

UNIVERSIDADE FEDERAL DE MINAS GERAIS
Curso de Pós-Graduação em Engenharia Metalúrgica, Materiais e de
Minas – Mestrado Profissional

Rafael Lopes Fialho Penedo

Microestrutura, textura e propriedades de estampagem de aços inoxidáveis ferríticos estabilizados ao Titânio e ao Nióbio após processos de laminação a quente, a frio e recozimento

Belo Horizonte

2023

Rafael Lopes Fialho Penedo

“Microestrutura, textura e propriedades de estampagem de aços inoxidáveis ferríticos estabilizados ao Titânio e ao Nióbio após processos de laminação a quente, a frio e recozimento”

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

Área de concentração: Metalurgia Física

Orientador: Prof. Dr. Leandro de Arruda
Santos

Co-orientadores: Dra. Daniella Gomes
Rodrigues

Dr. Tarcísio Reis de
Oliveira

Belo Horizonte

2023

P398m

Penedo, Rafael Lopes Fialho.

Microestrutura, textura e propriedades de estampagem de aços inoxidáveis ferríticos estabilizados ao titânio e ao nióbio após processos de laminação a quente, a frio e recozimento [recurso eletrônico] / Rafael Lopes Fialho Penedo. - 2023.

1 recurso online (97 f.: il., color.) : pdf.

Orientador: Leandro de Arruda Santos.

Coorientadores: Daniella Gomes Rodrigues, Tarcísio Reis de Oliveira..

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

Bibliografia: f. 95-97.

Exigências do sistema: Adobe Acrobat Reader.

1. Engenharia metalúrgica - Teses. 2. Metalurgia física - Teses. 3. Aço inoxidável - Teses. 4. Aço - Propriedades mecânicas - Teses. 5. Microestrutura - Teses. 6. Nióbio - Teses. 7. Titânio - Teses. I. Santos, Leandro de Arruda. II. Rodrigues, Daniella Gomes. III. Oliveira, Tarcísio Reis de. IV. Universidade Federal de Minas Gerais. Escola de Engenharia. V. Título.

CDU:

669(043)



UNIVERSIDADE FEDERAL DE MINAS GERAIS
ESCOLA DE ENGENHARIA
Curso de Pós-Graduação em Engenharia Metalúrgica,
Materiais e de Minas da UFMG - Mestrado Profissional

UFMG

**MICROESTRUTURA, TEXTURA E PROPRIEDADES DE
ESTAMPAGEM DE AÇOS INOXIDÁVEIS FERRÍTICOS
ESTABILIZADOS AO TITÂNIO E AO NIÓBIO APÓS
PROCESSOS DE LAMINAÇÃO A QUENTE, A FRIO E
RECOZIMENTO**

RAFAEL LOPES FIALHO PÊNEDO

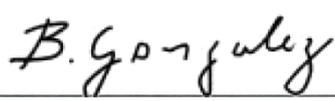
Dissertação de mestrado submetida à Comissão Examinadora designada pelo Colegiado do Curso de Pós-Graduação em Engenharia Metalúrgica, Materiais e de Minas da UFMG – Mestrado Profissional da Universidade Federal de Minas Gerais como requisito parcial para obtenção do grau de Mestre em Engenharia Metalúrgica,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

Aprovada em 05 de abril de 2023.

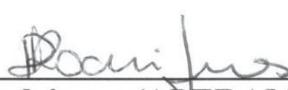
Por:



Prof. Leandro de Arruda Santos (UFMG)
Orientador



Prof.ª Berenice Mendonca Gonzalez (UFMG)



Daniella Gomes Rodrigues (APERAM)



Tarcisio Reis de Oliveira (APERAM)

Agradecimentos

Primeiramente agradeço a Deus pela saúde, energia e a oportunidade concedida.

Ao Dr. Tarcísio Reis de Oliveira, pela oportunidade, pelo incentivo e orientação durante a realização do trabalho.

A Dr. Daniella Gomes Rodrigues pela orientação, motivação e disponibilidade na realização do trabalho.

Ao professor Dr. Leandro Arruda para orientação, confiança e disponibilidade para realização do trabalho.

Aos pesquisadores do Centro de Pesquisas da Aperam South América que contribuíram de forma direta ou indireta durante o trabalho, em especial Wilian Labiapari, Hélio Batista Alves, Ricardo Costa, Reginaldo Barbosa, Geovani Martins, Dirceni Amorim, Claudio Alcântara, Vitor Pagani e Carolina Cesconetto.

A todos os técnicos do Centro de Pesquisa da Aperam South América pelo apoio, colaboração técnica e carinho na elaboração dos ensaios, em especial, Luciana Favarato, Michela Barony, Anderson Jonne, Robridgo Barony, Robson Lopes, Marcos de Oliveira, Kessia Gomes, Beatriz de Sena e João Pedro Duarte.

A minha esposa, Anália Aparecida Vasconcelos, que me apoiou e incentivou em todos os momentos.

A minha família que sempre me apoiou em todos os momentos.

Resumo

A influência da textura e microestrutura da bobina laminada a quente na textura, microestrutura, propriedades mecânicas e de estampagem após laminação a frio e recozimento para um aço inoxidável ferrítico estabilizado ao nióbio e um aço estabilizado ao titânio e nióbio foi avaliada. As amostras foram retiradas após laminação a quente com espessura de 4mm e foram laminadas a frio com 85% de redução e em sequência recozidas industrialmente. Também foi avaliado a evolução microestrutural durante a recristalização após deformação a frio, submetendo os materiais a ciclos de aquecimento e resfriamento rápido nas temperaturas de 600°C, 700°C, 750°C e 800°C. Após a etapa de laminação a quente o aço estabilizado com nióbio apresentou uma microestrutura recristalizada na superfície e apenas recuperada no centro da espessura, sendo que nesta região a textura apresentou-se com elevadas frações de fibra alfa e gama. O aço bi estabilizado após a laminação a quente apresentou uma microestrutura de grãos mais grosseiros, recristalizados e com textura mais aleatória ao longo da espessura. Após a laminação frio o aço com nióbio apresentou texturas mais acentuadas de fibra alfa. Pela análise da fração amaciada durante a avaliação da evolução da recristalização dos dois aços, percebeu-se o efeito do nióbio em retardar este fenômeno, associado a maiores frações com orientações $\{001\} // DN$, que também mostraram influência em retardar a recristalização devido à baixa energia acumulada durante a deformação a frio. Após o recozimento final em área industrial o aço com nióbio apresentou relações mais desfavoráveis entre a fração de fibra γ e a fibra θ quando comparado o aço bi estabilizado, obtendo-se uma relação de 4,62 para o aço com nióbio para e 7,74 para o aço bi estabilizado e conseqüentemente obteve-se valores inferiores de \bar{R} , sendo 1,43 e 1,82 respectivamente. Para os ensaios de estampagem o valor de LDR mostrou-se mais favorável ao aço bi estabilizado devido a relação direta do resultado com \bar{R} .

Palavras – Chave : Aços Inoxidáveis Ferríticos; Estabilização; Titânio; Nióbio; Estampagem; Textura

Abstract

The influence of texture and microstructure of hot rolled coil on the texture, microstructure, mechanical and stamping properties after cold rolling and annealing for a niobium stabilized ferritic stainless steel and a niobium and titanium stabilized one was evaluated. The samples were taken after hot rolling with a thickness of 4mm and were cold rolled with 85% reduction and then industrially annealed. The microstructural evolution was also evaluated during recrystallization after cold deformation, subjecting the materials to rapid heating and cooling cycles at temperatures of 600°C, 700°C, 750°C and 800°C. After the hot rolling step, the steel stabilized with niobium presented a recrystallized microstructure on the surface and only recovered in the center of the thickness, and in this region the texture presented high alpha and gamma fiber fractions. The bi stabilized steel after hot rolling showed a microstructure of coarser grains, recrystallized and with a more random texture along the thickness. After cold rolling, the steel with niobium showed more pronounced alpha fiber textures. By analyzing the softened fraction during the evaluation of the evolution of the recrystallization of the two steels, it was noticed the effect of niobium in delaying this phenomenon, associated with higher fractions with orientations $\{001\} // DN$, which also showed influence in delaying the recrystallization due to the low energy accumulated during cold rolling deformation. After final annealing in an industrial area, steel with niobium showed more unfavorable relationships between the fraction of γ fiber and fiber θ when compared to bi stabilized steel, obtaining a ratio of 4.62 for steel with niobium to and 7, 74 for bi stabilized steel and consequently lower values of \bar{R} were obtained, being 1.43 and 1.82 respectively. For stamping tests, the LDR value was more favorable for bi-stabilized steel due to the direct relationship of the result with \bar{R} .

Keywords: Ferritic Stainless Steels; Stabilization; Titanium; Niobium; Stamping; Texture

Lista de Figuras

Figura 1: Oxidação de ligas Fe-Cr, em atmosfera rural, após 52 meses ⁽²⁾	19
Figura 2: Diagrama de equilíbrio Fe-Cr ⁽⁴⁾⁽⁵⁾	20
Figura 3: Efeito do teor de carbono e nitrogênio na extensão do campo fase γ ⁽⁶⁾	21
Figura 4: Desenho esquemático do fenômeno da sensitização ⁽⁷⁾	21
Figura 5: Temperatura calculada de solubilidade dos elementos estatizantes ⁽⁹⁾	22
Figura 6 : Válvula submersa com destaque para obstrução parcial ⁽¹¹⁾	23
Figura 7: Defeito superficial tipo esfoliação ⁽¹¹⁾	24
Figura 8: Representação esquemática da distribuição de discordâncias no interior de um grão deformado sendo (a) Material de baixa EFE - (b) Material de alta EFE ⁽¹⁴⁾	27
Figura 9 : Bandas de deformação sendo: a) banda de deformação e b) banda de cisalhamento. Adaptado de ⁽¹³⁾	28
Figura 10: Figura 1. Desenho esquemático mostrando a microestrutura do estado deformado após: a) pequenas ou médias deformações ($\epsilon=0,06$ a $0,80$) e b) altas deformações ($\epsilon>1$) ⁽¹³⁾	29
Figura 11: Estágios na recuperação de um material plasticamente deformado onde a) Estado deformado, b) recuperado , c) parcialmente recristalizado e d) totalmente recristalizado ⁽¹³⁾ . ..	30
Figura 12: Textura (ou componente) $\{001\}\langle 110\rangle$ em chapa ⁽¹⁶⁾	31
Figura 13: Fenômeno da difração construtiva, descrito pela Lei de Bragg ⁽¹⁷⁾	32
Figura 14: Representação esquemática do movimento da amostra ao longo dos vários eixos de rotação durante a medição da textura adaptado de ⁽¹⁹⁾	33
Figura 15 : Representação das principais fibras dos aços ferríticos no espaço de Euler ⁽²⁰⁾	34
Figura 16: Algumas texturas de fibras e orientações importantes no espaço de Euler ($\Phi=45^\circ$) ⁽¹⁹⁾	35
Figura 17: Linha de tendência entre o valor R e relação de intensidade de textura $\{111\} / \{100\}$. Adaptado de ⁽²¹⁾ ;	37
Figura 18: Esquema Ensaio de Embutimento Swift adaptado de ⁽²⁴⁾	39

Figura 19: Texturas de Laminação a quente para CRP e WRP sendo: a) e b) Textura de laminação a quente e textura após recozimento final para CRP e c) e d) Textura de laminação a quente e textura após recozimento final para WRP. Adaptado de ⁽²⁵⁾	40
Figura 20: Tamanho de Grão e subgrão após torção a quente com diferentes temperaturas ⁽²⁶⁾	41
Figura 21: Imagem mapa de orientação correspondente a seção ODF $\phi_2=45^\circ$ de uma chapa laminada a quente ⁽²⁷⁾	42
Figura 22: Características cristalográficas de chapas com diferentes temperaturas de recozimento e Texturas $\phi_2 = 45^\circ$ seção dos ODF onde : (a) e (b) recozimento a 950° e (c) (d); recozimento a 1050°C ⁽²⁷⁾	43
Figura 23 : a) Variação de R calculado de acordo com a componente de textura (b) Evolução de R e em função do angulo de Euler ⁽²⁸⁾	44
Figura 24: Relação entre a intensidade de textura {111} e {100} para aços A e C e os respectivos corpos de prova do ensaio Swift obtidos para os respectivos aços. Adaptado de ⁽²⁹⁾	44
Figura 25: Fluxograma de Amostragem após as etapas de processamento industrial.....	48
Figura 26: Curvas de tratamento realizadas para os dois materiais.....	50
Figura 27: Posição de retirada das amostras em relação a direção de Laminação	52
Figura 28 : Corpo de prova ensaio de tração	53
Figura 29: Micrografia das bobinas laminadas a quente: A) e B): superfície e centro da espessura do aço P430F e C) e D) Superfície e centro da espessura aço P430H. Seção paralela à direção de laminação. Ataque Vilela.	55
Figura 30: Micrografia das bobinas laminadas a quente evidenciando a formação dos precipitados sendo: a) P430F e b) P430H. Sem ataque.....	56
Figura 31:ODF's das bobinas laminadas a quente dos aços P430F e P430H sendo: a) P430F superfície; b) P430F $\frac{1}{4}$ da espessura; c) P430F $\frac{1}{2}$ da espessura; d) P430H superfície; e) P430H $\frac{1}{4}$ da espessura; c) P430H $\frac{1}{2}$ da espessura;	57
Figura 32: Intensidade das componentes fibra α no centro da espessura para os aços P430F e P430H.	57

Figura 33: Intensidade das componentes fibra γ no centro da espessura para os aços P430F e P430H.....	58
Figura 34: Intensidade das componentes fibra θ no centro da espessura para os aços P430F e P430H.....	58
Figura 35: Mapa de Orientação das bobinas laminadas a quente sendo A) P430F e B) P430H	59
Figura 36 : Mapa de KAM da bobina laminada a quente calculado com base no 1° vizinho onde A) P430F e B) P430H.....	60
Figura 37: Microtextura por EBSD da espessura completa das bobinas laminadas a quente onde: A) P430F e B) P430H.....	60
Figura 38: Micrografias das bobinas laminadas a frio espessura completa; A) P430F e B) P430H. Ataque Vilela.....	63
Figura 39: ODF's das bobinas laminadas a frio dos aços P430F e P430H na região de superfície e centro da espessura onde: a) e b) Superfície e centro aço P430F e c) e d) superfície e centro do P430H	64
Figura 40: Distribuição das intensidades da fibra α ao longo de φ , sendo: A) Superfície e B) Centro da espessura	65
Figura 41: Distribuição das intensidades da fibra γ ao longo de φ_1 , sendo: A) Superfície e B) centro da espessura	66
Figura 42: Distribuição das intensidades da fibra θ ao longo de φ_1 , sendo: A) Superfície e B) centro da espessura	67
Figura 43: Mapa de Orientação das bobinas laminadas a frio com 85% de redução sendo: A) P430F e B) P430H.....	68
Figura 44: Mapa de KAM da bobina laminada a frio, calculado com base no 1° vizinho onde A) P430F e B) P430H.....	69
Figura 45: Avaliação da fração das fibras $\{111\} // N.D$ e $\{100\} // D.N$ do aço P430F com seus respectivos mapas de KAM onde: a) mapa de orientação, b) e c) Mapa de fibras $\{111\} // N.D$ e mapa de KAM e d) e e) Mapa de fibras $\{100\} // N.D$ e mapa de KAM. Mapa KAM considerando o 1° Vizinho	70

Figura 46: Avaliação da fração das fibras $\{111\} // N.D$ e $\{100\} // N.D$ do aço P430H com seus respectivos mapas de KAM onde: a) mapa de orientação, b) e c) Mapa de fibras $\{111\} // N.D$ e mapa de KAM e d) e e) Mapa de fibras $\{100\} // N.D$ e mapa de KAM. Mapa KAM considerando o 1° Vizinho.	71
Figura 47: Diferença de orientação da orientação entre pontos das fibras sendo: a) $\{111\} // N.D$ e b) $\{100\} // N.D$	72
Figura 48: Evolução da fração amaciadas para os materiais após tratamento térmico de recozimento.	74
Figura 49: Mapa de orientação para o P430F para diferentes temperaturas sendo: a) 600°C, b) 650°C, c) 700°C e d) 750°C.	75
Figura 50: P430F após tratamento térmico de 700°C com ênfase nas regiões com orientação $\{111\} //DN$ e $\{100\} //DN$	75
Figura 51: P430F após tratamento térmico de 750°C evidenciando o crescimento preferencial nas orientações $\{111\} //DN$ e com ênfase nas regiões com orientação $\{111\} //DN$ e $\{100\} //DN$	76
Figura 52: Mapa de orientação para o P430H para diferentes temperaturas sendo: a) 600°C, b) 650°C, c) 700°C e d) 750°C.	77
Figura 53: P430H após tratamento térmico de 650°C com ênfase nas regiões com orientação $\{111\} //DN$ e $\{100\} //DN$	77
Figura 54: P430H após tratamento térmico de 700°C evidenciando o crescimento preferencial nas orientações $\{111\} //DN$ e com ênfase nas regiões com orientação $\{111\} //DN$ e $\{100\} //DN$	78
Figura 55 : ODF's com seção $\Phi 2 = 45^\circ$ para os primeiros grãos recristalizados onde: a)P430F e b)P430H.....	78
Figura 56: Mapa IPF na temperatura de 800° sendo a) P430F e b) P430H	79
Figura 57: Microestrutura após recozimento final para os aços sendo: a) P430F e b) P430H. Ataque Vilela.....	80

Figura 58: ODF's das bobinas após recozimento final na região de superfície e centro da espessura onde: a) e b) Superfície e centro aço P430F e c) e d) superfície e centro do P430H	81
Figura 59: Distribuição das intensidades da fibra γ ao longo de ϕ_1 , sendo: A) Superfície e B) centro da espessura	82
Figura 60 : Distribuição das intensidades da fibra θ ao longo de ϕ_1 , sendo: A) Superfície e B) centro da espessura	83
Figura 61: Mapa de orientação após recozimento final sendo: a) P430F e b) P430H	84
Figura 62: Mapa de orientação com as orientações $\{111\} //DN$ e $\{100\} //DN$ após recozimento final onde: a) P430F e b) P430H	84
Figura 63: Limite de Escoamento a 0,2% para as três direções os aços P430F e P430H	86
Figura 64: Limite de Resistência nas 3 direções para os aços P430F e P430H	86
Figura 65: Resultado de alongamento nas 3 direções para os aços P430F e P430H.....	86
Figura 66: Coeficiente de Anisotropia para as três direções	87
Figura 67: Coeficiente de Anisotropia normal médio	87
Figura 68: Coeficiente de Anisotropia Planar	88
Figura 69: Resultados Ensaio Swift	88

Lista de Tabelas

Tabela 1: Fibras e componentes de metais CCC , adaptado de Raabe, D ⁽²⁰⁾	35
Tabela 2 - Composições Químicas dos aços (% em Massa)	47
Tabela 3: Etapas de Processo e a Quantidade de Amostras	48
Tabela 4 : Relação entre as amostras e as técnicas utilizadas.	49
Tabela 5: Características do Corpo de Prova Padrão	53
Tabela 6: Resultados dos cálculos de Ti e Nb em solução sólida.	61
Tabela 7: Comparativo entre a fração volumétrica das principais fibras dos aços P430F e P430H nas regiões de superfície e no centro da espessura.	67
Tabela 8:Tamanho de grão após recozimento industrial	81
Tabela 9: Comparativo entre a fração volumétrica das principais fibras dos aços P430F e P430H nas regiões de superfície e no centro da espessura.....	83
Tabela 10:Relação entre a Fração Volumétrica das fibras por EBSD e Raios-x.	85

Lista de Notações

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

α : Fibra alfa

γ : Austenita (uma das formas alotrópicas do ferro) ou fase austenítica

γ : Fibra gama

R: Coeficiente de Lankford

R_0 : Coeficiente de anisotropia a 0° com a direção de laminação

R_{45} : Coeficiente de anisotropia a 45° com a direção de laminação

R_{90} : Coeficiente de anisotropia a 90° com a direção de laminação

\bar{R} : Coeficiente de anisotropia normal médio

Δr : Coeficiente de anisotropia planar

w_0 : Largura inicial

w_f : Largura final

t_0 : Espessura inicial

t_f : Espessura final

$\varphi_1, \Phi, \varphi_2$: Ângulos de Euler

Sumário

1	INTRODUÇÃO	17
2	OBJETIVOS	18
3	REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	19
3.1	AÇOS INOXIDÁVEIS	19
3.2	AÇOS INOXIDÁVEIS FERRÍTICOS	20
3.3	ESTABILIZAÇÃO COM TITÂNIO.....	22
3.4	ESTABILIZAÇÃO COM NIÓBIO	24
3.5	ESTABILIZAÇÃO COM TITÂNIO E NIÓBIO	25
3.6	PRODUÇÃO DE AÇOS INOXIDÁVEIS FERRÍTICOS	25
3.7	EVOLUÇÃO DA MICROESTRUTURA	26
3.7.1	Estado deformado	26
3.7.2	Estado Recozido	29
3.8	TEXTURA CRISTALOGRÁFICA	30
3.8.1	Determinação de Textura Cristalográfica.....	31
3.8.2	Difração de Raios X	32
3.8.3	Difração de Elétrons Retroespalhados (EBSD).....	33
3.9	TEXTURA EM AÇOS INOXIDÁVEIS FERRÍTICOS	34
3.10	INFLUÊNCIA DA TEXTURA NAS PROPRIEDADES DOS AÇOS FERRÍTICOS.....	35
3.11	ENSAIOS PARA DETERMINAÇÃO DAS PROPRIEDADES DE ESTAMPAGEM.	37
3.11.1	Testes Indiretos.....	38
3.11.2	Testes Diretos	38
3.11.2.1	O Ensaio Swift.....	38

3.12	ESTADO DA ARTE	40
3.13	CONCLUSÃO ESTADO DA ARTE	46
4	MATERIAIS E MÉTODOS.....	47
4.1	MATERIAIS	47
4.2	MÉTODO.....	49
4.2.1	Bobina Laminada a Quente (BQB)	49
4.2.2	Bobina Laminada a Frio (BF).....	49
4.2.3	Bobina Laminada a Frio e Recozida (BFR)	50
4.2.4	Estudo da Evolução da Recristalização durante o Recozimento.....	50
4.2.5	Caracterização de Microestrutura, Microtextura, Macrotextura, Propriedades Mecânicas, Propriedades de Estampagem.....	51
5	RESULTADOS E DISCUSSÃO	55
5.1	ANÁLISE BOBINA LAMINADA A QUENTE.....	55
5.1.1	Análise por Microscopia Ótica	55
5.1.2	Macrotextura por Difração de Raios-X	56
5.1.3	Microtextura por EBSD.....	59
5.1.4	Discussão sobre a Bobina Laminada a Quente.....	61
5.2	ANÁLISE DA BOBINA LAMINADA A FRIO	63
5.2.1	Análise por Microscopia Ótica	63
5.2.2	Macrotextura por Difração de Raios-X	63
5.2.3	Microtextura por EBSD.....	67
5.2.4	Discussão sobre a Bobina Laminada a Frio.....	72
5.3	ESTUDO DA EVOLUÇÃO DA RECRISTALIZAÇÃO	73
5.3.1	Discussão sobre a evolução da Recristalização	79
5.4	ANÁLISE DA BOBINA LAMINADA A FRIO E RECOZIDA INDUSTRIALMENTE	80

5.4.1	Análise por microscopia ótica	80
5.4.2	Análise por Difração de Raios X.....	81
5.4.3	Análise por EBSD	84
5.4.4	Análise das propriedades Mecânicas e Anisotropia	85
5.4.5	Análise Ensaio Swift	88
5.4.6	Discussão dos resultados Bobina Laminada a Frio e Recozida.....	88
6	CONCLUSÕES.....	91
7	SUGESTÃO PARA TRABALHOS FUTUROS.....	93
8	REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	94

1 INTRODUÇÃO

É cada vez mais evidente o avanço dos aços inoxidáveis no mercado em função da sua versatilidade, desempenho e resistência à corrosão. A importância dos aços inoxidáveis é inquestionável devido à sinergia entre suas diferentes propriedades. Pode-se citar dentre elas uma elevada resistência à ação de vários meios agressivos e propriedades mecânicas que permitem sua utilização em um grande número de aplicações.

Dentre as famílias de aços inoxidáveis existentes, os aços inoxidáveis ferríticos constituem um grupo de materiais empregados em aplicações que exigem alta resistência à corrosão e bom acabamento superficial, bem como boa conformabilidade no caso de chapas para estampagem. Devido a esta ampla utilização, e o baixo custo dos aços ferríticos, são necessárias pesquisas que busquem a melhoria de suas propriedades.

A literatura mostra que com a adição de diferentes elementos químicos e de alterações no processamento dos aços inoxidáveis ferríticos do tipo 430 é possível melhorar a conformabilidade desses materiais. Estas alterações implicam o aparecimento de componentes de texturas mais favoráveis, que por sua vez determinam um coeficiente de anisotropia normal médio, \bar{R} , mais elevado. Um valor de \bar{R} mais elevado também é mostrado na literatura como benéfico durante a fabricação de peças por estampagem.

Neste trabalho pretende-se comparar o comportamento de dois aços inoxidáveis ferríticos, sendo um estabilizado ao nióbio e outro estabilizado ao titânio e nióbio, em resposta a operações de laminação a quente, laminação a frio e tratamentos térmicos. Foram avaliadas as influências destes processamentos sobre a microestrutura, textura, propriedades mecânicas e de estampagem. A microestrutura foi avaliada via difração de elétrons retroespalhados (EBSD) e a macroestrutura por difração de raios X (DRX). As propriedades mecânicas e de anisotropia foram determinadas por meio de ensaios de tração convencionais, e as propriedades de estampagem através dos ensaios Swift.

2 OBJETIVOS

O objetivo deste estudo é avaliar a microestrutura, textura e propriedades de estampagem de aços inoxidáveis ferríticos estabilizados ao nióbio e aços bi estabilizados ao titânio e nióbio após as operações de laminação a quente, laminação a frio e tratamento térmico de recozimento.

São objetivos específicos do trabalho:

- Determinar a microestrutura e textura dos aços após o processo de laminação a quente;
- Avaliar a evolução da textura após a laminação a frio;
- Avaliar a influência da microestrutura e textura após laminação a quente e a frio na microestrutura, textura e propriedades de estampagem após o recozimento;
- Investigar a influência dos elementos Ti e Nb nas etapas de laminação a quente, a frio e recozimento final;

3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

3.1 Aços Inoxidáveis

Atualmente os aços inoxidáveis são amplamente utilizados devido à combinação de boas propriedades mecânicas e resistência a corrosão. Sua importância é manifestada na variedade de aplicações que dependem de seu uso, sendo desde os mais simples, como utensílios de cozinha e móveis, até os mais sofisticados, como veículos espaciais⁽¹⁾.

Para serem considerados inoxidáveis, os aços devem possuir um mínimo de 11% de Cr em peso, sendo que neste nível ocorre a formação de uma camada fina, aderente e auto regenerativa de óxido de cromo na superfície, promovendo aumento da resistência à corrosão⁽¹⁾. A figura 1 demonstra o efeito do percentual de cromo sobre a perda de massa por corrosão dos materiais após exposição a uma atmosfera rural.

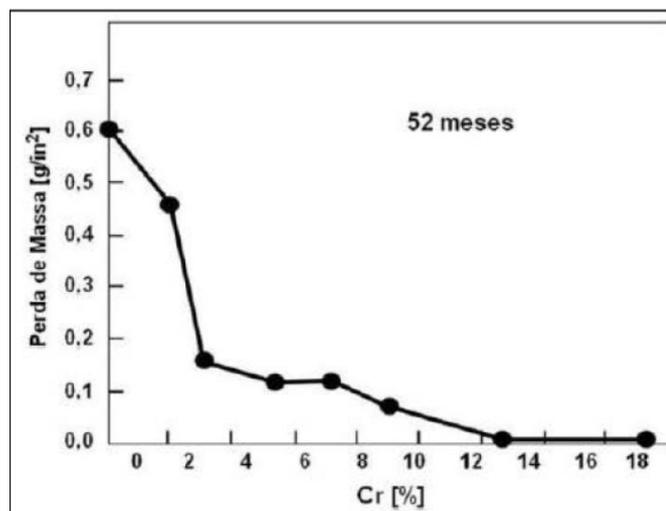


Figura 1: Oxidação de ligas Fe-Cr, em atmosfera rural, após 52 meses⁽²⁾

Os aços inoxidáveis são classificados de acordo com a sua microestrutura, sendo as quatro principais classificados em: austeníticos, ferríticos, martensíticos e aços duplex (ferríticos e austeníticos).

3.2 Aços Inoxidáveis Ferríticos

Os aços inoxidáveis ferríticos, devido ao seu baixo coeficiente de expansão térmica, boa resistência a oxidação em altas temperaturas, boa resistência a corrosão sob tensão e baixo custo, tem sido amplamente utilizados nos sistemas de exaustão de veículos, utensílios domésticos e na construção civil⁽³⁾. Além disso, a adição de elementos estabilizantes tem feito os aços inoxidáveis ferríticos aplicáveis em diversos outros campos.

A composição química dos aços inoxidáveis ferríticos é constituída principalmente por ferro e cromo, com cromo entre 11 e 30% em peso, possuindo uma estrutura CCC a temperatura ambiente. A figura 2 apresenta o diagrama de fases Fe – Cr com ênfase na região de composição química típica dos aços ferríticos.

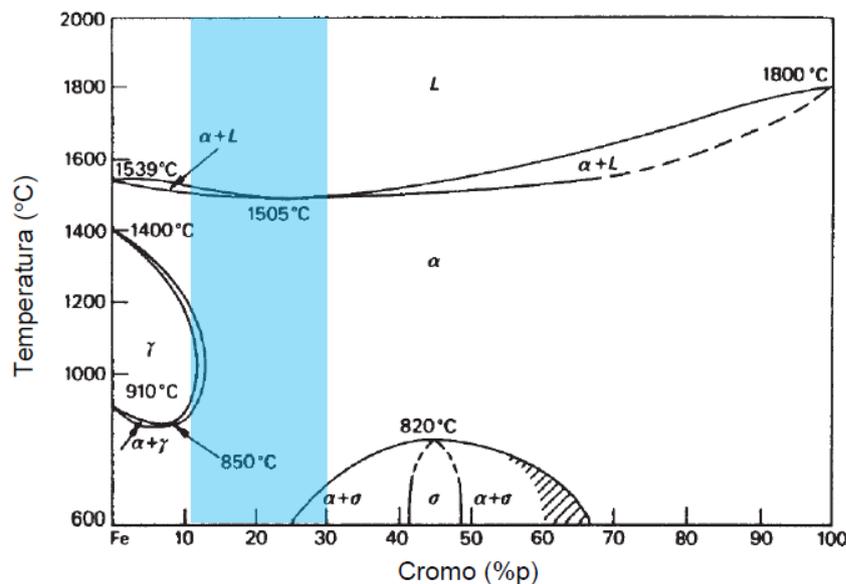


Figura 2: Diagrama de equilíbrio Fe-Cr⁽⁴⁾⁽⁵⁾.

A presença de elementos gamagêneos na composição química dos aços ferríticos, particularmente carbono e nitrogênio, expande o campo da existência da fase austenítica para teores de cromo até aproximadamente até 30%, conforme mostrado na figura 3. Desta forma, dependendo do balanço entre estes elementos, os aços ferríticos podem ter transformação parcial da ferrita em austenita e, devido à alta temperabilidade da austenita, pode facilmente se transformar em martensita. A diminuição do campo austenítico no diagrama é favorecido pelo menor teor de intersticiais como C e N e também pela adição de elementos como Ti e Nb.

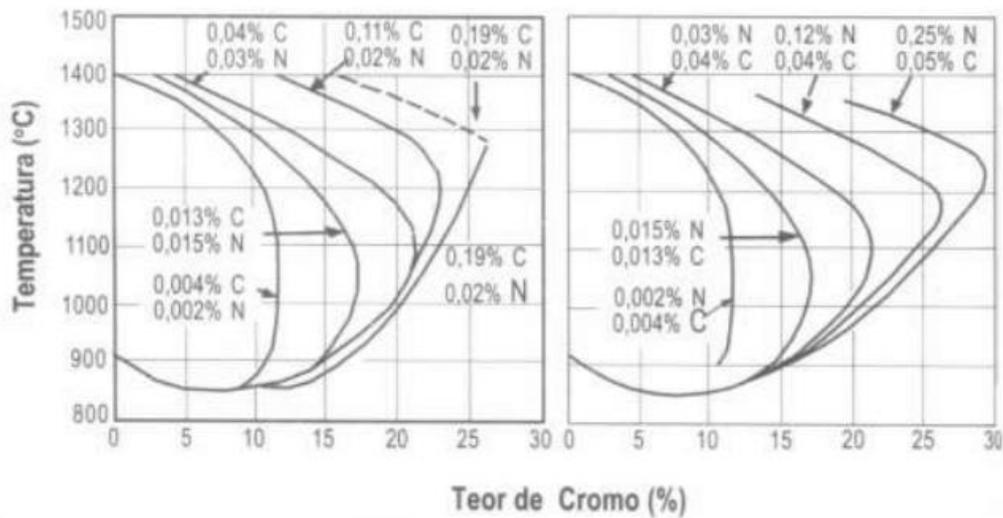


Figura 3: Efeito do teor de carbono e nitrogênio na extensão do campo fase $\gamma^{(6)}$.

Outra condição ligada ao balanço químico de um aço inoxidável ferrítico é a sensitização, que ocorre devido à formação de carbonetos ou nitretos de cromo nos contornos de grão. Sua formação deixa uma zona empobrecida de cromo nas regiões adjacentes a este contorno, tornando o aço susceptível à corrosão. A figura 4 demonstra o desenho esquemático deste mecanismo.

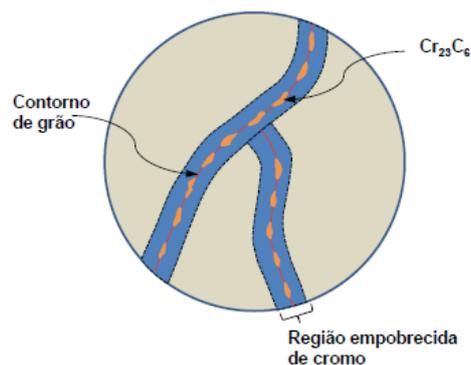


Figura 4: Desenho esquemático do fenômeno da sensitização⁽⁷⁾.

As formas de resolver essas condições são a redução dos teores dos intersticiais C e N para valores menores que 250ppm ou a adição de elementos de liga formadores de carbonetos e nitretos, tais como Ti, Nb, Zr e V, sendo Ti e Nb os mais utilizados⁽⁸⁾. Estes elementos possuem

maior afinidade com C e N, retirando assim estes elementos da solução sólida através da formação de carbonetos, nitretos e carbonitretos estáveis.

A temperatura de solubilização destes precipitados pode ser observada no diagrama de Ellingham mostrado na Figura 5.

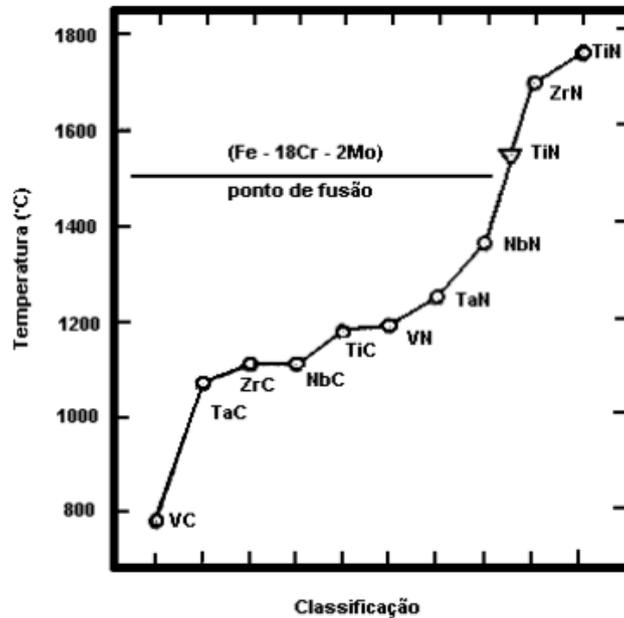


Figura 5: Temperatura calculada de solubilidade dos elementos estabilizantes⁽⁹⁾.

A estabilização melhora a resistência à corrosão, através da redução do carbono livre em solução sólida evitando-se assim a formação de carbonetos de cromo no contorno de grão. Além disso, contribui para a estabilização da ferrita, o que permite haver uma estrutura ferrítica desde a temperatura de fusão até a temperatura ambiente não ocorrendo transformação de fase tanto no aquecimento quanto no resfriamento.

3.3 Estabilização com Titânio

Devido ao seu baixo custo em relação a outros elementos químicos o Ti é o elemento químico mais utilizado na estabilização dos aços ferríticos.

O titânio é altamente reativo e promove a formação de precipitados estáveis como TiN e TiC. A quantidade destes precipitados é dependente da relação de Ti com a quantidade de carbono e nitrogênio disponível. A quantidade de Ti necessária para estabilização completa do aço é descrito conforme a equação estequiométrica 1⁽¹⁰⁾.

$$Ti = 4(C) + 3,4(N) \quad (1)$$

Além de promover a estabilização dos aços ferríticos, a adição de Ti tem outros efeitos como a formação de nitretos do tipo TiN acima da temperatura *liquidus* (conforme figura 5 onde o TiN forma-se acima da linha de fusão) que atua como locais de aumento de nucleação de grãos durante a solidificação do aço reduzindo a formação de estrutura de grãos colunares, resultando em uma estrutura de solidificação mais equiaxial e de granulação fina. Outro efeito ocorre durante a soldagem, onde a existência de carbonitretos de titânio retardam o crescimento de grão na zona afetada pela calor⁽¹⁰⁾. Em contrapartida, algumas desvantagens podem ser atribuídas, tais como a redução da tenacidade e ductilidade devido à presença de grandes precipitados cúbicos que funcionam como pontos de concentração de tensão durante a deformação. Além disso, devido à sua afinidade com enxofre, é possível a formação de precipitados como TiS, Ti₄C₂S e/ou FeTiP⁽¹⁰⁾.

Outro grande desafio na adição de Ti é a possível ocorrência de obstrução durante o processo de lingotamento contínuo, mostrado na figura 6 e a formação de defeitos superficiais do tipo esfoliação conforme figura 7.



Figura 6 : Válvula submersa com destaque para obstrução parcial⁽¹¹⁾

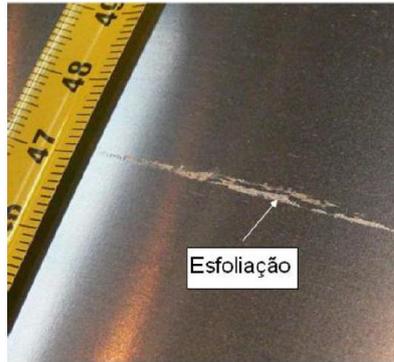


Figura 7: Defeito superficial tipo esfoliação⁽¹¹⁾

3.4 Estabilização com Nióbio

Uma solução para muitas das dificuldades associadas à estabilização de Ti é usar o Nb como um elemento de estabilização. Apesar de ser menos reativo que o Ti, o Nb também forma carbonetos e nitretos estáveis que se formam preferencialmente aos carbonetos de Cromo, resultando também na prevenção dos efeitos da sensitização, estabilizando assim a liga ⁽¹⁰⁾.

Estudos mostraram que a adição de Nb pode trazer benefícios além da simples estabilização, tais como: resistência à fluência, resistência à oxidação e a melhoria da qualidade superficial.

Assim como o Ti, a quantidade teórica de Nb necessária para a completa estabilização é baseada no cálculo estequiométrico descrita pela equação 2 ou 3⁽¹⁰⁾.

$$\text{Nb} = 7,7(\text{C}) + 6,6(\text{N}) \quad (2)$$

Que pode ser aproximada para:

$$\text{Nb} = 7 (\text{C} + \text{N}) \quad (3)$$

Assim como o Ti a estabilização com Nb pode trazer algumas desvantagens. O primeiro ponto é o custo muito elevado do Nb em relação ao Ti. Outra condição está associada a perda de ductilidade na junta soldada que estão associadas a dois fatores principais: As soldas estabilizadas com Nb geralmente apresentam trincas a quente (ou trincas de solidificação), devido à presença de fases de baixa fusão que se formam nos contornos de grão como resultado

da segregação de elementos. Em segundo lugar, os grãos resultantes da solda de aços com Nb são frequentemente relatados como grãos colunares alongados, crescendo epitaxialmente a partir da linha central da solda. Isso é típico da maioria das soldas e cria pontos de concentração de tensão diminuindo a resistência mecânica da solda⁽¹⁰⁾.

3.5 Estabilização com titânio e nióbio

A estabilização com titânio e nióbio pode ser uma alternativa para minimizar os problemas que ocorrem nos aços estabilizados apenas com um ou outro elemento, uma vez que a quantidade de cada elemento é menor, minimizando os possíveis efeitos nocivos de cada um deles. Por exemplo o uso do nióbio é mais efetivo em refinar o grão e reduzir o efeito dos grandes precipitados de titânio na tenacidade⁽¹⁰⁾.

Reduzindo o teor de titânio e adicionando pequenas quantidades de Nb no aço, os problemas de produção e qualidade superficial do material também podem ser reduzidos ou eliminados.

Através das equações 1 e 3 descritas na estabilização com cada elemento pode realizar uma aproximação para dupla estabilização conforme descrito na equação 4⁽¹²⁾.

$$\frac{\text{Ti} + \frac{\text{Nb}}{2}}{\text{C} + \text{N}} \geq 4 \quad (4)$$

3.6 Produção de Aços Inoxidáveis Ferríticos

Os aços inoxidáveis ferríticos são produzidos através do metal líquido (gusa), oriundo de altos fornos. Na Aciaria, este metal, juntamente com a carga de sucata fundida no forno elétrico, sofre acerto de composição química com adições de elementos de liga que irão transformá-lo em aço inoxidável ferrítico. No caso dos aços inoxidáveis 430 estabilizados, o Ti ou Nb são adicionados durante as etapas de elaboração com os processos de AOD (Convertedor), VOD (Desoxidação a vácuo) e FP (ajuste fino de composição química e temperatura), sendo posteriormente lingotado formando placas com espessura de 200 mm.

As placas produzidas são destinadas para laminação a quente. Nesta etapa, a placa é reaquecida a temperaturas próximas a 1200 °C e laminadas. O processo de laminação a quente pode ser dividido em duas etapas: 1) laminação de desbaste: a placa é reduzida para espessuras que

variam entre 24 mm e 28 mm de espessura no laminador tipo Rougher; 2) laminação de acabamento: o aço segue para um laminador tipo Steckel onde laminação é realizada de modo reversível, para espessuras que variam entre 6mm e 3mm. Durante a laminação via Steckel, o controle de temperatura é realizado por fornos localizados na saída e entrada do laminador. Após este processo o material é bobinado recebendo a nomenclatura de BQP (bobina laminada a quente não decapada). A BQP segue fluxo para a laminação a frio. Nesta etapa o material passa por um processo de decapagem para remoção do oxido metálico superficial, e, dependendo das condições microestruturais (estrutura deformada), por um recozimento inicial. Após este processo a nomenclatura é alterada para BQB (bobina a quente decapada, sendo recozida ou não). A laminação a frio é a etapa posterior, onde a bobina é laminada para espessuras que variam de 0,4 mm a 3 mm. Após a laminação, a bobina deformada a frio é enviada para o processo de recozimento final e decapagem.

3.7 Evolução da Microestrutura

3.7.1 Estado deformado

A deformação a frio provoca várias alterações na microestrutura dos metais. Além de modificar a forma dos grãos, promove um aumento substancial da área de contorno de grão através da incorporação e criação de discordâncias durante o processo de deformação. Essa deformação provoca aumento da energia interna do material no qual desempenha um papel fundamental na evolução microestrutural e na formação de textura. No entanto, a maior parte do trabalho realizado sobre o material durante o processo de deformação a frio é dissipado em forma de calor e somente uma pequena quantidade (em torno de 1%) é armazenada no material como energia interna⁽¹³⁾.

Existem dois mecanismos de deformação plástica para metais na temperatura ambiente: deslizamento de planos causado por discordâncias e maclação mecânica. O que determina o modo preferencial é a energia de falha de empilhamento. Em materiais com baixa EFE, como o caso de certos metais de estrutura CFC, as discordâncias dissociadas têm baixa mobilidade por estarem muito afastadas umas das outras. Conseqüentemente isso implica dificuldade para ocorrência de fenômenos de escorregamento de discordâncias. Uma vez com baixa mobilidade, as discordâncias tenderão a ter uma distribuição homogênea na microestrutura. Por outro lado, em materiais de alta EFE, como o caso de metais de estrutura CCC, as discordâncias têm alta

mobilidade por não estarem dissociadas ou muito próximas facilitando o escorregamento. Esta condição desenvolve, durante a deformação plástica, estruturas celulares que são regiões de menor densidade de discordâncias, separadas por arranjos de discordâncias de alta densidade, ou seja, uma distribuição mais heterogênea de discordâncias. A Figura 8 mostra esquematicamente a representação de um grão e da subestrutura de discordâncias para metais com alta e baixa energia de falha de empilhamento⁽¹³⁾⁽⁷⁾⁽¹⁴⁾.

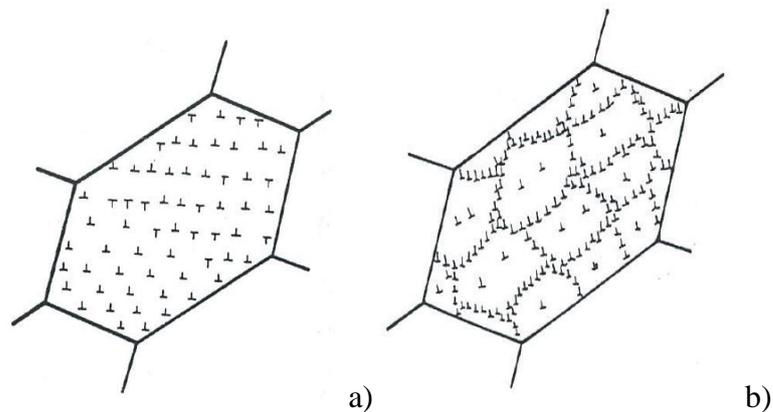


Figura 8: Representação esquemática da distribuição de discordâncias no interior de um grão deformado sendo (a) Material de baixa EFE - (b) Material de alta EFE⁽¹⁴⁾.

Os processos de deformação modificam a microestrutura original através de mudanças na forma dos grãos, aumento total da área dos contornos de grão e a formação de uma subestrutura proveniente do aumento da densidade de discordâncias. Essa energia dos defeitos pontuais gerados na deformação plástica e a energia das novas interfaces representam a energia armazenada durante a deformação. A energia armazenada e a distribuição das regiões de maior ou menor energia são fundamentais para os processos de recuperação e recristalização.

A evolução microestrutural de metais de estrutura cúbica de média e alta energia de falha de empilhamento (EDE) durante a deformação plástica tem sido descrita satisfatoriamente pelo modelo de subdivisão dos grãos ou fragmentação⁽¹³⁾. Os grãos subdividem-se em diferentes componentes cristalográficos, por exemplo, pela rotação do cristal e formação de bandas de deformação e bandas de cisalhamento. As bandas de deformação são formadas devido a heterogeneidade da energia ou pela instabilidade dos grãos durante a deformação. A ocorrência

de bandas de deformação é dependente da orientação do grão, do tamanho de grão inicial e da temperatura⁽¹³⁾⁽¹⁵⁾.

As bandas de cisalhamento são regiões estreitas de intenso cisalhamento que ocorre independente da estrutura dos grãos e de considerações cristalográficas. Para materiais laminados, as bandas de cisalhamento ocorrem na posição de 35° da direção de laminação. A característica principal é que essas bandas não se limitam a um determinado grão, ou seja, atravessam diversos grãos através da estrutura. Ocorrem preferencialmente em metais deformados a frio e com grãos grosseiros⁽¹³⁾⁽¹⁵⁾. A figura 9 demonstra as bandas de deformação e bandas de cisalhamento.

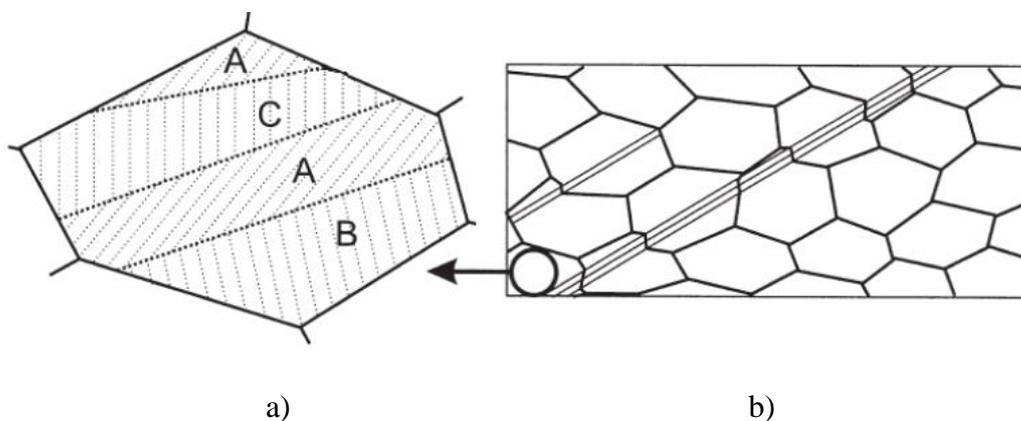


Figura 9 : Bandas de deformação sendo: a) banda de deformação e b) banda de cisalhamento. Adaptado de ⁽¹³⁾.

O cristal continua a subdividir-se com o aumento da densidade de discordâncias. Para valores médios ou altos de EDE, as discordâncias que são geradas formam contornos de células, com diferença de orientação entre as células de aproximadamente 1°. Para pequenas ou médias deformações, blocos de células de discordâncias são divididos por densas paredes de discordâncias (DDW) ou microbandas (MB). Com o aumento na quantidade de deformação, a diferença entre as orientações tende a aumentar. Para altas deformações, as densas paredes de discordâncias e as microbandas são substituídas por contornos de alto ângulo (contornos lamelares) e os grãos mudam de formato, tornando-se mais alongados na direção de deformação⁽¹³⁾⁽¹⁵⁾. A ilustração da estrutura com pequena e altas deformações e mostrado na figura 10.

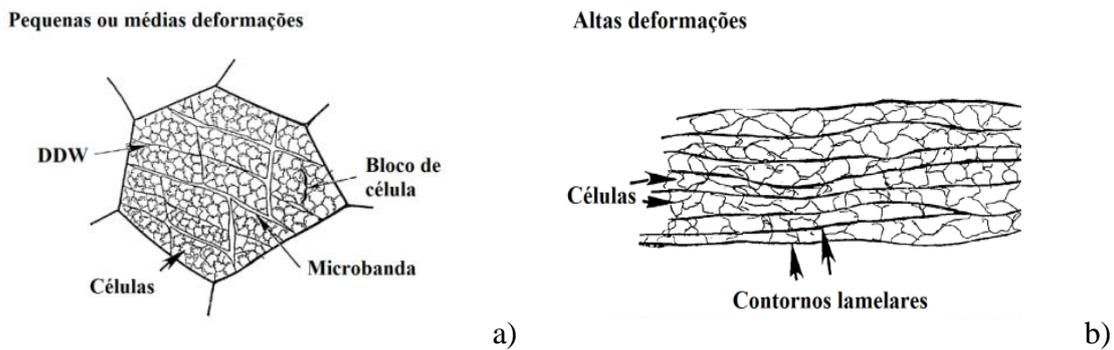


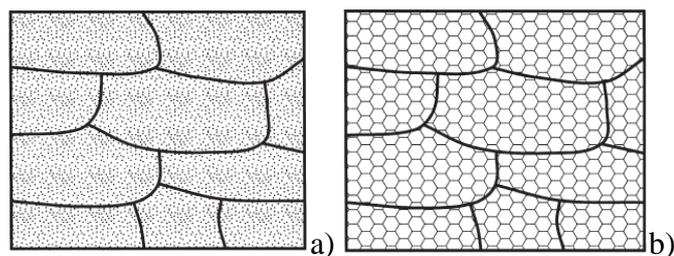
Figura 10: Figura 1. Desenho esquemático mostrando a microestrutura do estado deformado após: a) pequenas ou médias deformações ($\epsilon=0,06$ a $0,80$) e b) altas deformações ($\epsilon>1$)⁽¹³⁾.

3.7.2 Estado Recozido

Embora a termodinâmica determine que os defeitos provenientes da deformação devem desaparecer espontaneamente, nas situações reais os mecanismos necessários são frequentemente muito lentos em temperaturas mais baixas. Se o material é posteriormente aquecido a uma determinada temperatura, processos termicamente ativados, tal como difusão em estado sólido, fornecem mecanismos pelos quais a quantidade de defeitos gerados na deformação plástica diminui e também estes defeitos podem ser arranjados em configurações de menor energia tornando o material recristalizado^(13,14).

A nucleação na recristalização ocorre em sítios preferenciais, regiões de alta energia armazenada e com gradientes de orientação na microestrutura, ocorrendo normalmente em contornos de grão, regiões ao redor de partículas e as heterogeneidades de deformação. Após a recristalização, a microestrutura é composta por novos grãos, com tamanho e forma completamente diferentes do estado deformado⁽¹³⁾.

A Figura 11 mostra um desenho esquemático dos estágios de recristalização de um material plasticamente deformado.



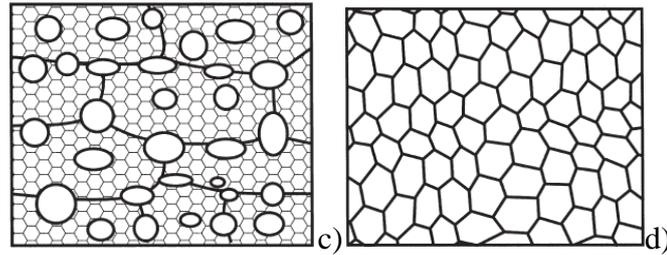


Figura 11: Estágios na recuperação de um material plasticamente deformado onde a) Estado deformado, b) recuperado , c) parcialmente recristalizado e d) totalmente recristalizado⁽¹³⁾.

No recozimento de um metal deformado a frio quando submetido a uma temperatura elevada, a microestrutura e as propriedades podem ser totais ou parcialmente restauradas pelos processos de recuperação e recristalização que envolve aniquilação, rearranjo das discordâncias e nucleação e crescimento de regiões com densidade de discordâncias característica de metais não deformados.

3.8 Textura Cristalográfica

Os materiais metálicos de engenharia são constituídos de vários grãos, sendo estes separados por fronteiras denominadas contornos de grão. Estes grãos por sua vez possuem orientações distintas, ou seja, planos e direções espaciais diferentes. As orientações normalmente são distribuídas de forma aleatória. Nos materiais em geral existe uma tendência a orientações preferenciais, causadas inicialmente durante a cristalização do estado líquido e posteriormente através de processos termomecânicos. Esse tipo de fenômeno é chamado de orientação preferencial ou textura.

Quando se trata de uma chapa laminada, a textura é representada pelo plano cristalino $\{hkl\}$, paralelo ao plano da chapa, e pela direção $\langle uvw \rangle$, paralela à direção de laminação. A componente é especificada de acordo com a notação $\{hkl\}\langle uvw \rangle$ conforme figura 12. Dessa maneira, a posição do cristal é fixada em relação aos eixos DL (direção de laminação), DT (direção transversal) e DN (direção normal) da chapa⁽¹⁶⁾.

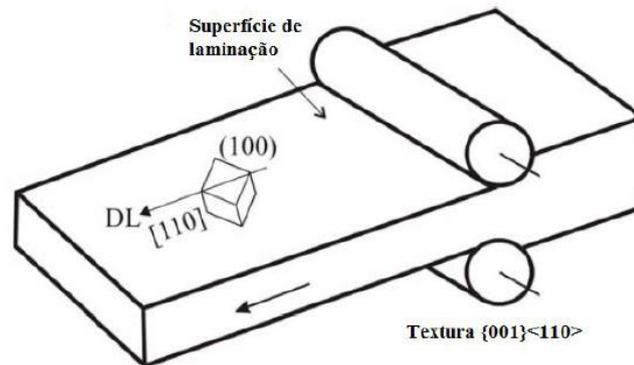


Figura 12: Textura (ou componente) $\{001\}\langle 110\rangle$ em chapa⁽¹⁶⁾.

3.8.1 Determinação de Textura Cristalográfica

Geralmente, a textura cristalográfica possui várias componentes e existem várias formas de medir e representar a textura cristalográfica tomando como referência os eixos do material DL, DT e DN. As medidas podem ser feitas, por exemplo, por meio de difração de raios X (DRX) e/ou difração de elétrons retroespalhados (EBSD) e representadas através de figuras de polo diretas, figuras de polo inversas e funções de distribuição de orientações cristalinas (ODF).

Como os cristais são arranjos simétricos de átomos contendo linhas e planos de alta densidade atômica, eles são capazes de agir como grades de difração tridimensionais. Quando os raios X de uma determinada frequência atingem um átomo, eles interagem com seus elétrons, fazendo-os vibrar com a frequência do feixe de raios X. Como os elétrons se transformam em cargas elétricas vibratórias, eles irradiam novamente os raios X sem alteração na frequência⁽¹⁷⁾.

Quando átomos espaçados em intervalos regulares são irradiados por um feixe de raios X, a radiação espalhada sofre interferência. Em certas direções ocorre interferência construtiva; em outras direções ocorre interferência destrutiva. Este fenômeno representa a lei de Bragg descrita na equação 5⁽¹⁷⁾ onde: λ) é o comprimento de onda, d) distância interplanar e θ) é o ângulo de reflexão ou incidência dos raios x. A figura 13 demonstra o fenômeno da difração construtiva.

$$n\lambda = d \sin\theta \quad (5)$$

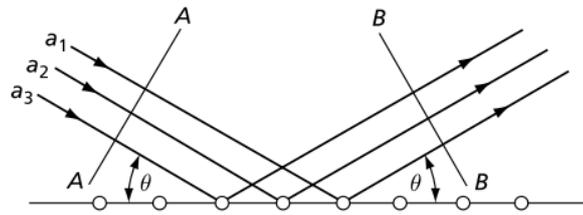


Figura13: Fenômeno da difração construtiva, descrito pela Lei de Bragg⁽¹⁷⁾.

Além da categorização das técnicas de determinação de textura em relação ao tipo de radiação usada como raios-x, nêutrons ou elétrons - as técnicas também podem ser classificadas como uma macrotextura (dados de orientação média de muitos grãos); ou um método de microtextura (orientações únicas). Para técnicas de macrotextura obtidas através dos raios-x, o resultado é um perfil de intensidades difratadas, que é característico de um grande volume amostral, enquanto que para técnicas de microtextura (EBSD), o resultado é um padrão de difração de cada grão individual da região de análise. O padrão micro incorpora a informação cristalográfica completa, incluindo a orientação de cada cristalito individual⁽¹⁸⁾.

3.8.2 Difração de Raios X

O método mais comum de medição da textura por difração de raios X é conhecido como Método de Schulz. Neste método, paralelamente às medidas de intensidade para uma condição fixa de 2θ , a amostra é submetida a dois movimentos simultâneos em relação ao seu eixo normal, sendo estes compostos por uma rotação (ângulo β) e uma inclinação (ângulo α), como representado na Figura 14. Assim, é realizada uma varredura em que se fixa o 2θ nos ângulos correspondentes aos principais planos cristalinos da sua fase constituinte e movimenta-se a amostra de forma a se obter a distribuição de intensidades num espaço tridimensional. Desta forma, os dados de difração de um determinado conjunto de planos $\{hkl\}$ são obtidos e representados inicialmente na forma de uma figura de polo, com base nos princípios de projeção estereográfica⁽¹⁹⁾.

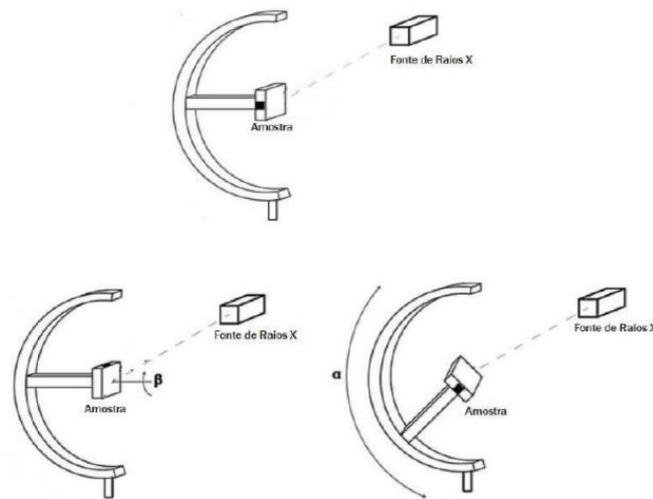


Figura 14: Representação esquemática do movimento da amostra ao longo dos vários eixos de rotação durante a medição da textura adaptado de⁽¹⁹⁾.

3.8.3 Difração de Elétrons Retroespalhados (EBSD)

EBSD é uma técnica que utiliza um sistema de acessórios acoplado ao microscópio eletrônico de varredura (MEV) que permite a análise cristalográfica de um material, ou seja, a análise da orientação cristalina em áreas específicas. Dentre as informações obtidas por EBSD, podemos citar o tamanho de grão, orientação de grãos individuais, textura, identificação de fase, etc.

No MEV, a interação do feixe de elétrons com a camada superficial superior da amostra produz elétrons retroespalhados. Os padrões de difração Kikuchi são formados pela interação desses elétrons retroespalhados com os planos do cristal. Quando um feixe de elétrons entra em um sólido cristalino, ele é espalhado em todas as direções. Esses elétrons podem então ser difratados dos respectivos planos, dando origem a feixes difratados. Aplicando a lei de Bragg para tais feixes de elétrons difratados, o ângulo de Bragg na maioria dos casos pode ser cerca de $0,5^\circ$ e, portanto, o ângulo de vértice do cone de difração resultante é quase 180° . Os cones podem, portanto, ser considerados planos. Quando projetados em uma tela adequadamente posicionada, esses cones aparecem como um par de linhas retas paralelas. Essas são linhas Kikuchi. Uma banda Kikuchi normalmente consiste em duas dessas linhas mutuamente paralelas, e isso se relaciona a um plano de rede difratadora particular no material. Todo o padrão consiste em várias dessas bandas, cada uma com uma largura distinta. A intersecção de tais bandas corresponde a um eixo de zona (polo), e os eixos de zona principais são reconhecidos a

partir da intersecção de várias bandas. O padrão Kikuchi assim obtido contém todas as relações angulares entre os planos de um cristal. O padrão Kikuchi, portanto, contém informações sobre a simetria do cristal⁽¹⁹⁾.

3.9 Textura em Aços Inoxidáveis Ferríticos

Os aços inoxidáveis ferríticos tendem a apresentar textura de fibra acentuada. Estas texturas são convencionalmente mostradas por diagramas de isodensidade com seções de Φ_2 constante ou diagrama de fibras. A figura 15 apresenta algumas das principais fibras dos aços ferríticos no espaço de Euler e a tabela 1 apresenta algumas componentes importantes destas fibras.

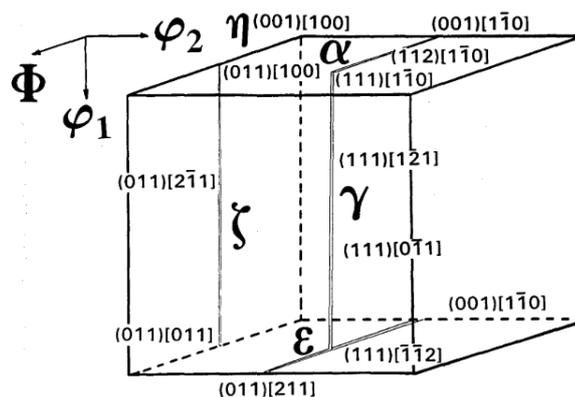
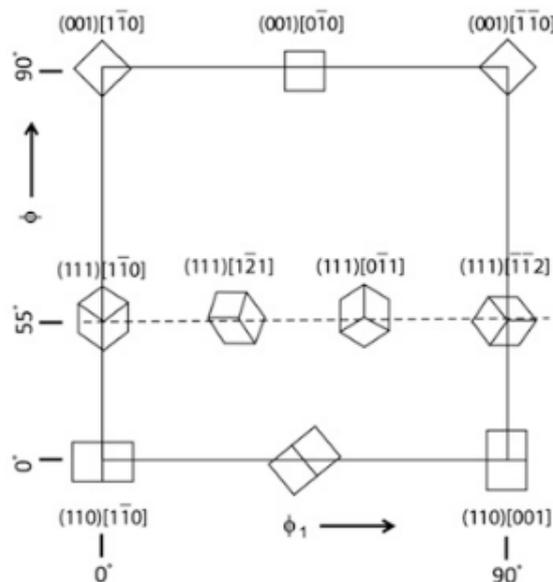


Figura 15 : Representação das principais fibras dos aços ferríticos no espaço de Euler⁽²⁰⁾.

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

Tabela 1: Fibras e componentes de metais CCC , adaptado de Raabe, D⁽²⁰⁾.

As texturas de aços ferríticos , são representadas através de fibras , conforme descrito no trabalho de , Raabe et al⁽²⁰⁾ , sendo as principais fibras em aços ferríticos a fibra α , Fibra γ e Orientação de Goss. No espaço de Euler, a fibra α pode ser encontrada entre $(\Phi_1, \Phi, \Phi_2) = (0^\circ, 0^\circ, 45^\circ)$, $(0^\circ, 35^\circ, 45^\circ)$ e $(0^\circ, 54,7^\circ, 45^\circ)$, a fibra γ pode ser encontrada entre $(0^\circ, 54,7^\circ, 45^\circ)$, $(90^\circ, 54,7^\circ, 45^\circ)$ e a orientação de Goss $\{011\}\langle 100\rangle$ a $(90^\circ, 90^\circ, 45^\circ)$ é frequentemente observada. Pode ser visto que todas as orientações relevantes se encontram na seção $\Phi_2 = 45^\circ$ conforme mostrada na figura 16.

Figura 16: Algumas texturas de fibras e orientações importantes no espaço de Euler ($\Phi_2 = 45^\circ$)⁽¹⁹⁾.

Nas seções subsequentes será feita referência à textura cristalográfica para os aços inoxidáveis ferríticos que é o objeto de estudo deste trabalho, de modo a avaliar as orientações preferenciais características do material deformado e recristalizado.

3.10 Influência da textura nas Propriedades dos Aços Ferríticos

A medida de conformabilidade em estampagem profunda dos materiais pode ser avaliada pelo coeficiente de anisotropia (valor de r). Este pode ser determinado a partir da razão entre a

deformação verdadeira na largura (w) e da deformação verdadeira da espessura (t), conforme demonstrada na Equação 7⁽¹⁹⁾.

$$r = \frac{\ln \left(\frac{w_f}{w_0} \right)}{\ln \left(\frac{t_f}{t_0} \right)} \quad (7)$$

Nessa equação w_0 é a largura inicial da chapa, w_f é a largura final, t_0 a espessura inicial e t_f a espessura final. Como a deformação na direção da espessura é de difícil medição, além de apresentar erros relativamente maiores, utiliza-se a deformação longitudinal. Sabendo-se que o volume se conserva constante durante a deformação plástica, deduz-se que:

$$r = \frac{\ln \left(\frac{w_0}{w_f} \right)}{\ln \left(\frac{L_0 w_0}{L_f w_f} \right)} \quad (8)$$

Altos valores de r indicam que o material possui, durante a deformação, baixa redução na espessura e são vantajosos para aplicações em estampagem profunda. Diferentes valores de r são encontrados quando medidos em várias direções no plano da chapa, devido à anisotropia da chapa, portanto, um valor médio para r é definido conforme equação 9⁽¹⁹⁾.

$$\bar{R} = \frac{r_0 + 2r_{45} + r_{90}}{4} \quad (9)$$

Sendo, r_0 , r_{45} e r_{90} o valor de r medido na direção de laminação, na direção de 45° com a direção de laminação e na direção de 90° com a direção de laminação, respectivamente.

O coeficiente de anisotropia planar (Δr), empregado em estudos sobre a estampagem é determinado pela equação 10⁽¹⁹⁾. Para boa estampagem, o valor de r deve ser alto, e Δr deve ser baixo.

$$\Delta r = \frac{r_{00} + r_{90} - 2r_{45}}{2} \quad (10)$$

A estampagem profunda dos aços inoxidáveis ferríticos pode ser melhorada pelo aumento do valor de r , que está estreitamente relacionado com a textura de recristalização $\langle 111 \rangle // \text{DN}$ e pela redução de outras componentes de textura, tal como $\langle 001 \rangle // \text{DN}$ que são prejudiciais para a estampagem. A figura 17 demonstra a linha de tendência dos valores de \bar{R} com a razão da textura $\langle 111 \rangle / \langle 001 \rangle$ ⁽²¹⁾.

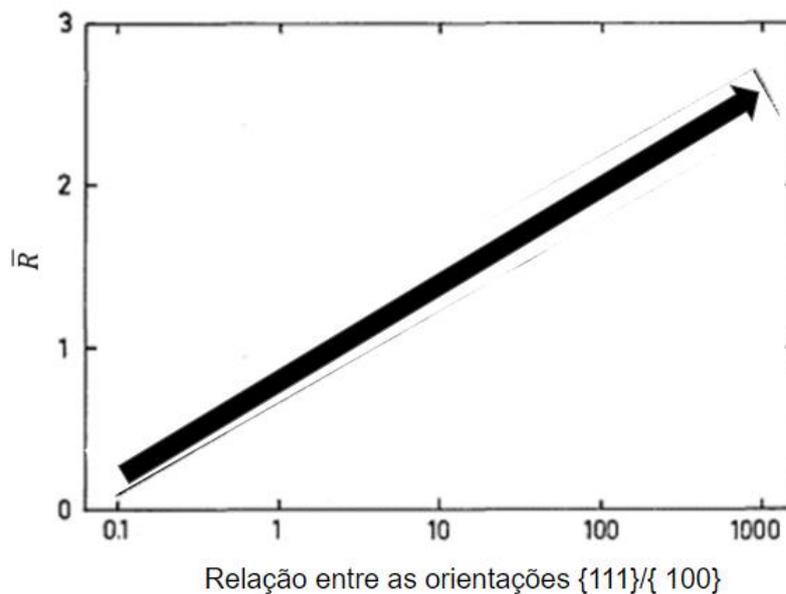


Figura 17: Linha de tendência entre o valor \bar{R} e relação de intensidade de textura $\{111\} / \{100\}$. Adaptado de⁽²¹⁾;

3.11 Ensaio para Determinação das Propriedades de Estampagem.

Existem vários testes de estampabilidade que geralmente se agrupam em testes diretos e indiretos. Os testes indiretos são aqueles que não tem relação direta com a prensa, se concentrando mais nas propriedades plásticas dos materiais, como é o caso dos testes de tração e de dureza. Os testes diretos determinam o comportamento do material em matrizes padrão e em condições predeterminadas de trabalho de acordo com a aplicação, dando ênfase ao embutimento ou ao estiramento, conforme o tipo de deformação existentes nos processos. No

primeiro caso é comum o teste Swift ou teste do copo, e no segundo, o mais importante é o teste Erichsen^(22,23).

3.11.1 Testes Indiretos

Dentre os testes indiretos, o mais utilizado é o ensaio de tração. É um método básico para avaliação das características do material. É de extrema importância pois auxilia na caracterização e na avaliação do comportamento de materiais a solicitações mecânicas. Contudo, outras propriedades retiradas do ensaio de tração podem ser utilizadas como bons parâmetros avaliadores da estampabilidade de chapas finas de aço, podendo-se destacar a razão elástica, a taxa de encruamento e o coeficiente de anisotropia de Lankford. A taxa de encruamento auxilia a estampabilidade no sentido de que, quanto mais elevada for a capacidade de encruamento da chapa, maior e mais uniforme será a distribuição das deformações a conformação, retardando o aparecimento da estrição que levará à ruptura do material.

3.11.2 Testes Diretos

Existem vários ensaios de estampabilidade dos quais os mais empregados são os ensaios Erichsen e Swift. Para aços ferríticos onde as operações de estampagem predominam o embutimento o principal ensaio para avaliar a capacidade de estampagem é o ensaio swift.

3.11.2.1 O Ensaio Swift

O Ensaio Swift consiste em conformar um copo cilíndrico a partir de um esboço circular, utilizando uma punção de fundo plano. A força no prensa-chapas é a mínima para evitar a formação de rugas na parede do cilindro. Devido então à geometria da punção e a baixa pressão na prensa chapa, este ensaio simula o embutimento puro conforme demonstrado na figura 18.

O ensaio consiste em deformar copos, a partir de diâmetros “d” crescentes das amostras, em incrementos de 0,4mm (opção Aperam), até que não se consiga conformar mais copos devido à fratura. O valor de “d escolhido” é o maior diâmetro de um copo sem estrição localizada nem trinca, aceitando o resultado quando foram conformados pelo menos 3 copos com sucesso.

A partir deste ponto, define-se o valor de $d_{m\acute{a}x}/d_0$, onde d_0 é o diâmetro do punção e $d_{m\acute{a}x}$, o maior valor de diâmetro que se conseguiu estampar com sucesso⁽²⁴⁾.

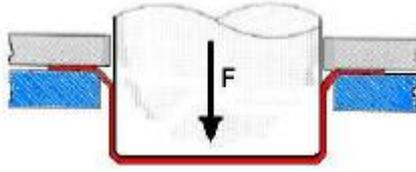


Figura 18: Esquema Ensaio de Embutimento Swift adaptado de ⁽²⁴⁾

3.12 Estado da Arte

Gao e Colaboradores⁽²⁵⁾ avaliaram a evolução da textura e da conformação em um aço inox ultra puro com 17% de cromo, 0,20%Nb, 0,0060%N e 0,0042%C, com duas rotas de laminação a quente distintas. Uma amostra processada por laminação a quente convencional (CRP) entrou na laminação com a temperatura de 930°C e saiu com temperatura de 850°C e a amostra denotada por processo de laminação a morno (WRP) entrou com uma temperatura de 740°C saiu com temperatura de 620°C. Ambas as amostras saíram com espessura de 5mm, foram recozidas na temperatura de 950°C por 13 minutos, laminadas a frio para espessura de 1mm e posteriormente recozidas por 4 minutos na temperatura de 920°C. A amostra CRP apresentou \bar{R} 1,24 e a amostra WRP 1,83. As texturas resultantes dos processos a quente CRP e WRP e após recozimento final são mostradas na figura 19.

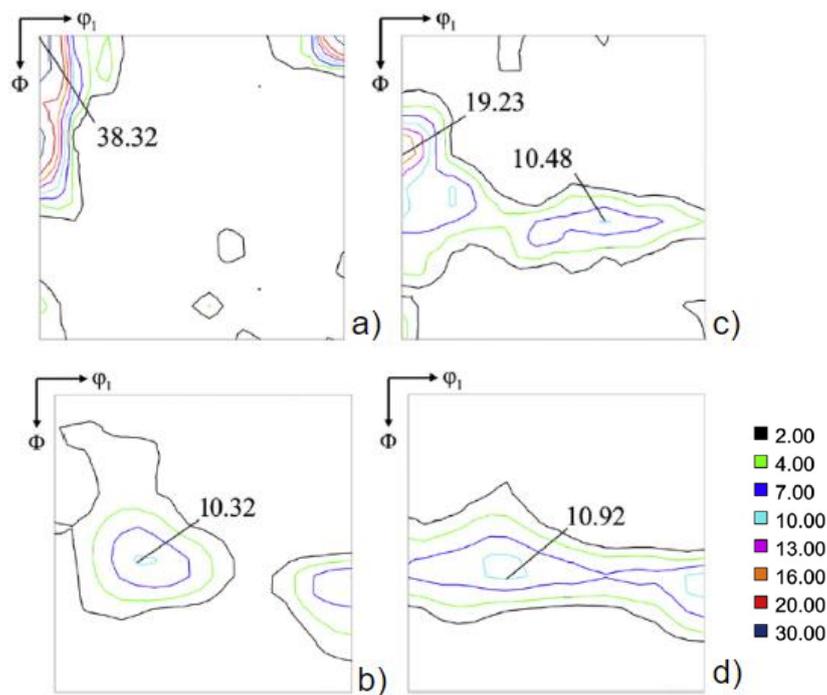


Figura 19: Texturas de Laminação a quente para CRP e WRP sendo: a) e b) Textura de laminação a quente e textura após recozimento final para CRP e c) e d) Textura de laminação a quente e textura após recozimento final para WRP. Adaptado de ⁽²⁵⁾

Oliveira e Colaboradores ⁽²⁶⁾ avaliaram a influência do Nióbio e do Titânio da recristalização dinâmica durante a deformação por torção a quente para aços ferríticos estabilizados com

diferentes teores de Ti e Nb. Os aços foram recebidos na forma de chapas de 16 mm de espessura e usinadas para obtenção de corpos de prova de torção com diâmetro de 6 mm, comprimento 27 mm e o eixo do corpo de prova paralelo ao sentido de laminação. Antes do teste, as amostras foram tratadas termicamente para eliminar deformações residuais. A microestrutura obtida foi 100% ferrítica dentro da faixa de temperatura do teste e apresentaram um tamanho de grão inicial de cerca de 150 μm . Os testes foram realizados sob atmosfera de argônio e com um atraso de 5 minutos para estabilização da temperatura antes do teste. Os resultados mostraram os diâmetros médios de grão (desorientação $\geq 15^\circ$) e subgrão (desorientação $\geq 2^\circ$) para deformações realizadas entre 800 a 1150°C. A classe 11 Cr Ti apresentou os maiores diâmetros de grão e subgrão em quase todas as temperaturas e o aço 11 Cr Nb os menores, demonstrando a maior influência do nióbio no crescimento de grão. A figura 21 demonstra os resultados obtidos.

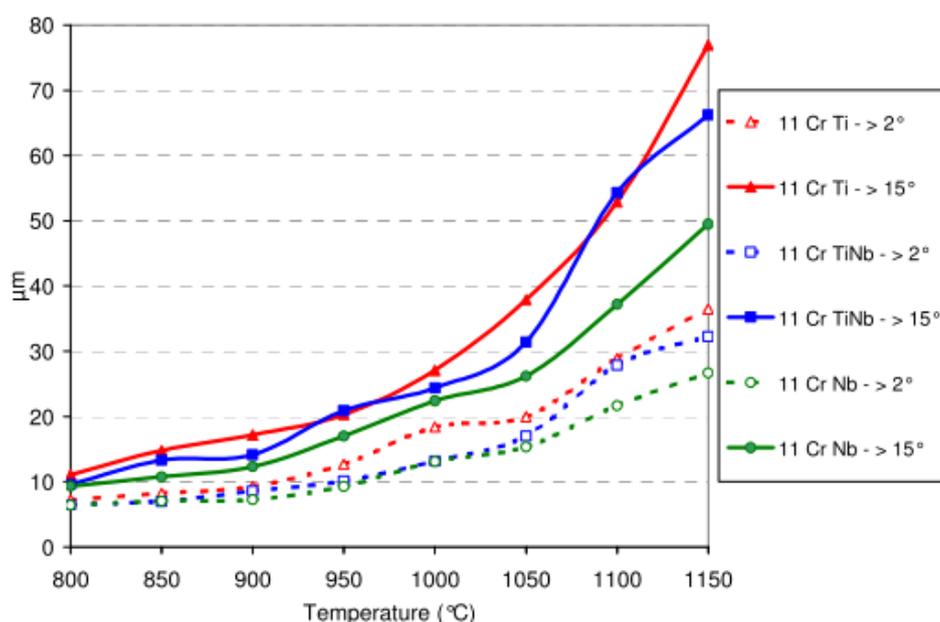


Figura 20: Tamanho de Grão e subgrão após torção a quente com diferentes temperaturas⁽²⁶⁾.

Cai e Colaboradores⁽²⁷⁾ avaliaram a influência da temperatura de recozimento na fração de fibra γ e sua influência nos valores de anisotropia. Neste trabalho um aço inoxidável ferrítico Fe-19Cr-2Mo-Nb-Ti foi feito em um forno de indução a vácuo de alta frequência de 150 kg. Após o lingote ser forjado em chapa de 50 mm a 1050–850 °C, foi laminado a quente para chapa de 3 mm de espessura por sete estágios a partir de 1150 °C para 850 °C em um laminador a quente de Φ 450mm, e recozido a 1050 °C por 8 min em uma atmosfera de nitrogênio, então foi

laminado a frio até 1mm de espessura por cinco passes. As condições do recozimento final foram 950°C por 3 minutos, 1000°C por 3 minutos, 1050°C por 3 minutos, 1100°C por 3 minutos e, em seguida, resfriamento ao ar. A figura 22 demonstra o mapa de orientação da bobina laminada a quente e a figura 23 os resultados das ODF's após recozimento final e as respectivas intensidades das fibras. Conforme mostrado na figura 22, observou-se que para temperaturas de recozimento mais baixas a intensidade de fibra γ são inferiores as atingidas com temperaturas de recozimento mais elevadas. A textura enfraquecida da fibra α e a textura aprimorada da fibra γ foram favoráveis à melhoria dos valores de r . Os valores e anisotropia encontrados para as duas condições são 1,35 para temperaturas de recozimento mais baixas e 1,69 para temperaturas mais elevadas.

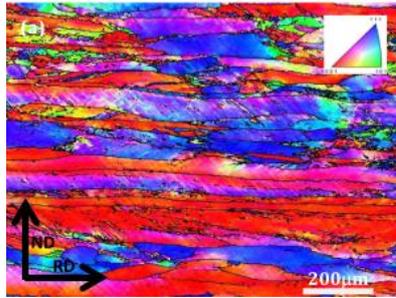
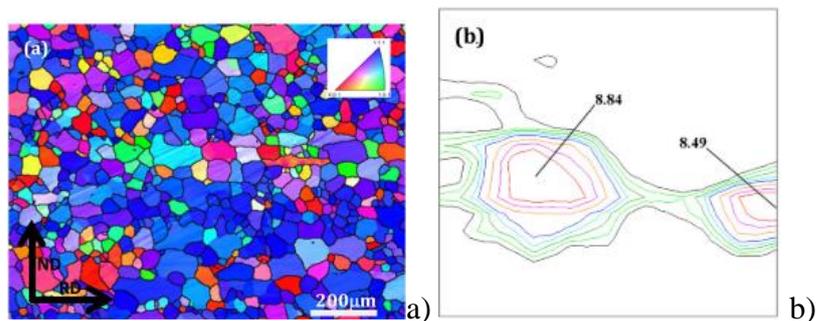


Figura 21: Imagem mapa de orientação correspondente a seção ODF $\phi_2=45^\circ$ de uma chapa laminada a quente⁽²⁷⁾.



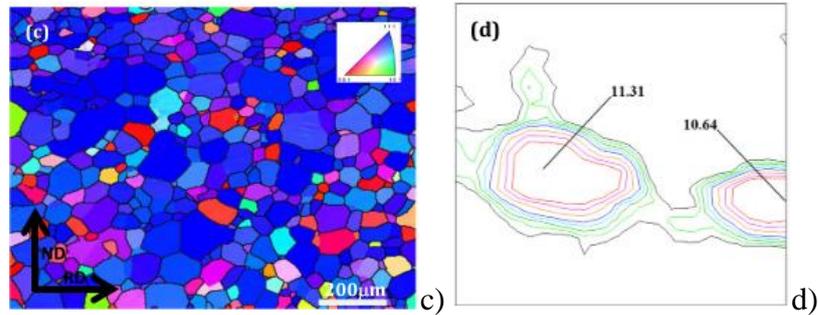


Figura 22: Características cristalográficas de chapas com diferentes temperaturas de recozimento e Texturas $\phi_2 = 45^\circ$ seção dos ODF onde : (a) e (b) recozimento a 950°C e (c) (d); recozimento a 1050°C ⁽²⁷⁾.

Lee e Colaboradores⁽²⁸⁾ também avaliaram o efeito da textura no coeficiente de anisotropia para um aço ferrítico com Titânio e Nióbio com 18,05% de Cr, 0,011%Nb, 0,007%N e 0,0042%C e 0,168% de Ti com diferentes rotas de processamento. As amostras passaram pelo processo de laminação, sendo que em uma delas foi realizado um recozimento posterior de 950°C por 60s. Os dois aços foram denominados HR ou sem recozimento e AHR com recozimento. Ambas as amostras foram laminadas a frio com 80% de redução até uma espessura de 0,70 mm. Os valores de \bar{R} obtidos foram 1,35 e 1,62 para HR e AHR respectivamente. Também avaliaram 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 $50^\circ \leq \Phi \leq 60^\circ$, conforme figura 24, o que inclui a fibra γ com orientações $\{111\}$ paralelas ao plano da chapa.

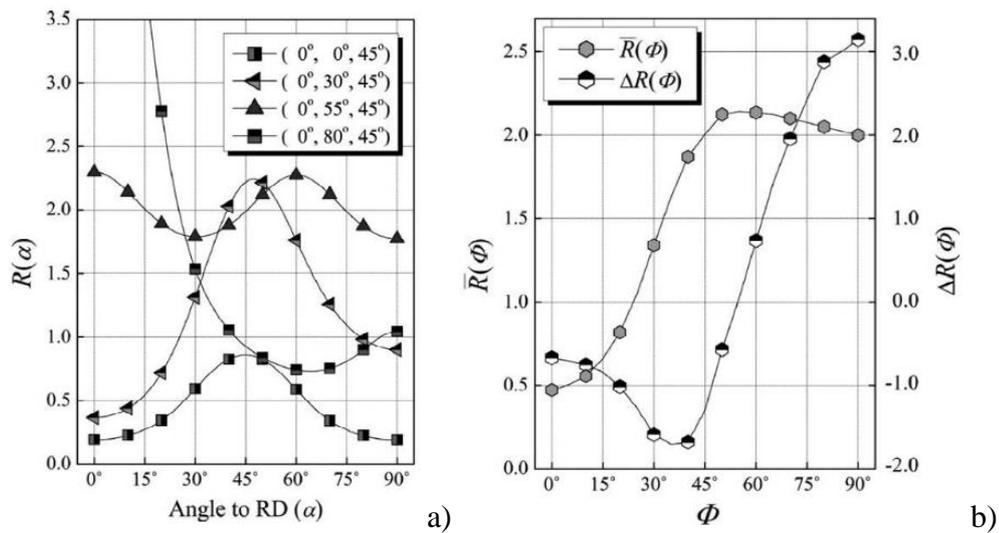


Figura 23 : a) Variação de R calculado de acordo com a componente de textura (b) Evolução de R e em função do ângulo de Euler ⁽²⁸⁾.

Yazawa e Colaboradores⁽²⁹⁾ avaliaram a influência da textura de recristalização $\{111\}$ na estampagem profunda de dois aços inoxidáveis com composição 18% cromo, 1,2% Mo e um outro 18% Cr e 1,45% Mo. Diferentes rotas de produção foram realizadas para atingir diferentes intensidade de textura $\{111\}$ para uma espessura de 0,80mm. Os resultados mostram que a maior relação entre a intensidade $\{111\}$ e $\{110\}$ produzem ao maior valor de \bar{R} e consequentemente maiores valores de LDR. Neste trabalho um aço com valor $\bar{R}=2,6$ obteve um valor de LDR = 2,39 e um aço com valor $\bar{R}=2,0$ obteve um valor de LDR = 2,24. Os resultados da relação de intensidade $\{111\}$ e $\{100\}$ e a respectivas alturas dos corpos grados nos ensaios Swift são mostrados na figura 25.

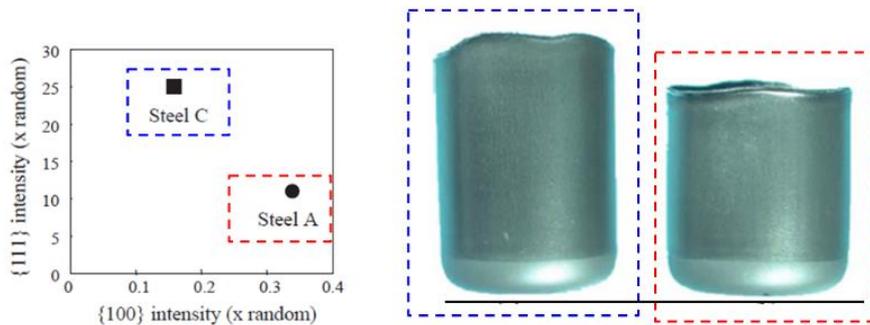


Figura 24: Relação entre a intensidade de textura $\{111\}$ e $\{100\}$ para aços A e C e os respectivos corpos de prova do ensaio Swift obtidos para os respectivos aços. Adaptado de⁽²⁹⁾.

Rodrigues e Colaboradores⁽³⁰⁾ também avaliaram a influência do tamanho de grão e textura inicial nas propriedades de um aço inoxidável estabilizado ao Nb de composição 0,021%C, 0,024%N, 16%Cr, 0,35%Nb, 0,30%Si, 0,22%Ni e 0,20%Mn, após dois processos de laminação a frio. As amostras de espessura inicial de 6,0 mm, foram laminadas a frio em laminador de laboratório de até 3,0 mm, correspondendo a uma redução de 50% na espessura. Após esta primeira redução, as amostras foram recozidas a 880 °C, com taxa de aquecimento de 1,8 °C/s e tempo de imersão de 24 s. Posteriormente, as amostras foram laminadas a frio até 0,6 mm, correspondendo a uma redução de 80% na espessura. Por fim, as amostras também foram recozidas a 880 °C, com taxa de aquecimento de 23,5 °C/s e tempo de imersão de 24 s. As amostras de tamanho de grão grosso e fino inicial, com diferentes etapas de processamento, foram registradas como amostras laminadas a quente (CHR e FHR, respectivamente). Os resultados mostraram que a diferença no tamanho de grão inicial afetou a microestrutura final quanto o tamanho de grão recristalizado após o recozimento. A influência foi mais pronunciada após o primeiro processo de laminação a frio e recozimento. O tamanho de grão grosseiro inicial produziu uma microestrutura heterogênea formada por aglomerados de grãos finos adjacentes a aglomerados de grãos grosseiros. Por outro lado, o tamanho de grão fino inicial formou uma microestrutura homogênea. Esses resultados apontam para diferenças na taxa de nucleação devido ao efeito do tamanho de grão prévio antes do processo de laminação a frio. A textura de deformação foi constituída principalmente por uma fibra alfa forte e uma fibra gama fraca após ambos os processos de laminação a frio. No entanto, houve uma diferença notável na intensidade da fibra Alfa entre as amostras. As amostras de CHR mostraram uma fibra alfa mais intensa do que as de FHR. Essa diferença foi associada à textura inicial presente na amostra de banda laminada a quente. Os resultados encontrados da fração gama foram 52,8% e 59,3% para CRH e FHR respectivamente assim como a fração da fibra teta foi 8,7% e 7,3 para CRH e FHR. A variação destas fibras ao final do trabalho promove valores de \bar{R} 1,52 para CRH e 1,92 para FHR.

3.13 Conclusão Estado da Arte

Através dos trabalhos descritos neste tópico observou-se que a textura inicial dos materiais possui efeito relevante nos resultados de propriedades após o processo final. A modificação dos processos a quente por exemplo promove a formação de intensidades de textura diferentes e por consequência obtém-se texturas preferenciais que afetam diretamente as propriedades de anisotropia.

Outro fator analisado foi a influência da composição química das ligas. Através destes elementos a formação de textura e microestrutura também são influenciados, e através deles os resultados finais das propriedades também são modificados.

Conclui-se então que a alteração de processo e a composição química altera as propriedades dos materiais durante o processo e a avaliação destas condições é necessária para se obter melhores propriedades para os materiais.

4 Materiais e Métodos

4.1 Materiais

Os materiais utilizados nesta pesquisa foram os aços inoxidáveis Ferríticos AISI 430 produzidos pela Aperam South América, denominados aqui como P430F e P430H, sendo o aço P430F estabilizado ao Nb e o Aço P430H estabilizado ao Ti e Nb. Observa-se, que a quantidade de Ti necessária para estabilização da liga somente com esse elemento é considerada elevada para a indústria, devido aos problemas de qualidade e de processo descritos anteriormente. Em função disso limitou-se o teor de Ti em no máximo 0,12% para o P430H. Para completar a estabilização é adicionado um teor de Nb, conforme mostrado na tabela 2. A tabela 2 mostra a composição química das ligas e o cálculo de estabilização conforme descrito na equação 4.

Tabela 2 - Composições Químicas dos aços (% em Massa)

Aço Aperam	ASTM	C%	Ti%	Nb%	P%	S%	Cr%	Ni%	N (ppm)	Estabi- lização
P430F	430	0,029	-	0,41	0,028	0,0011	16,01	0,17	185	4,31
P430H	430	0,016	0,11	0,08	0,027	0,0014	16,26	0,15	202	4,14

Fonte: Autor

As amostras foram retiradas durante o fluxo industrial da Aperam, tendo o início das caracterizações após a laminação a quente. O fluxo de produção dos aços está mostrado na figura 26. A relação entre a amostragem durante as etapas do processo e a quantidade de amostras está descrito na tabela 3:

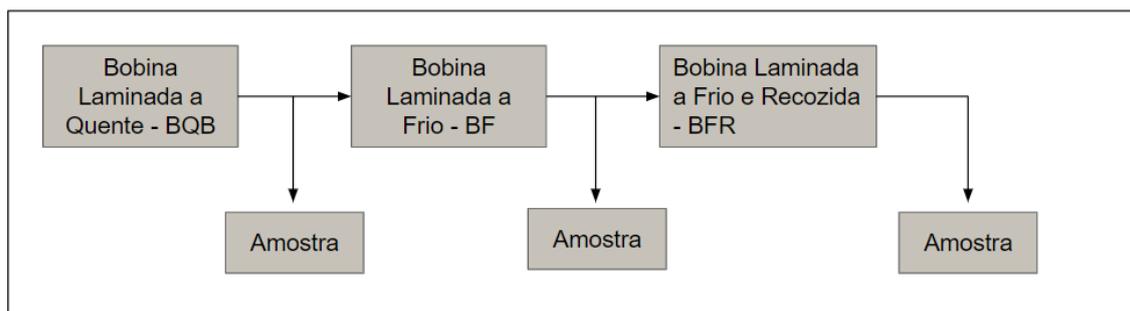


Figura 25: Fluxograma de Amostragem após as etapas de processamento industrial.

Tabela 3: Etapas de Processo e a Quantidade de Amostras

Etapa	Descrição	Quantidade Amostras
BQB	Bobina Laminada a Quente Decapada	2 Amostras com dimensões 300 x Largura x Espessura
BF	Bobina Laminada a Frio	5 Amostras com dimensões 300 x Largura x Espessura
BFR	Bobina Laminada a Frio e Recozida	5 Amostras com dimensões 300 x Largura x Espessura

É importante ressaltar que as amostras foram retiradas no centro do comprimento e no centro da largura, para evitar efeitos de variação de processo durante início e final das bobinas.

4.2 Método

A tabela 4 apresenta a relação entre as amostras e as técnicas utilizadas para caracterização.

Tabela 4 : Relação entre as amostras e as técnicas utilizadas.

Amostra	Técnica de Análise e Caracterizações
BQB – Bobina Laminada a Quente Decapada	Microscopia Ótica EBSD (Convencional) Raios X
BF – Bobina Laminada a Frio	Microscopia Ótica EBSD (Convencional) Raios X
BFR – Bobina Laminada a Frio e Recozida	Microscopia Ótica EBSD (Convencional) Raios X Ensaio de Tração Ensaio de Estampagem

4.2.1 Bobina Laminada a Quente (BQB)

A amostragem da bobina a quente, cuja espessura é de 4mm, foi realizada após a etapa de laminação a quente e decapagem química. Os parâmetros de processo foram iguais para os dois aços.

4.2.2 Bobina Laminada a Frio (BF)

A amostragem da bobina laminada a frio foi realizada após a laminação a frio em área industrial com redução total igual a 85%. Os parâmetros de processo foram iguais para os dois aços.

4.2.3 Bobina Laminada a Frio e Recozida (BFR)

As amostras da bobina laminada a frio e recozida foram obtidas após processo de recozimento industrial, onde o aço P430H foi recozido a temperatura de 810 °C e o P430F a temperatura de 890 °C.

4.2.4 Estudo da Evolução da Recristalização durante o Recozimento

Com o propósito de comparar a evolução da microestrutura e textura dos dois aços durante o recozimento, realizou-se o recozimento das bobinas laminadas a frio (item 4.2.2) em escala laboratorial em diferentes temperaturas com interrupção no ciclo de recozimento. O experimento foi realizado em um forno resistivo estacionário e sem atmosfera controlada. Utilizou-se um forno da marca Combustol com temperatura máxima de operação a 1400°C e um forno da marca EDG com temperatura máxima de operação a 1200°C.

As amostras dos aços foram submetidas as mesmas condições de aquecimento e resfriamento rápido em água para avaliar a evolução da recristalização. As curvas realizadas estão mostradas na figura 27.

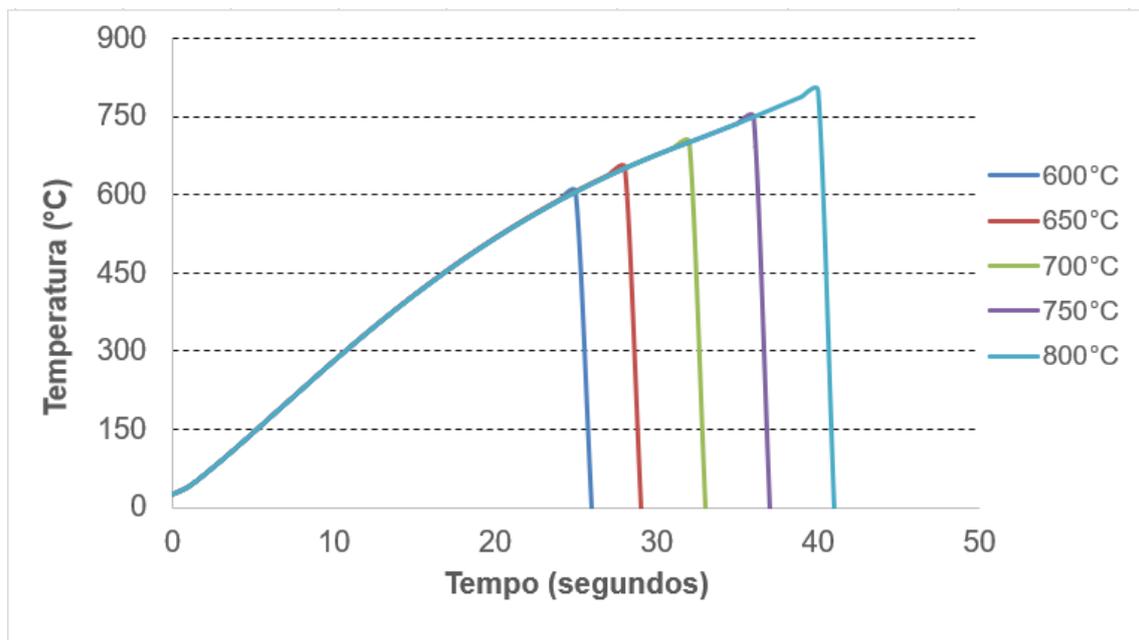


Figura 26: Curvas de tratamento realizadas para os dois materiais

4.2.5 Caracterização de Microestrutura, Microtextura, Macrotextura, Propriedades Mecânicas, Propriedades de Estampagem

A) Caracterização microestrutural via Microscopia Ótica

O procedimento de preparação das amostras para análise metalográfica foi realizado por meio das etapas: corte, embutimento, lixamento, polimento e ataque químico.

Essas amostras foram retiradas na região central da bobina com auxílio de uma guilhotina manual. Para embutimento foi utilizada uma baquelite. Para o lixamento, as etapas consistiram em lixamento com lixas de grana 120, 220, 320, 500 e 600 em uma lixadeira da marca Strues Abramin-A, por um tempo de 120 s. Após essa etapa o polimento foi realizado com um agente polidor de diamante (DP-Spray P) nos tamanhos 9 μm , 3 μm , 1 μm durante aproximadamente 420 s em cada condição. O ataque foi feito com reagente Villela (95 ml de álcool etílico, 1g de ácido pírico e 3ml de HCl) com um tempo de imersão entre 40s e 50s. A figura 28 destaca os equipamentos utilizados na preparação.

As amostras foram analisadas na secção longitudinal à direção de laminação, ao longo da espessura. As análises foram feitas através do Microscópio Ótico Leica DMRM utilizando software Leco IA3001, na secção longitudinal da chapa.

B) Caracterização da Microtextura

A preparação para esta análise seguiu os mesmos procedimentos previstos para preparação da Microscopia Ótica adicionado de um polimento com sílica coloidal por aproximadamente 2500s na politriz de marca Minimet 1000B.

Foi utilizado o equipamento EBSD (Electron Back Scattered Diffraction), acoplado ao Microscópio Eletrônico de Varredura (MEV), FEI – QuantaFEG250. Os dados foram analisados via software OIM Analysis. Para os aços deformados foi utilizado um step de 100 nanômetros e para os aços recristalizados um step de 3 micros.

C) Caracterização da Macrotextura

A preparação das amostras para análise no Difratorômetro de Raios-x consistiu na preparação de

corpos de prova com dimensões de 50x50mm. Os corpos de prova (CPs) foram preparadas para análise na superfície, $\frac{1}{4}$ da espessura e $\frac{1}{2}$ da espessura. Foram preparados com lixas de grana 120, 220, 320, 500 e 600. Posteriormente esses CPs foram atacados com uma solução de HNO_3 (12%) e HF (3%) a uma temperatura aproximada de 55°C . A determinação da textura foi realizada através do difratômetro X'Pert PRO MPD da marca Philips, equipado com um goniômetro Theta-Theta de alta performance e berço de textura ATC-3 Prefix. Os dados foram analisados via software Format XpertVanhoutte.

D) Propriedades Mecânicas e de Anisotropia

A preparação das amostras para ensaio de tração foi realizada conforme a norma ASTM E8M. As amostras foram retiradas nas três direções, sendo paralela, perpendicular e a 45° em relação à direção de laminação. A figura 27 demonstra o esquema da retirada das amostras.

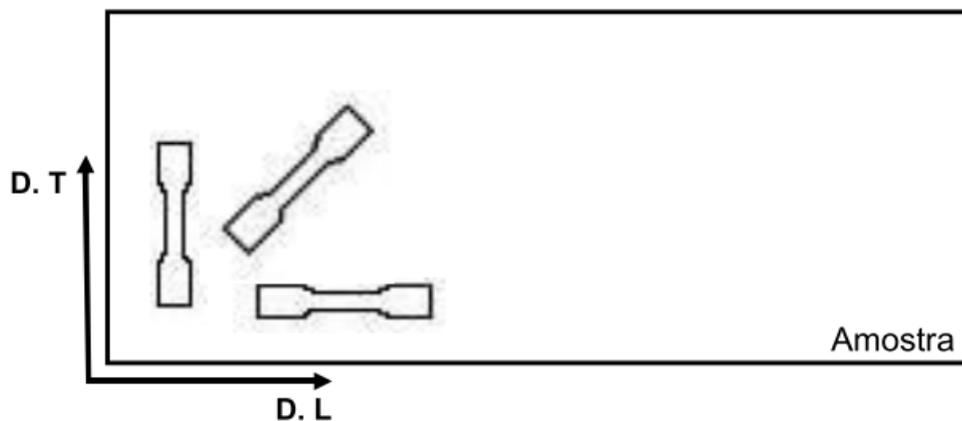


Figura 27: Posição de retirada das amostras em relação a direção de Laminação

As dimensões e o formato dos corpos de prova estão demonstrados tabela 5 e figura 29 respectivamente.

Tabela 5: Características do Corpo de Prova Padrão

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

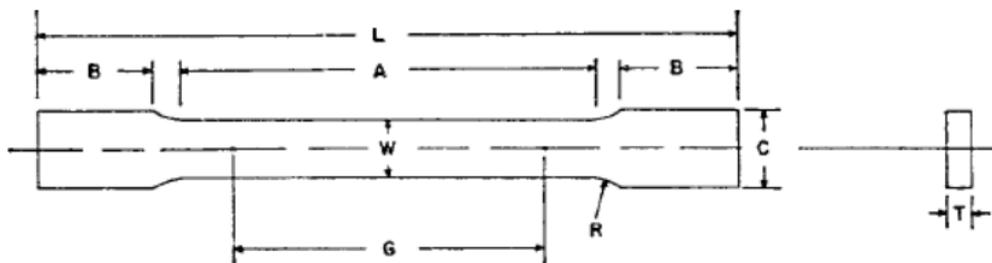


Figura 28 : Corpo de prova ensaio de tração

Para realização dos ensaios foi utilizado uma máquina de tração, marca INSTRON, modelo 5583, com capacidade de 15 toneladas com os parâmetros conforme norma ASTM A370. O coeficiente de anisotropia normal médio e o coeficiente de anisotropia planar foram determinados via ensaio de tração para 15% deformação. Foram realizados três ensaios por direção.

E) Ensaios de estampagem (Swift)

Para o ensaio Swift, os corpos de prova foram preparados com as dimensões 300 x 100 mm. Para a realização dos ensaios utilizou-se uma prensa Erichsen modelo 142-40, com capacidade de 40 toneladas e um punção de 22 mm. Para realização deste ensaio foram utilizados ferramentais para diferentes diâmetros de blank (56 a 76 mm) e um punção de 33 mm, onde é determinado o maior diâmetro de blank sem ruptura do copo estampado e nesse caso do cálculo

do LDR (“Limit Drawing Ratio”), razão limite de estampagem como a razão entre o maior diâmetro de blank estampado sem ruptura e o diâmetro do punção.

5 Resultados e Discussão

5.1 Análise Bobina Laminada a Quente

5.1.1 Análise por Microscopia Ótica

Observa-se nas amostras retiradas após a etapa de laminação a quente, mostrado na figura 29, que os dois materiais apresentam microestrutura formada por grãos ferríticos e com gradiente de diâmetro de grão ao longo da espessura. A região central das amostras apresenta grão mais grosseiros enquanto a superfície apresenta grãos menores. Nota-se a presença de precipitados de nióbio no P430F e de titânio do P430H dispersos na matriz (seta amarela), que são mostrados na figura 30. O aço P430H apresenta um tamanho de grão superior ao aço P430F.

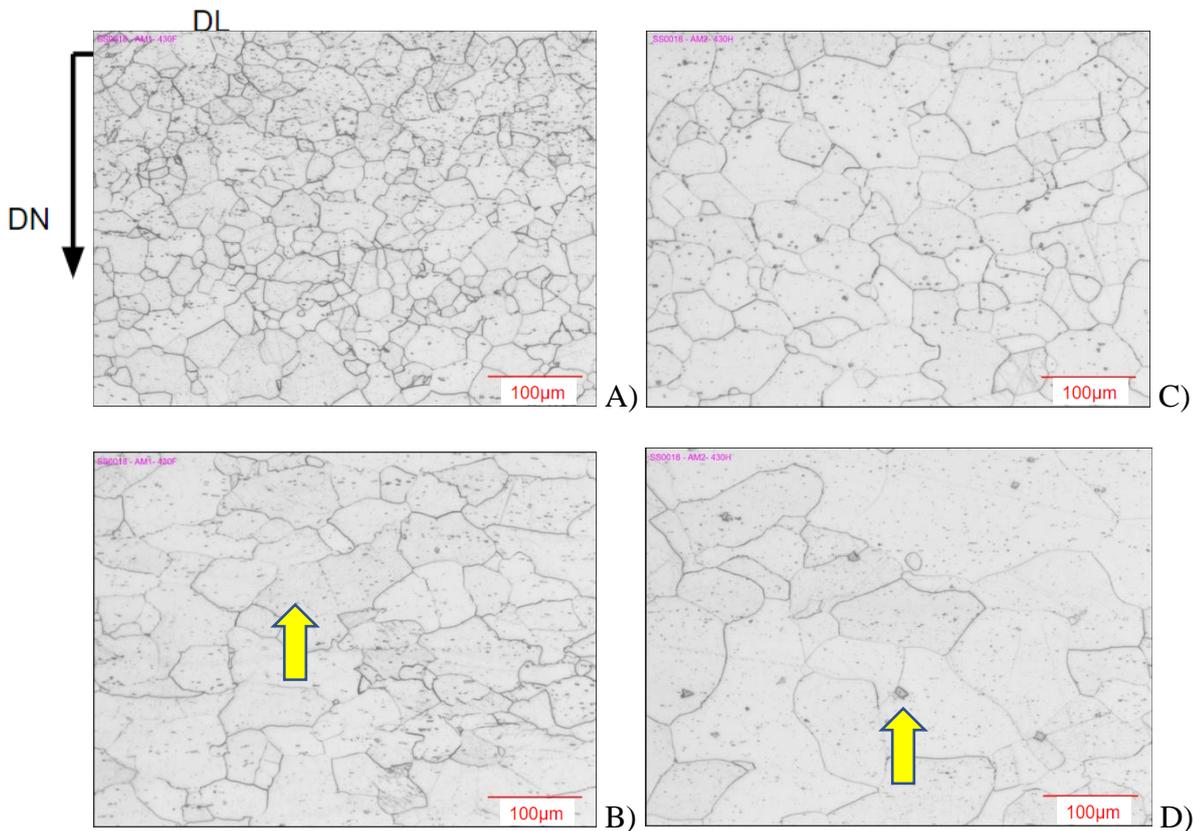


Figura 29: Micrografia das bobinas laminadas a quente: A) e B): superfície e centro da espessura do aço P430F e C) e D) Superfície e centro da espessura aço P430H. Seção paralela à direção de laminação. Ataque Vilela.

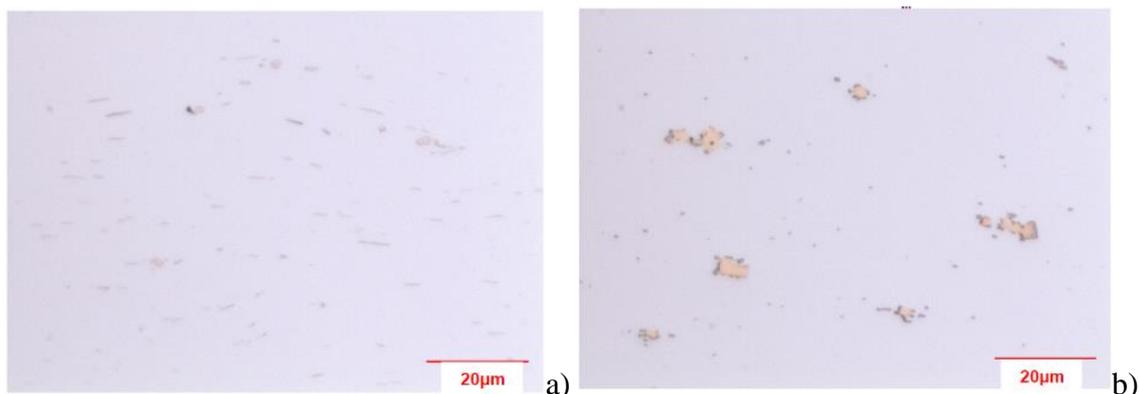


Figura 30: Micrografia das bobinas laminadas a quente evidenciando a formação dos precipitados sendo: a) P430F e b) P430H. Sem ataque.

5.1.2 Macrot textura por Difração de Raios-X

A textura da bobina laminada a quente foi avaliada por difração de raios-x em três regiões, na superfície, $\frac{1}{4}$ espessura e no $\frac{1}{2}$ da espessura. A coleta de dados foi realizada no plano normal – DN, e as ODF's foram plotadas no software OIM. A figura 31 apresenta as ODF's com seção $\Phi_2 = 45^\circ$ destas regiões para os dois materiais. Observa-se pelas ODF's que os dois materiais apresentam texturas iniciais muito heterogêneas ao longo da espessura e com intensidades diferentes nas mesmas posições quando comparados. O aço P430F possui intensidades mais elevadas em determinadas texturas e o aço P430H apresenta-se com uma textura mais aleatória com picos menos intensos por exemplo na componente Goss $\{110\} \langle 001 \rangle$. Para os dois aços as texturas de superfície e $\frac{1}{4}$ da espessura apresentam predominância de orientações tipo $\{011\} // N.D$ (textura de cisalhamento). Para o aço P430F a superfície e na região $\frac{1}{4}$ da superfície a componente Goss apresenta-se com maior intensidade. Já o aço P430H as intensidades de componentes de cisalhamento são menos pronunciadas. Para a análise do centro da espessura nota-se para o P430F uma predominância de grãos com orientações em $(001) \langle uvw \rangle$ e $(111) \langle uvw \rangle$, sendo as componentes principais de α nas direções $\{001\} \langle 1-10 \rangle$, que é a interseção entre a fibra α e a fibra θ , e as direções $\{113\} \langle 1-10 \rangle$ e $\{112\} \langle 1-10 \rangle$ da fibra α . Para o aço P430H a textura do centro da espessura mostra-se mais aleatória com as intensidades levemente superiores nas fibras alfa e teta, com as componentes $\{001\} \langle 1-10 \rangle$ da fibra α com intensidades mais elevadas.

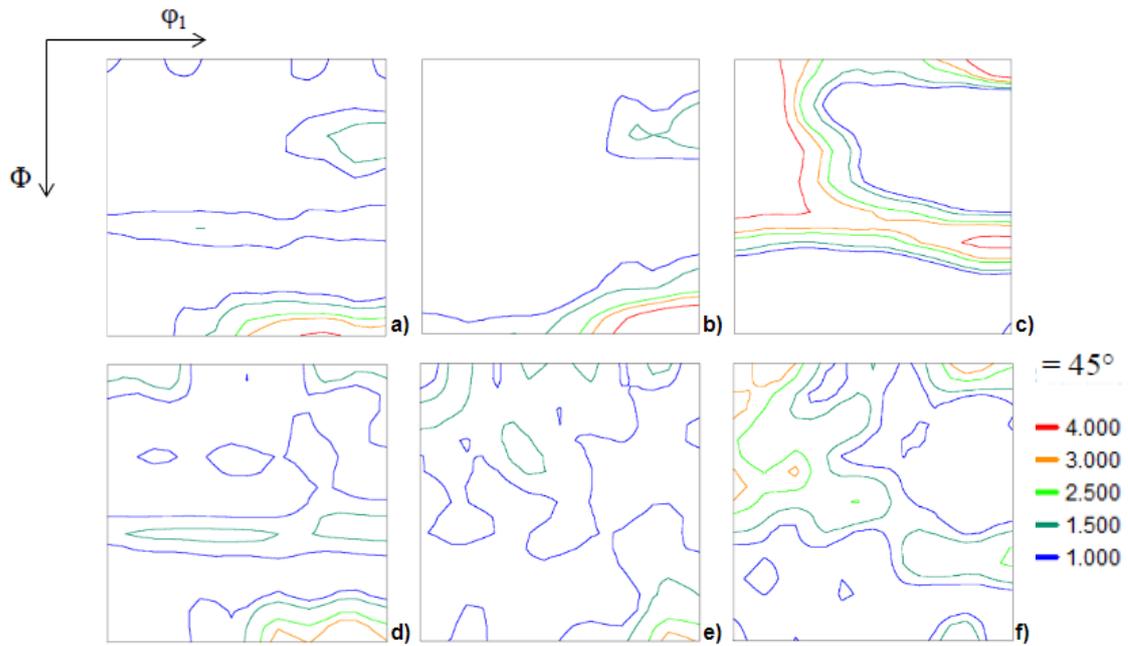


Figura 31:ODF's das bobinas laminadas a quente dos aços P430F e P430H sendo: a) P430F superfície; b) P430F ¼ da espessura; c) P430F ½ da espessura; d) P430H superfície; e) P430H ¼ da espessura; c) P430H ½ da espessura;

As variações das intensidades da fibra α , γ e θ para o centro da espessura para os dois aços são mostradas nas figuras 32 e 33 e 34.

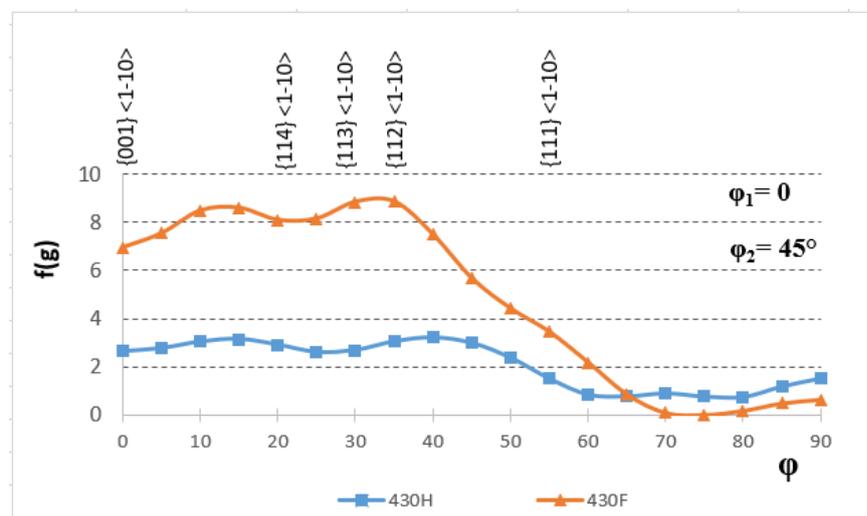


Figura 32: Intensidade das componentes fibra α no centro da espessura para os aços P430F e P430H.

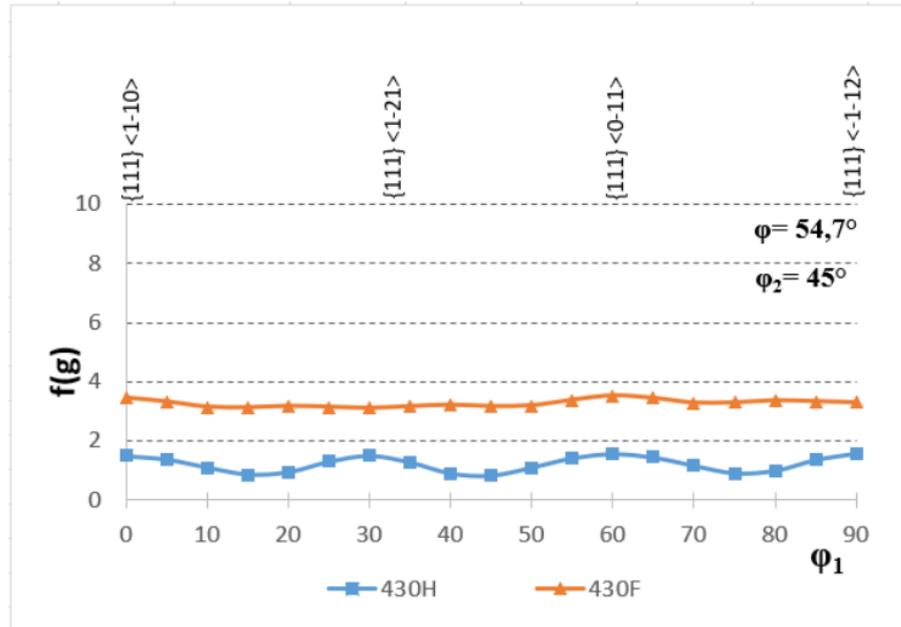


Figura 33: Intensidade das componentes fibra γ no centro da espessura para os aços P430F e P430H.

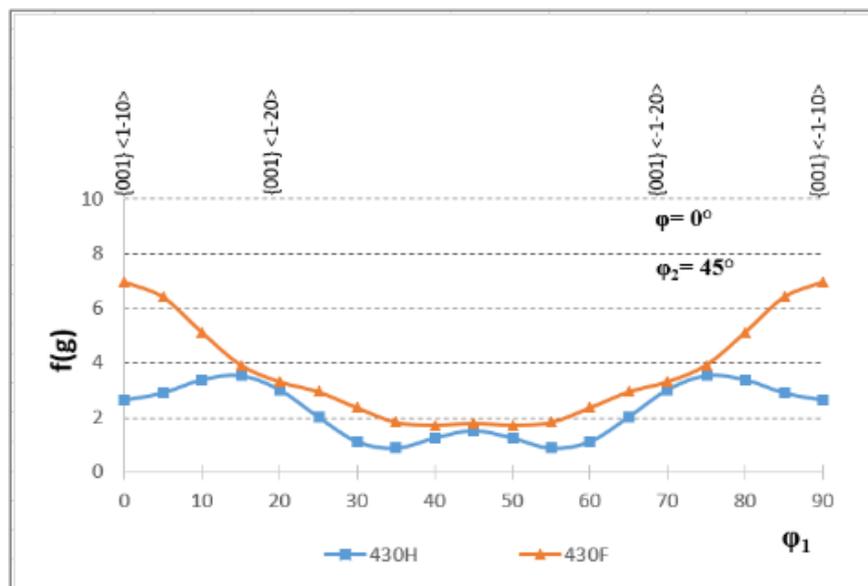


Figura 34: Intensidade das componentes fibra θ no centro da espessura para os aços P430F e P430H.

5.1.3 Microtextura por EBSD

Observa-se no mapa de orientação, figura 35, que a orientação dos grãos é bastante heterogênea ao longo da espessura para os dois materiais. Para o aço P430F na região de superfície, a microestrutura é formada por grãos mais finos com textura de maior predominância em $\{011\} // N.D$ (textura de cisalhamento). No centro da espessura o aço P430F apresenta grãos mais alongados com predominância da orientação $\{100\} // D.N$. Além disso, como se pode observar pelo mapa de KAM na figura 36, que o centro da espessura não estão totalmente recristalizados para o aço P430F, uma vez que existe a presença de regiões com diferença angular superiores a 1 grau, indicando apenas um processo de recuperação parcial ao final da laminação a quente. Para o aço P430H, a bobina laminada a quente apresenta-se com microestrutura de grãos mais grosseiros e recristalizados e com orientação mais aleatória.

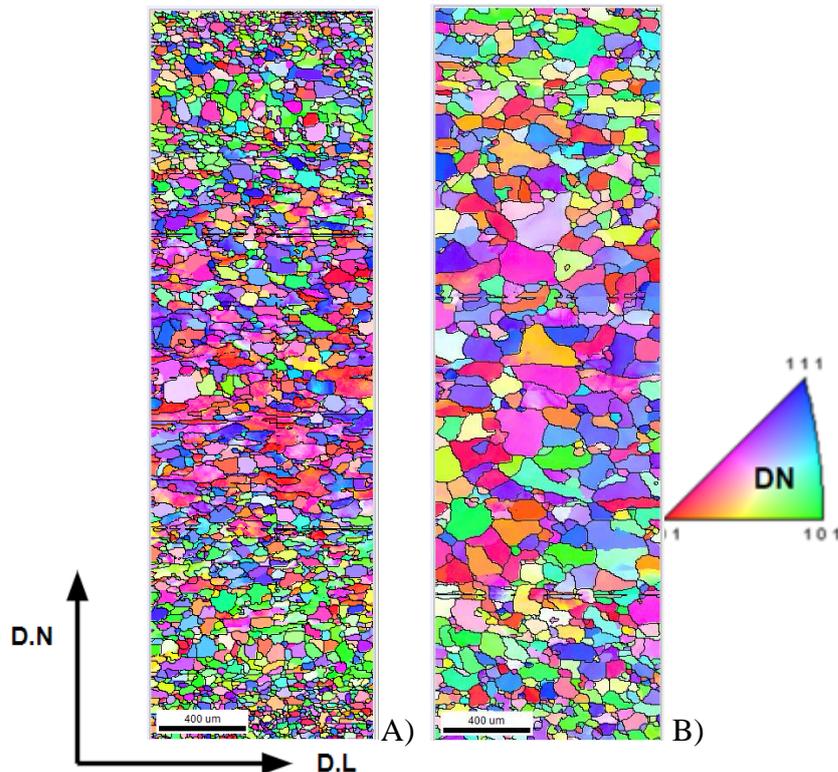


Figura 35: Mapa de Orientação das bobinas laminadas a quente sendo A) P430F e B) P430H

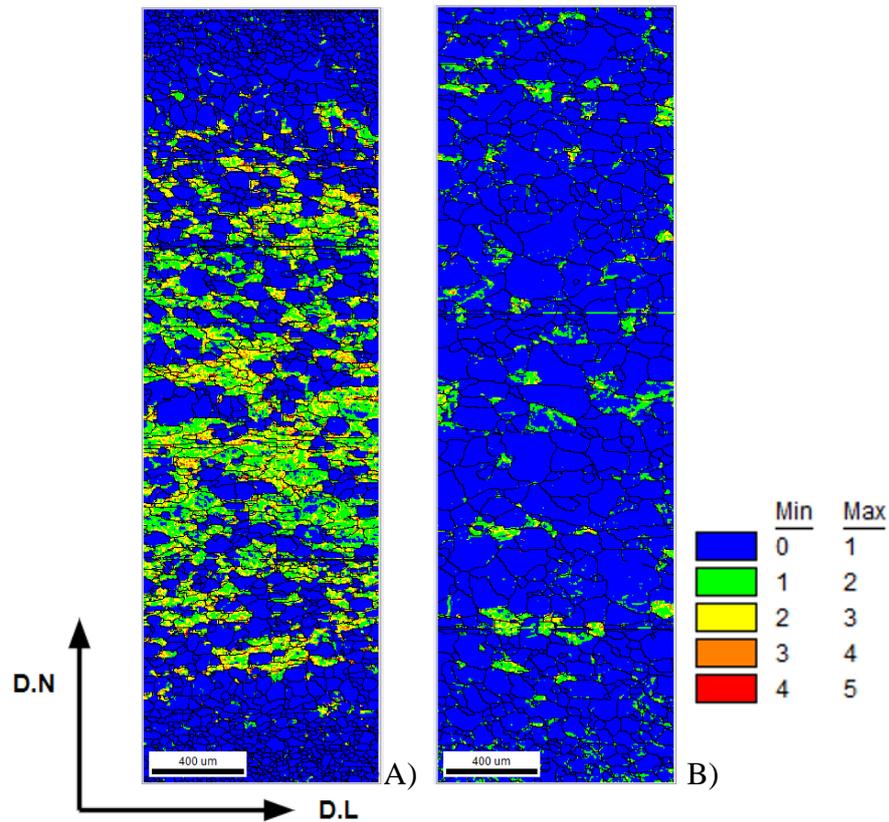


Figura 36 : Mapa de KAM da bobina laminada a quente calculado com base no 1° vizinho onde A) P430F e B) P430H

A figura 37 mostra a microtextura por EBSD da espessura completa das bobinas laminadas a quente. Na ODF $\Phi_2 = 45^\circ$ para o aço P430F o desenvolvimento da fibra α foi mais intenso, com máximo de $f(g)$ na componente $\{113\} \langle 1-10 \rangle$ e com componente de Goss de intensidade mais fraca. Para o aço P430H a textura mostra-se mais aleatória.

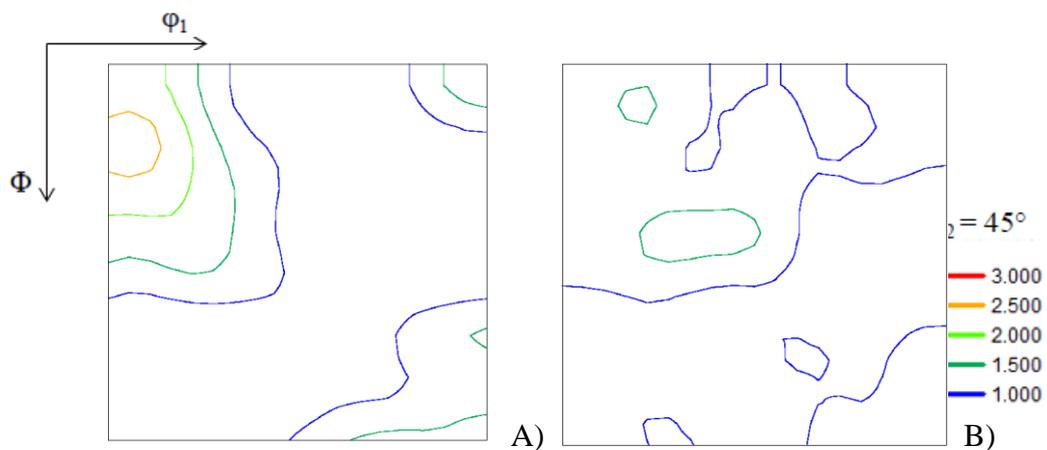


Figura 37: Microtextura por EBSD da espessura completa das bobinas laminadas a quente onde: A) P430F e B) P430H

5.1.4 Discussão sobre a Bobina Laminada a Quente

Conforme pode-se observar, os aços apresentaram microestrutura e textura diferentes após a laminação a quente mesmo processados com os mesmos parâmetros. Durante a laminação a quente, aços inox estabilizados passam por processo de recuperação dinâmica acelerado antes da recristalização, o que associado a ausência de transformação de fase restringe à randomização da textura através da recristalização dinâmica e estática⁽²⁵⁾. Os teores de titânio e de nióbio em solução sólida (ΔNb e ΔTi) ou na forma de precipitados podem ser os fatores responsáveis por essa diferença, através da diminuição da mobilidade dos contornos de grão. Sendo assim, os teores destes elementos em solução sólida foram calculados, usando-se a equação 2 para o aço P430F. Para o aço P430H, devido a dupla estabilização, os teores em solução sólida são calculados conforme as equações 11 e 12⁽¹²⁾: Os resultados são mostrados na tabela 6.

$$\Delta\text{Ti} = \text{Ti} - 3,42\text{N} - (0,3 \times 4\text{C}) \quad (11)$$

$$\Delta\text{Nb} = \text{Nb} - (0,70 \times 7,74\% \text{C}) \quad (12)$$

Tabela 6: Resultados dos cálculos de Ti e Nb em solução sólida.

Aço	ASTM	C%	Ti%	Nb%	N (ppm)	ΔNb	ΔTi
Aperam							
P430F	430	0,029	-	0,41	185	0,07	0
P430H	430	0,016	0,11	0,08	202	0	0,02

Os valores de ΔTi e ΔNb indicam que a maior fração dos elementos está na forma de precipitados, é também mostram que o aço P430F possui uma quantidade de nióbio em solução sólida (SS) superior a quantidade de Ti em SS no P430H. Essas condições associadas ao efeito mais pronunciado do Nb em retardar a recristalização, devido ao efeito “drag effect, explica a maior dificuldade na recristalização do aço P430F. O efeito “drag effect é mais evidente na presença de nióbio devido a solubilidade muito menor do deste elemento na ferrita, cerca de

10x menor em relação ao Ti, o que promove a dificuldade de arraste de impurezas pelo contorno de grão retardando assim os fenômenos da recristalização⁽²⁶⁾. Este efeito promove o endurecimento por solução sólida e também a redução ou parada da migração dos contornos de grão por efeito arraste. A ação do nióbio reduz o crescimento de grão, aumenta a resistência e retarda a recristalização dinâmica⁽²⁶⁾.

Devido à dificuldade de recristalização do P430F em relação ao P430H é possível observar componentes de textura mais acentuados, além de uma microestrutura apenas parcialmente recuperada ao final do processo. A componente da fibra α $\{001\}\langle 110\rangle$ durante a laminação a quente é propensa a ter somente recuperação em função da sua baixa energia armazenada durante as deformações. Este fator associado a presença de Nb no P430F, dificulta os processos de recristalização durante a laminação a quente o que resulta em uma alta intensidade desta componente no centro da espessura. Lee e Colabores sugerem que a orientação $\{001\}$ //ND é formada por grãos colunares da placa, e é inerente ao processo de lingotamento.

A fibra gama também foi mais intensa no P430F o que é favorável para o aumento desta fração após laminação e recozimento final.

Para o P430H a recristalização durante a laminação é mais favorável devido aos baixos teores de Ti em solução sólida e o baixo teor de Nióbio, o que favorece o aparecimento de textura de intensidades mais fracas.

O gradiente de textura nas amostras está relacionado com as diferentes formas de deformação durante a laminação. Na superfície das chapas a deformação por cisalhamento é dominante devido ao contato da chapa com os cilindros de laminação. A deformação por cisalhamento continua a diminuir ao longo da espessura. Na deformação por cisalhamento a componente Goss apresenta-se com maior intensidade. Este tipo de deformação combinada, cisalhamento e deformação plana, promove uma maior concentração de energia de discordâncias facilitando o processo de recristalização. Este gradiente é caracterizado pelas fibras alfa e gama no centro e textura de cisalhamento na superfície.

A combinação de recuperação, deformação plana e grãos alongados levam a uma textura típica de laminação a frio para o aço laminado a quente no centro da espessura conforme observado no aço P430F⁽²⁰⁾⁽²⁵⁾⁽²⁸⁾.

5.2 Análise da Bobina Laminada a Frio

5.2.1 Análise por Microscopia Ótica

A figura 38 mostra a microestrutura das amostras laminadas a frio com redução de 85%. Observa-se que a microestrutura está com grãos altamente deformados e alongados na direção de laminação.

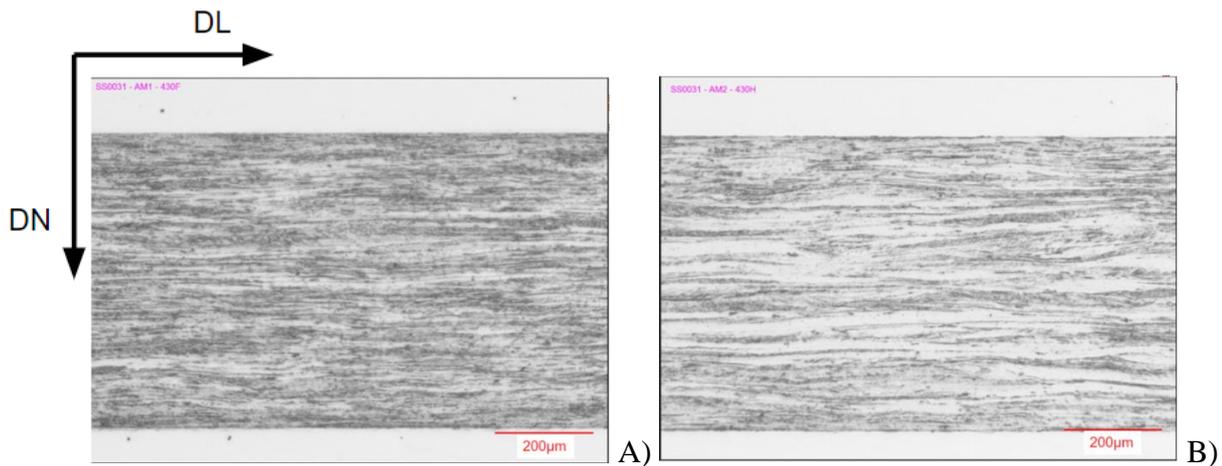


Figura 38: Micrografias das bobinas laminadas a frio espessura completa; A) P430F e B) P430H. Ataque Vilela

5.2.2 Macrot textura por Difração de Raios-X

A textura das bobinas após laminação a frio foi avaliada por difração de raios-x em duas regiões, na superfície e no centro da espessura. A coleta de dados foi realizada no plano normal – DN, porém as ODF's foram plotadas no software OIM. A figura 39 apresenta as ODF's com seção $\Phi_2 = 45^\circ$ da região da superfície dos dois materiais.

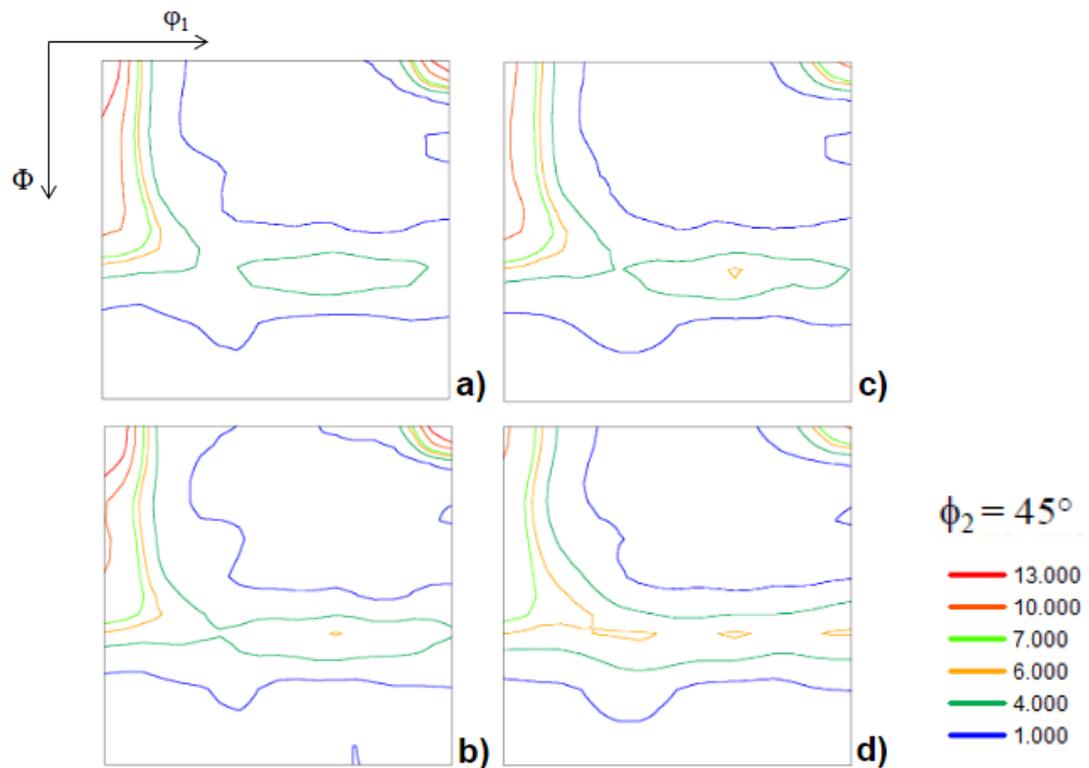
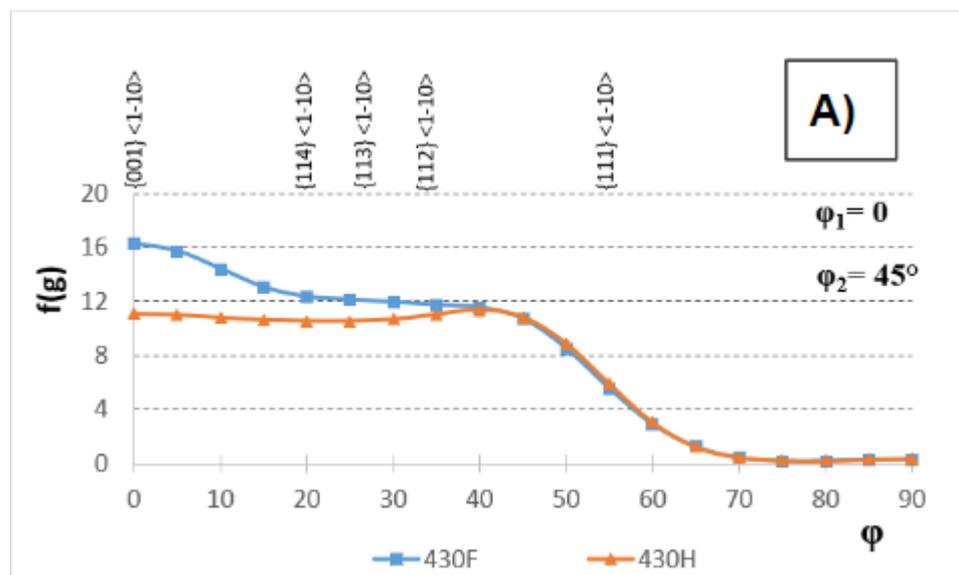


Figura 39: ODF's das bobinas laminadas a frio dos aços P430F e P430H na região de superfície e centro da espessura onde: a) e b) Superfície e centro aço P430F e c) e d) superfície e centro do P430H

Observa-se nas ODF's que para ambos os materiais a fibra α foi a mais desenvolvida com maiores intensidades $\{001\}\langle 1-10\rangle$ e com aumento do ângulo Φ a intensidade das componentes é reduzida conforme mostrado na figura 40. Observa-se que no centro da espessura as intensidades das componentes são superiores a superfície.



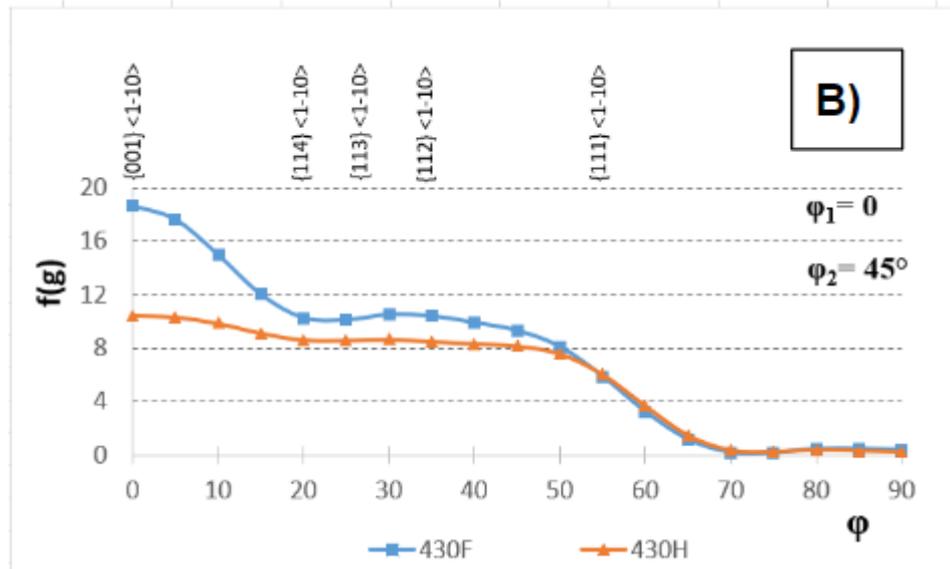
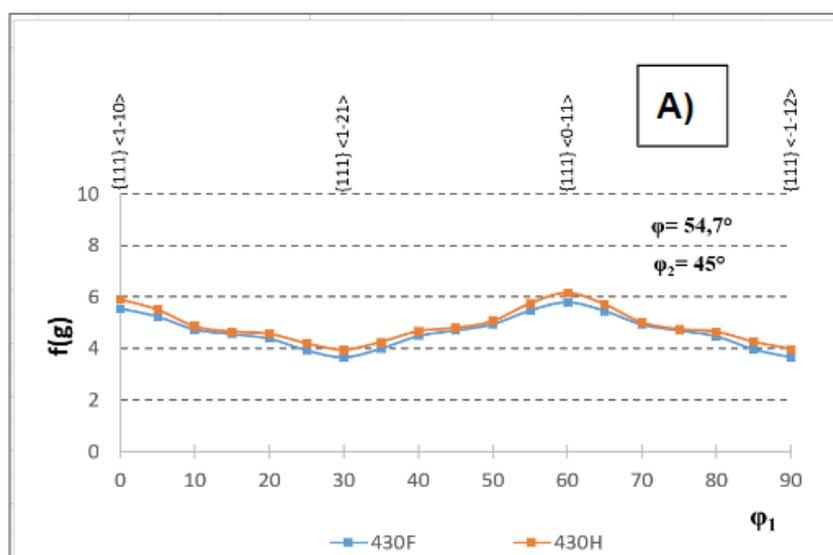


Figura 40: Distribuição das intensidades da fibra α ao longo de ϕ , sendo: A) Superfície e B) Centro da espessura

A fibra γ também foi desenvolvida nos dois materiais com as componentes com maior intensidade de $\{111\} \langle 1-21 \rangle$ e $\{111\} \langle 1-10 \rangle$. Destaca-se que a componente $\{111\} \langle 1-10 \rangle$ está localizada no ponto de interseção entre a fibra α e a fibra γ . O aço P430H apresentou maiores intensidades da fibra γ no centro da espessura em relação ao P430F.

A distribuição das intensidades das componentes da fibra γ presente nos aços e mostrado na figura 41.



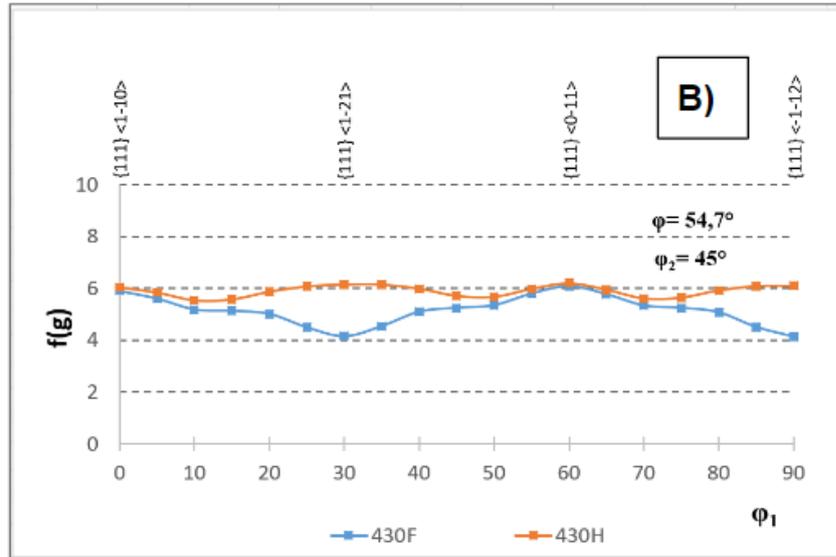
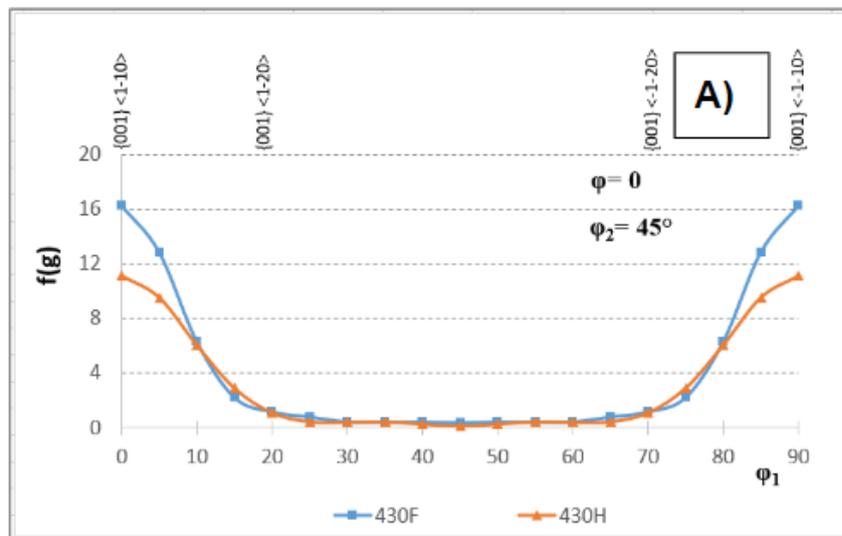


Figura 41: Distribuição das intensidades da fibra γ ao longo de ϕ_1 , sendo: A) Superfície e B) centro da espessura

Outro fator importante que se destaca é a fração volumétrica da fibra θ mais fortemente presente no aço P430F. A distribuição está mostra na figura 42.



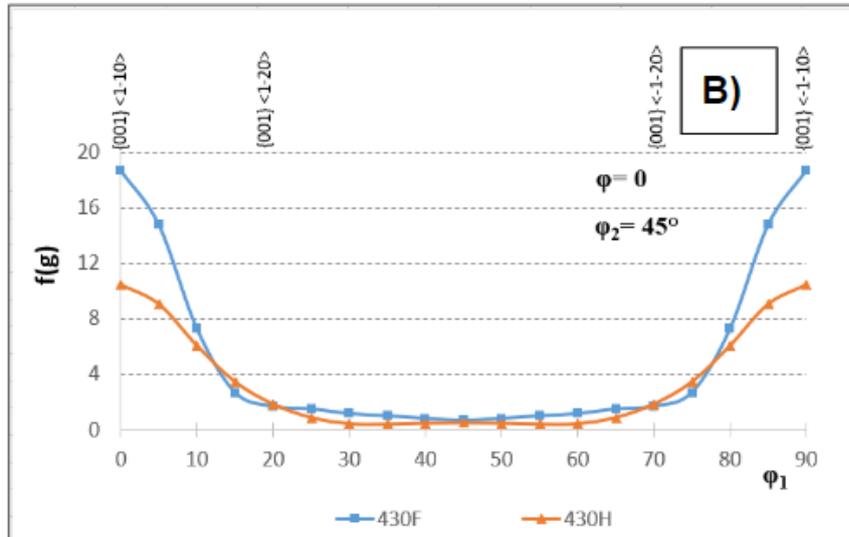


Figura 42: Distribuição das intensidades da fibra θ ao longo de φ_1 , sendo: A) Superfície e B) centro da espessura

A tabela 7 demonstra a fração volumétrica destas fibras nas regiões de superfície e centro da espessura.

Tabela 7: Comparativo entre a fração volumétrica das principais fibras dos aços P430F e P430H nas regiões de superfície e no centro da espessura.

Fibra	430F		430H	
	Superfície	Centro	Superfície	Centro
α	0,418	0,397	0,384	0,345
γ	0,282	0,276	0,304	0,327
θ	0,153	0,175	0,131	0,130

5.2.3 Microtextura por EBSD

A técnica de EBSD foi utilizada com objetivo de observar a microtextura das amostras laminadas a frio, com 85% de redução na espessura.

A figura 43 mostra o mapa de orientação IPF dos aços. Observa-se que a matriz dos aços apresenta uma microestrutura bandeadada com grãos deformados e alongados na direção de laminação. A estrutura do P430F apresenta-se com lamelas mais finas enquanto o P430H

apresenta lamelas mais grosseiras devido a diferença observada no tamanho de grão inicial dos materiais. Observa-se que alguns grãos apresentam estrutura bastante fragmentada, enquanto outros grãos apresentam baixa fragmentação. Essa heterogeneidade de deformação no interior do grão pode ser observada pela presença de regiões com alta diferença angular dentro dos grãos demonstrado no mapa de KAM da figura 44.

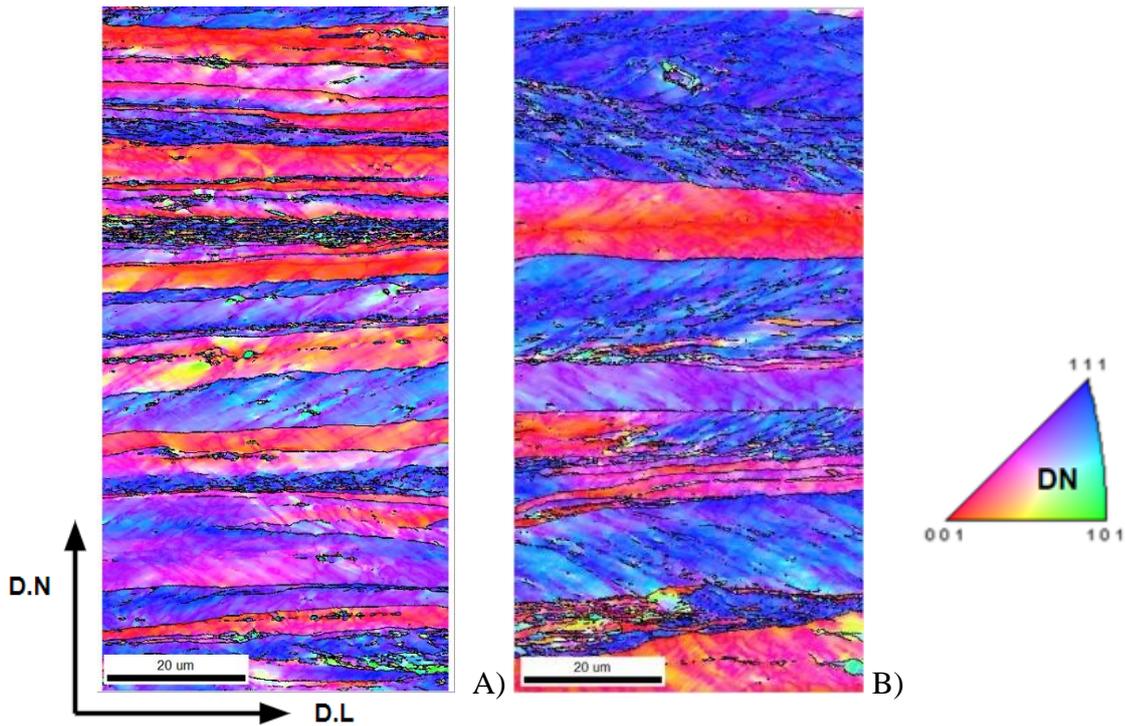


Figura 43: Mapa de Orientação das bobinas laminadas a frio com 85% de redução sendo: A) P430F e B) P430H

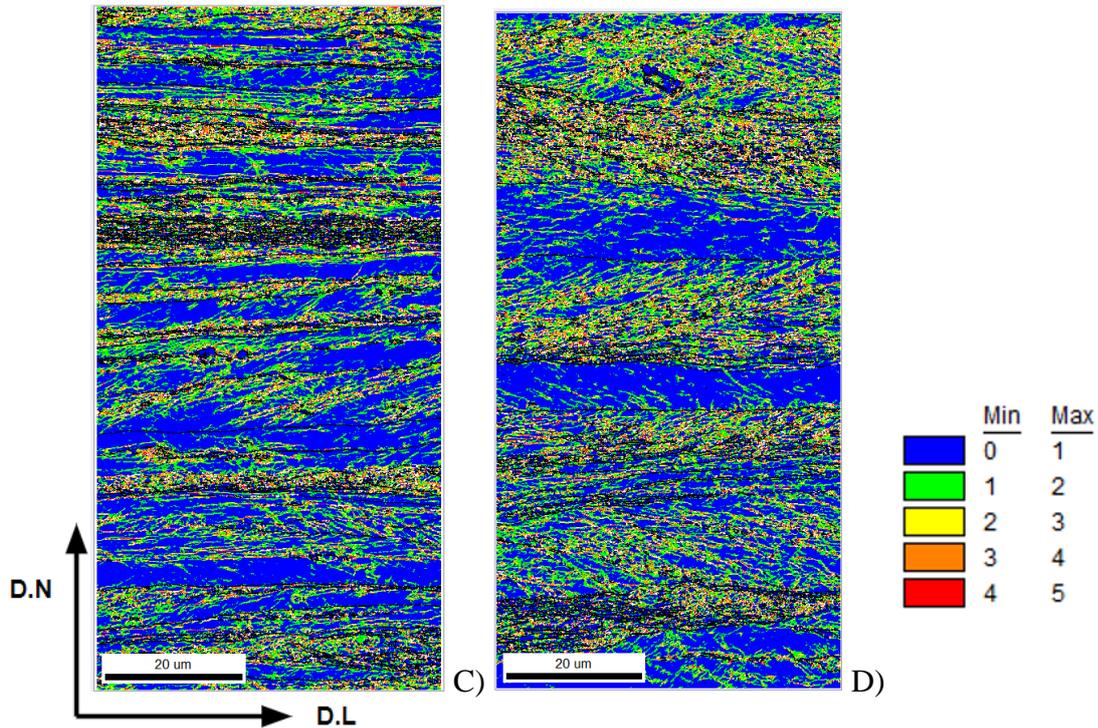
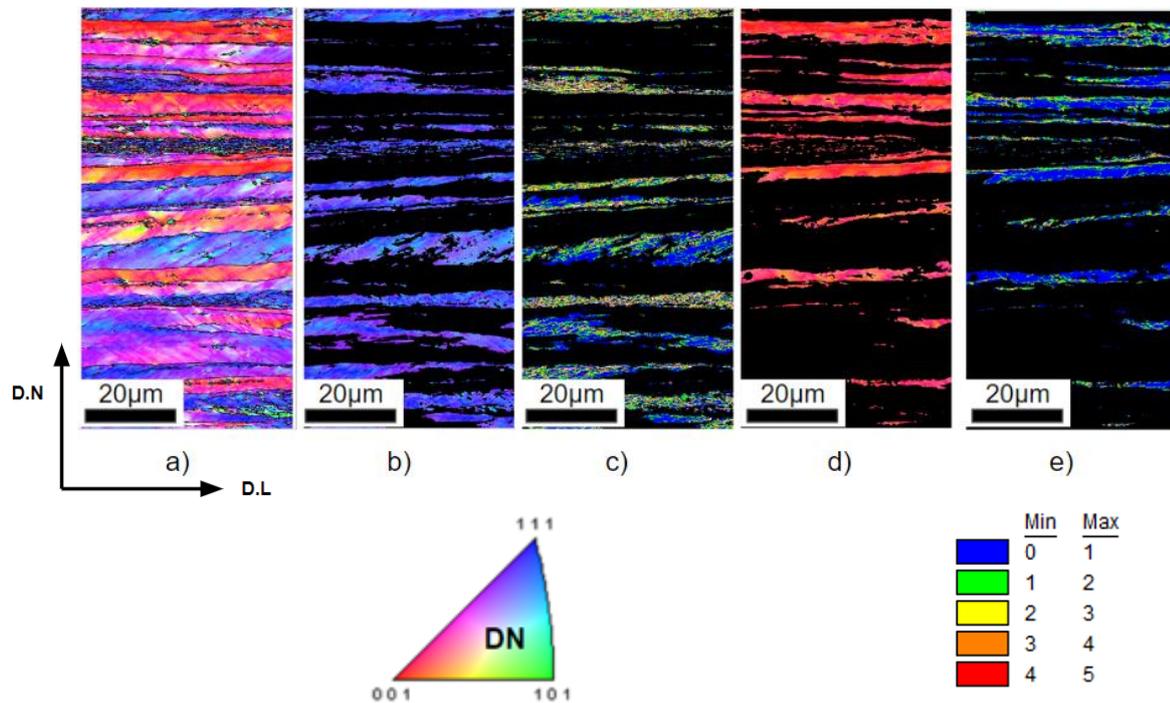


Figura 44: Mapa de KAM da bobina laminada a frio, calculado com base no 1° vizinho onde A) P430F e B) P430H

A partir do mapa de KAM mostrado na figura 44 é possível avaliar regiões com diferença angular baixa (≤ 1) e regiões com altas concentrações de diferença angular alta (> 1). As figuras 45 e 46 demonstram os mapas de orientação IPF dos aços P430F e P430H respectivamente, assim como o mapa de orientação das orientações $\{111\} // DN$ e $\{100\} // DN$ e o respectivo mapa de KAM para cada orientação. Observa-se que as orientações que apresentaram regiões de alta diferença angular são regiões com orientações $\{111\} // DN$ e as regiões de baixa diferença correspondem as orientações $\{100\} // DN$.



Legenda de a), b) e d)

Legenda de c) e e)

Figura 45: Avaliação da fração das fibras $\{111\} // N.D$ e $\{100\} // D.N$ do aço P430F com seus respectivos mapas de KAM onde: a) mapa de orientação, b) e c) Mapa de fibras $\{111\} // N.D$ e mapa de KAM e d) e e) Mapa de fibras $\{100\} // N.D$ e mapa de KAM. Mapa KAM considerando o 1° Vizinho

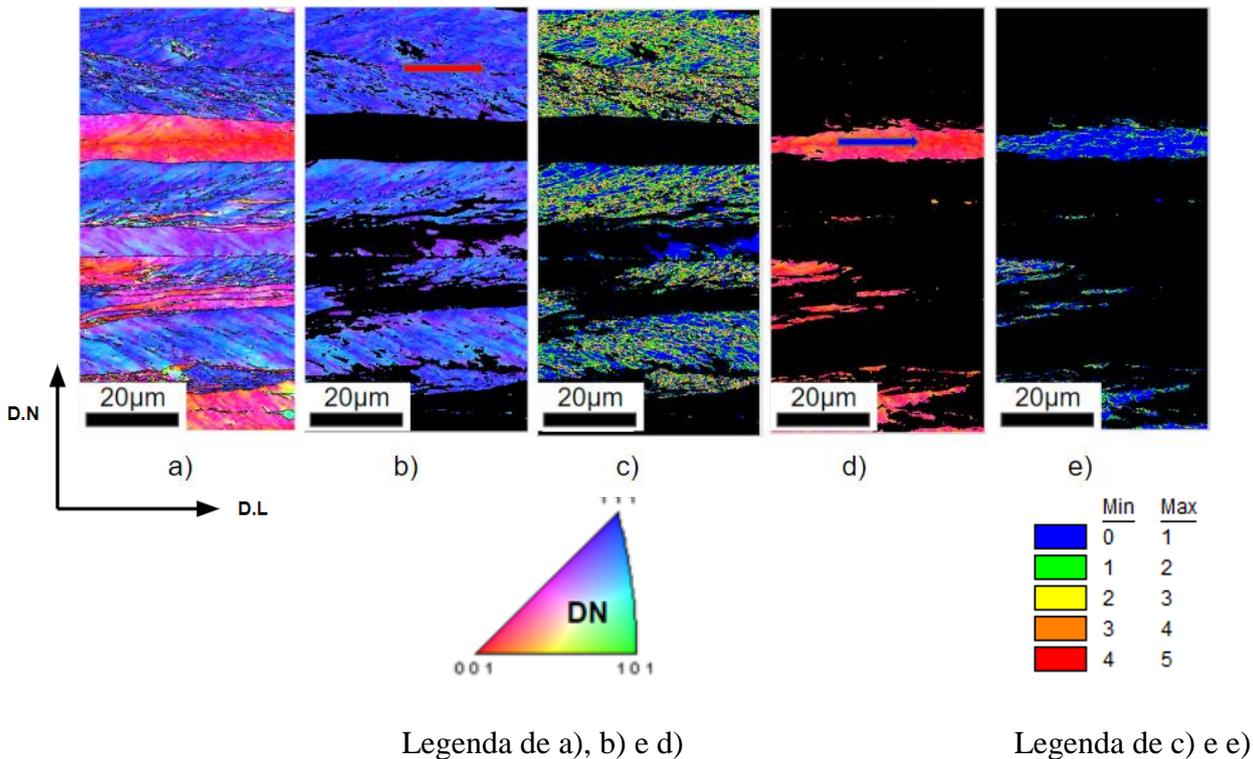


Figura 46: Avaliação da fração das fibras $\{111\} // N.D$ e $\{100\} // N.D$ do aço P430H com seus respectivos mapas de KAM onde: a) mapa de orientação, b) e c) Mapa de fibras $\{111\} // N.D$ e mapa de KAM e d) e e) Mapa de fibras $\{100\} // N.D$ e mapa de KAM. Mapa KAM considerando o 1° Vizinho.

A figura 47 apresenta a diferença de orientação obtida em duas regiões, sendo um com orientação pertencente à fibra α e outro com orientação pertencente à fibra γ . Traçou-se a linha teste de cor azul ao longo de DL na região com orientação $\{100\} // N.D$ e uma linha de cor vermelha ao longo de DL na região com orientação $\{111\} // N.D$ mostrados na figura 54 b) e d) respectivamente. Observa-se ao longo de DL que a diferença de orientação ponto-a-ponto da orientação de $\{100\} // N.D$ não excede 4° e a diferença acumulada com relação à origem da linha teste é de aproximadamente 6° para acomodar a deformação plástica. Para as orientações $\{111\} // N.D$ a diferença entre os pontos apresenta altas picos chegando a diferenças de até 16° e a diferença entre ponto e origem atinge valores de 12° . A partir dos dois perfis, pode-se inferir que a energia armazenada na região com orientação de $\{100\} // N.D$ é baixa e a região com orientação $\{111\} // N.D$ é alta.

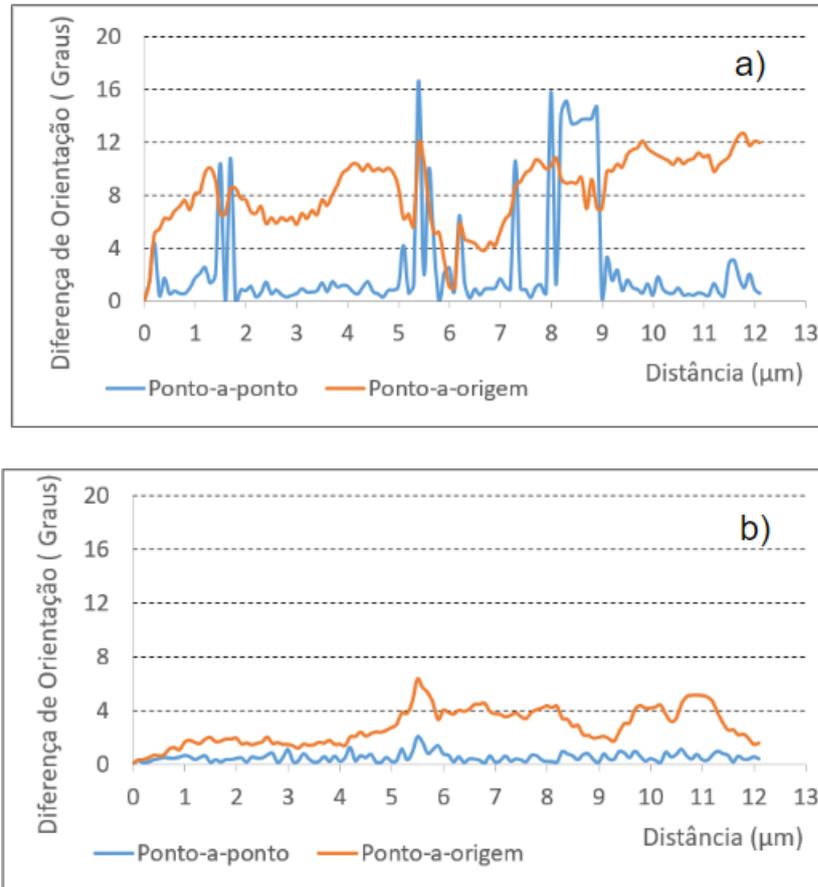


Figura 47: Diferença de orientação da orientação entre pontos das fibras sendo: a) $\{111\} // N.D$ e b) $\{100\} // N.D$

5.2.4 Discussão sobre a Bobina Laminada a Frio

Texturas de deformação semelhantes as encontradas neste trabalho também foram observadas em outras ligas de aço inoxidável ferrítico contendo Ti e Nb^(8,25,31,32).

A textura após a laminação a frio dos materiais mostrou maiores diferenças na região central do que na superfície, evidenciado pela diferença entre as frações volumétricas das componentes. No centro da espessura as frações da fibra α para o P430F são muito mais intensas em relação ao P430H, com as componentes $\{001\} \langle -1-10 \rangle$ e $\{001\} \langle -1-10 \rangle$ com as maiores intensidades. Este resultado sugere que essa componente foi retida das maiores frações presentes na bobina laminada a quente do P430F. Em ambos os aços, a componente Goss $\{110\} \langle 110 \rangle$ não foi observada após a laminação a frio. Durante a deformação, a componente Goss pode rotacionar para a componente $\{001\} \langle 110 \rangle$ ou $\{111\} \langle 112 \rangle$ ⁽²⁰⁾.

Também foi possível avaliar pelas análises de EBSD a energia armazenada em cada orientação. Como tem sido relatado^(20,21,30,33), grãos com orientações nas proximidades de $\{001\} \langle 110 \rangle / \{112\} \langle 110 \rangle$ tendem a ter uma maior tamanho do subgrão e desorientações menores de vizinhos/vizinhos quando comparado a grãos do tipo $\{111\} \langle 110 \rangle / \{111\} \langle 112 \rangle$, no entanto, tendem a ter um formato mais equiaxial após o recozimento. Os seguimentos de alto ângulo observados nas regiões com orientação da fibra γ podem ser importantes na etapa de recristalização, pois os contornos de alto ângulo possuem alta mobilidade e, deste modo favorecem a recristalização.

A densidade de discordâncias presentes em determinadas orientações está relacionada com a quantidade de planos de deslizamento cristalográficos, à natureza e grau de interação entre as elas. Esta energia é determinada pela densidade e distribuição das discordâncias dentro dos cristais que provocam maiores diferenças angulares entre duas regiões. As orientações que apresentam maior densidade e distribuições de discordâncias após a deformação são: $\{110\} > \{111\} > \{112\} > \{100\}$ ⁽³⁴⁾.

5.3 Estudo da Evolução da Recristalização

Com o propósito de comparar a evolução da microestrutura e textura dos dois aços durante o recozimento, realizou-se o recozimento das bobinas laminadas a frio em escala laboratorial em diferentes temperaturas com interrupção no ciclo de recozimento.

A evolução da recristalização para os dois aços foi avaliada a partir das medidas da fração amaciada em função do aumento da temperatura de recozimento. A fração amaciada pode ser determinada pelo resultado da dureza obtido ao longo do recozimento a partir da equação 13.

$$X = \frac{H\varepsilon - H_T}{H\varepsilon - H_0} \quad (13)$$

Onde $H\varepsilon$ é a dureza após a laminação a frio, H_T é a dureza na temperatura T e H_0 é a dureza do material completamente recristalizado. Assim, a frações amaciadas foram determinadas nas amostras com recozimento interrompido conforme mostrado na figura 48. Os ensaios foram realizados até se obter a completa recristalização dos aços.

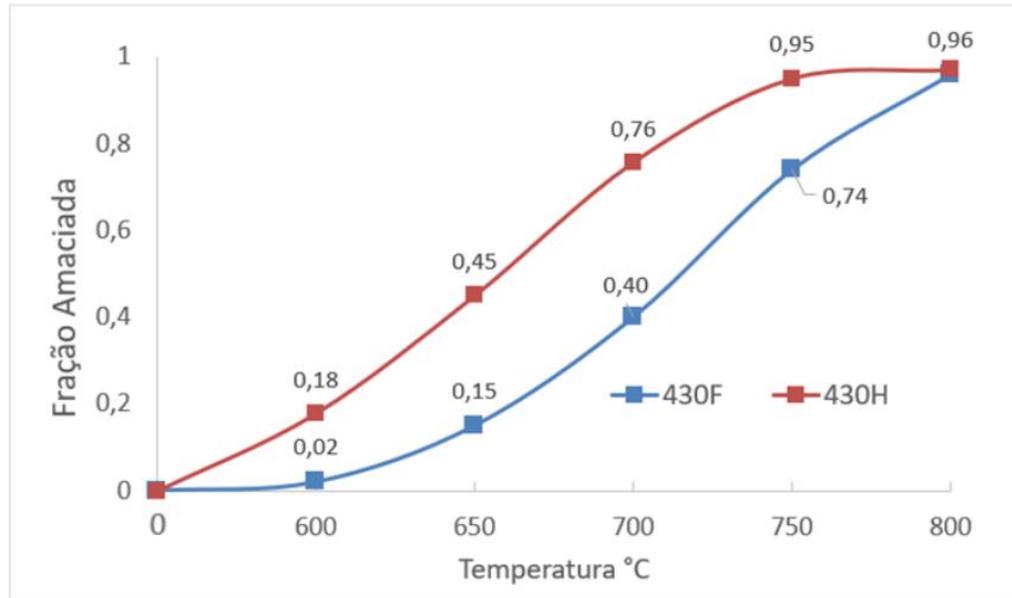


Figura 48: Evolução da fração amaciadas para os materiais após tratamento térmico de recozimento.

Observa-se que o aço P430F apresenta um processo mais lento de amaciamento quando comparado com o P430H, efeito evidenciado na diferença entre as frações amaciadas dos dois aços. Observa-se que o P430F apresenta a fração amaciada completa apenas na temperatura de 800°C, já o P430H apresenta a mesma fração já na temperatura de 750°C. Conforme discutido anteriormente a fração de Nb em solução sólida dificulta os processos de recristalização neste aço, já o P430H possui uma quantidade muito baixa de Ti em solução sólida quando comparado ao P430F, ou seja, não possui a influência pelo mecanismo de drag effect.

A partir do mapa de orientação IPF, é possível avaliar o comportamento do P430F para as temperaturas de 600°C, 650°, 700°C e 750°C. Observa-se que na temperatura de 700°C os primeiros grãos com orientação $\{111\}$ //DN começam a recristalizar. A figura 49 apresenta os resultados por EBSD do aço P430F.

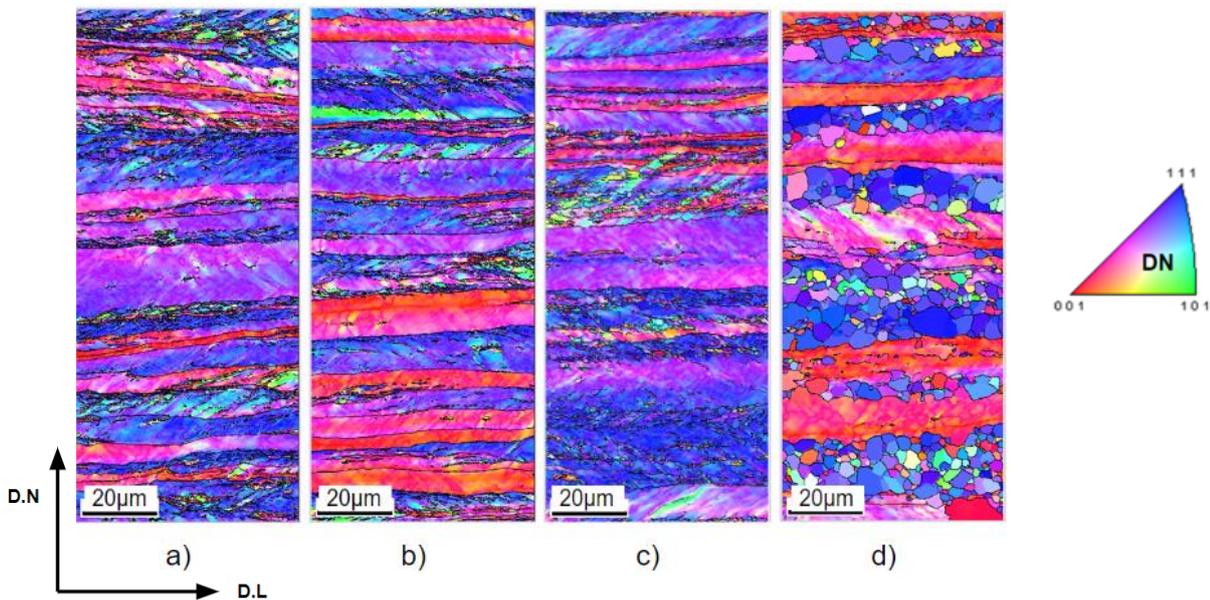


Figura 49: Mapa de orientação para o P430F para diferentes temperaturas sendo: a) 600°C, b) 650°C, c) 700°C e d) 750°C.

A figura 50 mostra uma ampliação do mapa IPF da amostra submetida a tratamento térmico de 700°C com resfriamento rápido. As ampliações foram feitas em duas regiões sendo uma pertencendo a orientação $\{111\} // \text{DN}$ e outra pertencente orientação $\{100\} // \text{DN}$. A seta amarela indica o início da recristalização nas regiões de orientação $\{111\} // \text{DN}$.

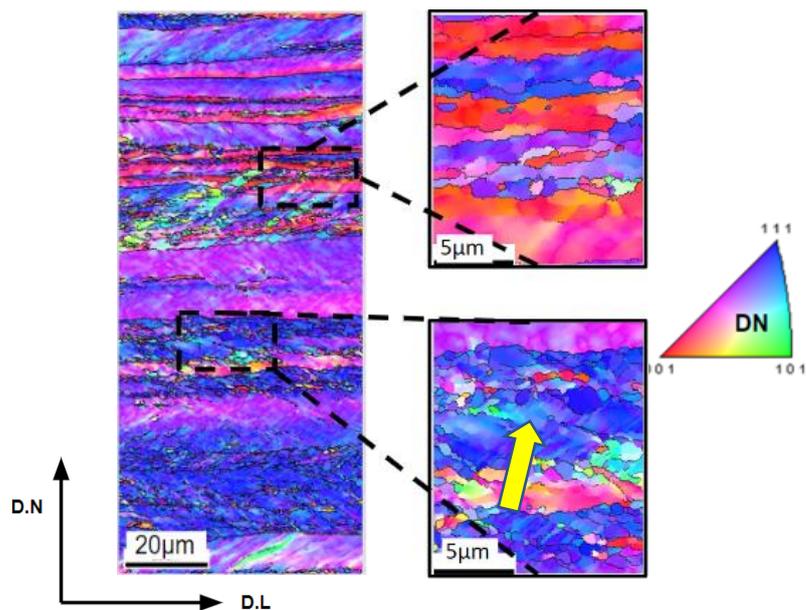


Figura 50: P430F após tratamento térmico de 700°C com ênfase nas regiões com orientação $\{111\} // \text{DN}$ e $\{100\} // \text{DN}$

A figura 51 mostra o mapa IPF do aço P430F quando submetida a temperatura de 750°C. Observa-se o crescimento seletivo de grão no conjunto com orientação $\{111\} // DN$. Nas regiões de orientação $\{100\} // DN$ o fenômeno da recristalização ainda não foi iniciado.

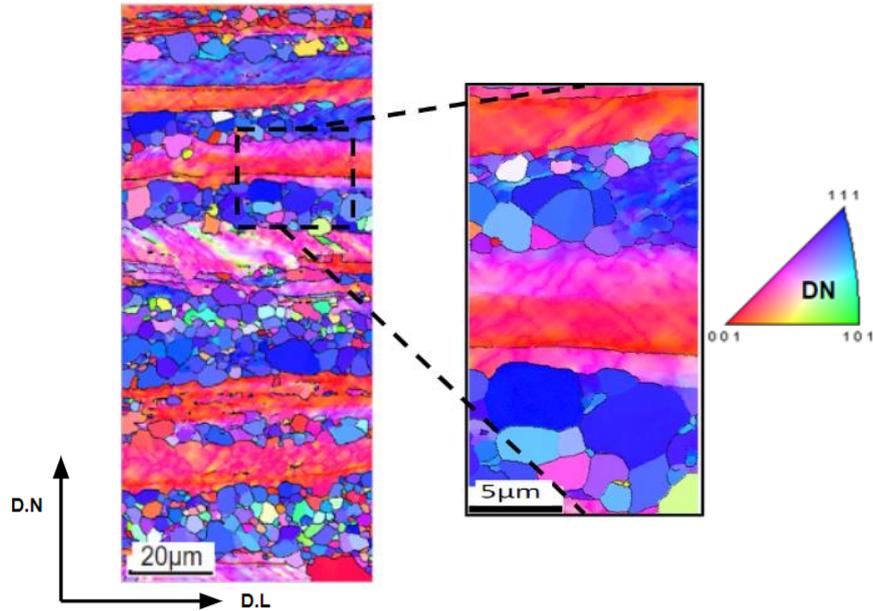


Figura 51: P430F após tratamento térmico de 750°C evidenciando o crescimento preferencial nas orientações $\{111\} // DN$ e com ênfase nas regiões com orientação $\{111\} // DN$ e $\{100\} // DN$

A figura 52 demonstra a evolução da recristalização para o aço P430H pelos mapas de IPF para temperatura de até 750°C. Observa-se a recristalização acontece de forma mais rápida em relação ao aço P430F e é possível observar o crescimento de grão seletivo da orientação $\{111\} // DN$.

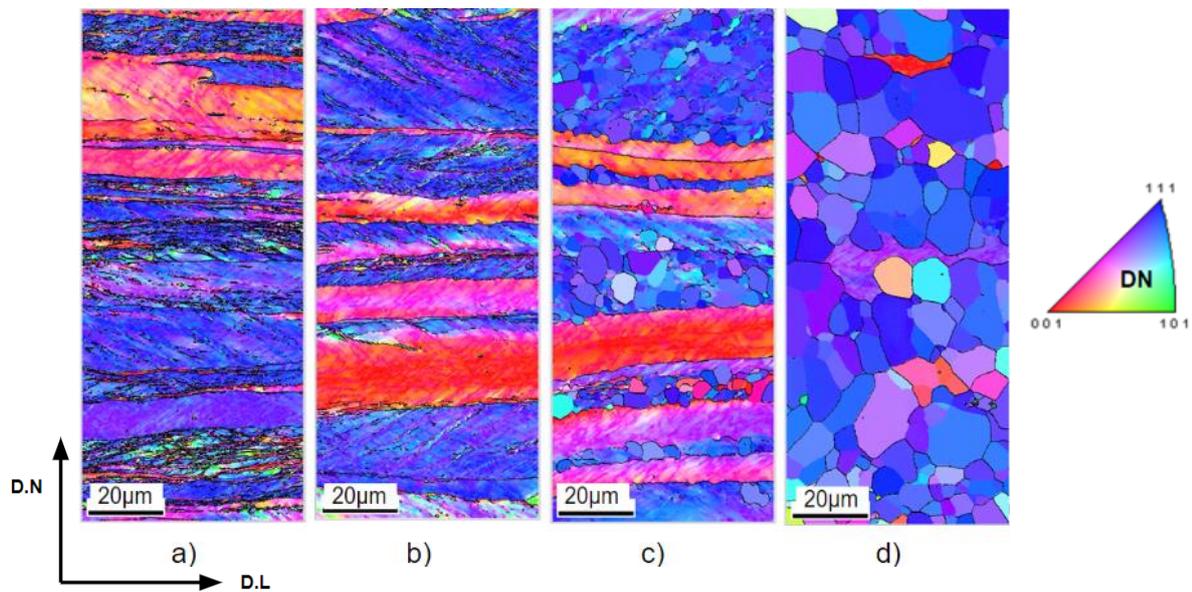


Figura 52: Mapa de orientação para o P430H para diferentes temperaturas sendo: a) 600°C, b) 650°C, c) 700°C e d) 750°C.

A figura 53 mostra uma ampliação do mapa IPF da amostra submetida a tratamento térmico de 650°C com resfriamento rápido. As ampliações foram feitas em duas regiões sendo uma pertencendo a orientação $\{111\} // \text{DN}$ e outra pertencente orientação $\{100\} // \text{DN}$. A seta amarela indica o início da recristalização nas regiões de orientação $\{111\} // \text{DN}$.

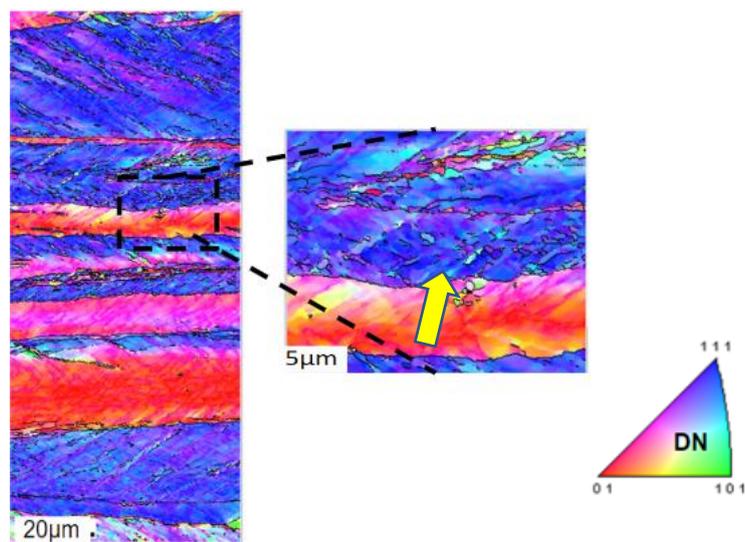


Figura 53: P430H após tratamento térmico de 650°C com ênfase nas regiões com orientação $\{111\} // \text{DN}$ e $\{100\} // \text{DN}$

A figura 54 mostra o aço P430H quando submetido a temperatura de 700°C. Observa-se novamente o crescimento seletivo de grão no conjunto com orientação da $\{111\} // DN$. Nas regiões de orientação $\{100\} // DN$ o fenômeno da recristalização também não foi iniciado. Já com temperaturas de 750°C a microestrutura já apresenta recristalização quase completa conforme figura 53-d).

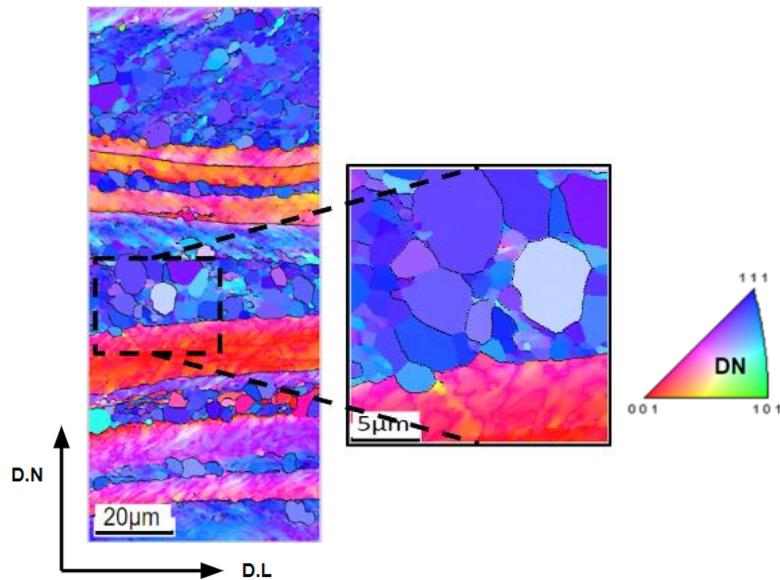


Figura 54: P430H após tratamento térmico de 700°C evidenciando o crescimento preferencial nas orientações $\{111\} // DN$ e com ênfase nas regiões com orientação $\{111\} // DN$ e $\{100\} // DN$

Conforme observado, os primeiros grãos recristalizados ($GOS < 3^\circ$ ⁽³⁵⁾) identificados pela análise via EBSD, surgiram na temperatura de 700°C para o P430F e na temperatura de 650°C o P430H. A figura 55 demonstra as ODF's com seção $\Phi_2 = 45^\circ$ para estes primeiros grãos.

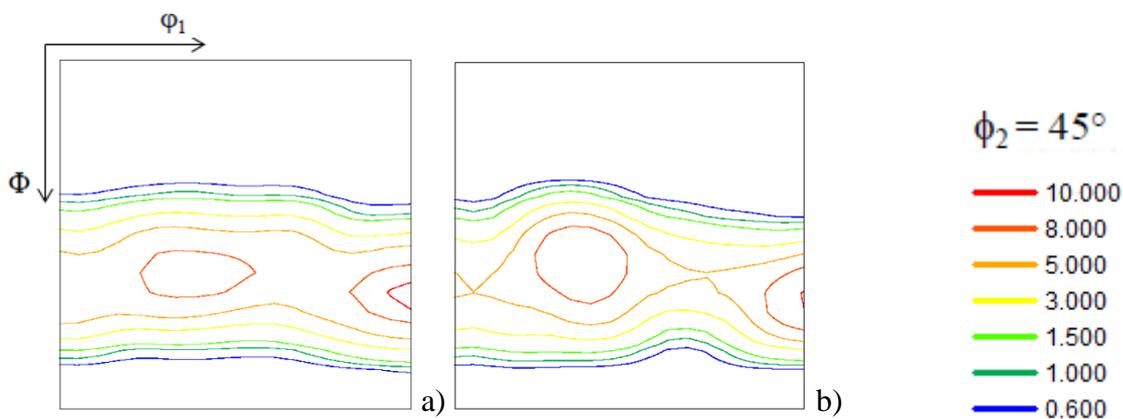


Figura 55 : ODF's com seção $\Phi_2 = 45^\circ$ para os primeiros grãos recristalizados onde: a)P430F e b)P430H.

Observa-se pelas ODF's que estágio inicial da recristalização para os dois aços se inicia através de grãos com orientação em $\{111\}\langle 112\rangle$.

A figura 56 mostra o mapa IPF dos dois aços na temperatura de 800°C. Observa-se que as estruturas se apresentam com grãos já recristalizado sendo o P430H com tamanho de grão superior aos do P430F.

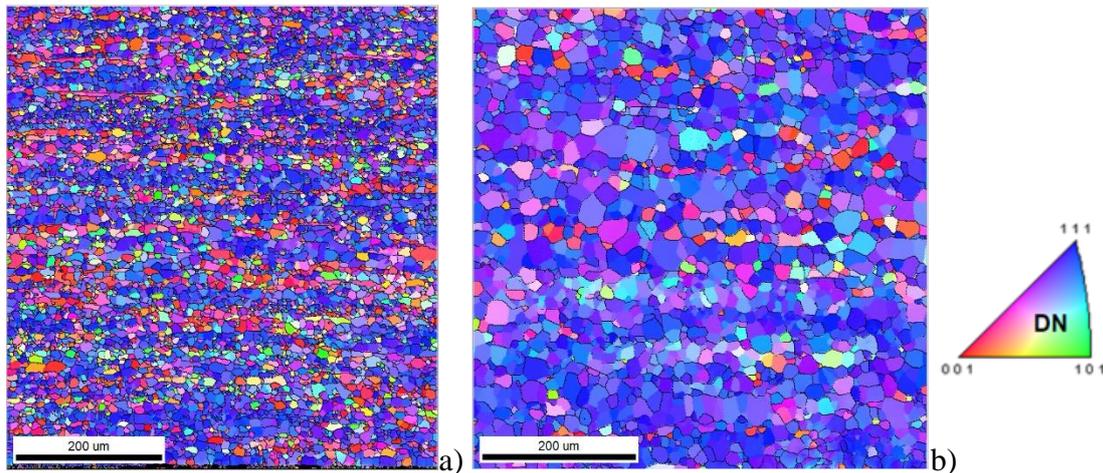


Figura 56: Mapa IPF na temperatura de 800° sendo a) P430F e b) P430H

5.3.1 Discussão sobre a evolução da Recristalização

Conforme foi observado pelas medidas de fração amaciada, figura 48, que o Nb possui um efeito evidente no atraso da recristalização devido ao seu efeito de arraste, que promove interrupção ou atraso na migração dos contornos de grão.

Outro fator que contribuiu para a baixa fração amaciada no P430F é a maior fração volumétrica das orientações do tipo $\{100\} // DN$. A desorientação cumulativa em uma linha paralelo ao RD mostrado na figura 47, mostrou que a energia armazenada durante a deformação para a orientação $\{100\} // ND$, que está presente em maior quantidade no P430F, tende a subir muito mais lentamente mesmo após elevadas deformações a frio e consequentemente terem menor energia para iniciar os processos de recristalização.

As observações anteriores sugerem que a textura também desempenha um papel fundamental na determinação da progressão da recristalização. O processo de recristalização começa com a observação de que os materiais laminados a frio se recuperam rapidamente para formar uma estrutura bem definida que consiste com crescimento anormal de subgrãos dentro das orientações do tipo $\{111\} // ND$, uma vez que a força motriz para recristalização está na energia interna do grão. O crescimento ocorre principalmente nas proximidades de contornos de grão

com uma faixa de orientações em torno de $\{111\}\langle 112\rangle$. Poucos subgrãos com este comportamento ocorrem nas orientações em $\{001\}\langle 110\rangle / \{112\}\langle 110\rangle$. Os subgrãos com orientação $\{111\}\langle 112\rangle$ apresentam crescimento anormal e consomem rapidamente seus vizinhos, mas são, muitas vezes, efetivamente bloqueado nos limites entre os grãos orientados em $\{111\}\langle 110\rangle$, $\{001\}\langle 110\rangle$ e $\{112\}\langle 110\rangle$ ⁽²⁰⁾⁽²¹⁾⁽³³⁾. Este fato foi observado em ambos os aços, onde os primeiros grãos recristalizados apresentaram orientação $\{111\}\langle 112\rangle$.

5.4 Análise da Bobina Laminada a Frio e Recozida Industrialmente

5.4.1 Análise por microscopia ótica

Após o processo de laminação as amostras foram recozidas industrialmente conforme as práticas vigentes. As amostras das bobinas laminadas e recozidas foram obtidas após processo de recozimento, onde o aço P430H foi recozido com temperaturas de 810°C e a bobina de P430F com temperatura de 890°C. As práticas industriais possuem essa diferença devido as necessidades de temperaturas mais elevadas para recristalizar o aço P430F. A figura 57 mostra a microestrutura final após o recozimento industrial dos aços. O resultado mostra grãos equiaxiais recristalizados ao longo de espessura. Nota-se que o tamanho de grão do P430F mostra-se menor em relação ao P430H, mesmo com temperatura de recozimento final com diferença de 80°C.

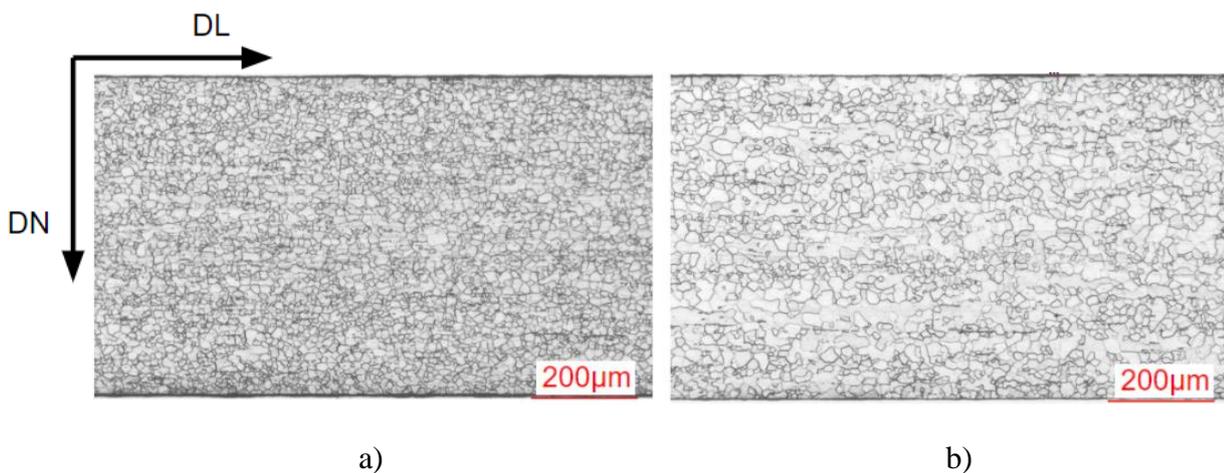


Figura 57: Microestrutura após recozimento final para os aços sendo: a) P430F e b) P430H. Ataque Vilela.

O tamanho de grão médio para os dois aços está mostrado na tabela 8.

Tabela 8: Tamanho de grão após recozimento industrial

Aço	TG-1 (μm)	TG-2 (μm)	TG-3 (μm)	TG-4 (μm)	TG-5 (μm)	TG-Médio (μm)	Erro (%)
430F	11,09	10,9	10,72	12,34	13,22	11,65	0,48
430H	13,57	16,71	16,82	15,43	17,94	16,09	0,75

5.4.2 Análise por Difração de Raios X

A textura das bobinas após o recozimento final foi avaliada por difração de raios-x em duas regiões, na superfície e no centro da espessura. A coleta de dados foi realizada no plano normal – DN por meio do difratômetro de raios-x, porém as ODF's foram plotadas no software OIM. A figura 58 apresenta as ODF's com seção $\Phi_2 = 45^\circ$ da região da superfície dos dois materiais.

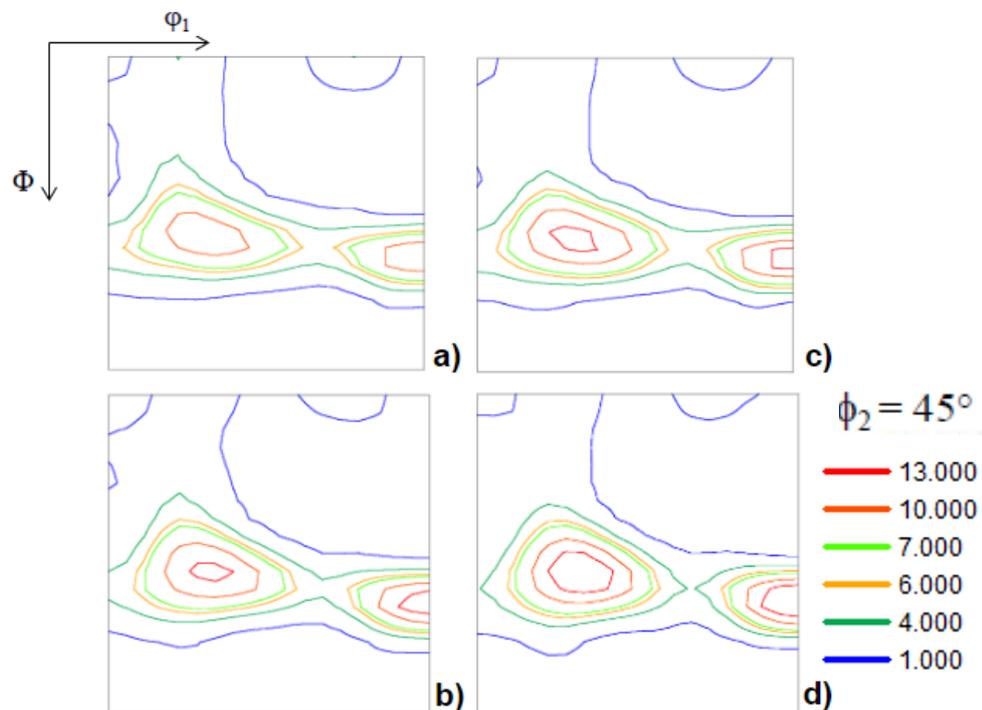


Figura 58: ODF's das bobinas após recozimento final na região de superfície e centro da espessura onde: a) e b) Superfície e centro aço P430F e c) e d) superfície e centro do P430H

Observa-se pelas ODF's que os dois materiais apresentaram textura típicas de aços inoxidáveis ferríticos. O aço P430H e P430F apresentaram quantidades semelhantes de fibra γ porém o P430F apresentou maiores intensidades da fibra θ em relação ao P430H.

As componentes da fibra γ mais desenvolvidas foram $\{111\} \langle 1-21 \rangle$ e $\{111\} \langle -1-12 \rangle$ para ambos os aços. Em relação à fibra θ o P430F apresentou altas intensidades nas orientações $\{001\} \langle 1-20 \rangle$ e $\{001\} \langle -1-20 \rangle$.

A distribuição das intensidades dessas fibras está mostrada nas figuras 59 e 60.

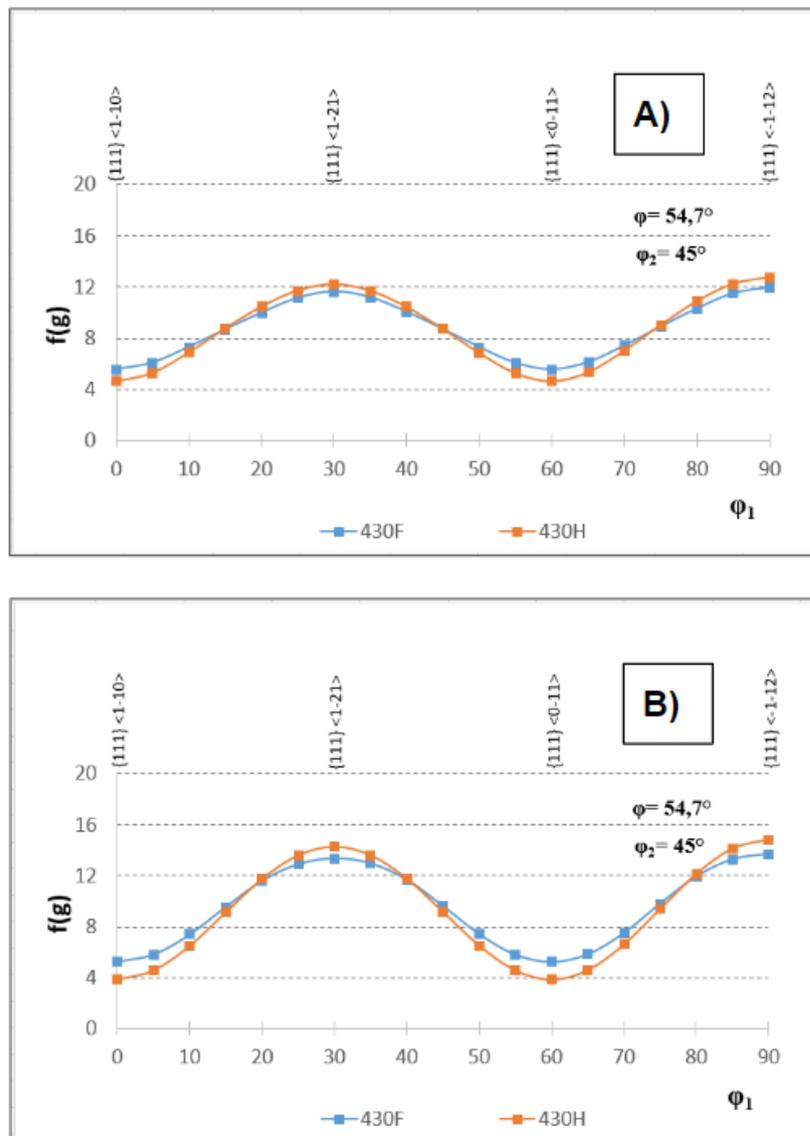


Figura 59: Distribuição das intensidades da fibra γ ao longo de φ_1 , sendo: A) Superfície e B) centro da espessura

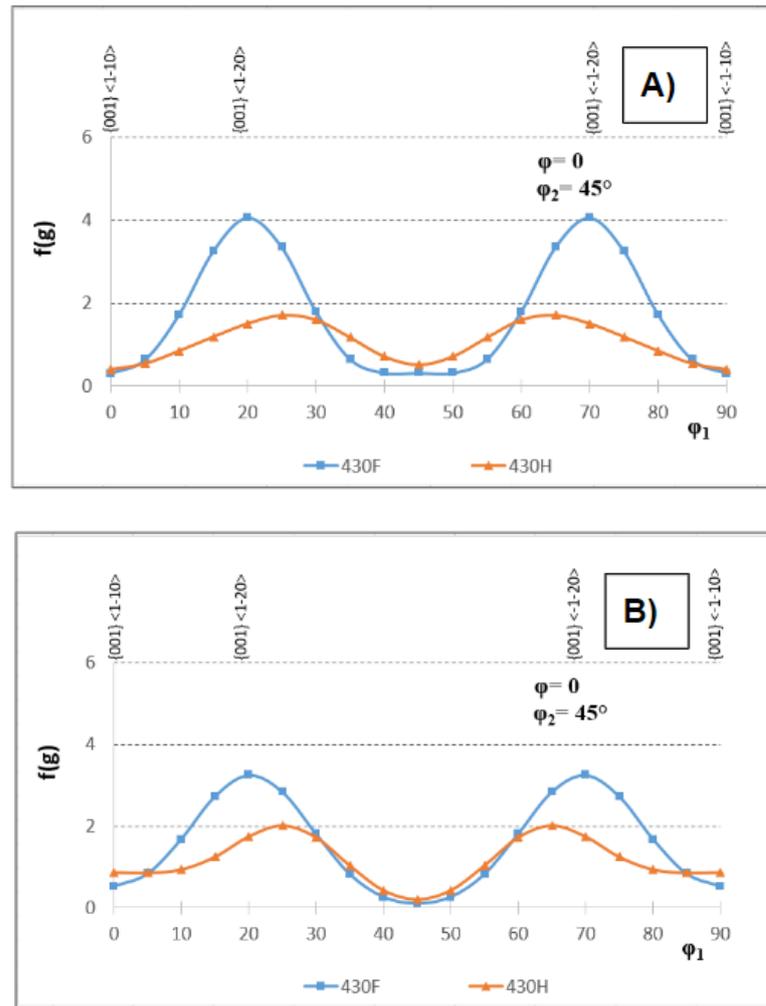


Figura 60 : Distribuição das intensidades da fibra θ ao longo de ϕ_1 , sendo: A) Superfície e B) centro da espessura

As frações volumétricas das principais fibras está mostrado na tabela 9. Observa-se que o aço P430H apresenta frações volumétricas de fibra γ superiores ao P430F e menor fração volumétrica de fibra alfa e fibra teta.

Tabela 9: Comparativo entre a fração volumétrica das principais fibras dos aços P430F e P430H nas regiões de superfície e no centro da espessura

Fibra	430F		430H	
	Superfície	Centro	Superfície	Centro
α	0,174	0,166	0,165	0,148
γ	0,416	0,434	0,446	0,498
θ	0,087	0,097	0,064	0,057

5.4.3 Análise por EBSD

Conforme mostrado pelo mapa de orientação na figura 61 os grãos nas amostras recozidas apresentam orientação heterogênea ao longo da espessura com predominância dos grãos com orientação $\langle 111 \rangle // DN$. O aço P430H apresenta uma maior heterogeneidade microestrutural devido a um crescimento maior de grão no centro da espessura.

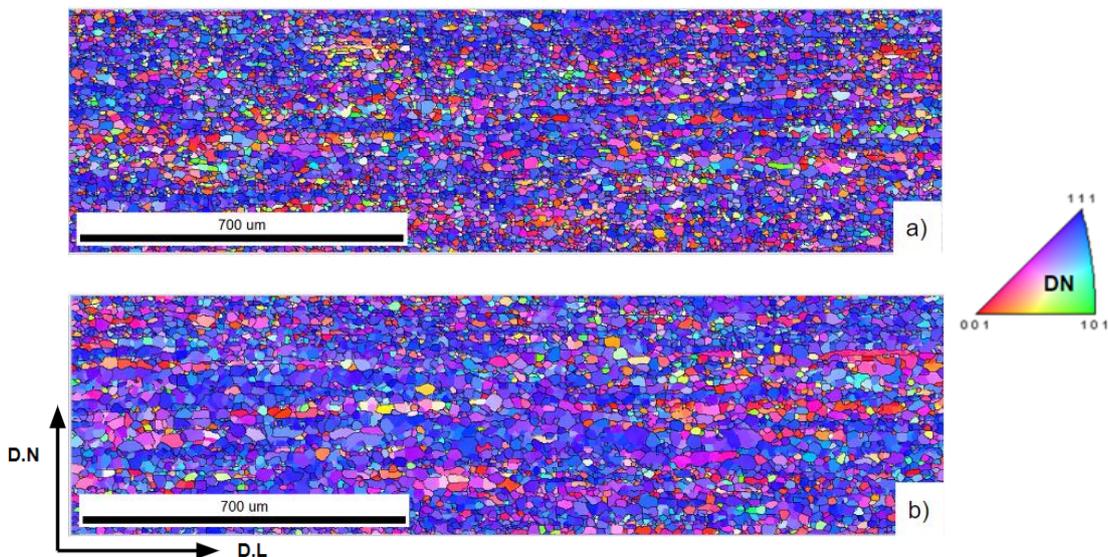


Figura 61: Mapa de orientação após recozimento final sendo: a) P430F e b) P430H

A figura 62 mostra o mapa com as orientações $\{111\} // DN$ e $\{100\} // DN$. Observa-se que o aço P430H apresenta maior fração de orientação $\{111\} // DN$ e menor presença de grãos que pertencem a orientação $\{100\} // DN$.

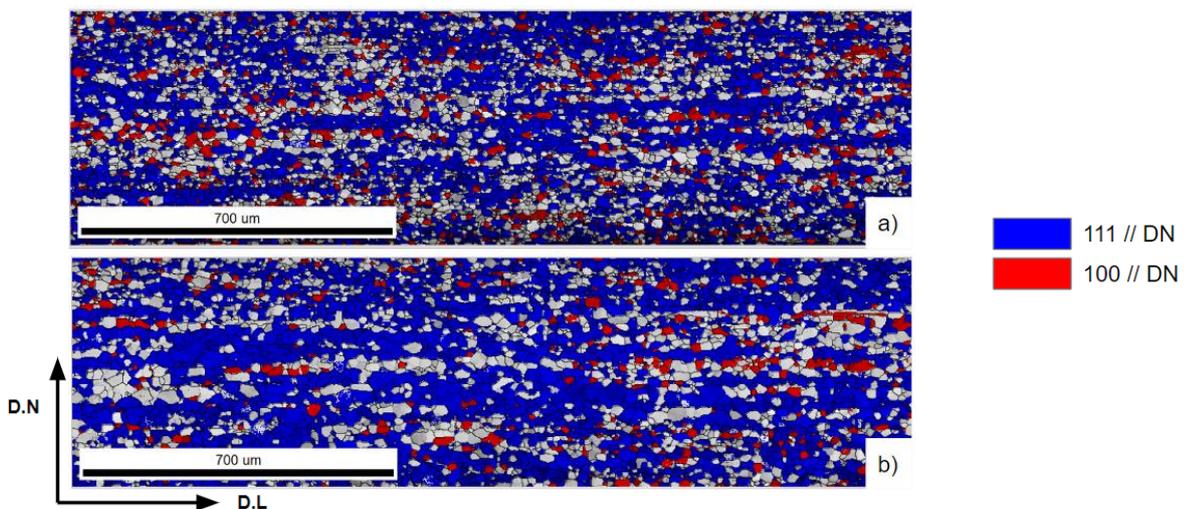


Figura 62: Mapa de orientação com as orientações $\{111\} // DN$ e $\{100\} // DN$ após recozimento final onde: a) P430F e b) P430H

A relação da fração volumétrica das fibras γ , fibra θ e a relação entre eles para os dois materiais é mostrado na tabela 10. As frações das fibras por raios-x para os aços é a média dos valores encontrados na superfície e no centro. Observa-se que o aço P430H possui uma melhor relação de fibra γ em relação a fibra θ entre os dois aços.

Tabela 10:Relação entre a Fração Volumétrica das fibras por EBSD e Raios-x.

Aço	Técnica	Fração Volumétrica		
		Fibra γ	Fibra θ	Fibra γ / Fibra θ
430F	Raios X	0,425	0,092	4,62
	EBSD	0,528	0,098	5,39
430H	Raios X	0,472	0,061	7,74
	EBSD	0,603	0,066	9,14

Observa-se pela tabela 10 que os valores das frações volumétricas obtidas por cada técnica são diferentes, porém comparando-se a relação entre fibra γ/θ entre elas observou-se que a fração obtida por EBSD é em média 70% superior à obtida por raios-x, indicando que comparativamente elas são equivalentes.

5.4.4 Análise das propriedades Mecânicas e Anisotropia

As propriedades mecânicas dos dois aços foram avaliadas por completo assim como as propriedades de anisotropia normal e médio. A figura 63, 64 e 65 mostram os dados de Limite de escoamento, Limite de resistência e alongamento nas 3 direções. Observa-se que o aço P430F apresentou limite de escoamento superior na longitudinal e na transversal, porém o P430H apresentou um limite de escoamento maior a 45°C. Em relação ao limite de resistência o aço P430F apresentou valores superiores as P430H em todas as direções. O mesmo fato foi avaliado no alongamento, onde o P430F apresenta alongamento superior ao 430 em todas as direções.

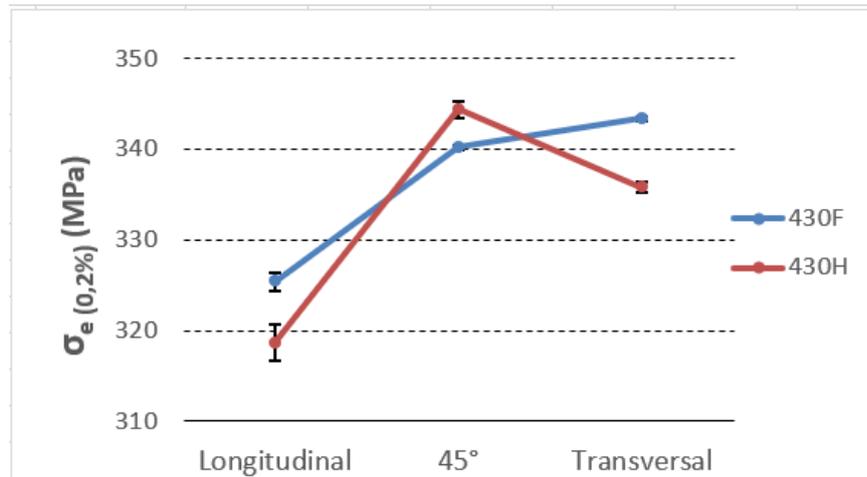


Figura 63: Limite de Escoamento a 0,2% para as três direções os aços P430F e P430H

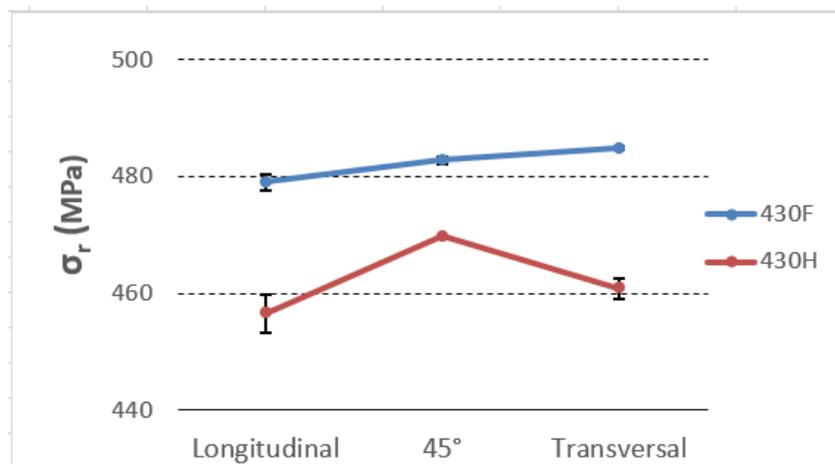


Figura 64: Limite de Resistência nas 3 direções para os aços P430F e P430H

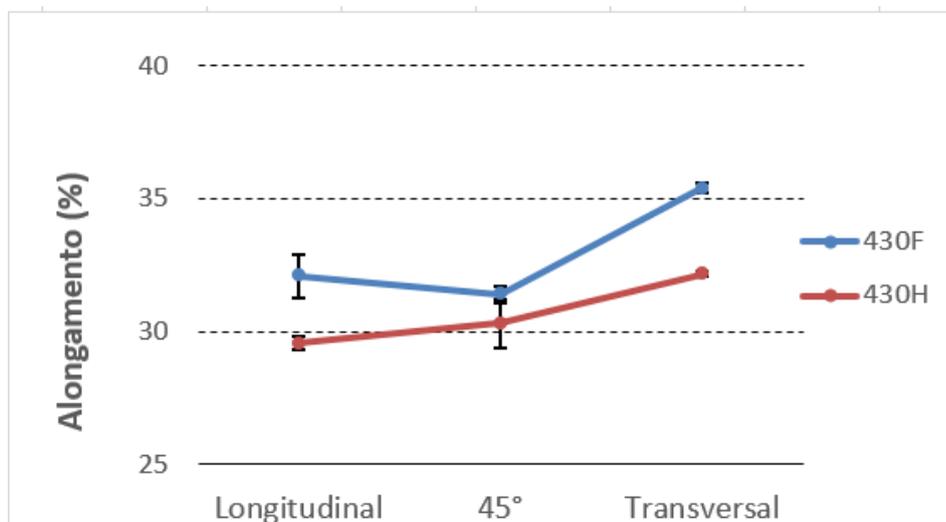


Figura 65: Resultado de alongamento nas 3 direções para os aços P430F e P430H

Em relação ao coeficiente de anisotropia mostrado na figura 66, observa-se que o aço P430H apresenta valores superiores em todas as direções quando comparado ao P430F, em função disso o \bar{R} para o P430H foi de 1,82 contra um \bar{R} de 1,43 para o P430F. A anisotropia planar foi superior para o P430H em relação ao P430F. Os resultados de \bar{R} e Δr são mostrados nas figura 67 e 68 respectivamente.

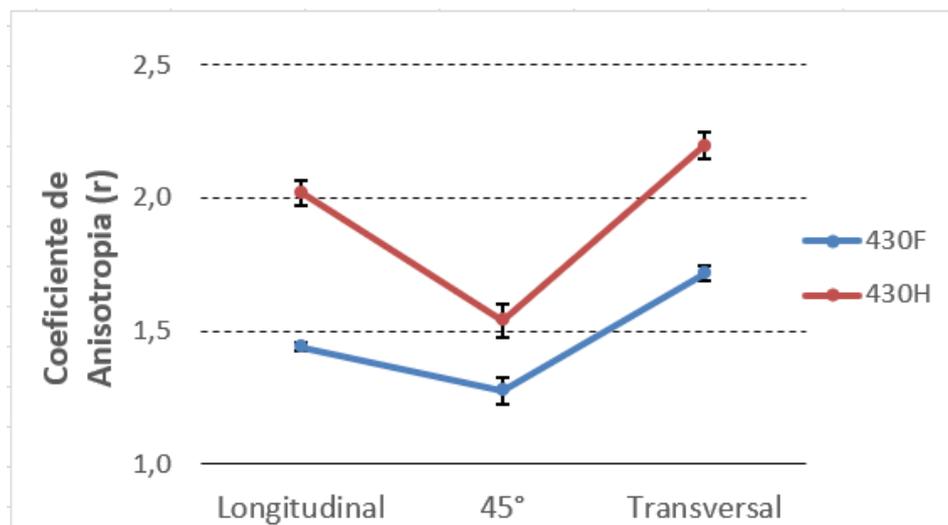


Figura 66: Coeficiente de Anisotropia para as três direções

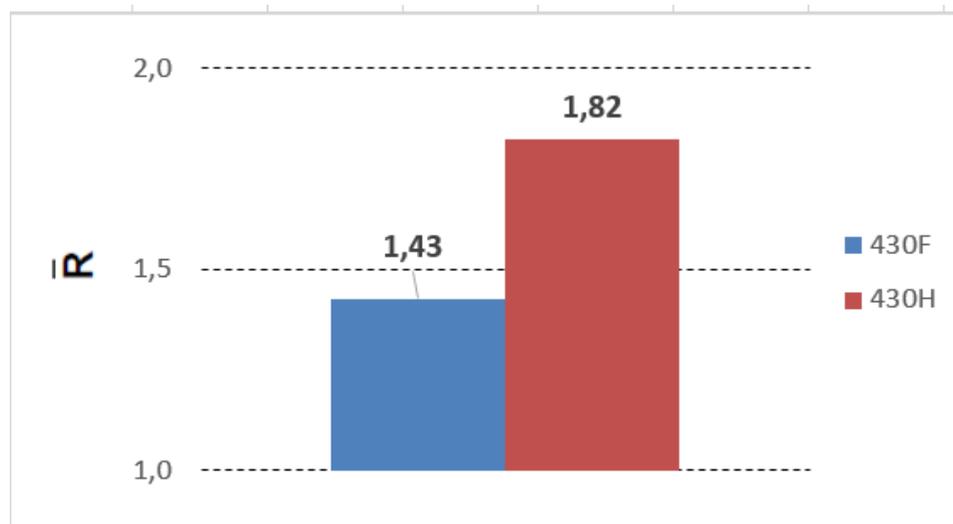


Figura 67: Coeficiente de Anisotropia normal médio

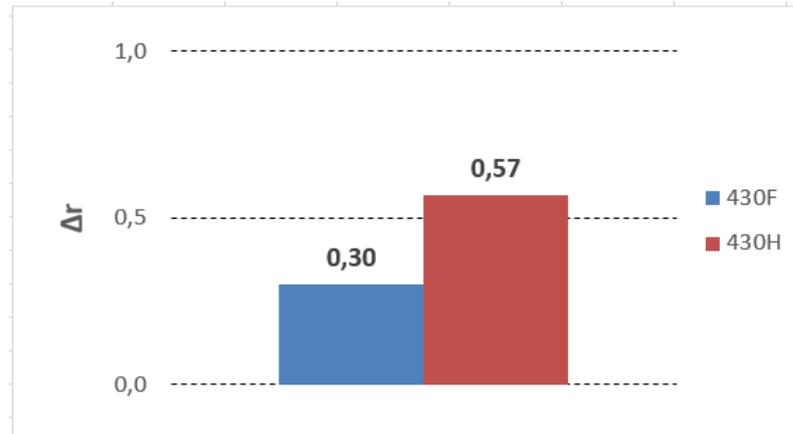


Figura 68: Coeficiente de Anisotropia Planar

5.4.5 Análise Ensaio Swift

O resultado de estampagem mostra superioridade do P430H em relação ao P430F devido os valores superiores de LDR para o P430H. O resultado é mostrado na figura 69.

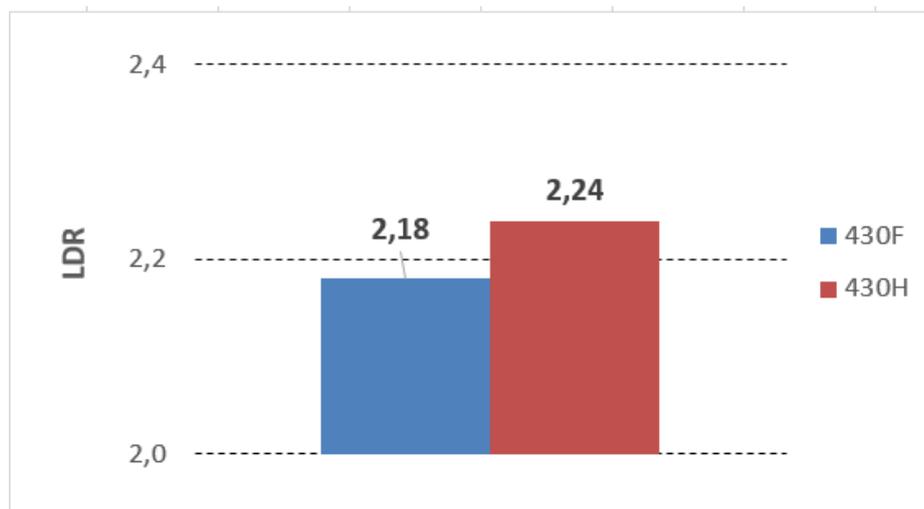


Figura 69: Resultados Ensaio Swift

5.4.6 Discussão dos resultados Bobina Laminada a Frio e Recozida

A textura de deformação dos materiais foi constituída principalmente por uma fibra alfa forte e uma fibra gama fraca. No entanto, houve uma diferença notável na intensidade da fibra alfa entre eles. Essa diferença foi associada à textura inicial presente na amostra de P430F. O aço P430F na fase após laminação a quente possui intensidade muito elevada de fibra α na direção

$\{001\} \langle 1-10 \rangle$ que permaneceu após a laminação a frio e não foram completamente eliminadas durante o recozimento final obtendo-se ainda frações com orientações $\{001\} // \text{DN}$.

Conforme Raabe ⁽³⁶⁾ e Rodrigues ⁽³⁰⁾ a componente $\{001\} \langle 1-10 \rangle$ da fibra alfa no P430F é devido a sua maior intensidade da textura inicial. Esta componente foi retida durante a laminação a frio mesmo após 85% de redução a frio.

A redução total da laminação a frio também foi um importante variável para a textura final dos aços. Para pequenas reduções a frio, a textura final é apenas fracamente desenvolvida e frequentemente contém a componente Goss, $\{110\}(001)$, além de uma textura com orientações $\{111\}$ normalmente na orientação $\{111\}(110)$. Para aços com alta redução como neste trabalho a componente Goss foi enfraquecida enquanto a intensidade $\{111\}$ aumentou, alterando a orientação $\{111\}(110)$ para $\{111\}(112)$ ⁽²¹⁾.

A formação de textura de recristalização de fibra γ nos materiais foi atribuída à uma combinação de nucleação orientada e crescimento preferido. Após a laminação a frio o alto percentual de redução foi favorável ao aparecimento de orientações nas componentes $\{111\} \langle 110 \rangle$ e $\{111\} \langle 112 \rangle$, o que aumenta a formação de orientações do tipo $\{111\}$ no interior dos grãos durante a recristalização ⁽²⁵⁾⁽²⁷⁾.

Outro fator foi a heterogeneidade microestrutural no aço P430H. Estudos anteriores mostraram que a diferença no tamanho de grão inicial afeta tanto a microestrutura final quanto o tamanho de grão recristalizado após o recozimento. O tamanho de grão grosseiro inicial produz uma microestrutura mais heterogênea formada por aglomerados de grãos finos adjacentes a aglomerados de grãos grosseiros. Por outro lado, o tamanho de grão fino inicial forma uma microestrutura mais homogênea. Esses resultados apontam para diferenças na taxa de nucleação devido ao efeito do tamanho de grão prévio antes do processo de laminação a frio ⁽³⁰⁾.

Os resultados mostraram que a textura influencia diretamente nas propriedades de anisotropia. O aço P430H possui relação de fibra γ/θ superiores as do P430F o que promove a relação mais favorável para \bar{R} . A textura enfraquecida da fibra α e a textura aprimorada da fibra γ são favoráveis para a melhoria dos valores de r .

Os valores de limite de escoamento e limite de resistência mais elevados do P430F são atribuídos ao tamanho de grão menor em relação ao P430H.

A alongamento inferior do P430H pode estar relacionado com a presença de precipitados mais grosseiros que podem servir de pontos de concentração de tensão durante a deformação. Durante a deformação, as partículas de TiN na matriz de ferrita podem dificultar o deslizamento das discordâncias e causar concentrações de tensões e iniciar a nucleação de trincas. Em seguida o acúmulo destes microvazios de acumulam , o que também pode facilitar o início de trincas⁽³¹⁾.

Pra o ensaios swift o P430H apresentou resultados muito superiores ao P430F. Aços com valores de anisotropia mais elevados apresentam valores de LDR superiores ⁽²⁹⁾.

6 Conclusões

Através dos resultados obtidos podemos concluir que:

- A composição química dos aços possui efeito pronunciado durante a formação da textura e microestrutura após a laminação a quente. Aços com teores de Nb tendem a ter dificuldade de se recrystalizar durante os processos térmicos favorecendo a permanência de orientações desfavoráveis para anisotropia e menores tamanho de grão após o recozimento final. Para região de superfície onde os aços sofrem por deformação de cisalhamento, o que favorece o mecanismo de recrystalização, observou-se que frações volumétricas das fibras são mais semelhantes.
- Após a deformação a frio os grãos de orientação do tipo $\{001\}$ //DN presentes em maiores concentrações no aço P430F, que apresentaram baixos valores de desorientação interna, associados a presença de Nb dificultou a recrystalização do aço P430F e conseqüentemente o crescimento de grão e a eliminação dessas texturas durante o recozimento final. Estas componentes comprometeram as propriedades de estampagem do P430F em relação ao P430H;
- Durante a etapa de recrystalização o crescimento seletivo inicial da fibra γ e conseqüentemente eliminação de outras texturas foi evidenciado. Ambos os aços apresentaram no início da recrystalização com o aparecimento de orientações tipo $\{111\}$ $\langle 112 \rangle$.
- O coeficiente de anisotropia normal médio foi afetado diretamente pela relação entre a fração volumétrica de fibra γ e a fração de fibra θ ;
- Os resultados das propriedades mecânicas e de anisotropia indicaram influência no ensaio de estampagem. A correlação entre os resultados de anisotropia e o valor de LDR tornam o aço P430H melhor para os processos de estampagem;

- O aço estabilizado ao Ti apresentou alongamento inferior em relação ao P430F, provavelmente devido à presença de precipitados mais grosseiros de TiN, que servem como pontos de concentração de tensão que provocam o aparecimento de trincas durante a deformação;

7 Sugestão para trabalhos futuros

Avaliar o efeito dos parâmetros de laminação a quente na microestrutura e textura dos materiais e seus efeitos nas propriedades finais.

Avaliar a influência da taxa de aquecimento nas propriedades finais dos aços estabilizados ao Ti.

Avaliar a influência de duas etapas de laminação a frio na textura e propriedades finais dos aços estabilizados ao Ti.

Avaliar a existência de pequenos precipitados de Ti e Nb por microscopia eletrônica de Transmissão (MET).

8 Referências Bibliográficas

1. Lo KH, Shek CH, Lai JKL. Recent developments in stainless steels. *Mater Sci Eng R Reports*. 2009;65(4–6):39–104.
2. Sedriks AJ. *Corrosion of Stainless Steels*. Second. 1996.
3. Kang Y, Mao WM, Chen YJ, Jing J, Cheng M. Effect of Ti content on grain size and mechanical properties of UNS S44100 ferritic stainless steel. *Mater Sci Eng A*. 2016;677:211–21.
4. Bhadeshia H. KD., Honeycomb RW. *Steels Microstructure and Properties*.
5. Rodrigues DG. Influência da Taxa de Aquecimento do Tratamento Térmico Final na Microestrutura e Textura do Aço Inoxidável Ferrítico AISI 409 Estabilizado ao Nióbio. 2013;139.
6. Peckner D. *Handbook of Stainless Steel*. McGraw-Hill; 1st Edition (June 1, 1977); 1997.
7. R.Costa. SUBSTITUIÇÃO PARCIAL DO TITÂNIO PELO NIÓBIO EM UM AÇO ASTM 409: EFEITO NA MICROESTRUTURA, TEXTURA E ESTAMPABILIDADE. 2017;83.
8. Yan H, Bi H, Li X, Xu Z. Microstructure and texture of Nb + Ti stabilized ferritic stainless steel. *Mater Charact*. 2008;59(12):1741–6.
9. Rofifah D. *Welding Metallurgy of Stainless Steel*. Paper Knowledge . Toward a Media History of Documents. 2020. 12–26 p.
10. Gordon W, Bennekom A Van. Review and Stabilisation of Ferritic Stainless Steel. *Mater Sci Technol*. 1996;12(February):126–31.
11. Silva JMF da. Melhoria da lingotabilidade do aço inoxidável ferrítico AISI 409 na Arcelormittal Inox Brasil. 2009;
12. Oliveira TR De. Effet du niobium et du titane sur la déformation à chaud d’aciers inoxydables ferritiques stabilisés. 2003.
13. Rollett A, Humphreys F, Rohrer GS, Hatherly M. *Recrystallization and Related Annealing Phenomena: Second Edition*. Recryst Relat Annealing Phenom Second Ed. 2004;1–628.
14. Padilha A.F.; Siciliano Jr. F. *Encruamento, Recristalização, Crescimento de Grão e Textura*. 3.ed. 2005. 232 p.
15. HANSEN N. N. Cold deformation microstructures. 1990. 1039–1047 p.
16. Paula ADS, da Viana CS. Texturas de deformação. In: *Textura e relações de orientação*.

2003. p. 35–56.
17. Abbaschian R, Abbaschian L, Reed-Hill RE. *Physical Metallurgy Principles*. 4 ed.
 18. Shu J, Bi H, Li X, Xu Z. Effect of Ti addition on forming limit diagrams of Nb-bearing ferritic stainless steel. *J Mater Process Technol* [Internet]. 2012;212(1):59–65. Available from: <http://dx.doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2011.08.004>
 19. Suwas S, Ray RK. *Crystallographic Texture of Materials*. 2014.
 20. Raabe D, Lüücke K. Textures of ferritic stainless steels. *Mater Sci Technol (United Kingdom)*. 1993;9(4):302–12. '
 21. Hutchinson WB. Development and control of annealing textures in low-carbon steels. *Int Met Rev*. 1984;29(1):25–40.
 22. GUIDA RB. *Conformação dos aços inoxidáveis – Informações técnicas*. 2003.
 23. Guida R. Comparação da Estampabilidade de Chapas de Aço Inoxidável Ferrítico Estabilizado ao Nióbio Obtidas Através de Duas Rotas de Fabricação. 2006;182;21.
 24. Souza. S.A. *Ensaio Mecânicos de Materiais Metálicos*. 5^a ed. 2014.
 25. Gao F, Liu Z, Liu H, Wang G. Texture evolution and formability under different hot rolling conditions in ultra purified 17%Cr ferritic stainless steels. *Mater Charact* [Internet] 2013;75:93–100. Available from: <http://dx.doi.org/10.1016/j.matchar.2012.09.006>
 26. Oliveira TR, Montheillet F. Effect of Niobium and titanium on the dynamic recrystallization during hot deformation of stabilized ferritic stainless steels. *Mater Sci Forum*. 2004;467–470(II):1229–36.
 27. Cai G, Li C, Wang D, Zhou Y. Investigation of annealing temperature on microstructure and texture of Fe-19Cr-2Mo-Nb-Ti ferritic stainless steel. *Mater Charact*. 2018;141(April):169–76.
 28. Lee KM, Huh MY, Park S, Engler O. Effect of texture components on the lankford parameters in ferritic stainless steel sheets. *ISIJ Int*. 2012;52(3):522–9.
 29. Yazawa Y, Ozaki Y, Kato Y, Furukimi O. Development of ferritic stainless steel sheets with excellent deep drawability by {1 1 1} recrystallization texture control. *JSAE Rev*. 2003;24(4):483–8.
 30. Rodrigues DG, Alcântara CM De, Oliveira TR De, Gonzalez BM. The effect of grain size and initial texture on microstructure, texture, and formability of Nb stabilized ferritic stainless steel manufactured by two-step cold rolling. *J Mater Res Technol*.

- 2019;8(5):4151–62.
31. Fu J, Li F, Sun J, Wu Y. Texture, orientation, and mechanical properties of Ti-stabilized Fe-17Cr ferritic stainless steel. *Mater Sci Eng A* [Internet]. 2018;738(August):335–43.: <https://doi.org/10.1016/j.msea.2018.09.108>
 32. Fu J, Cui K, Li F, Wang J, Wu Y. Texture and anisotropic mechanical properties of ferritic stainless steel stabilized with Ti and Nb. *Mater Charact* [Internet]. 2020;159(November 2019):110027. Available from: <https://doi.org/10.1016/j.matchar.2019.110027>
 33. Sinclair CW, Mithieux JD, Schmitt JH, Bréchet Y. Recrystallization of stabilized ferritic stainless steel sheet. *Metall Mater Trans A Phys Metall Mater Sci*. 2005;36(11):3205–15.
 34. Gil Sevillano J, Van Houtte P, Aernoudt E. Inhomogeneity in the stored energy of deformed BCC-metals. *Scr Metall*. 1976;10(8):775–8.
 35. Alvi MH, Cheong S, Weiland H, Rollett AD. Microstructural evolution during recrystallization in hot rolled Aluminum Alloy 1050. 1800;1–7.
 36. Raabe D. On the influence of the chromium content on the evolution of rolling textures in ferritic stainless steels. *J Mater Sci*. 1996;31(14):3839–45.