^\circ, 90^\circ, 45^\circ$
β	-	$90^\circ, 35^\circ, 45^\circ - 35^\circ, 45^\circ, 90^\circ$

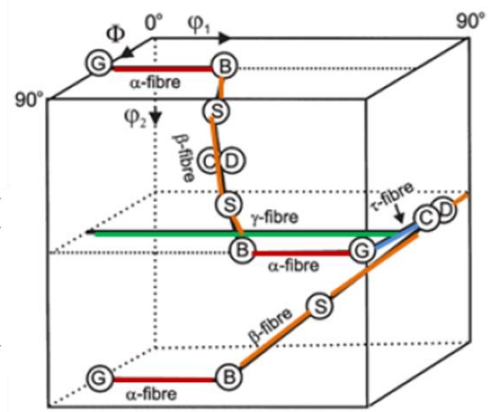


Figura 3.12: Representação das fibras importantes para materiais cfc. Adaptado de Humphreys & Hatherly e Engler & Randle [20,21].

Para o aço inoxidável superduplex, Jia e co-autores [23] relatam, como ilustra a Figura 3.13, através das fibras α e τ para baixas reduções (em torno de 50%), Goss como principal componente, enquanto a componente latão é constantemente intensificada à medida que a deformação aumenta. À 85% de redução, as componentes Goss e latão podem ser identificadas com alta intensidade, o que é característico de materiais cfc com baixa SFE [22,23]. Já Akdut, Foct e Gottstein [24] utilizam ODFs (Figura 3.14) e densidade de orientações das fibras τ e β (Figura 3.15) para evidenciar a textura típica de latão para a fase austenítica do AID 2205.

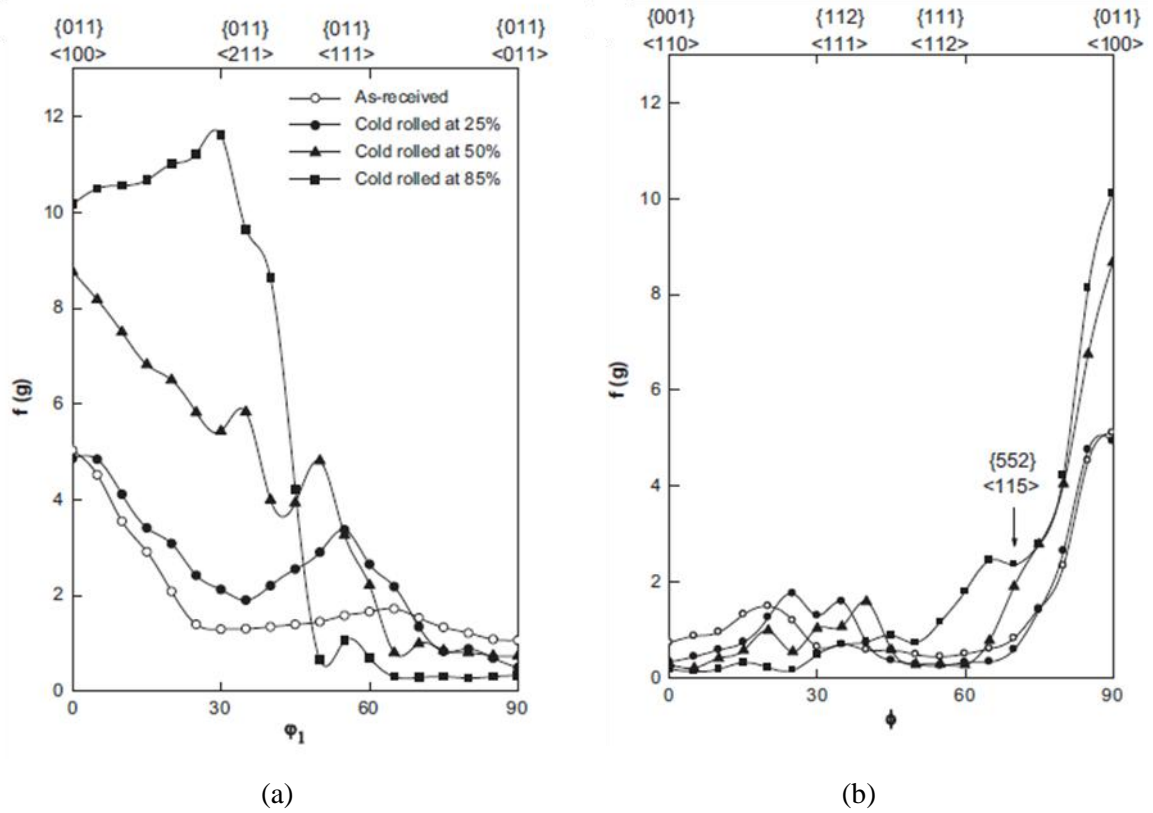


Figura 3.13: Densidade de orientações $f(g)$ ao longo das fibras da fase austenítica do aço inoxidável superduplex 2507, laminado a frio em várias reduções; (a) fibra α , (b) fibra τ [23].

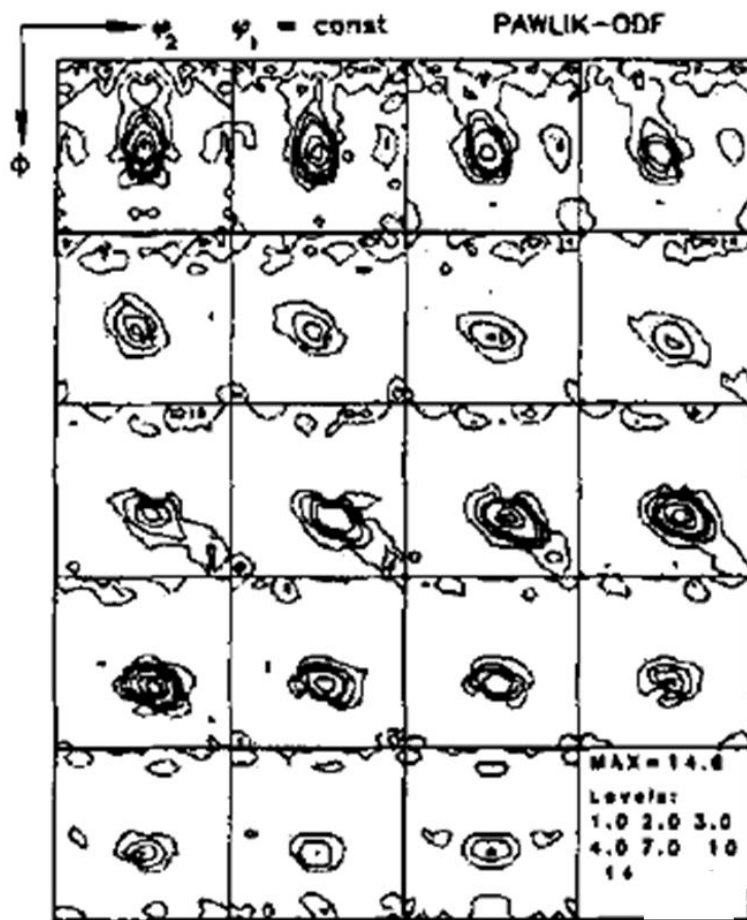


Figura 3.14: ODFs da fase austenítica do AID 2205. Adaptado de Akdut, Foct & Gottstein [24].

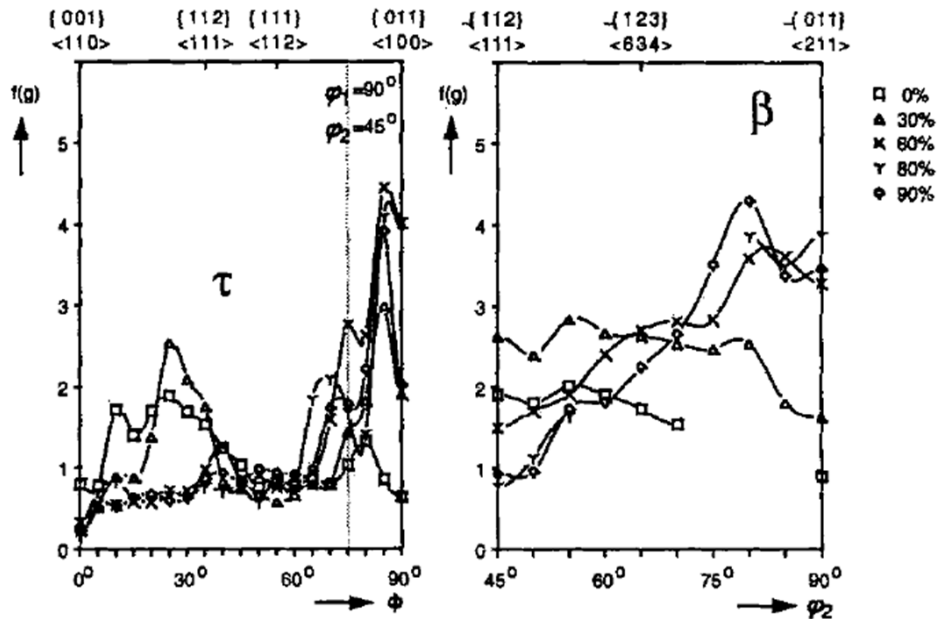


Figura 3.15: Densidade de orientações $f(g)$ ao longo das fibras τ e β da fase austenítica do AID 2205. Adaptado de Akdut, Foct & Gottstein [24].

Já os metais ccc, tem suas principais componentes associadas às fibras α ($\langle 110 \rangle$ paralela à direção de laminação) e γ ($\{111\}$ paralelo à direção normal), conforme ilustra a Figura 3.16. A Figura 3.17 evidencia que em reduções até 70% a densidade de orientações ao longo da fibra α aumenta uniformemente com a deformação, sendo que as componentes $\{112\}\langle 110 \rangle$ e $\{111\}\langle 110 \rangle$ se tornam ainda mais proeminentes em reduções superiores. Já a fibra γ é relativamente uniforme em reduções de até 80%, a partir disso, a componente $\{111\}\langle 110 \rangle$ se fortalece [21,24].

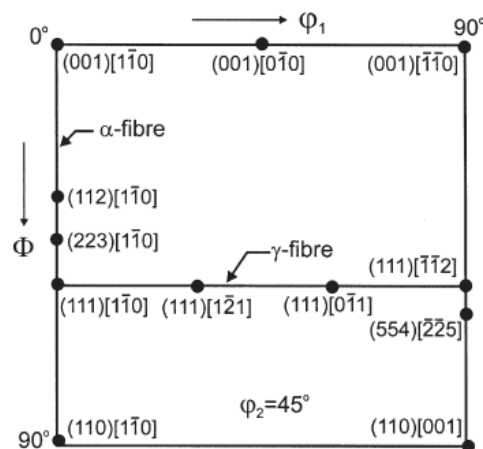


Figura 3.16: Localização das componentes de textura importantes para os metais ccc [21].

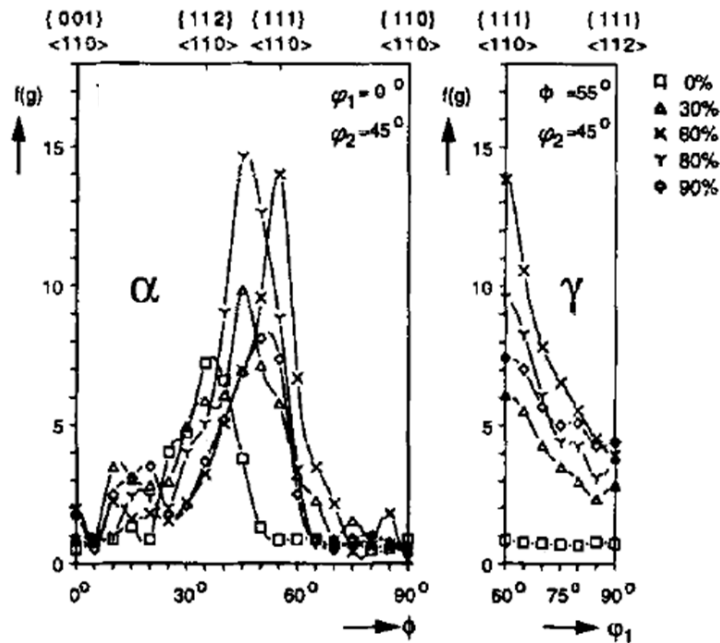


Figura 3.17: Densidade de orientações $f(g)$ ao longo das fibras α e γ da fase ferrítica do AID 2205. Adaptado de Akdut, Foct & Gottstein [24].

Em metais bifásicos, como os AID, a compatibilização da carga da laminação entre as fases pode afetar a evolução da textura, principalmente pela presença dos contornos α/γ que podem restringir a rotação dos grãos, enfraquecendo a textura. O enfraquecimento da textura após a laminação é reportada em diversos trabalhos [25–27].

3.3.3 Textura de recristalização

A microestrutura bifásica, com a presença dos contornos α/γ , dos AIDs também afeta a textura de recristalização. O fortalecimento da componente cubo na austenita e da fibra γ na ferrita, fenômenos típicos da textura de recristalização, não ocorrem de forma acentuada, sendo muitas vezes inexistente. Os novos grãos formados podem manter a orientação prévia de laminação e ter suas fibras fragmentadas em componentes individuais [28,29].

Nos metais ccc é comum notar uma diminuição da fibra α [30] e, para a ferrita, uma orientação dos grãos mais aleatória após a recristalização, o que indicaria a ausência de uma relação de orientação preferencial entre as fases [26].

Já os metais cfc com baixa EFE, como os aços inoxidáveis austeníticos, a textura de recristalização é geralmente caracterizada pelas componentes cobre ($\{112\}\langle 111\rangle$), e cubo $\{001\}\langle 100\rangle$ [31].

A textura de recristalização de metais deformados pode ser descrita por dois mecanismos [21,31–36]:

- I. Teoria de nucleação orientada: a textura de recristalização é caracterizada pela orientação de novos núcleos com uma orientação particular, assumindo que núcleos com orientações específicas se formam mais rapidamente do que com outras orientações.
- II. Teoria de crescimento orientado: a textura de recristalização é determinada pelo crescimento preferencial de grãos com orientação específica provindos de uma textura mais aleatória, assumindo que existem relações específicas de rotação com rápida migração do contorno de grão.

De acordo com Lee e Han [37], os grãos com orientação Goss que persistem após a laminação das ligas cfc parecem agir como núcleos durante a recristalização. Assim, esses se desenvolvem consumindo os grãos vizinhos de latão. Já nas ligas ccc, a baixa energia armazenada nas componentes $\langle 110\rangle$ comparada às componentes da fibra γ , leva ao favorecimento da nucleação dos grãos $\{111\}$ [36,38,39].

Gonçalves, Santos e Oliveira [40] caracterizaram a textura do AID 2205 após laminação a frio com 64% de redução e recozimento à 1055°C, conforme representa a Figura 3.18. Pode-se notar um enfraquecimento das fibras α e γ para a ferrita. Já para a austenita, percebe-se o enfraquecimento de latão e um leve desenvolvimento da componente cobre.

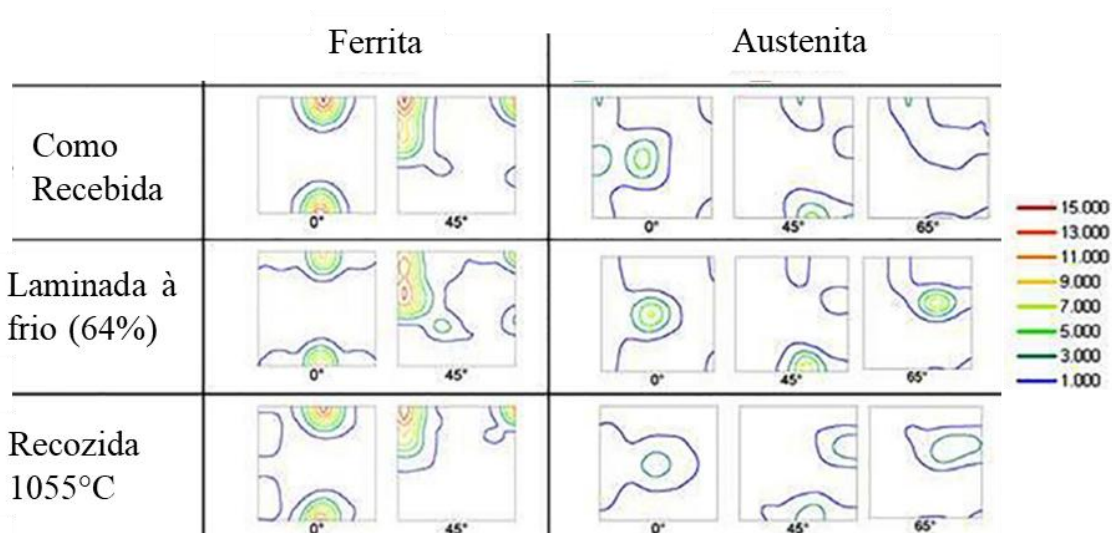


Figura 3.18: ODFs do AID 2205 para amostras como recebida, laminada a frio com 64% de redução e recozidas à 1055°C. Adaptada de Gonçalves, Santos & Oliveira [40].

3.4 Distribuição Característica dos Contornos de Grão (GBCD – “*Grain Boundary Character Distribution*”)

Os contornos de grão são barreiras para o escorregamento, que conferem resistência mecânica aos materiais metálicos [41]. Por outro lado, os contornos também são fontes para susceptibilidade e falha, levando à degradação e redução de performance [42].

Os contornos CSL (“*Coincident site lattice*”) são pontos coincidentes de compartilhamento atômico, caracterizados por valores específicos de desorientação. A formação de um contorno do tipo CSL está representada na Figura 3.19. Esses contornos são classificados de acordo com o valor de sigma. Designa-se como sigma (Σ) a densidade volumétrica de sítios coincidentes, calculada conforme ilustra a formação de $\Sigma 5$ na Figura 3.20 [42–46].

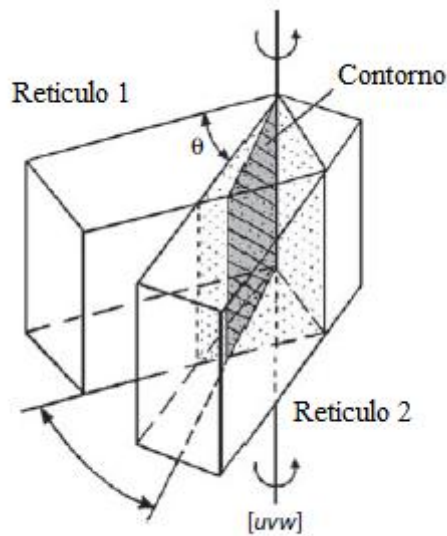
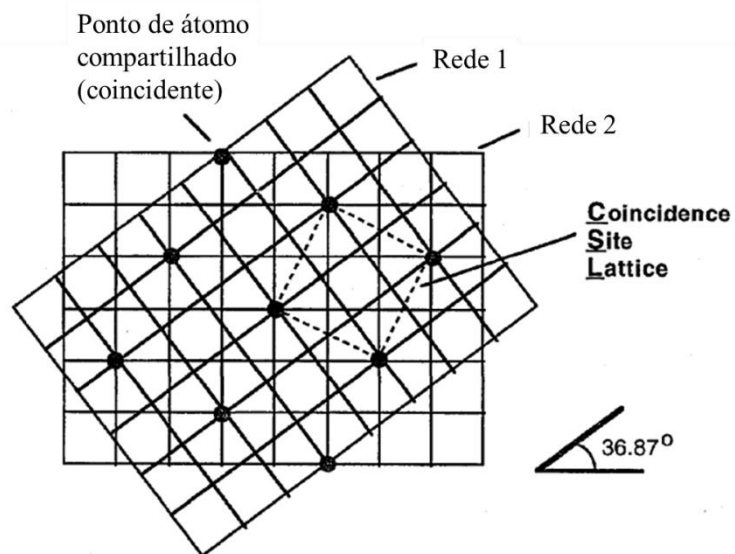


Figura 3.19: Formação de um contorno CSL onde dois retículos vizinhos estão desorientados por θ/uvw , onde θ e uvw são o ângulo o eixo de desorientação, respectivamente. [adaptada Engler e Randle[20]].



$$\Sigma = \frac{\text{Volume de CSL por célula unitária}}{\text{Volume de redes por célula unitária}}$$

Figura 3.20: Representação esquemática da geometria CSL para $\Sigma 5$ formado por desorientação de $36.87^\circ/\langle 100 \rangle$ de duas redes adjacentes [adaptada de Aust [43]].

A Figura 3.21 também representa um contorno CSL do tipo $\Sigma 5$, que possui em um (em azul) a cada cinco átomos (em vermelho e verde) localizados em sítios coincidentes numa relação de desorientação $36.87^\circ/\langle 100 \rangle$.

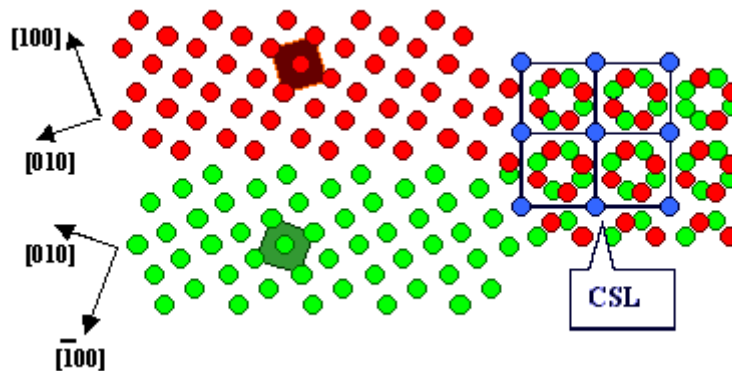


Figura 3.21: Representação bidimensional da formação do CSL $\Sigma 5$ [47].

CSL são considerados especiais por possuírem melhores propriedades quando comparados aos contornos de alto (HAGB – “*High Angle Grain Boundary*”) e de baixo ângulo (LAGB – “*Low Angle Grain Boundary*”), quando $3 \leq \Sigma \leq 29$ [43,48]. O processamento envolvido para aumentar a fração desses contornos é denominado engenharia de contorno de grão (GBE – “*Grain Boundary Engineering*”). São gerados principalmente em metais cfc, que formam facilmente maclas de recozimento através de tratamentos termomecânicos, gerando CSL do tipo $\Sigma 3$ [42]. Tipicamente, o processamento de GBE envolve várias interações de laminação à frio e recozimento, resultando em um tamanho de grão fino e melhor desempenho [49].

Contornos CSL do tipo $\Sigma 3$ apresentam menores energias que os contornos comuns, o que confere a melhoria de algumas propriedades [42,49–51]. Muitos trabalhos [52–61] mostram o aumento do desempenho mecânico, como a ductilidade, e da resistência à fragilização, oxidação, corrosão intergranular e por pite em aços que passaram por tratamentos visando o aumento de contornos especiais do tipo CSL. O entendimento e controle da textura de metais recozidos também é reportada [43]. Em metais ccc já existem evidências de que os contornos $\Sigma 3$ também são especiais devido aos planos de baixa indexação [62].

Na caracterização de AID, Zhao e co-autores [61] notaram a deterioração da resistência à corrosão para um aço *lean duplex* com a diminuição dos contornos CSL baixo- Σ . Para os AID convencionais, Malta e co-autores [63] observaram que a adição de molibdênio, faz com que a formação de contornos CSL seja desfavorável, quando comparado ao *lean*.

A textura de recozimento dos materiais ccc e cfc tem sido explicada pela relação entre crescimento orientado e contornos do tipo CSL. Foi estabelecido que certas desorientações, em torno de 40° de $\langle 111 \rangle$ em ccc e $26,5^\circ$ de $\langle 110 \rangle$ em cfc, resultaram em alta mobilidade das interfaces que cresceram preferencialmente durante a recristalização [37,64–66]. A maior mobilidade de contornos CSL $\Sigma 7$, desorientados $38,2^\circ$ de $\langle 111 \rangle$, também está intimamente ligada à teoria de crescimento orientado e parece estar associada a substituição de grãos deformados com textura S por grãos recristalizados com textura cubo [66]. Malta e co-autores [67] observaram que durante o recozimento do aço inoxidável ferrítico, os grãos de orientação $\{554\}\langle 225 \rangle$ se formam as custas dos de orientação $\{112\}\langle 110 \rangle$, sob uma desorientação de $26,5^\circ$ de $\langle 110 \rangle$, a mesma dos contornos CSL $\Sigma 19a$.

3.5 Desempenho Mecânico

A combinação de alta resistência mecânica e resistência à corrosão tem despertado o interesse nos AID nas últimas décadas. A Aperam South America, fornecedora do AID deste estudo, fornece valores de limite de resistência (LR) igual à 840 MPa, 620 MPa de limite de escoamento – 0,2% (LE) e 29 % de alongamento – 50 mm (AL) para a amostra laminada a frio e recozida para este material [68]. A norma ASTM A240 [69] estabelece LR = 620 MPa, LE = 450 MPa e AL = 25% para o AID 2205.

Para alcançar esse desempenho mecânico, o controle da microestrutura em seu processamento é de grande importância. Principalmente das frações volumétricas de ferrita e austenita, uma vez que os mecanismos de deformação, endurecimento e amaciamento agem diferentemente em cada uma dessas fases [16]. Além de influenciar a textura, a presença dos contornos α/γ afeta consideravelmente os mecanismos de deformação dos AID, devido ao escorregamento cristalográfico nas fases ccc e cfc e às incompatibilidades de deformação dos contornos de fase [70–73].

Quando as duas fases são deformadas em conjunto, a deformação não é distribuída uniformemente [74]. A deformação plástica na ferrita ocorre predominantemente pela movimentação das deslocações devido à alta SFE e aos vários

sistemas de escorregamento. Já na austenita, pode ocorrer tanto por movimentação de deslocações, quanto por transformações induzidas por deformação [75].

Inicialmente, a deformação se concentra na ferrita que é a fase mais macia e, na recuperação, é significativamente amaciada formando rapidamente estrutura de subgrãos [16,76]. À medida em que a deformação prossegue, o gradiente de deformação interna diminui devido à transferência das tensões e deformações da matriz para a austenita. Já na recuperação dessa fase, nota-se a ação de mecanismos de amaciamento, como recuperação dinâmica e recristalização e deslizamento de contorno de grão devido ao grande acúmulo de energia interna [16,77].

Além dos mecanismos de deslizamento ou maclação da austenita e dos múltiplos sistemas de escorregamento da ferrita, caso a austenita não esteja adequadamente estabilizada, ocorre a formação de martensita induzida por deformação (“*SIM – strain-induced martensite*”). Em AID padrão, como o 2205, a austenita é mais estável devido à alta SFE que está diretamente ligada a composição química [78–80].

Para o aço estudado, Breda e co-autores[78] evidenciam a formação de SIM após laminação à frio com 85% de redução na espessura. Além disso, notou-se também a influência da textura inicial da austenita na SIM, induzindo à maior estabilidade dessa fase e um retrocesso na cinética dessa transformação. Também é reportado[81] o aumento da resistência e da plasticidade com o refino de grão por homogeneização, laminação a frio e recozimento. A SIM também é inibida através desses processamentos e da adição de molibdênio [63,81].

A influência dos contornos especiais do tipo CSL no desempenho mecânico dos materiais também tem sido estudada[75,82–84]. Paula e co-autores[75] observaram uma correlação entre o aumento da ductilidade do AID 2304 com o aumento da fração dos contornos CSL $\Sigma 3$ na austenita. Enquanto o aumento dos contornos CSL $\Sigma 13b$ na ferrita, foram associados à perda de resistência.

3.6 Resistência à Corrosão

O estudo acerca da resistência à corrosão abrange o conhecimento da microestrutura do material e seu comportamento eletroquímico quando exposto a

diferentes meios corrosivos. A interação entre o material e o ambiente corrosivo causa a sua deterioração, podendo torná-lo inviável à aplicação que lhe foi conferida [85].

A resistência à corrosão é determinada pela capacidade que os aços têm de se passivar e permanecer passivados no ambiente corrosivo em que se encontram. Essa propriedade está relacionada a fatores como composição química, tamanho de grão, distribuição e morfologia das inclusões, precipitação de fases e qualidade da superfície. Os AID possuem elevada resistência à corrosão generalizada e alta resistência à corrosão intergranular devido ao baixo teor de carbono [85–87].

Os mecanismos de corrosão mais comuns nos aços inoxidáveis duplex são corrosão por pite, corrosão sob tensão e fragilização por hidrogênio. Quando há precipitação de fases intermetálicas, que são ricas em elementos de liga, o material fica mais susceptível à corrosão já que as zonas adjacentes aos precipitados ficam empobrecidas de elementos como o cromo e o níquel [9,87]. A Figura 3.22 ilustra as regiões de austenita e ferrita adjacentes ao precipitado empobrecidas em cromo devido à formação da fase intermetálica.

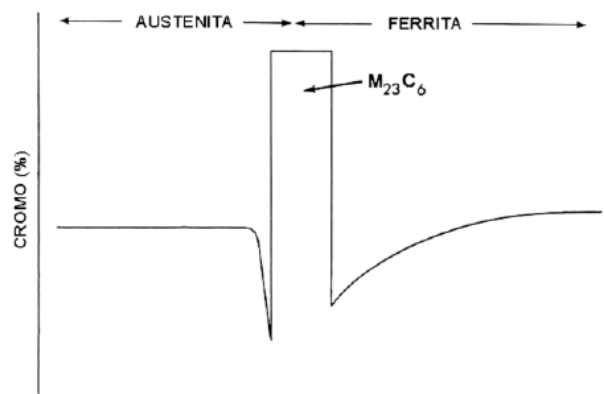


Figura 3.22: Perfil de cromo esquemático da interface ferrita/austenita, onde ocorreu a precipitação de carboneto $M_{23}C_6$ ⁴³.

O aumento do teor de cromo, molibdênio e nitrogênio nos aços inoxidáveis melhora a resistência à corrosão por pite em solução contendo cloretos, sendo essa forma de corrosão a mais temida por ser um ataque localizado, podendo causar falhas como corrosão sob tensão e fragilização por hidrogênio [88]. A Figura 3.23 apresenta as principais morfologias dos pites nos aços.

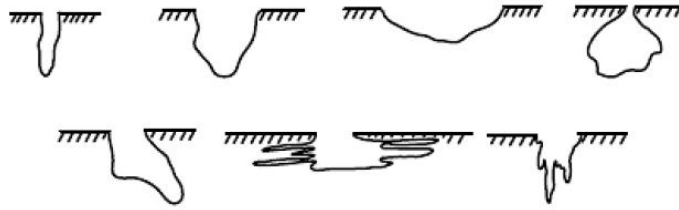


Figura 3.23: Principais morfologias encontradas dos pites em aços [85].

Uma forma comum de se prever a susceptibilidade de um aço inoxidável à corrosão por pite é empregando-se um indicador de resistência à corrosão como o fator PREN (*Pitting Resistance Number*) [89].

$$PREN = \%Cr + 3,3(\%Mo + \%W) + 16(\%N) \quad (\text{Equação 3.1})$$

O diagrama da Figura 3.24, fornecido pela Aperam South America, compara qualitativamente o potencial de pite em um meio agressivo (13,5% NaCl / pH=8,0) de alguns aços ferríticos, austeníticos e duplex. Os altos índices de cromo, nitrogênio e molibdênio Os altos índices de cromo, nitrogênio e molibdênio fazem com que o AID 2205 possuam uma excelente aplicabilidade em relação à resistência a corrosão por pites, possuindo performance, inclusive, superior ao AISI 304L e ao 316L [68].

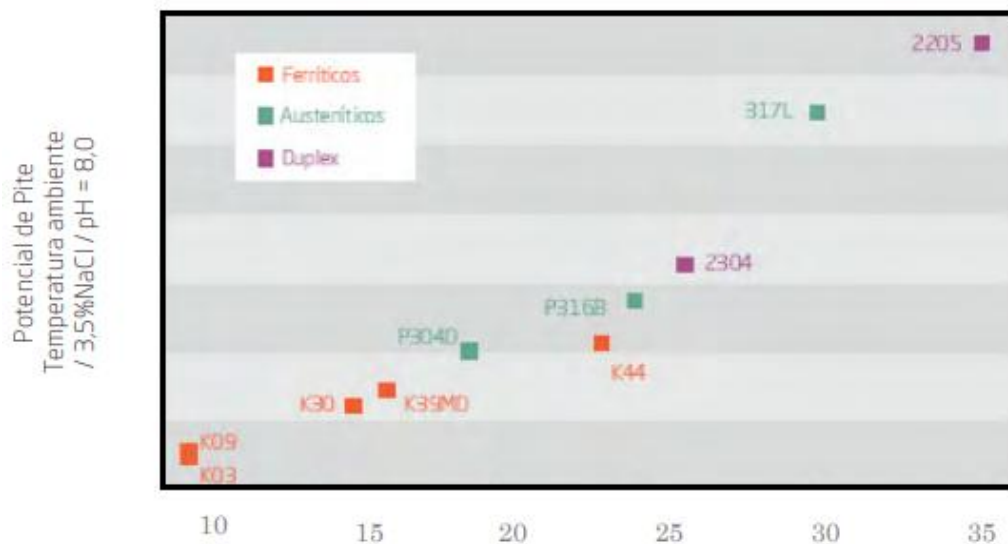


Figura 3.24: Comparação qualitativa do potencial de pite em meio agressivo em relação ao PREN para alguns aços ferríticos, austeníticos e duplex [68].

A dependência das características dos contornos de grão na resistência a corrosão tem sido avaliada por diversos autores [75,90–92]. Qi e co-autores [90]

observaram que, para um aço inoxidável austenítico, o aumento da fração dos contornos CSL de baixo Σ pode levar ao aumento da resistência à corrosão por pite para aços de mesmo tamanho de grão. Após sensitização, a resistência à corrosão relativa de LAGB, contornos $\Sigma 3$ e $\Sigma 9$ foram 100%, 95% e 25%, enquanto contornos $\Sigma 27$, outros contornos baixo- Σ e HAGB aleatórios não apresentaram resistência à corrosão.

Malta e co-autores [75] observaram uma correlação do aumento da resistência à corrosão por pite da austenita com o aumento da fração dos contornos CSL $\Sigma 3$ no AID 2304. Enquanto para a ferrita, o aumento dos contornos CSL $\Sigma 13b$ foram associados a um desempenho inferior.

A microestrutura resultante dos processos termomecânicos também possui um papel fundamental na resistência a corrosão. Para o AID 2205, Luo e co-autores[92] observaram que, após tratamento térmico de homogeneização à 1000°C durante duas horas, a camada passiva se mostrou mais estável em solução de cloreto de sódio do que a condição original. Portanto, a homogeneização poderia aumentar a resistência a pite do AID devido à redução de áreas precursoras de pite. Para o mesmo material, Jinlong e co-autores[81] observaram que o refino de grão por homogeneização, laminação a frio e recozimento também aumentou a resistência a pite em ambiente salino.

4. METODOLOGIA

4.1 Materiais

O aço inoxidável duplex 2205 foi utilizado como material de estudo, e recebido na forma de chapa laminada a quente e recozida, com espessuras de 4,12 e 5,5 mm e comprimentos de 150 mm, produzidas industrialmente pela Aperam South America. A composição química deste material está apresentada na Tabela 4.1 a seguir.

Tabela 4.1: Composição química (% em massa) do aço inoxidável duplex 2205

C	Mn	P	S	Si	Cr	Ni	Mo	Cu	N
0,0234	1,797	0,0374	0,001	0,278	22,52	5,54	3,246	0,148	0,157

4.2 Recozimento de homogeneização

Em uma das rotas de processamento, a chapa como recebida (AR – “*as-received*”) passou por recozimento para homogeneização à temperatura de 1100°C e 30 minutos de encharque em um forno elétrico *Linn Elektro Therm*, e posterior resfriamento em água com agitação (ARH – “*as-received homogenized*”).

A Figura 4.1 apresenta a curva experimental de aquecimento da chapa como recebida, obtendo-se o tempo estimado de 180 s para atingir a temperatura de homogeneização.

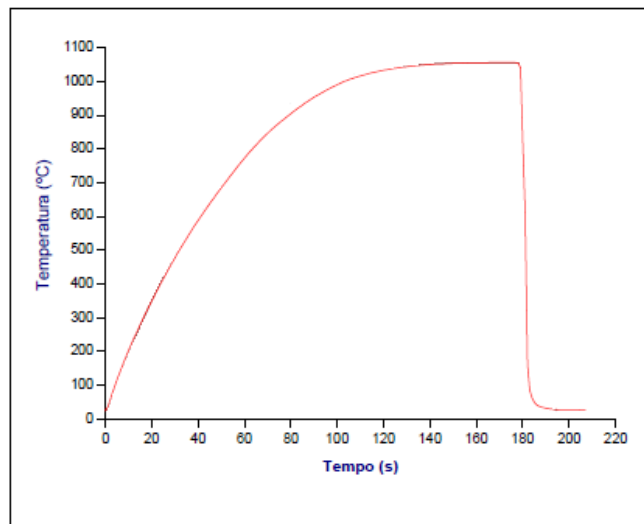


Figura 4.1: Curva de aquecimento do AID 2205 laminado a quente e recozido.

4.3 Laminação a Frio

A chapa como recebida foi submetida à deformação plástica (CR – “*cold rolled*”) em um laminador piloto *Fröhling*, a uma velocidade de 6,5 m/min. A redução na espessura foi de aproximadamente 75%, alcançada em 14 passes de laminação, conforme a Tabela 4.2.

Tabela 4.2: Plano de passes da laminação a frio da chapa como recebida

Passe	Espessura Inicial (mm)	Espessura Final (mm)	Deformação Acumulada (%)
1	4,12	3,84	6,80
2	3,84	3,56	13,59
3	3,56	3,13	24,03
4	3,13	2,74	33,50
5	2,74	2,44	40,78
6	2,44	2,21	46,36
7	2,21	2,03	50,73
8	2,03	1,89	54,13
9	1,89	1,70	58,74
10	1,70	1,59	61,41
11	1,59	1,47	64,32
12	1,47	1,28	68,93
13	1,28	1,14	72,33
14	1,14	1,02	75,24

Na rota após a solubilização (CRH – “*cold rolled homogenized*”), a chapa obteve redução de 80% da espessura alcançada em 12 passes de laminação, conforme a Tabela 4.3.

Tabela 4.3: Plano de passes da laminação a frio da chapa solubilizada

Passe	Espessura Inicial (mm)	Espessura Final (mm)	Deformação Acumulada (%)
1	5,5	5,04	8
2	5,04	4,97	10
3	4,97	4,64	16
4	4,64	3,41	38
5	3,41	3,35	39
6	3,35	3,04	45
7	3,04	2,3	58
8	2,3	2,06	63
9	2,06	1,92	65
10	1,92	1,73	69
11	1,73	1,32	76
12	1,32	1,11	80

As chapas laminadas a frio foram fracionadas em corpos de prova de 1 cm largura e 10 cm de comprimento, os quais foram submetidos a recozimento no forno elétrico *Linn Elektro Therm*.

4.4 Recozimento

Após a laminação a frio, as amostras de ambas as rotas de processamento foram recozidas a 1050°C com 180 segundos de encharque em um forno elétrico *Linn Elektro Therm* e resfriadas em água com agitação, gerando o produto final (FP – “*final product*” e FPH – “*final product homogenized*”). A temperatura e o tempo foram escolhidos de acordo com o diagrama de fases ilustrado na Figura 4.2, para obter uma fração de austenita e ferrita aproximadamente iguais e com ausência de fases deletérias. Este diagrama foi calculado utilizando a base de dados TCFE4 do Thermo-Calc™ para a composição química dada na Tabela 4.1. O perfil de aquecimento das amostras laminadas está representado na Figura 4.3.

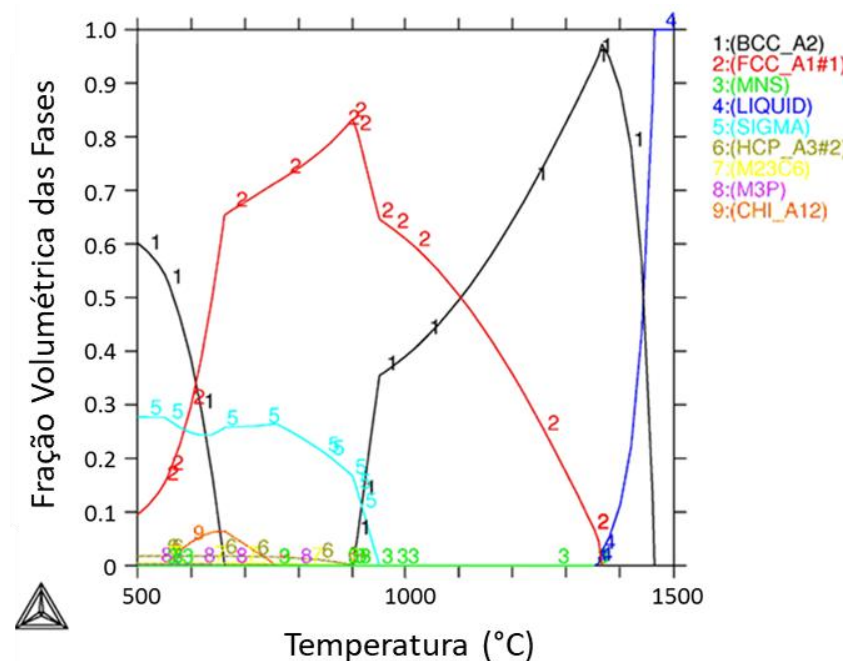


Figura 4.2: Diagrama de fases calculado no Thermo-Calc™ para o AID 2205.

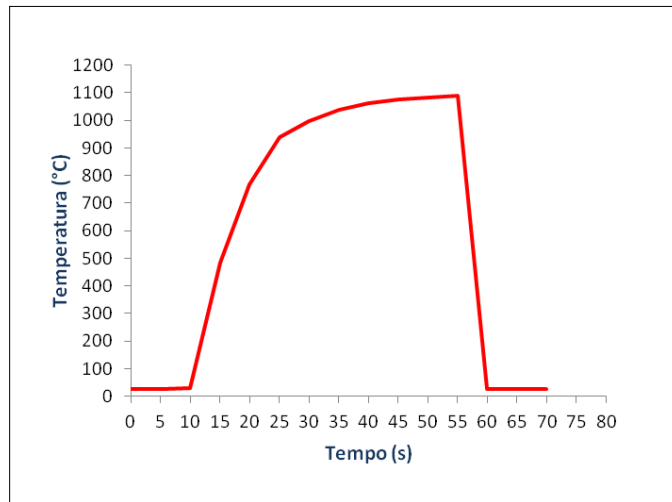


Figura 4.3: Curva de aquecimento do AID 2205 laminado a frio.

Assim, foram obtidas 6 condições, conforme resume a Tabela 4.4.

Tabela 4.4: Identificação das amostras deste estudo de acordo com o processamento empregado

Identificação	Processamento		
	Solubilização	Laminação a frio	Recozimento
AR	-	-	-
CR	-	$\epsilon = 0.75$	-
FP	-	$\epsilon = 0.75$	1050°C 180s
ARH	1100°C 1800 s	-	-
CRH	1100°C 1800 s	$\epsilon = 0.80$	-
FPH	1100°C 1800 s	$\epsilon = 0.80$	1050°C 180 s

4.5 Preparação Metalográfica

As orientações correspondentes ao produto laminado estão representadas na Figura 4.4, onde ND, RD e TD correspondem às direções normal, de laminação e transversal, respectivamente.

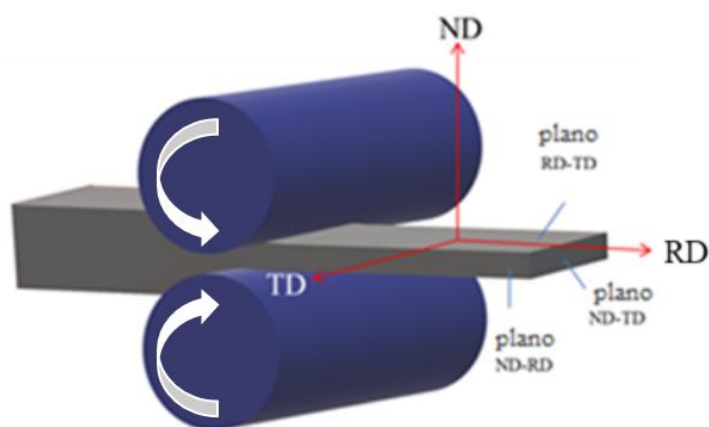


Figura 4.4: Ilustração esquemática das direções e planos da chapa laminada.

As amostras foram preparadas de acordo com procedimento metalográfico convencional, envolvendo seccionamento, embutimento a quente, lixamento em lixas #100, #240, #320, #400, #600, #1000 e #2400.

Para microscopia óptica (MO), microscopia eletrônica de varredura (MEV) e difração de elétrons retroespalhados (EBSD), as amostras foram retiradas na seção longitudinal à direção de laminação ao longo da espessura (plano ND-RD) e polidas com pasta de diamante de 9 μm , 3 μm , 1 μm e solução OPS durante 180 s. O contorno de grão foi revelado por ataque eletrolítico (solução de ácido oxálico 10%, 4,5 V e catodo de platina) e registrado no MO. Para o MEV, a separação de fase foi revelada por ataque químico com o reativo Behara (Solução de estoque: 48g de bifluoreto de amônia; 800 ml de água destilada; 400 ml de ácido clorídrico. Solução de Ataque: 100 mL de solução de estoque e 1 g de bissulfito de potássio).

Para difratometria de raios-x (DRX) e polarização cíclica, a preparação foi realizada no plano de laminação (RD-TD). As amostras de polarização cíclica foram embutidas com um ponto de solda em um fio para contato elétrico e as de DRX foram retiradas do embutimento para análise.

4.6 Difractometria de Raios-x

A análise de difração de raios X foi realizada em um difratômetro da marca Panalytical, modelo Empyrean, com radiação Cu K α ($\lambda = 0,15418$ nm), varrendo ângulos de 35° a 100° ao passo de 0,02 s⁻¹. As fases e os planos cristalográficos a cada pico foram identificados por comparação com padrões disponíveis no banco de dados do ICSD.

4.7 Difração de Elétrons Retroespalhados

O EBSD foi obtido via detector acoplado ao MEV, de marca FEI e modelo Inspect S50, em áreas de 40 x 120 μm^2 e passo de 0,2 μm . A tensão de aceleração utilizada foi de 20 kV e a distância de trabalho aproximadamente 20 μm . Os arquivos de dados obtidos por EBSD foram processados e a proporção de fases, tamanho de grão, textura e distribuição característica dos contornos de grão foram obtidos utilizando o software OIMTM.

4.8 Ensaio de Tração

Com o intuito de caracterizar as propriedades mecânicas, foram usinados corpos de prova sub-size no plano RD-TD na RD por meio de eletroerosão a fio, conforme a norma ASTM A370-14 [93], e submetidas ao ensaio de tração em triplicata com uma taxa de deformação de 10⁻³ mm.s⁻¹ em uma máquina Instron modelo 5582. O limite de escoamento, limite de resistência e o alongamento até a estrição foram determinados em todas as condições.

4.9 Teste de Polarização Cíclica

A resistência à corrosão por pite foi mensurada por Polarização Cíclica (PC) nas condições após recozimento, utilizando solução 3,5% em massa de NaCl desaerada com argônio por uma hora a cada litro, temperatura ambiente, eletrodo de Ag/AgCl, potencial de varredura igual a 2,0 mV/s e densidade de corrente de reversão igual à 10⁻³ A/cm².

5. RESULTADOS E DISCUSSÃO

5.1 Microscopia Óptica

As micrografias da Figura 5.1 apresentam o contorno dos grãos da fase austenítica das amostras. A amostra como recebida apresenta microestrutura lamelar alongada na direção da laminação à quente. Com a homogeneização, a estrutura se torna mais grosseira, e é possível notar maclas de recozimento na fase austenítica, indicada pela seta na Figura 5.1(b). Após a laminação à frio pode-se notar o encruamento do material e a formação de bandas de cisalhamento nas lamelas de γ , com ângulo de deformação em relação a RD indicado em vermelho. Utilizando o software ImageJ™, pode-se medi-los e obter-se aproximadamente 32° na Figura 5.1(c) e 22° na Figura 5.1(d). A formação dessas bandas tem um papel importante na acomodação da deformação imposta no material, sendo que a ocorrência de ângulos em torno de 25° e 35° é citado com frequência na literatura [23,40,94–96].

Após o recozimento, pode-se notar a recristalização primária da austenita, onde na Figura 5.1(e) é evidenciada uma microestrutura de morfologia mais globular e, na Figura 5.1(f), percebe-se uma morfologia do tipo bambu, mantendo uma estrutura lamelar [97]. A estrutura bandeada gerada pelo trabalho a frio limita o crescimento dos grãos recristalizados em cada fase, o que faz com que a microestrutura permaneça com morfologia bandeada mesmo após a recristalização total de ambas as fases [70,97,98]. O fato da amostra FP aparentar um processo de recristalização mais acentuado pode ser explicado devido à maior força motriz para a recristalização, por meio do maior acúmulo de deslocamentos durante a deformação plástica da amostra FP, quando comparada à FPH que passou pelo processo de homogeneização.

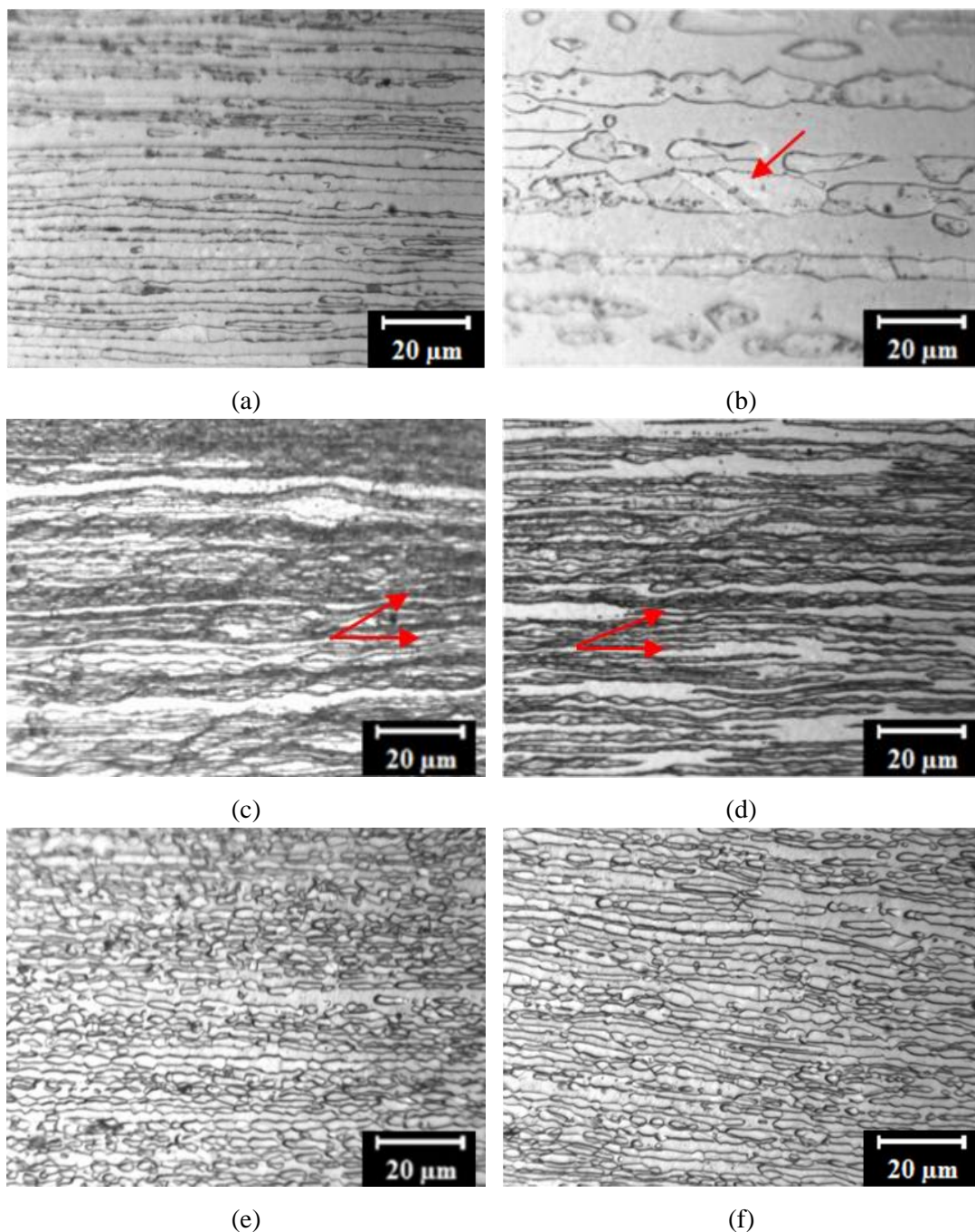
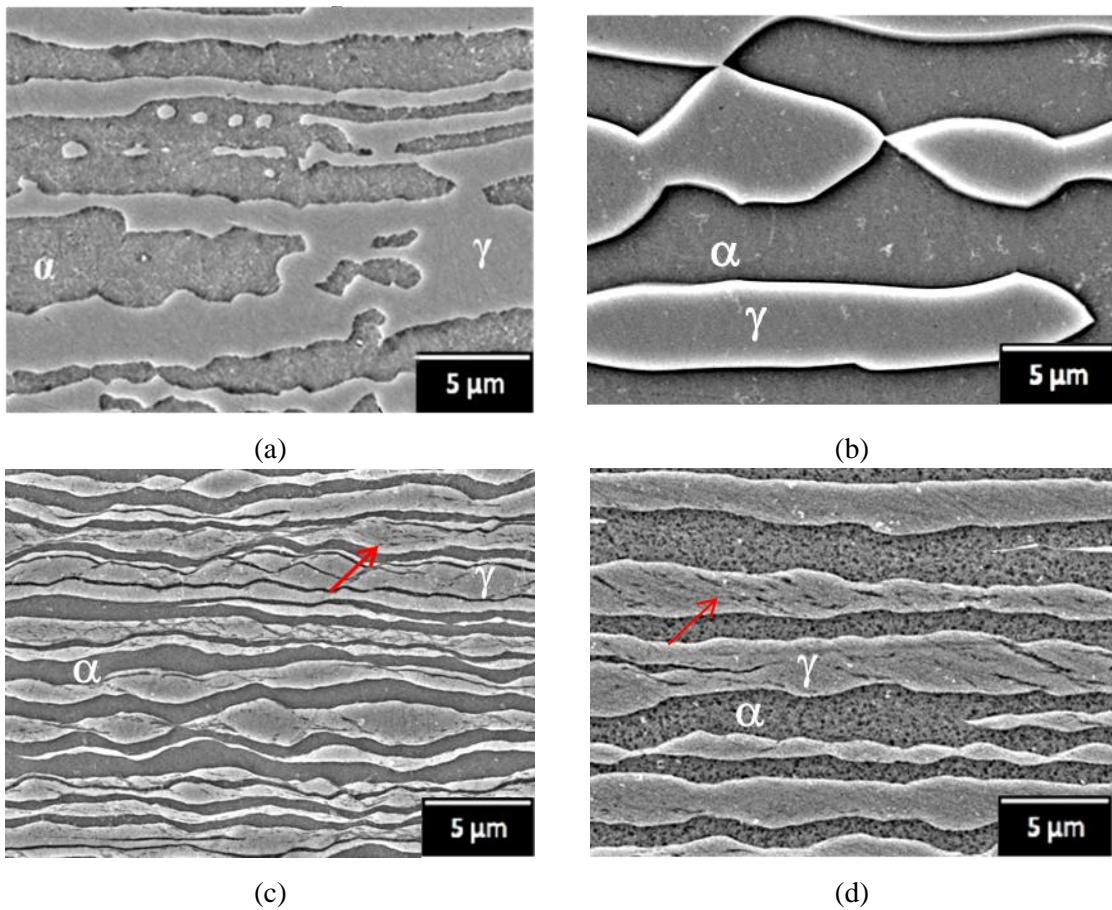


Figura 5.1: Micrografia das amostras (a) AR, (b) ARH, (c) CR, (d) CRH, (e) FP, (f) FPH. Ataque: Ácido oxálico 10%.

As características evidenciadas no MO são acentuadas nas micrografias obtidas por MEV apresentadas na Figura 5.2. Após o trabalho à frio, as duas fases constituintes foram deformadas plasticamente e desenvolveram uma estrutura de bandas alternadas de ferrita e austenita alinhadas paralelamente ao plano de laminação, sendo chamada de uma estrutura panquecada [95]. Devido à alta deformação, podem ser observadas lamelas com espessura inferior à 1 μm .

As observações feitas no MEV apontam a possibilidade da ocorrência de SIM após a laminação a frio. O reativo utilizado revelou algumas modificações microestruturais dentro da região austenítica, apontadas pela seta em vermelho na Figura 5.2(c) e Figura 5.2(d). Esse comportamento também foi observado por Breda e co-autores [78], ficando mais evidente a medida em que a deformação do AID 2205 aumentava. Em seu trabalho, o fenômeno foi confirmado através de microscopia eletrônica de transmissão (MET) em deformações a frio de 85%. Rodrigues e co-autores [96] identificaram essas modificações como bandas de cisalhamento associadas a formação localizada de SIM.



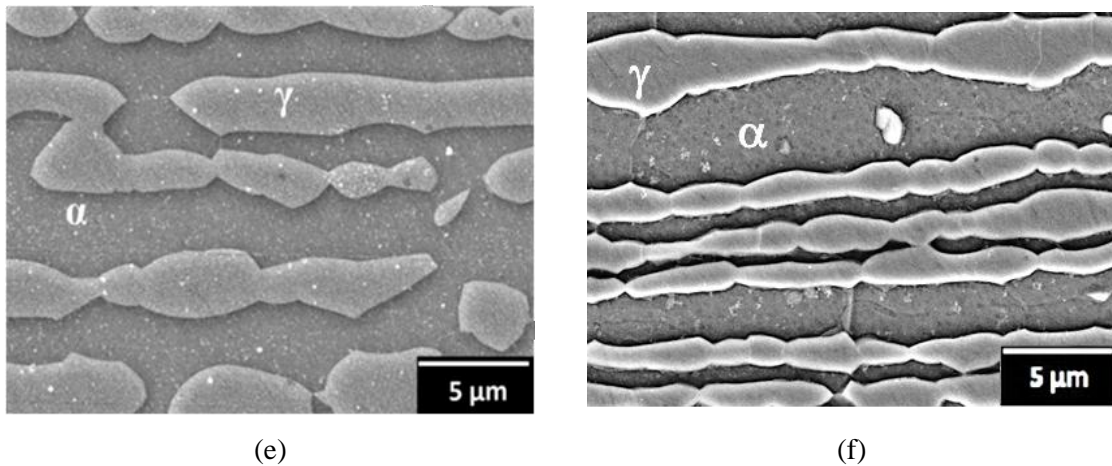


Figura 5.2: Micrografia das amostras (a) AR, (b) ARH, (c) CR, (d) CRH, (e) FP, (f) FPH. Ataque: Behara.

5.2 Difractometria de Raios-x

Os difratogramas apresentados na Figura 5.3 são caracterizados por picos estreitos e, nas amostras AR e ARH, de alta intensidade nos picos principais $(110)_\alpha$ e $(111)_\gamma$. Com a laminação a frio, o desaparecimento do pico $(200)_\gamma$ pode ser associado ao desenvolvimento de textura ou a SIM[78,99,100]. Entretanto, o uso da DRX para identificação de martensita não é efetiva devido à sobreposição de seus picos com os de ferrita. Após recozimento, as amostras FP e FPH apresentaram altura dos picos $(200)_\alpha$ e $(220)_\gamma$ próxima à dos picos principais $(110)_\alpha$ e $(111)_\gamma$, indicando a formação de textura em ambas as fases [78].

Em nenhuma condição foi evidenciada a presença de outras fases além da ferrita e austenita.

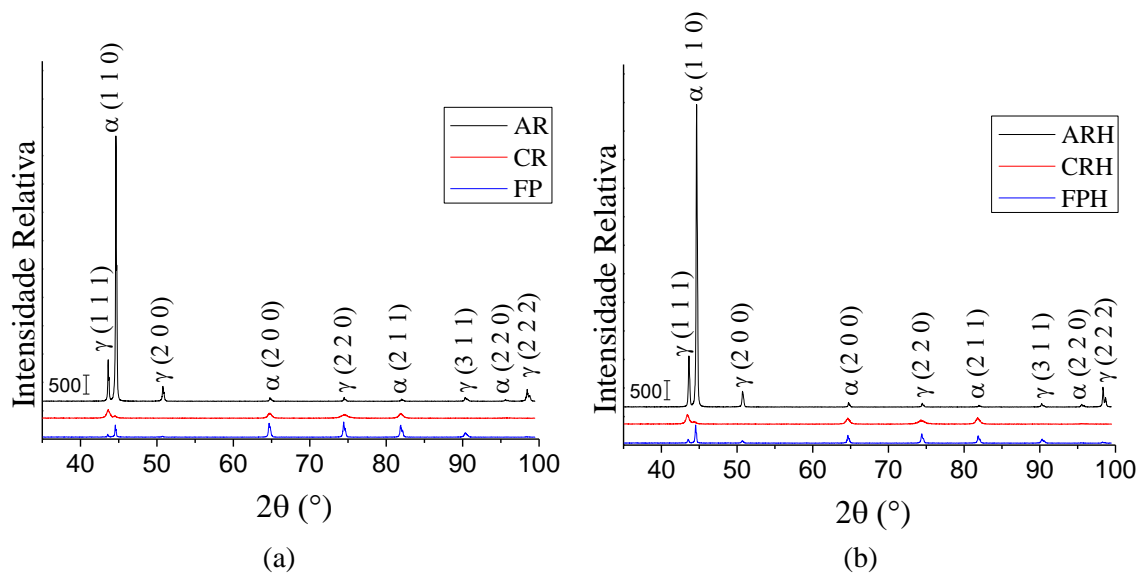


Figura 5.3: Difratomogramas de raios-x para as amostras (a) sem homogeneização e (b) homogeneizadas. Estão representadas as fases α e γ com seus respectivos planos cristalográficos.

5.3 Difração de Elétrons Retroespalhados

5.3.1 Qualidade de imagem

A Figura 5.4 obtida no centro do plano ND-RD através da função “*Image Quality*” do software OIM™, reforça as características microestruturais apresentadas no MEV. Nessas imagens fica mais claro a recristalização da amostra FP, com estrutura mais globular, enquanto FPH apresenta estrutura do tipo bambu.

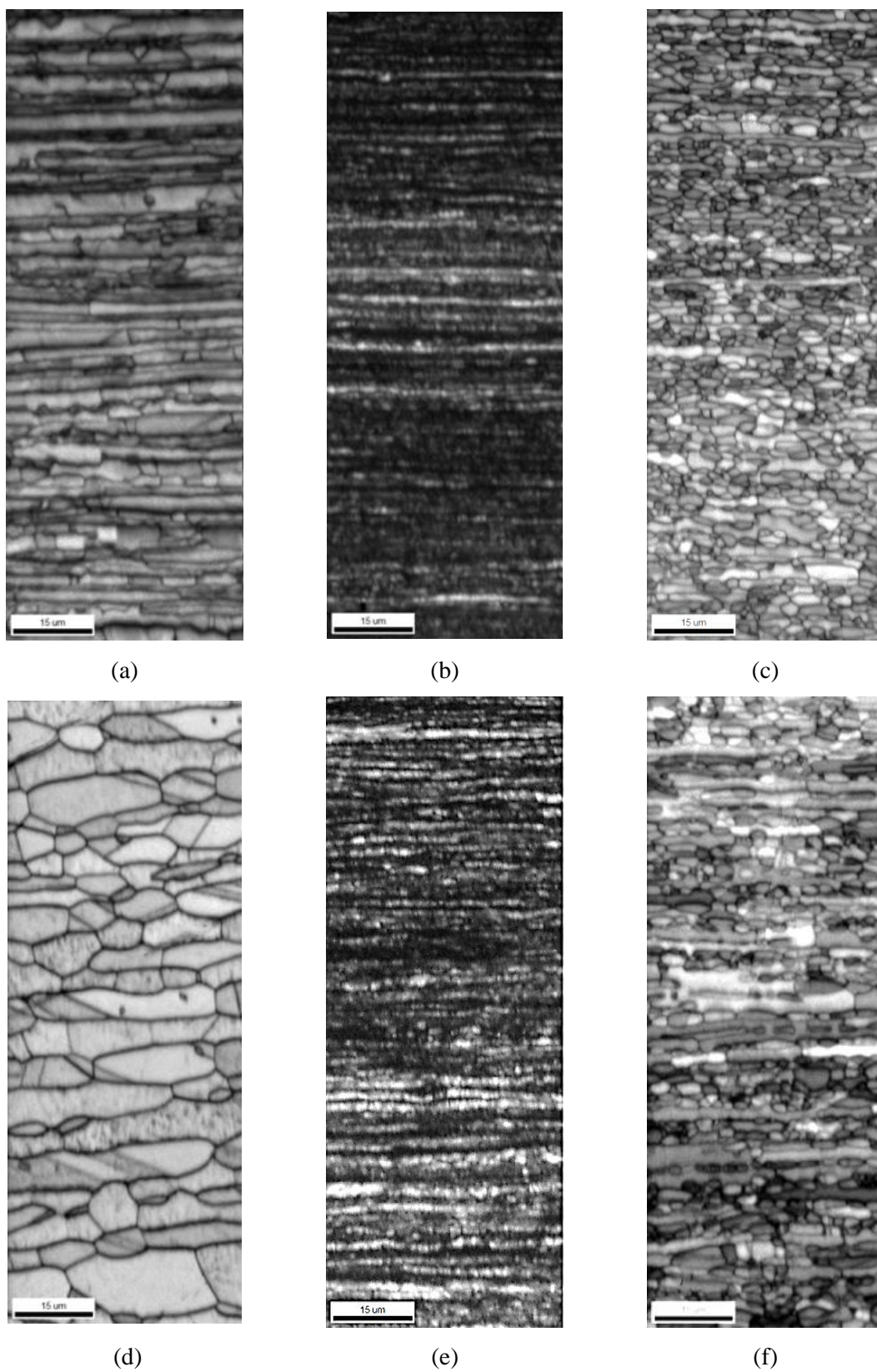


Figura 5.4: IQ (Image Quality) das amostras (a) AR, (b) CR, (c) FP e (d) ARH, (e) CRH, (f) FPH.

5.3.2 Mapa de fases e ângulo de rotação dos contornos de grão

Através do software OIM™ obteve-se os mapas de fases da Figura 5.5 e a fração volumétrica das mesmas, apresentada na Figura 5.6.

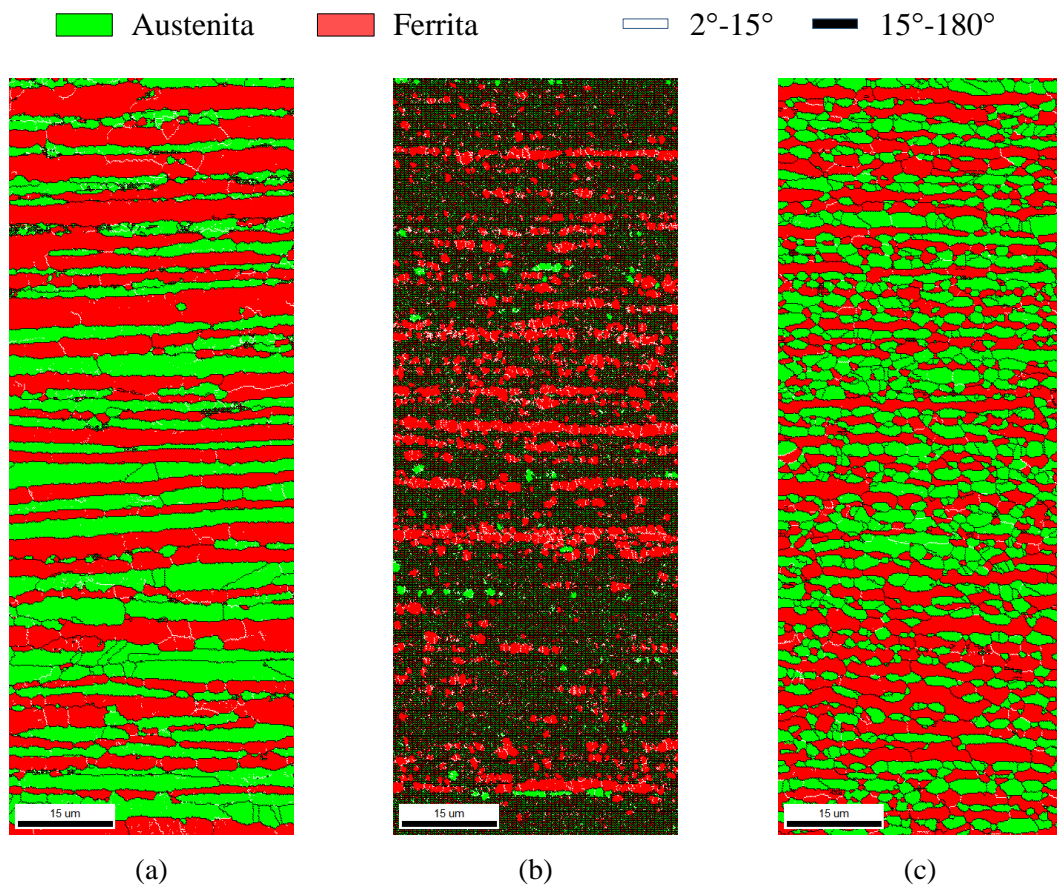
Assim como as microestruturas obtidas anteriormente, observa-se uma microestrutura formada por lamelas alternadas de ferrita (em vermelho) e austenita (em verde). A distribuição é, aparentemente, heterogênea em relação à morfologia das lamelas. A amostra AR apresenta uma microestrutura bem balanceada, com 54,7% de ferrita e 45,3% de austenita. Com a homogeneização, a proporção de fases não apresentou mudanças, sendo 54,3% de α e 45,7% de γ . Na Figura 5.5(d) pode se observar que o tratamento produziu maclas de recozimento na fase austenítica da amostra ARH.

Após a laminação a frio, há uma considerável redução do espaçamento interlamelar com um aumento considerável do achatamento dos grãos, principalmente na ferrita. É possível notar um aumento da fração de ferrita em ambas as condições, passando para 58,7% na amostra CR e 64,9% na amostra CRH, o que pode indicar a formação de SIM a partir da austenita metaestável. A presença de estruturas ccc dentro dos grãos austeníticos sugere que a martensita tenha se formado durante a deformação plástica [63]. Além disso, a falta de resolução do MEV em indexar regiões muito refinadas e deformadas também pode influenciar na fração obtida para cada fase.

Após o recozimento, obteve-se uma proporção de fases equivalente. A fração encontrada para FP foi 50,2% de α e 49,8% de γ . Já FPH, 54,6% de α e 47,4% de γ . Com a separação das fases, é possível notar que a microestrutura do tipo bambu presente na amostra FPH se deve, principalmente, a ausência de recristalização da ferrita. Como a austenita tem menor SFE, o endurecimento por deformação e a força motriz para recristalização dessa fase são maiores do que para a ferrita. Já a ferrita passa por um processo acentuado de recuperação antes da recristalização [101]. Também pelo software, calculou-se o tamanho de grão médio, após o recozimento, por meio do método do intercepto linear após o recozimento. A amostra FP apresentou tamanho médio grão (\overline{TG}) de 1,86 μm , sendo $\overline{TG}_\alpha = 2,9 \mu\text{m}$ e $\overline{TG}_\gamma = 1,67 \mu\text{m}$. E a amostra FPH, $\overline{TG} = 2,26 \mu\text{m}$, sendo $\overline{TG}_\alpha = 3,0 \mu\text{m}$ e $\overline{TG}_\gamma = 1,75 \mu\text{m}$. Alguns trabalhos já

reportaram a obtenção satisfatória de grãos austeníticos ultrafinos ($\overline{TG} \leq 2,0 \mu\text{m}$) através de SIM no trabalho a frio e posterior recozimento seguido de resfriamento rápido [60,102].

Sobreposto ao mapa de fases, pode-se observar em branco os contornos de baixo ângulo (2 a 15°) e em preto os de alto ângulo (15 a 180°). As frações desses contornos estão detalhadas na Figura 5.7.



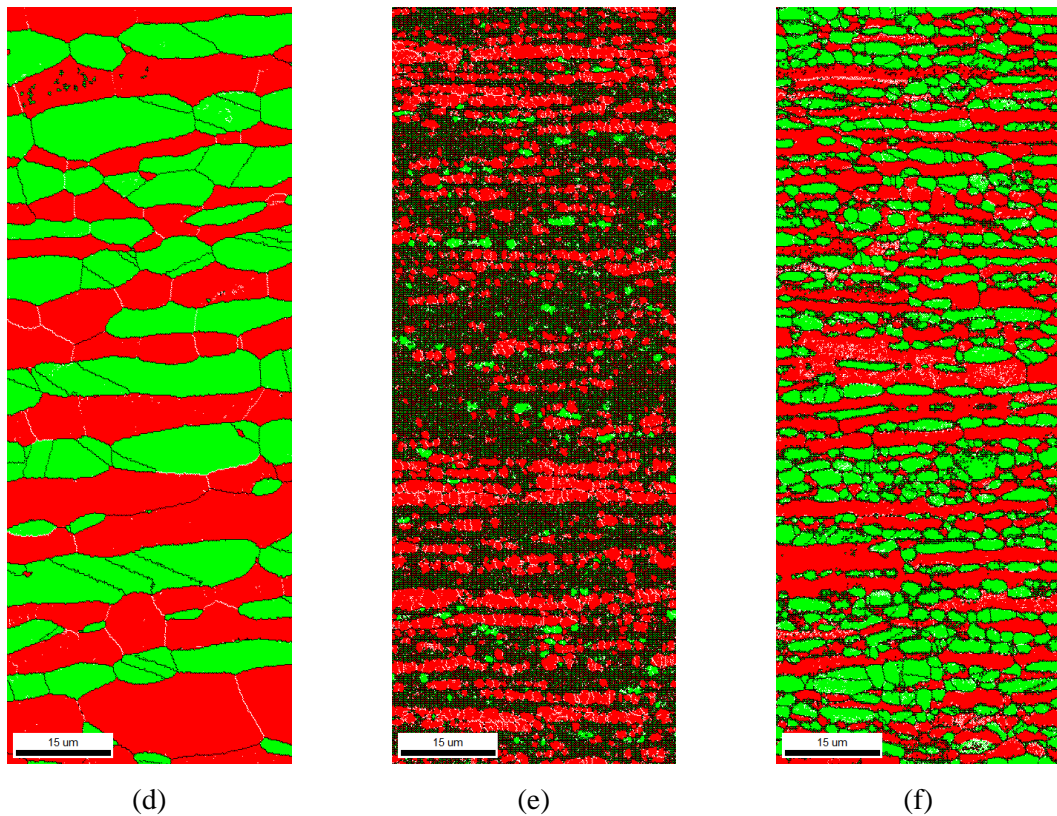


Figura 5.5: Mapa de fases das amostras (a) AR, (b) CR, (c) FP e (d) ARH, (e) CRH, (f) FPH com os contornos de ângulo sobrepostos.

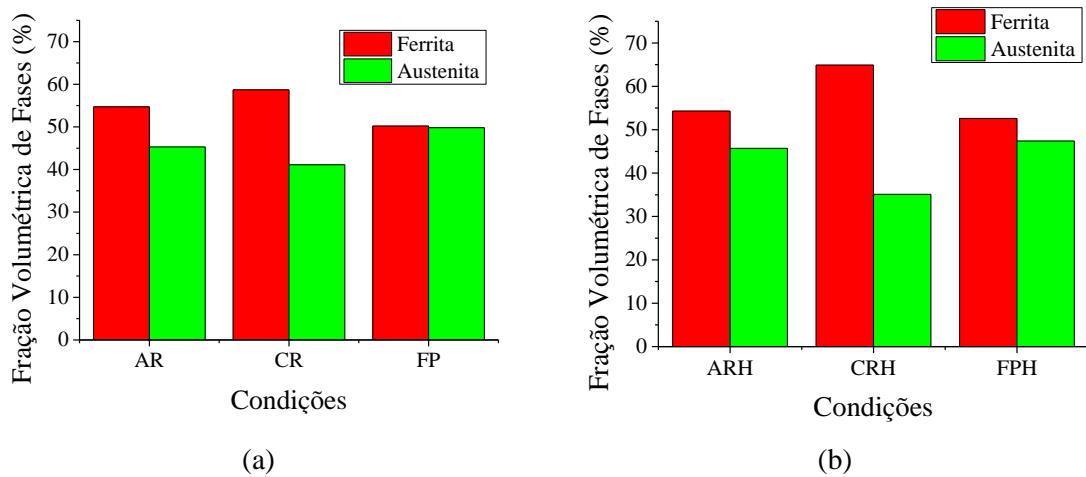


Figura 5.6: Fração volumétrica das fases α e γ para as amostras (a) sem homogeneização e (b) homogeneizadas.

O aumento dos HAGB após laminação a frio, principalmente na austenita como mostra a Figura 5.5(b,e), é consistente com a presença dos pequenos blocos livres de ferrita dentro dos grãos austeníticos, associados a SIM [96,103–105].

A amostra FPH possui maior fração de LAGB, comparada a FP, corroborando com a microestrutura do tipo bambu encontrada nas micrografias, já que a presença de LAGBs pode indicar que o material não se encontra 100% recristalizado [106]. Além disso, os LAGBs interrompem a conectividade com os contornos aleatórios, que são os mais susceptíveis a corrosão intergranular, e são tão resistentes à esse fenômeno quanto os contornos $\Sigma 3$ nos aços inoxidáveis austeníticos [90].

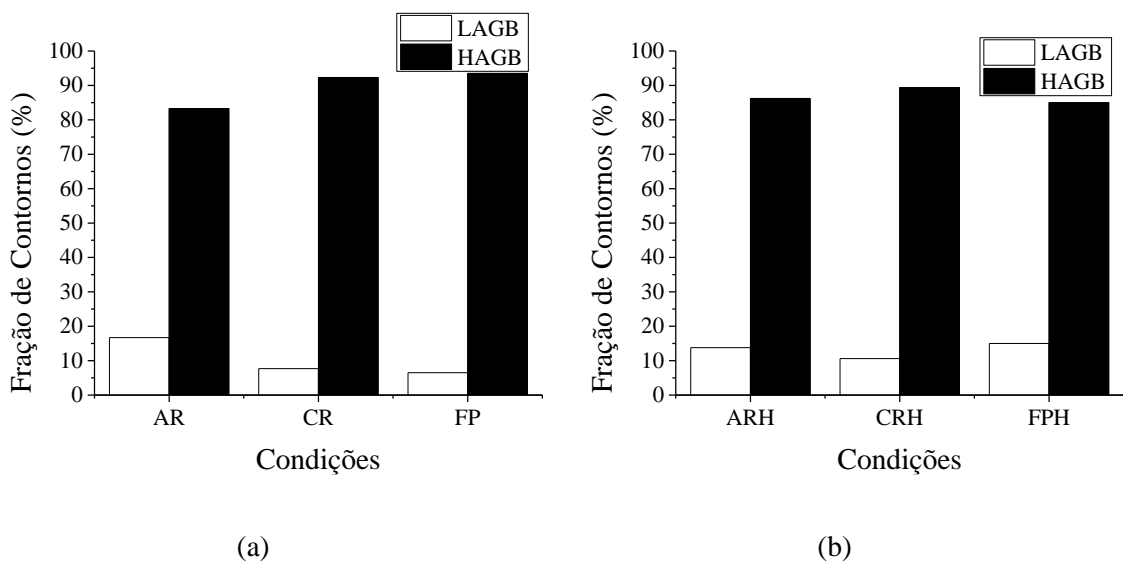


Figura 5.7: Fração de contornos de baixo e alto ângulo para as amostras (a) sem homogeneização e (b) homogeneizadas.

5.3.3 Figura de polo inversa

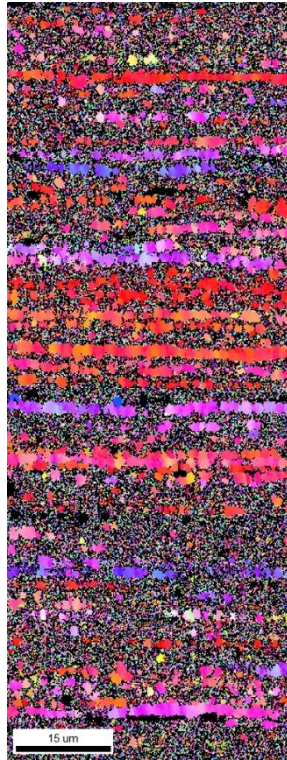
A Figura 5.8 apresenta a figura de polo inversa (IPF – “Inverse Pole Figure”) para a ferrita e a Figura 5.9 para a austenita. As cores correspondem a uma determinada direção paralela a direção normal da amostra (ND), conforme legenda.

Percebe-se que para a amostra AR, há uma distribuição mais estreita das cores em ambas as fases, indicando forte textura. Com a homogeneização, a amostra ARH apresenta uma distribuição ligeiramente mais heterogênea do que a AR, porém é possível notar o reaparecimento das componentes típicas de deformação após o trabalho a frio em ambas as rotas, que mantém mesmo após o recozimento nas amostras FP e FPH. A presença de contornos de baixo ângulo indica que o material não se encontra 100% recristalizado, principalmente na amostra FPH, o que corrobora com o fato de

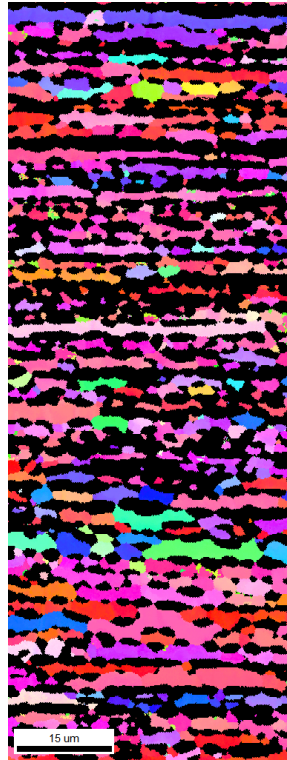
serem observadas texturas típicas de deformação na ferrita e austenita mesmo após o recozimento[106].



(a)



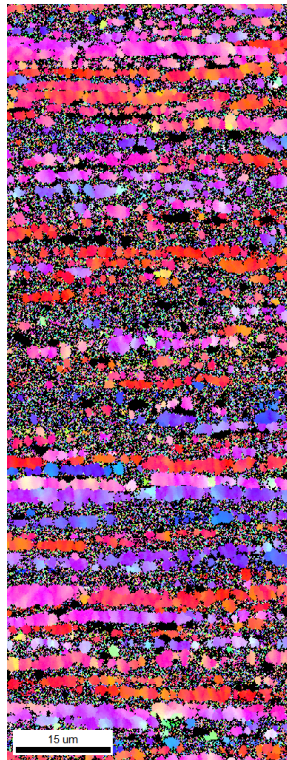
(b)



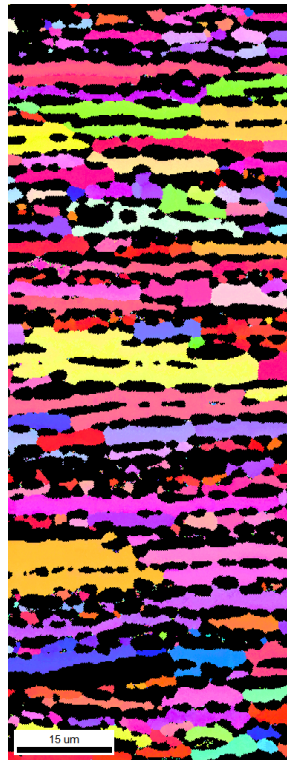
(c)



(d)



(e)



(f)

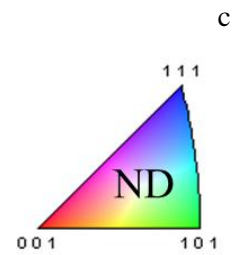


Figura 5.8: IPF ferrita das amostras (a) AR, (b) CR, (c)FP e (d)ARH, (e)CRH, (f)FPH.

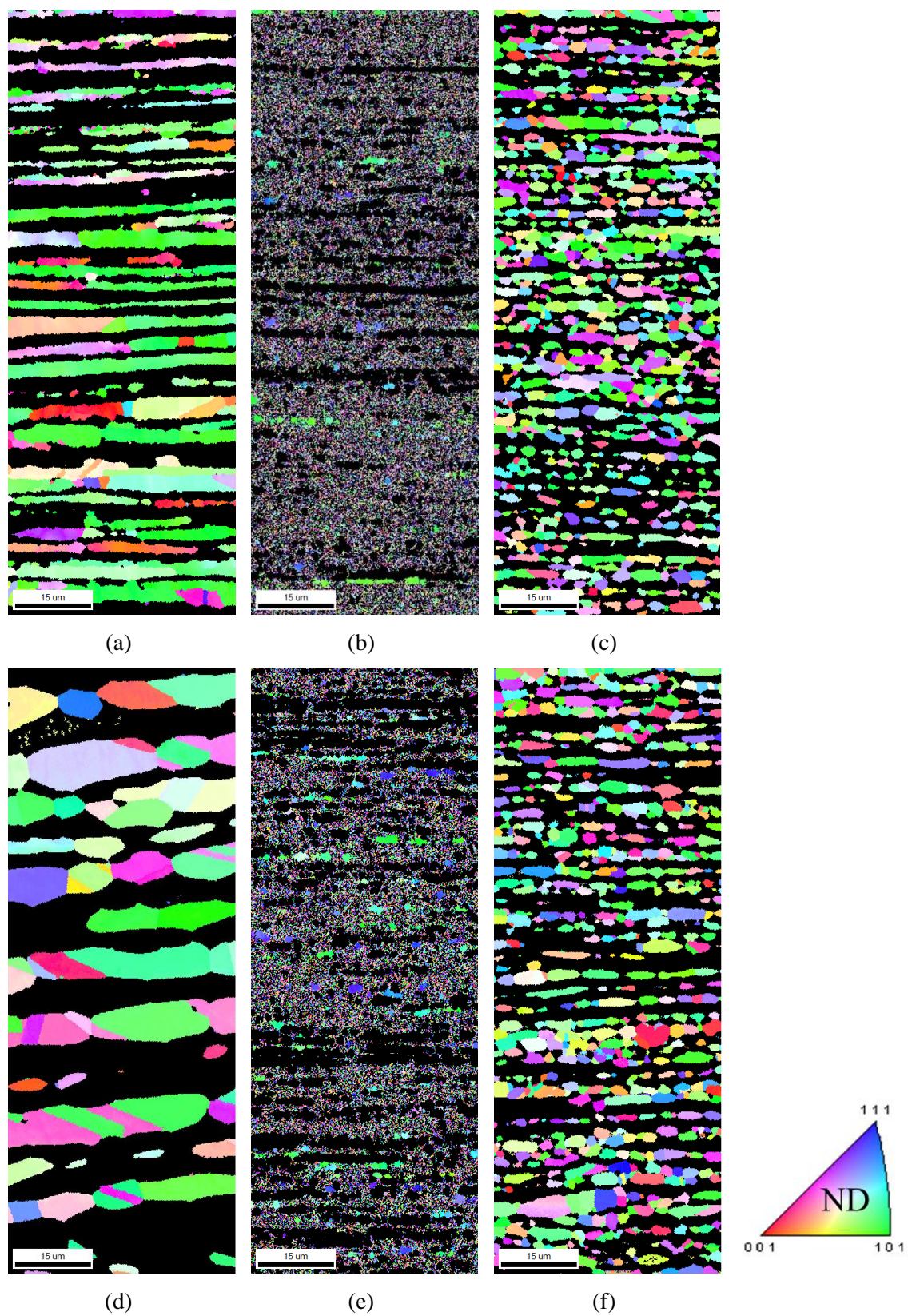


Figura 5.9 IPF Austenita das amostras (a) AR, (b) CR, (c)FP e (d)ARH, (e)CRH, (f)FPH.

5.3.4 Desorientação média de Kernel

O mapeamento de desorientação média de kernel (KAM – “*Kernel Average Misorientation*”) permite avaliar a energia elástica armazenada em cada fase, associada à densidade de deslocamentos e ao acúmulo de deformação plástica. A cor azul representa as regiões de menor energia, seguido de verde, amarelo e sendo as regiões de cor vermelha as de maior energia armazenada, conforme legenda.

O cálculo de KAM é baseado na média de desorientação de cada pixel em relação aos seus vizinhos, sendo uma boa ferramenta para avaliar o grau de deformação e recristalização de uma determinada fase.

A Figura 5.10 apresenta o mapa KAM para a ferrita e a Figura 5.11 para a austenita. Como esperado, pode-se notar que em AR a deformação do trabalho a quente está mais concentrado na austenita, devido a sua menor SFE [101]. Com a homogeneização, ambas as fases apresentam baixas intensidades de KAM, indicando recuperação [103].

Com a laminação a frio, a alta intensidade de KAM está relacionada ao alto acúmulo de deformação em ambas as fases e, principalmente, na austenita devido ao maior acúmulo de deformação ligado a baixa SFE, às bandas de cisalhamento e à formação de SIM [96,101].

As amostras FP e FPH apresentam menores intensidades de KAM após o recozimento. Esse resultado é esperado devido ao acúmulo de energia obtido através da deformação plástica que levou aos processos de recuperação e recristalização em ambas as fases [101]. A etapa de homogeneização antes da laminação a frio parece influenciar no acúmulo de energia proveniente do trabalho a frio, principalmente na ferrita, o que pode ter levado a uma força motriz de recristalização insuficiente para essa fase.

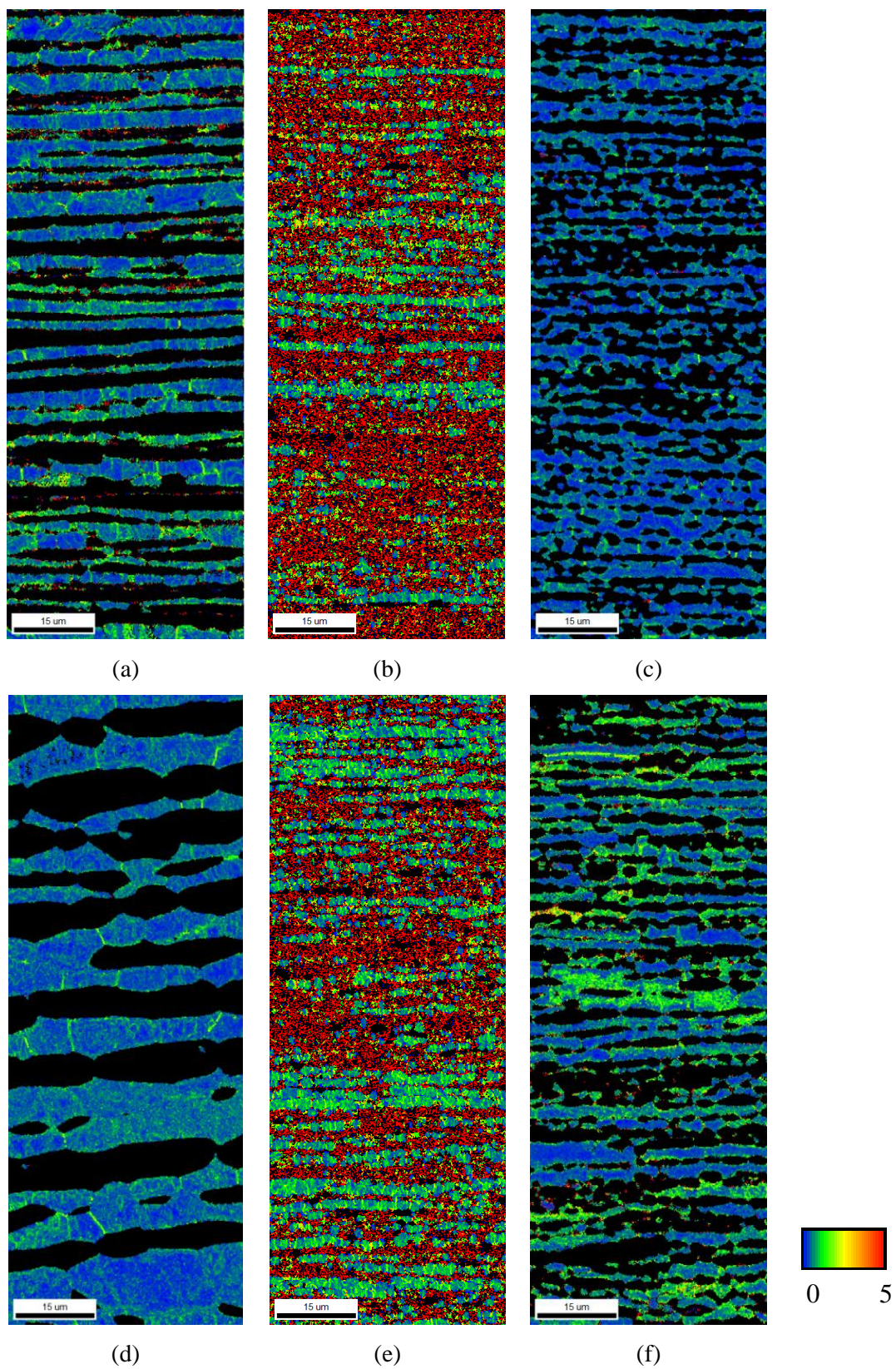


Figura 5.10: Mapa KAM para a ferrita das amostras (a) AR, (b) CR, (c) FP e (d) ARH, (e) CRH, (f) FPH.

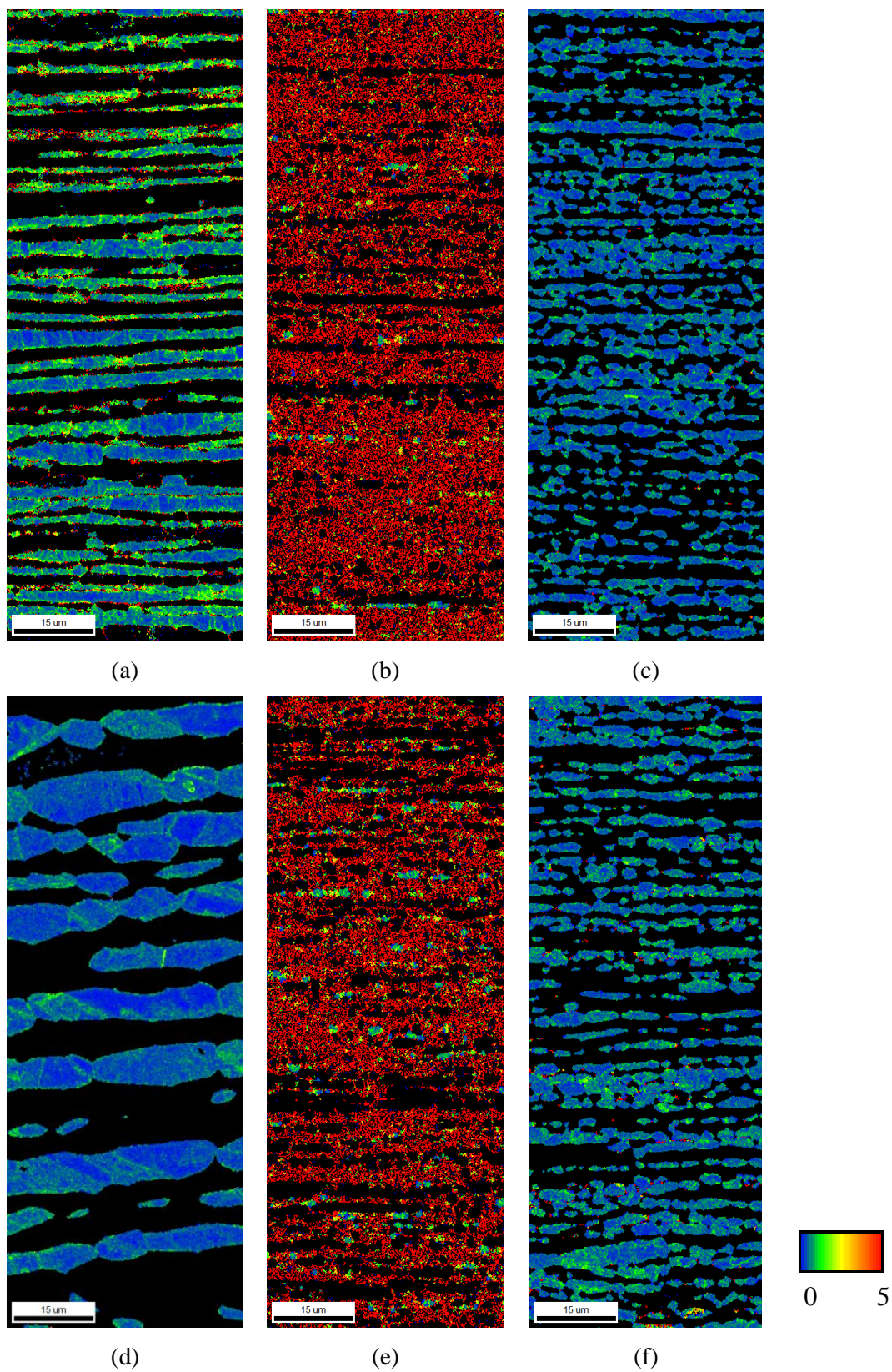
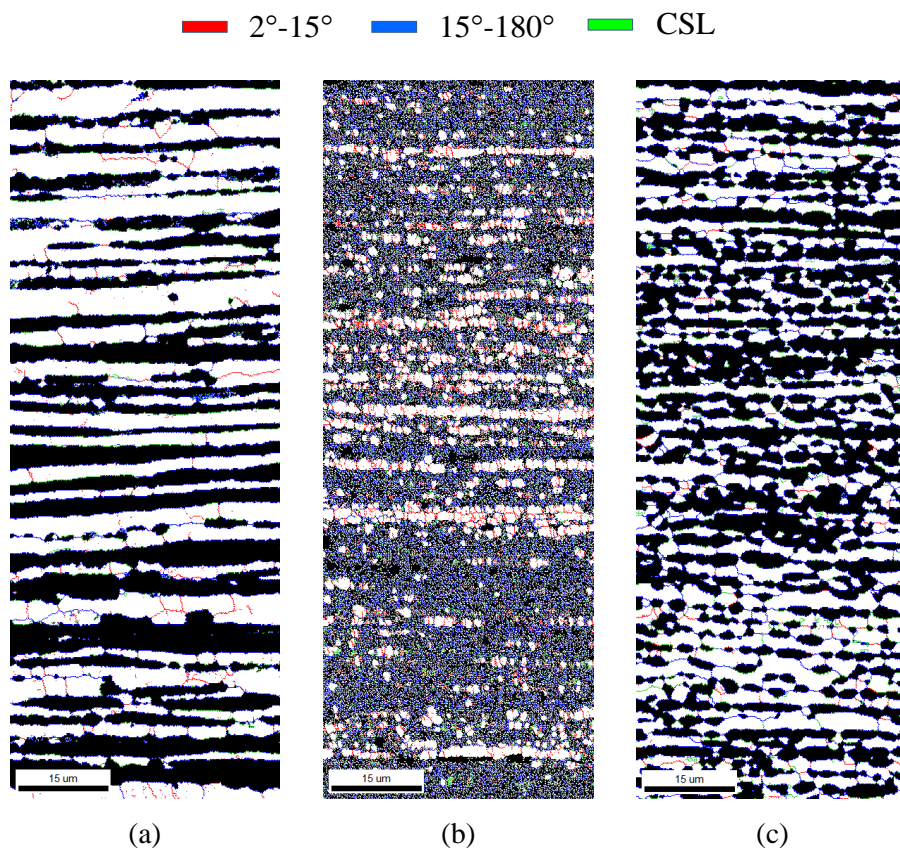


Figura 5.11: Mapa KAM para a austenita das amostras (a) AR, (b) CR(c) FP e (d) ARH, (e) CRH, (f) FPH.

5.3.5 Distribuição característica dos contornos de grão

A Figura 5.12 apresenta a distribuição característica dos contornos de grão para a ferrita e a Figura 5.13 para a austenita.



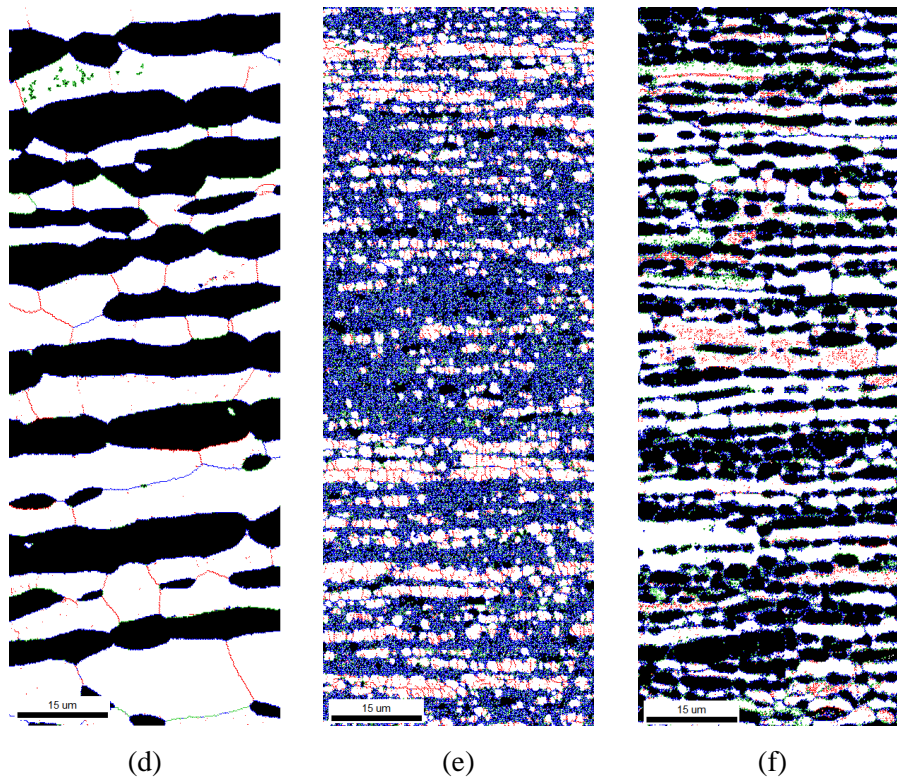
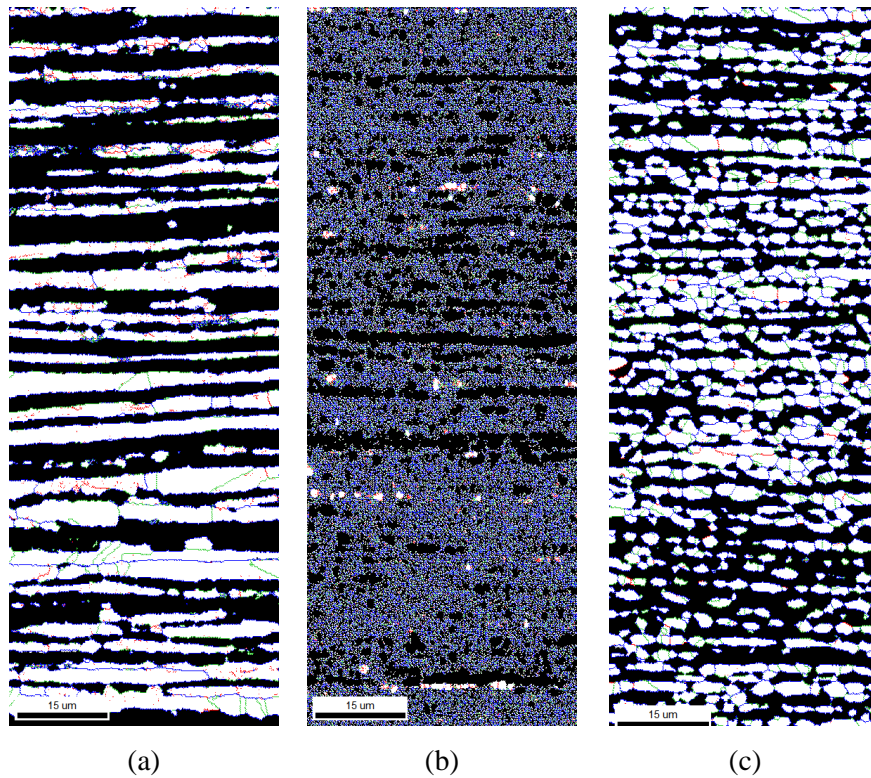


Figura 5.12 Ângulo de rotação dos contornos de grão da ferrita das amostras (a) AR, (b) CR, (c) FP e (d) ARH, (e) CRH, (f) FPH.

— 2°-15° — 15°-180° — CSL



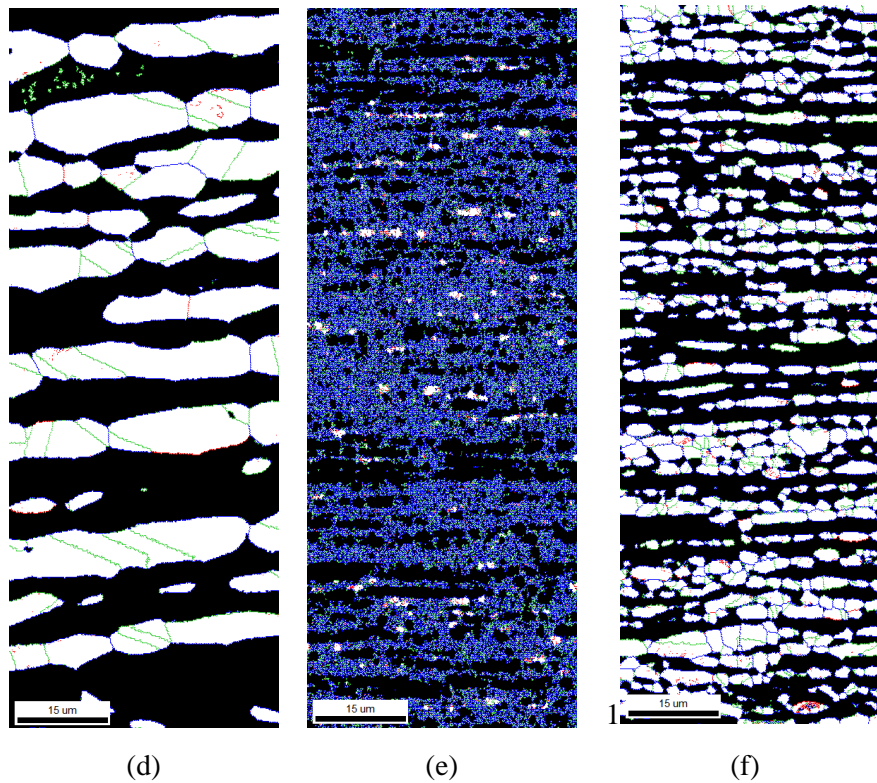


Figura 5.13 Ângulo de rotação dos contornos de grão da austenita das amostras (a) AR, (b) CR, (c) FP e (d) ARH, (e) CRH, (f) FPH.

Para a ferrita, a distribuição dos contornos especiais do tipo CSL está representada na Figura 5.14. Os contornos CSL para as amostras não homogeneizadas estão em AR concentrados em $\Sigma 3$ e $\Sigma 5$, provavelmente devido à presença de maclas de recozimento. Com a laminação a frio, a fração de contornos se distribui em valores de Σ entre 3 e 13. FP tem os contornos $\Sigma 3$, $\Sigma 5$ e $\Sigma 13$ em destaque.

Já nas amostras homogeneizadas, os contornos estão em AR concentrados em $\Sigma 5$ e $\Sigma 17$. Com a laminação a frio, há um decréscimo de $\Sigma 17$, porém ainda é o contorno mais evidente. Após o recozimento, uma expressiva fração de contornos $\Sigma 13$ e $\Sigma 17$ é observada.

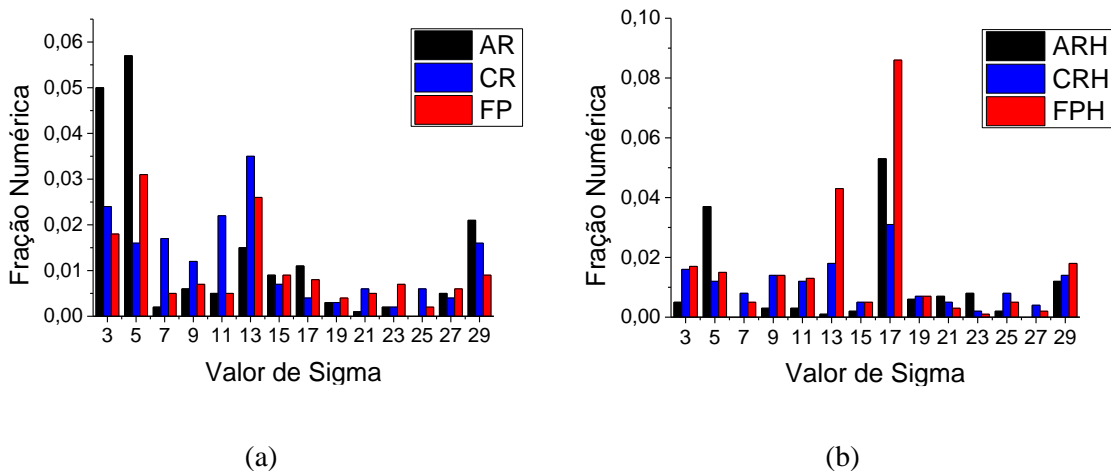


Figura 5.14: Distribuição dos contornos CSL para a fase ferrítica das amostras (a) sem homogeneização e (b) homogeneizadas.

Já para a austenita, podemos observar na Figura 5.15 que os contornos CSL para as amostras não homogeneizadas estão em AR concentrados em $\Sigma 3$ e $\Sigma 5$, provavelmente devido à presença de maclas de recozimento. Com a laminação a frio, a fração de $\Sigma 5$ e $\Sigma 29$ fica mais expressiva. FP tem os contornos $\Sigma 3$, $\Sigma 5$ e $\Sigma 13$ em destaque.

Já nas amostras homogeneizadas, os contornos estão em AR concentrados em $\Sigma 5$ e $\Sigma 17$. Com a laminação a frio, $\Sigma 3$ e $\Sigma 17$ são mais evidentes. Após o recozimento, uma expressiva fração de contornos $\Sigma 3$ e $\Sigma 11$ é observada.

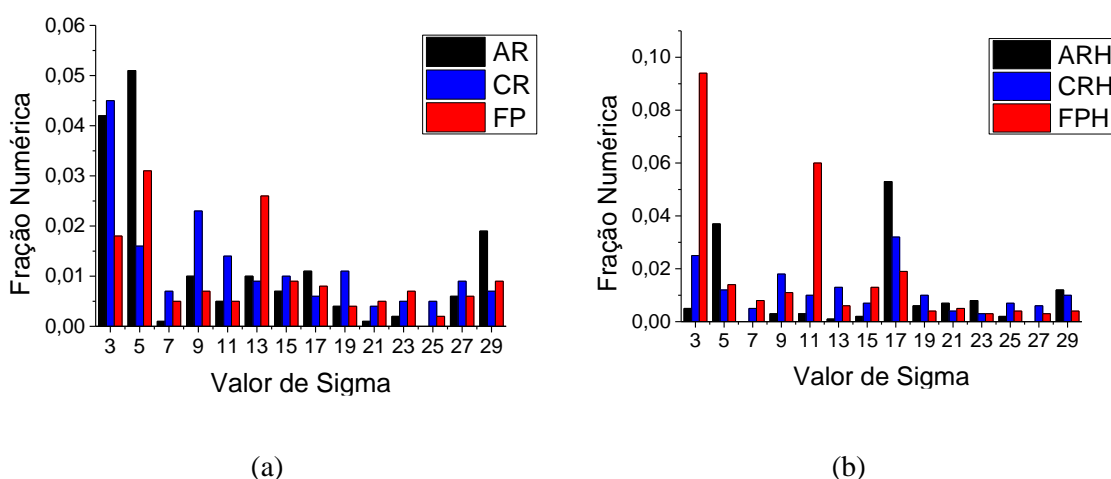


Figura 5.15: Distribuição dos contornos CSL para a fase austenítica das amostras (a) sem homogeneização e (b) homogeneizadas.

Como revela a Figura 5.16, no geral a fração de contornos CSL não passa por grandes alterações durante o processamento do AID. Em exceção temos a amostra FPH, com elevada fração de contornos $\Sigma 13b$ e $\Sigma 17b$ na ferrita e $\Sigma 3$ e $\Sigma 5$ na austenita. A obtenção de altas frações de $\Sigma 17b$ após processamentos termomecânicos em aços ferríticos tem sido reportada, principalmente a altas deformações [107–109].

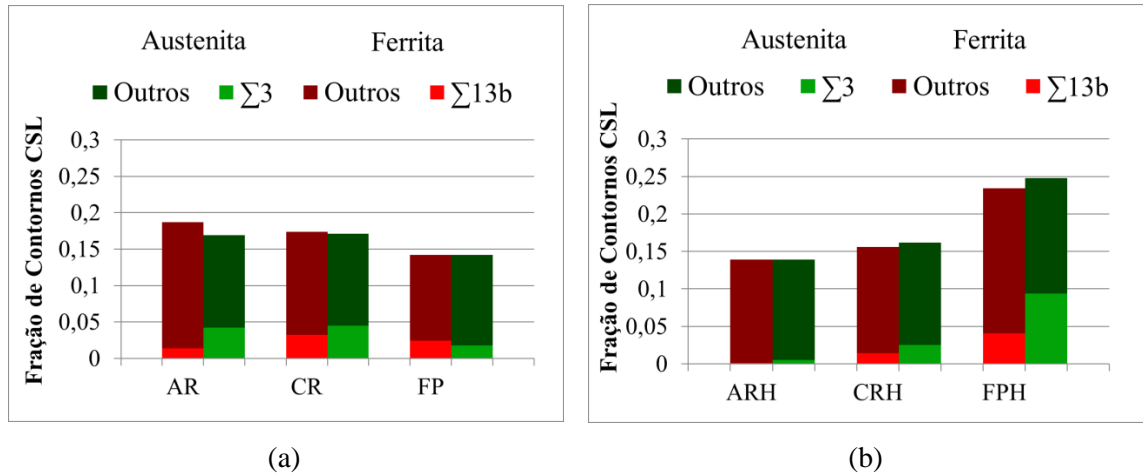


Figura 5.16: Fração numérica de contornos CSL. Contornos $\Sigma 3$ da austenita e $\Sigma 13b$ da ferrita em destaque.

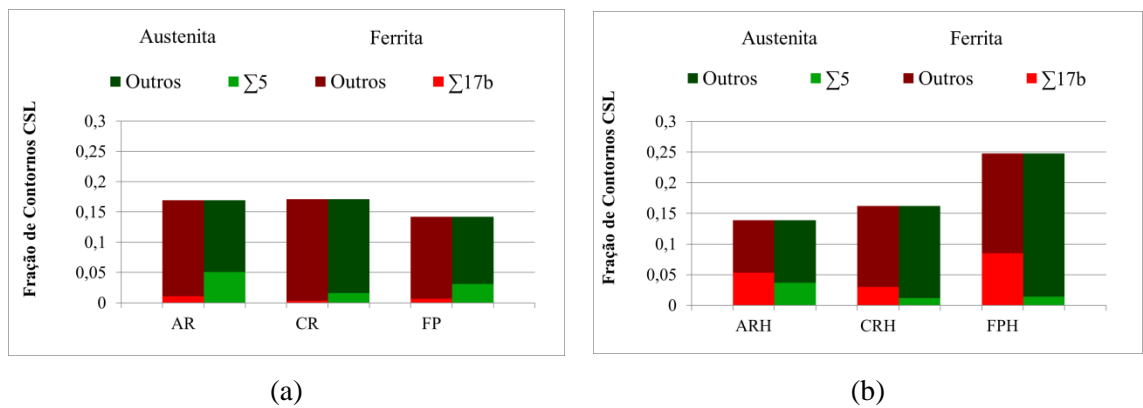


Figura 5.17: Fração numérica de contornos CSL. Contornos $\Sigma 5$ da austenita e $\Sigma 17b$ da ferrita em destaque.

5.3.6 Microtextura

As texturas da ferrita observadas em $\varphi_2=0^\circ$ e $\varphi_2=45^\circ$ estão representadas através da ODF na Figura 5.18.

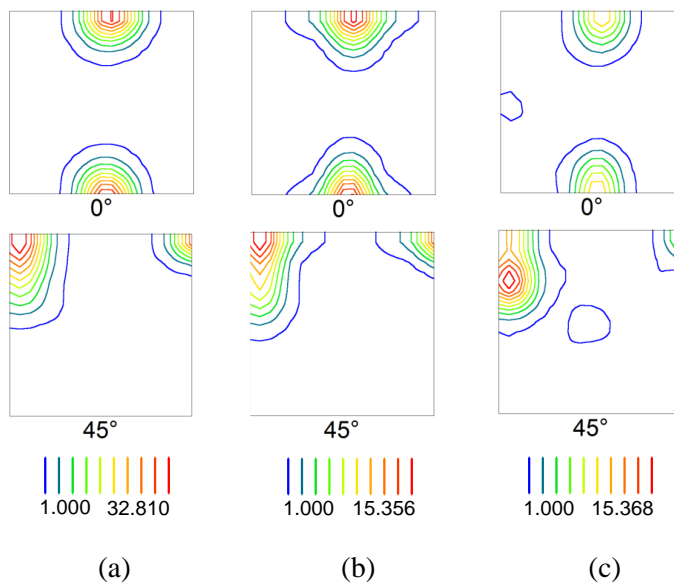
Em todas as condições de processamento pode-se observar a presença da componente cubo girado $\{001\}\langle 110\rangle$, típica de textura de deformação, o que corrobora com os resultados de IPF. Na laminação essa componente tem sua intensidade diminuída com o aumento da intensidade da fibra α ($\langle 110\rangle//DL$). A fibra α que está

presente desde a amostra como recebida, é fortalecida em reduções acima de 75%, como se pode observar para ambas as rotas de processamento [24,110]. Conforme a ODF e a densidade de orientações da Figura 5.19, pode-se observar que o desenvolvimento ocorre, principalmente, na componente $\{112\}\langle 110\rangle$.

Na amostra FP, a fibra α desenvolvida na laminação tem sua intensidade diminuída no recozimento, onde a fibra γ ($\langle 111\rangle//DN$), textura típica de recristalização, começa a se desenvolver. A fibra γ aparenta estar fortemente desenvolvida na amostra 1100 A [28,29].

O mecanismo de nucleação orientada para a ferrita se baseia no fato de que as componentes de deformação $\{001\}\langle 110\rangle$ e $\{112\}\langle 110\rangle$ da fibra α são associadas a uma menor quantidade de energia quando comparadas a fibra γ , o que favorece a nucleação preferencial dos grãos relativos a essa fibra, de orientação $\{111\}\langle uvw\rangle$ [67].

Pode-se notar uma dependência da textura após recozimento da ferrita em relação a textura de deformação. Em FP, os grãos de orientação cubo girado ($\{001\}\langle 110\rangle$) são preferencialmente consumidos com os primeiros sinais de fibra γ . Já em FPH, os grãos de orientação $\{112\}\langle 110\rangle$ são preferencialmente consumidos enquanto a componente cubo girado aparece intensificada, indicando uma nucleação preferencial desses grãos. Acredita-se, portanto, que a recristalização da ferrita esteja baseada na teoria de nucleação orientada.



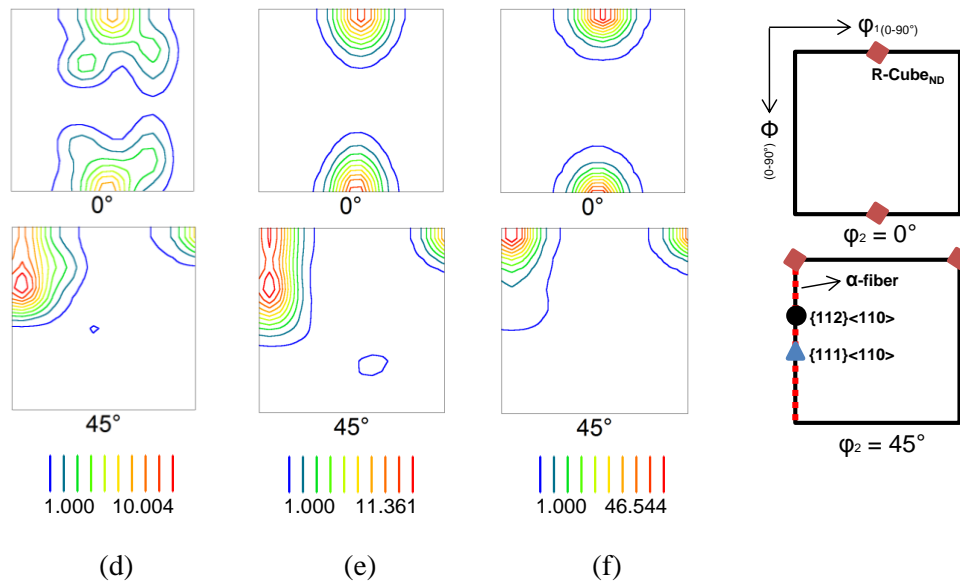


Figura 5.18: ODF para as seções de $\varphi_2=0^\circ$ e $\varphi_2=45^\circ$ da fase ferrítica das amostras (a) AR, (b) CR, (c) FP e (d) ARH, (e) CRH, (f) FPH.

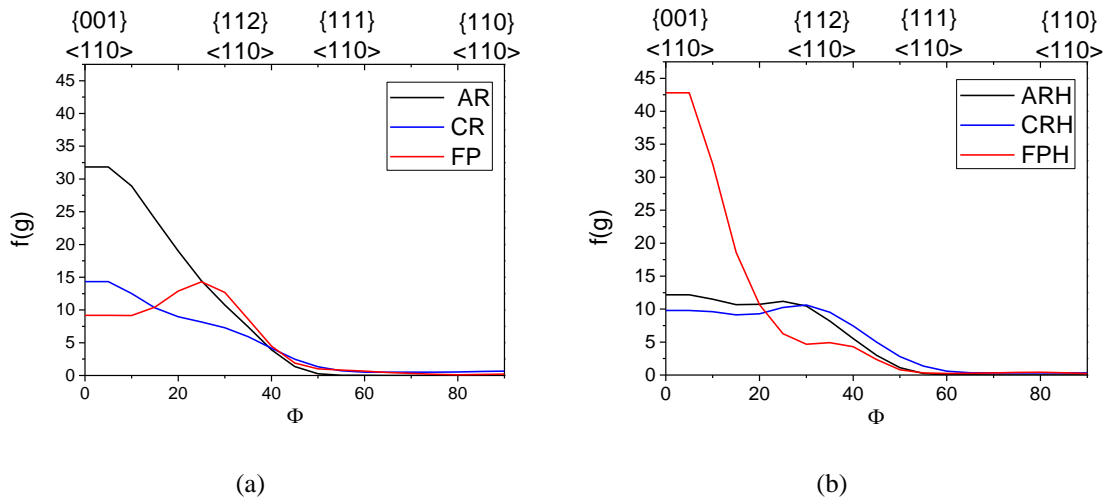


Figura 5.19: Densidade de orientações $f(g)$ ao longo da fibra α da fase ferrítica ($\varphi_1=0^\circ$ e $\varphi_2=45^\circ$).

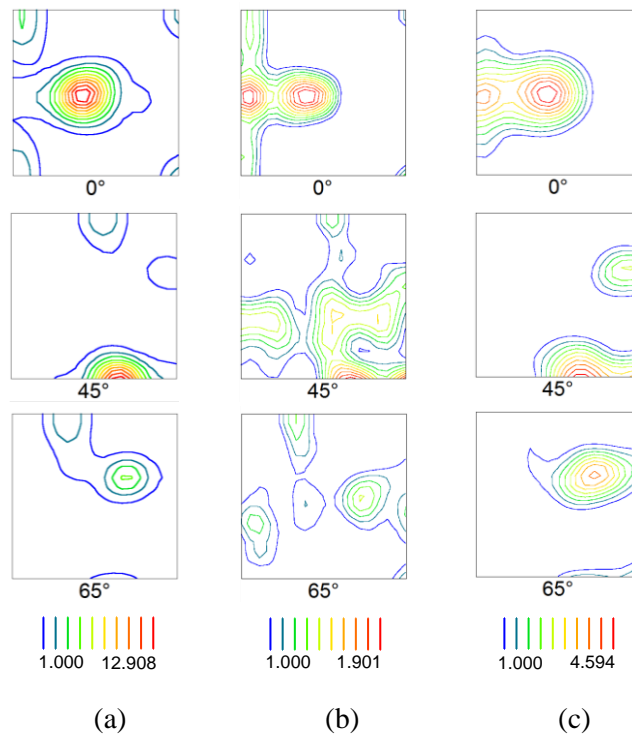
Já a Figura 5.20 representa a textura da austenita observada em $\varphi_2=0^\circ$, $\varphi_2=45^\circ$ e $\varphi_2=65^\circ$, obtidas pela ODF.

Para austenita, observamos a presença da componente latão $\{001\}\langle 211\rangle$, característica de uma textura de deformação, desde a amostra como recebida.

Também é possível notar a presença da fibra γ nas amostras laminadas a frio. Essa fibra desaparece após o recozimento, como se pode notar nas amostras recozidas após essa etapa de deformação plástica [111].

As componentes Goss ($\{110\}\langle 001\rangle$) e latão, usualmente encontradas na austenita com alta deformação, possuem alta intensidade em FP. Em FPH, Goss não é evidente. A componente cobre ($\{112\}\langle 111\rangle$), característica de recristalização, só está presente em ARH e FP. A componente cubo $\{001\}\langle 100\rangle$ também é típica de recristalização para os metais cfc, porém aparece, com pouca intensidade, apenas nas amostras como recebida e solubilizada. Em alguns casos essa componente pode não estar presente, como em amostras recozidas após laminação a frio [31].

Para a seção de $\varphi_2=60^\circ$ podemos observar a presença da componente S $\{123\}\langle 634\rangle$ em todas as amostras, característica de metais cfc. Essa componente se mostrou estável durante o processamento.



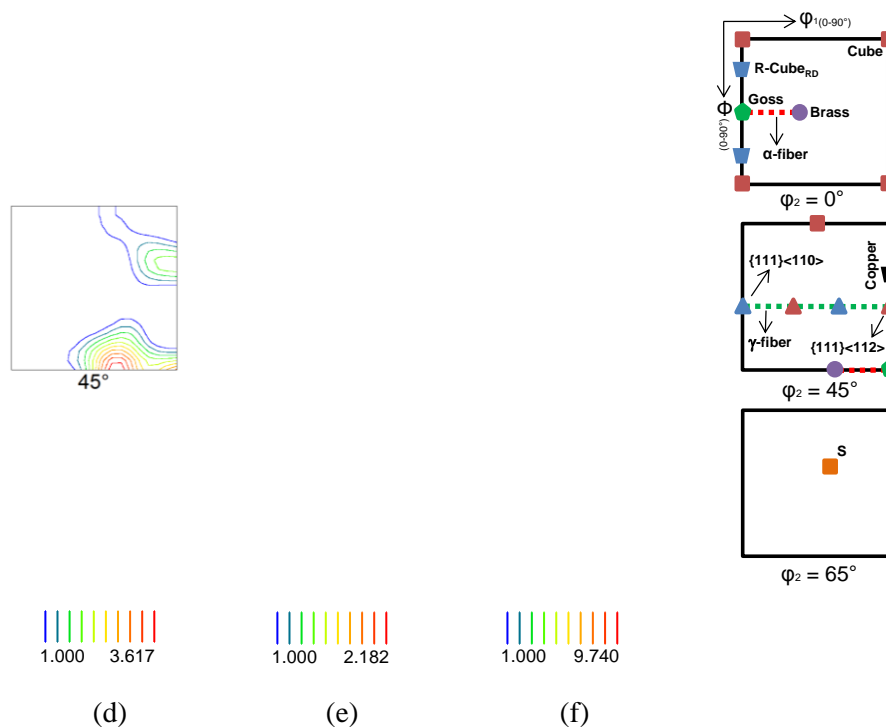


Figura 5.20: ODF para as seções de $\varphi_2=0^\circ$, $\varphi_2=45^\circ$ e $\varphi_2=65^\circ$ da fase austenítica das amostras (a) AR, (b) CR, (c) FP e (d) ARH, (e) CRH, (f) FPH.

A Figura 5.21 apresenta as densidades de orientações ao longo da fibra α e, a Figura 5.22, ao longo da fibra β para a austenita. As fibras, assim como observado para a ferrita, apresentam um decréscimo da intensidade da textura após a laminação. A evolução da textura durante a laminação é afetada principalmente pela presença de contornos α/γ , que dificulta a rotação dos cristais, diminuindo a sua intensidade [25,112].

Além disso, baseado nas relações K-S de SIM, as componentes da fibra β da austenita podem se transformar em componentes das fibras α e γ da ferrita [113,114]. Portanto, o decréscimo na intensidade da fibra β , principalmente na componente $\{011\}\langle 211\rangle$, é provavelmente responsável pelo aparecimento da componente $\{112\}\langle 110\rangle$ na ferrita após laminação a frio devido a SIM.

(a) (b)
Figura 5.21: Densidade de orientações $f(g)$ ao longo da fibra α da fase austenítica ($\Phi=45^\circ$ e $\varphi_2=0^\circ$).

(a) (b)
Figura 5.22: Densidade de orientações $f(g)$ ao longo da fibra β da fase austenítica (coordenadas variáveis).

Uma textura mais intensa para a ferrita em comparação com a austenita também é amplamente reportada [70,115–118]. A maior intensidade na textura de laminação da ferrita pode estar relacionada a sua energia de falha de empilhamento, que leva a uma menor tendência a recristalização dinâmica. Por outro lado, a austenita dificulta o desenvolvimento de uma textura forte pois é mais propensa a aniquilação contínua de orientações de laminação provenientes da recristalização dinâmica [70,116,119].

5.4 Ensaio de Tração

As curvas obtidas através do ensaio de tração estão representadas na Figura 5.23. A Tabela 5.1 apresenta os valores obtidos de limite de escoamento, limite de resistência

e alongamento para as amostras sem homogeneização e a Tabela 5.2 para as amostras homogeneizadas.

É possível observar que, após a homogeneização, a amostra como recebida apresentou uma perda de 5,6% no limite de resistência e um aumento de 4,9% no alongamento. Como observado no mapa de fases, não há aumento significativo da fração de austenita neste processamento, podendo essas propriedades serem relacionadas à estrutura grosseira.

Como esperado, o aumento da densidade de deslocamentos proveniente do encruamento obtidos após o trabalho a frio, leva ao aumento da resistência mecânica. Associado a isso, a ocorrência de SIM e o aumento dos contornos de alto ângulo contribuem para o aumento da resistência e a significativa fragilidade dessas condições.

Com o recozimento, FPH apresenta um aumento de 10,2% na ductilidade em relação a FP. Esse desempenho pode estar associado ao aumento de contornos de baixo ângulo. Além disso, como amplamente reportado para a γ , o aumento dos contornos CSL do tipo $\Sigma 3$ provenientes das maclas de recozimento desenvolvem essa propriedade. Além disso, alguns autores[120,121] também associaram o aumento da ductilidade com o desenvolvimentos dos contornos CSL do tipo $\Sigma 17b$. Apesar de Malta e co-autores[75] relacionarem o aumento dos contornos $\Sigma 13b$ da ferrita com a perda de resistência no AID sem molibdênio, a redução no limite de resistência (2,5%) para o AID 2205 se mostrou insignificante.

(a)

(b)

Figura 5.23: Curvas de tensão versus deformação de engenharia para as amostras (a) sem homogeneização e (b) homogeneizadas.

Tabela 5.1: Propriedades mecânicas das amostras sem homogeneização

	AR	CR	FP
Limite de Escoamento (MPa)	597 ± 2	1334 ± 37	582 ± 3
Limite de Resistência (MPa)	768 ± 1	1350 ± 24	819 ± 2
Alongamento (%)	26,5 ± 0,1	1,3 ± 0,5	26 ± 0,4

Tabela 5.2: Propriedades mecânicas das amostras homogeneizadas

	ARH	CRH	FPH
Limite de Escoamento (MPa)	506 ± 6	1250 ± 5	542 ± 7
Limite de Resistência (MPa)	725 ± 3	1285 ± 4	783 ± 8
Alongamento (%)	27,6 ± 0,2	1,5 ± 0,1	27,4 ± 0,4

5.5 Polarização Cíclica

Apesar do desempenho em corrosão dos AID estar ligado ao tamanho de grão, a amostra FPH obteve um melhor desempenho no ensaio de polarização cíclica[60]. Como mostram a Figura 5.24 e a Tabela 5.3, a condição FP apresentou uma maior densidade de corrente de corrosão passiva, maior potencial de corrosão, menor potencial de pite e menor potencial de repassivação, o que leva a um desempenho inferior em ambiente salino.

Além disso, FP apresentou a ocorrência de pites metaestáveis antes do aparecimento dos pites estáveis, indicados pelas seta na curva em vermelho da Figura 5.24 [122,123]. O melhor desempenho em resistência à pite em parte está ligado à maior fração de austenita das amostras FPH em relação a FP, porém, há também o efeito microestrutural, já que em condições de processamento semelhantes, os pites metaestáveis são em maioria encontrados na fase austenítica [123–126]. Luo e co-autores [92] relacionaram o efeito da homogeneização na resistência a corrosão por pite, encontrando filmes passivos mais estáveis após o tratamento térmico devido à redução de áreas precursoras de pite. O aumento da resistência à pite com o aumento dos contornos de baixo ângulo e CSL do tipo $\Sigma 3$ da austenita também vem sendo amplamente

reportado [42,75,90,127]. Por outro lado, a presença de contornos $\Sigma 13b$ na ferrita tem sido relacionada a degradação dessas propriedades [63,75]. Ambas condições, FP e FPH, apresentam uma fração considerável de $\Sigma 13b$, porém, a presença de contornos $\Sigma 17b$ (9%) parece aprimorar o desempenho em corrosão por pite dessa fase.

Todas as curvas obtidas apresentam histerese negativa, o que indica que as amostras foram capazes de se repassivar após a quebra do filme passivo.



Figura 5.24: Curvas de polarização cíclica em 3,5% NaCl das amostras recozidas (FP e FPH).

Tabela 5.3: Potenciais de corrosão (E^*), de pite (E_{pite}), e de repassivação ($E_{\text{repassivação}}$) provenientes da polarização cíclica em 3,5% NaCl

	FP	FPH
$E^* (V_{\text{esc}})$	-0,375	-0,443
$E_{\text{pite}} (V_{\text{esc}})$	1,025	1,052
$E_{\text{repassivação}} (V_{\text{esc}})$	0,951	1,031

6. CONCLUSÕES

- A análise microestrutural do AID 2205 apresentou uma estrutura bandeada com morfologia alongada para as fases ferrita e austenita, paralelas a direção de laminação, nas duas rotas de processamento.
- Após a laminação a frio, foram observadas evidências de transformação martensítica induzida por deformação plástica na fase austenítica.
- Com o recozimento, a microestrutura passou por recuperação, evidenciada pela morfologia do tipo bambu na rota homogeneizada. Na rota sem homogeneização, a microestrutura apresentou morfologia mais globular após recozimento.
- O recozimento a 1050°C produziu uma microestrutura com proporções de fases balanceada, próximo a 1 α :1 γ , sem a precipitação de fases deletérias. O tamanho de grão médio pode ser considerado ultrafino para ambas as rotas.
- A rota homogeneizada apresentou uma maior fração de contornos de baixo ângulo e especiais do tipo CSL após laminação a frio e recozimento.
- A ferrita mantém a textura de deformação mesmo após o recozimento, sendo constituída, principalmente, pela componente cubo girado e orientações desenvolvidas na fibra- α . O mecanismo de recristalização dos grãos ferríticos parece ser baseado na teoria de nucleação orientada.
- A textura da austenita do AID 2205 evolui de maneira similar aos aços inoxidáveis austeníticos quando submetidos a laminação a frio e recozimento, sendo constituída principalmente pelas componentes latão, Goss e S.
- O aumento dos contornos de baixo ângulo, CSL Σ 3 na austenita e CSL Σ 17b na ferrita na rota homogeneizada acarretaram o aumento da ductilidade sem perda significativa da resistência mecânica.
- A homogeneização antes da laminação acarretou a maior estabilidade do filme passivo, menor potencial de corrosão e maior resistência a corrosão por pite em ambiente salino na amostra laminada a frio e recozida.

7. RELEVÂNCIA DOS RESULTADOS

Os aços inoxidáveis duplex são cada vez mais utilizados pela indústria, pois abrangem aplicações que requerem elevada resistência à corrosão a cloretos conciliada a altos níveis de resistência mecânica. Portanto, entender a sua complexidade microestrutural e os efeitos em suas propriedades é de importância relevante.

A adição de uma etapa de homogeneização no processamento usualmente empregado nesses aços conferiu um aumento de ductilidade sem perda significativa na resistência mecânica e resultou, também, em melhores valores nos ensaios de polarização cíclica.

Além disso, a engenharia de contorno de grão é um assunto que vem ganhando cada vez mais importância no processamento e aplicação dos aços, devido ao desenvolvimento das técnicas de análise de imagem, pois tem sido amplamente correlacionada com o desempenho desses. Neste trabalho, a melhoria das propriedades mecânicas e em resistência a corrosão foi correlacionada com a distribuição característica dos contornos de grão do aço, justificando a melhoria dessas propriedades.

Dessa forma, em busca de materiais cada vez mais resistentes e de custo mais baixo, os resultados alcançados nesse estudo poderão ser utilizados como referência e ponto de partida para trabalhos futuros.

8. SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

- Relacionar a distribuição característica dos contornos de grão com o desempenho mecânico e resistência à corrosão em relação a outras temperaturas de recozimento.
- Caracterizar as amostras após o ensaio de corrosão, buscando identificar qual a composição química de cada fase e sua influência na corrosão por pites.
- Caracterizar as amostras após ensaio de tração, buscando identificar o tipo e mecanismos de fratura.
- Realizar análise via EBSD em microscópio de alta resolução nas amostras laminadas a frio para se obter maior relevância estatística dos resultados.
- Estudar a transformação da martensita induzida por deformação plástica via MET (microscopia eletrônica de transmissão) e correlacionar com os resultados obtidos em textura.

9. PRODUÇÃO INTELECTUAL RELACIONADA À DISSERTAÇÃO

1. DIAS, F. L.; TAVARES, T. B.; SANTOS D. B. Microstructure, texture, and mechanical behavior of warm-rolled and annealed standard duplex stainless steel. **Journal of Physics Conference Series**, v. 1270, p. 1-6, 2019. DOI: 10.1088/1742-6596/1270/1/012019
2. DIAS, F. L.; SANTOS, D. B.; Texture and mechanical behavior of UNS S32205 duplex stainless steel processed by warm, cold rolling and annealing. In: **AISTech 2019 - The Iron & Steel Technology Conference and Exposition**, Pittsburgh, PA, Estados Unidos. DOI: 10.33313/377/238
3. DIAS, F. L.; SANTOS, D. B.; Effects of annealing on the microstructural evolution of UNS S32205 duplex stainless steel. In: **23º CBECiMat - Congresso Brasileiro de Engenharia e Ciência dos Materiais**. Foz do Iuaçu, PR, Brasil, 2018. p. 4380-4391. Disponível em: <http://cbecimat.com.br/anais/PDF/IIIId09-071.pdf>
4. TAVARES, T. B.; SILVA A. G. S.; DIAS, F. L.; RODRIGUES D. G.; SANTOS, D. B.; Microstructural and texture evolution of a warm rolled and annealed UNS S32205 duplex stainless steel. In: **23º CBECiMat - Congresso Brasileiro de Engenharia e Ciência dos Materiais**. Foz do Iuaçu, PR, Brasil, 2018. p. 5695-5706. Disponível em: <http://cbecimat.com.br/anais/PDF/IIIj09-002.pdf>
5. MALTA, P. O.; DIAS, F. L.; SOUZA, A. C. M.; SANTOS, D. G.; Microstructure and texture evolution of duplex stainless steels with different molybdenum contents. **Materials Characterization**, v. 142, p. 406-421, 2018. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.matchar.2018.06.006>

REFERÊNCIAS

- [1] OUTOKUMPU **Handbook of Stainless Steel**. Outokumpu, 2013. 92p.
- [2] KRAUSS, George. **Steels: Processing, Structure, and Performance**. ASM International, 2005. 651p.
- [3] LO, K. H.; SHEK, C. H.; LAI, J. K.L. Recent developments in stainless steels. **Materials Science and Engineering R: Reports**, v. 65, n. 4–6, p. 39–104, 2009.
- [4] DAVISON, R.M.; LAURIN, T.R.; REDMOND, J.D.; *et al.* A Review of Worldwide Developments in Stainless Steels. **Materials and Design**, v. 7, n. 3, p. 111–119, 1986.
- [5] POHL, Michael; STORZ, Oliver; GLOGOWSKI, Thomas. Effect of intermetallic precipitations on the properties of duplex stainless steel. **Materials Characterization**, v. 58, n. 1, p. 65–71, 2007.
- [6] KOTECKI, D. J.; SIEWERT, T. A. WRC-1992 constitution diagram for stainless steel weld metals: A modification of the WRC-1988 diagram. **Welding Reserch Supplement**, p. 171–178-s, 1992.
- [7] LIPPOLD, John C.; KOTECKI, Damian J. Postweld Heat Treatment. *In: Welding Metallurgy and Weldability of Stainless Steels*. Wiley-Interscience, 2005. 139p.
- [8] PLESHIVTSEV, V. G.; FILIPPOV, G. A.; PAK, Yu A.; *et al.* Effect of carbon content and stressed state on the corrosion rate of pipe steel in heating systems. **Metallurgist**, p. 62–64, 2009.
- [9] ALVAREZ-ARMAS, I.; DEGALLAIX-MOREUIL, S. **Duplex Stainless Steels**. John Wiley. Great Britain and the United States: ISTE Ltd and John Wiley & Sons, Inc., 2009.
- [10] PADILHA, AF; GUEDES, LC. Aços inoxidáveis austeníticos: microestrutura e propriedades. **Hemus Editora Limitada**, 1994. 172p.

- [11] CHARLES, Jacques. Past, Present and Future of the Duplex Stainless Steels. **Duplex Conference**, p. 1–10, 2007.
- [12] JORGE, Alberto Moreira; REIS, Gedeon Silva; BALANCIN, Oscar. Influence of the microstructure on the plastic behaviour of duplex stainless steels. **Materials Science and Engineering A**, v. 528, n. 6, p. 2259–2264, 2011.
- [13] T CHEN, T. H.; YANG, J. R. Effects of solution treatment and continuous cooling on σ -phase precipitation in a 2205 duplex stainless steel. **Materials Science and Engineering A**, v. 311, n. 1-2, p. 28–41, 2001.
- [14] FARGAS, G; AKDUT, N; ANGLADA, M; *et al.* Microstructural Evolution during Industrial Rolling of a Duplex Stainless Steel. **ISIJ International**, v. 48, n. 11, p. 1596–1602, 2008.
- [15] NILSSON, J.-O. Super duplex stainless steels. **Materials Science and Technology**, v. 8, n. 8, p. 685–700, 1992.
- [16] JORGE, Alberto Moreira; REIS, Gedeon Silva; BALANCIN, Oscar. Influence of the microstructure on the plastic behaviour of duplex stainless steels. **Materials Science and Engineering A**, v. 528, n. 6, p. 2259–2264, 2011.
- [17] ABBASCHIAN, R.; ABBASCHIAN, L.; REED-HILL, R. Chapter 8. Annealing. **Physical Metallurgy Principles**, Cengage Learning, 2009. 741p.
- [18] CHARLES, J. Duplex stainless steels , a review after DSS ' 07 held in Grado. **Revue de Métallurgie**, v. 105, n. 3, p. 5–7, 2008.
- [19] GARZÓN, C. M.; TSCHIPTSCHIN, A. P. EBSD texture analysis of a high temperature gas nitrated duplex stainless steel. **Materials Science and Engineering A**, v. 441, n. 1–2, p. 230–238, 2006.
- [20] ENGLER, O.; RANDLE, V. **Introduction to Texture Analysis**. 2nd. ed. New York: CRC Press - Taylor & Francis Group, 2010. 456p.
- [21] HUMPHREYS, F. J; HATHERLY, M. **Recrystallisation and Related**

Annealing Phenomena. Elsevier, 2004. 658p.

[22] HALDAR, Arunansu; SUWAS, Satyam; BHATTACHARJEE, Debashish (Orgs.). Microstructure and Texture in Steels and Other Materials. *In: **Microstructure and Texture in Steels and Other Materials.*** Proceedings of the International Conference, 2008. 488p.

[23] JIA, N.; PENG, R. Lin; WANG, Y. D.; *et al.* Self-consistent modeling of rolling textures in an austenitic-ferritic duplex steel. **Materials Science and Engineering A**, v. 528, n. 10–11, p. 3615–3624, 2011.

[24] AKDUT, Nuri; FOCT, Jacques; GOTTSTEIN, Günter. Cold rolling texture development of α/γ duplex stainless steels. **Steel Research**, v. 67, n. 10, p. 450–455, 1996.

[25] KEICHEL, Jörg; FOCT, Jacques; GOTTSTEIN, Günter. Deformation and Annealing Behavior of Nitrogen Alloyed Duplex Stainless Steels. Part II: Annealing. **ISIJ International**, v. 43, n. 11, p. 1788–1794, 2003.

[26] DE LIMA, Nelson Batista; LIMA, Liana M.F.G. de; REICK, Wolfgang; *et al.* Deformation and Recrystallization Textures in Duplex Stainless Steel. **Materials Science Forum**, v. 408–412, p. 1353–1358, 2002.

[27] RYŚ, Janusz; RATUSZEK, Wiktoria; WITKOWSKA, Małgorzata. Rolling Texture Differences in Duplex Steels with Strong and Random Initial Orientations. **Solid State Phenomena**, v.130, p. 57–62, 2007.

[28] KEICHEL, J.; GOTTSTEIN, Günter; FOCT, Jacques. Recrystallisation in High Nitrogen Alloyed Super Duplex Stainless Steel. **Materials Science Forum**, v. 318–320, p. 785–792, 1999.

[29] ZAID, Md; BHATTACHARJEE, P. P. Electron backscatter diffraction study of deformation and recrystallization textures of individual phases in a cross-rolled duplex steel. **Materials Characterization**, v. 96, p. 263–272, 2014.

[30] HÖLSCHER, M.; RAABE, D.; LÜCKE, K. Rolling and Recrystallization Textures of BCC Steels. **Steel Research International**, v. 62, n. 12, p. 567–575, 1991.

- [31] PÉREZ ESCOBAR, Diana; SILVA FERREIRA DE DAFÉ, Sara; BRANDÃO SANTOS, Dagoberto. Martensite reversion and texture formation in 17Mn-0.06C TRIP/TWIP steel after hot cold rolling and annealing. **Journal of Materials Research and Technology**, v. 4, n. 2, p. 162–170, 2015.
- [32] LEE, Kye Man; HUH, Moo Young; ENGLER, Olaf. Quantitative analysis of micro-textures during recrystallization in an interstitial-free steel. **Steel Research International**, v. 83, n. 9, p. 919–926, 2012.
- [33] VERBEKEN, K.; KESTENS, L.; JONAS, J. J. Microtextural study of orientation change during nucleation and growth in a cold rolled ULC steel. **Scripta Materialia**, v. 48, n. 10, p. 1457–1462, 2003.
- [34] SAMAJDAR, Indradev; DOHERTY, Roger D. Role of S [(123)<634>] orientations in the preferred nucleation of cube grains in recrystallization of FCC metals. **Scripta Metallurgica et Materiala**, v. 32, n. 6, p. 845–850, 1995.
- [35] ELSNER, A.; KASPAR, Radko; PONGE, Dirk; *et al.* Recrystallisation Texture of Cold Rolled and Annealed IF Steel Produced from Ferritic Rolled Hot Strip. **Materials Science Forum**, v. 467-470, p. 257–262, 2009.
- [36] GAO, Fei; YU, Fu xiao; MISRA, R. D.K.; *et al.* Microstructure, Texture, and Deep Drawability Under Two Different Cold-Rolling Processes in Ferritic Stainless Steel. **Journal of Materials Engineering and Performance**, v. 24, p. 3862–3880, 2015.
- [37] LEE, D.N.; HAN, H.N. Recrystallization textures of metals and alloys. **Recent Developments in the Study of Recrystallization**, p. 3–59, 2013.
- [38] RAABE, D.; LÜUCKE, K. Textures of ferritic stainless steels. **Materials Science and Technology**, v. 19, p. 302–312, 1993.
- [39] MALTA, Paula Oliveira; GONÇALVES, Camila Magalhães; ALVES, Davi Silva; *et al.* The influence of hot band annealing on recrystallization kinetics and texture evolution in a cold-rolled Nb-stabilized ferritic stainless steel during isothermal annealing. **Journal of Materials Research**, p. 2838–2849, 2016.

- [40] GONÇALVES, Karina Aparecida Martins Barcelos; SANTOS, Dagoberto Brandão; OLIVEIRA, Tarcísio Reis de. Analysis of the Crystallographic Microtexture of a UNS S32205 and a UNS S32304 Duplex Stainless Steels After Cold Rolling and Heat Treatment. **Materials Research**, v. 21, n. 4, p. 1–7, 2018.
- [41] FLINN, J. E.; FIELD, D. P.; KORTH, G. E.; *et al.* The flow stress behavior of OFHC polycrystalline copper. **Acta Materialia**, v. 49, n. 11, p. 2065–2074, 2001.
- [42] RANDLE, V. Grain boundary engineering: an overview after 25 years. **Materials Science and Technology**, v. 26, n. 3, p. 253–261, 2010.
- [43] AUST, K.T. Grain Boundary Engineering. **Canadian Metallurgical Quarterly**, p. 265–274, 2014.
- [44] SHI, P.; HU, R.; ZHANG, T.; *et al.* Grain boundary character distribution and its effect on corrosion of Ni–23Cr–16Mo superalloy. **Materials Science and Technology**, v. 33, n. 1, p. 84–91, 2017.
- [45] RANDLE, Valerie. The coincidence site lattice and the “sigma enigma”. **Materials Characterization**, v. 47, n. 5, p. 411–416, 2001.
- [46] YAN, Haitao; BI, Hongyun; LI, Xin; *et al.* Microstructure and texture of Nb + Ti stabilized ferritic stainless steel. **Materials Characterization**, v. 59, n. 12, p. 1741–1746, 2008.
- [47] FACULTY OF ENGINEERING - KIEL - GERMANY. **The Coincidence Site Lattice**. Disponível em: <https://www.tf.uni-kiel.de/matwis/amat/def_en/kap_7/backbone/r7_1_2.html>. Acesso em: 11 abr. 2019.
- [48] RANDLE, Valerie. “Special” boundaries and grain boundary plane engineering. **Scripta Materialia**, v. 54, n. 6, p. 1011–1015, 2006.
- [49] RANDLE, Valerie; OWEN, Gregory. Mechanisms of grain boundary engineering. **Acta Materialia**, v. 54, n. 7, p. 1777–1783, 2006.

- [50] TIKHONOVA, Marina; DOLZHENKO, Pavel; KAIBYSHEV, Rustam; *et al.* Grain Boundary Assemblies in Dynamically-Recrystallized Austenitic Stainless Steel. **Metals**, v. 6, n. 11, p. 268, 2016.
- [51] TIKHONOVA, Marina; KUZMINOVA, Yuliya; FANG, Xiaoying; *et al.* $\Sigma 3$ CSL boundary distributions in an austenitic stainless steel subjected to multidirectional forging followed by annealing. **Philosophical Magazine**, v. 94, n. 36, p. 4181–4196, 2014.
- [52] MEREZHKO, D. A.; MEREZHKO, M. S.; GUSSEV, M. N.; *et al.* Investigation of pitting corrosion in sensitized modified high-nitrogen 316LN steel after neutron irradiation. *In: Minerals, Metals and Materials Series*. p. 1125–1140, 2018.
- [53] SINHA, Subhasis; KIM, Dong Ik; FLEURY, Eric; *et al.* Effect of grain boundary engineering on the microstructure and mechanical properties of copper containing austenitic stainless steel. **Materials Science and Engineering A**, v. 626, p. 175–185, 2015.
- [54] MICHIOUCHI, M.; KOKAWA, H.; WANG, Z. J.; *et al.* Twin-induced grain boundary engineering for 316 austenitic stainless steel. **Acta Materialia**, v. 54, n. 19, p. 5179–5184, 2006.
- [55] REED, Bryan W; KUMAR, Mukul; MINICH, Roger W; *et al.* Fracture roughness scaling and its correlation with grain boundary network structure. **Acta Materialia**, v. 56, n. 13, p. 3278–3289, 2008.
- [56] LEE, D. S.; RYOO, H. S.; HWANG, S. K. A grain boundary engineering approach to promote special boundaries in Pb-base alloy. **Materials Science and Engineering A**, v. 354, n. 1-2, p. 106–111, 2003.
- [57] WANG, Xiaoyan; DALLEMAGNE, Arnaud; HOU, Yaqing; *et al.* Effect of thermomechanical processing on grain boundary character distribution of Hastelloy X alloy. **Materials Science and Engineering A**, p. 84–91, 2016.

- [58] TAN, L.; ALLEN, T. R.; BUSBY, J. T. Grain boundary engineering for structure materials of nuclear reactors. **Journal of Nuclear Materials**, v. 441, n. 1-3, p. 661–666, 2013.
- [59] SHIMADA, M.; KOKAWA, H.; WANG, Z. J.; *et al.* Optimization of grain boundary character distribution for intergranular corrosion resistant 304 stainless steel by twin-induced grain boundary engineering. *In: Acta Materialia*, v. 50, n. 9, p. 2331–2341, 2002.
- [60] JINLONG, Lv; TONGXIANG, Liang; CHEN, Wang; *et al.* Effect of ultrafine grain on tensile behaviour and corrosion resistance of the duplex stainless steel. **Materials Science and Engineering C**, v. 62, p. 558–563, 2016.
- [61] HAO, Yan; WANG, Yuan; LI, Xin; *et al.* Effects of plastic straining on the corrosion resistance of TRIP-aided lean duplex stainless steels. **Journal of Materials Science**, v. 53, n. 12, p. 9258–9272, 2018.
- [62] WILLIAMS, G. O.; RANDLE, V.; COWAN, J. R.; *et al.* The role of misorientation and phosphorus content on grain growth and intergranular fracture in iron-carbon-phosphorus alloys. *In: Journal of Microscopy*, v. 213, n. 3, 2004.
- [63] MALTA, Paula O.; DIAS, Francislaynne L.; DE SOUZA, Ana Clara M.; *et al.* Microstructure and texture evolution of duplex stainless steels with different molybdenum contents. **Materials Characterization**, v. 142, p. 406–421, p. 321–327, 2018.
- [64] SLAKHORST, J. W.H.G. The development of recrystallization textures in F.C.C. metals with a low stacking fault energy. **Acta Metallurgica**, v. 23, n. 3, p. 301–308, 1975.
- [65] HJELEN, J.; ØRSUND, R.; NES, E. On the origin of recrystallization textures in aluminium. **Acta Metallurgica Et Materialia**, v. 39, n. 7, p. 1377–1404, 1991.
- [66] DOHERTY, R. D.; HUGHES, D. A.; HUMPHREYS, F. J.; *et al.* Current issues in recrystallization: A review. **Materials Science and Engineering A**, v. 238, n. 2, p. 219–274, 1997.

- [67] MALTA, Paula Oliveira; ALVES, Davi Silva; FERREIRA, Aline Oliveira Vasconcelos; *et al.* Static Recrystallization Kinetics and Crystallographic Texture of Nb-Stabilized Ferritic Stainless Steel Based on Orientation Imaging Microscopy. **Metallurgical and Materials Transactions A: Physical Metallurgy and Materials Science**, v. 48, n. 3, p. 1288–1309, 2017.
- [68] APERAM SOUTH AMERICA. **Duplex UNS 32205/31803**. Disponível em: <<https://brasil.aperam.com/wp-content/uploads/2015/11/Duplex-UNS-32205-31803-Aço-Inoxidável-Duplex.pdf>>. Acesso em: 4 abr. 2019
- [69] ASTM A240. Standard Specification for Chromium and Chromium-Nickel Stainless Steel Plate, Sheet and Strip for Pressure Vessels and for General Applications. *In*: **ASTM Standard**. 2013.
- [70] KEICHEL, Jörg; FOCT, Jacques; GOTTSTEIN, Günter. Deformation and Annealing Behavior of Nitrogen Alloyed Duplex Stainless Steels. Part I: Rolling. **ISIJ International**, v. 43, n. 11, p. 1781–1787, 2003.
- [71] AKDUT, N; FOCT, J. Phase boundaries and deformation in high nitrogen duplex stainless steels I.—Rolling texture development. **Scripta metallurgica et materialia**, v. 32, n. 1, p. 103–108, 1995.
- [72] RYŚ, J; RATUSZEK, W; WITKOWSKA, M. Rolling texture development in a duplex with strong initial texture. **Archives of Metallurgy and Materials**, v. 50, n. 4, p. 857–870, 2005.
- [73] AKDUT, N.; FOCT, J. Microstructure and Deformation Behavior of High Nitrogen Duplex Stainless Steels. **ISIJ International**, v. 36, p. 883–892, 1996.
- [74] PIÑOL-JUEZ, A.; IZA-MENDIA, A.; GUTIÉRREZ, I. δ/γ interface boundary sliding as a mechanism for strain accommodation during hot deformation in a duplex stainless steel. **Metallurgical and Materials Transactions A: Physical Metallurgy and Materials Science**, v. 31, n. 6, p. 1671–1677, 2000.
- [75] MALTA, Paula O.; CONDÉ, Barbara L.; ASSUMPÇÃO, Raphael F.; *et al.* Effect of Annealing Temperature on Mechanical Behavior, Pitting Resistance and Grain

Boundary Character of a 2304 Lean Duplex Stainless Steel. **Metallurgical and Materials Transactions A**, p. 1–13, 2019.

[76] RICHARDS, P.; SHEPPARD, T. Development of structure and effect of processing parameters on Strength–structure relationships for two ferritic stainless steels. **Materials Science and Technology**, v. 24, n. 4, p. 483–488, 2014.

[77] MCQUEEN, H.J.; RYAN, N.D.; EVANGELISTA, E. Dynamic Recrystallization in Austenitic Stainless Steels. **Materials Science Forum**, v. 113-115, p. 435–440, 1993.

[78] BREDA, Marco; BRUNELLI, Katya; GRAZZI, Francesco; *et al.* Effects of Cold Rolling and Strain-Induced Martensite Formation in a SAF 2205 Duplex Stainless Steel. **Metallurgical and Materials Transactions A: Physical Metallurgy and Materials Science**, v. 46, n. 2, p. 577–586, 2015.

[79] SCHRAMM, R. E.; REED, R. P. Stacking fault energies of seven commercial austenitic stainless steels. **Metallurgical Transactions A**, v. 6A, , p. 1345–1352, 1975.

[80] SEETHARAMAN, V.; KRISHNAN, R. Influence of the martensitic transformation on the deformation behaviour of an AISI 316 stainless steel at low temperatures. **Journal of Materials Science**, v. 16, n. 2, p. 523–530, 1981.

[81] JINLONG, Lv; TONGXIANG, Liang; CHEN, Wang; *et al.* Effect of ultrafine grain on tensile behaviour and corrosion resistance of the duplex stainless steel. **Materials Science and Engineering C**, v. 62, p. 558–563, 2016.

[82] WATANABE, Tadao. Grain boundary engineering: Historical perspective and future prospects. *In: Journal of Materials Science*, v. 46, n. 12, p. 4095–4115, 2011.

[83] WATANABE, T. Grain boundary design for desirable mechanical properties. **Le Journal de Physique Colloques**, v. 49, n. 5, p. C5-507–C5-519 1988.

[84] YUNQUERA, A.; JORGE-BADIOLA, D.; GUTIÉRREZ, I.; *et al.* Grain boundary engineering in a thermo-mechanically processed Nb-stabilized austenitic stainless steel. *In: IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*, v. 82, p. 1–4, 2015.

- [85] GENTIL, Vicente. **Corrosão**. LTC, 2007.
- [86] SENATORE, Marcelo; FINZETTO, Leandro; PEREA, Eduardo. Estudo comparativo entre os aços inoxidáveis dúplex e os inoxidáveis AISI 304L/316L. **Rem: Revista Escola de Minas**, v. 60, n. 1, p. 175–181, 2007.
- [87] SOLOMON, HD; DEVINE, TM. Influence of Microstructure on the Mechanical Properties and Localized Corrosion of a Duplex Stainless Steel. *In: MiCon 78: Optimization of Processing, Properties, and Service Performance Through Microstructural Control*, p. 430–461, 1984.
- [88] KANG, D. H.; LEE, H. W. Study of the correlation between pitting corrosion and the component ratio of the dual phase in duplex stainless steel welds. **Corrosion Science**, v. 74, p. 396–407, 2013.
- [89] DO NASCIMENTO, A. M.; IERARDI, M. C.F.; KINA, A. Y.; *et al.* Pitting corrosion resistance of cast duplex stainless steels in 3.5%NaCl solution. **Materials Characterization**, v. 59, n. 12, p. 1736–1740, 2008.
- [90] QI, Jianjun; HUANG, Boyuan; WANG, Zhenhua; *et al.* Dependence of corrosion resistance on grain boundary characteristics in a high nitrogen CrMn austenitic stainless steel. **Journal of Materials Science and Technology**, v. 33, n. 12, p. 1621–1628, 2017.
- [91] LUO, Hong; WANG, Xianzong; DONG, Chaofang; *et al.* Effect of cold deformation on the corrosion behaviour of UNS S31803 duplex stainless steel in simulated concrete pore solution. **Corrosion Science**, v. 124, n. 2, p. 178–192, 2017.
- [92] LUO, H.; LI, X. G.; DONG, C. F.; *et al.* Effect of solution treatment on pitting behavior of 2205 duplex stainless steel. **Arabian Journal of Chemistry**, v. 10, p. S90–S94, 2017.
- [93] ASTM A370. Standard test methods and definitions for mechanical testing of steel products. *In: ASTM Standard*. 2014.

- [94] FERNANDO PADILHA, Angelo; LESLEY PLAUT, Ronald. Work Hardening, Recovery, Recrystallization, and Grain Growth. *In: Handbook of Aluminum*. ASM, 2010.
- [95] RYS, J.; ZIELINSKA-LIPIEC, A. Deformation of ferrite-austenite banded structure in cold-rolled duplex steel. **Archives of Metallurgy and Materials**, v. 57, n. 4, p. 1041–1053, 2012.
- [96] RODRIGUES, Daniella Gomes; MARIA, Grazielle Gianini Braga; VIANA, Nayara Aparecida Lopes; *et al.* Effect of low cold-rolling strain on microstructure, texture, phase transformation, and mechanical properties of 2304 lean duplex stainless steel. **Materials Characterization**, v. 150, n. 11, p. 138–149, 2019.
- [97] AHMED, Mohammed Zaid; BHATTACHARJEE, Pinaki Prasad. Evolution of Microstructure and Texture during Isothermal Annealing of a Heavily Warm-rolled Duplex Steel. **ISIJ International**, v. 54, n. 12, p. 2844–2853, 2014.
- [98] WITKOWSKA, M.; RYŚ, J.; RATUSZEK, W.; *et al.* Annealing textures and precipitation behaviour in ferritic-austenitic duplex type steels. **Archives of Metallurgy and Materials**, v. 50, n. 2, p. 471–478, 2005.
- [99] PRAMANIK, Sudipta; BERA, Supriya; GHOSH, Swarup Kumar. Influence of cold rolling on microstructural evolution in 2205 duplex stainless steel. **Steel Research International**, v. 85, n. 5, p. 776–783, 2014.
- [100] FORGAS JÚNIOR, Arnaldo; MARANGONI, Julia; OTUBO, Jorge; *et al.* Reverse strain-induced martensitic transformation of the ferrite to austenite in duplex stainless steels. **Journal of Materials Science**, v. 51, n. 23, p. 10452–10463, 2016.
- [101] REICK, Wolfgang; POHL, Michael; PADILHA, Angelo Fernando. Recrystallization-Transformation Combined Reactions during Annealing of a Cold Rolled Ferritic-Austenitic Duplex Stainless Steel. **ISIJ International**, v. 38, n. 6, p. 567–571, 1998.

- [102] HALFA, Hossam. Recent Trends in Producing Ultrafine Grained Steels. **Journal of Minerals and Materials Characterization and Engineering**, v. 02, n. 05, p. 428–469, 2014.
- [103] BHATTACHARJEE, Pinaki Prasad; ZAID, M.; SATHIARAJ, G. D.; *et al.* Evolution of microstructure and texture during warm rolling of A duplex steel. **Metallurgical and Materials Transactions A: Physical Metallurgy and Materials Science**, v. 45, n. 4, p. 2180–2191, 2014.
- [104] CHOI, Jeom Yong; JI, Jung Hoon; HWANG, Si Woo; *et al.* Strain induced martensitic transformation of Fe-20Cr-5Mn-0.2Ni duplex stainless steel during cold rolling: Effects of nitrogen addition. **Materials Science and Engineering A**, v. 58, n. 18, p. 6012–6019, 2011.
- [105] CHOI, Jeom Yong; LEE, Jaeun; LEE, Keunho; *et al.* Effects of the strain rate on the tensile properties of a TRIP-aided duplex stainless steel. **Materials Science and Engineering A**, v. 666, n. 1, p. 280–287, 2016.
- [106] RIOS, Paulo Rangel; SICILIANO JR, Fulvio; SANDIM, Hugo Ricardo Zschommler; *et al.* Nucleation and growth during recrystallization. **Materials Research**, v. 8, n. 3, p. 225–238, 2006.
- [107] SAHA, Rajib; RAY, R. K. Development of texture, microstructure, and grain boundary character distribution in a high-strength boron-added interstitial-free steel after severe cold rolling and annealing. **Metallurgical and Materials Transactions A: Physical Metallurgy and Materials Science**, v. 40, n. 9, p. 2160–2170, 2009.
- [108] RAJIB, Saha; RAY, R. K. Development of texture, microstructure and grain boundary character distribution after heavy cold rolling and annealing in a boron added interstitial free (IF) steel. *In: Materials Processing and Texture*, p. 311–316, 2008.
- [109] YANG, Jing jing; FAN, Li xia; JIA, Juan; *et al.* Microtexture evolution and grain boundary character distribution of interstitial-free steels with moderate levels of cold rolling reductions. **Journal of Iron and Steel Research International**, v. 20, n. 12, p. 47–52, 2013.

- [110] RODRIGUES, Daniella Gomes; ALCÂNTARA, Cláudio Moreira; OLIVEIRA, Tarcísio Reis de; *et al.* Evaluation of Intermediate Annealing on Nb-Stabilized Ferritic Stainless Steel. **Materials Research**, v. 20, n. 2, p. 298–303, 2017.
- [111] DONADILLE, C.; VALLE, R.; DERVIN, P.; *et al.* Development of texture and microstructure during cold-rolling and annealing of F.C.C. alloys: Example of an austenitic stainless steel. **Acta Metallurgica**, v. 37, n. 6, p. 1547–157, 1989.
- [112] PETITGAND, Hélène; RÉGLÉ, H.; ZIMMERMANN, Uwe. Recrystallisation and Grain Growth in Batch Annealed Ti-IF Steels. **Materials Science Forum**, v. 467-470, p. 1099–1104, 2009.
- [113] MALTA, Paula O.; DIAS, Francislayne L.; DE SOUZA, Ana Clara M.; *et al.* Microstructure and texture evolution of duplex stainless steels with different molybdenum contents. **Materials Characterization**, v. 142, n. 8, p. 406–421, 2018.
- [114] WATERSCHOOT, T.; KESTENS, L.; DE COOMAN, Bruno C. Hot rolling texture development in CMnCrSi dual-phase steels. **Metallurgical and Materials Transactions A: Physical Metallurgy and Materials Science**, v. 33A, p. 1091–1102, 2002.
- [115] FARGAS, G.; AKDUT, N.; ANGLADA, M.; *et al.* Reduction of anisotropy in cold-rolled duplex stainless steel sheets by using sigma phase transformation. *In: Metallurgical and Materials Transactions A: Physical Metallurgy and Materials Science*, v.42, n. 11, p. 3472–3483, 2011.
- [116] PAPULA, Suvi; ANTTILA, Severi; TALONEN, Juho; *et al.* Strain hardening of cold-rolled lean-alloyed metastable ferritic-austenitic stainless steels. **Materials Science and Engineering A**, v. 677, p. 11–19, 2016.
- [117] FARGAS, G.; ANGLADA, M.; MATEO, A. Effect of the annealing temperature on the mechanical properties, formability and corrosion resistance of hot-rolled duplex stainless steel. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 209, n. 4, p. 1770–1782, 2009.

- [118] MOVERARE, Johan J.; ODÉN, Magnus. Influence of elastic and plastic anisotropy on the flow behavior in a duplex stainless steel. **Metallurgical and Materials Transactions A: Physical Metallurgy and Materials Science**, v. 33, n. 1, p. 57–71, 2002.
- [119] DIAS, F.L.; SANTOS, D.B. Effects of Annealing on the Microstructural Evolution of UNS S32205 Duplex Stainless Steel. **23 CBECIMat - Congresso Brasileiro de Engenharia e Ciencia dos Materials**, p. 12, 2018.
- [120] ABDELJAWAD, FF. Microstructural Modeling of CSL Grain-Boundary Effects and Crack Growth in FCC Polycrystals. 2006. Disponível em: <<http://repository.lib.ncsu.edu/ir/handle/1840.16/50>>. Acesso em: 13 fev. 2014.
- [121] ZIKRY, M. A.; KAO, M. Inelastic microstructural failure mechanisms in crystalline materials with high angle grain boundaries. **Journal of the Mechanics and Physics of Solids**, v. 44, n. 11, p. 1765–1798, 1996.
- [122] MOAYED, M. H.; NEWMAN, R. C. Evolution of current transients and morphology of metastable and stable pitting on stainless steel near the critical pitting temperature. **Corrosion Science**, v. 48, n. 4, p. 1004–1018, 2006.
- [123] HU, Yadi; LI, Yuping; HE, Yan; *et al.* Effects of Micro-Sized Ferrite and Austenite Grains on the Pitting Corrosion Behavior of Lean Duplex Stainless Steel 2101. **Metals**, v. 7, n. 5, p. 168, 2017.
- [124] TAN, Hua; JIANG, Yiming; DENG, Bo; *et al.* Effect of annealing temperature on the pitting corrosion resistance of super duplex stainless steel UNS S32750. **Materials Characterization**, v. 60, n. 9, p. 1049–1054, 2009.
- [125] JIANG, Yiming; SUN, Tao; LI, Jin; *et al.* Evaluation of Pitting Behavior on Solution Treated Duplex Stainless Steel UNS S31803. **Journal of Materials Science and Technology**, v. 30, n. 2, p. 179–183, 2014.
- [126] SOUZA, Elki Cristina de; ROSSITTI, Sérgio Mazzer; FORTULAN, Carlos Alberto; *et al.* Influence of Ferrite Phase Content on the Electrochemical Properties of Duplex Stainless Steels. **Materials Research**, v. 20, n. 1, p. 21–29, 2017.

[127] ZHAO, Yan; WANG, Yuan; LI, Xin; *et al.* Effects of plastic straining on the corrosion resistance of TRIP-aided lean duplex stainless steels. **Journal of Materials Science**, v. 53, n. 12, p. 9258–9272, 2018.