

UNIVERSIDADE FEDERAL DE MINAS GERAIS

Programa de Pós-Graduação em Engenharia Metalúrgica, Materiais e de Minas

Dissertação de Mestrado

"Microestrutura e textura dos aços inoxidáveis ferríticos ASTM 439 e ASTM 430 estabilizado ao nióbio: influência nas propriedades mecânicas e de estampagem."

Autor: Leandro Paulo de Almeida Reis Tanure
Orientadora: Prof^ª. Berenice Mendonça Gonzalez
Coorientador: Dr. Tarcísio Reis de Oliveira
Belo Horizonte, Março de 2016

UNIVERSIDADE FEDERAL DE MINAS GERAIS

Programa de Pós-Graduação em Engenharia Metalúrgica, Materiais e de Minas

Leandro Paulo de Almeida Reis Tanure

Microestrutura e textura dos aços inoxidáveis ferríticos ASTM 439 e ASTM 430 estabilizado ao nióbio: influência nas propriedades mecânicas e de estampagem.

Dissertação de Mestrado apresentada ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia Metalúrgica, Materiais e de Minas da Universidade Federal de Minas Gerais.

Área de Concentração: Metalurgia Física

Orientadora: Prof^a. Berenice Mendonça Gonzalez

Coorientador: Dr. Tarcísio Reis de Oliveira

Belo Horizonte

Escola de Engenharia da UFMG

2016

Folha de aprovação

À Tia Lenir (in memoriam)

Agradecimentos

Agradeço a Deus por me conceder saúde para a realização deste trabalho.

Agradeço ao coorientador Dr. Tarcísio Oliveira pela ideia do projeto de pesquisa, pela oportunidade, confiança, incentivo e apoio.

Agradeço à professora Berenice Gonzalez pela oportunidade, confiança, paciência e amizade dispensadas ao longo desses anos. Para mim, foi uma honra ser seu orientado.

Agradeço ao professor Dagoberto Santos por me acolher de maneira tão amistosa no Laboratório de Metalografia.

Agradeço aos professores Augusta Isaac, Ronaldo Barbosa, Vicente Buono e Paulo Modenesi com os quais tive a oportunidade de trabalhar e aprender.

Agradeço aos funcionários da *Aperam South America* Cláudio Alcântara, Luciana, Michela, Robson e todos aqueles que me auxiliaram. Fui recebido com extremo profissionalismo e prontidão.

Agradeço aos funcionários do Centro de Microscopia da UFMG Breno Moreira e Douglas Miquita pelas análises de EBSD e pelo treinamento no MEV.

Agradeço aos funcionários do Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais da UFMG: Esteveesson, Patrícia, Cida, Nelson.

Agradeço aos colegas da pós-graduação Dani, pela paciência e ajuda constante, Priscila e Dircilene e aos colegas do Laboratório de Metalografia Davi, Aline e David pelo auxílio. A todos pelos dias de almoço no bandeirão e por terem tornado essa caminhada mais descontraída.

Agradeço aos amigos Augusto Nascimento (*in memoriam*) e Marcel Lucas pelas conversas constantes e por me incentivarem a correr atrás dos meus sonhos.

Agradeço aos meus pais, Margareth e Milton, e ao meu irmão Milton pelo incentivo

e apoio. À madrinha de "coração" Maria do Carmo pela paciência, ajuda e pelas palavras certas nos momentos certos.

Agradeço à Bárbara por ter me acompanhado durante os momentos mais difíceis dessa etapa.

Agradeço a todos que, de alguma forma, contribuíram para a realização deste projeto e que não tenham sido citados diretamente.

À CAPES e ao CNPq pelo fomento. À *Aperam South America* pelo material fornecido e pelos ensaios realizados.

Resumo

A comparação da influência da microestrutura e textura nas propriedades mecânicas e de estampagem foi realizada entre os aços ASTM 430 estabilizado ao nióbio, 430Nb, e ASTM 439, estabilizado ao nióbio e titânio. Chapas finas dos dois aços, produzidas e fornecidas pela empresa *Aperam South America*, foram laminadas a frio e recozidas em processo semelhante ao que ocorre em escala industrial. O recozimento foi interrompido em diferentes temperaturas para caracterização da microestrutura e textura nos diferentes estágios de recristalização. Todas as amostras foram caracterizadas por microscopia ótica, microdureza Vickers e por análise de difração de elétrons retroespalhados (*Electron Backscatter Diffraction* – EBSD). As amostras recozidas foram submetidas aos ensaios de tração e ensaio Swift para avaliação das propriedades mecânicas e de estampagem enquanto os precipitados foram caracterizados por microscopia eletrônica de varredura. O aço 430Nb apresentou menores tamanhos de grão, o que contribui para um maior limite de escoamento. No quesito estampabilidade, o aço ASTM 439 apresentou melhores resultados através de maior coeficiente de anisotropia normal médio, \bar{R} , e maior valor para a razão crítica dos diâmetros (*Limit Drawing Ratio* – LDR) devido a maior proporção de componentes de textura pertencentes à fibra γ e a menor proporção de componentes pertencentes às fibras α e θ . Esses resultados são apresentados e discutidos em termos das características dos precipitados e da textura cristalográfica desenvolvida na recristalização de ambos os aços.

Abstract

A comparison of the influence of microstructure and texture on mechanical properties and drawability between the niobium stabilized ferritic stainless steel type ASTM 430, 430Nb, and the niobium titanium stabilized ferritic stainless steel type ASTM 439 was performed. Thin sheets of these two steels, produced and provided by the siderurgical company *Aperam South America*, were cold rolled and annealed in a process similar to that one which occurs in an industrial scale. The annealing was interrupted in five different temperatures aiming texture and microstructural characterization in different stages of recrystallization. All the samples were characterized by optical microscopy, Vickers microhardness and Electron Backscatter Diffraction (EBSD). The annealed samples were analyzed through Swift test and tensile test to evaluate mechanical properties and drawability while the precipitates were characterized by scanning electron microscopy. The steel 430Nb showed smaller grain size, which lead to a greater yield stress. Regarding drawability, the steel ASTM 439 presented better results through a higher normal anisotropy coefficient, \bar{R} , and higher Limit Drawing Ratio (LDR) due to higher proportion of texture components belonging to γ fiber and a minor proportion of components belonging to the α and θ fibers compared to 430Nb steel. These results are presented and discussed in terms of the characteristics of precipitates and crystallographic texture developed in the recrystallization of both steels.

Lista de Figuras

3.1	(a) ⁶ Representação da orientação g em um espaço tridimensional definido pelos Ângulos de Euler: $\varphi_1, \Phi, \varphi_2$ (b) ¹⁸ representação esquemática das principais orientações em materiais CCC na seção $\varphi_2 = 45^\circ$	7
3.2	(a) Contorno de uma distribuição de orientação 3-D representada em 2-D através de: (b) linhas de iso-densidade; (c) escala de cinza e (d) escala de cores.	7
3.3	Estruturas de deformação em um metal policristalino deformado por escorregamento ¹⁸ .	9
3.4	Estágios da recuperação em um material deformado plasticamente ¹⁸	11
3.5	Mapas de orientação, (a) DN e (b) DL seções paralelas ao plano da chapa obtidas por análise EBSD (c) função de distribuição de orientação (d) posição das componentes de orientação na seção $\varphi_2 = 45^\circ$ ²⁶	16
3.6	(a) Variação de R_α calculado de acordo com o componente de textura ²⁶ . (b) Evolução de \bar{R} e ΔR em função do Ângulo de Euler Φ ($0^\circ, \Phi, 45^\circ$) ¹⁴ .	17
3.7	Mapas de orientação das seções longitudinais das amostras iniciais. (a) DN e (b) DL amostra LQ. (c) DN e (d) DL amostra LQR. s denota a posição na amostra ($s=0$ para o centro, $s=0,5$ para $1/4$ da espessura e $s=1$ superfície) ¹⁴ .	18
3.8	Textura de laminação a frio. Amostra LQ (a) $s=0,0$ (b) $s=0,5$ (c) $s=1,0$ e (d) textura média resultante da combinação de (a), (b) e (c) ¹⁴	19
3.9	Textura de laminação a frio. Amostra LQR (a) $s=0,0$ (b) $s=0,5$ (c) $s=1,0$ e (d) textura média resultante da combinação de (a), (b) e (c) ¹⁴	19
3.10	Textura de recristalização. Amostra LQ (a) $s=0,0$ (b) $s=0,5$ (c) $s=1,0$ e (d) textura média resultante da combinação de (a), (b) e (c) ¹⁴	20
3.11	Textura de recristalização. Amostra LQR (a) $s=0,0$ (b) $s=0,5$ (c) $s=1,0$ e (d) textura média resultante da combinação de (a), (b) e (c) ¹⁴	20
3.12	Mapas de orientação das amostras (a) T# (b) P1# e (c) P2# ²⁷	21
3.13	Mapas de ODF ($\varphi_2 = 45^\circ$) (a) T#, (b) P1#, (c) P2#, e (d) frequência do tamanho de grão para as três amostras ²⁷ .	22
3.14	Gráfico obtido a partir do ensaio Charpy ²⁷ .	23
3.15	Distribuição de tamanho dos precipitados nas amostras CP e PCP após recozimento intermediário ²⁸ .	25

3.16	Imagens de MET dos precipitados formados em (a) CP e (b) PCP ao final do experimento ²⁸	25
3.17	Texturas de laminação e recozimento (a-d) do processo convencional, CP e (e-h) do processo controlado de precipitação, PCP. a, e após laminação a quente, b, f após recozimento intermediário, c, g após laminação a frio, d, h após recozimento final ²⁸	26
4.1	Fluxograma do processamento termomecânico a ser seguido	29
4.2	Curvas de aquecimento para os diferentes ciclos de recozimento.	31
4.3	Corpo de prova padrão utilizado no ensaio de tração.	33
5.1	Micrografias das bobinas laminadas a quente. Ataque com reagente Villela.	35
5.2	Micrografias das bobinas laminadas a frio. (a) e (b) ao longo da espessura e (c) e (d) centro da amostra. Ataque com reagente Villela.	36
5.3	Micrografias das amostras com recozimento interrompido a 630°C, amostras T1. Ataque com reagente Villela.	37
5.4	Micrografias das amostras com recozimento interrompido a 700°C, amostras T2. Ataque com reagente Villela.	37
5.5	Micrografias das amostras com recozimento interrompido a 770°C, amostras T3. Ataque com reagente Villela.	38
5.6	Micrografias das amostras com recozimento interrompido a 800°C, amostras T4. Ataque com reagente Villela.	38
5.7	Micrografias das amostras com recozimento interrompido a 830°C, amostras T5. Ataque com reagente Villela.	39
5.8	Micrografias das amostras recozidas ao longo de toda a espessura. Ataque com reagente Villela.	39
5.9	Precipitados das amostras recozidas. Ataque com reagente Villela.	41
5.10	Precipitados do aço 430Nb. Imagens de Microscopia Eletrônica de Varredura. Ataque com reagente Villela.	42
5.11	Espectros de EDS para os tipos de precipitados observados no aço 430Nb.	43
5.12	Precipitados característicos do aço ASTM 439. Imagens de Microscopia Eletrônica de Varredura. Ataque com reagente Villela.	44
5.13	Demais precipitados do aço ASTM 439. Imagens de Microscopia Eletrônica de Varredura. Ataque com reagente Villela.	46
5.14	Precipitados formados no aço ASTM 439. Imagens de Microscopia Eletrônica de Varredura. Ataque com reagente Villela.	46

5.15	Espectros de EDS para alguns pontos mostrados nas Figuras 5.12 e 5.13.	47
5.16	Comparação entre a quantidade de precipitados. Imagens de Microscopia Eletrônica de Varredura. Ataque com reagente Villela.	48
5.17	Mapas ODF para as amostras laminadas a quente. (a) aço 430Nb e (b) aço ASTM 439. Seções constantes de $\varphi_2 = 45^\circ$	50
5.18	Mapas da amostra laminada a quente do aço 430Nb. (a) Figura de polo inversa, (b) grãos pertencentes à fibra α , (c) grãos pertencentes às fibras θ e γ e (d) contornos de grão de baixo e alto ângulo.	52
5.19	Mapas da amostra laminada a quente do aço ASTM 439. (a) Figura de polo inversa, (b) grãos pertencentes à fibra α , (c) grãos pertencentes às fibras θ e γ e (d) contornos de grão de baixo e alto ângulo.	53
5.20	Mapas ODF para as amostras laminadas a frio. (a) aço 430Nb e (b) aço ASTM 439. Seções constantes de $\varphi_2 = 45^\circ$	54
5.21	Mapas da amostra laminada a frio do aço 430Nb. (a) Figura de polo inversa, (b) grãos pertencentes à fibra α , (c) grãos pertencentes às fibras θ e γ e (d) contornos de grão de baixo e alto ângulo.	55
5.22	Mapas da amostra laminada a frio do aço ASTM 439. (a) Figura de polo inversa, (b) grãos pertencentes à fibra α , (c) grãos pertencentes às fibras θ e γ e (d) contornos de grão de baixo e alto ângulo.	56
5.23	Mapas ODF para as amostras com recozimento interrompido em 630°C (amostras T1). (a) aço 430Nb e (b) aço ASTM 439. Seções constantes de $\varphi_2 = 45^\circ$	57
5.24	Mapas da amostra com recozimento interrompido a 630°C (amostra T1) do aço 430Nb. (a) Figura de polo inversa, (b) grãos pertencentes à fibra α , (c) grãos pertencentes às fibras θ e γ e (d) contornos de grão de baixo e alto ângulo.	58
5.25	Mapas da amostra com recozimento interrompido a 630°C (amostra T1) do aço ASTM 439. (a) Figura de polo inversa, (b) grãos pertencentes à fibra α , (c) grãos pertencentes às fibras θ e γ e (d) contornos de grão de baixo e alto ângulo.	59
5.26	Mapas ODF para as amostras com recozimento interrompido em 700°C (amostras T2). (a) aço 430Nb e (b) aço ASTM 439. Seções constantes de $\varphi_2 = 45^\circ$	60

5.27	Mapas da amostra com recozimento interrompido a 700°C (amostra T2) do aço 430Nb. (a) Figura de polo inversa, (b) grãos pertencentes à fibra α , (c) grãos pertencentes às fibras θ e γ e (d) contornos de grão de baixo e alto ângulo.	61
5.28	Mapas da amostra com recozimento interrompido a 700°C (amostra T2) do aço ASTM 439. (a) Figura de polo inversa, (b) grãos pertencentes à fibra α , (c) grãos pertencentes às fibras θ e γ e (d) contornos de grão de baixo e alto ângulo.	62
5.29	Mapas ODF para as amostras com recozimento interrompido em 800°C (amostras T4). Seções constantes de $\varphi_2 = 45^\circ$	63
5.30	Mapas da amostra com recozimento interrompido a 800°C (amostra T4) do aço 430Nb. (a) Figura de polo inversa, (b) grãos pertencentes à fibra α , (c) grãos pertencentes às fibras θ e γ e (d) contornos de grão de baixo e alto ângulo.	64
5.31	Mapas da amostra com recozimento interrompido a 800°C (amostra T4) do aço ASTM 439. (a) Figura de polo inversa, (b) grãos pertencentes à fibra α , (c) grãos pertencentes às fibras θ e γ e (d) contornos de grão de baixo e alto ângulo.	65
5.32	Mapas ODF para as amostras com recozimento interrompido em 830°C (amostras T5). (a) aço 430Nb e (b) aço ASTM 439. Seções constantes de $\varphi_2 = 45^\circ$	66
5.33	Mapas da amostra com recozimento interrompido a 830°C (amostra T5) do aço 430Nb. (a) Figura de polo inversa, (b) grãos pertencentes à fibra α , (c) grãos pertencentes às fibras θ e γ e (d) contornos de grão de baixo e alto ângulo.	68
5.34	Mapas da amostra com recozimento interrompido a 830°C (amostra T5) do aço ASTM 439. (a) Figura de polo inversa, (b) grãos pertencentes à fibra α , (c) grãos pertencentes às fibras θ e γ e (d) contornos de grão de baixo e alto ângulo.	69
5.35	Mapas da amostra com recozimento completo (amostra R) do aço 430Nb. (a) Figura de polo inversa, (b) grãos pertencentes à fibra α , (c) grãos pertencentes às fibras θ e γ e (d) contornos de grão de baixo e alto ângulo.	70

5.36	Mapas da amostra com recozimento completo (amostra R) do aço ASTM 439. (a) Figura de polo inversa, (b) grãos pertencentes à fibra α , (c) grãos pertencentes às fibras θ e γ e (d) contornos de grão de baixo e alto ângulo.	71
5.37	Mapas ODF para as amostras com recozimento completo (amostras R). (a) aço 430Nb e (b) aço ASTM 439. Seções constantes de $\varphi_2 = 45^\circ$	72
5.38	Mapas ODF para as amostras do aço 430Nb nas condições BF, T1, T2, T4, T5 e R, respectivamente. Seções constantes de $\varphi_2 = 45^\circ$	73
5.39	Mapas ODF para as amostras do aço ASTM 439 nas condições BF, T1, T2, T4, T5 e R, respectivamente. Seções constantes de $\varphi_2 = 45^\circ$	74
5.40	Valores médios de microdureza Vickers para os aços 430Nb e ASTM 439 em diferentes condições.	76
5.41	Corpos de prova após ensaio Swift. À esquerda: aço 430Nb com quatro orelhas. À direita: aço ASTM 439 com seis orelhas. A seta indica a direção de laminação.	81
A.1	<i>Boxplot</i> para os dados de microdureza Vickers dos aços 430Nb e ASTM 439 em diferentes condições.	89
A.2	Análise de Variância para os dados de microdureza Vickers.	90
A.3	Análise dos resíduos para os dados de microdureza Vickers.	92

Lista de Tabelas

III.1	Fibras características dos metais e ligas CCC ⁶	6
III.2	Limites de escoamento e resistência dos aços estudado Fe-17Cr	22
III.3	Propriedades mecânicas após diferentes processamentos	24
IV.1	Composição química (%) dos aços 430Nb e ASTM 439.	28
IV.2	Sequência de passes para laminação a frio do aço 430Nb.	29
IV.3	Sequência de passes para laminação a frio do aço ASTM 439.	30
IV.4	Dimensões dos corpos de prova para o ensaio de tração	33
V.1	Tamanho de grão médio para as amostras recozidas dos aços 430Nb e ASTM 439.	40
V.2	Teores de Ti , Nb , C , N , ΔNb e ΔTi (%).	41
V.3	Valores médios de microdureza Vickers para os aços 430Nb e ASTM 439 em diferentes condições.	76
V.4	Propriedades mecânicas do aço 430Nb.	78
V.5	Propriedades mecânicas do aço ASTM 439.	78
V.6	Valores do limite de escoamento em função do ângulo da direção de laminação para o aço 430Nb.	79
V.7	Valores do limite de escoamento em função do ângulo da direção de laminação para o aço ASTM 439	79
V.8	Valores dos coeficientes de anisotropia normal e planar para o aço 430Nb	80
V.9	Valores dos coeficientes de anisotropia normal e planar para o aço ASTM 439	80
V.10	Ensaio Swift para os aços 430Nb e ASTM 439.	80
V.11	Grau de orelhamento para o aço 430Nb.	82
V.12	Grau de orelhamento para o aço ASTM 439.	82
A	Teste de Tukey para os dados de microdureza Vickers.	93

Lista de Abreviações e Siglas

- ASTM: *American Society for Testing and Materials*
- BQ: Bobina a Quente
- BF: Bobina a Frio
- CFC: Cúbica de Face Centrada
- CCC: Cúbica de Corpo Centrado
- DL: Direção de Laminação
- DN: Direção Normal
- DT: Direção Transversal
- EBSD: *Electron BackScatter Diffraction* - Difração de Elétrons
Retroespalhados
- EFE: Energia de Falha de Empilhamento
- LDR: *Limiting Drawing Ratio* - Razão Crítica dos Diâmetros
- MET: Microscopia Eletrônica de Transmissão
- ODF: *Orientation Distribution Function* - Função de Distribuição de
Orientação
- ppm: Parte por milhão
- TTDF: Temperatura de Transição Dúctil-Frágil
- UFMG: Universidade Federal de Minas Gerais

Lista de Símbolos

<i>Al</i> :	Alumínio
<i>C</i> :	Carbono
<i>Co</i> :	Cobalto
<i>Cr</i> :	Cromo
<i>Cu</i> :	Cobre
<i>Fe</i> :	Ferro
<i>Mn</i> :	Manganês
<i>Mo</i> :	Molibdênio
<i>N</i> :	Nitrogênio
<i>Nb</i> :	Nióbio
<i>Ni</i> :	Níquel
<i>P</i> :	Fósforo
<i>Si</i> :	Silício
<i>Ti</i> :	Titânio
<i>V</i> :	Vanádio
<i>W</i> :	Tungstênio
<i>C</i> :	Graus Celsius
<i>F</i> :	Graus Fahrenheit
\bar{R} :	Coefficiente de anisotropia normal médio
μm :	Micrometro
$\varphi_1, \Phi, \varphi_2$:	Ângulos de Euler
min:	Minuto
mm:	Milímetro
MPa:	Megapascal
nm:	Nanômetro
ΔR :	Coefficiente de anisotropia planar

Sumário

1	Introdução	1
2	Objetivos	3
3	Revisão Bibliográfica	4
3.1	Os Aços Inoxidáveis Ferríticos	4
3.2	Textura nos Aços Inoxidáveis Ferríticos	6
3.3	Heterogeneidade da Deformação Plástica	8
3.3.1	O Estado Encruado	8
3.3.2	O Estado Recozido	10
3.4	Estampabilidade	12
3.4.1	Ensaio Mecânicos	13
3.4.2	Anisotropia da deformação plástica	14
3.5	Fatores que Afetam as Propriedades Mecânicas e de Estampagem	16
3.5.1	Relação do Coeficiente R de Lankford com a Textura	16
3.5.2	Efeito do Recozimento Intermediário nas Texturas de Deformação e Recristalização	18
3.5.3	Efeito da Microestrutura e Textura nas Propriedades Mecânicas	20
3.5.4	Efeito dos Precipitados na Textura, Recristalização e Tamanho de Grão	24
4	Metodologia	28
4.1	Materiais	28
4.2	Métodos	28
4.2.1	Laminação	29
4.2.2	Recozimento	30
4.2.3	Preparação para Análise Metalográfica, Caracterização de Precipitados e Avaliação da Textura	31
4.2.4	Ensaio de Tração	32
4.2.5	Ensaio de Embutimento	33
4.2.6	Microdureza Vickers	34
5	Resultados e Discussão	35
5.1	Microscopia Ótica	35
5.1.1	Bobina Laminada a Quente (BQ)	35

5.1.2	Bobina Laminada a Frio (BF)	36
5.1.3	Amostras com Recozimento Interrompido	37
5.1.4	Amostras Recozidas	39
5.2	Caracterização de Precipitados	42
5.2.1	Precipitados do Aço 430Nb	42
5.2.2	Precipitados do Aço ASTM 439	44
5.2.3	Comparação de Tamanho e Dispersão dos Precipitados nos Dois Aços	48
5.3	Textura	50
5.3.1	Bobina Laminada a Quente (BQ)	50
5.3.2	Bobina Laminada a Frio (BF)	54
5.3.3	Amostras com Recozimento Interrompido	57
5.3.4	Amostras Recozidas	70
5.4	Evolução da Textura	73
5.5	Propriedades Mecânicas	76
5.5.1	Microdureza	76
5.5.2	Ensaio de Tração	78
5.5.3	Coefficientes de Anisotropia Normal e Planar	79
5.5.4	Ensaio de Embutimento	80
6	Conclusões	83
7	Relevância dos Resultados	84
8	Sugestões para Trabalhos Futuros	85
	Referências	86
	Apêndice	89

1 Introdução

Os aços inoxidáveis são ligas à base de ferro que apresentam teor mínimo de cromo de 10,5%. Sua principal característica de elevada resistência à corrosão é alcançada graças à formação de um filme superficial fino, invisível e aderente, de óxidos ricos em cromo que é capaz de se regenerar na presença de oxigênio. Devido à vasta aplicabilidade dos aços inoxidáveis ferríticos (utensílios domésticos, construção civil, indústria automotiva, eletrodomésticos entre outras) e ao custo reduzido em relação aos aços inoxidáveis austeníticos, seu uso torna-se, praticamente, indispensável^{1, 2}.

A presença de nióbio e titânio nesses aços, além de favorecer a formação de carbonetos e nitretos, diminui o tamanho de grão recristalizado e dificulta a formação de carbonetos e nitretos de cromo, o que reduz o empobrecimento de cromo na matriz e aumenta a resistência à corrosão intergranular^{3, 4}.

As propriedades mecânicas dos aços inoxidáveis são influenciadas pela textura cristalográfica desenvolvida durante as etapas de produção dessas ligas. A estampagem dos metais com estrutura cúbica de corpo centrado (CCC) é favorecida pela maximização do número de planos $\{111\}$, fibra γ , orientados, aproximadamente, paralelos ao plano de laminação. Já os planos $\{100\}$, fibra θ , paralelos à superfície de laminação são desfavoráveis para a estampagem. Uma maneira de se avaliar a estampagem dos aços inoxidáveis ferríticos é à partir do coeficiente de anisotropia normal médio (\bar{R}) e do coeficiente de anisotropia planar (ΔR).^{5, 6}

Os aços inoxidáveis tipo ASTM 430 estabilizados ao nióbio, 430Nb, apresentam boa combinação de propriedades mecânicas e estampagem que os tornam adequados à inúmeras aplicações onde se exige boa estampabilidade e bom acabamento final¹. As propriedades relacionadas à estampagem dos aços inoxidáveis ferríticos estão ligadas à formação de uma boa textura de recristalização com alta intensidade de fibras γ e baixa intensidade de fibras θ .^{5, 7} Para se conseguir bom acabamento superficial após estampagem, é necessário que o material apresente baixo estriamento, *ridging*, o que está diretamente relacionado com a distribuição da textura cristalográfica além de uma superfície lisa após conformação⁸. Essa característica de superfície mais lisa e brilhante após conformação é consequência do tamanho de grão, com melhores resultados para grãos mais finos⁹. O balanço correto entre essas variáveis leva à obtenção de um aço com boa estampabilidade e bom acabamento superficial.

O aço inoxidável ASTM 439, estabilizado ao nióbio e titânio, por apresentar maior intensidade de fibras γ e menor de fibras θ , possui características de estampagem melhores que o aço 430Nb. Embora não apresente problemas de estriamento, sua superfície após conformação é muito rugosa, devido principalmente aos grãos mais grosseiros que o aço 430Nb.

Neste trabalho foi feita avaliação da dispersão dos precipitados nos aços 430Nb e ASTM 439, em termos da natureza, quantidade e tamanho dos mesmos, identificando sua influência na recristalização, tamanho de grão recristalizado, textura de recristalização e propriedades mecânicas, de forma a correlacionar a textura de recristalização desenvolvida com a aptidão à estampabilidade nos dois aços.

2 Objetivos

Os objetivos deste estudo são:

- Determinar a origem da granulação mais fina nos aços inoxidáveis 430Nb em relação ao aço ASTM 439 estabilizado ao nióbio e titânio e correlacioná-la com as características dos precipitados nos dois aços.
- Identificar a influência dos precipitados na recristalização, na formação da textura de recristalização e nas propriedades mecânicas nos dois aços.
- Determinar e correlacionar a textura de recristalização desenvolvida e a aptidão à estampabilidade nos aços 430Nb e ASTM 439.

3 Revisão Bibliográfica

3.1 Os Aços Inoxidáveis Ferríticos

Os aços inoxidáveis ferríticos são ligas à base de ferro que apresentam teores de cromo que podem variar de 10,5 à 30%, quantidade que estabiliza completamente a estrutura cristalina Cúbica de Corpo Centrado (CCC) e promove a formação de uma fina camada aderente e invisível, rica em óxidos de cromo, que se autorregenera na presença de oxigênio e confere maior resistência à corrosão².

A classe dos aços inoxidáveis ferríticos, ao longo da década passada (2001-2010), foi responsável pelo segundo maior volume de produção entre os aços inoxidáveis, perdendo somente para os austeníticos¹¹. Entretanto, os ferríticos apresentam algumas vantagens em relação aos austeníticos: são ferromagnéticos; apresentam menor expansão térmica; excelente resistência à oxidação em temperaturas elevadas; são mais fáceis de serem cortados e conformados e são mais baratos por serem isentos de níquel¹.

Elevados teores de cromo e baixos níveis dos elementos intersticiais carbono e nitrogênio são necessários para manter a estrutura ferrítica nas faixas de temperatura do estado sólido. *C* e *N*, formam carbonetos e nitretos que se precipitam nos contornos de grão deixando uma zona livre de cromo nas regiões adjacentes. Esse fenômeno, conhecido como sensitização, favorece a corrosão intergranular e, juntamente com a baixa plasticidade, baixa tenacidade e elevada temperatura de transição dúctil-frágil, constituem os principais fatores limitantes quanto à aplicação e uso dos aços inoxidáveis ferríticos^{4, 12}.

Por serem fortes formadores de austenita e favorecerem a sensitização, o controle dos níveis de *C* e *N* é de especial interesse durante a produção dos aços inoxidáveis ferríticos, pois podem causar outros efeitos deletérios como redução da tenacidade ao impacto e aumento da temperatura de transição dúctil-frágil⁴.

O controle da sensitização pode ser realizado, normalmente, através da redução de teores dos elementos intersticiais (abaixo de 250ppm), o que apenas retarda o processo, ou através da adição de elementos estabilizadores como *Ti*, *Nb*, *V* e *Zr* que formarão carbonitretos mais estáveis e de maneira mais eficiente do que o cromo.

Dentre os estabilizadores, *Ti* e *Nb* têm se mostrado as melhores opções^{3, 13}.

A plasticidade inferior, se comparada aos aços baixo carbono e aos aços inoxidáveis austeníticos, tem levado à diferentes rotas metalúrgicas na tentativa de melhoria e otimização da formabilidade dos aços inoxidáveis ferríticos. Estudos mostram que o elevado coeficiente de anisotropia normal médio (\bar{R}) e baixa anisotropia planar (ΔR) favorecem principalmente a estampagem profunda e estão relacionadas à formação da fibra γ ^{5, 14}.

A textura cristalográfica desenvolvida durante o recozimento, o tamanho de grão (influenciado por elementos estabilizantes) e os coeficientes de anisotropia são fatores que afetam a estampabilidade do material, suas propriedades mecânicas e a qualidade do acabamento superficial. A correlação entre essas variáveis é importante para compreensão da maneira como o produto final é afetado e consequente otimização do processo produtivo e da qualidade do produto obtido.

O aço ASTM 430 é amplamente utilizado em eletrodomésticos (fornos, refrigeradores, exaustores, lava-louças entre outros), na construção civil (para confecção de sarjetas, telhas metálicas e aplicações decorativas como em revestimento de fachadas) e também na indústria petrolífera (queimadores de óleo e aplicações que exigem resistência a oxidação em temperaturas elevadas). Já o aço ASTM 439 é utilizado na indústria de geração de energia (tubos de trocadores de calor e tanques de água quente) e em aplicações onde, além de elevada resistência à corrosão, se exige excelente estampabilidade, como na fabricação de peças complexas que compõem sistemas automotivos de exaustão¹.

Alguns estudos avaliam o efeito da composição química (diferentes teores de nióbio e de elementos intersticiais) na textura de recristalização de aços tipo ASTM 430¹⁵ enquanto outros apresentam a microestrutura e textura de aços inoxidáveis ferríticos estabilizados ao nióbio e titânio após recozimento¹³. Não foram encontrados trabalhos comparativos que relacionassem a microestrutura e textura após recozimento entre os aços 430Nb e ASTM 439.

3.2 Textura nos Aços Inoxidáveis Ferríticos

A orientação dos grãos em materiais policristalinos dificilmente assume uma distribuição aleatória. Tanto o processo produtivo quanto posteriores trabalhos mecânicos, geram uma tendência de orientação preferencial, definida como textura. Propriedades magnéticas, térmicas e mecânicas são dependentes da textura e por isso, muitas vezes, ela é explorada para se alcançar um comportamento específico do material^{6, 16}.

O estudo da textura nos aços inoxidáveis ferríticos é importante para melhorias de performance na estampagem profunda, minimizando o efeito de estriamento, que prejudica o acabamento superficial^{8, 17}, e controlando o orelhamento¹⁶.

Metais e ligas CCC tendem à desenvolver uma textura de fibras que normalmente se manifesta através de duas fibras características entre várias existentes no espaço, conforme mostra a Tabela III.1.

Tabela III.1: Fibras características dos metais e ligas CCC⁶.

Fibra	Eixo da fibra	Ângulos de Euler ($\varphi_1, \Phi, \varphi_2$)
α	$\langle 011 \rangle \parallel$ DL	$0^\circ, 0^\circ, 45^\circ - 0^\circ, 90^\circ, 45^\circ$
γ	$\langle 111 \rangle \parallel$ DN	$60^\circ, 54.7^\circ, 45^\circ - 90^\circ, 54.7^\circ, 45^\circ$
η	$\langle 001 \rangle \parallel$ DL	$0^\circ, 0^\circ, 0^\circ - 0^\circ, 45^\circ, 0^\circ$
ζ	$\langle 011 \rangle \parallel$ DN	$0^\circ, 45^\circ, 0^\circ - 90^\circ, 45^\circ, 0^\circ$
ε	$\langle 110 \rangle \parallel$ DT	$90^\circ, 0^\circ, 45^\circ - 90^\circ, 90^\circ, 45^\circ$

Os ângulos de Euler indicam a sequência e os graus de rotação necessários para que o sistema de coordenadas da amostra (Direção de Laminação - DL, Direção Transversal - DT e Direção Normal - DN), coincida com o sistema de coordenadas cristalográfico (direções $\langle 100 \rangle$, $\langle 010 \rangle$ e $\langle 001 \rangle$) e definem o Espaço de Euler, mostrado na Figura 3.1.

A representação da textura e das Funções de Distribuição de Orientações (*Orientation Distribution Function* - ODF) é melhor analisada se feita através de seções constantes do Espaço de Euler, Figura 3.1 (b), ao invés de representação direta como na Figura 3.1 (a). A ODF é definida como uma função densidade de probabilidade de uma orientação qualquer g , $f(g)$, que pode ser expressa sob a forma dos ângulos de Euler.

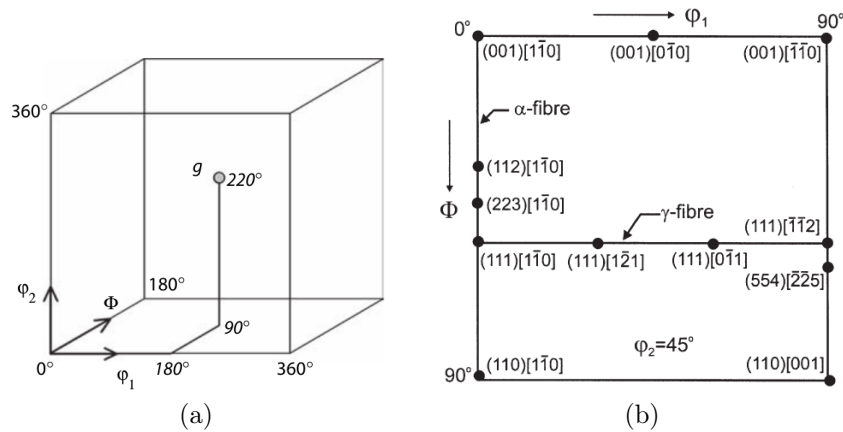


Figura 3.1: (a)⁶ Representação da orientação g em um espaço tridimensional definido pelos Ângulos de Euler: $\varphi_1, \Phi, \varphi_2$ (b)¹⁸ representação esquemática das principais orientações em materiais CCC na seção $\varphi_2 = 45^\circ$

A relação entre os valores de $f(g)$ em função dos ângulos φ_1 e Φ é melhor observada em seções onde φ_2 é constante. Essas seções apresentam linhas de iso-densidade, nas quais o valor de $f(g)$ não se altera, conforme mostrado na Figura 3.2⁶.

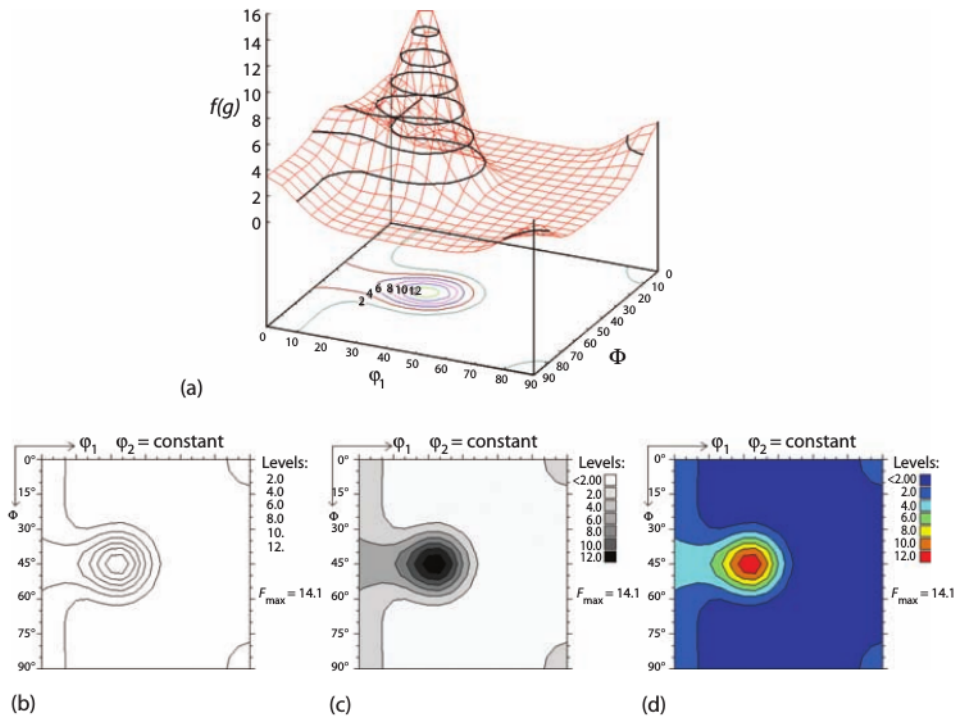


Figura 3.2: (a) Contorno de uma distribuição de orientação 3-D representada em 2-D através de: (b) linhas de iso-densidade; (c) escala de cinza e (d) escala de cores.

Tomando-se uma microestrutura com i grãos de volumes V_i e orientações diferentes, aqueles grãos com orientação similar g , dentro de um intervalo infinitesimal dg , são agrupados para definir a Função de Distribuição de Orientação, $f(g)$, através da seguinte relação⁶:

$$\frac{dV}{V} = f(g)dg, \text{ com } dg = \frac{1}{8\pi^2} \sin \Phi d\varphi_1 d\Phi d\varphi_2 \text{ e } \oint f(g)dg = 1 \quad (1)$$

onde V é o volume da amostra e dV é o somatório dos volumes de todos os grãos i com orientação g .

3.3 Heterogeneidade da Deformação Plástica

3.3.1 O Estado Encruado

Os metais e ligas de estrutura cristalina cúbica deformam plasticamente através de dois mecanismos: maclação e escorregamento. O que determina o mecanismo preferencial é a energia de falha de empilhamento (EFE), a temperatura e a taxa de deformação. Geralmente, a maclação predomina em materiais CFC, com baixa EFE, e nos metais CCC sob elevadas taxas de deformação e baixas temperaturas. De maneira geral, os metais com moderadas e elevadas EFE (metais CCC e, portanto, os próprios aços inoxidáveis ferríticos) se deformam por escorregamento¹⁸.

Durante a deformação plástica de um policristal, vários grãos são submetidos ao mesmo esforço externo de tração, mas somente aqueles com orientações favoráveis, determinadas pelo maior fator de Schmid, terão sistemas de escorregamento ativados. Entretanto, os grãos vizinhos com orientações desfavoráveis, impõem restrições à compatibilidade da deformação, tornando necessária a rotação desses grãos e a criação de deslocamentos onde houver maiores diferenças de orientação. São essas rotações as principais causas de heterogeneidade da deformação gerando gradientes de deformação e, portanto, de energia armazenada, tanto no interior dos grãos quanto nos grãos vizinhos, afetando os processos de recuperação e recristalização¹⁹.

As principais características das estruturas presentes nos metais deformados de média e alta EFE, podem ser classificadas esquematicamente conforme mostrado na Figura 3.3 e caracterizadas à seguir.

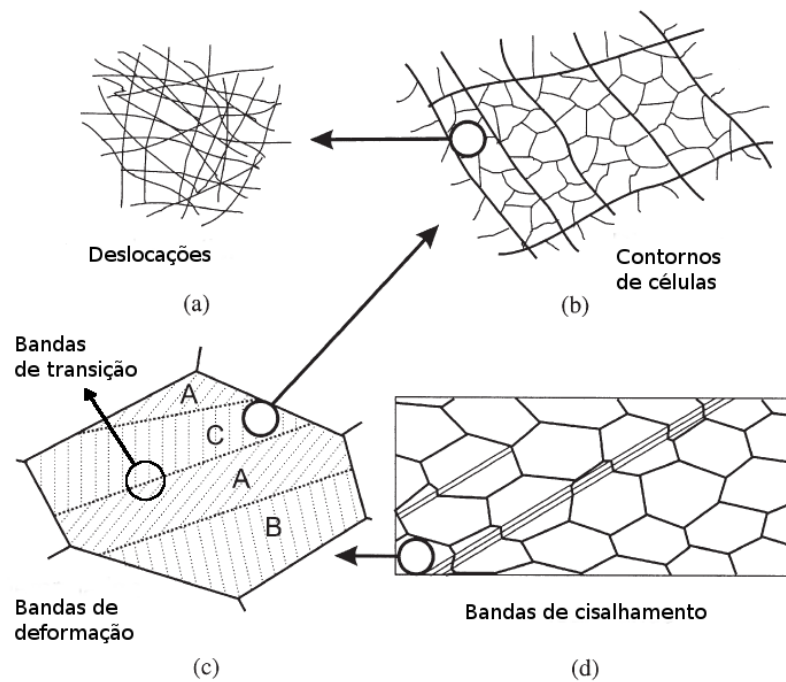


Figura 3.3: Estruturas de deformação em um metal policristalino deformado por escorregamento¹⁸.

As deslocações podem existir como emaranhados ou apresentar estrutura mais organizada após pequenas deformações.

As células e sub-grãos são os menores volumes da microestrutura deformada e, em diversos metais, são formados através das deslocações geometricamente necessárias produzidas durante a deformação e que constituem os contornos de células (grande ângulo) e sub-grãos (baixo ângulo).

Bandas de Deformação são regiões vizinhas, dentro de um mesmo grão, que sofreram rotações distintas durante a deformação. Normalmente ocorrem em grãos grosseiros e são delimitadas pelas Bandas de Transição. Sua origem pode ser relacionada à ativação de mais de um sistema de escorregamento ou à deformações distintas experimentadas por diferentes regiões no interior de um mesmo grão. Hipóteses válidas somente se a energia necessária para esse tipo de deformação for menor do que para a deformação homogênea.

As Bandas de Cisalhamento, Figura 3.3 (d), são regiões que sofreram acentuado escorregamento localizado. Não seguem critérios cristalográficos definidos e, ge-

ralmente, formam ângulos entre 30 e 60° com a direção de laminação e podem se estender por vários grãos. São mais comuns em grãos grosseiros e altamente deformados^{18, 19}.

As microestruturas características da deformação estarão presentes nos materiais de acordo com o grau de deformação e sua energia de falha de empilhamento. Como a deformação ocorre pela seleção e ativação de diferentes sistemas de escorregamento, o caráter cristalográfico será de significativa importância na evolução da microestrutura que também apresenta diferenças no interior de um mesmo grão (componente intragranular) e de um grão para outro (componente intergranular). As heterogeneidades de deformação influenciam diretamente os processos de recuperação e recristalização, pois quanto mais elevada a diferença de orientação entre dois grãos, maior a energia associada ao contorno de grão, tornando-o sítio preferencial para a nucleação de novos grãos na recristalização¹⁹.

3.3.2 O Estado Recozido

Os materiais deformados a frio apresentam alterações nas propriedades mecânicas como aumento de dureza, resistência mecânica e resistividade elétrica e queda na ductilidade. Entretanto, essas propriedades podem retornar, em certa medida, aos valores originais através do recozimento²⁰.

A primeira etapa que ocorre no recozimento é a recuperação. Este processo está relacionado com a diminuição de defeitos pontuais e deslocações e pode ocorrer durante a deformação plástica, sendo nesse caso chamada recuperação dinâmica. A Figura 3.4 mostra os estágios da recuperação durante a deformação ou recozimento¹⁸.

Durante a recuperação, há o rearranjo de deslocações com a finalidade de diminuir a energia associada aos campos de deformação elástica produzidos pelas deslocações existentes e por aquelas criadas durante a deformação a frio. Esse rearranjo ocorre através dos processos de aniquilação de deslocações e poligonização (com os mecanismos de escorregamento e escalada) e é responsável pela recuperação parcial das propriedades alteradas na deformação²⁰.

Materiais com elevada energia de falha de empilhamento apresentam, após deformação, arranjos de deslocações sob a forma de estrutura celular cujas paredes são

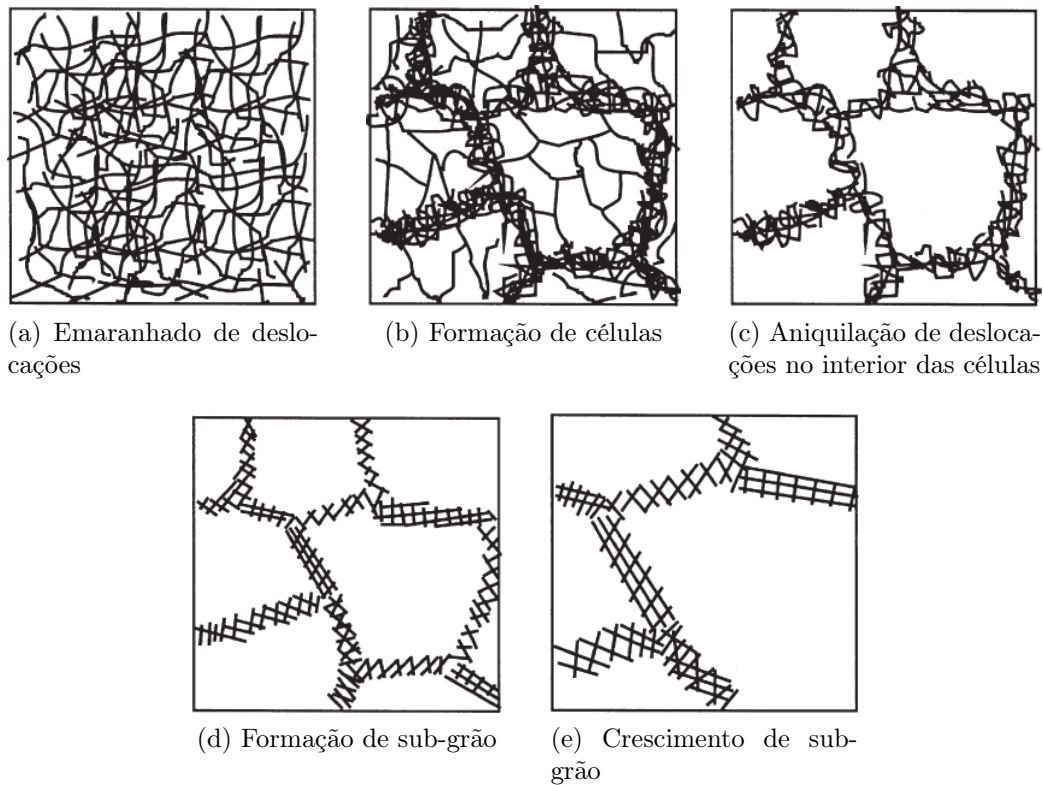


Figura 3.4: Estágios da recuperação em um material deformado plasticamente¹⁸

compostas por complexos emaranhados de deslocações (contornos de alto ângulo). No interior das células, o número de deslocações diminui e o emaranhado presente nas paredes se torna mais organizado ou um contorno de baixo ângulo, transformando a célula em sub-grão, reduzindo a energia total associada aos defeitos cristalinos¹⁸.

Como a energia armazenada logo após a formação dos sub-grãos ainda é elevada se comparada ao material antes da deformação, ela pode ser reduzida com o coalescimento dessas subestruturas, levando à redução da área total dos contornos de baixo ângulo e, portanto, ao crescimento dos sub-grãos¹⁸.

É difícil determinar o início e o final da recuperação durante o recozimento. Já a recristalização, que pode ocorrer em diferentes regiões simultaneamente com a recuperação, é mais facilmente observada por envolver a formação de novos grãos livres de deformação, dividindo a microestrutura em regiões recristalizadas e não recristalizadas (ou deformadas) uma vez que a recristalização ocorre por nucleação e crescimento^{18, 20}.

A nucleação ocorre preferencialmente em sítios de alta energia: contornos de grão de alto ângulo; interface de precipitados e nas subestruturas originadas das heterogeneidades de deformação. Os núcleos podem ser formados pelo coalescimento de sub-grãos ou através da migração de contornos de alto ângulo. Uma vez formados, os núcleos recristalizados tendem a crescer para substituir a microestrutura deformada, diminuindo a energia e assim restaurando as propriedades mecânicas a valores próximos daqueles anteriores ao encruamento^{18, 20}.

3.4 Estampabilidade

Os principais processos de conformação mecânica de chapas finas de aço são: estiramento e embutimento. O estiramento consiste na aplicação de tensões de tração que esticam o material sobre uma ferramenta ou bloco-modelo. É comumente utilizado na indústria aeroespacial quando se exige peças com grandes raios de curvatura ou dupla curvatura. A estampagem profunda, ou embutimento, por sua vez, é o processo utilizado para modelar chapas planas em peças com formato de copo tais como banheiras, pias e tanques de cozinha, painéis automotivos entre outros^{1, 21}. Por serem utilizados principalmente em aplicações onde a aptidão ao embutimento é mais importante que a aptidão ao estiramento, apenas o processo de embutimento dos aços inox ferríticos será considerado em maiores detalhes¹.

O embutimento é realizado comprimindo-se um esboço (*blank*) de tamanho adequado para o interior de uma matriz, cujo formato é definido, através de um punção. Supondo-se um esboço circular (disco), durante o processo, o disco assume a forma de um chapéu e o material escoia sob ação de um estado de tensões combinado: trativo na direção radial (fundo do copo), devido à ação do punção e compressivo na direção circunferencial (aba do chapéu) devido à redução da circunferência do esboço à circunferência do punção. Como resultado destas duas deformações principais, enquanto o metal penetra na matriz há um aumento contínuo da espessura. Ao final do processo, assim que o metal ultrapassa o raio da matriz, ele é dobrado e endireitado e passa a sofrer um esforço de tração na parede do copo o que resulta em redução de espessura, contrapondo-se ao aumento gerado anteriormente. Detalhes do processo de embutimento podem ser consultados nas referências^{16, 21}.

3.4.1 Ensaios Mecânicos

Vários testes podem ser utilizados para se avaliar a estampabilidade. Nos testes Erichsen e Olsen, "copos" são formados por estiramento sob ferramentas esféricas. A chapa é afixada pelas extremidades e a penetração da esfera é medida quando se inicia a fratura do corpo de prova. Materiais com elevado valor Erichsen-Olsen apresentam boa conformabilidade ao estiramento¹⁶.

O teste Swift é usado para avaliar a capacidade de embutimento através da razão crítica dos diâmetros (*LDR - Limiting Drawing Ratio*). Múltiplos esboços, com diferentes diâmetros iniciais, são embutidos e aquele com o máximo diâmetro possível que pode ser embutido sem ruptura, determina o *LDR*, que é definido como²¹:

$$LDR = \frac{D_0}{D_p} \quad (2)$$

onde:

D_0 : máximo diâmetro do esboço;

D_p : diâmetro do punção.

Elevados valores de *LDR* significam melhores desempenhos no embutimento e, conseqüentemente, para estampagem profunda.

Há também testes indiretos para avaliação da estampabilidade. O ensaio de tração é o mais usado. Além de determinar características das deformações plásticas e elásticas, como limites de escoamento e resistência, deformações uniforme e total, módulo de elasticidade entre outros, é possível obter outras propriedades que podem ser usadas como parâmetros para avaliação da estampabilidade: expoente de encruamento, razão elástica e o coeficiente de anisotropia *R* de Lankford.

O expoente de encruamento é obtido linearizando-se a equação de Hollomon²² e é indicativo da distribuição das deformações durante a conformação, retardando o surgimento da estrição²¹.

A razão elástica é o quociente entre o limite de escoamento e o limite de resistência. Valores baixos de razão elástica revelam alta capacidade de encruamento e elevada ductilidade, fatores que contribuem para uma maior capacidade de estiramento durante a conformação^{23, 24}.

3.4.2 Anisotropia da deformação plástica

Os metais policristalinos apresentam anisotropia em suas propriedades devido à tendência de seus grãos apresentarem orientações cristalográficas preferenciais, ou textura, que pode ser gerada por conformação mecânica, assim como por recristalização e crescimento anormal de grão¹⁶.

Uma das maneiras de avaliar a anisotropia é através do coeficiente de anisotropia R de Lankford que determina a razão entre a deformação verdadeira na direção da largura e na direção da espessura. Para materiais totalmente isotrópicos, $R = 1$. Quanto maior o valor de R , maior é a resistência à diminuição de espessura do material^{16, 21, 25}. R é determinado através da equação:

$$R = \frac{\varepsilon_w}{\varepsilon_h} = \frac{\ln\left(\frac{w_0}{w}\right)}{\ln\left(\frac{h_0}{h}\right)} \quad (3)$$

onde:

- w_0 e w : largura inicial e final;
- h_0 e h : espessura inicial e final.

Como é difícil realizar medidas de variação na espessura de chapas extremamente finas, a equação 3 pode ser reescrita considerando-se que o volume permanece constante durante a deformação plástica²¹:

$$R = \frac{\varepsilon_w}{\varepsilon_h} = \frac{\varepsilon_w}{-(\varepsilon_w + \varepsilon_l)} = \frac{\ln\left(\frac{w_0}{w}\right)}{\ln\left(\frac{wL}{w_0L_0}\right)} \quad (4)$$

onde:

- ε_w : deformação na largura;
- ε_l : deformação no comprimento;
- ε_h : deformação na espessura;
- L_0 e L : largura inicial e final.

Como é comum as chapas laminadas apresentarem diferenças em suas propriedades elásticas e plásticas segundo a orientação em que os corpos de prova são retirados e testados, a anisotropia é medida através do coeficiente de anisotropia normal médio, \bar{R} , que é determinado através da média dos valores de R obtidos de peças retiradas em diferentes ângulos em relação a direção de laminação²¹.

$$\bar{R} = \frac{R_0 + 2R_{45} + R_{90}}{4} \quad (5)$$

onde:

R_0 : valor de R para corpo de prova retirado à 0 em relação a direção de laminação (paralelo à direção de laminação).

R_{45} : valor de R para corpo de prova retirado à 45 em relação à direção de laminação.

R_{90} : valor de R para corpo de prova retirado à 90 em relação a direção de laminação (perpendicular à direção de laminação).

A variação angular de R é estimada pelo coeficiente de anisotropia planar, ΔR :

$$\Delta R = \frac{R_0 - 2R_{45} + R_{90}}{2} \quad (6)$$

A anisotropia é desejada em alguns processos de conformação, especialmente na estampagem profunda. As bordas das paredes das peças estampadas em formato de copos apresentam vales e picos, fenômeno conhecido como orelhamento, que resulta da anisotropia planar. A altura e a posição angular das orelhas, normalmente duas ou quatro, são avaliadas pelo coeficiente de anisotropia planar. Se $\Delta R > 0$ as orelhas se formarão a 0° e 90° em relação a direção de laminação. Se $\Delta R < 0$ as orelhas se formarão à 90°. Valores de $\Delta R = 0$ indicam isotropia planar e significa que não haverá orelhamento¹⁶.

De maneira geral:

$R_0 = R_{45} = R_{90} = 1$: isotropia total

$R_0 = R_{45} = R_{90} \neq 1$: isotropia planar e anisotropia normal

$R_0 \neq R_{45} \neq R_{90} \neq 1$: anisotropia planar e normal

Como já mencionado, valores elevados de anisotropia normal indicam resistência à diminuição de espessura e, portanto, aptidão ao embutimento.

3.5 Fatores que Afetam as Propriedades Mecânicas e de Estampagem

3.5.1 Relação do Coeficiente R de Lankford com a Textura

Lee e colaboradores²⁶ analisaram a textura e seu efeito sobre a anisotropia em lâminas de aço inoxidável ferrítico laminadas a frio com redução de 15% e recozidas.

Foram obtidas Figuras de Pólo Inversas através de análise por EBSD que mostram uma certa heterogeneidade e grãos de orientação similar agrupados paralelamente à direção de laminação formando colônias como pode ser observado nas Figuras 3.5 (a) e (b). A distribuição média das orientações foi calculada através da Função de Distribuição de Orientações e é mostrada na Figura 3.5 (c) assim como a posição ideal das orientações (d). A principal componente de textura é observado em $\{111\}\langle 112\rangle$, que é a textura de recristalização típica em aços inox ferríticos, e componentes menos intensas segundo as direções $\{001\}\langle 110\rangle$ e $\{110\}\langle 001\rangle$.

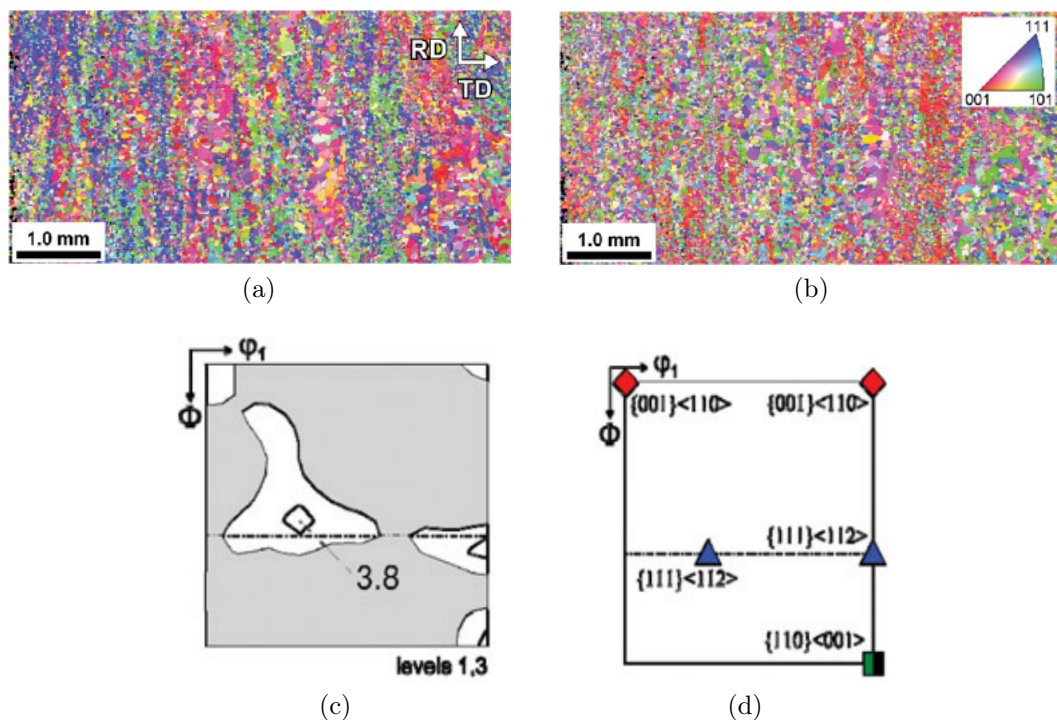


Figura 3.5: Mapas de orientação, (a) DN e (b) DL seções paralelas ao plano da chapa obtidas por análise EBSD (c) função de distribuição de orientação (d) posição das componentes de orientação na seção $\varphi_2 = 45^\circ$ ²⁶

Os valores de R para uma única orientação foram estimados através do método de Bunge de acordo com a teoria do trabalho interno mínimo de Taylor, assumindo-se

uma dispersão Gaussiana de $\pm 7,5^\circ$. A Figura 3.6 (a) mostra a variação de R das três componentes desenvolvidas na macrotextura em função dos ângulos formados com a direção de laminação. A componente $\{111\}\langle 112\rangle$ apresentou os maiores valores de R_α (onde α é o ângulo entre a direção do comprimento da amostra e a direção de laminação) variando de $R_0 = 2,0$ a $R_{90} = 4,0$, enquanto a componente $\{001\}\langle 110\rangle$ apresentou os valores mais baixos variando de $R_0 \approx 0$ a $R_{45} \approx 1,0$. Já a componente $\{110\}\langle 001\rangle$ apresentou elevada variação em função de α com valores $R_\alpha < 0,5$ para $\alpha = 20^\circ$ e $R_\alpha > 4,0$ para $\alpha > 70^\circ$ ²⁶. Em outro trabalho, Lee e colaboradores¹⁴ relacionaram a evolução dos coeficientes de anisotropia normal médio, \bar{R} , e anisotropia planar, ΔR , em função do Ângulo de Euler Φ , mantendo os demais Ângulos φ_1 e φ_2 constantes em 0° e 45° . Observaram que para condições ótimas de conformabilidade, especialmente para o embutimento profundo, as chapas de aço devem apresentar elevada anisotropia normal (\bar{R}) e baixa anisotropia planar (ΔR). Essas características são melhores combinadas em texturas cujos principais componentes estão compreendidos em $50^\circ \leq \Phi \leq 60^\circ$, ver Figura 3.6 (b), o que inclui a fibra γ com orientações $\{111\}$ paralelas ao plano da chapa.

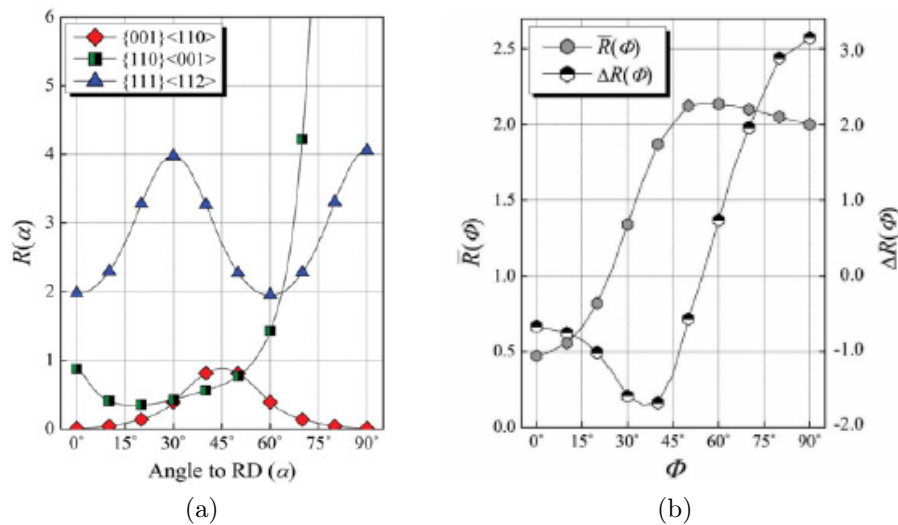


Figura 3.6: (a) Variação de R_α calculado de acordo com o componente de textura²⁶. (b) Evolução de \bar{R} e ΔR em função do Ângulo de Euler Φ (0° , Φ , 45°)¹⁴.

3.5.2 Efeito do Recozimento Intermediário nas Texturas de Deformação e Recristalização

Lee e colaboradores¹⁴ avaliaram também o efeito do recozimento intermediário nas texturas de deformação e de recristalização de amostras de um aço inoxidável ferrítico comercial com 18% de cromo. As amostras recebidas laminadas a quente (LQ) foram submetidas a duas rotas experimentais: a primeira rota consistiu de laminação a frio para 80% de redução de espessura e recozimento a 800°C por 20s; a segunda rota consistiu de recozimento à 920°C por 60s (LQR), laminação a frio para redução de espessura de 80% e recozimento nas mesmas condições da primeira rota, 800°C por 20s.

A microestrutura e textura iniciais das amostras LQ e LQR foram analisadas por EBSD, antes da redução de 80% na espessura, ao longo da espessura na seção longitudinal. Os resultados são mostrados na Figura 3.7 e indicam que a amostra LQ apresentou grãos maiores e alongados orientados majoritariamente segundo as fibras α e γ na região central enquanto a superfície mostrou grãos pequenos e aleatoriamente orientados. A amostra LQR também apresentou grãos maiores no centro e menores nas proximidades da superfície, porém equiaxiais e sem orientação preferencial.

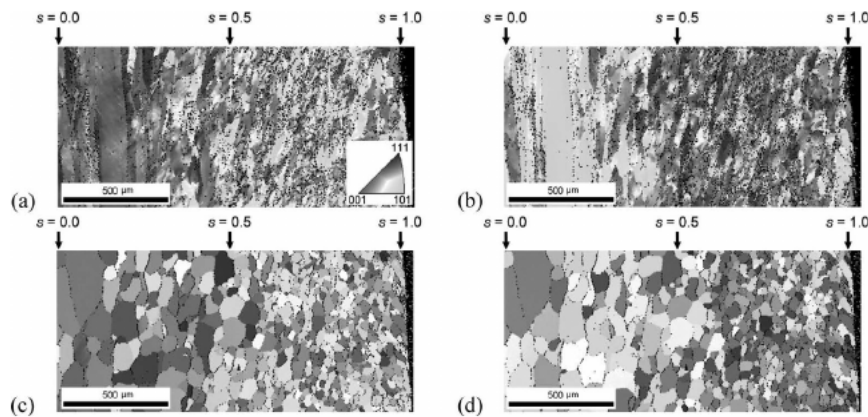


Figura 3.7: Mapas de orientação das seções longitudinais das amostras iniciais. (a) DN e (b) DL amostra LQ. (c) DN e (d) DL amostra LQR. s denota a posição na amostra ($s=0$ para o centro, $s=0,5$ para 1/4 da espessura e $s=1$ superfície)¹⁴

As texturas de laminação a frio foram analisadas após a redução final de 80%. As Figuras 3.8 e 3.9 mostram as seções $\varphi_2 = 45$ das amostras LQ e LQR, respectivamente, no centro da amostra ($s=0,0$), em 1/4 da espessura ($s=0,5$), na superfície

($s=1,0$) e a textura média obtida com a superposição das seções anteriores.

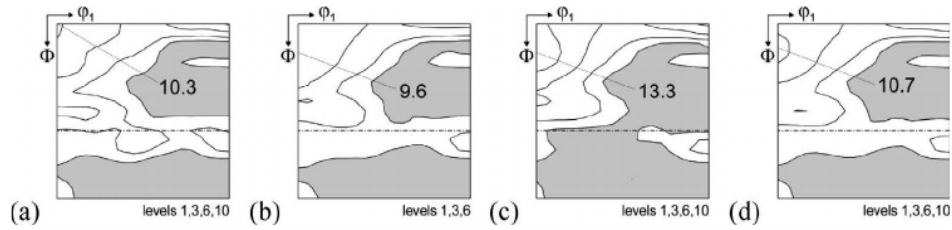


Figura 3.8: Textura de laminação a frio. Amostra LQ (a) $s=0,0$ (b) $s=0,5$ (c) $s=1,0$ e (d) textura média resultante da combinação de (a), (b) e (c) ¹⁴

A amostra LQ mostrou uma forte componente $\{001\}\langle 110\rangle$ em $(0^\circ, 0^\circ, 45^\circ)$ juntamente com as orientações $\{001\} \parallel \text{DN}$ e em menor intensidade a orientação $\langle 110\rangle \parallel \text{DL}$ (fibra α) enquanto a amostra LQR apresentou componentes ao longo das fibras α e γ de maneira quase aleatória e com intensidade máxima em $(0^\circ, 45^\circ, 45^\circ)$ que é uma componente rotacionada de 45° em relação a textura de cubo girado $\{001\}\langle 110\rangle (0^\circ, 0^\circ, 45^\circ)$ que é a componente de maior intensidade na amostra LQ, ou seja, o recozimento intermediário reduz a textura de cubo rotacionado nos aços inoxidáveis ferríticos.

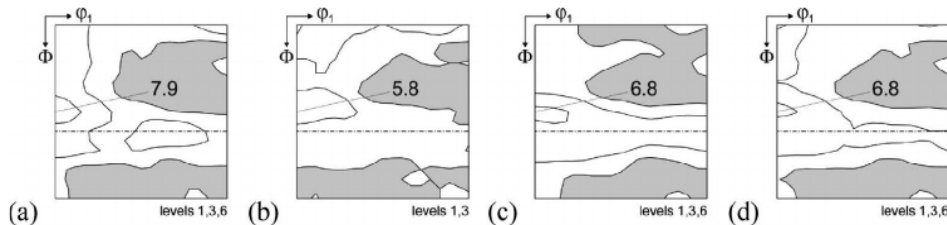


Figura 3.9: Textura de laminação a frio. Amostra LQR (a) $s=0,0$ (b) $s=0,5$ (c) $s=1,0$ e (d) textura média resultante da combinação de (a), (b) e (c) ¹⁴

Após laminação a frio, LQ e LQR foram recozidas a 800°C por 20s para avaliação da textura de recristalização mostrada nas Figuras 3.10 e 3.11. As texturas de recristalização são diferentes com densidade máxima de orientação, $f(g)$, em $(20^\circ, 45^\circ, 45^\circ)$ com espalhamento anisotrópico em duas direções para a amostra LQ e máximo em $(30^\circ, 50^\circ, 45^\circ)$ com espalhamento isotrópico ao longo da fibra γ ($\Phi = 55$) para a amostra LQR. Essa diferença mostra o efeito da textura prévia na textura final de recristalização.

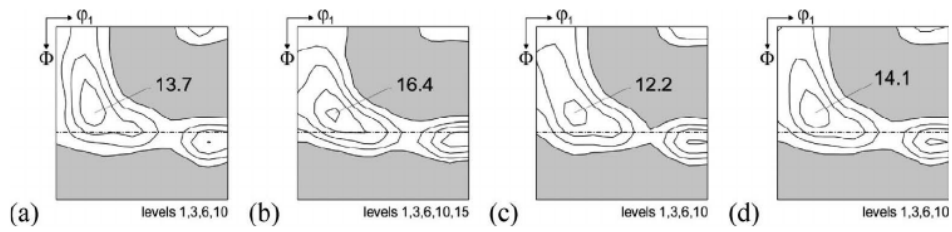


Figura 3.10: Textura de recristalização. Amostra LQ (a) $s=0,0$ (b) $s=0,5$ (c) $s=1,0$ e (d) textura média resultante da combinação de (a), (b) e (c) ¹⁴

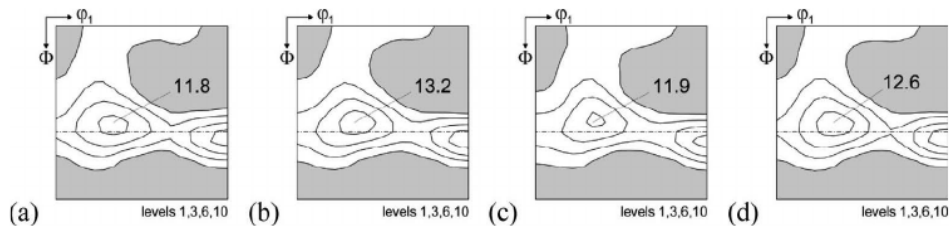


Figura 3.11: Textura de recristalização. Amostra LQR (a) $s=0,0$ (b) $s=0,5$ (c) $s=1,0$ e (d) textura média resultante da combinação de (a), (b) e (c) ¹⁴

3.5.3 Efeito da Microestrutura e Textura nas Propriedades Mecânicas

Han e colaboradores²⁷ estudaram o efeito de uma etapa adicional de laminação a morno no processamento de um aço inoxidável ferrítico com 17%Cr. As duas rotas de processamento propostas, levaram ao refino de grão e modificação da textura, o que se mostrou benéfico para as propriedades mecânicas. As amostras identificadas como T# são do grupo controle. Foram obtidas à partir de lingotes de 26mm de espessura, laminadas a quente (850-1100°C) até espessura final de 5,5mm e recozidas à 900°C por 7min. Já as amostras P1# e P2# foram obtidas de lingotes de 35mm de espessura. P1# foi laminada a quente até espessura intermediária de 12mm e, em seguida, laminada a morno (260°C) até a espessura de 5,5mm e recozida a 850°C por 5,5min. P2# foi reduzida até 16,4mm por laminação a quente seguida de redução até 5,5mm por laminação a morno e recozida a 850°C por 5min. Os mapas de orientação são mostrados na Figura 3.12.

Os grãos maiores da amostra T# apresentaram uma maior fração de orientação $\{hkl\}\langle 001\rangle$ se comparados aos das amostras P1# e P2# onde a orientação $\{hkl\}\langle 111\rangle$ é dominante. Logo após o lingotamento, os grãos colunares que se formam na solidificação apresentam os planos $\{001\}\langle uvw\rangle$ como orientação preferencial, o que leva à forte formação de fibra θ , com componente máximo em $\langle 001\rangle \parallel DN$, após os

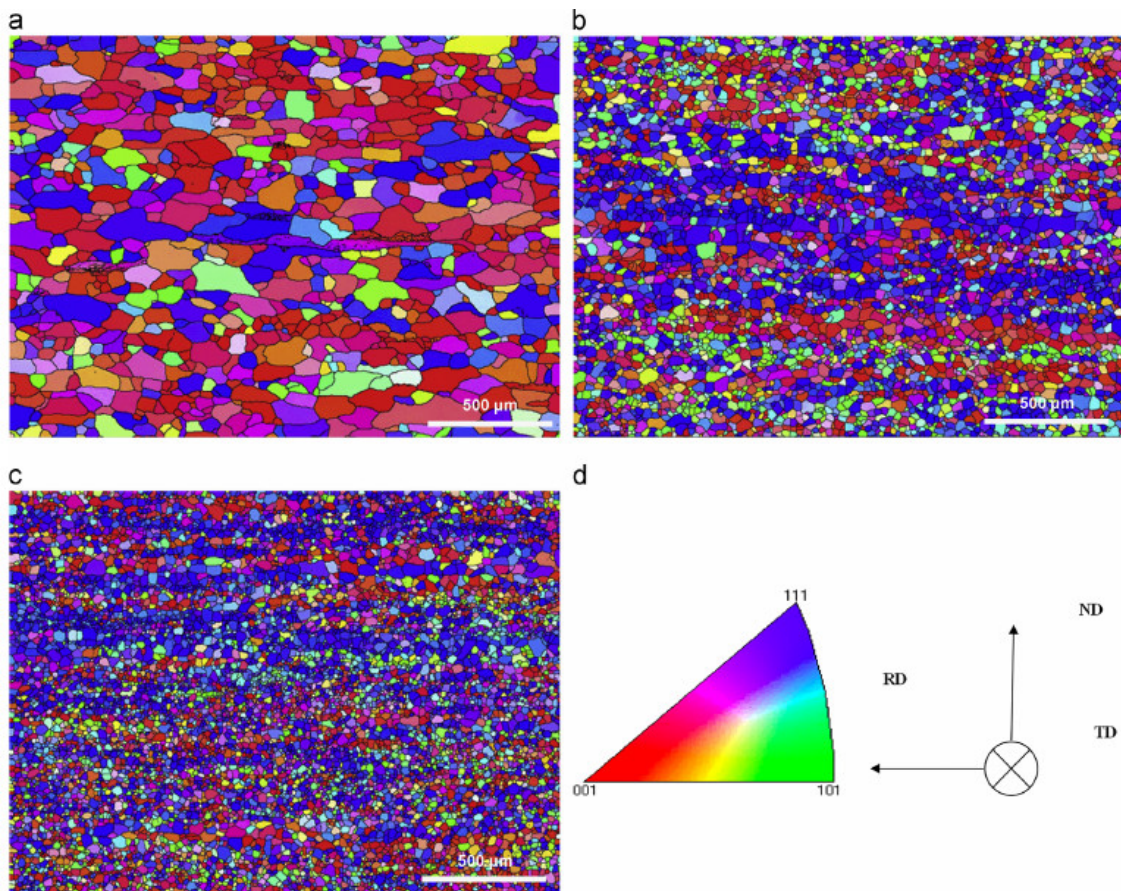


Figura 3.12: Mapas de orientação das amostras (a) T# (b) P1# e (c) P2#²⁷

processos convencionais de laminação. Por apresentarem elevadas energias de falha de empilhamento, os aços inoxidáveis ferríticos sofrem rápida recuperação dinâmica antes da recristalização diminuindo as possibilidades de formação de grãos com orientação aleatória. Com a laminação em temperaturas intermediárias, há menores taxas de recuperação dinâmica e, portanto, maior acúmulo de deformação e energia capazes de modificar a fibra θ em γ .

A Figura 3.13 mostra que para os grãos maiores da amostra T# há predominância da fibra θ com componente máximo em $\langle 001 \rangle \parallel \text{DN}$ [$f(g) = 5,49$] e para os grãos de P1# e P2# há predominância da fibra γ com intensidades máximas em $\{111\}\langle 112 \rangle$ com $f(g)$ iguais a 5,35 e 5,42 respectivamente.

A fibra θ e as orientações próximas, apresentam baixo fator de Taylor, o que as torna menos suscetíveis para a nucleação de grãos no recozimento. Como a fibra γ tem maior fator de Taylor e mais energia armazenada, será sítio preferencial para

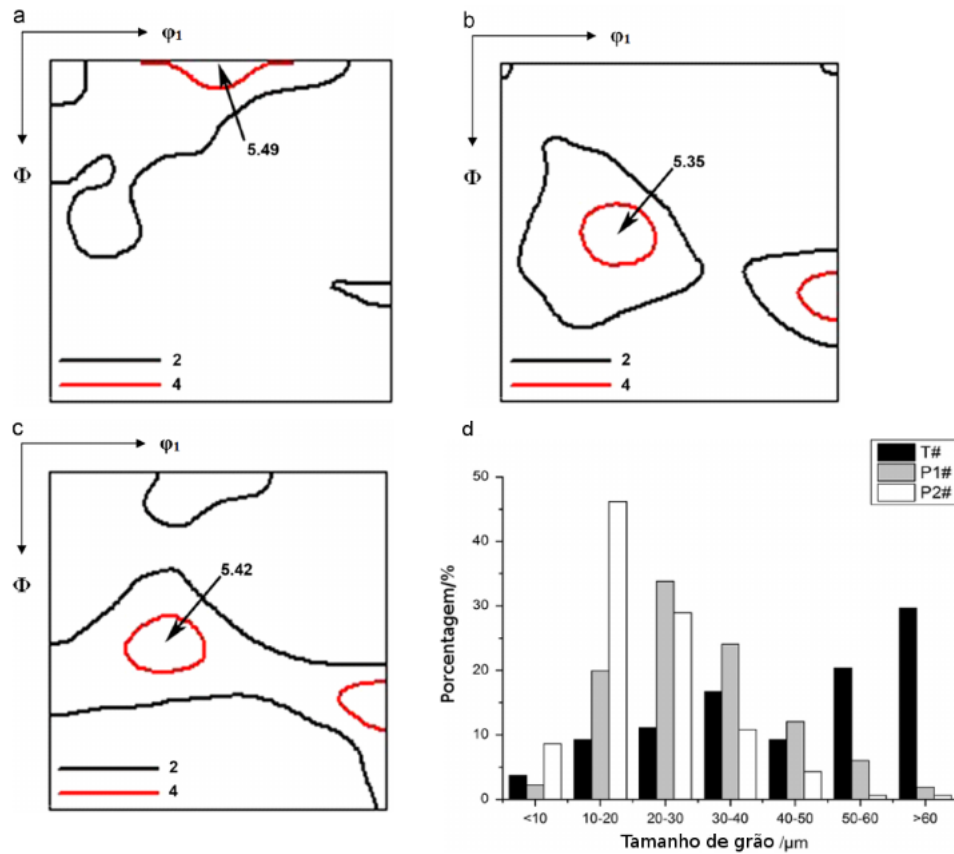


Figura 3.13: Mapas de ODF ($\varphi_2 = 45$) (a) T#, (b) P1#, (c) P2#, e (d) frequência do tamanho de grão para as três amostras²⁷.

nucleação²⁷.

Os limites de escoamento e resistência, como era de se esperar, foram maiores para as amostras de grãos finos conforme na Tabela III.2.

Tabela III.2: Limites de escoamento e resistência dos aços estudado Fe-17Cr

Amostra	Limite de escoamento (MPa)	Limite de resistência (MPa)	Deformação (%)
T#	191,0	365,0	26,2
P1#	232,5	405,0	24,1
P2#	239,0	418,0	23,4

As amostras submetidas à laminação a morno também apresentaram redução na temperatura de transição dúctil-frágil (TTDF) conforme ilustrado na Figura 3.14.

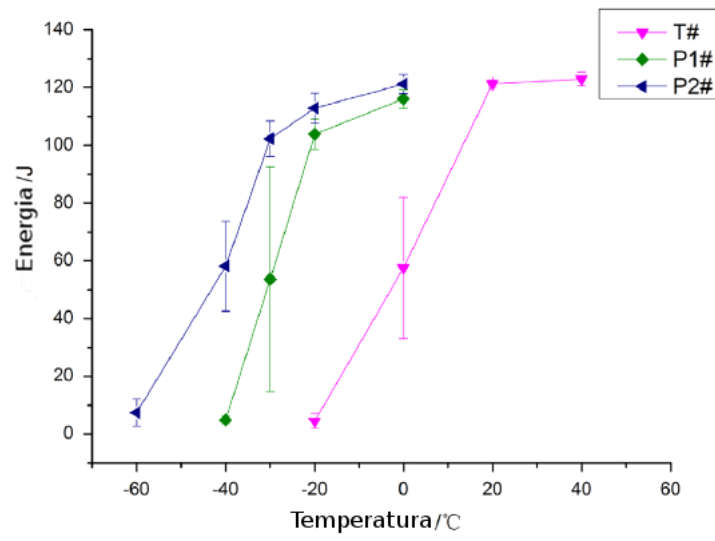


Figura 3.14: Gráfico obtido a partir do ensaio Charpy²⁷.

3.5.4 Efeito dos Precipitados na Textura, Recristalização e Tamanho de Grão

Gao e colaboradores²⁸ avaliaram o efeito do tamanho e da dispersão de precipitados, formados na laminação a quente, na textura de recristalização de um aço inoxidável ferrítico com 17%Cr e estabilizado ao titânio. Com a finalidade de alterar as características dos precipitados, as amostras que foram aquecidas a 1200°C e laminadas a quente para espessura de 5mm com temperatura final de 1050°C seguiram duas rotas: na primeira, a amostra foi rapidamente resfriada para 900°C e enviada para a laminação de acabamento com temperatura final de 820°C, amostra denominada CP (*Conventional Process*); na segunda, a amostra foi rapidamente resfriada de 1050°C para 800°C e enviada para laminação de acabamento com temperatura final de 730°C, amostra denominada PCP (*Precipitation Controlling Process*). Em seguida, ambas passaram por recozimento intermediário a 900°C por 7min, decapagem e laminação a frio para 1,0mm de espessura. Por fim, passaram por recozimento final a 900°C, mantidas por 2,5min e resfriadas em água.

As propriedades mecânicas avaliadas são mostradas na Tabela III.3.

Tabela III.3: Propriedades mecânicas após diferentes processamentos

Amostra	Limite de escoamento (MPa)	Limite de resistência (MPa)	\bar{R}
CP	230	405	1,61
PCP	240	420	1,46

Ao final, os tamanhos de grão médios foram de 28 ± 13 e $24 \pm 10 \mu m$ para CP e PCP, respectivamente, o que reflete o efeito da diferença na dispersão dos precipitados e da textura.

A distribuição de tamanhos dos precipitados após recozimento intermediário é mostrada na Figura 3.15. A amostra PCP apresenta maior número de precipitados finos, com tamanho médio de 14,2nm e densidade de partículas de $32,14 \mu m^{-2}$ (número de partículas por superfície de amostra). Já os precipitados da amostra CP têm tamanho médio de 41,6nm e se apresentam em densidade superficial de $3,03 \mu m^{-2}$.

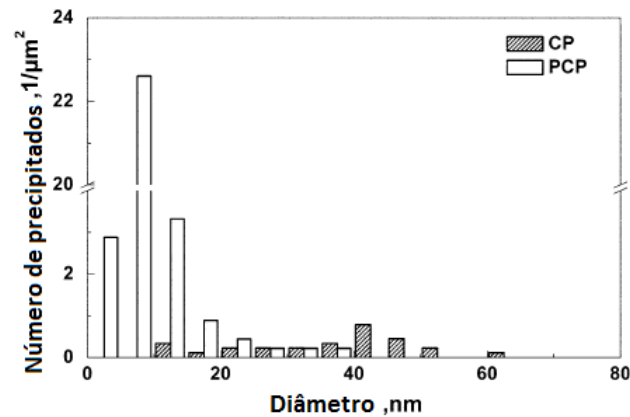


Figura 3.15: Distribuição de tamanho dos precipitados nas amostras CP e PCP após recozimento intermediário²⁸.

A Figura 3.16 mostra imagens de Microscopia Eletrônica de Transmissão (MET) dos precipitados formados em CP e PCP ao final do experimento. PCP continua apresentando precipitados menores e dispersos como ao final do recozimento intermediário o que mostra certa resistência dos precipitados em coalescer ou se dissolver.

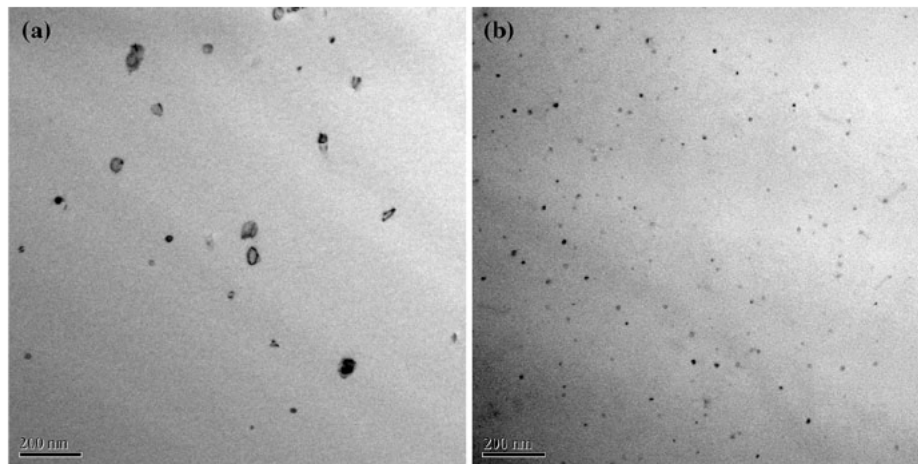


Figura 3.16: Imagens de MET dos precipitados formados em (a) CP e (b) PCP ao final do experimento²⁸.

A evolução da textura foi acompanhada durante todas as etapas do experimento proposto. As Figuras 3.17 (a) e (e) mostra, após laminação convencional (CP), textura dominada pela fibra α com componente máximo em $\{115\} \langle 110 \rangle$ [$f(g) = 16,45$] e fraca fibra γ [$f(g) < 2$] enquanto o processo de precipitação controlada (PCP) consiste de fibra α com componente máximo em $\{112\} \langle 110 \rangle$ [$f(g) = 8,73$] e fibra

γ com intensidade máxima próxima de $\{111\} \langle 112 \rangle$ $f(g) = 5, 53$.

Após recozimento intermediário, as texturas foram dominadas por pronunciada fibra α e uma fraca e incompleta fibra γ , Figuras 3.17 (b) e (f). A redução a frio de 80% também levou a forte formação de fibra α e fraca de fibra γ [Figura 3.17 (c) e (g)]

Com o recozimento final, todas as amostras apresentaram textura de recristalização da fibra γ com intensidades máximas de 13,12 e 10,71 para as amostras CP e PCP, respectivamente [Figura 3.17 (d) e (h)]

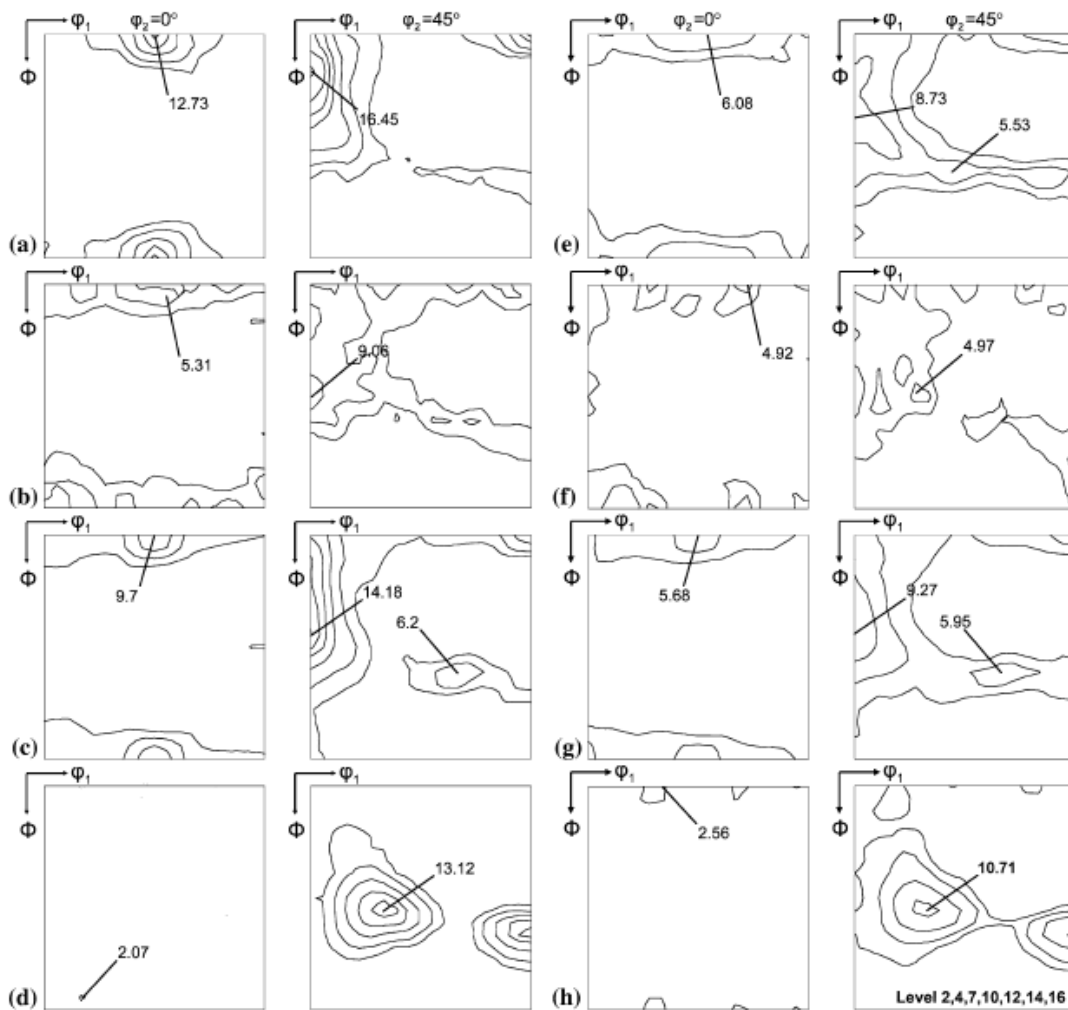


Figura 3.17: Texturas de laminação e recozimento (a-d) do processo convencional, CP e (e-h) do processo controlado de precipitação, PCP. **a, e** após laminação a quente, **b, f** após recozimento intermediário, **c, g** após laminação a frio, **d, h** após recozimento final²⁸.

Gao e colaboradores²⁸ observaram que no início da recristalização, grãos com orien-

tação da fibra γ são formados preferencialmente com maior intensidade na amostra CP do que em PCP. Concluíram que menores temperaturas durante a laminação de acabamento promovem a formação de grande número de precipitados finos e dispersos de TiC (em aços estabilizados ao titânio) favorecendo a nucleação de grãos com orientação aleatória, o que enfraquece a formação da fibra γ na textura de recristalização. Em contrapartida, precipitados maiores e mais espaçados favorecem a formação da fibra γ na textura de recristalização.

A literatura apresenta resultados de trabalhos que avaliaram a relação entre a textura e o coeficiente R de Lankford, a influência do recozimento intermediário e características dos precipitados nas texturas de deformação e recristalização, assim como o efeito nas propriedades mecânicas e no tamanho de grão. Todos esses aspectos foram avaliados e comparados nos aços 430Nb e ASTM 439. Não foram encontrados estudos comparativos entre os efeitos da microestrutura e textura nas propriedades mecânicas e de estampagem destes dois aços, o que é fundamental para compreender e desenvolver uma rota metalúrgica capaz de aliar a principal característica de cada um deles em um novo produto: excelente acabamento superficial e excelente estampabilidade.

4 Metodologia

4.1 Materiais

Os materiais estudados são os aços tipo ASTM 430 estabilizado ao nióbio (430Nb) e ASTM 439 estabilizado ao nióbio e titânio, produzidos pela empresa *Aperam South America*, cujas composições químicas são mostradas na tabela abaixo.

Tabela IV.1: Composição química (%) dos aços 430Nb e ASTM 439.

Aço	C	Mn	Si	P	Cr	N	Ni	Nb	Ti
430Nb	0,017	0,172	0,340	0,031	16,5	0,022	0,233	0,314	-
ASTM 439	0,01	0,19	0,50	-	17,2	0,011	0,20	0,19	0,15

As amostras foram provenientes de bobinas laminadas a quente para o aço ASTM 439 e bobinas laminadas a quente e recozidas para o aço 430Nb, ambas de mesma espessura (4,0mm), seguidas de laminação a frio para 0,60mm. O recozimento foi realizado com taxa de aquecimento de 24°C/s e tempo de encharque de 24s. As temperaturas de encharque foram: 925°C (por ser a temperatura padrão de recozimento do aço ASTM 439) e 880°C (por ser a temperatura padrão de recozimento do aço 430Nb) condições praticadas em escala industrial. Posteriormente, ciclos de recozimento foram interrompidos nas temperaturas T1 (630°C), T2 (700°C), T3 (770°C), T4 (800°C) e T5 (830°C) para avaliação da microestrutura em diferentes estágios da recristalização.

4.2 Métodos

As caracterizações foram feitas à partir das bobinas laminadas a quente, BQ (microscopia ótica, EBSD e microdureza Vickers), bobinas laminadas a frio, BF (microscopia ótica, EBSD de alta resolução e microdureza Vickers), bobinas laminadas a frio em diferentes estágios da recristalização, T1 à T5 (microscopia ótica, EBSD de alta resolução e microdureza Vickers) e amostras recozidas, R (microscopia ótica, EBSD, microdureza Vickers, propriedades mecânicas e de estampagem). A Figura 4.1 representa o processamento termomecânico seguido assim como as etapas nas quais as amostras foram retiradas.

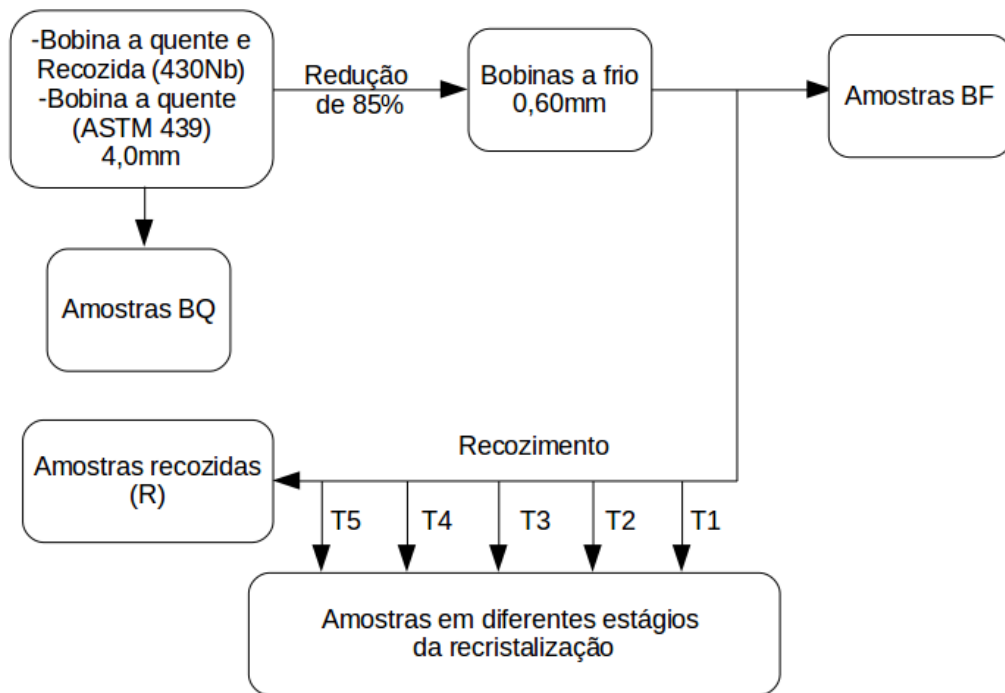


Figura 4.1: Fluxograma do processamento termomecânico a ser seguido

4.2.1 Laminação

As amostras com 4,0mm de espessura de ambos os aços foram laminadas a frio em laboratório e seguiram a sequência de 12 passes descritos nas Tabelas IV.2 e IV.3.

Tabela IV.2: Sequência de passes para laminação a frio do aço 430Nb.

Passe	Espessura inicial (mm)	Espessura final (mm)	Redução por passe (%)	Redução total (%)
1	4,00	3,22	19,5	85
2	3,22	2,58	19,9	
3	2,58	2,14	17,0	
4	2,14	1,82	14,9	
5	1,82	1,58	13,2	
6	1,58	1,40	11,4	
7	1,40	1,26	10,0	
8	1,26	1,10	12,7	
9	1,10	0,94	14,5	
10	0,94	0,79	17,0	
11	0,79	0,68	13,9	
12	0,68	0,60	11,7	

Tabela IV.3: Sequência de passes para laminação a frio do aço ASTM 439.

Passe	Espessura inicial (mm)	Espessura final (mm)	Redução por passe (%)	Redução total (%)
1	4,00	3,33	16,7	
2	3,33	2,66	20,1	
3	2,66	2,23	16,2	
4	2,23	1,94	13,0	
5	1,94	1,65	14,9	
6	1,65	1,47	10,9	
7	1,47	1,31	10,9	85
8	1,31	1,19	9,2	
9	1,19	0,94	21,0	
10	0,94	0,77	18,0	
11	0,77	0,68	11,7	
12	0,68	0,60	11,7	

4.2.2 Reozimento

O recozimento das amostras assim como as interrupções no ciclo de recozimento foram realizados em dois fornos resistivos. O primeiro deles, da marca Combustol, foi utilizado para aquecer as amostras enquanto o outro forno, da marca EDG, foi usado para realizar o encharque das mesmas.

As amostras foram aquecidas com taxa de aquecimento de $24^{\circ}\text{C}/\text{s}$. Algumas delas tiveram o ciclo de aquecimento interrompido ao serem rapidamente resfriadas em mistura de água e gelo. As diferentes temperaturas de interrupção foram: T1 (630°C), T2 (700°C), T3 (770°C), T4 (800°C) e T5 (830°C). Para o recozimento completo, as amostras dos dois aços foram retiradas do forno de aquecimento ao alcançarem suas respectivas temperaturas de encharque e foram colocadas no forno EDG. A temperatura de encharque para o aço 430Nb foi de 880°C enquanto para o aço ASTM 439 foi de 925°C . O tempo de encharque para ambos foi de 24s e, posteriormente, as amostras foram resfriadas ao ar. A Figura 4.2 apresenta as diferentes curvas de aquecimento para o recozimento completo e com interrupções nas diferentes temperaturas.

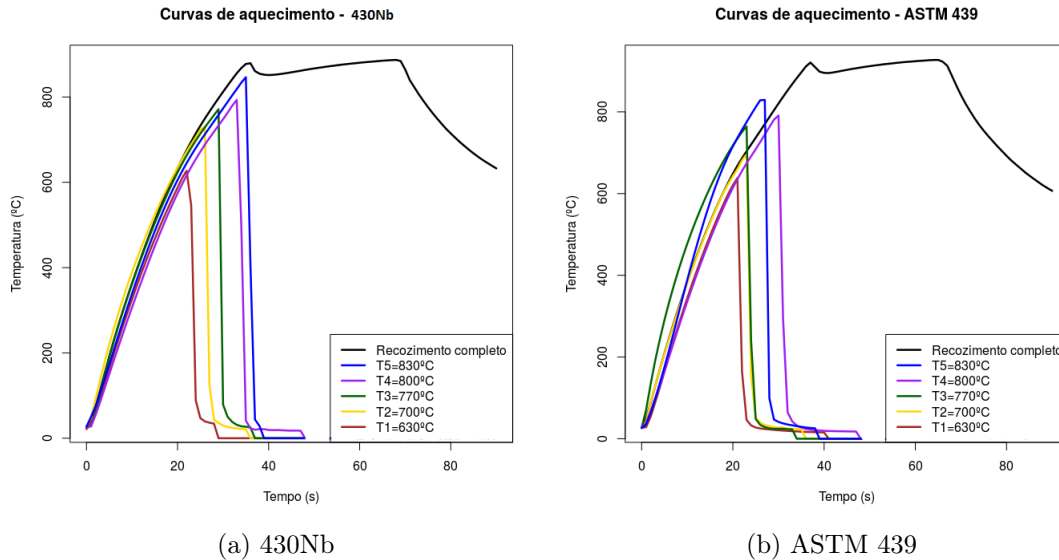


Figura 4.2: Curvas de aquecimento para os diferentes ciclos de recozimento.

4.2.3 Preparação para Análise Metalográfica, Caracterização de Precipitados e Avaliação da Textura

A preparação das amostras para análise de microestrutura por microscopia ótica e para a caracterização de precipitados por Microscopia Eletrônica de Varredura, realizada no Laboratório de Metalografia do Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais (DEMET) da UFMG, seguiu as etapas de preparação metalográfica convencional (corte, embutimento, lixamento, polimento e ataque químico) e são detalhadas à seguir.

As amostras provenientes das bobinas de laminação a quente (BQ) com $4,0\text{mm}$ de espessura foram cortadas com auxílio de discos abrasivos enquanto as demais amostras com $0,60\text{mm}$ de espessura foram cortadas com auxílio de uma guilhotina e de uma serra. As amostras foram retiradas das regiões centrais de suas respectivas chapas e foram embutidas, segundo suas seções longitudinais, em resina condutora à base de cobre. Para a etapa de lixamento, foram utilizadas lixas de seis numerações diferentes em uma lixadeira Knuth-Rotor-3 da marca Struers. Em seguida, as amostras foram polidas sequencialmente em politrizes APL-4 da marca Arotec com pastas de diamante de $9\mu\text{m}$, $3\mu\text{m}$ e $1\mu\text{m}$ por um período de 8 minutos cada. Para análise da microestrutura, as amostras foram atacadas por imersão com reagente Vilella por 50 segundos.

Somente aquelas amostras submetidas à análise por EBSD (para avaliação da textura) passaram por etapas adicionais de polimento que consistiram em polimento com pasta de diamante de $0,25\mu m$ por 8 minutos seguido de polimento automático na Minimet 1000 da marca Buehler com sílica coloidal de $0,05\mu m$ por 90 minutos sem haver necessidade de ataque químico posterior.

Todas as análises foram feitas nas seções longitudinais das amostras. A análise por microscopia ótica foi realizada com equipamento da marca LEICA equipado com câmera digital com resolução de 640×480 pixels no Laboratório de Métodos Físicos da *Aperam South America*. A caracterização dos precipitados foi realizada no Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais da UFMG com auxílio do Microscópio Eletrônico de Varredura modelo FEI-Inspect S50, operando a $20kV$ equipado com um espectrômetro de energia dispersiva (EDS) da EDAX Genesis e com auxílio do software Image-PRO para medir os precipitados.

A textura cristalográfica e a quantificação das suas componentes nas amostras BF, T1, T2, T3, T4 e T5 foram determinadas no Centro de Microscopia da UFMG através da técnica de EBSD com auxílio do Microscópio Eletrônico de Varredura modelo FEI-Quanta 200 FEG, juntamente com o *software* OIM™. As análises foram realizadas nas seções longitudinais em um campo de $50 \times 100\mu m$ na metade da espessura das amostras. O feixe de elétrons foi acelerado sob uma tensão de $20kV$ e varreu a amostra com passo de $80nm$. As demais amostras, BQ e R, foram analisadas no Microscópio Eletrônico de Varredura no Centro de Pesquisa da *Aperam South America*, modelo XL-30 da marca Philips com aceleração do feixe de elétrons também de $20kV$ e passo que variou de 2 a $10\mu m$.

4.2.4 Ensaio de Tração

A determinação do coeficiente de anisotropia normal médio, \bar{R} , e do coeficiente de anisotropia planar, ΔR , foi realizada através de ensaios de tração nas amostras recozidas (amostras R), com deformação de 15%, conforme a norma ASTM E517-10²⁹. As amostras foram retiradas das chapas recozidas segundo a direção de laminação, direção perpendicular à direção de laminação e à direção de 45° com a direção de laminação. Para determinação dos limites de escoamento e limites de resistência, foi seguida a norma ASTM A370³⁰. As dimensões dos corpos de prova assim como seu formato são mostrados na Tabela IV.4 e na Figura 4.3, respectivamente.

Tabela IV.4: Dimensões dos corpos de prova para o ensaio de tração

Sigla	Região do Corpo de Prova	Dimensões (<i>mm</i>)
G	Comprimento útil	$50 \pm 0,25$
W	Largura da região de seção reduzida	$12,5 \pm 0,25$
T	Espessura	0,60
R	Raio de curvatura (mínimo)	13
L	Comprimento total (mínimo)	200
A	Comprimento da seção reduzida (mínimo)	75
B	Comprimento da garra (mínimo)	50
C	Largura da garra (aproximada)	20

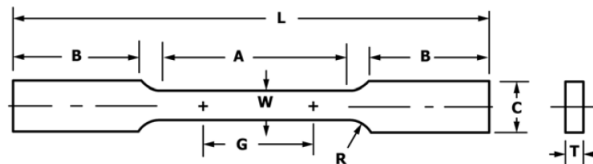


Figura 4.3: Corpo de prova padrão utilizado no ensaio de tração.

Os ensaios foram realizados no Centro de Pesquisas da *Aperam South America* em uma máquina INSTRON modelo 5583 com capacidade nominal de 15t e equipada com vídeo extensômetro.

4.2.5 Ensaio de Embutimento

A capacidade de estampagem profunda foi avaliada através do ensaio Swift em uma prensa Erichsen modelo 14240 no Centro de Pesquisas da *Aperam*. Foram ensaiadas amostras provenientes do recozimento completo (amostras R) de ambos os aços com os diâmetros de 68,0mm, 70,0mm, 72,0mm, 76,0mm. Conhecendo-se o diâmetro do punção (33,0mm) foi possível determinar a razão crítica dos diâmetros (ou LDR - *Limit Drawing Ratio*).

O grau de orelhamento (GO) foi avaliado medindo-se a altura dos vales e dos picos formados nos corpos de prova e é definido como a altura média das orelhas à partir de uma linha neutra e é calculado conforme mostrado abaixo:

$$GO = \frac{\frac{h_{pico} - h_{vale}}{2}}{\frac{h_{pico} + h_{vale}}{2}}$$

onde:

h_{pico} : altura do pico

h_{vale} : altura do vale

4.2.6 Microdureza Vickers

O teste de microdureza Vickers foi realizado em todas amostras no Laboratório de Metalografia da UFMG. Após preparação metalográfica, foram realizadas e medidas 20 identações em posições aleatórias nas seções longitudinais de cada amostra. As diagonais foram medidas e, à partir da média das diagonais, foi calculado com auxílio de planilha eletrônica o valor de microdureza Vickers para cada identação. O ensaio foi realizado através do microdurômetro Durimet RZD-DO da marca Leitz-Wetzlar.

5 Resultados e Discussão

5.1 Microscopia Ótica

Todas as amostras em estudo foram submetidas à análise metalográfica por microscopia ótica em suas seções longitudinais.

5.1.1 Bobina Laminada a Quente (BQ)

A Figura 5.1 mostra a microestrutura das amostras provenientes da laminação a quente. Ambas as amostras apresentaram estrutura completamente ferrítica. É possível perceber a predominância de grãos maiores na região central e grãos menores nas proximidades da superfície do material em ambos os aços, pois nesta região o material é mais deformado por cisalhamento.

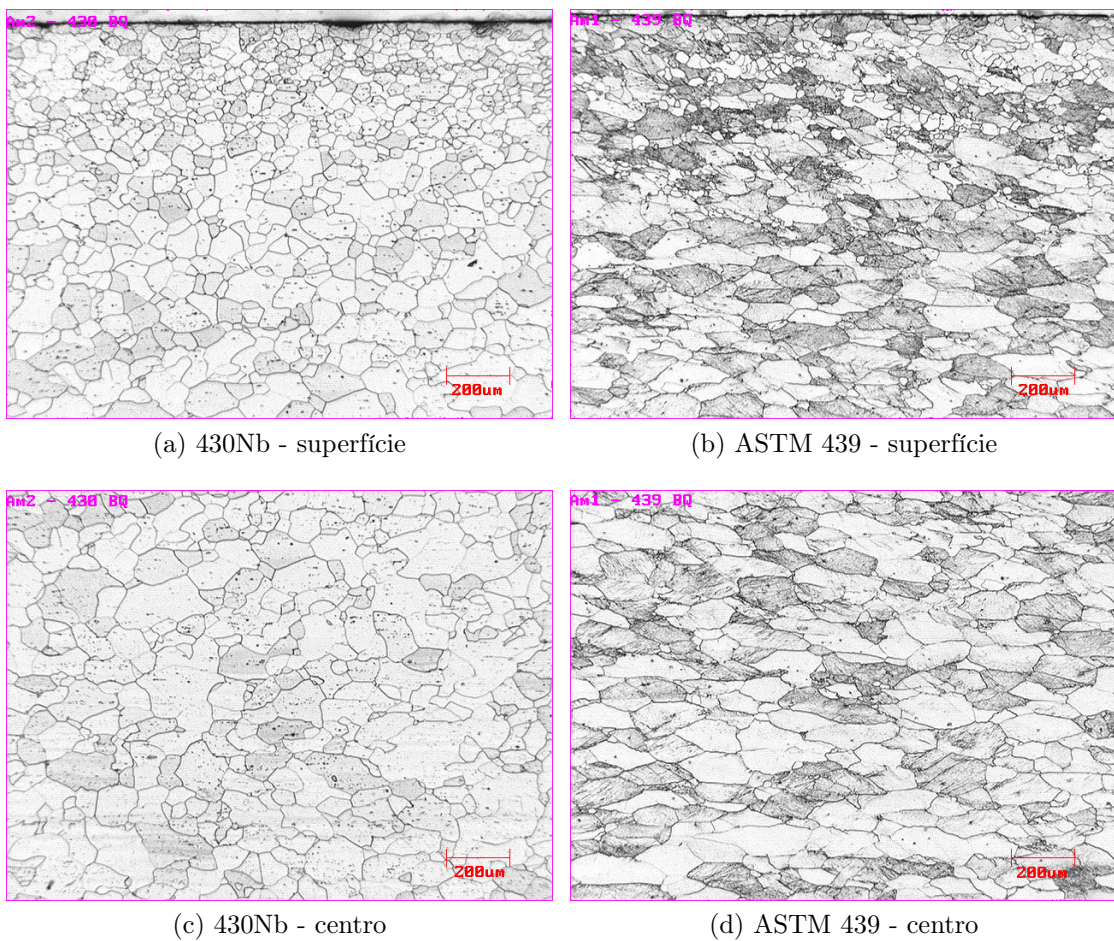


Figura 5.1: Micrografias das bobinas laminadas a quente. Ataque com reagente Villela.

O aço ASTM 439 apresenta grãos ligeiramente alongados segundo a direção de la-

minação enquanto o aço 430Nb apresenta grãos equiaxiais com tamanho médio de $60\mu m$. A razão dessa diferença se deve ao recozimento do aço 430Nb, o que tornou sua microestrutura recristalizada. Como o aço ASTM 439 não foi recozido, sua microestrutura se encontra parcialmente deformada e por isso o tamanho de grão não foi avaliado, pois o método dos círculos concêntricos de Abrams³¹ não contempla a medição de grãos em microestruturas deformadas.

5.1.2 Bobina Laminada a Frio (BF)

As micrografias das amostras laminadas a frio dos aços 430Nb e ASTM 439 são apresentadas na Figura 5.2 e apresentam grãos altamente deformados na direção de laminação. As amostras sofreram uma redução de espessura de 85% (passaram de $4,0mm$ na bobina a quente para $0,60mm$ na bobina a frio). Não foram observadas diferenças entre as microestruturas dos dois aços nesta condição.

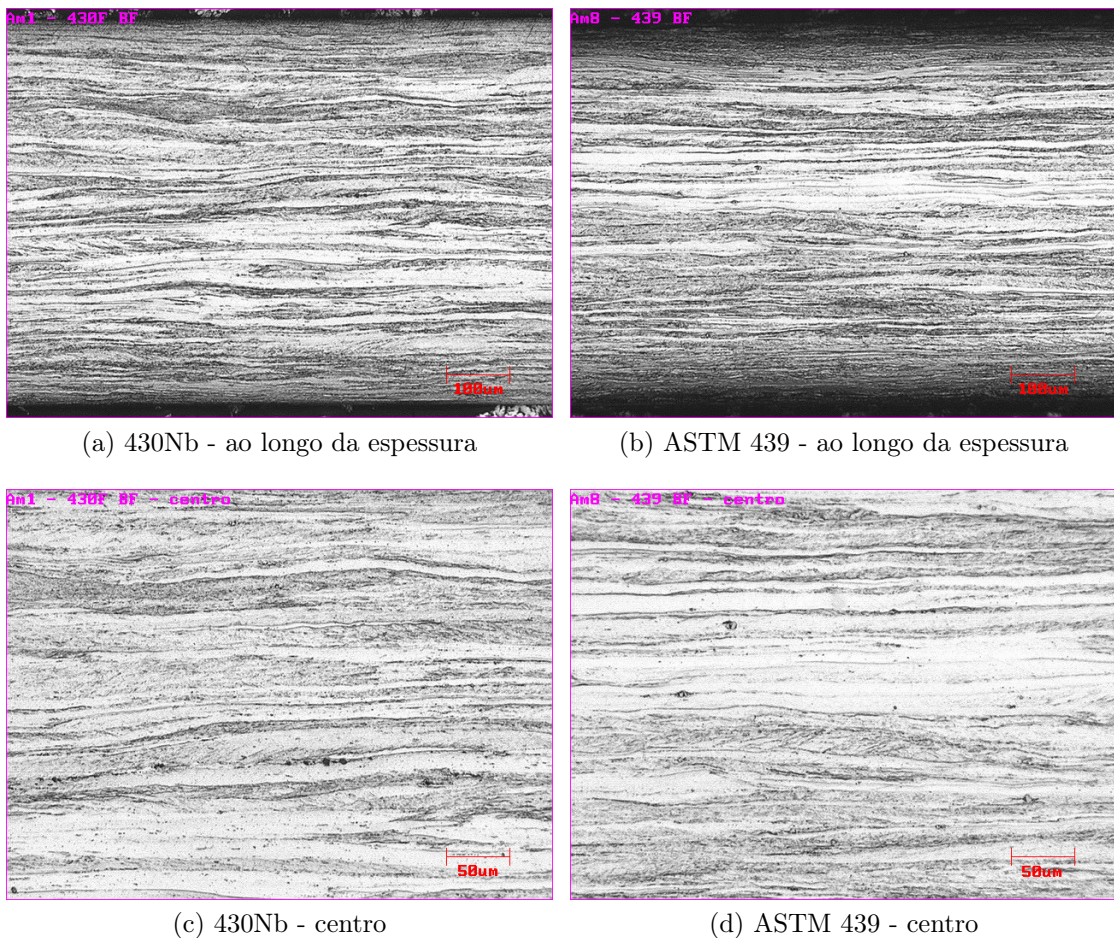


Figura 5.2: Micrografias das bobinas laminadas a frio. (a) e (b) ao longo da espessura e (c) e (d) centro da amostra. Ataque com reagente Villela.

5.1.3 Amostras com Recozimento Interrompido

A microestrutura das amostras com recozimento interrompido nas temperaturas de 630°C (amostras T1), 700°C (amostras T2) e 770°C (amostras T3) é mostrada nas Figuras 5.3, 5.4 e 5.5, respectivamente. É possível observar os grãos altamente deformados na direção de laminação, que são característicos do estado encruado. Para estas três condições não foi possível observar indício do início da recristalização através do surgimento de novos grãos e a microestrutura de ambos os aços se mostrou semelhante.

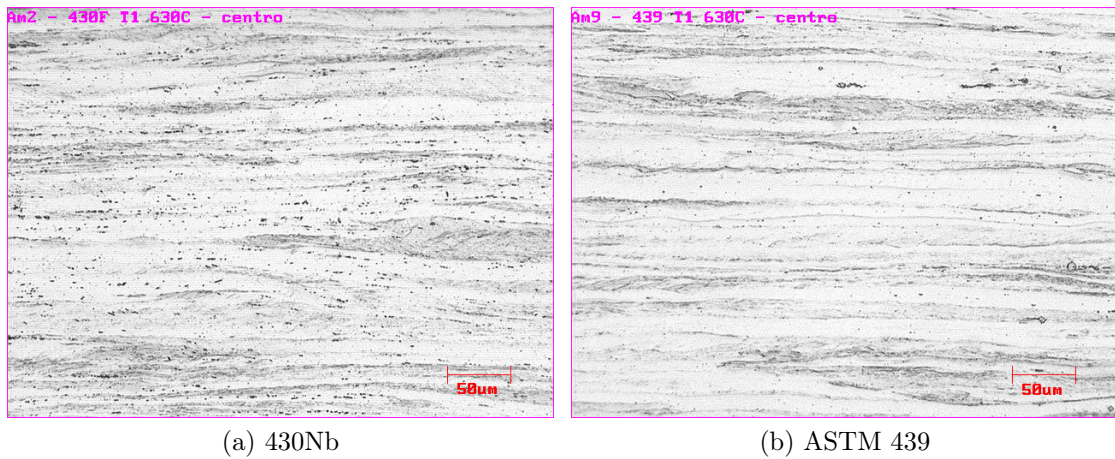


Figura 5.3: Micrografias das amostras com recozimento interrompido a 630°C, amostras T1. Ataque com reagente Villela.

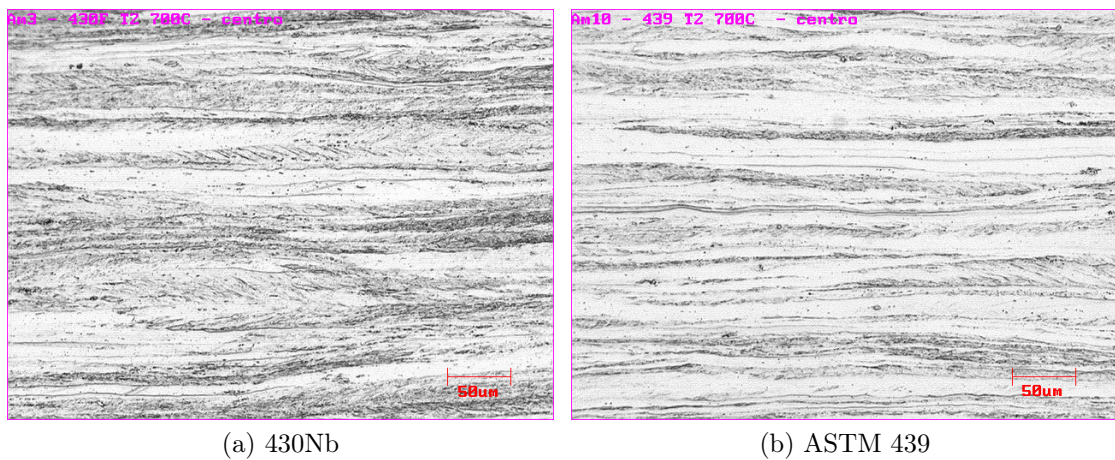


Figura 5.4: Micrografias das amostras com recozimento interrompido a 700°C, amostras T2. Ataque com reagente Villela.

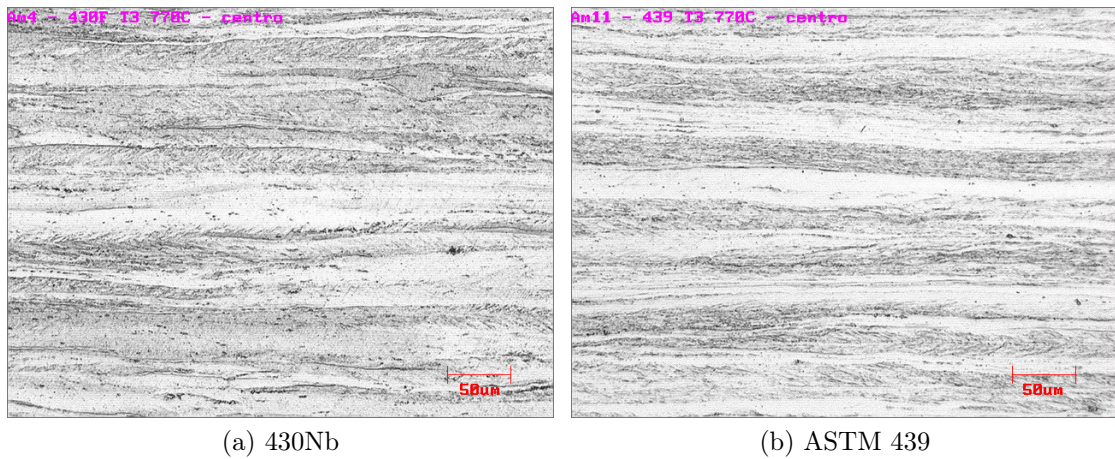


Figura 5.5: Micrografias das amostras com recozimento interrompido a 770°C , amostras T3. Ataque com reagente Villela.

As Figuras 5.6 e 5.7 mostram as micrografias obtidas para as amostras T4 e T5 com recozimentos interrompidos em 800°C e 830°C , respectivamente. A 800°C é possível perceber o início da recristalização no aço 430Nb. As setas na Figura 5.6 (a) indicam pequenos novos grãos que são isentos de deformação. A Figura 5.7 (a) apresenta a matriz deformada e uma maior quantidade de grãos recristalizados. Já no aço ASTM 439, o início da recristalização é percebido somente a 830°C , conforme indicado pelas setas na Figura 5.7 (b).

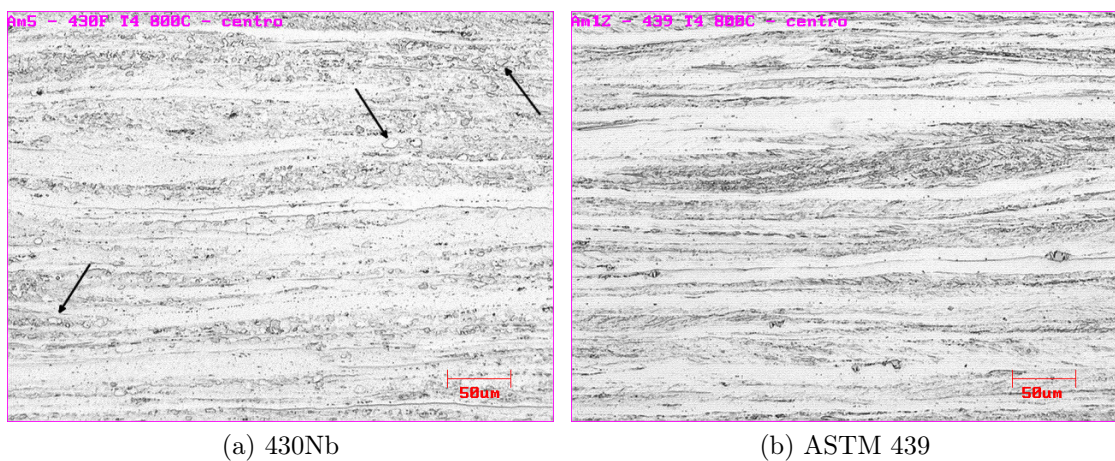


Figura 5.6: Micrografias das amostras com recozimento interrompido a 800°C , amostras T4. Ataque com reagente Villela.

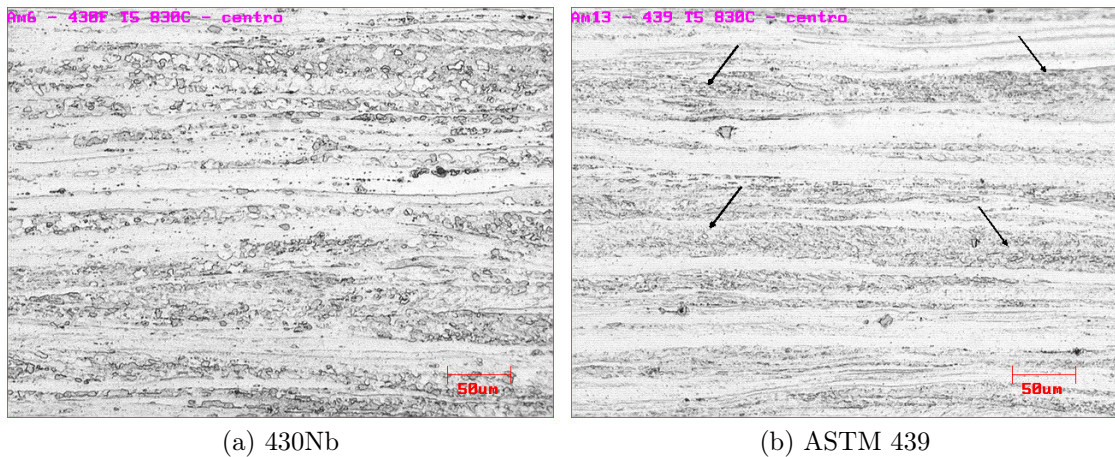


Figura 5.7: Micrografias das amostras com recozimento interrompido a 830°C, amostras T5. Ataque com reagente Villela.

5.1.4 Amostras Recozidas

As microestruturas resultantes das amostras recozidas após encharques de 24s a 880°C para o aço 430Nb e a 925°C para o aço ASTM 439 são mostradas na Figura 5.8.

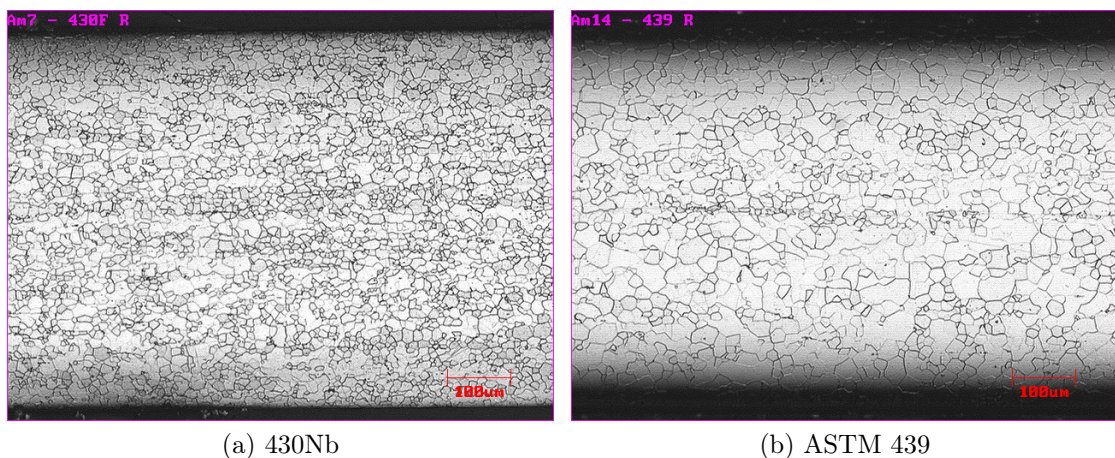


Figura 5.8: Micrografias das amostras recozidas ao longo de toda a espessura. Ataque com reagente Villela.

Os menores tamanhos de grão do aço 430Nb, mostrados na Tabela V.1 com seus respectivos desvios-padrão, estão relacionados com os maiores teores de carbono e nitrogênio e portanto uma maior fração volumétrica de precipitados que atuam como sítios de nucleação para novos grãos e refinam a microestrutura, pois, em aços microligados, a presença de elementos intersticiais em maiores quantidades eleva a força motriz para a formação de precipitados, devido ao aumento da supersaturação, resultando em maior densidade de partículas e menores tamanhos. O nitrogênio

ainda atua diminuindo a Energia de Falha de Empilhamento na ferrita³² o que também favorece a formação de precipitados. Em contrapartida, o titânio presente no aço ASTM 439 consome o nitrogênio livre durante a formação dos precipitados primários de TiN ³³.

Tabela V.1: Tamanho de grão médio para as amostras recozidas dos aços 430Nb e ASTM 439.

Aço	Diâmetro médio (μm)	Tamanho de grão ASTM
430Nb	15 ± 1	9
ASTM 439	19 ± 1	8

A menor temperatura de recozimento para o aço 430Nb também é importante para justificar o menor tamanho de grão, pois propicia um maior super resfriamento e, portanto, maior força motriz para a formação de precipitados que atuam como sítios preferenciais para a nucleação de novos grãos, uma vez que a nucleação heterogênea ocorre mais facilmente do que a nucleação homogênea. A presença de precipitados maiores do que aproximadamente $1\mu m$ aumenta a taxa de nucleação de novos grãos através da Nucleação Estimulada por Partículas (*Particle Stimulated Nucleation - PSN*) enquanto os precipitados menores diminuem a taxa de crescimento destes mesmos grãos por dificultarem o deslocamento dos seus contornos pelo efeito de *pinning*¹⁸.

A menor temperatura de recristalização do aço 430Nb pode ser explicada pelo fato de que a presença de titânio e nióbio em solução sólida também é responsável pela diminuição da mobilidade dos contornos de grão¹⁸ e seu teor pode ser calculado através das seguintes equações para aços bi-estabilizados (aço ASTM 439)³⁴:

$$\Delta Nb = \%Nb - 7,74 \times 0,7 \times \%C \quad (7)$$

$$\Delta Ti = \%Ti - 4,0 \times 0,3 \times \%C - 3,42 \times \%N \quad (8)$$

Para aços monoestabilizados (430Nb), o teor de nióbio em solução sólida é dado por³⁴:

$$\Delta Nb = \%Nb - 6,6 \times \%N - 7,74 \times \%C \quad (9)$$

A Tabela V.2 apresenta os teores de Ti, Nb, C e N para os aços 430Nb e ASTM 439, assim como os teores calculados de Nb e Ti em solução sólida. Observa-se

que o teor de Nb em solução sólida no aço 430Nb é consideravelmente menor do que no aço ASTM 439, bem como o teor total de Ti e Nb. Como os elementos em solução sólida migram para os contornos de alto ângulo, diminuindo tanto a taxa de nucleação quanto a taxa de crescimento na recristalização²⁰, é de se esperar que o aço 430Nb tenha uma temperatura de recristalização menor.

Tabela V.2: Teores de Ti , Nb , C , N , ΔNb e ΔTi (%).

Aço	Ti	Nb	C	N	ΔNb	ΔTi
430Nb	-	0,314	0,017	0,022	0,037	-
ASTM 439	0,15	0,19	0,01	0,011	0,13	0,10

A Figura 5.9 mostra uma maior quantidade de precipitados no aço 430Nb. É possível observar em ambas microestruturas que os precipitados menores se encontram tanto na matriz ferrítica quanto nos contornos de grão. Já os precipitados maiores, alguns deles "quebrados" ao longo da direção de laminação, se encontram preferencialmente nos contornos de grão devido ao mecanismo PSN que torna esses precipitados sítios preferenciais para nucleação de novos grãos.

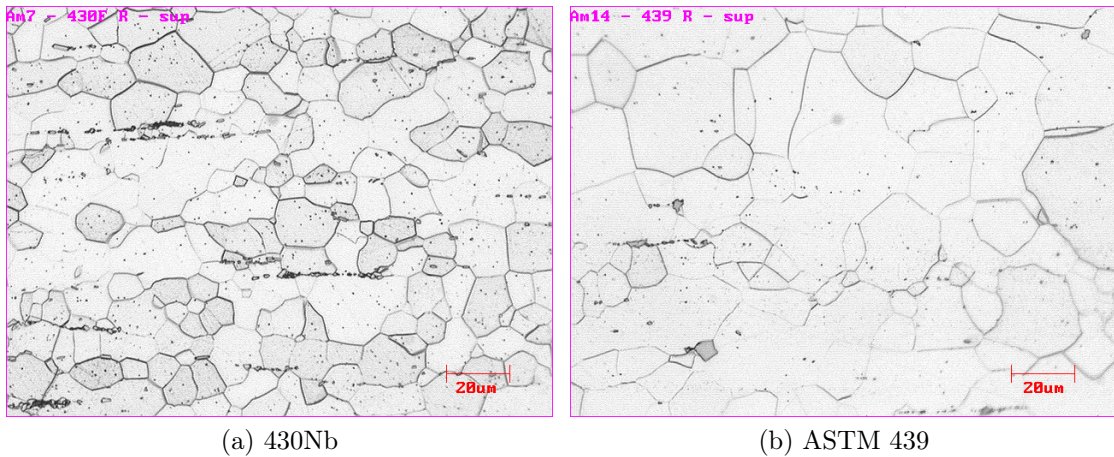


Figura 5.9: Precipitados das amostras recozidas. Ataque com reagente Villela.

5.2 Caracterização de Precipitados

5.2.1 Precipitados do Aço 430Nb

A maior parte dos precipitados menores no aço 430Nb apresenta formato aproximadamente esférico enquanto os maiores são alongados segundo a direção de laminação. Foram observados dois tipos de precipitados: uns mais escuros e maiores que se encontram preferencialmente nos contornos de grão e outros mais claros e menores que se encontram tanto nos contornos de grão quanto na matriz ferrítica.

A Figura 5.10, cujas imagens foram obtidas por microscopia eletrônica de varredura, apresenta esses precipitados em diferentes regiões da amostra R (que passou pelo processo de recozimento completo).

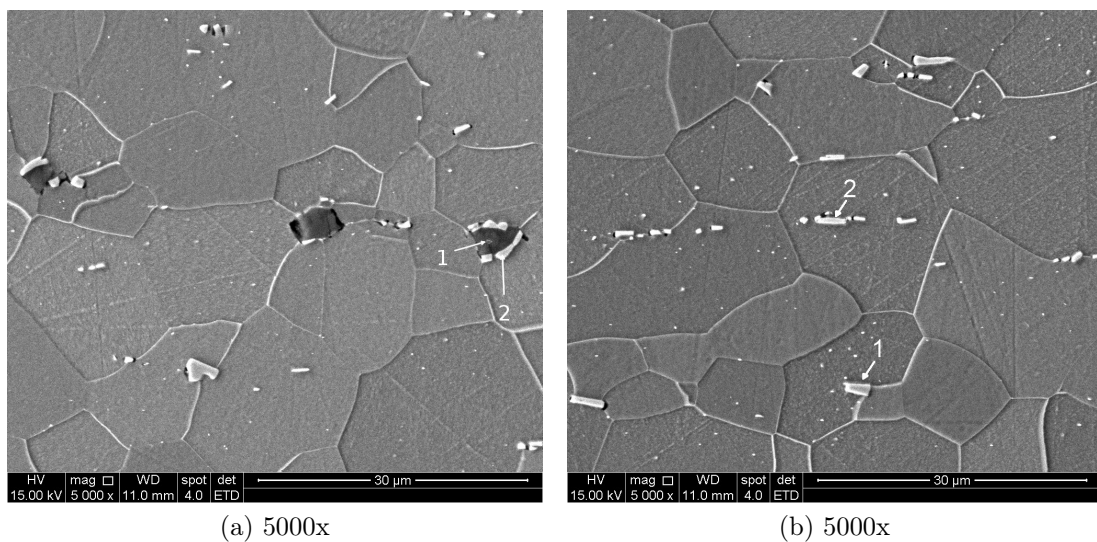
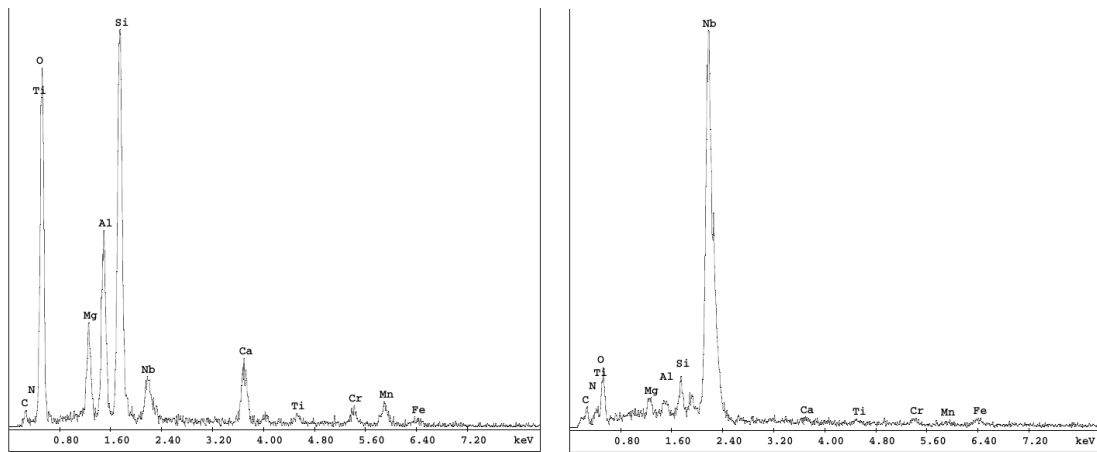


Figura 5.10: Precipitados do aço 430Nb. Imagens de Microscopia Eletrônica de Varredura. Ataque com reagente Villela.

Os precipitados mais escuros são inclusões ricas em oxigênio e silício e também podem apresentar teores consideráveis de magnésio, alumínio e cálcio (elementos possivelmente oriundos de inclusões formadas ainda na aciaria) e atingem tamanhos da ordem de $6\mu\text{m}$ em sua maior dimensão enquanto os precipitados mais claros são ricos em nióbio e atingem tamanhos de até $4\mu\text{m}$.

A Figura 5.11 apresenta espectros de EDS que exemplificam os dois tipos de precipitados observados. Figura 5.11 (a) representa as inclusões e a Figura 5.11 (b) representa os precipitados ricos em nióbio.



(a) Ponto 1 da Figura 5.10 (a)

(b) Ponto 2 da Figura 5.10 (b)

Figura 5.11: Espectros de EDS para os tipos de precipitados observados no aço 430Nb.

5.2.2 Precipitados do Aço ASTM 439

O aço ASTM 439 apresentou precipitados com aspecto peculiar: o centro formado por uma partícula escura e aproximadamente esférica circundado por uma pequena região um pouco mais clara com formato que se assemelha ao de um polígono. A Figura 5.12 mostra esses precipitados característicos em regiões diferentes da amostra analisada. As imagens foram obtidas por microscopia eletrônica de varredura.

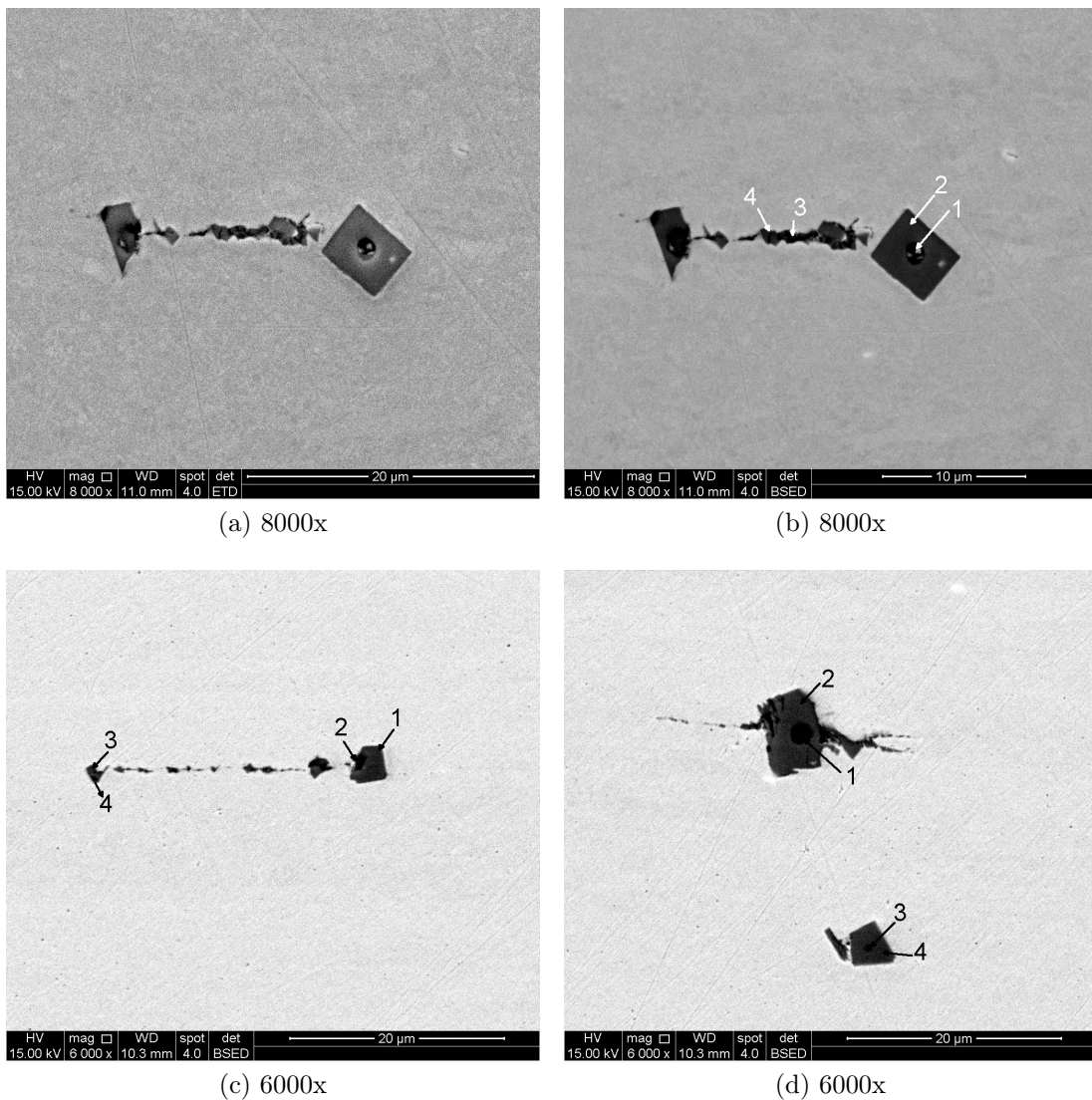


Figura 5.12: Precipitados característicos do aço ASTM 439. Imagens de Microscopia Eletrônica de Varredura. Ataque com reagente Villela.

As Figuras 5.12 (a) e (b) são de um mesmo precipitado. A diferença entre elas reside no sinal capturado para formar a imagem: na primeira, foram capturados os elétrons secundários (para melhor representar o aspecto descrito anteriormente)

enquanto na segunda foram capturados os elétrons retro espalhados. Juntamente com a obtenção das imagens, foi realizada uma análise por EDS para identificação dos elementos químicos presentes em pontos específicos dos precipitados.

Os centros mais escuros, ponto 1 da Figura 5.12 (b), pontos 2 e 4 da Figura 5.12 (c) e os pontos 1 e 3 da Figura 5.12 (d) são partículas ricas em titânio e nitrogênio. Apresentam formato aproximadamente esférico com diâmetros de até $2\mu m$. Além desses elementos, o ponto 2 da Figura 5.12 (c) é rico em magnésio e oxigênio e o ponto 3 da Figura 5.12 (d) é rico em magnésio, alumínio e oxigênio (elementos possivelmente oriundos de inclusões formadas ainda na aciaria). Os nitretos de titânio se precipitam em temperaturas muito elevadas (ainda na fase líquida do aço) e após solidificação, permanecem praticamente inalterados³³.

Já a região poligonal que circunda os centros esféricos, ponto 2 da Figura 5.12 (b), pontos 1 e 3 da Figura 5.12 (c) e os pontos 2 e 4 da Figura 5.12 (d) representam regiões ricas em titânio e nitrogênio e com concentrações mais baixas de carbono, oxigênio e nióbio. Os polígonos também apresentaram tamanhos que variam entre $4\mu m$ e $8\mu m$ em sua maior dimensão. O nióbio, por ser forte formador de carbonetos, irá se precipitar preferencialmente em relação aos carbonetos de titânio durante o resfriamento do aço sólido¹³. Com os precipitados primários formados, carbonitretos de titânio e carbonitretos de nióbio, irão, preferencialmente, nuclear na interface já existente, conferindo aos precipitados grosseiros seu aspecto peculiar. Em estudo semelhante, Cavazos³ observou o mesmo aspecto em aços inoxidáveis ferríticos estabilizados com zircônio e titânio.

Os demais precipitados presentes no aço ASTM 439 podem ser observados na Figura 5.13 e podem atingir tamanhos da ordem de até $10\mu m$. As regiões mais escuras, pontos 1 das Figuras 5.13 (a) e (b), são ricas em titânio e nitrogênio. Já as regiões mais claras, ponto 2 da Figura 5.13 (a) e pontos 2 e 3 da Figura 5.13 (b), além de apresentarem titânio, nitrogênio e carbono, apresentam em maior abundância o nióbio. O precipitado da Figura 5.13 (a) está "quebrado" devido à laminação.

A Figura 5.14 apresenta uma visão geral dos precipitados na amostra recozida do aço ASTM 439. Há predominância de precipitados mais escuros, ricos em nitrogênio e titânio, que se localizam nos contornos de grão. Os precipitados claros, ricos em nióbio, se apresentam em menor abundância e se localizam tanto na matriz quanto

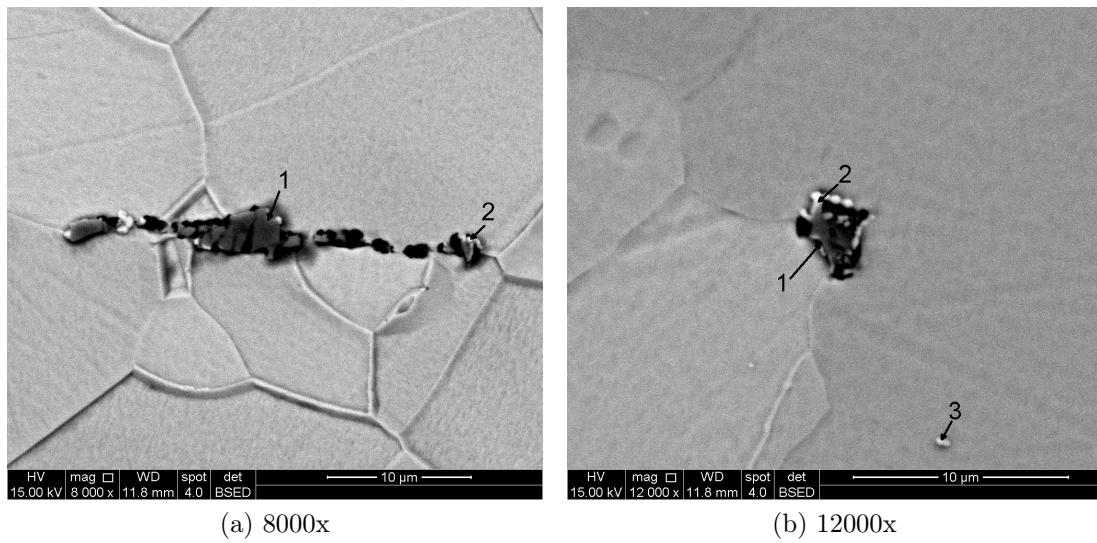


Figura 5.13: Demais precipitados do aço ASTM 439. Imagens de Microscopia Eletrônica de Varredura. Ataque com reagente Villela.

nos contornos de grão do material.

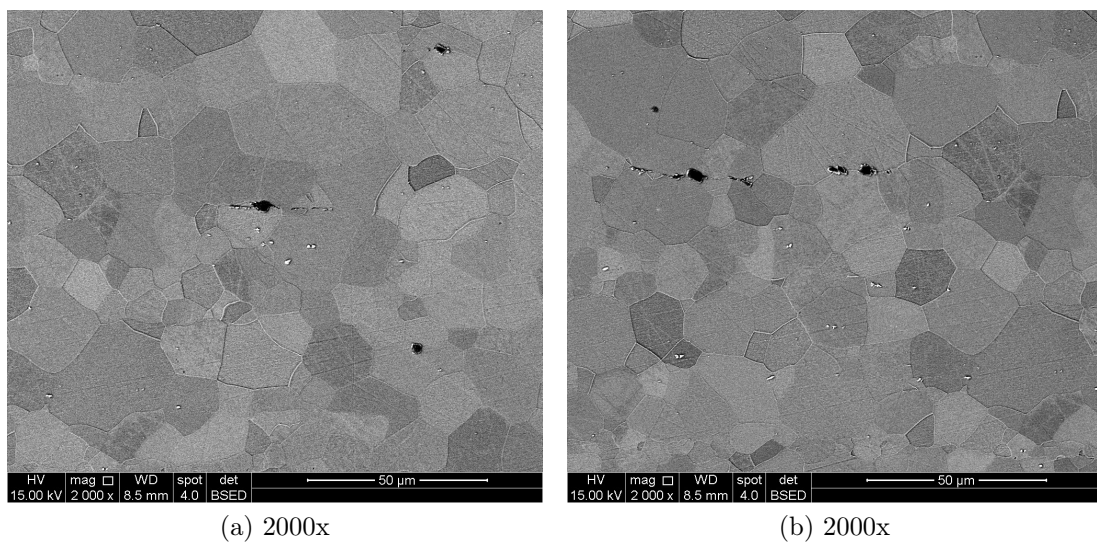


Figura 5.14: Precipitados formados no aço ASTM 439. Imagens de Microscopia Eletrônica de Varredura. Ataque com reagente Villela.

A Figura 5.15 apresenta alguns espectros de EDS nos pontos 1 e 4 da Figura 5.12 e nos pontos 1 e 2 da Figura 5.13. Figura 5.15 (a): centro esférico mais escuro dos precipitados característicos. Figura 5.15 (b): região poligonal que circunda os centros esféricos dos precipitados característicos. Figura 5.15 (c): região escura dos demais precipitados. Figura 5.15 (d): região clara dos demais precipitados.

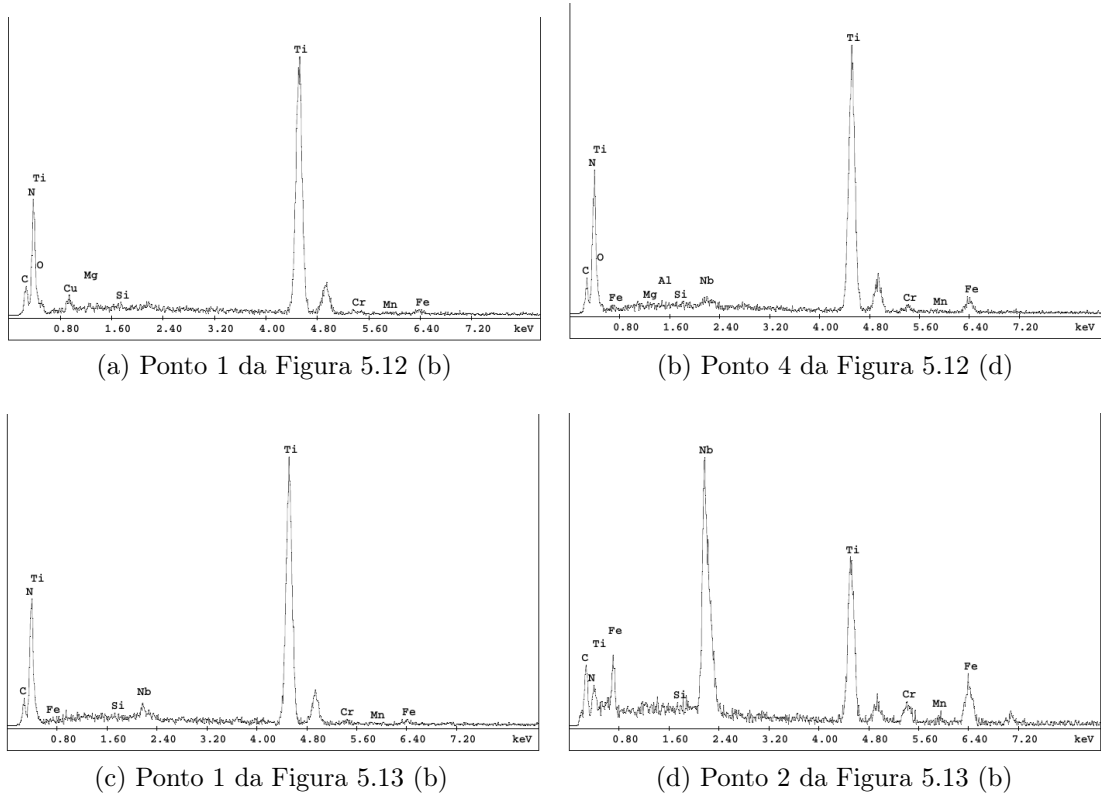


Figura 5.15: Espectros de EDS para alguns pontos mostrados nas Figuras 5.12 e 5.13.

5.2.3 Comparação de Tamanho e Dispersão dos Precipitados nos Dois Aços

Conforme já mostrado na análise por microscopia ótica, Figura 5.9, o aço 430Nb apresentou maior quantidade de precipitados, o que também pode ser observado na Figura 5.16.

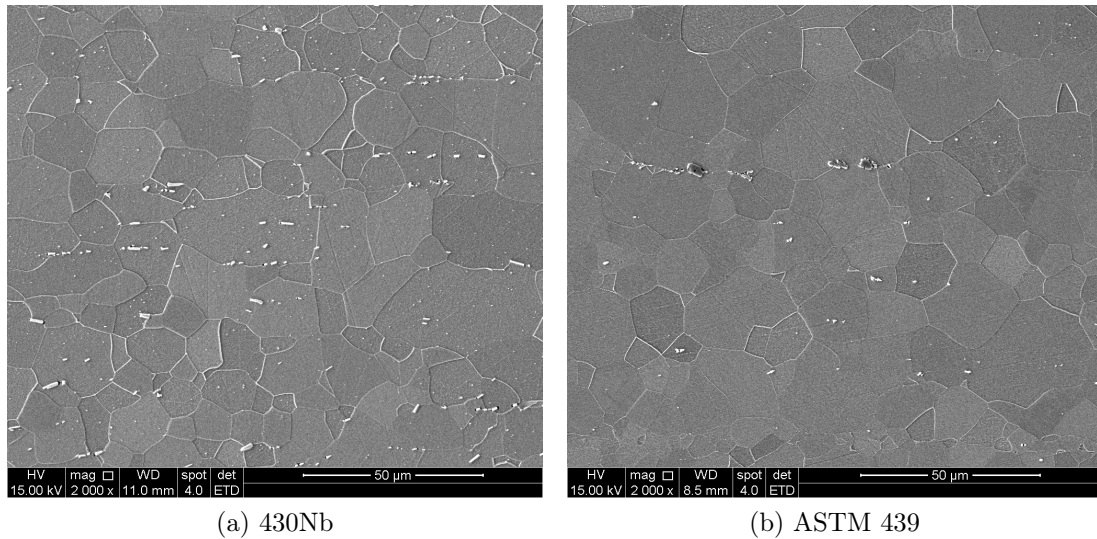


Figura 5.16: Comparação entre a quantidade de precipitados. Imagens de Microscopia Eletrônica de Varredura. Ataque com reagente Villela.

Gao e colaboradores²⁸ mostraram que uma distribuição densa de precipitados finos promove a formação de heterogeneidades na microestrutura durante a deformação a frio conforme discutido no item 3.3.1. Núcleos recristalizados formados nestas heterogeneidades tendem a assumir orientações cristalográficas aleatórias, o que leva ao enfraquecimento da fibra γ na textura de recristalização. Por outro lado, uma forte textura de recristalização de fibra γ pode ser obtida com a formação de precipitados maiores e mais espaçados uns dos outros.

Lee e colaboradores^{14, 26} mostraram que a componente de textura $\{111\}\langle 112\rangle$, que é pertencente à fibra γ , apresenta os maiores valores para o coeficiente R de Lankford. Observaram também que para condições ótimas de conformabilidade, principalmente no que diz respeito ao embutimento profundo, é importante que o material apresente elevado coeficiente de anisotropia normal médio, \bar{R} , e baixo coeficiente de anisotropia planar, ΔR , conforme discutido no item 3.5.1. Essas características são obtidas com texturas cujas principais componentes estão compreendidas entre os ângulos de Euler $50^\circ \leq \Phi \leq 60^\circ$ para $\varphi_2 = 45^\circ$, o que inclui componentes da fibra γ .

Esse comportamento foi observado no aço ASTM 439 devido à menor quantidade de precipitados.

5.3 Textura

5.3.1 Bobina Laminada a Quente (BQ)

A Figura 5.17 apresenta as ODFs das amostras laminadas a quente para o aço 430Nb, Figura 5.17 (a), e para o aço ASTM 439, Figura 5.17 (b).

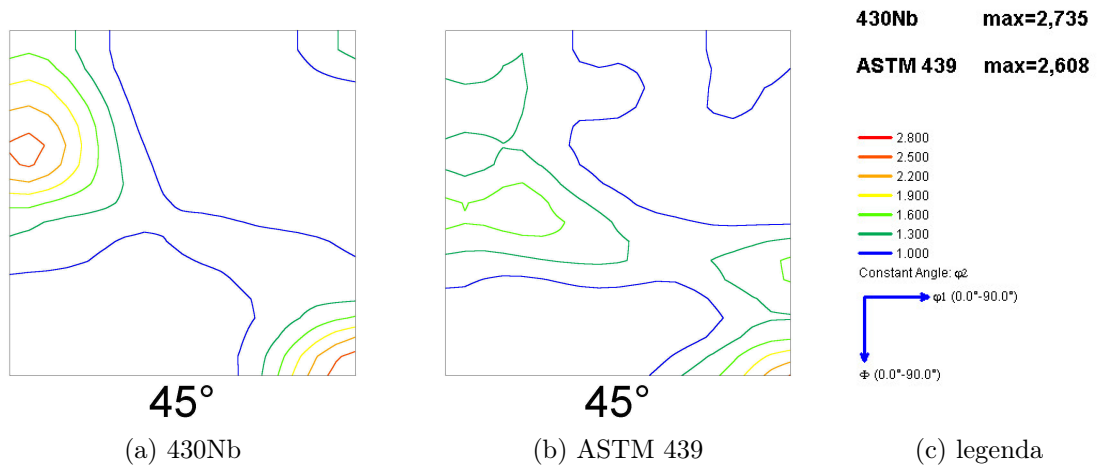


Figura 5.17: Mapas ODF para as amostras laminadas a quente. (a) aço 430Nb e (b) aço ASTM 439. Seções constantes de $\varphi_2 = 45^\circ$.

Conforme pode ser observado nas ODFs da Figura 5.17, o aço 430Nb apresentou textura com maiores intensidades segundo as componentes Goss, $(110)[001]$, e componentes da fibra α , para a qual a maior intensidade foi próxima de $(112)[1\bar{1}0]$, Cobre Transformado, $[f(g)_{max} \approx 2, 7]$. Já o aço ASTM 439 apresentou maior intensidade segundo a componente Goss $[f(g)_{max} \approx 2, 6]$ e intensidades mais fracas ao longo das fibras α e γ .

Lee e colaboradores²⁶ mostraram que a componente Cubo Girado, $\{001\}\langle 110\rangle$, apresenta os menores valores para o coeficiente R de Lankford o que é ruim para estampagem. Já a componente Goss, $\{110\}\langle 001\rangle$, apresenta grande variação de valores para este mesmo coeficiente R segundo a direção de laminação (conforme já mostrado na Figura 3.6 [a]), o que torna difícil sua manutenção em patamares mais elevados. A combinação das componentes $\{111\}\langle 112\rangle$ e $\{111\}\langle 110\rangle$, pertencentes à fibra γ , são as que aliam as melhores condições para a estampabilidade (elevado coeficiente de anisotropia normal médio, \bar{R} , e baixo coeficiente de anisotropia planar, ΔR).

As Figuras 5.18 e 5.19 apresentam mapas da microestrutura para os aço 430Nb

e ASTM 439, respectivamente. São mostradas Figuras de Pólo Inversa (a), grãos pertencentes à fibra α (b), grãos pertencentes às fibras γ e θ (c) e contornos de grão de baixo e alto ângulo (d).

Nas Figuras 5.18 e 5.19 é possível notar uma heterogeneidade na textura do material ao longo da espessura. Para esta condição, as amostras foram analisadas ao longo de sua espessura completa (4,0mm para as amostras laminadas a quente). Na metade da espessura há predominância de componentes pertencentes às fibras γ e α em ambos os aços, enquanto nas regiões próximas à superfície há predominância da componente Goss $\langle 110 \rangle \parallel \text{DN}$. A razão entre as fibras γ e θ é de 1,38 para o aço 430Nb e 1,63 para o aço ASTM 439. A predominância de contornos de alto ângulo no aço 430Nb se deve ao recozimento após laminação a quente, processo que não é aplicado ao aço ASTM 439 e, por isso, este aço apresenta, majoritariamente, contornos de grão de baixo ângulo.

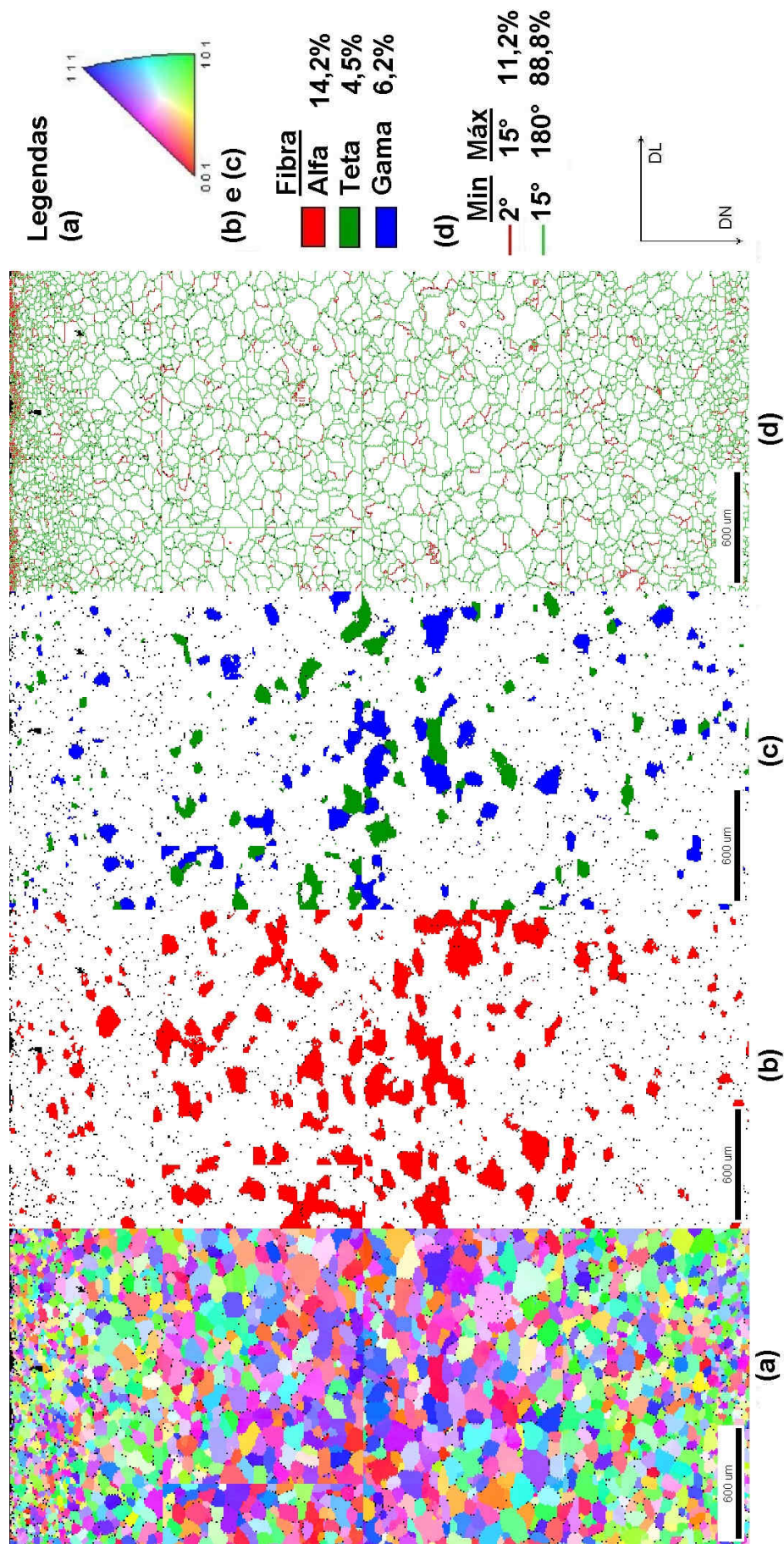


Figura 5.18: Mapas da amostra laminada a quente do aço 430Nb. (a) Figura de polo inversa, (b) grãos pertencentes à fibra α , (c) grãos pertencentes às fibras θ e γ e (d) contornos de grão de baixo e alto ângulo.

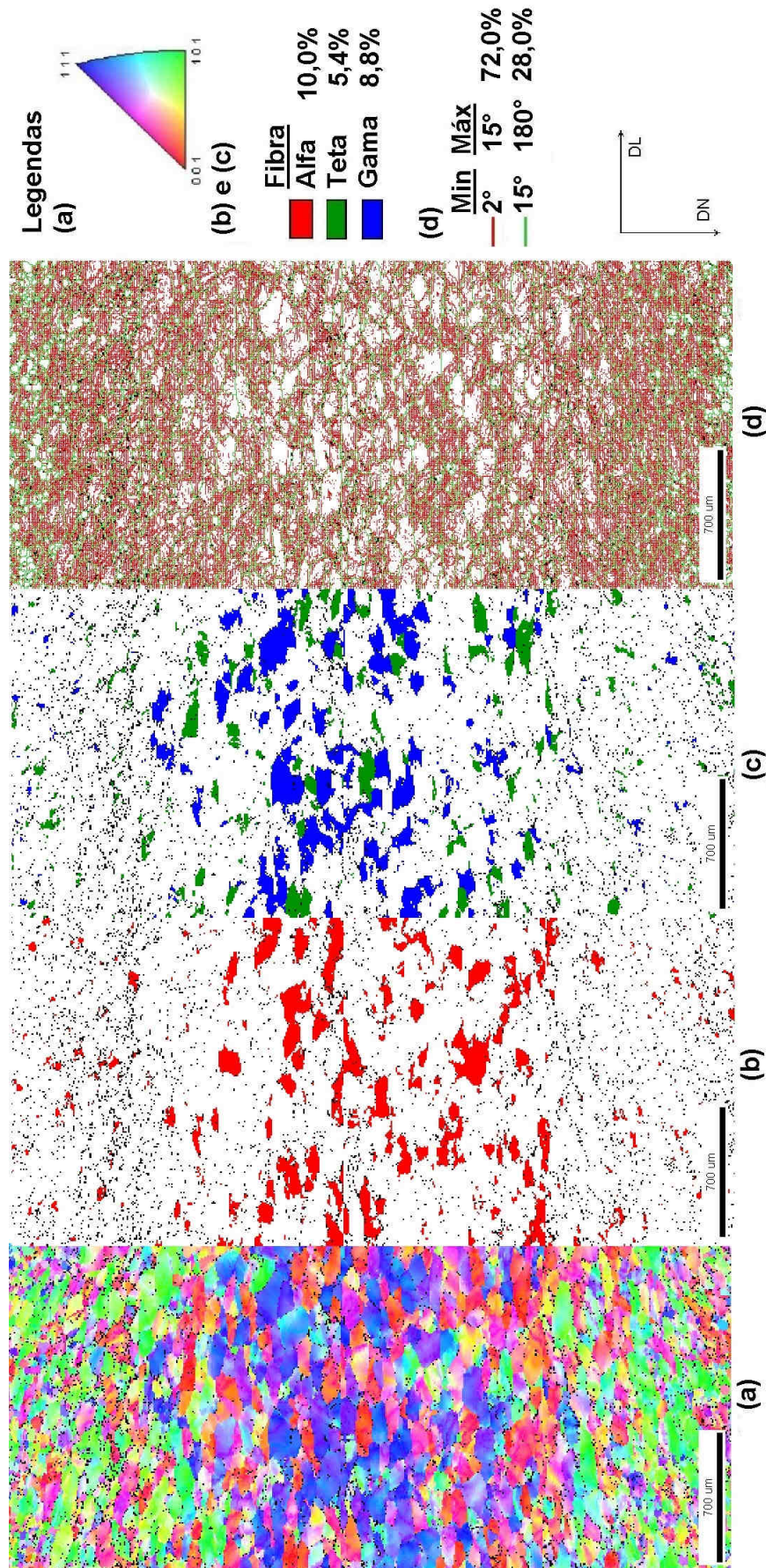


Figura 5.19: Mapas da amostra laminada a quente do aço ASTM 439. (a) Figura de polo inversa, (b) grãos pertencentes à fibra α , (c) grãos pertencentes às fibras θ e γ e (d) contornos de grão de baixo e alto ângulo.

5.3.2 Bobina Laminada a Frio (BF)

A Figura 5.20 mostra as ODFs para as amostras na condição de laminadas a frio do aço 430Nb, Figura 5.20 (a), e do aço ASTM 439, Figura 5.20 (b), em seções constantes de $\varphi_2 = 45^\circ$.

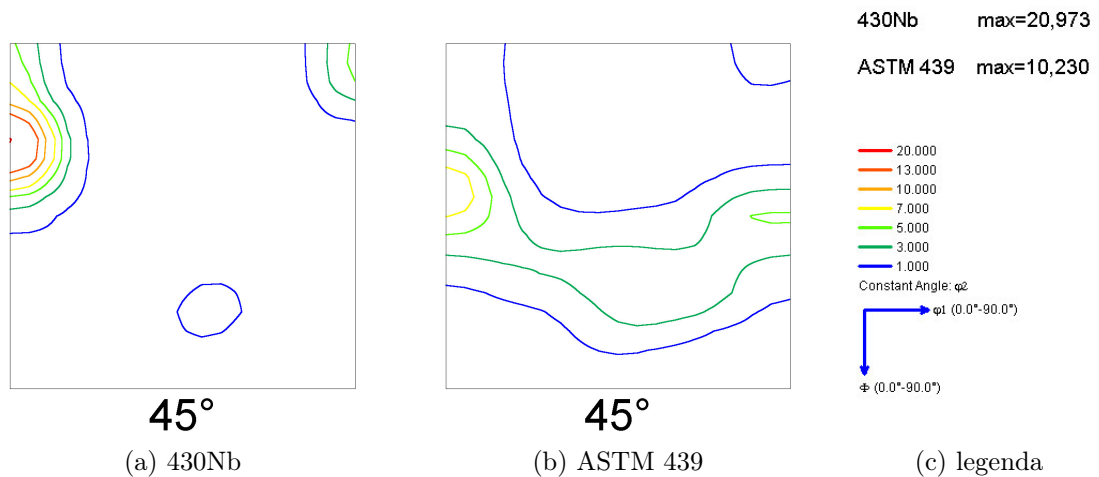


Figura 5.20: Mapas ODF para as amostras laminadas a frio. (a) aço 430Nb e (b) aço ASTM 439. Seções constantes de $\varphi_2 = 45^\circ$.

O aço 430Nb apresentou textura dominada por fibra α com maior intensidade segundo a componente $[113](\bar{1}\bar{1}0)$ [$f(g)_{max} \approx 20,9$] e também fraca textura de Cubo Girado $(001)[\bar{1}\bar{1}0]$. Comparativamente, o aço ASTM 439 apresentou leve textura com intensidade máxima segundo a componente $[447](\bar{1}\bar{1}0)$ [$f(g)_{max} \approx 10,2$] também da fibra α e componentes menos intensas de fibra γ .

As Figuras 5.21 e 5.22 apresentam diferentes mapas para as amostras laminadas a frio dos aços 430Nb e ASTM 439, respectivamente. É possível notar, através das Figuras 5.21 (b) e (c), que o aço 430Nb apresenta uma maior proporção de componentes de textura pertencentes às fibras α e θ , que são prejudiciais no que diz respeito à estampabilidade, e uma menor proporção de fibra γ , que é favorável para o processo de estampagem profunda. Para esse aço, a razão γ/θ é 0,51 enquanto para o aço ASTM 439 essa razão é 5,28. Ambos os aços apresentam maior quantidade de contornos de grão de baixo ângulo (contornos que apresentam menor energia, menor mobilidade e são característicos do estado deformado).

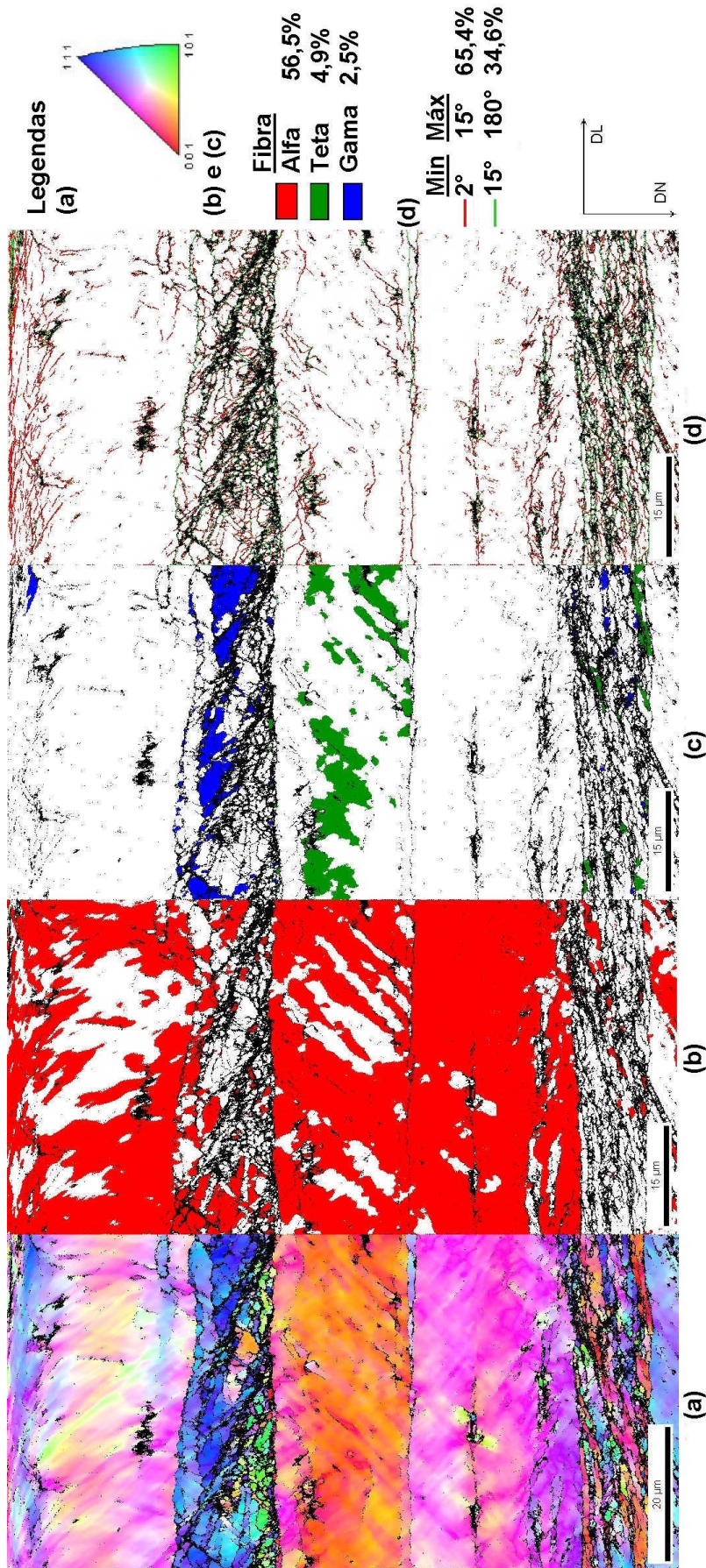


Figura 5.21: Mapas da amostra laminada a frio do aço 430Nb. (a) Figura de polo inversa, (b) grãos pertencentes à fibra α , (c) grãos pertencentes às fibras θ e γ e (d) contornos de grão de baixo e alto ângulo.

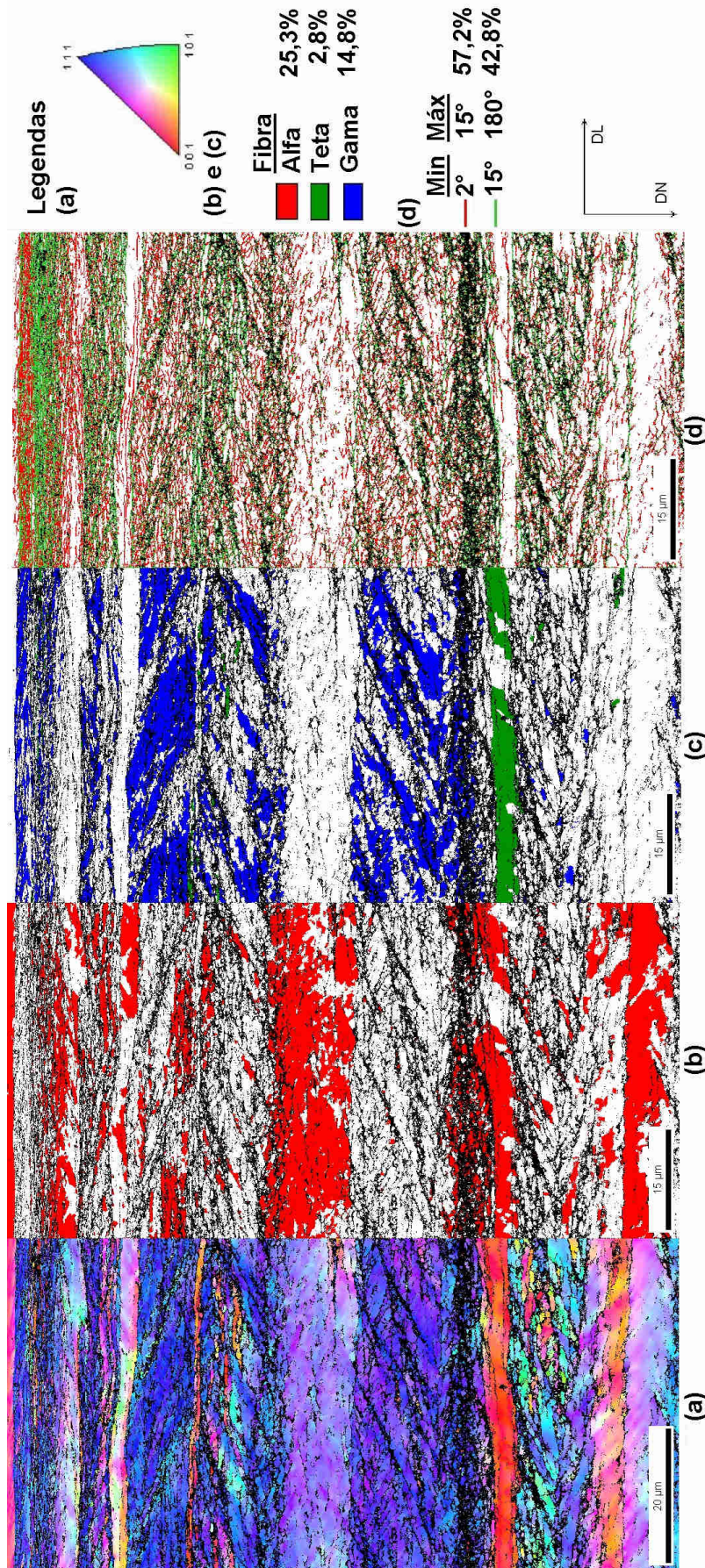


Figura 5.22: Mapas da amostra laminada a frio do aço ASTM 439. (a) Figura de polo inversa, (b) grãos pertencentes à fibra α , (c) grãos pertencentes às fibras θ e γ e (d) contornos de grão de baixo e alto ângulo.

5.3.3 Amostras com Recozimento Interrompido

A Figura 5.23 apresenta as ODFs das amostras T1.

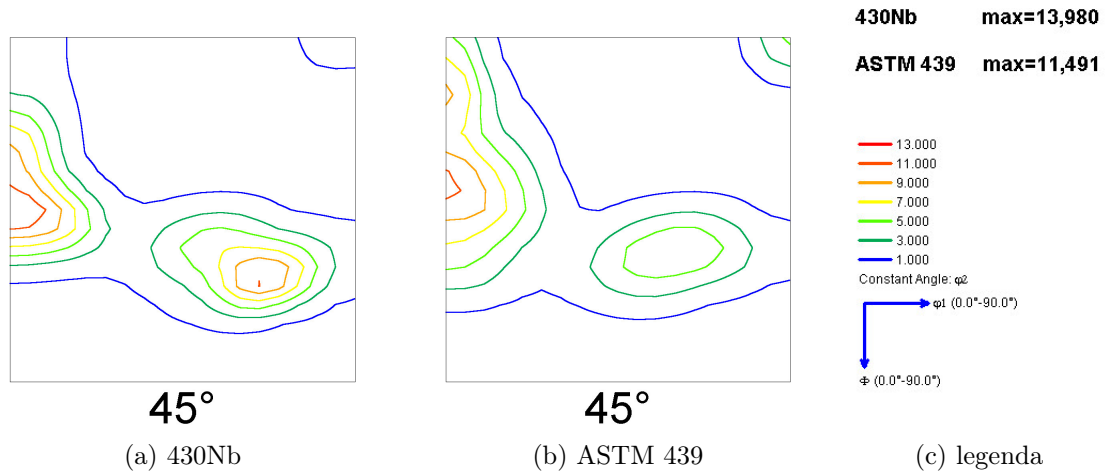


Figura 5.23: Mapas ODF para as amostras com recozimento interrompido em 630°C (amostras T1). (a) aço 430Nb e (b) aço ASTM 439. Seções constantes de $\varphi_2 = 45^\circ$.

Ambos os aços apresentam textura segundo as fibras α e γ . O aço 430Nb apresentou forte textura ao longo dessas duas fibras com componentes mais intensas em $[223](1\bar{1}0)$ da fibra α onde a intensidade foi máxima $[f(g)]_{max} \approx 13,9$ e componente próxima à $(111)[0\bar{1}1]$ da fibra γ .

O aço ASTM 439 apresentou forte textura ao longo da fibra α com componentes mais intensas em $[447](1\bar{1}0)$ onde a intensidade foi máxima $[f(g)]_{max} \approx 11,4$ e $[116](1\bar{1}0)$. A fibra γ se apresenta em menor intensidade, com principal componente em $[111](0\bar{1}0)$, assim como a componente Cubo Girado $(001)[\bar{1}\bar{1}0]$.

As Figuras 5.24 e 5.25 mostram os mapas das amostras com recozimento interrompido na temperatura de 630°C (amostras T1) dos aços 430Nb e ASTM 439, respectivamente. A proporção de componentes pertencentes às fibras α e θ é semelhante em ambos os aços. Por sua vez, a proporção de fibra γ é maior no aço 430Nb onde a relação γ/θ é 9,06 contra 4,02 no aço ASTM 439. Em ambos, a presença de maior quantidade de contornos de baixo ângulo ainda se faz presente devido à alta deformação imposta na laminação a frio.

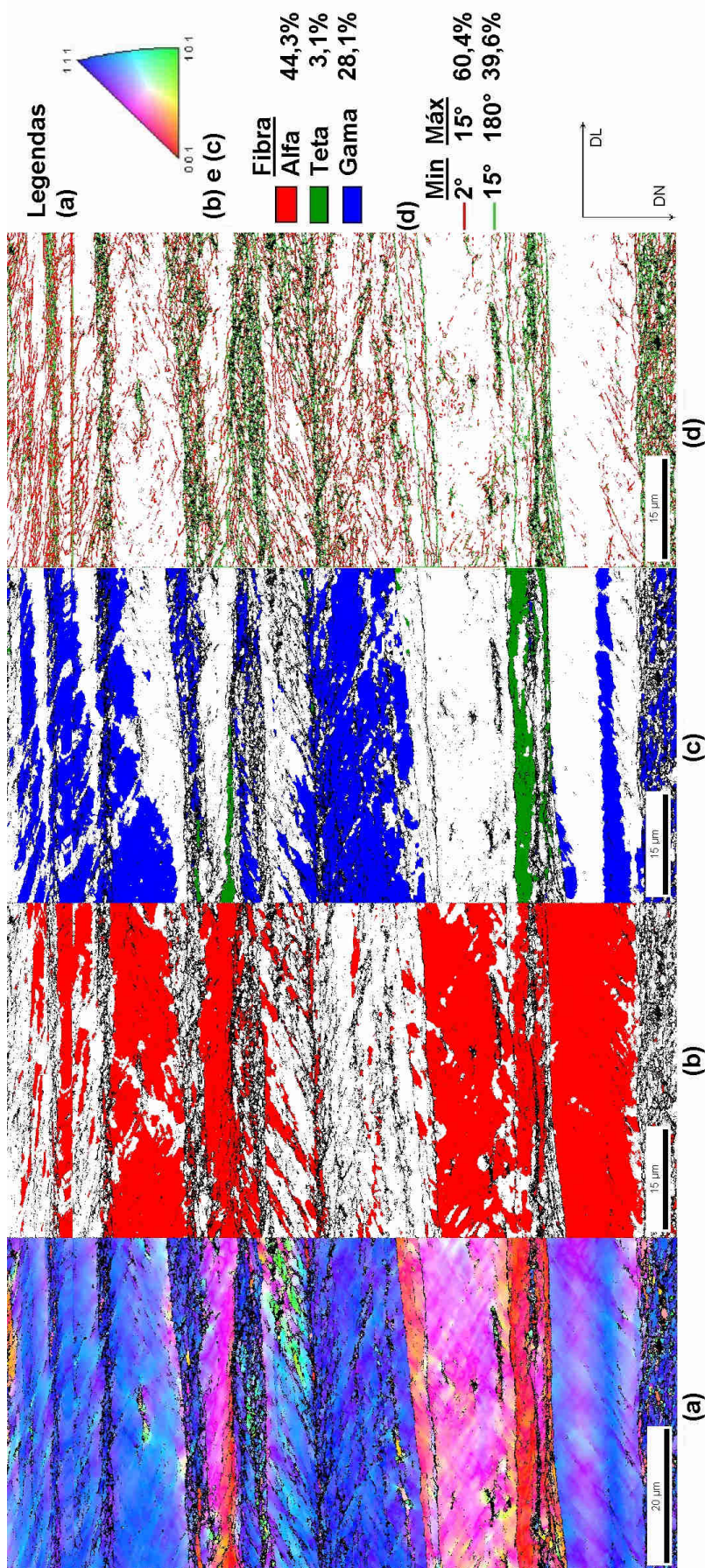


Figura 5.24: Mapas da amostra com recozimento interrompido a 630°C (amostra T1) do aço 430Nb. (a) Figura de polo inversa, (b) grãos pertencentes à fibra α , (c) grãos pertencentes às fibras θ e γ e (d) contornos de grão de baixo e alto ângulo.

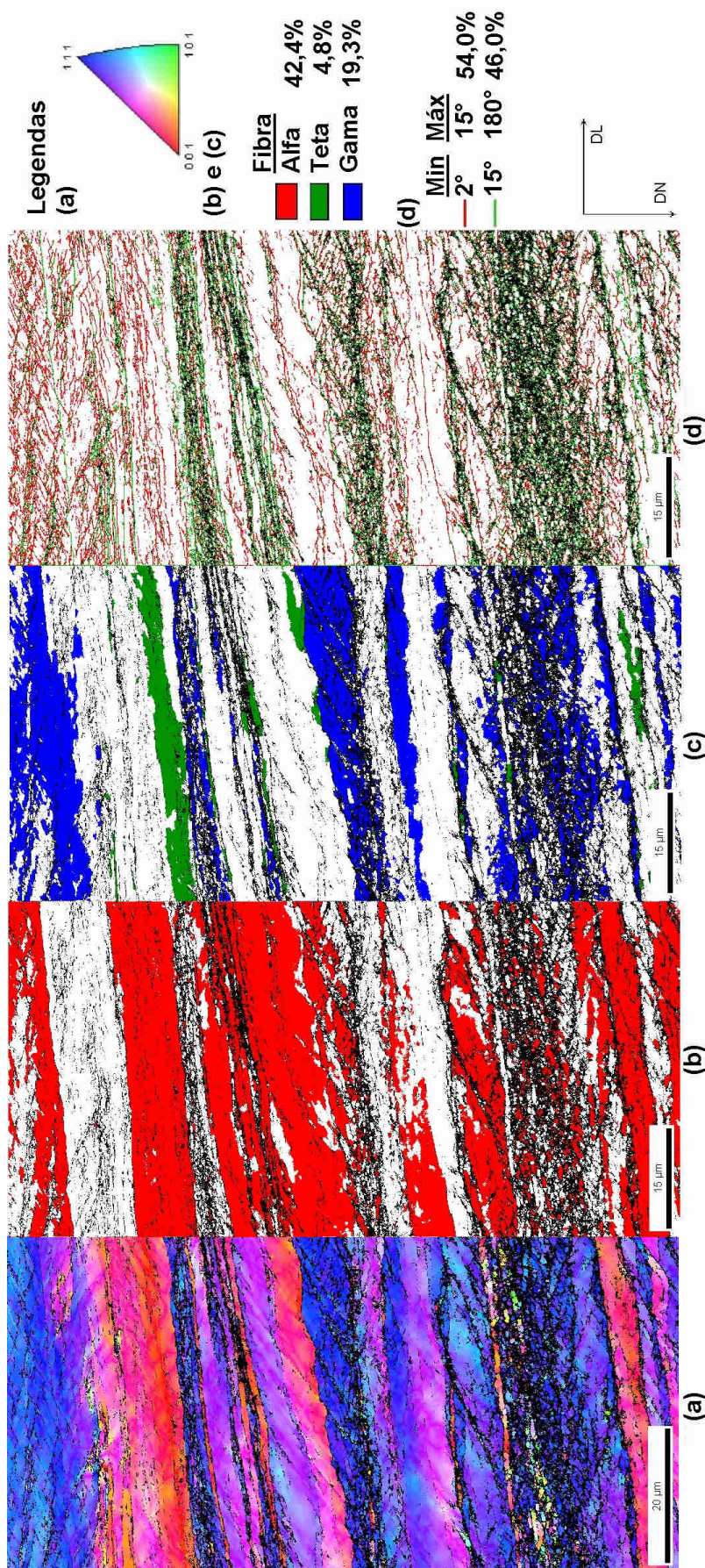


Figura 5.25: Mapas da amostra com recozimento interrompido a 630°C (amostra T1) do aço ASTM 439. (a) Figura de polo inversa, (b) grãos pertencentes à fibra α , (c) grãos pertencentes às fibras θ e γ e (d) contornos de grão de baixo e alto ângulo.

A Figura 5.26 apresenta as ODFs das amostras T2.

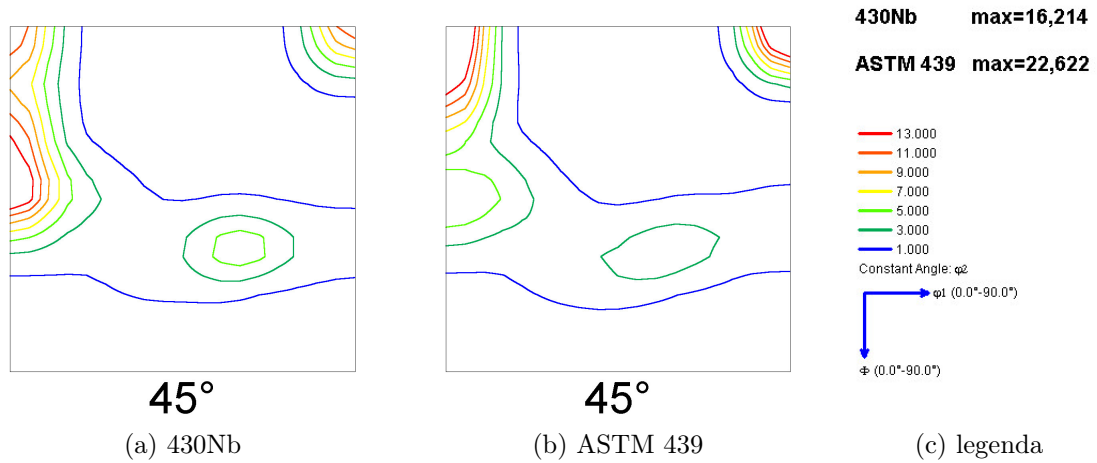


Figura 5.26: Mapas ODF para as amostras com recozimento interrompido em 700°C (amostras T2). (a) aço 430Nb e (b) aço ASTM 439. Seções constantes de $\varphi_2 = 45^\circ$.

As amostras dos dois aços apresentaram forte textura de fibra α e da componente Cubo Girado. Para o aço 430Nb, a maior intensidade $[f(g)_{max} \approx 16, 2]$ ocorreu na componente $[335](1\bar{1}0)$, enquanto para o aço ASTM 439, a maior intensidade ocorreu nas componentes Cubo Girado $[001](1\bar{1}0)$ e $[001](\bar{1}\bar{1}0)$ $[f(g)_{max} \approx 22, 6]$.

Os mapas obtidos através das análises de textura para as amostras com recozimento interrompido em 700°C (amostras T2) dos aços 430Nb e ASTM 439 são mostrados nas Figuras 5.27 e 5.28, respectivamente. As amostras de ambos os aços apresentaram maior quantidade de fibras α e θ e menor quantidade de fibra γ . A relação γ/θ é de 1,07 para o aço 430Nb e de 0,73 para o aço ASTM 439. Em ambos, a quantidade de contornos de baixo ângulo é superior a de contornos de alto ângulo.

Os materiais com recozimento interrompido na temperatura de 770°C (amostras T3) não foram analisados por EBSD em virtude de uma falha no Microscópio Eletrônico de Varredura, que não pôde ser reparada a tempo para a conclusão do trabalho.

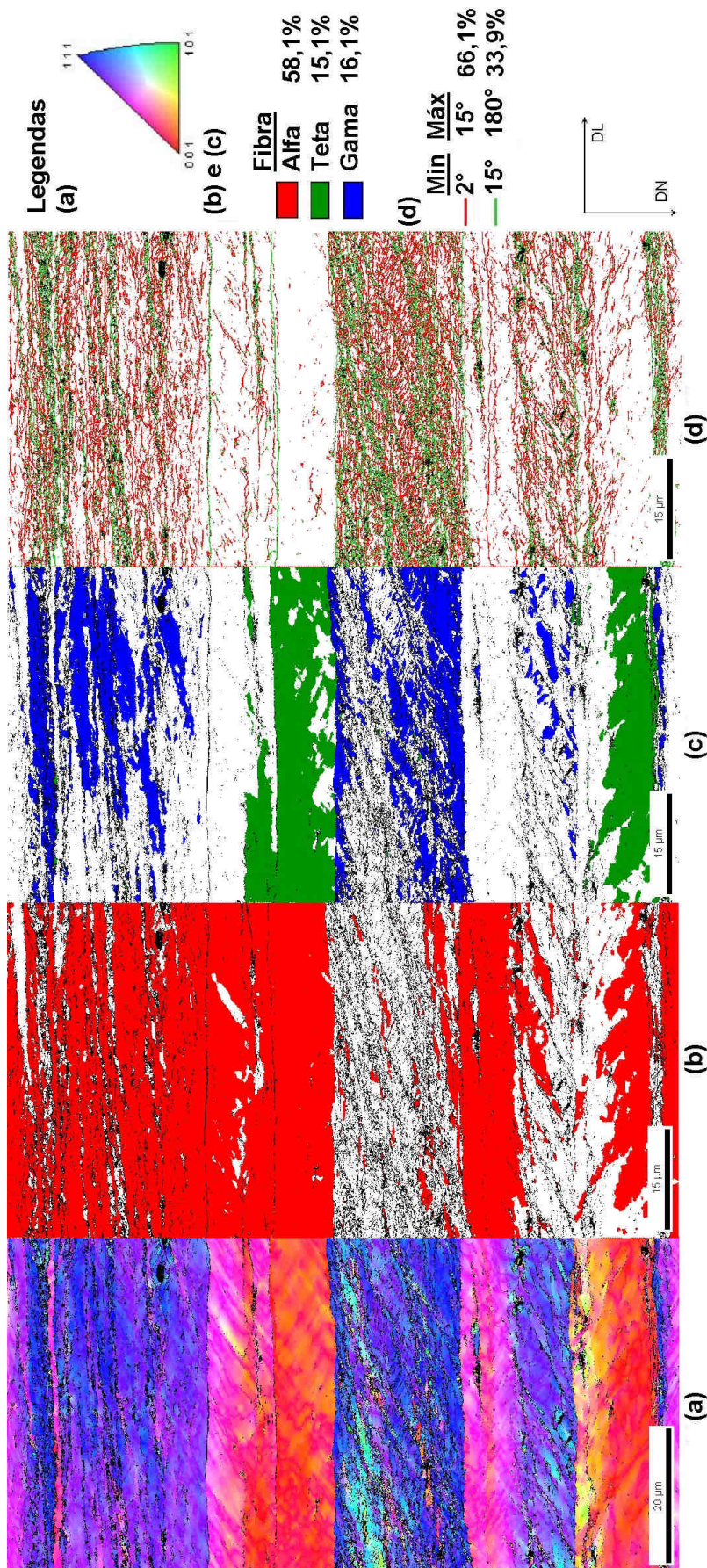


Figura 5.27: Mapas da amostra com recozimento interrompido a 700°C (amostra T2) do aço 430Nb. (a) Figura de polo inversa, (b) grãos pertencentes à fibra α , (c) grãos pertencentes às fibras θ e γ e (d) contornos de grão de baixo e alto ângulo.

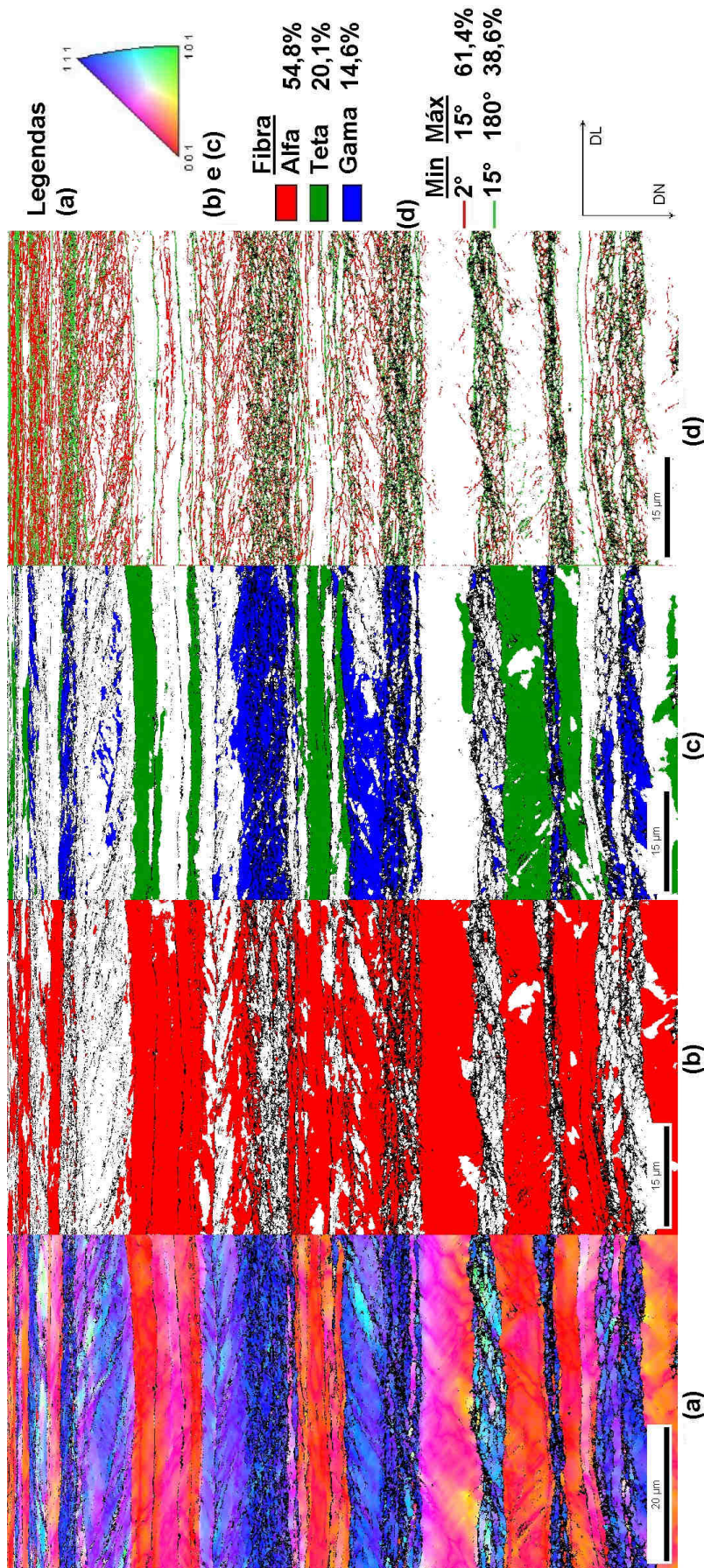


Figura 5.28: Mapas da amostra com recozimento interrompido a 700°C (amostra T2) do aço ASTM 439. (a) Figura de polo inversa, (b) grãos pertencentes à fibra α , (c) grãos pertencentes às fibras θ e γ e (d) contornos de grão de baixo e alto ângulo.

A Figura 5.29 apresenta as ODFs para as amostras com recozimento interrompido a 800°C.

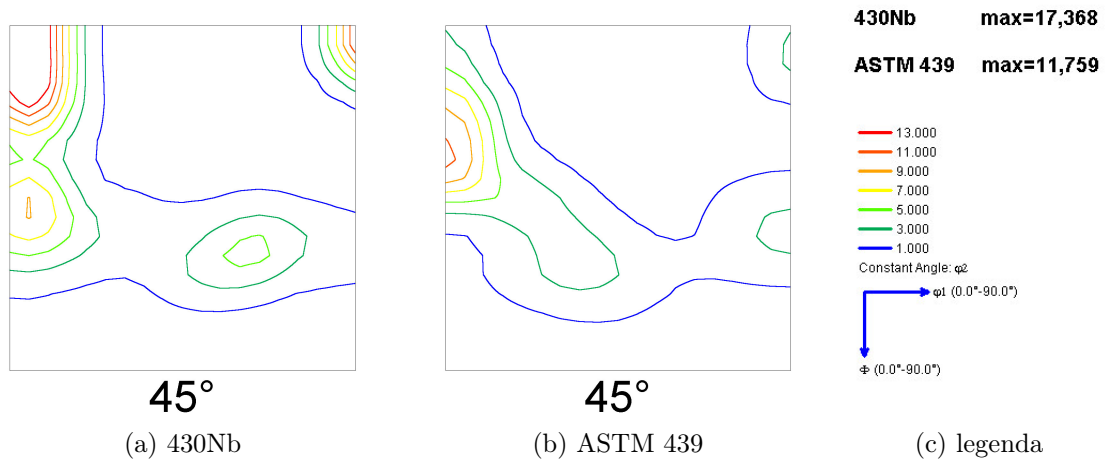


Figura 5.29: Mapas ODF para as amostras com recozimento interrompido em 800°C (amostras T4). Seções constantes de $\varphi_2 = 45^\circ$.

A Figura 5.29 (a) mostra fortes componentes de textura Cubo Girado, $(001)[1\bar{1}0]$ e $(001)[\bar{1}\bar{1}0]$, para o aço 430Nb [$f(g)_{max} \approx 17,3$] e componentes menos intensas segundo a fibra γ . Já o aço ASTM 439, como mostrado na Figura 5.29 (b), apresenta leve textura segundo componentes da fibra γ e componente Cubo Girado, $(001)[\bar{1}\bar{1}0]$, enquanto a maior intensidade se encontra próxima da componente Cobre Transformado, $(112)[1\bar{1}0]$, [$f(g)_{max} \approx 11,7$], pertencente à fibra α .

As amostras dos materiais com recozimento interrompido na temperatura de 800°C (amostras T4) apresentaram os seguintes mapas mostrados nas Figuras 5.30 e 5.31. A relação entre as fibras γ e θ é 1,27 e 3,93 para os aços 430Nb e ASTM 439, respectivamente. Nessa temperatura, já é possível notar a presença de grãos recristalizados em ambos os aços tanto pelas Figuras de Polo Inversa, Figuras 5.30 (a) e 5.31 (a), quanto pela predominância de contornos de grão de alto ângulo. Por apresentar grãos com tamanhos maiores em uma mesma condição (recozimento interrompido a 800°C), há mais uma evidência de que a recristalização se inicie mais facilmente no aço 430Nb de acordo com a rota produtiva analisada, o que corrobora a mesma observação realizada através das análises por microscopia ótica.

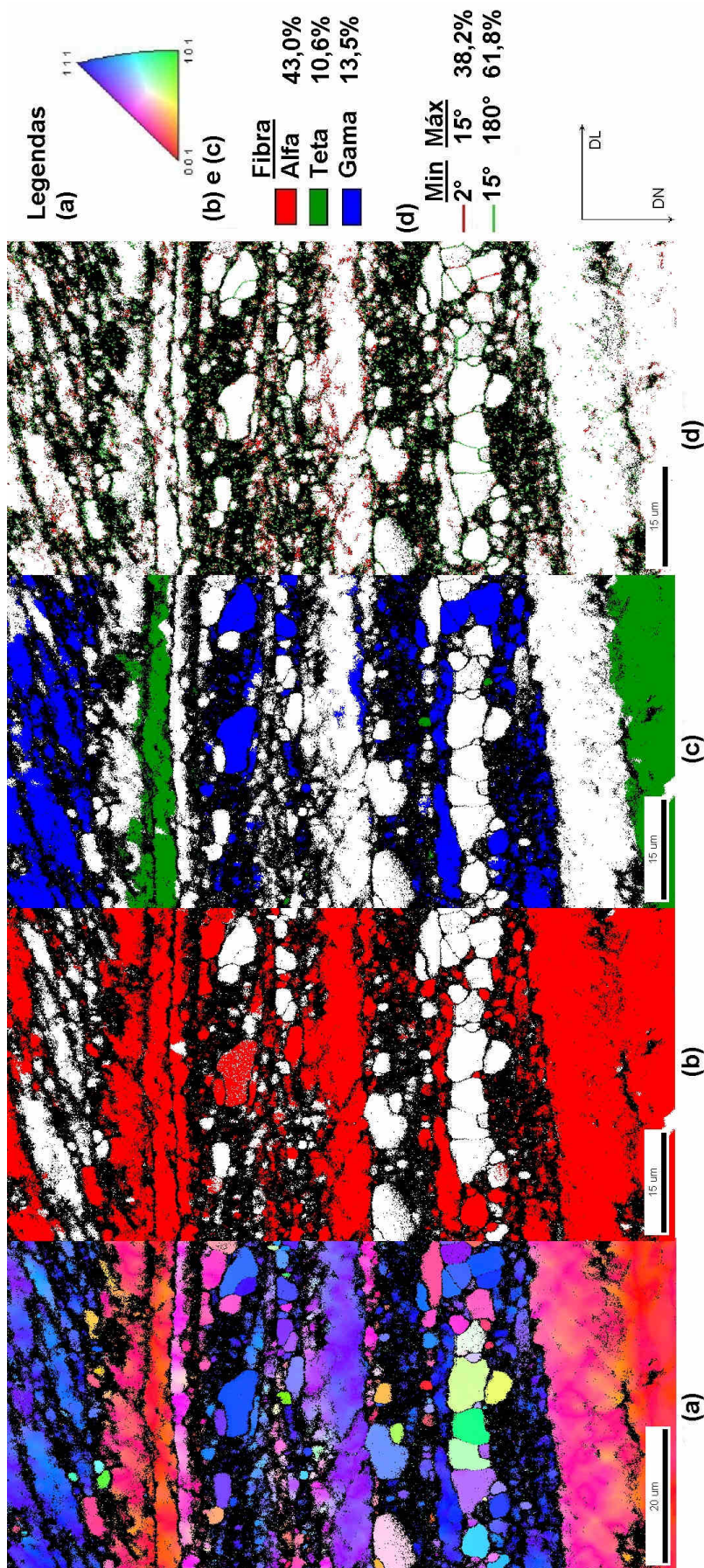


Figura 5.30: Mapas da amostra com recozimento interrompido a 800°C (amostra T4) do aço 430Nb. (a) Figura de polo inversa, (b) grãos pertencentes à fibra α , (c) grãos pertencentes às fibras θ e γ e (d) contornos de grão de baixo e alto ângulo.

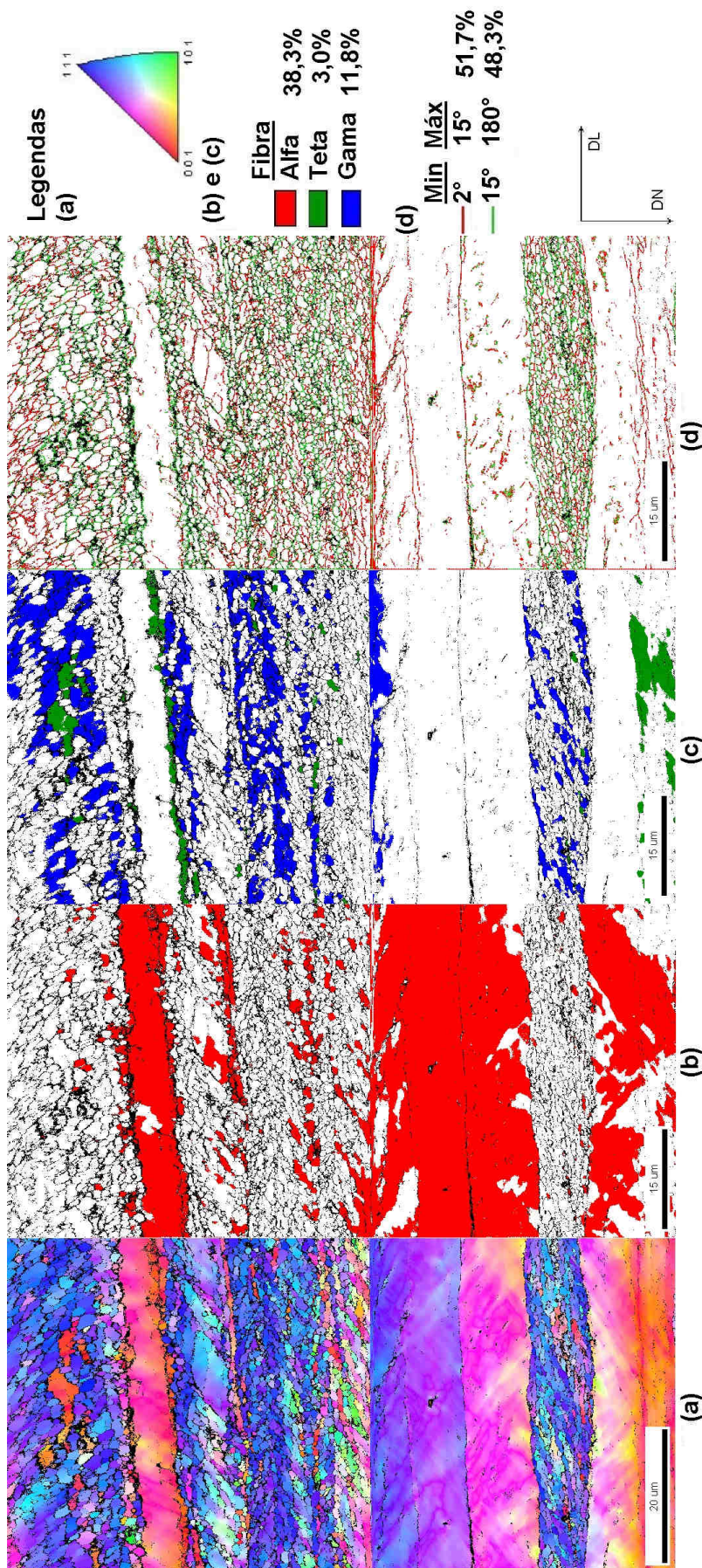


Figura 5.31: Mapas da amostra com recozimento interrompido a 800°C (amostra T4) do aço ASTM 439. (a) Figura de polo inversa, (b) grãos pertencentes à fibra α , (c) grãos pertencentes às fibras θ e γ e (d) contornos de grão de baixo e alto ângulo.

A Figura 5.32 apresenta as ODFs das amostras com recozimento interrompido a 830°C (amostras T5).

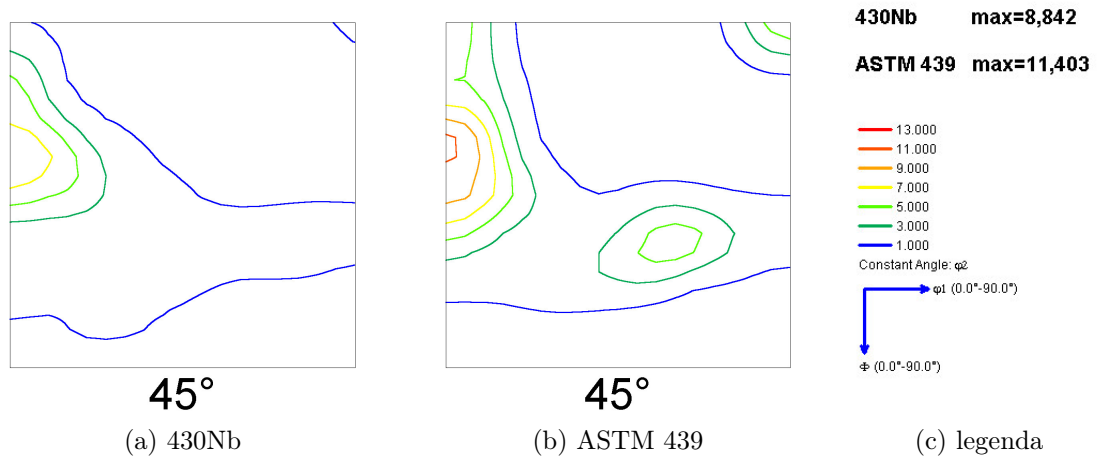


Figura 5.32: Mapas ODF para as amostras com recozimento interrompido em 830°C (amostras T5). (a) aço 430Nb e (b) aço ASTM 439. Seções constantes de $\varphi_2 = 45^\circ$.

O aço 430Nb apresentou textura segundo componentes da fibra α com maior intensidade na componente Cobre Transformado, $[112](1\bar{1}0)$, $[f(g)_{max} \approx 8, 8]$. Já para o aço ASTM 439, a maior intensidade ocorreu em $[449](1\bar{1}0)$, próximo à componente Cobre Transformado, $[f(g)_{max} \approx 11, 4]$ e também foi possível observar componentes de textura da fibra γ e componente Cubo Girado, $(001)[\bar{1}\bar{1}0]$.

Mapas das amostras com recozimento interrompido na temperatura T5 (830°C) são mostrados nas Figuras 5.33 e 5.34 para os aços 430Nb e ASTM 439, respectivamente. A quantidade de fibra α se mostra predominante em ambos os aços, seguida pelas fibras γ e θ . A razão entre as fibras γ e θ é de 3,92 para o aço 430Nb e 2,34 para o aço ASTM 439. Para o aço 430Nb a proporção de contornos de grão de alto ângulo é maior do que os de baixo ângulo o que está associado com maior fração recristalizada (como é observado através dos grãos maiores para a mesma condição analisada, Figuras 5.33 [a] e 5.34 [a]) se comparado ao aço ASTM 439.

Durante o recozimento, é esperado que a quantidade de fibra γ aumente consumindo a fibra α . Para as condições BQ e BF, a razão entre as fibras deletérias ao embutimento (α e θ) e a fibra benéfica (γ) se mostrou maior para o aço 430Nb, o que denota pior aptidão à estampagem profunda. Já para as condições T1, T2 e T5, essas razões foram maiores para o aço ASTM 439, o que indica maior mudança de

textura no aço 430Nb, o que pode estar relacionado com uma recristalização mais rápida. A condição T4 fugiu à essa regra, muito provavelmente, em virtude da área selecionada para a análise não apresentar representatividade estatística adequada.

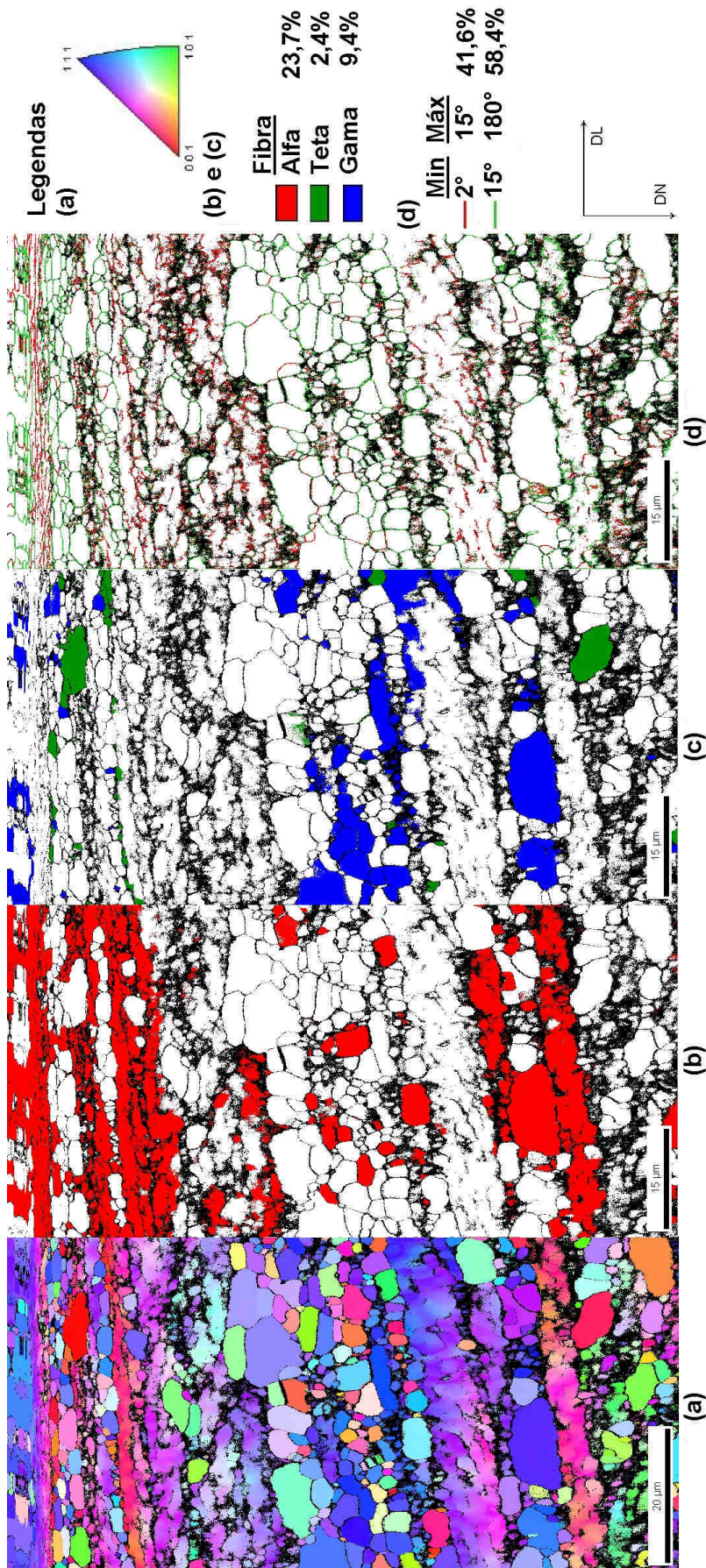


Figura 5.33: Mapas da amostra com recozimento interrompido a 830°C (amostra T5) do aço 430Nb. (a) Figura de polo inversa, (b) grãos pertencentes à fibra α , (c) grãos pertencentes às fibras θ e γ e (d) contornos de grão de baixo e alto ângulo.

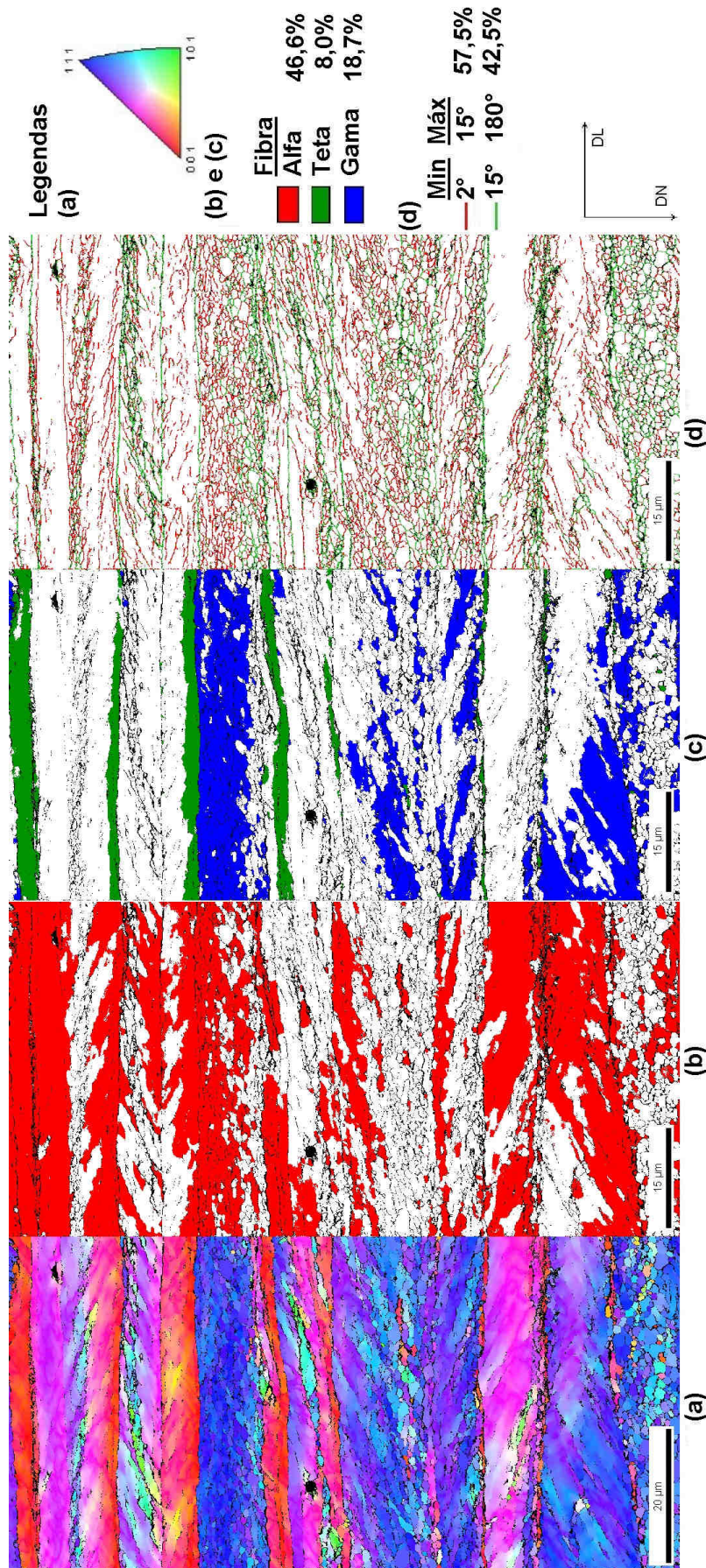


Figura 5.34: Mapas da amostra com recozimento interrompido a 830°C (amostra T5) do aço ASTM 439. (a) Figura de polo inversa, (b) grãos pertencentes à fibra α , (c) grãos pertencentes às fibras θ e γ e (d) contornos de grão de baixo e alto ângulo.

5.3.4 Amostras Recozidas

As amostras com recozimento completo (amostras R) foram analisadas com a técnica de EBSD ao longo de toda a seção transversal disponível para que uma maior quantidade de grãos fosse analisada permitindo maior representatividade estatística, uma vez que os tamanhos de mapa utilizados anteriormente permitiriam a análise de poucos grãos em amostras totalmente recristalizadas. Os mapas obtidos para o aço 430Nb são mostrados na Figura 5.35.

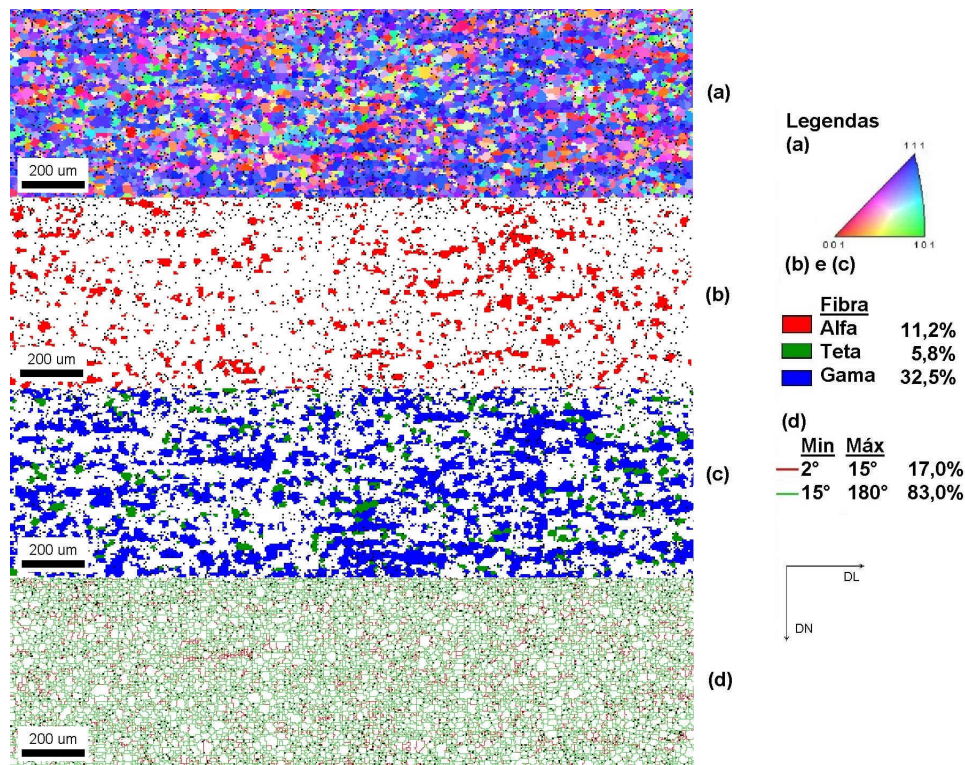


Figura 5.35: Mapas da amostra com recozimento completo (amostra R) do aço 430Nb. (a) Figura de polo inversa, (b) grãos pertencentes à fibra α , (c) grãos pertencentes às fibras θ e γ e (d) contornos de grão de baixo e alto ângulo.

A Figura de Polo Inversa, Figura 5.35 (a), mostra uma textura homogênea ao longo de toda a espessura do material (0,60mm) tanto no que diz respeito aos grãos pertencentes às fibras α e θ quanto àqueles pertencentes à fibra γ . A razão entre as fibras γ e θ é de 5,60 o que mostra o predomínio da fibra γ na textura de recristalização. Os contornos de grão são, em sua maioria, de alto ângulo, o que é característico de uma microestrutura recristalizada.

A Figura 5.36 apresenta os mapas obtidos para a amostra recozida (amostra R)

do aço ASTM 439. Também é possível perceber uma distribuição de textura homogênea, no que diz respeito às fibras α , θ e γ , ao longo da espessura.

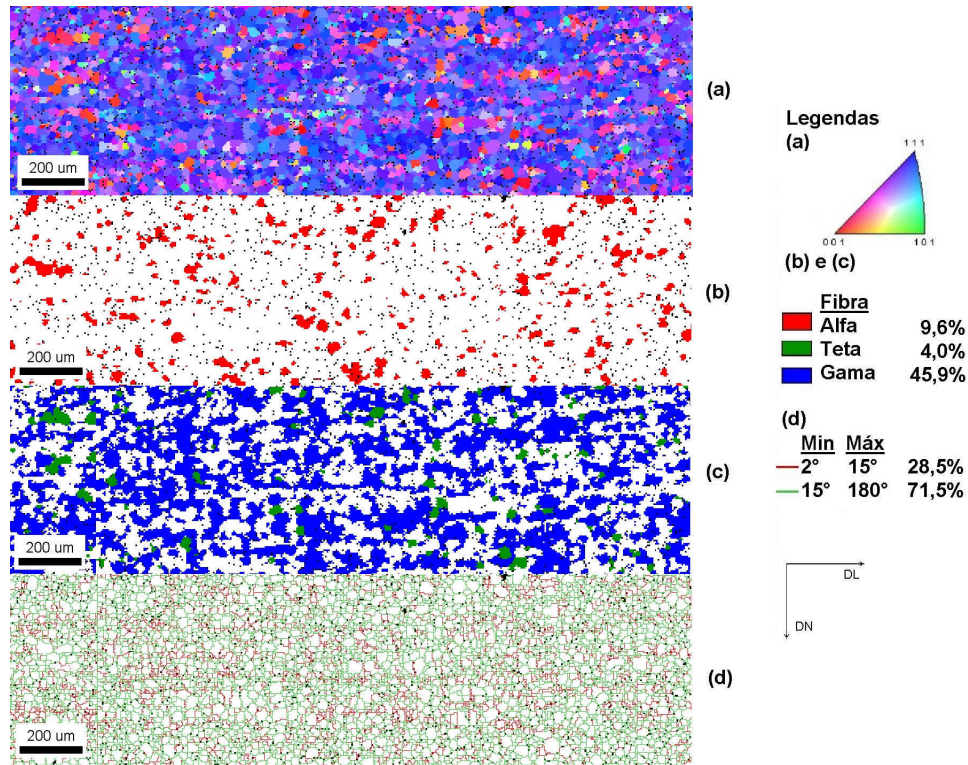


Figura 5.36: Mapas da amostra com recozimento completo (amostra R) do aço ASTM 439. (a) Figura de polo inversa, (b) grãos pertencentes à fibra α , (c) grãos pertencentes às fibras θ e γ e (d) contornos de grão de baixo e alto ângulo.

À partir da Figura 5.36, nota-se também a predominância da fibra γ no aço ASTM 439. A razão entre as fibras é 11,47, o que representa uma maior proporção de fibra γ e menores proporções de fibras α e θ se comparado ao aço 430Nb. Dessa forma, são esperados melhores resultados relacionados à estampabilidade para o aço ASTM 439. A predominância de contornos de grão de alto ângulo é esperada por ser característica de um material no estado recozido.

A maior quantidade de grãos pertencentes à fibra γ no aço ASTM 439 está relacionada com o tamanho e a distribuição menos densa de precipitados se comparado ao aço 430Nb. Como já mencionado, Gao e colaboradores²⁸ mostraram que uma distribuição fina e densa de precipitados favorece a nucleação de mais grãos com orientação aleatória. Os precipitados maiores atuam como sítios preferenciais para nucleação de novos grãos (precipitados maiores do que aproximadamente $1\mu m$), uma vez que a nucleação heterogênea ocorre mais facilmente do que a nucleação homo-

gênea. Já os precipitados finos dificultam a movimentação dos contornos de grão o que leva a uma menor velocidade de crescimento, e, por consequência, a um menor tamanho de grão. Controlando o tamanho e a dispersão dos precipitados é possível controlar tanto a taxa de nucleação quanto a taxa de crescimento destes novos grãos.

A Figura 5.37 mostra as ODFs para as amostras recozidas.

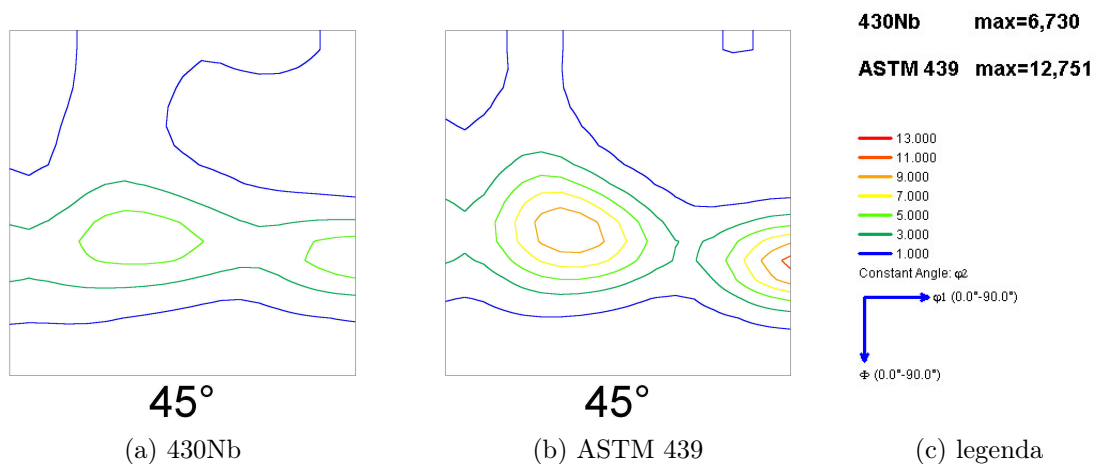


Figura 5.37: Mapas ODF para as amostras com recozimento completo (amostras R). (a) aço 430Nb e (b) aço ASTM 439. Seções constantes de $\varphi_2 = 45^\circ$.

As ODFs confirmam as observações realizadas nas Figuras 5.35 e 5.36. Ambos os aços apresentam textura, basicamente, segundo a fibra γ com intensidades máximas $[f(g)_{max} \approx 6, 7]$ e $[f(g)_{max} \approx 12, 7]$ para os aços 430Nb e ASTM 439, respectivamente. Essas intensidades máximas são próximas às componentes $\{111\}\langle 112 \rangle$ e, de acordo com Lee e colaboradores^{14, 26}, são as componentes mais adequadas para obtenção de elevados valores de coeficiente de anisotropia normal médio, \bar{R} , e baixos valores para o coeficiente de anisotropia planar, ΔR , o que otimiza os processos que exigem boa estampabilidade. Sob a análise de textura, tal comportamento indica o aço ASTM 439 como melhor opção no quesito estampabilidade.

5.4 Evolução da Textura

Com os resultados já apresentados, é possível traçar a evolução da textura a partir da BF, em função da temperatura de interrupção no recozimento e na condição recozida em ambos os materiais conforme apresentado nas Figuras 5.38 e 5.39.

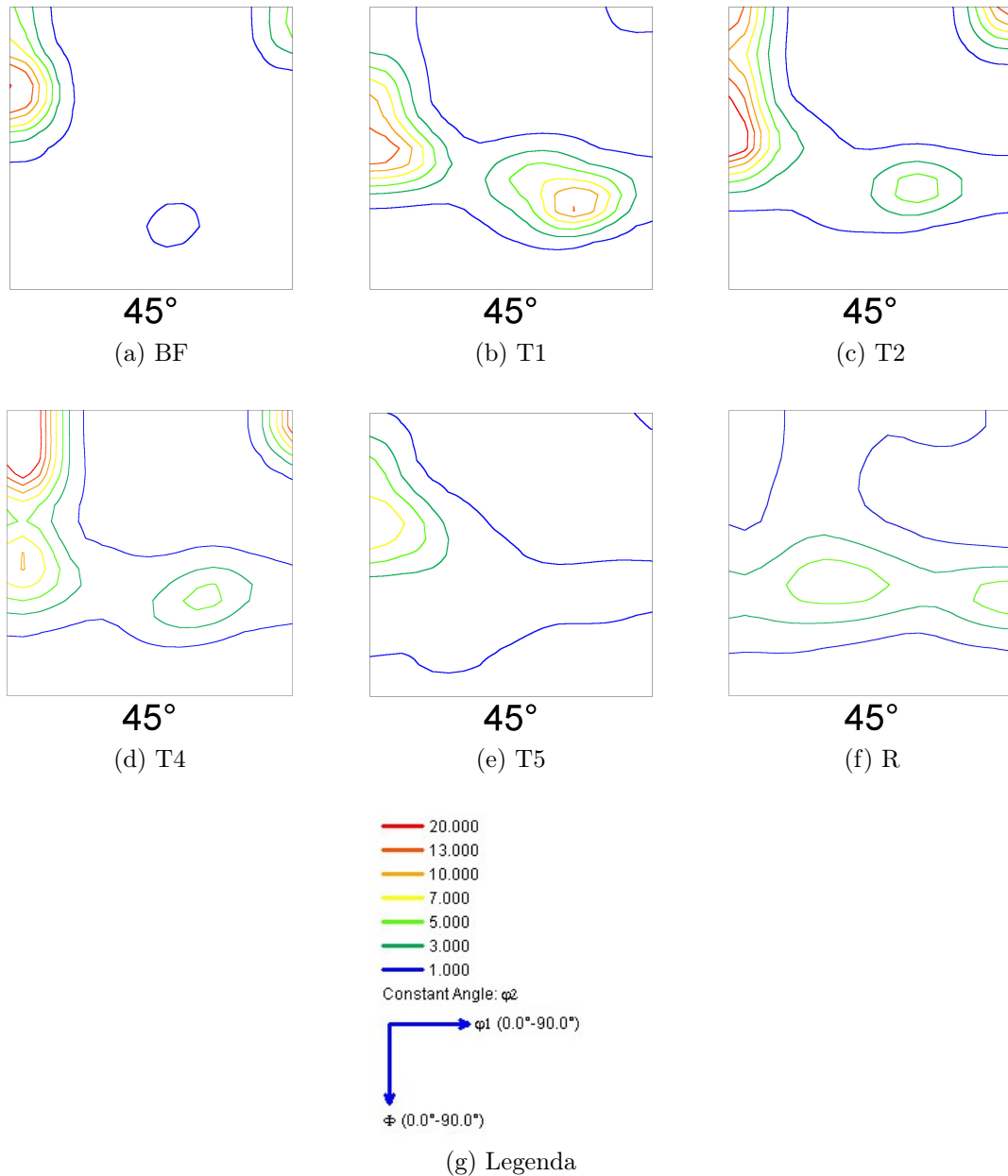


Figura 5.38: Mapas ODF para as amostras do aço 430Nb nas condições BF, T1, T2, T4, T5 e R, respectivamente. Seções constantes de $\varphi_2 = 45^\circ$.

A Figura 5.38 mostra que há variações de textura, basicamente, segundo as fibras α , γ e segundo a componente Cubo Girado (pertencente à fibra θ). Durante a recristalização, é esperado a redução da fibra α e conseqüente aumento da fibra γ . Para

a amostra recozida do aço 430Nb, Figura 5.38 (f), praticamente não há orientação relacionada à componente Cubo Girado. O trabalho de Lee e colaboradores¹⁴, como discutido no item 3.5.2, mostrou que a realização de recozimento intermediário, como ocorreu com este aço após laminação a quente, é capaz de reduzir a intensidade da componente Cubo Girado após recozimento final, o que ressalta a importância e o efeito da textura prévia na textura de recristalização.

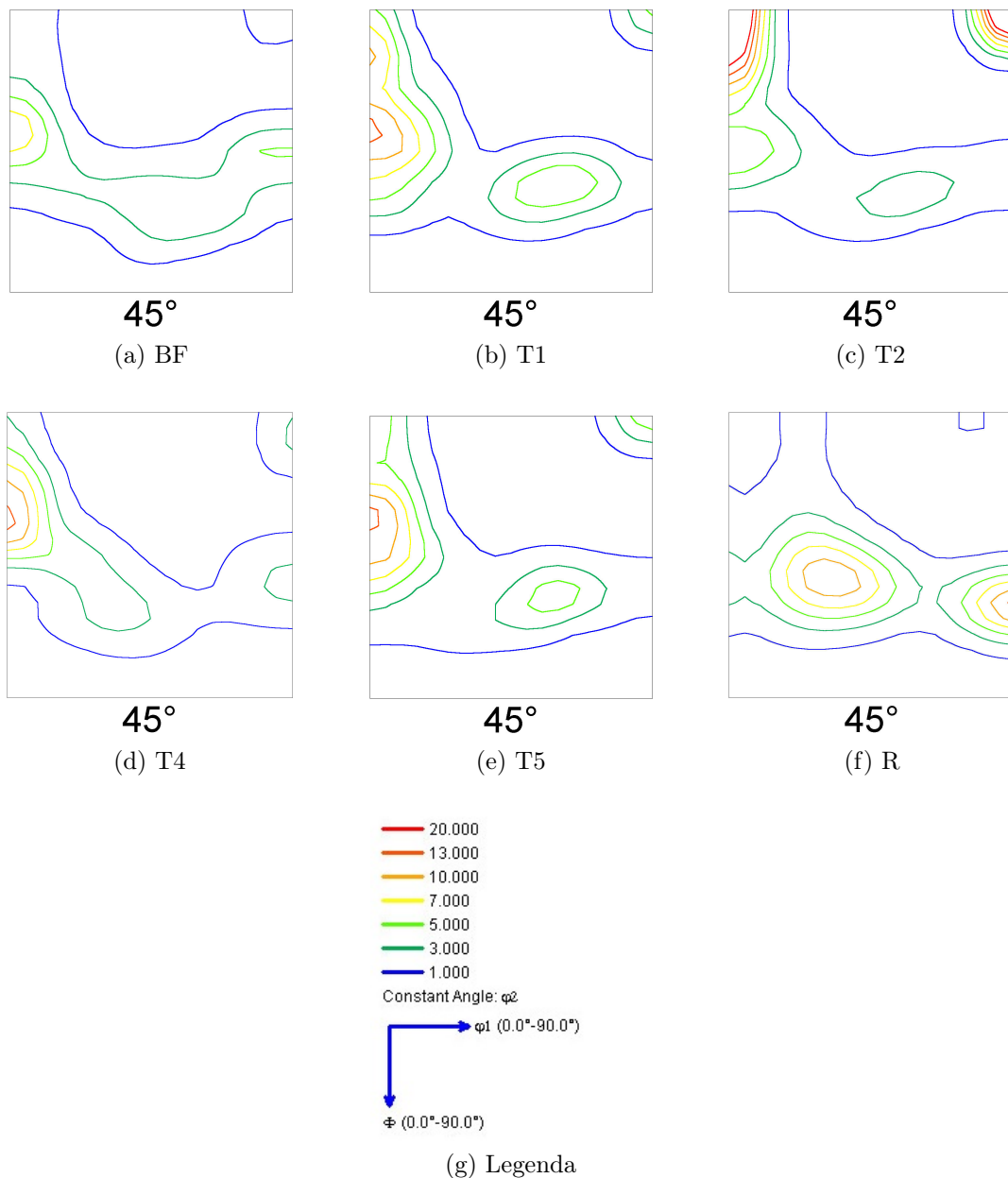


Figura 5.39: Mapas ODF para as amostras do aço ASTM 439 nas condições BF, T1, T2, T4, T5 e R, respectivamente. Seções constantes de $\varphi_2 = 45^\circ$.

A Figura 5.39 mostra um comportamento semelhante na evolução da textura do aço

ASTM 439 se comparado ao aço 430Nb. As variações se restringem, basicamente às fibras α , γ e à componente Cubo Girado. A condição recozida (amostra R), Figura 5.39 (f), é a que apresenta menores intensidades de componentes pertencentes à fibra α e maiores intensidades nas componentes da fibra γ , o que configura melhores desempenhos no quesito estampabilidade se comparado ao aço 430Nb.

A diferença entre a evolução da textura nos dois aços pode ser atribuída à quantidade e dispersão dos precipitados. Os precipitados de TiN , presentes no aço ASTM 439, tendem a permanecer praticamente inalterados durante o recozimento, uma vez que são formados ainda no estado líquido do aço e são estáveis em elevadas temperaturas³³. Já os precipitados de Nb são mais suscetíveis à alterações em temperaturas mais baixas. Malfliet e colaboradores³⁵ estudaram a morfologia e a cinética de precipitação de um aço inoxidável ferrítico estabilizado ao nióbio. Foram realizados recozimentos entre 700°C e 1000°C e diferentes tempos de encharque (o menor tempo utilizado foi de 3 minutos, que é muito superior aos 24 segundos utilizados no presente trabalho) que mostraram a variação dos tipos e da fração volumétrica dos precipitados encontrados ao longo do recozimento. Uma vez que os precipitados maiores afetam a taxa de nucleação e os precipitados menores controlam o tamanho de grão, um estudo mais aprofundado das características destes precipitados e da sua evolução ao longo de diferentes estágios do recozimento (morfologia e distribuição dos tamanhos), através de técnicas de Microscopia Eletrônica de Transmissão, esclareceria a influência dos precipitados nanométricos na textura de recristalização.

5.5 Propriedades Mecânicas

5.5.1 Microdureza

Os valores médios de microdureza Vickers obtidos são mostrados na Tabela V.3 e são representados de maneira gráfica na Figura 5.40 com suas respectivas barras que representam o intervalo de confiança de 95%.

Tabela V.3: Valores médios de microdureza Vickers para os aços 430Nb e ASTM 439 em diferentes condições.

Material	Condição							
	BQ	BF	T1	T2	T3	T4	T5	R
430Nb	158	305	308	302	280	237	227	165
ASTM 439	192	312	320	315	310	243	229	173

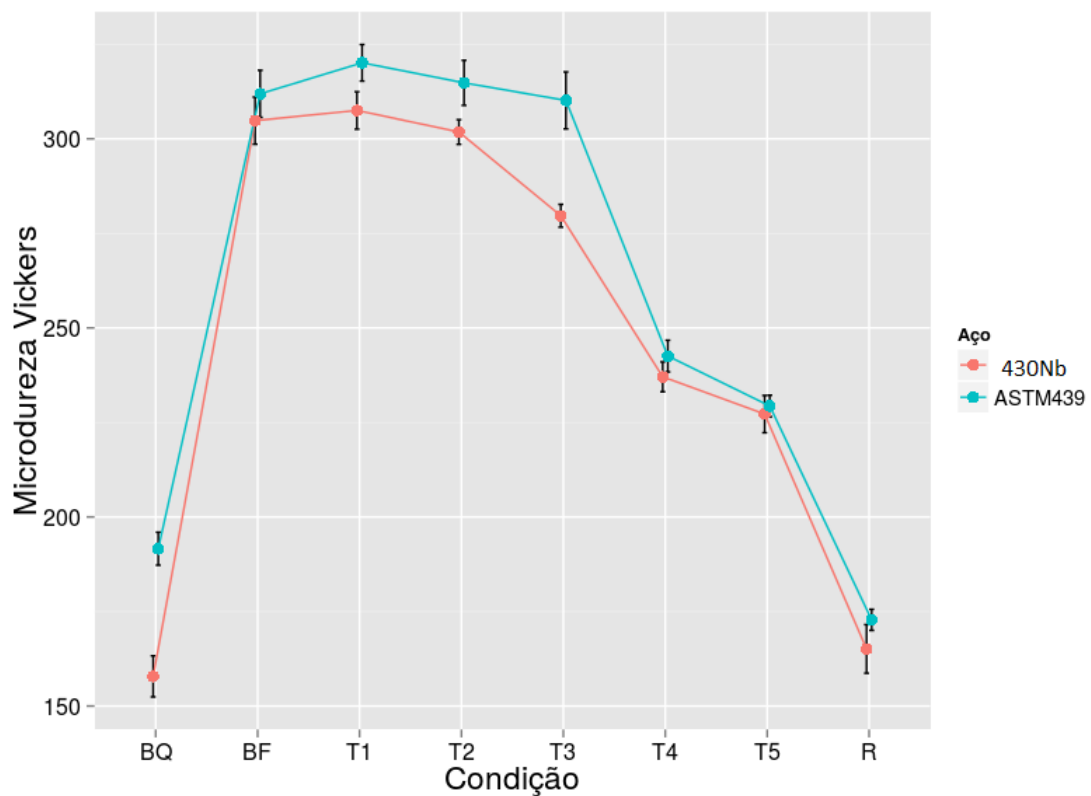


Figura 5.40: Valores médios de microdureza Vickers para os aços 430Nb e ASTM 439 em diferentes condições.

A Figura 5.40 mostra que o aço ASTM 439 apresentou maiores valores de microdureza Vickers para as condições T1, T2 e T3. É possível fazer uma análise semi-

qualitativa da fração recristalizada do material, uma vez que durante a recristalização a dureza é gradativamente reduzida. Como o aço 430Nb apresentou uma redução mais acentuada nos valores de microdureza Vickers das amostras que tiveram o recozimento interrompido (T1, T2, T3, T4 e T5) há mais um indício de que este aço recristalize mais facilmente, corroborando as análises por microscopia ótica e de textura. No Apêndice se encontra uma análise estatística mais detalhada que compara todas as condições avaliadas através da Análise de Variância.

O processo de recozimento envolve os mecanismos de recuperação e recristalização que são os responsáveis pela redução dos valores de microdureza. Através da diminuição da concentração de lacunas e de auto intersticiais, da densidade de deslocações e da poligonização durante a recuperação, as propriedades mecânicas são parcialmente restauradas para valores anteriores ao encruamento do material. Por se tratar de um material com elevada energia de falha de empilhamento, logo após deformação a frio, os arranjos de deslocações se apresentarão sob a forma de estrutura celular com paredes formadas por complexos emaranhados de deslocações. Em seguida, o número de deslocações no interior das células diminui e o emaranhado que constitui as paredes se tornam mais organizados, transformando a célula em sub-grão. Durante a recristalização, novos grãos isentos de deformação são formados por migração de contornos de alto ângulo ou pelo coalescimento de sub-grãos, diminuindo a energia armazenada na microestrutura deformada e restaurando a microdureza a valores próximos àqueles anteriores ao encruamento^{18, 20}.

5.5.2 Ensaio de Tração

As propriedades mecânicas determinadas através do ensaio de tração foram: limite de escoamento (σ_e); limite de resistência (σ_r); deformação uniforme (e_u) e deformação total (e_t). Foram também determinados os parâmetros indicadores de estampabilidade: coeficiente de anisotropia normal médio, \bar{R} , e o coeficiente de anisotropia planar, ΔR . As Tabelas V.4 e V.5 apresentam as propriedades mecânicas obtidas para os aços 430Nb e ASTM 439, respectivamente.

Tabela V.4: Propriedades mecânicas do aço 430Nb.

Corpo de prova	$\sigma_e(MPa)$	$\sigma_r(MPa)$	$e_u(\%)$	$e_t(\%)$
1	284,8	455,1	22,6	36,9
2	293,1	462,0	21,9	35,8
3	294,7	461,9	22,7	36,4
Valores médios	291 ± 4	460 ± 3	$22,4 \pm 0,3$	$36,4 \pm 0,4$

Tabela V.5: Propriedades mecânicas do aço ASTM 439.

Corpo de prova	$\sigma_e(MPa)$	$\sigma_r(MPa)$	$e_u(\%)$	$e_t(\%)$
1	275,8	460,8	23,2	32,5
2	282,1	466,3	22,5	32,9
3	284,0	466,5	22,8	34,2
Valores médios	281 ± 3	465 ± 2	$22,8 \pm 0,2$	$33,2 \pm 0,7$

O aço 430Nb apresentou limite de escoamento ligeiramente superior ao do aço ASTM 439 e limite de resistência igual se considerado os erros médios. A deformação uniforme (que ocorre quando se atinge o limite de resistência) também pode ser considerada igual para ambos. Já a deformação total é superior no aço 430Nb.

A adição de elementos estabilizantes, como o nióbio no aço 430Nb e o nióbio e titânio no aço ASTM 439, pode afetar a microestrutura do material e tem potencialidade para promover o aumento da resistência mecânica através de três mecanismos: precipitação (melhores resultados para partículas finas com pequenos espaçamentos entre si); refino de grão (devido à presença dos precipitados) e por solução sólida (proveniente dos átomos que não se precipitam e permanecem em solução na matriz ferrítica)^{20, 33}. O refino de grão é o único mecanismo capaz de aumentar a resistência mecânica e a tenacidade simultaneamente.

O limite de escoamento também foi determinado para amostras retiradas a 0° , 45° e 90° em relação à direção de laminação. Os valores obtidos são mostrados nas Tabelas V.6 e V.7.

Tabela V.6: Valores do limite de escoamento em função do ângulo da direção de laminação para o aço 430Nb.

Ângulo com a direção de laminação	$\sigma_e(MPa)$ CP1	$\sigma_e(MPa)$ CP2	$\sigma_e(MPa)$ CP3	$\sigma_e(MPa)$ valor médio
0°	284,8	293,1	294,7	291 ± 4
45°	322,7	307,6	301,0	310 ± 8
90°	294,5	286,9	307,2	296 ± 7

Tabela V.7: Valores do limite de escoamento em função do ângulo da direção de laminação para o aço ASTM 439

Ângulo com a direção de laminação	$\sigma_e(MPa)$ CP1	$\sigma_e(MPa)$ CP2	$\sigma_e(MPa)$ CP3	$\sigma_e(MPa)$ valor médio
0°	275,8	282,1	284,0	281 ± 3
45°	290,4	286,9	287,4	288 ± 1
90°	294,4	293,3	298,4	295 ± 2

À partir das Tabelas V.6 e V.7, observa-se que para o aço 430Nb $\sigma_{e(45)} > \sigma_{e(90)} > \sigma_{e(0)}$ enquanto para o aço ASTM 439 $\sigma_{e(90)} > \sigma_{e(45)} > \sigma_{e(0)}$. Esses resultados serão relacionados com o coeficiente de anisotropia planar e o efeito de orelhamento e serão discutidos adiante.

5.5.3 Coeficientes de Anisotropia Normal e Planar

Os valores obtidos para os coeficientes R de Lankford, coeficiente de anisotropia normal médio, \bar{R} , e anisotropia planar, ΔR , são mostrados nas Tabelas V.8 e V.9. Os resultados mostram melhor desempenho para o aço ASTM 439 no quesito estampabilidade. O maior valor do coeficiente de anisotropia normal médio, \bar{R} , denota maior resistência à deformação na espessura durante a estampagem (permitindo estampos mais profundos). Já para o coeficiente de anisotropia planar, ΔR , embora os valores obtidos sejam considerados iguais levando-se em conta o erro médio, um menor valor proporciona menores níveis de orelhamento e, portanto, menor desperdício na linha de produção.

Tabela V.8: Valores dos coeficientes de anisotropia normal e planar para o aço 430Nb

Amostra	R_0	R_{45}	R_{90}	\bar{R}	ΔR
1	1,46	1,04	1,64	1,29	0,51
2	1,45	1,14	1,28	1,25	0,22
3	1,43	1,10	1,17	1,20	0,20
Média	$1,45 \pm 0,01$	$1,09 \pm 0,04$	$1,36 \pm 0,18$	$1,25 \pm 0,03$	$0,31 \pm 0,13$

Tabela V.9: Valores dos coeficientes de anisotropia normal e planar para o aço ASTM 439

Amostra	R_0	R_{45}	R_{90}	\bar{R}	ΔR
1	1,89	1,73	2,18	1,88	0,30
2	1,86	1,90	2,08	1,93	0,07
3	1,84	1,56	2,20	1,79	0,46
Média	$1,86 \pm 0,02$	$1,73 \pm 0,11$	$2,15 \pm 0,05$	$1,87 \pm 0,05$	$0,28 \pm 0,14$

O melhor desempenho apresentado pelo aço ASTM 439, no quesito estampabilidade, devido ao maior coeficiente de anisotropia normal médio, \bar{R} , já era esperado em virtude da formação de intensa textura de recristalização de fibra γ (em maior intensidade se comparado ao aço 430Nb). Levando-se em conta o erro médio, o coeficiente de anisotropia planar, ΔR , pode ser considerado igual para ambos os aços.

5.5.4 Ensaio de Embutimento

A aptidão ao embutimento também foi realizada com o ensaio Swift. Esboços de vários diâmetros foram ensaiados para determinação do LDR e avaliação dos graus de orelhamento. Os resultados são mostrados na Tabela V.10.

Tabela V.10: Ensaio Swift para os aços 430Nb e ASTM 439.

Material	Diâmetro do esboço(mm)	Falha	LDR
430Nb	68,0	não	$LDR = 2,18$
	70,0	não	
	72,0	não	
	76,0	sim	
ASTM 439	70,0	não	$LDR \geq 2,30$
	72,0	não	
	76,0	não	

O aço ASTM 439 apresentou melhor desempenho no ensaio de embutimento, maior

LDR, o que corrobora os resultados obtidos através do coeficiente de anisotropia normal médio, \bar{R} , e, portanto, caracteriza esse aço como mais adequado no quesito estampagem profunda. Por falta de ferramenta adequada, não foi possível determinar o valor LDR exato para este aço, pois o maior esboço possível de ser obtido foi o de 76,0mm de diâmetro.

Os corpos de prova resultantes do ensaio são mostrados na Figura 5.41.

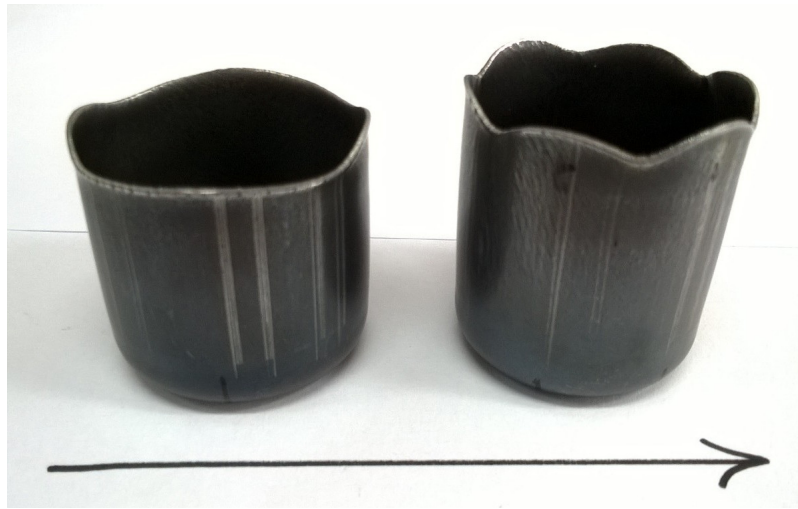


Figura 5.41: Corpos de prova após ensaio Swift. À esquerda: aço 430Nb com quatro orelhas. À direita: aço ASTM 439 com seis orelhas. A seta indica a direção de laminação.

Nota-se que o "copo" do aço 430Nb desenvolveu quatro "orelhas" que se encontram nas posições de 0° e 90° em relação a direção de laminação. Essas posições já são esperadas para os materiais que apresentam esse mesmo número de orelhas e coeficiente de anisotropia planar, ΔR , maior do que zero¹⁶. Uma vez que essas direções favorecem a formação dessas irregularidades, justifica-se que o material apresente maior limite de escoamento segundo o ângulo de 45° com a direção de laminação, conforme já mostrado na Tabela V.6.

Já o aço ASTM 439 desenvolveu seis "orelhas" segundo os ângulos de 0° , 60° e 120° em relação à direção de laminação. Essas posições justificam os valores do limite de escoamento, $\sigma_{e(90)} > \sigma_{e(45)} > \sigma_{e(0)}$, mostrados na Tabela V.7. Por ser a posição mais distante da formação de orelhas, à 90° o limite de escoamento foi maior, seguido da posição de 45° e então da posição de 0° em que o valor foi mínimo por coincidir com a região favorável à formação da orelha.

Os valores das alturas dos picos, dos vales e do grau de orelhamento dos corpos de prova são mostrados nas Tabelas V.11 e V.12.

Tabela V.11: Grau de orelhamento para o aço 430Nb.

Material	Altura dos picos(mm)	Altura dos vales(mm)	Grau de Orelhamento(%)
430Nb	33,91	31,53	7,27
	33,08	31,47	4,99
	33,71	31,56	6,59
	33,19	31,79	4,31
Média	33,47	31,59	5,79
Desvio	0,40	0,14	1,38
Erro	0,20	0,07	0,69

Tabela V.12: Grau de orelhamento para o aço ASTM 439.

Material	Altura dos picos(mm)	Altura dos vales(mm)	Grau de Orelhamento(%)
ASTM 439	39,77	37,13	6,87
	38,87	36,39	6,59
	38,05	36,79	3,37
	38,59	36,27	6,20
	38,28	36,58	4,54
	38,86	37,24	4,26
Média	38,74	36,73	5,30
Desvio	0,60	0,39	1,44
Erro	0,30	0,20	0,59

Assim como o coeficiente de anisotropia planar, ΔR , o grau de orelhamento pode ser considerado igual para ambos os aços levando-se em consideração o erro médio.

6 Conclusões

Os resultados obtidos neste trabalho e sua análise permitem concluir:

- O aço 430Nb apresentou menores tamanhos de grão em relação ao aço ASTM 439 devido a dois fatores: aos teores mais elevados de carbono e nitrogênio em sua composição e devido a menor temperatura de recozimento.
- O aço 430Nb apresentou precipitados menores e em maior quantidade devido ao maior teor de carbono e nitrogênio e à menor temperatura de recozimento o que gera maior força motriz e favorece a formação de precipitados finos. Os precipitados maiores estimulam a recristalização enquanto os precipitados menores controlam o tamanho de grão.
- Durante o recozimento, houve variações de textura segundo as fibras α , γ e segundo a componente Cubo Girado. Para ambos os aços, durante a recristalização, houve diminuição nas intensidades da fibra α e da componente Cubo Girado e aumento na intensidade da fibra γ .
- A distribuição mais fina de precipitados no aço 430Nb não permitiu um fortalecimento tão intenso da fibra γ quanto no aço ASTM 439. O menor tamanho de grão do aço 430Nb possibilitou alcançar maior limite de escoamento e maior deformação total se comparado ao aço ASTM 439.
- Após recozimento, o aço ASTM 439 apresentou maiores intensidades de componentes pertencentes à fibra γ e mostrou melhores resultados no quesito estampabilidade com maiores valores para o coeficiente de anisotropia normal médio (\bar{R}) e para a razão limite de conformabilidade (LDR).

7 Relevância dos Resultados

A análise dos resultados e a discussão dos efeitos da microestrutura e textura nas propriedades mecânicas e de estampagem permitiram elucidar alguns mecanismos responsáveis por desenvolver as principais características de cada um dos aços: excelente acabamento superficial para o aço 430Nb e excelente estampabilidade para o aço ASTM 439. Uma vez que esses efeitos estejam bem estabelecidos, torna-se possível a tentativa de desenvolvimento de novas rotas metalúrgicas para criar um produto capaz de aliar essas duas características em um único aço.

8 Sugestões para Trabalhos Futuros

- Caracterizar e comparar o desenvolvimento dos precipitados nos aços 430Nb e ASTM 439 durante os diferentes estágios do recozimento e avaliar a influência nas texturas de recristalização.
- Avaliar o efeito de diferentes teores de nióbio em solução sólida, ΔNb , na microestrutura e textura do aço 430Nb.
- Avaliar o efeito de diferentes teores de nióbio em solução sólida, ΔNb , e titânio em solução sólida, ΔTi , na microestrutura e textura do aço ASTM 439.
- Realizar estudos com uso de Microscopia Eletrônica de Transmissão para identificar a microestrutura e sua relação com os precipitados no início da recristalização.

Referências

- 1 INTERNATIONAL STAINLESS STEEL FORUM. *The Ferritic Solution - Properties, Advantages and Applications: The Essential Guide to Ferritic Stainless Steels*. Brussels, Belgium, 2007.
- 2 LO, K. H.; SHEK, C. H.; LAI, J. K. L. Recent developments in stainless steels. *Materials Science and Engineering R*, v. 65, p. 39–104, 2009.
- 3 CAVAZOS, J. L. Characterization of precipitates formed in a ferritic stainless steel stabilized with Zr and Ti additions. *Materials Characterization*, v. 56, p. 96–101, 2006.
- 4 YOU, X.-M.; JIANG, Z.-H.; LI, H.-B. Ultra-pure ferritic stainless steels - grade, refining, operation and application. *Journal of Iron and Steel Research, International*, v. 14, n. 4, p. 24–30, 2007.
- 5 DU, W.; JIANG, X. Microstructure, texture and formability of Nb+Ti stabilized high purity ferritic stainless steel. *Journal of Iron and Steel Research, International*, v. 17, n. 6, p. 47–52, 2010.
- 6 ENGLER, O.; RANDLE, V. *Introduction to Texture Analysis: Macrotecture, Microtexture and Orientation Mapping*. 2nd. ed. U. S. A.: CRC Press, 2010. 490 p.
- 7 HUH, M. Y.; ENGLER, O. Effect of intermediate annealing on texture, formability and ridging of 17%Cr ferritic stainless steel sheet. *Materials Science and Engineering A*, v. 380, p. 74–87, 2001.
- 8 WU, P. D. et al. Analysis of ridging in ferritic stainless steel sheet. *Materials Science and Engineering A*, v. 423, p. 300–305, 2006.
- 9 SHU, J. et al. Effect of Ti addition on forming limit diagrams of Nb-bearing ferritic stainless steel. *Journal of Materials Processing Technology*, v. 212, p. 59–65, 2012.
- 10 SHIN, H.-J. et al. The effect of texture on ridging of ferritic stainless steel. *Acta Materialia*, v. 51, p. 4693–4706, 2003.
- 11 INTERNATIONAL STAINLESS STEEL FORUM. *Stainless Steel in Figures 2012*. Brussels, Belgium, 2012.
- 12 KRAUSS, G. *Steels: Processing, Structure and Performance*. 1st. ed. U.S.A.: ASM International, 2005. 602 p.
- 13 YAN, H. et al. Microstructure and texture of Nb+Ti stabilized ferritic stainless steel. *Materials Characterization*, v. 59, p. 1741–1746, 2008.
- 14 LEE, K.-M. et al. Effect of texture components on the Lankford parameters in ferritic stainless steel sheets. *ISIJ International*, v. 52, n. 3, p. 522–529, 2012.
- 15 SIQUEIRA, R. P. et al. Composition and orientation effects on the final recrystallization texture of coarse-grained Nb-containing AISI 430 ferritic stainless steels. *Materials Science and Engineering A*, v. 528, p. 3513–3519, 2011.

- 16 HOSFORD, W. F.; CADDELL, R. M. *Metal Forming: Mechanics and Metallurgy*. 3rd. ed. New York, USA: Cambridge University Press, 2007. 328 p.
- 17 PARK, S.-H. et al. Evolution of microstructure and texture associated with ridging in ferritic stainless steels. *ISIJ International*, v. 42, n. 1, p. 100–105, 2002.
- 18 HUMPHREYS, F. J.; HATHERLY, M. *Recrystallization and Related Annealing Phenomena*. 2nd. ed. Oxford, UK: Elsevier Ltd., 2004. 605 p.
- 19 SANDIM, H. R. Z. *Textura e Relações de Orientação. Deformação Plástica, Recristalização, Crescimento de Grão*. 1st. ed. São Paulo: EPUSP-IPEN-IPT, 2003. 19-34 p.
- 20 ABBASCHIAN, R.; ABBASCHIAN, L.; REED-HILL, R. E. *Physical Metallurgy Principles*. 4th. ed. Stamford, USA: Cengage Learning, 2009. 769 p.
- 21 DIETER, G. E. *Mechanical Metallurgy*. 3rd. ed. UK: McGraw Hill Education, 1986. 766 p.
- 22 MEYERS, M. A.; CHAWLA, K. K. *Mechanical Behaviour of Materials*. 2nd. ed. USA: Cambridge University Press, 2009. 882 p.
- 23 COELHO, E. N. *Avaliação da anisotropia em chapas de aço ABNT 430 e ABNT 430 estabilizado ao nióbio e nióbio-titânio*. 82 p. Mestrado em Engenharia Metalúrgica e de Minas — Escola de Engenharia, Universidade Federal de Minas Gerais, 2000.
- 24 MURARI, F. D. *Influência do processamento na laminação a frio no coeficiente de anisotropia normal de aços inoxidáveis ferríticos AISI 430*. 113 p. Mestrado em Engenharia Metalúrgica e de Minas — Escola de Engenharia, Universidade Federal de Minas Gerais, 2000.
- 25 HOSFORD, W. F. *Mechanical Behaviour of Materials*. 1st. ed. New York, USA: Cambridge University Press, 2005. 447 p.
- 26 LEE, K.-M. et al. Quantification of Ridging in ferritic stainless steel sheets by Electron Backscattered Diffraction R-value maps. *Microscopy and Microanalysis*, v. 19, n. S5, p. 17–20, 2013.
- 27 HAN, J. et al. Effects of processing optimisation on microstructure, texture, grain boundary and mechanical properties of Fe-17Cr ferritic stainless steel thick plates. *Materials Science & Engineering A*, v. 616, p. 20–28, 2014.
- 28 GAO, F.; LIU, Z.-Y.; WANG, G.-D. Effect of the size and dispersion of precipitates formed in hot rolling on recrystallization texture in ferritic stainless steels. *Journal of Materials Science*, v. 48, p. 2404–2415, 2013.
- 29 ASTM INTERNATIONAL - ASTM E517. *Standard Test Methods for Plastic Strain Ratio r for Sheet Metal*. West Conshohocken, PA, 2010.

- 30 ASTM INTERNATIONAL - ASTM A370. *Standard Test Methods and Definitions for Mechanical Testing of Steel Products*. West Conshohocken, PA, 2000.
- 31 ASTM INTERNATIONAL - ASTM E112. *Standard Test Methods for Determining Average Grain Size*. West Conshohocken, PA, 2013.
- 32 BALLIGER, N. K.; HONEYCOMBE, R. W. K. The effect of nitrogen on precipitation and transformation kinetics in vanadium steels. *Metallurgical Transactions A*, v. 11A, p. 421–429, 1980.
- 33 NAJAFI, H.; RASSIZADEHGHANI, J.; HALVAAEE, A. Mechanical properties of as cast microalloyed steels containing V, Nb and Ti. *Materials Science and Technology*, v. 23, p. 699–705, 2007.
- 34 OLIVEIRA, T. R. de. *Effet du niobium et du titane sur la déformation à chaud d'aciers inoxydables ferritiques stabilisés*. 221 p. Doutorado em Ciência e Engenharia de Materiais — l'École Nationale Supérieure des Mines de Saint-Etienne, l'Université Jean Monnet de Saint-Etienne, 2003.
- 35 MALFLIET, A. et al. Precipitation in Nb-stabilized ferritic stainless steel investigated with in-situ and ex-situ Transmission Electron Microscopy. *Metallurgical and Materials Transactions A*, v. 42A, p. 3333–3343, 2011.
- 36 MONTGOMERY, D. C.; RUNGER, G. C. *Estatística Aplicada e Probabilidade para Engenheiros*. 4th. ed. Rio de Janeiro: LTC, 2009. 493 p.
- 37 MONTGOMERY, D. C. *Design and Analysis of Experiments*. 8th. ed. Singapore: John Wiley & Sons, 2013. 725 p.

Apêndice

Análise Estatística dos Dados de Microdureza Vickers

Os dados de microdureza Vickers são apresentados de melhor maneira no *boxplot* da Figura A.1.

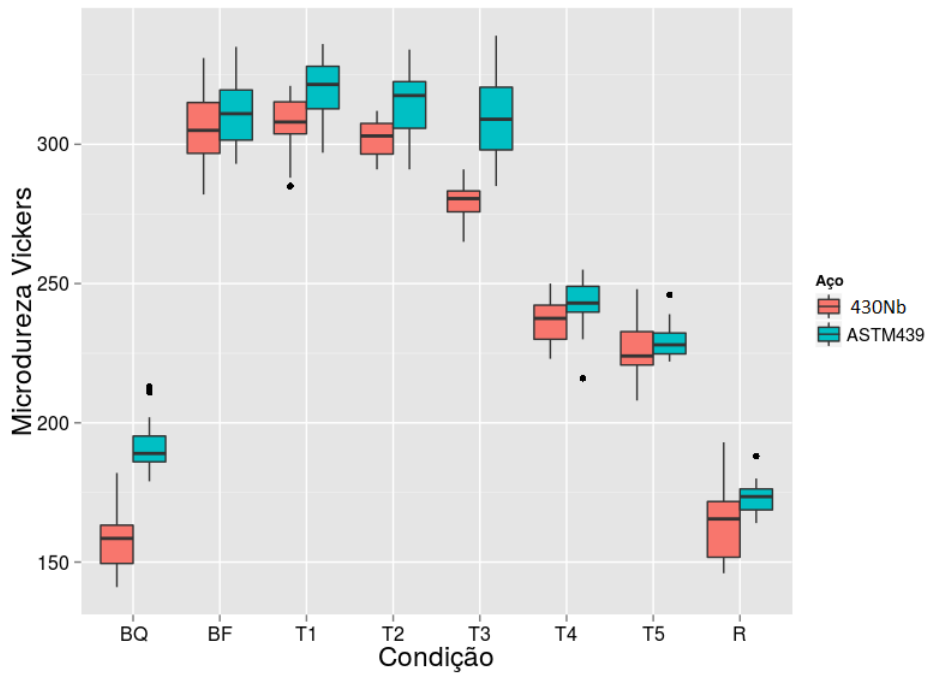


Figura A.1: *Boxplot* para os dados de microdureza Vickers dos aços 430Nb e ASTM 439 em diferentes condições.

Os *boxplots* mostram que o aço ASTM 439 apresentou maiores valores de microdureza para as condições BQ, T1, T2 e T3 e que para ambos os aços a dispersão das medidas realizadas pode ser considerada homogênea.

O experimento realizado apresenta dois fatores de interesse: o tipo de aço e a "condição". O primeiro deles apresenta dois níveis de fator (430Nb e ASTM 439) enquanto o segundo apresenta oito níveis de fator (BQ, BF, T1, T2, T3, T4, T5 e R). Como todas as combinações possíveis dos níveis de fatores foram investigadas, trata-se de um experimento fatorial cujo variáveis resposta, Y_{ijk} , podem ser descritas pelo modelo estatístico linear³⁶.

$$Y_{ijk} = \mu + \tau_i + \beta_j + (\tau\beta)_{ij} + \epsilon_{ijk} \begin{cases} i = 1, 2 \\ j = 1, 2, \dots, 8 \\ k = 1, 2, \dots, 20 \end{cases}$$

onde μ é o efeito médio global, τ_i o efeito do i -ésimo nível do fator "aço", β_j o efeito do j -ésimo nível do fator "condição", $(\tau\beta)_{ij}$ o efeito de interação entre os fatores, "aço" e "condição", e ϵ_{ijk} um componente de erro aleatório com distribuição normal e média zero. Serão testadas as hipóteses de nenhum efeito principal dos fatores "aço" e "condição" assim como do efeito de interação "aço \times condição" através da Análise de Variância. Todas as análises estatísticas foram realizadas com auxílio do software *R* (disponível em <http://www.r-project.org/>).

A Análise de Variância para os dados de microdureza pode ser observada na Figura A.2, que representa os resultados do programa *R* para a Análise de Variância. Considerando-se um nível de significância de 5%, é possível concluir que não se pode rejeitar as hipóteses de que todos os fatores são importantes para explicar os valores da variável resposta, pois os p-valores mostrados na coluna Pr(>F) da Figura A.2 são menores do que o nível de significância (0,05), ou seja, tanto o tipo de aço quanto a condição afetam os valores de microdureza. É importante notar também que não se pode rejeitar a hipótese de que os fatores interagem entre si, o que significa que os aços 430Nb e ASTM 439 respondem de maneira diferente ao mesmo tratamento em que foram submetidos.

	Df	Sum Sq	Mean Sq	F value	Pr(>F)
Condição	7	1021178	145883	1277.34	< 2e-16 ***
Aço	1	15764	15764	138.03	< 2e-16 ***
Condição:Aço	7	9652	1379	12.07	1.32e-13 ***
Residuals	304	34719	114		

 Signif. codes: 0 '***' 0.001 '**' 0.01 '*' 0.05 '.' 0.1 ' ' 1

Figura A.2: Análise de Variância para os dados de microdureza Vickers.

Quando a Análise de Variância indica que os fatores são importantes para explicar o modelo, é aconselhável avaliar se a diferença entre os níveis de um mesmo fator é significativa. Deve-se também realizar comparações individuais entre todas as amostras avaliadas através de métodos de comparação múltipla³⁷.

A Tabela A, mostrada ao final desta sessão, apresenta os resultados do teste de

comparação múltipla de Tukey com 95% de confiança. O teste de Tukey mostra que há diferença estatística entre os dois níveis de fator aço 430Nb e aço ASTM 439, o que significa que em análise geral de todas as condições, o aço ASTM 439 apresenta maiores valores de microdureza do que o aço 430Nb. Comparando-se os dois materiais em uma mesma condição, houve diferença estatística para as condições BQ, T1, T2 e T3. As demais condições BF, T4, T5 e R se mostraram estatisticamente iguais.

Conforme citado anteriormente, antes de validar as conclusões obtidas na Análise de Variância, a suposição de normalidade dos resíduos deve ser averiguada. A Figura A.3 mostra gráficos dos resíduos *versus* condição, resíduos *versus* aço e resíduos *versus* observação, assim como um gráfico de probabilidade normal dos resíduos. É possível concluir que não se pode rejeitar a hipótese de que os resíduos provenientes da Análise de Variância tenham uma distribuição normal com média zero, pois os mesmos se ajustaram bem à reta do gráfico de probabilidade normal e apresentaram uma dispersão homogênea seja em função dos fatores seja em função da ordem de coleta dos dados.

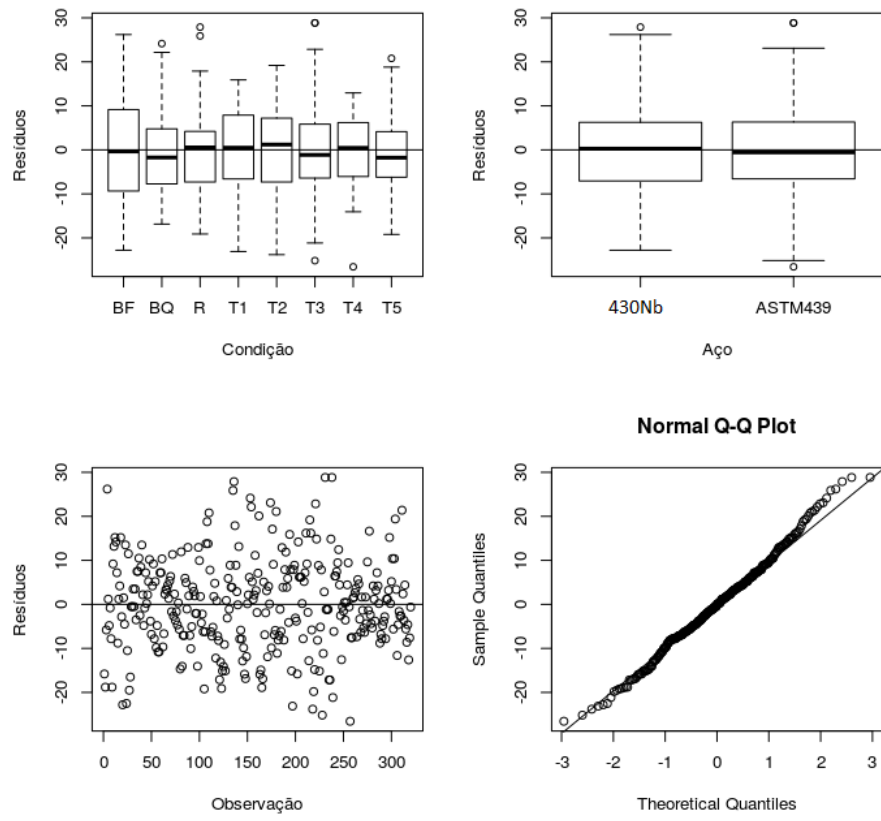


Figura A.3: Análise dos resíduos para os dados de microdureza Vickers.

Tabela A: Teste de Tukey para os dados de microdureza Vickers.

Tukey multiple comparisons of means
95% family-wise confidence level

Fit: aov(formula = Microdureza Condição + Aço + Condição:Aço)

\$Condição

	diff	lwr	upr	p adj
BQ-BF	-133.625	-140.918618	-126.331382	0.0000000
R-BF	-139.400	-146.693618	-132.106382	0.0000000
T1-BF	5.450	-1.843618	12.743618	0.3077056
T2-BF	-0.050	-7.343618	7.243618	1.0000000
T3-BF	-13.450	-20.743618	-6.156382	0.0000011
T4-BF	-68.550	-75.843618	-61.256382	0.0000000
T5-BF	-80.075	-87.368618	-72.781382	0.0000000
R-BQ	-5.775	-13.068618	1.518618	0.2370263
T1-BQ	139.075	131.781382	146.368618	0.0000000
T2-BQ	133.575	126.281382	140.868618	0.0000000
T3-BQ	120.175	112.881382	127.468618	0.0000000
T4-BQ	65.075	57.781382	72.368618	0.0000000
T5-BQ	53.550	46.256382	60.843618	0.0000000
T1-R	144.850	137.556382	152.143618	0.0000000
T2-R	139.350	132.056382	146.643618	0.0000000
T3-R	125.950	118.656382	133.243618	0.0000000
T4-R	70.850	63.556382	78.143618	0.0000000
T5-R	59.325	52.031382	66.618618	0.0000000
T2-T1	-5.500	-12.793618	1.793618	0.2961143
T3-T1	-18.900	-26.193618	-11.606382	0.0000000
T4-T1	-74.000	-81.293618	-66.706382	0.0000000
T5-T1	-85.525	-92.818618	-78.231382	0.0000000
T3-T2	-13.400	-20.693618	-6.106382	0.0000013
T4-T2	-68.500	-75.793618	-61.206382	0.0000000
T5-T2	-80.025	-87.318618	-72.731382	0.0000000
T4-T3	-55.100	-62.393618	-47.806382	0.0000000
T5-T3	-66.625	-73.918618	-59.331382	0.0000000
T5-T4	-11.525	-18.818618	-4.231382	0.0000608

\$Aço

	diff	lwr	upr	p adj
--	------	-----	-----	-------

ASTM439-430Nb	14.0375	11.68633	16.38867	0
\$ 'Condição:Aço'				
	diff	lwr	upr	p adj
BQ:430Nb-BF:430Nb	-146.95	-158.6266115	-135.273388	0.0000000
R:430Nb-BF:430Nb	-139.70	-151.3766115	-128.023388	0.0000000
T1:430Nb-BF:430Nb	2.70	-8.9766115	14.376612	0.9999880
T2:430Nb-BF:430Nb	-3.00	-14.6766115	8.676612	0.9999526
T3:430Nb-BF:430Nb	-25.15	-36.8266115	-13.473388	0.0000000
T4:430Nb-BF:430Nb	-67.75	-79.4266115	-56.073388	0.0000000
T5:430Nb-BF:430Nb	-77.60	-89.2766115	-65.923388	0.0000000
BF:ASTM439-BF:430Nb	7.10	-4.5766115	18.776612	0.7632125
BQ:ASTM439-BF:430Nb	-113.20	-124.8766115	-101.523388	0.0000000
R:ASTM439-BF:430Nb	-132.00	-143.6766115	-120.323388	0.0000000
T1:ASTM439-BF:430Nb	15.30	3.6233885	26.976612	0.0009280
T2:ASTM439-BF:430Nb	10.00	-1.6766115	21.676612	0.1931866
T3:ASTM439-BF:430Nb	5.35	-6.3266115	17.026612	0.9703330
T4:ASTM439-BF:430Nb	-62.25	-73.9266115	-50.573388	0.0000000
T5:ASTM439-BF:430Nb	-75.45	-87.1266115	-63.773388	0.0000000
R:430Nb-BQ:430Nb	7.25	-4.4266115	18.926612	0.7341204
T1:430Nb-BQ:430Nb	149.65	137.9733885	161.326612	0.0000000
T2:430Nb-BQ:430Nb	143.95	132.2733885	155.626612	0.0000000
T3:430Nb-BQ:430Nb	121.80	110.1233885	133.476612	0.0000000
T4:430Nb-BQ:430Nb	79.20	67.5233885	90.876612	0.0000000
T5:430Nb-BQ:430Nb	69.35	57.6733885	81.026612	0.0000000
BF:ASTM439-BQ:430Nb	154.05	142.3733885	165.726612	0.0000000
BQ:ASTM439-BQ:430Nb	33.75	22.0733885	45.426612	0.0000000
R:ASTM439-BQ:430Nb	14.95	3.2733885	26.626612	0.0014394
T1:ASTM439-BQ:430Nb	162.25	150.5733885	173.926612	0.0000000
T2:ASTM439-BQ:430Nb	156.95	145.2733885	168.626612	0.0000000
T3:ASTM439-BQ:430Nb	152.30	140.6233885	163.976612	0.0000000
T4:ASTM439-BQ:430Nb	84.70	73.0233885	96.376612	0.0000000
T5:ASTM439-BQ:430Nb	71.50	59.8233885	83.176612	0.0000000
T1:430Nb-R:430Nb	142.40	130.7233885	154.076612	0.0000000
T2:430Nb-R:430Nb	136.70	125.0233885	148.376612	0.0000000
T3:430Nb-R:430Nb	114.55	102.8733885	126.226612	0.0000000
T4:430Nb-R:430Nb	71.95	60.2733885	83.626612	0.0000000
T5:430Nb-R:430Nb	62.10	50.4233885	73.776612	0.0000000

BF:ASTM439-R:430Nb	146.80	135.1233885	158.476612	0.0000000
BQ:ASTM439-R:430Nb	26.50	14.8233885	38.176612	0.0000000
R:ASTM439-R:430Nb	7.70	-3.9766115	19.376612	0.6399660
T1:ASTM439-R:430Nb	155.00	143.3233885	166.676612	0.0000000
T2:ASTM439-R:430Nb	149.70	138.0233885	161.376612	0.0000000
T3:ASTM439-R:430Nb	145.05	133.3733885	156.726612	0.0000000
T4:ASTM439-R:430Nb	77.45	65.7733885	89.126612	0.0000000
T5:ASTM439-R:430Nb	64.25	52.5733885	75.926612	0.0000000
T2:430Nb-T1:430Nb	-5.70	-17.3766115	5.976612	0.9489582
T3:430Nb-T1:430Nb	-27.85	-39.5266115	-16.173388	0.0000000
T4:430Nb-T1:430Nb	-70.45	-82.1266115	-58.773388	0.0000000
T5:430Nb-T1:430Nb	-80.30	-91.9766115	-68.623388	0.0000000
BF:ASTM439-T1:430Nb	4.40	-7.2766115	16.076612	0.9956153
BQ:ASTM439-T1:430Nb	-115.90	-127.5766115	-104.223388	0.0000000
R:ASTM439-T1:430Nb	-134.70	-146.3766115	-123.023388	0.0000000
T1:ASTM439-T1:430Nb	12.60	0.9233885	24.276612	0.0205322
T2:ASTM439-T1:430Nb	7.30	-4.3766115	18.976612	0.7241257
T3:ASTM439-T1:430Nb	2.65	-9.0266115	14.326612	0.9999906
T4:ASTM439-T1:430Nb	-64.95	-76.6266115	-53.273388	0.0000000
T5:ASTM439-T1:430Nb	-78.15	-89.8266115	-66.473388	0.0000000
T3:430Nb-T2:430Nb	-22.15	-33.8266115	-10.473388	0.0000000
T4:430Nb-T2:430Nb	-64.75	-76.4266115	-53.073388	0.0000000
T5:430Nb-T2:430Nb	-74.60	-86.2766115	-62.923388	0.0000000
BF:ASTM439-T2:430Nb	10.10	-1.5766115	21.776612	0.1801006
BQ:ASTM439-T2:430Nb	-110.20	-121.8766115	-98.523388	0.0000000
R:ASTM439-T2:430Nb	-129.00	-140.6766115	-117.323388	0.0000000
T1:ASTM439-T2:430Nb	18.30	6.6233885	29.976612	0.0000145
T2:ASTM439-T2:430Nb	13.00	1.3233885	24.676612	0.0135676
T3:ASTM439-T2:430Nb	8.35	-3.3266115	20.026612	0.4960707
T4:ASTM439-T2:430Nb	-59.25	-70.9266115	-47.573388	0.0000000
T5:ASTM439-T2:430Nb	-72.45	-84.1266115	-60.773388	0.0000000
T4:430Nb-T3:430Nb	-42.60	-54.2766115	-30.923388	0.0000000
T5:430Nb-T3:430Nb	-52.45	-64.1266115	-40.773388	0.0000000
BF:ASTM439-T3:430Nb	32.25	20.5733885	43.926612	0.0000000
BQ:ASTM439-T3:430Nb	-88.05	-99.7266115	-76.373388	0.0000000
R:ASTM439-T3:430Nb	-106.85	-118.5266115	-95.173388	0.0000000
T1:ASTM439-T3:430Nb	40.45	28.7733885	52.126612	0.0000000
T2:ASTM439-T3:430Nb	35.15	23.4733885	46.826612	0.0000000

T3: ASTM439-T3: 430Nb	30.50	18.8233885	42.176612	0.0000000
T4: ASTM439-T3: 430Nb	-37.10	-48.7766115	-25.423388	0.0000000
T5: ASTM439-T3: 430Nb	-50.30	-61.9766115	-38.623388	0.0000000
T5: 430Nb-T4: 430Nb	-9.85	-21.5266115	1.826612	0.2140501
BF: ASTM439-T4: 430Nb	74.85	63.1733885	86.526612	0.0000000
BQ: ASTM439-T4: 430Nb	-45.45	-57.1266115	-33.773388	0.0000000
R: ASTM439-T4: 430Nb	-64.25	-75.9266115	-52.573388	0.0000000
T1: ASTM439-T4: 430Nb	83.05	71.3733885	94.726612	0.0000000
T2: ASTM439-T4: 430Nb	77.75	66.0733885	89.426612	0.0000000
T3: ASTM439-T4: 430Nb	73.10	61.4233885	84.776612	0.0000000
T4: ASTM439-T4: 430Nb	5.50	-6.1766115	17.176612	0.9622165
T5: ASTM439-T4: 430Nb	-7.70	-19.3766115	3.976612	0.6399660
BF: ASTM439-T5: 430Nb	84.70	73.0233885	96.376612	0.0000000
BQ: ASTM439-T5: 430Nb	-35.60	-47.2766115	-23.923388	0.0000000
R: ASTM439-T5: 430Nb	-54.40	-66.0766115	-42.723388	0.0000000
T1: ASTM439-T5: 430Nb	92.90	81.2233885	104.576612	0.0000000
T2: ASTM439-T5: 430Nb	87.60	75.9233885	99.276612	0.0000000
T3: ASTM439-T5: 430Nb	82.95	71.2733885	94.626612	0.0000000
T4: ASTM439-T5: 430Nb	15.35	3.6733885	27.026612	0.0008709
T5: ASTM439-T5: 430Nb	2.15	-9.5266115	13.826612	0.9999994
BQ: ASTM439-BF: ASTM439	-120.30	-131.9766115	-108.623388	0.0000000
R: ASTM439-BF: ASTM439	-139.10	-150.7766115	-127.423388	0.0000000
T1: ASTM439-BF: ASTM439	8.20	-3.4766115	19.876612	0.5292582
T2: ASTM439-BF: ASTM439	2.90	-8.7766115	14.576612	0.9999694
T3: ASTM439-BF: ASTM439	-1.75	-13.4266115	9.926612	1.0000000
T4: ASTM439-BF: ASTM439	-69.35	-81.0266115	-57.673388	0.0000000
T5: ASTM439-BF: ASTM439	-82.55	-94.2266115	-70.873388	0.0000000
R: ASTM439-BQ: ASTM439	-18.80	-30.4766115	-7.123388	0.0000068
T1: ASTM439-BQ: ASTM439	128.50	116.8233885	140.176612	0.0000000
T2: ASTM439-BQ: ASTM439	123.20	111.5233885	134.876612	0.0000000
T3: ASTM439-BQ: ASTM439	118.55	106.8733885	130.226612	0.0000000
T4: ASTM439-BQ: ASTM439	50.95	39.2733885	62.626612	0.0000000
T5: ASTM439-BQ: ASTM439	37.75	26.0733885	49.426612	0.0000000
T1: ASTM439-R: ASTM439	147.30	135.6233885	158.976612	0.0000000
T2: ASTM439-R: ASTM439	142.00	130.3233885	153.676612	0.0000000
T3: ASTM439-R: ASTM439	137.35	125.6733885	149.026612	0.0000000
T4: ASTM439-R: ASTM439	69.75	58.0733885	81.426612	0.0000000
T5: ASTM439-R: ASTM439	56.55	44.8733885	68.226612	0.0000000

T2:ASTM439-T1:ASTM439	-5.30	-16.9766115	6.376612	0.9727193
T3:ASTM439-T1:ASTM439	-9.95	-21.6266115	1.726612	0.1999760
T4:ASTM439-T1:ASTM439	-77.55	-89.2266115	-65.873388	0.0000000
T5:ASTM439-T1:ASTM439	-90.75	-102.4266115	-79.073388	0.0000000
T3:ASTM439-T2:ASTM439	-4.65	-16.3266115	7.026612	0.9922166
T4:ASTM439-T2:ASTM439	-72.25	-83.9266115	-60.573388	0.0000000
T5:ASTM439-T2:ASTM439	-85.45	-97.1266115	-73.773388	0.0000000
T4:ASTM439-T3:ASTM439	-67.60	-79.2766115	-55.923388	0.0000000
T5:ASTM439-T3:ASTM439	-80.80	-92.4766115	-69.123388	0.0000000
T5:ASTM439-T4:ASTM439	-13.20	-24.8766115	-1.523388	0.0109610