



ANÁLISE DE TEXTURA CRISTALOGRÁFICA POR DIFRAÇÃO DE RAIOS X EM AÇOS IF COM DIFERENTES ADIÇÕES DE TITÂNIO, NIÓBIO E FÓSFORO

Andrea Pedroza da Rocha Santos

Dissertação de Mestrado apresentada ao Programa de Pós-graduação em Engenharia Metalúrgica e de Materiais, COPPE, da Universidade Federal do Rio de Janeiro, como parte dos requisitos necessários à obtenção do título de Mestre em Engenharia Metalúrgica e de Materiais.

Orientadores: Adriana da Cunha Rocha

Leonardo Sales Araújo

Rio de Janeiro

Abril de 2017

ANÁLISE DE TEXTURA CRISTALOGRÁFICA POR DIFRAÇÃO DE RAIOS X EM
AÇOS IF COM DIFERENTES ADIÇÕES DE TITÂNIO, NIÓBIO E FÓSFORO

Andrea Pedroza da Rocha Santos

DISSERTAÇÃO SUBMETIDA AO CORPO DOCENTE DO INSTITUTO ALBERTO LUIZ COIMBRA DE PÓS-GRADUAÇÃO E PESQUISA DE ENGENHARIA (COPPE) DA UNIVERSIDADE FEDERAL DO RIO DE JANEIRO COMO PARTE DOS REQUISITOS NECESSÁRIOS PARA A OBTENÇÃO DO GRAU DE MESTRE EM CIÊNCIAS EM ENGENHARIA METALÚRGICA E DE MATERIAIS.

Examinada por:

Prof.^a Adriana da Cunha Rocha, D.Sc.

Prof. Leonardo Sales Araújo, D.Sc.

Prof. Luiz Paulo Mendonça Brandão, D.Sc.

Prof.^a Ana Rosa Fonseca de Aguiar Martins, D.Sc.

RIO DE JANEIRO, RJ - BRASIL

ABRIL DE 2017

Santos, Andrea Pedroza da Rocha

Análise de textura cristalográfica por difração de raios X em aços IF com diferentes adições de titânio, nióbio e fósforo / Andrea Pedroza da Rocha Santos. – Rio de Janeiro: UFRJ/COPPE, 2017.

XII, 70 p.: il.; 29,7 cm.

Orientadores: Adriana da Cunha Rocha

Leonardo Sales Araújo

Dissertação (mestrado) – UFRJ / COPPE / Programa de Engenharia Metalúrgica e de Materiais, 2017.

Referências Bibliográficas: p. 63-70.

1. Textura Cristalográfica. 2. Aços IF. 3. Difração de raios X. I. Rocha, Adriana da Cunha *et al.* II. Universidade Federal do Rio de Janeiro, COPPE, Programa de Engenharia Metalúrgica e de Materiais. III. Título.

Aos meus avós (in memoriam), Newton e Candida,
meus amores eternos que me apoiaram durante
toda a vida.

AGRADECIMENTOS

Agradeço a Deus, pela força e fé.

Aos meus pais, irmãs e sobrinho pela compreensão e incentivo durante todos os momentos.

Dediquei este trabalho “in memorian” aos meus avós maternos (Newton e Candida) e aproveito também para agradecê-los, estejam onde estiverem.

À minha orientadora e amiga, professora Adriana Rocha, pela ajuda, dedicação, apoio e parceria ao longo de todos esses anos.

Ao professor Leonardo Sales, pela orientação e apoio para a realização deste trabalho.

Aos amigos em geral, por quem mantenho um carinho muito especial.

Ao meu namorado, Breno Barreto, por toda assistência e paciência nesta etapa de minha vida.

Ao professor Luiz Paulo Brandão, por conceder a utilização de seu laboratório de difração de raios X no IME para a realização dos ensaios do presente trabalho.

Ao engenheiro Ramón Botelho, que me auxiliou muito nas análises de textura realizadas no IME.

Resumo da Dissertação apresentada à COPPE/UFRJ como parte dos requisitos necessários para a obtenção do grau de Mestre em Ciências (M.Sc.)

ANÁLISE DE TEXTURA CRISTALOGRÁFICA POR DIFRAÇÃO DE RAIOS X EM AÇOS IF COM DIFERENTES ADIÇÕES DE TITÂNIO, NIÓBIO E FÓSFORO

Andrea Pedroza da Rocha Santos

Abril/2017

Orientadores: Adriana da Cunha Rocha

Leonardo Sales Araújo

Programa: Engenharia Metalúrgica e de Materiais

Os aços IF (do inglês “interstitial free”) encontram ampla aplicação na indústria automobilística devido à sua superior estampabilidade. A textura cristalográfica desenvolvida durante a laminação de aços IF tem um papel fundamental na conformabilidade das chapas laminadas, sendo desejável o desenvolvimento de uma forte fibra gama e fraca fibra alfa. Neste trabalho, três tipos de aços IF, com diferentes adições de titânio, nióbio e fósforo, foram submetidos a análise de textura cristalográfica por difração de raios X, de modo a avaliar o impacto dos tratamentos termomecânicos realizados e da variação de composição química nas orientações cristalográficas formadas. As texturas foram analisadas utilizando-se funções de distribuição de orientação (ODF). Os resultados das seções de ODF foram comparados a valores anteriormente obtidos para os coeficientes de anisotropia normal e planar destes mesmos aços. A textura nas amostras laminadas de fato apresentou fibra gama intensificada e fibra alfa parcial. O aço IF-TiNbP foi o que apresentou melhor textura para estampagem profunda. No entanto, foi observada componente Goss na superfície do mesmo.

Abstract of Dissertation presented to COPPE/UFRJ as a partial fulfillment of the requirements for the degree of Master of Science (M.Sc.)

TEXTURE ANALYSIS BY X-RAY DIFFRACTION OF IF-STEELS WITH DIFFERENT ADDITIONS OF TITANIUM, NIOBIUM AND PHOSPHORUS

Andrea Pedroza da Rocha Santos

April/2017

Advisors: Adriana da Cunha Rocha

Leonardo Sales Araújo

Department: Metallurgical and Materials Engineering

Interstitial free steels (IF steels) find wide application in the automotive industry, due to their excellent drawability. The crystallographic texture developed during the rolling of IF steels plays a fundamental role in the formability of the rolled sheets, being desirable the development of a strong gamma fiber and weak alfa fiber. In this work, three types of IF steels with different additions of titanium, niobium and phosphorus were subjected to crystallographic texture analysis by x-ray diffraction, in order to evaluate the impact of the thermomechanical treatments performed and the variation of chemical composition in the crystallographic orientations formed. The textures were analyzed using orientation distribution functions (ODF). The results of the ODF sections were compared to previously obtained values for the normal and planar anisotropy coefficients of these same steels. The texture in the rolled samples did indeed show increased gamma fiber and partial alfa fiber. The IF-TiNbP steel presented the best texture for deep drawing. However, Goss component was observed on the surface of this same steel.

SUMÁRIO

1. INTRODUÇÃO.....	1
2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....	3
2.1. Aços IF.....	3
2.2. Anisotropia.....	5
2.3. Textura cristalográfica.....	8
2.3.1. Descrição da orientação dos grãos e textura.....	8
2.4. Determinação e representação da textura.....	10
2.4.1. Difração de raios X.....	10
2.4.2. Figuras de polo.....	12
2.4.3. Função de Distribuição de Orientação (ODF).....	13
2.5. Estampabilidade dos aços IF.....	16
2.5.1. Influência da textura.....	16
2.5.2. Textura e valor r.....	18
2.6 Efeito dos elementos de liga nos aços IF.....	20
2.6.1 Fósforo.....	20
2.6.1.1. Precipitados FeTiP.....	23
2.6.2 Titânio.....	24
2.6.3 Nióbio.....	27
2.7. Processamentos termomecânicos.....	29
2.7.1. Laminação a quente.....	30
2.7.1.1. Temperatura de reaquecimento da placa.....	30
2.7.1.2. Temperatura de acabamento.....	32
2.7.1.3. Temperatura de bobinamento.....	33
2.7.2. Laminação a frio.....	35
2.7.3. Recozimento.....	36

3. MATERIAIS E MÉTODOS	40
3.1. Materiais.....	40
3.2. Processamento	41
3.3. Textura por difração de raios X	43
4. RESULTADOS	45
5. ANÁLISE E DISCUSSÃO DOS RESULTADOS.....	50
5.1. Análise da textura.....	50
5.1.1. Aço IF-Ti	50
5.1.2. Aço IF-TiNb.....	51
5.1.3. Aço IF-TiNbP	52
5.2. Efeito da textura no valor r_m	53
5.2.1. Aços IF-Ti	55
5.2.2. Aços IF-TiNb.....	56
5.2.3. Aços IF-TiNbP	57
5.3. Considerações finais	60
6. CONCLUSÕES.....	61
7. TRABALHOS FUTUROS	62
8. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS.....	63

LISTA DE FIGURAS

Figura 1 - Esquematização dos coeficientes de anisotropia em uma chapa laminada. . 6	6
Figura 2 - Formação de “orelhas” após estampagem [16]..... 7	7
Figura 3 - Chapa laminada mostrando três grãos com orientações diferentes: Grão 1- (001)[010], Grão 2- (110)[001] e Grão 3- (001)[110], adaptado de [16]. 9	9
Figura 4 - Laminados representando diferentes tipos de texturas. a) textura muito forte, com orientação (100)[010] e b) duas principais componentes de textura, adaptado de [16]. 9	9
Figura 5 - Representação esquemática do movimento da amostra ao longo dos vários eixos de rotação durante a medição da textura, adaptado de [16]. 11	11
Figura 6 - Figuras de polo com a) distribuição aleatória de orientações; b) orientação preferencial, adaptado de [19]. 12	12
Figura 7 - Espaço tridimensional de Euler representando importantes componentes de textura seguindo notação de Bunge, adaptado de [16]. 13	13
Figura 8 - Rotações consecutivas de Euler definindo uma orientação baseada no método de a) Bunge e b) Roe, adaptado de [16]. 14	14
Figura 9 - Seções para $\phi = 0^\circ$ e $\phi = 45^\circ$ com os principais componentes de textura considerando as notações de Roe [21]. 15	15
Figura 10 - Ábaco de Roe para a seção $\phi = 45^\circ$, em que são mostradas as principais componentes de textura para um aço IF..... 17	17
Figura 11 - Efeito de elementos de liga no limite de resistência de um aço IF, adaptado de [34]. 21	21
Figura 12 - Relação entre a segregação de boro e de fósforo no contorno de grão em aços IF, adaptado de [38]. 22	22
Figura 13 - Relação entre o titânio em excesso e as propriedades mecânicas do aço IF-Ti, adaptado de [34]..... 24	24
Figura 14 - Efeito da adição de nióbio e titânio em aço ultra baixo carbono, adaptado de [43]. 26	26
Figura 15 - Aspectos microestruturais dos aços a) IF-Ti e b) IF-TiNb, obtido por meio de microscopia ótica com aumento de 200x, adaptado de [47]. 27	27
Figura 16 - Efeito da temperatura de reaquecimento da placa nas propriedades mecânicas de um IF-Ti e IF-Nb, adaptado de [43]. 32	32

Figura 17 - Efeito da temperatura de acabamento em r_m , adaptado de [56].	33
Figura 18 - Efeito da temperatura de bobinamento na temperatura de recristalização para aços IF-Ti, IF-Nb e IF-TiNb, adaptado de [59].	34
Figura 19 - O efeito da temperatura de recozimento sobre as propriedades mecânicas dos aços IF recozidos: a) Limite de escoamento, b) Alongamento total, c) Coeficiente de encruamento (n), d) Valor de r_m , adaptado de [34].	37
Figura 20 - Efeito combinado da temperatura de bobinamento e da temperatura de recozimento no valor de r_m , adaptado de [56].	38
Figura 21 – ODF's com $\phi_2 = 45^\circ$ em conjunto com valores de frações volumétricas (%) dos componentes de textura de um aço IF a) após laminação a frio com redução de 80% b) após recozimento em caixa, adaptado de [60].	39
Figura 22 - Fluxograma dos processamentos termomecânicos realizados nas três amostras de aços IF.	42
Figura 23 - ODF's da amostra IF-Ti (A1): a) medições do bruto de fusão, A1-BF, b) medições na superfície da chapa laminada, A1-LS, c) medições na meia espessura da chapa laminada, A1-LME, d) ábaco para $\phi = 45^\circ$, notação de Roe.	46
Figura 24 - ODF's da amostra IF-TiNb (A2): a) medições do bruto de fusão, A2-BF, b) medições na superfície da chapa laminada, A2-LS, c) medições na meia espessura da chapa laminada, A2-LME, d) ábaco para $\phi = 45^\circ$, notação de Roe.	47
Figura 25 - ODF's da amostra IF-TiNbP (A3): a) medições do bruto de fusão, A3-BF, b) medições na superfície da chapa laminada, A3-LS, c) medições na meia espessura da chapa laminada, A3-LME, d) ábaco para $\phi = 45^\circ$, notação de Roe.	48
Figura 26 - Variação de intensidade ao longo da a) fibra gama, b) fibra alfa, para o aço IF-Ti antes e após a laminação.	50
Figura 27 - Variação de intensidade ao longo da a) fibra gama, b) fibra alfa, para o aço IF-TiNb antes e após a laminação.	51
Figura 28 - Variação de intensidade ao longo da a) fibra gama, b) fibra alfa, para o aço IF-TiNbP antes e após a laminação.	52
Figura 29 - Partícula contendo FeTiP no contorno de grão no aço IF-TiNbP [70].	58
Figura 30 - Curvas representativas entre os três aços após o recozimento, na direção 0° em relação à direção de laminação [69].	59

LISTA DE TABELAS

Tabela I - Principais fibras encontradas nos aços IF após o processo de laminação. .	18
Tabela II - Valores de anisotropia normal (r_m) e planar (Δr) para alguns dos principais componentes de textura encontrados em aços extra baixo carbono [28].	19
Tabela III - Comparação entre temperatura de recristalização e propriedades mecânicas entre aços IF-Ti, IF-Nb e IF-TiNb, adaptado de [50].	28
Tabela IV - Fração volumétrica dos componentes de textura de um aço IF laminado a frio, adaptado de [60].	36
Tabela V - Composição química (%peso) dos aços IF utilizados.	40
Tabela VI - Nomenclatura dos corpos de prova utilizados no trabalho.	43
Tabela VII - Valores de intensidade obtidos no ensaio de textura cristalográfica das principais componentes nos aços IF-Ti, IF-TiNb e IF-TiNbP.	49
Tabela VIII - Resultados das médias das intensidades das fibras alfa e gama e da componente Goss antes e após o processamento.	53
Tabela IX - Resultados de ensaios de tração uniaxial [69].	54

1. INTRODUÇÃO

Aços com baixos teores de elementos intersticiais são utilizados principalmente em aplicações que exigem alta conformabilidade. Os primeiros aços usados para atender a tais exigências foram os aços com baixo teor de carbono. No entanto, com o desafio de produzir formas cada vez mais complexas por conformação, tiveram início nos anos 1970 a pesquisa e o desenvolvimento de aços com maior conformabilidade para aplicações em estampagem profunda.

A partir dessas pesquisas, foram desenvolvidos os aços IF (do inglês “interstitial free”), livres de elementos intersticiais. Nestes aços, os elementos intersticiais (carbono e nitrogênio) são mantidos em teores muito baixos devido à utilização de modernas técnicas de desgaseificação a vácuo (RH) e em virtude da adição de elementos microligantes como titânio e/ou nióbio. A adição desses elementos leva à formação de precipitados de carbeto e nitreto, de modo que a matriz ferrítica do aço IF fique praticamente livre de carbono e nitrogênio. Os aços IF encontram ampla aplicação na indústria automobilística moderna devido à sua estampabilidade superior, quando comparados aos aços convencionais de baixo carbono.

Ultimamente, os produtores de aço têm procurado reduzir o custo de produção ao mesmo tempo em que buscam aumentar o desempenho dos produtos. Além disso, a minimização do impacto ambiental é de importância crescente nos últimos tempos. Soluções sustentáveis para estes desafios podem ser conseguidas somente por meio da pesquisa e do aperfeiçoamento contínuos em todas as fases do processo de produção dos aços.

Nos aços IF, a maior conformabilidade adquirida é acompanhada de perda na resistência mecânica, o que se tornou o grande desafio no desenvolvimento desses aços. Desta forma, são necessários cada vez mais estudos a fim de se entender como

os parâmetros de processos e a variação de composição química afetam as propriedades do aço, e, conseqüentemente, seu desempenho em estampagem.

O presente estudo tem o objetivo de complementar os ensaios já realizados em três tipos de aços IF com diferentes adições de titânio, nióbio e fósforo, contribuindo assim para a escolha de melhores parâmetros de processamento e de composição química do aço, a fim de se obterem propriedades mecânicas finais de qualidade superior.

Aços IF-Ti, IF-TiNb e IF-TiNbP foram submetidos a análise de textura cristalográfica por difração de raios X, de modo a se avaliar e comparar a textura obtida, após o processo de laminação realizado em laboratório, em função da variação de composição química.

Figuras de ODF (do inglês "Orientation Distribution Function") foram calculadas e comparadas a resultados anteriormente obtidos para os coeficientes de anisotropia normal (r_m) e planar (Δr) destes mesmos aços. A textura nas amostras laminadas apresentou fibra gama intensificada e fibra alfa parcial. O aço IF-TiNbP foi o que apresentou melhor textura para aplicações em estampagem profunda. No entanto, foi observada componente Goss na superfície do mesmo.

2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1. Aços IF

Aços livres de intersticiais, também conhecidos como aços IF (do inglês “interstitial free”), são assim chamados devido ao controle para minimizar elementos intersticiais na matriz, resultando em um aço altamente dúctil. Eles apresentam matriz ferrítica, com estrutura CCC, e uma composição com ultrabaixo teor de carbono e nitrogênio (inferior a 0,003% peso).

Tais características lhes proporcionam elevada ductilidade, levando a altos níveis de estampabilidade, com baixo limite de escoamento e alto alongamento uniforme. Porém, a ausência de elementos intersticiais também pode levar ao comprometimento da resistência mecânica.

Os aços IF foram inicialmente desenvolvidos durante a década de 1970 [1], com o objetivo principal de se produzirem aços com maior conformabilidade para aplicações em estampagem profunda. Eles começaram a ser produzidos em grande escala quando passaram a ser requisitados pela indústria automobilística moderna, sendo utilizados principalmente na confecção de painéis automotivos [2].

São obtidos a partir de elevadas reduções dos teores de carbono e nitrogênio, alcançadas pela adição de elementos microligantes como titânio e/ou nióbio, os quais estabilizam esses elementos na forma de precipitados. Associados a isso, avanços tecnológicos nas unidades siderúrgicas levaram a novas técnicas de desgaseificação a vácuo (RH) [3], favorecendo assim a produção de aços IF, pois possibilitam a redução da quantidade de elementos de liga adicionados, levando a uma diminuição de custos na produção.

Geralmente, os aços IF são distinguidos pelo elemento que estabiliza os solutos intersticiais, sendo principalmente classificados em: estabilizados por titânio (IF-Ti) [4], por nióbio (IF-Nb) [5] e estabilizados juntamente por titânio e nióbio (IF-TiNb) [6]. Com o objetivo de se obter um aço de melhor resistência mecânica, podem ainda existir aços IF com adição de outros elementos de liga, tais como fósforo, silício e manganês, promovendo assim o endurecimento por solução sólida. Esse tipo de aço é comumente conhecido como aço IF de alta resistência (IF-HS).

A adição de titânio e/ou nióbio leva à formação de precipitados de carbeto e nitretos, de modo que a matriz ferrítica do aço fique praticamente livre de carbono e nitrogênio [7]. No caso dos aços IF-Ti, a formação de precipitados ocorre como TiN, TiS, $Ti_4(CS)_2$ e TiC [8]. Nos aços IF-Nb, o nióbio se combina com carbono, formando NbC, e o nitrogênio se combina com alumínio, formando AlN [9]. Em aços IF-TiNb, o carbono é estabilizado também pela formação de precipitados $(Ti,Nb)_4C_2S_2$ [10].

Diferenças na composição química e nos parâmetros utilizados no processamento, tais como temperatura, tempo e percentual de redução, causam efeitos nas propriedades finais de aços IF, tendo forte influência na textura, que, por sua vez, está relacionada com a estampabilidade da peça [11].

Torna-se então extremamente importante e necessário que se conheça a textura do produto laminado, pois esta tem forte influência sobre as propriedades de estampabilidade dos produtos conformados, relacionando-se diretamente com o conceito de anisotropia.

2.2. Anisotropia

Durante os processos de conformação de chapas, os grãos cristalinos são geralmente alongados na direção de maior deformação. Desse modo, na maioria dos materiais policristalinos, os planos e as direções cristalinas adquirem uma textura, ou seja, passam a ter uma orientação preferencial. Tal textura faz com que o material apresente propriedades físicas variando conforme as diferentes direções, sendo classificado como anisotrópico.

O grau de anisotropia depende do quão uniformemente o material foi deformado, ou seja, do grau de alinhamento dos cristais [12]. Essa anisotropia pode ou não ser uma característica desejável do ponto de vista prático, dependendo da utilização prevista para o material em questão.

A anisotropia é medida pelo coeficiente de anisotropia plástica (r), também conhecido como valor de Lankford, e é definida como a razão entre as deformações na direção da largura (ϵ_w) e na direção da espessura (ϵ_t) do corpo de prova submetido à tração, como apresentado na equação 1:

$$r = \frac{\epsilon_w}{\epsilon_t} \quad (1)$$

O valor de r não é convencionalmente constante ao longo das várias direções no interior do plano da chapa, isto é, as propriedades variam conforme a direção em que se faz o ensaio. São então realizados ensaios de tração com corpos de prova retirados em três diferentes orientações: 0° (longitudinal), 90° (transversal) e 45° da direção de laminação da chapa, obtendo-se assim dois principais parâmetros: coeficientes de anisotropia normal e planar, Figura 1.

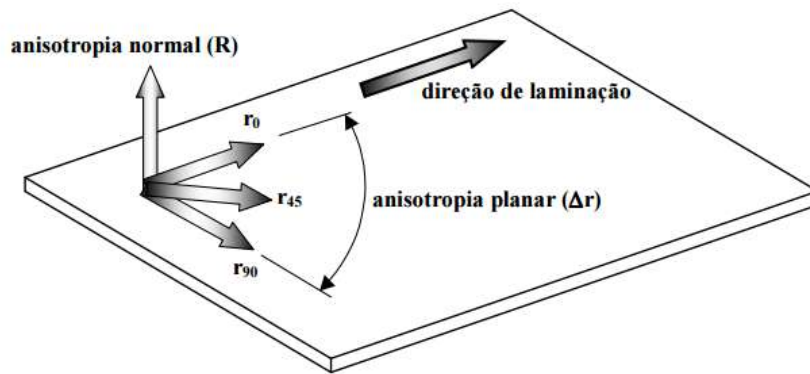


Figura 1 - Esquemática dos coeficientes de anisotropia em uma chapa laminada.

A anisotropia normal (r_m ou R), caracterizada quando a anisotropia ocorre na direção da espessura, representa a capacidade do material de resistir ao afinamento e é calculada utilizando-se um valor médio, como na equação 2.

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

Quando $r_m < 1$, o material tende a escoar na direção da espessura; quando $r_m = 1$, o material apresenta um escoamento isotrópico; e quando $r_m > 1$, o material apresenta grande resistência a se deformar plasticamente na direção da espessura, fluindo no plano da chapa. Posto isto, um elevado coeficiente de anisotropia normal torna o material capacitado a resistir a elevadas deformações sem apresentar afinamento.

Ainda é possível calcular a anisotropia planar (Δr), apresentada na equação 3. Ela indica a diferença no comportamento mecânico que o material pode apresentar no plano da chapa.

$$\Delta r = \frac{(r_0 - 2r_{45} + r_{90})}{2} \quad (3)$$

A anisotropia é muito importante na otimização das propriedades de chapas de aços IF, pois representa a resistência a deformação, estando relacionada com o desempenho do material na estampagem.

Uma anisotropia normal com valores elevados ($r_m > 1$) é o desejado para estampagem profunda, pois evita que o material sofra redução significativa da espessura durante a conformação, apresentando alta resistência ao afinamento [13,14]. Em alguns aços IF, o r_m pode superar o valor de 2,0 [15].

Já uma anisotropia planar alta é indesejável para a estampagem, pois causa o fenômeno conhecido como “orelhamento”, formando uma borda ondulada na parte superior da peça estampada (Figura 2).

Sendo assim, uma pequena anisotropia planar ($\Delta r \approx 0$), juntamente com um alto valor de anisotropia normal ($r_m > 1$), é o que tem sido buscado pelos produtores para permitir uma performance ótima de estampagem [13].

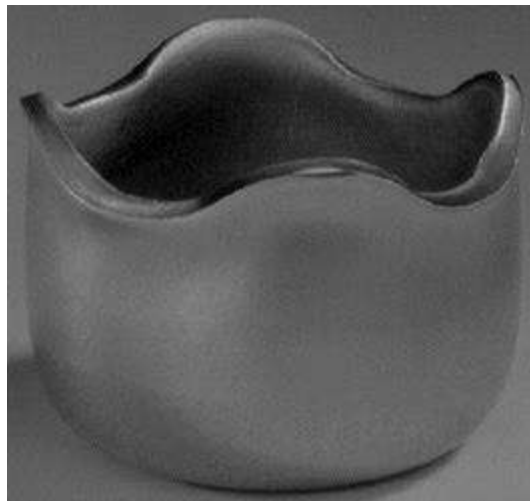


Figura 2 - Formação de “orelhas” após estampagem [16].

2.3. Textura cristalográfica

Em um material policristalino, cada grão é um cristal individual (monocristal) cuja orientação pode ser diferente da dos seus vizinhos. De modo geral, a distribuição de orientações dos grãos pode estar concentrada, em maior ou menor escala, em torno de uma ou mais orientações predominantes. Na literatura científica, o termo “textura” descreve tal orientação preferencial dos grãos.

Textura ou orientações preferenciais sofrem modificações durante quase todas as etapas de processamento do material, como na deformação mecânica e no recozimento. Sendo assim, a textura final de um material dependerá de toda a história de processamento à qual o material foi submetido, tendo uma influência importante sobre as propriedades do mesmo [16].

As microestruturas dos materiais são tradicionalmente caracterizadas por sua morfologia e distribuição das fases constituintes. No entanto, para uma descrição elaborada e completa da microestrutura de um material cristalino, também deve-se incluir o conhecimento sobre as orientações cristalográficas dos grãos. É importante ressaltar que a textura cristalográfica de um material está associada à forma como a rede cristalina dos grãos é arranjada espacialmente e não deve ser confundida com o alinhamento/forma dos grãos, como revelado por metalografia [16].

2.3.1. Descrição da orientação dos grãos e textura

Em um material policristalino, a textura é caracterizada pela orientação preferencial dos grãos. Tal orientação pode ser definida de várias formas, sendo a abordagem mais demonstrativa a notação pelos índices de Miller: $\{hkl\}\langle uvw \rangle$ [17].

No caso de uma chapa laminada, a orientação de um grão específico pode ser descrita de acordo com as três direções ortogonais: DL (direção de laminação), DN (direção normal) e DT (direção transversal). Define-se então a componente de textura

apresentada $\{hkl\}\langle uvw \rangle$, em que $\{hkl\}$ corresponde ao plano cristalográfico do grão paralelo à superfície da amostra e $\langle uvw \rangle$ a direção cristalográfica do grão que é paralela à direção de laminação (DL). A Figura 3 exemplifica uma chapa laminada de um material cúbico, na qual a microestrutura consiste em três grãos com diferentes orientações cristalográficas.

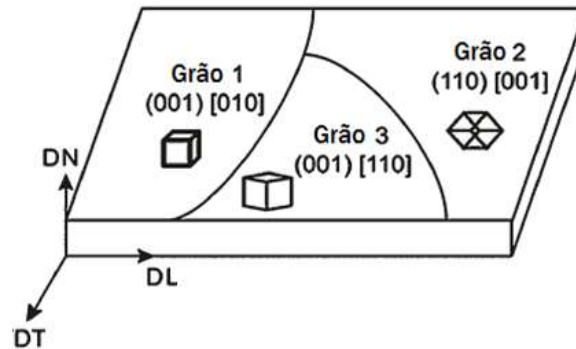


Figura 3 - Chapa laminada mostrando três grãos com orientações diferentes: Grão 1- (001)[010], Grão 2- (110)[001] e Grão 3- (001)[110], adaptado de [16].

A Figura 4 ilustra as duas principais situações que uma chapa laminada pode apresentar em termos de textura. Na Figura 4a, uma vez que praticamente todos os grãos da chapa têm orientações semelhantes, o material pode ser considerado altamente texturizado. Por outro lado, a textura do material no caso da Figura 4b consiste em duas principais componentes de textura, apresentando dois grupos de grãos com orientações semelhantes, porém distintas entre si.

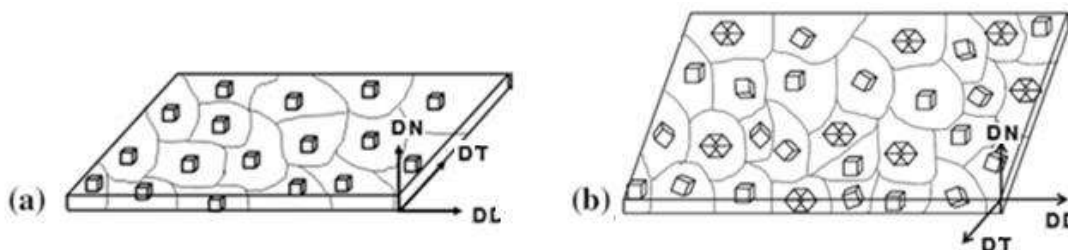


Figura 4 - Laminados representando diferentes tipos de texturas. a) textura muito forte, com orientação (100)[010] e b) duas principais componentes de textura, adaptado de [16].

2.4. Determinação e representação da textura

O principal objetivo da medição de textura cristalográfica em materiais policristalinos é determinar quais as orientações preferenciais dos grãos e em que proporções elas se apresentam no material. A análise de textura cristalográfica é então considerada uma determinação estatística das orientações preferenciais dos grãos que compõem esse material. Tais orientações são obtidas por diferentes técnicas e são representadas sob a forma de figuras de polo e por funções de distribuição de orientação (*Orientation Distribution Function* - ODF).

A técnica padrão para medição de textura usa difração de raios X. Nesta técnica, milhares de grãos são analisados simultaneamente em um material policristalino, sendo considerada por isso uma análise de macrotextura.

Uma técnica alternativa é a difração por elétron retroespalhado (*Electron Back-Scattering Diffraction* - EBSD), utilizando-se um microscópio eletrônico de varredura (MEV). Diferente da difração de raios X, esta é uma técnica para medição de microtextura, permitindo a determinação estatística da orientação individual de cada grão.

2.4.1. Difração de raios X

Na técnica de difração de raios X, as frações volumétricas de material associadas a uma dada orientação cristalina são medidas a partir da intensidade em que difratam, satisfazendo a lei de Bragg (equação 4), na qual λ é o comprimento de onda da radiação utilizada, d é a distância interplanar e θ é o ângulo de incidência.

$$n \lambda = 2 d \sin \theta \quad (4)$$

Uma varredura normal pode indicar a presença de textura cristalográfica pela análise qualitativa de discrepâncias nas intensidades dos feixes difratados.

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 5. 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 [16].

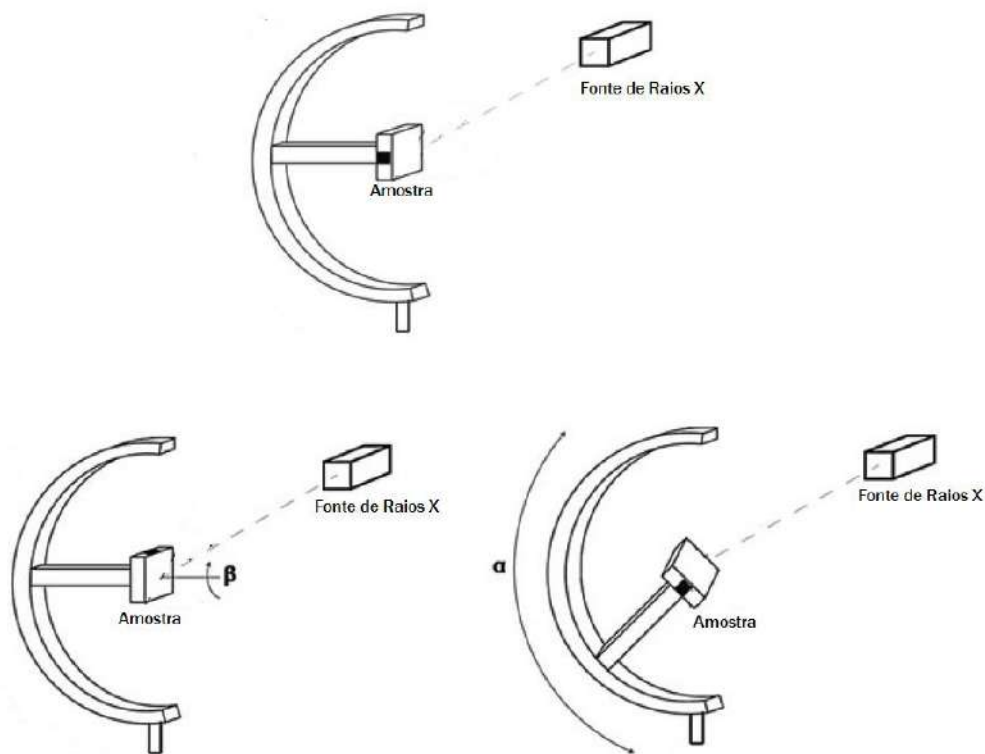


Figura 5 - Representação esquemática do movimento da amostra ao longo dos vários eixos de rotação durante a medição da textura, adaptado de [16].

2.4.2. Figuras de polo

A técnica de textura por difração de raios X parte do conhecimento prévio detalhado das fases cristalinas presentes no material e baseia-se na avaliação da intensidade difratada por determinados planos característicos, sendo comumente representada por meio de figuras de polo.

A figura de polo é representada por uma projeção estereográfica bidimensional, em que a normal a um certo plano $\{hkl\}$ é plotada em relação à sua distribuição espacial, representando a intensidade dos planos $\{hkl\}$ específicos de cada grão [16,18]. Ela é construída de modo a relacionar os eixos cristalográficos com eixos pré-definidos na amostra. Por exemplo, em uma chapa laminada, os eixos principais são tidos como a direção de laminação (DL), direção normal (DN) e direção transversal (DT).

Se os grãos estão aleatoriamente orientados, os polos se distribuem de forma uniforme, como apresentado na Figura 6a. Em distribuições que não sejam randômicas, os polos tendem a se concentrar em determinadas áreas, Figura 6b, criando então uma figura com regiões de orientações preferenciais, ou seja, com textura cristalográfica.

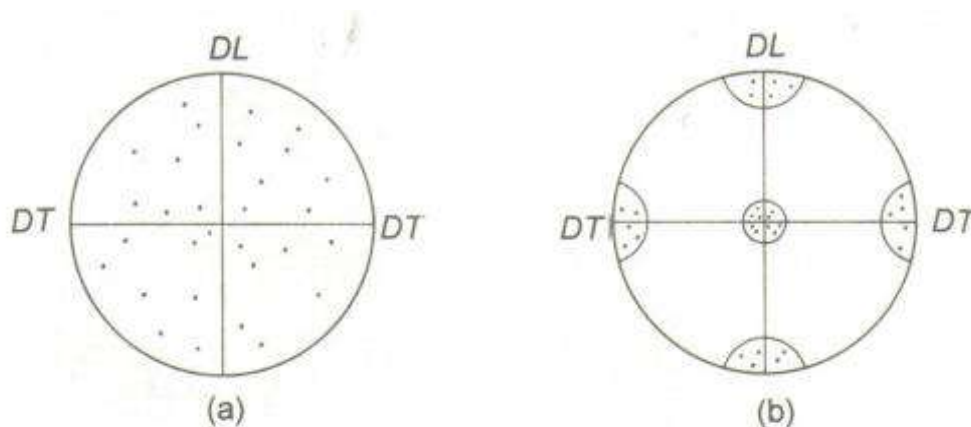


Figura 6 - Figuras de polo com a) distribuição aleatória de orientações; b) orientação preferencial, adaptado de [19].

Embora as figuras de polo forneçam uma descrição útil da textura presente num material, as informações que elas contêm são insuficientes e semiquantitativas, já que representam apenas as orientações preferenciais relativas aos planos $\{hkl\}$ difratados pelo material. Uma análise mais completa pode ser obtida com o auxílio da Função de Distribuição de Orientação (ODF).

2.4.3. Função de Distribuição de Orientação (ODF)

As texturas cristalográficas são normalmente representadas na forma de uma Função de Distribuição de Orientação (*Orientation Distribution Function* – ODF).

A ODF é uma função matemática que descreve a probabilidade de ocorrência de determinadas orientações cristalinas do tipo $\{hkl\}\langle uvw \rangle$ em um espaço tridimensional, Figura 7, cujas coordenadas são definidas pelos três ângulos de Euler. Estes ângulos relacionam os eixos cristalográficos (100), (010) e (001) com o sistema de coordenadas da amostra por meio de rotações. No caso de um material laminado, essas coordenadas são representadas por DL (Direção de Laminação), DN (Direção Normal) e DT (Direção Transversal).

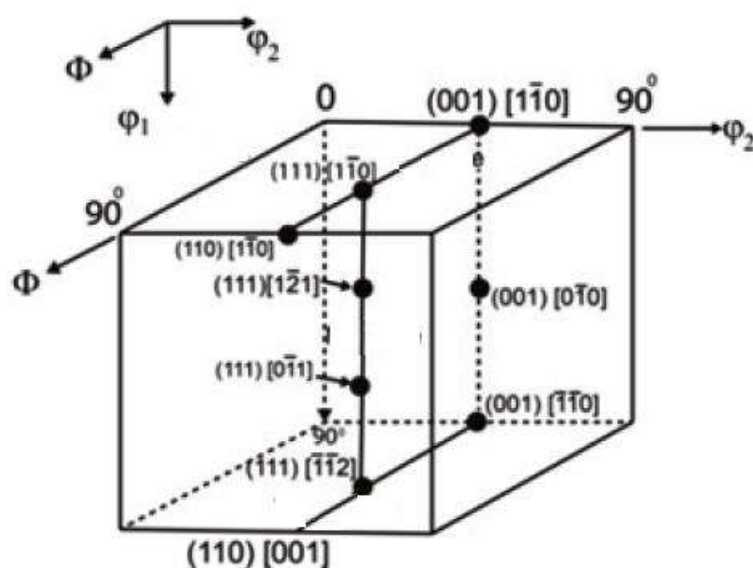


Figura 7 - Espaço tridimensional de Euler representando importantes componentes de textura seguindo notação de Bunge, adaptado de [16].

Dois métodos mais utilizados para os ângulos de Euler foram propostos por BUNGE [20], utilizando os ângulos φ_1 , ϕ e φ_2 (Figura 8a) e por ROE [21], utilizando os ângulos ψ , θ e ϕ (Figura 8b). Ambos implicam na definição de uma orientação por três parâmetros independentes (ângulos de Euler) da mesma maneira que a descrição tradicional de uma componente na forma $\{hkl\}\langle uvw\rangle$.

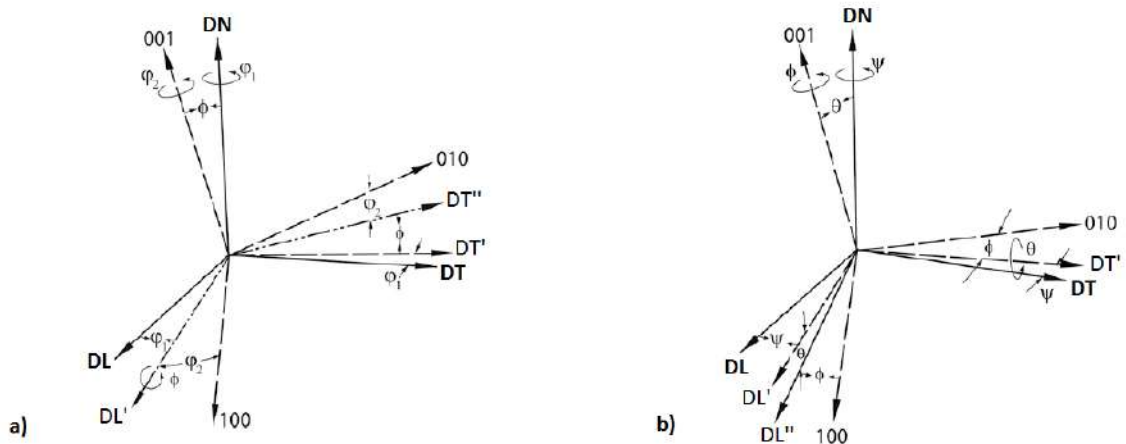


Figura 8 - Rotações consecutivas de Euler definindo uma orientação baseada no método de a) Bunge e b) Roe, adaptado de [16].

Os três ângulos de Euler sugeridos por Roe, cujo método será o utilizado no presente trabalho para definir uma orientação, utilizam as equações 5 a 10 para cálculo dos índices de Miller.

$$h = -\text{sen}(\theta) \cos(\phi) \quad (5)$$

$$k = \text{sen}(\theta) \text{sen}(\phi) \quad (6)$$

$$l = \cos(\theta) \quad (7)$$

$$u = \cos(\psi) \cos(\theta) \cos(\phi) - \text{sen}(\psi) \text{sen}(\phi) \quad (8)$$

$$v = -\cos(\psi) \cos(\theta) \text{sen}(\phi) - \text{sen}(\psi) \cos(\phi) \quad (9)$$

$$w = \cos(\psi) \text{sen}(\theta) \quad (10)$$

2.5. Estampabilidade dos aços IF

Estampabilidade é a capacidade que a chapa metálica tem de adquirir a forma de uma matriz sem se romper ou apresentar qualquer outro tipo de defeito de superfície ou de forma [14].

As excelentes propriedades mecânicas encontradas em um aço IF estão diretamente relacionadas à textura cristalográfica resultante dos processamentos realizados no material. Por sua vez, a anisotropia cristalográfica é resultado da orientação preferencial dos grãos. Sendo assim, a estampabilidade das chapas de aços IF depende principalmente de sua anisotropia e textura cristalográfica.

2.5.1. Influência da textura

Uma vez que existe uma forte relação entre a orientação preferencial dos grãos e a formabilidade da chapa, o controle da textura cristalográfica é essencial para otimizar a estampabilidade dos aços [18].

Nos aços livres de intersticiais (IF), muito utilizados na indústria automobilística, uma combinação adequada de laminação e recozimento resulta em chapas com texturas que apresentam suas orientações principais ideais localizadas em duas fibras: fibra α (alfa) e fibra γ (gama) [17].

A fibra alfa é também chamada de fibra DL, pois inclui todas as orientações com direção $\langle 110 \rangle$ paralela à direção de laminação. Ela é considerada prejudicial para requisitos de estampagem profunda.

A fibra gama, também conhecida por fibra DN, é caracterizada por apresentar grãos orientados preferencialmente com seu plano $\{111\}$ paralelo à superfície da chapa, ou seja, com as normais aos planos $\{111\}$ paralelas à direção normal, sendo também conhecida por fibra $\{111\}$. Essa fibra é considerada benéfica para operações de estampagem profunda [13,17,22].

Há ainda a fibra ϵ , também conhecida por fibra DT, composta por componentes de cisalhamento provenientes de deformação não homogênea. Suas principais componentes são o cubo girado $\{001\}\langle 110\rangle$ e a orientação Goss $\{011\}\langle 100\rangle$. Ambas são consideradas prejudiciais às propriedades de estampagem e devem ser evitadas.

Para aços IF, que possuem estrutura CCC, normalmente representa-se a seção ODF para $\phi = 45^\circ$ (notação de Roe [21]), a qual contém todas as orientações importantes do sistema CCC, ou seja, as fibras α , γ e ϵ . Este ábaco, Figura 10, representa o modo como as fibras se dispõem nesta seção e suas principais componentes: a fibra DL é a linha horizontal inferior, e todas as suas componentes apresentam direções $\langle 110\rangle$, indo de $(001)[\bar{1}\bar{1}0]$ até $(\bar{1}10)[\bar{1}\bar{1}0]$; a fibra DN é a linha vertical de dentro do quadro, próxima a $\theta = 55^\circ$, composta por componentes de planos $\{111\}$, indo de $(\bar{1}11)[\bar{1}\bar{1}2]$ até a componente em comum com a fibra alfa, $(\bar{1}11)[\bar{1}\bar{1}0]$; e a fibra ϵ é a linha horizontal superior, que se inicia na componente de cubo girado $(001)[\bar{1}\bar{1}0]$ e vai até a componente Goss $(\bar{1}10)[001]$.

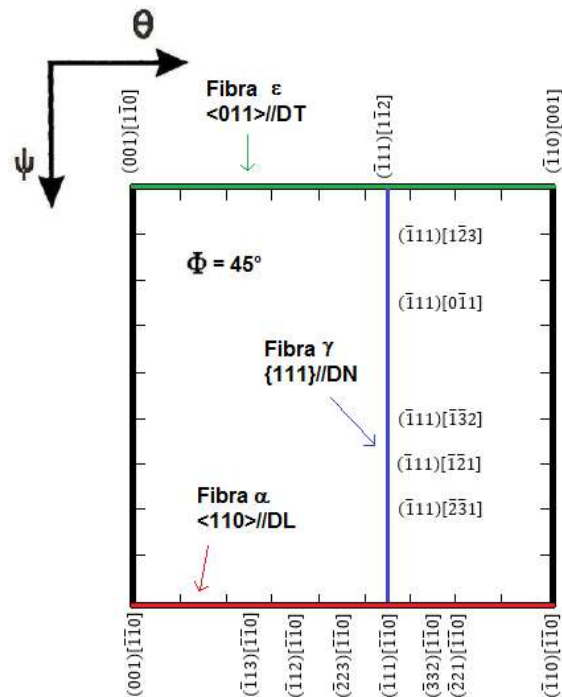


Figura 10 - Ábaco de Roe para a seção $\phi = 45^\circ$, em que são mostradas as principais componentes de textura para um aço IF.

Para se atingirem propriedades ideais de estampagem, objetiva-se desenvolver, na maior parte dos grãos, uma textura de fibra gama, pois esta possibilita a obtenção de elevados valores de r_m [23-25]. Porém, após o processo de laminação, também costumam estar presentes componentes indesejáveis de fibra alfa, que influenciam negativamente na estampabilidade.

A textura final do aço e a intensidade relativa de suas várias componentes dependem significativamente da composição química e das condições de processamento, bem como do tamanho de grão final. Sendo assim, a fabricação dos aços IF requer um processo de laminação e recozimento adequado a fim de se desenvolver uma textura final com forte fibra DN (fibra gama) e fraca fibra DL (fibra alfa), o que leva a propriedades de estampagem profunda mais favoráveis [26].

A Tabela I apresenta em resumo as características principais das fibras encontradas nos aços IF após o processo de laminação.

Tabela I - Principais fibras encontradas nos aços IF após o processo de laminação.

Nome	Orientação dos grãos	Componentes	Intensidade desejável em aços IF
Fibra γ	$\langle 111 \rangle \parallel \text{DN}$	$\{111\} \langle uvw \rangle$	Alta
Fibra α	$\langle 110 \rangle \parallel \text{DL}$	$\{hkl\} \langle 110 \rangle$	Baixa
Fibra ϵ	$\langle 011 \rangle \parallel \text{DT}$	$\{001\} \langle 110 \rangle$: Cubo girado $\{011\} \langle 100 \rangle$: Goss	Ausente / Baixa

2.5.2. Textura e valor r

Os valores dos coeficientes de anisotropia normal e planar são resultados da textura cristalográfica desenvolvida no material, ou seja, são fortemente afetados pela textura apresentada pelo material após o processamento.

Em aços IF, quando um elevado número de grãos está orientado com seu plano {111} paralelo ao plano da chapa, o material apresenta uma alta anisotropia normal (r_m), o que melhora as características de estampabilidade do aço em função da maior resistência ao afinamento da espessura da chapa [27].

Há na literatura [28,29] cálculos teóricos de valores de anisotropia para diferentes orientações cristalográficas em metais com estrutura cúbica em função da textura. A Tabela II inclui os valores de anisotropia normal (r_m) e planar (Δr) para alguns dos principais componentes de textura encontrados em aços extra baixo carbono [28]. Estes valores indicam a tendência de contribuição de cada componente de textura para a capacidade de estampagem profunda.

Tabela II - Valores de anisotropia normal (r_m) e planar (Δr) para alguns dos principais componentes de textura encontrados em aços extra baixo carbono [28].

Componente de Textura	r_m	Δr
{100}<001>	0,41	0,75
{112}<110>	2,07	-2,69
{111}<110>	2,62	0,01
{111}<112>	2,62	0,01
{110}<001>	5,08	8,95

Nota-se que o maior valor de r_m é obtido pela componente Goss {110}<001>. Porém, ela também apresenta um elevado valor de Δr , sendo fortemente responsável pela formação de orelhas. Para uma boa capacidade de estampagem profunda, caracterizada por r_m elevado e Δr mínimo, as componentes {111}<110> e {111}<112> são claramente as mais benéficas, apresentando valores razoáveis de r_m em conjunto com baixos valores de Δr . É devido a esse fato que uma forte e homogênea textura de fibra {111} é desejada em aços IF projetados para uma aplicação de alta estampabilidade.

2.6 Efeito dos elementos de liga nos aços IF

O carbono e o nitrogênio remanescentes em solução sólida nas chapas de aço causam a deterioração das propriedades mecânicas, levando a baixa ductilidade e menores valores de r , prejudicando assim a qualidade de estampagem profunda exigida pelos aços IF. A adição de elementos de liga, como titânio, nióbio ou fósforo, é feita a fim de se obterem melhores resultados de resistência e formabilidade.

2.6.1 Fósforo

Os aços IF possuem elevada plasticidade, ao mesmo tempo em que apresentam valores relativamente baixos de resistência quando comparados a outros aços. Por conseguinte, cada vez mais as indústrias buscam alternativas para o desenvolvimento de aços IF que tenham combinações atraentes de resistência e conformabilidade.

Uma forma de se aumentar a resistência mecânica do aço, sem grande perda de estampabilidade, consiste em acrescentar a ele elementos de liga que promovam endurecimento por solução sólida, o que leva a um aumento na resistência, ainda que com alguma redução da sua ductilidade [30]. Os elementos de liga mais comumente utilizados para esse fim são: carbono, nitrogênio, fósforo, silício e manganês.

Entre os elementos considerados, apenas carbono e nitrogênio produzem um efeito de fortalecimento maior que o do fósforo. Isso está relacionado ao fato de que o fósforo entra na estrutura cristalina como um soluto substitucional, enquanto o carbono e o nitrogênio são solutos intersticiais. Os solutos intersticiais ocupam interstícios octaédricos na rede cristalina do ferro, induzindo uma distorção tetragonal assimétrica e assim promovendo uma resistência mais pronunciada no aço do que os solutos substitucionais, os quais ocupam o lugar do ferro na rede cristalina e dão origem a uma distorção esférica completamente simétrica [31,32].

Como nos aços IF o carbono e o nitrogênio são quase completamente removidos da solução sólida e estabilizados como precipitados, o aumento da resistência por átomos intersticiais não é muito significativo nesses aços. Sendo assim, o fósforo é o soluto substitucional mais econômico e eficaz (em percentagem de peso) para melhorar a resistência de aços IF por solução sólida [33,34]. A adição de apenas 0,1% de fósforo aumenta consideravelmente a resistência de chapas de aço IF, como podemos ver pela Figura 11.

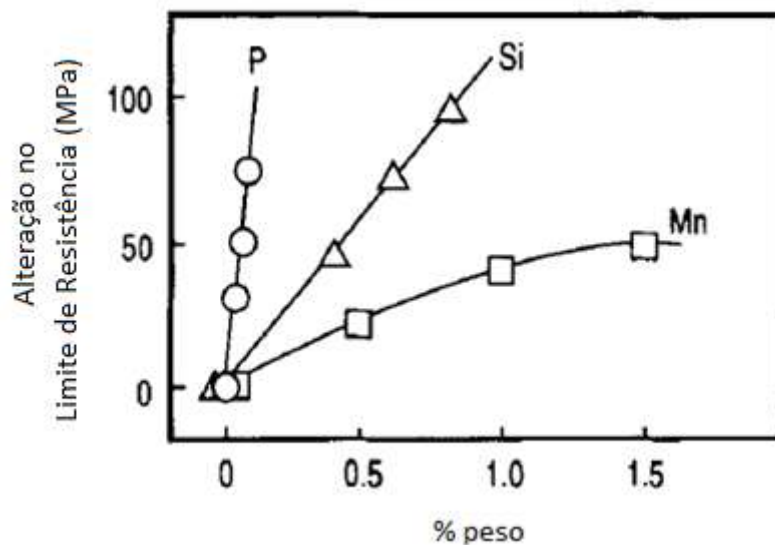


Figura 11 - Efeito de elementos de liga no limite de resistência de um aço IF, adaptado de [34].

Contudo, a adição de fósforo no aço pode apresentar também efeitos prejudiciais, trazendo a desvantagem de aumentar a susceptibilidade à fragilização secundária, também conhecida como fragilização a frio, devido à segregação de fósforo nos contornos de grão. Tal segregação pode ocorrer durante o bobinamento na laminação a quente ou durante o recozimento [35-37].

O carbono é um elemento que compete com o fósforo pelos sítios dos contornos de grão devido à interação repulsiva entre esses átomos. No entanto, em aços IF, o carbono é altamente retirado da matriz, aumentando a segregação de fósforo para os contornos de grão. Tal segregação resulta em alta susceptibilidade a

apresentar fratura intergranular após a estampagem profunda. Obter níveis inferiores de fósforo, abaixo de 0,01% peso, representam uma solução para evitar esse tipo de fragilização em aços IF.

Outra alternativa seria a adição de boro, evitando que o fósforo segregue para os contornos de grão [38], Figura 12. Nos aços IF-Ti e IF-TiNb, quase todo o nitrogênio é precipitado como TiN, fazendo com que o boro permaneça em solução, inibindo efetivamente o enriquecimento de fósforo no contorno de grão. Já em aços IF-Nb, o boro é removido da solução e precipita como BN, disponibilizando menor quantidade de boro para competir nos contornos com o fósforo. Neste último caso, maior adição de boro seria necessária para maior eficiência, o que pode afetar as propriedades mecânicas.

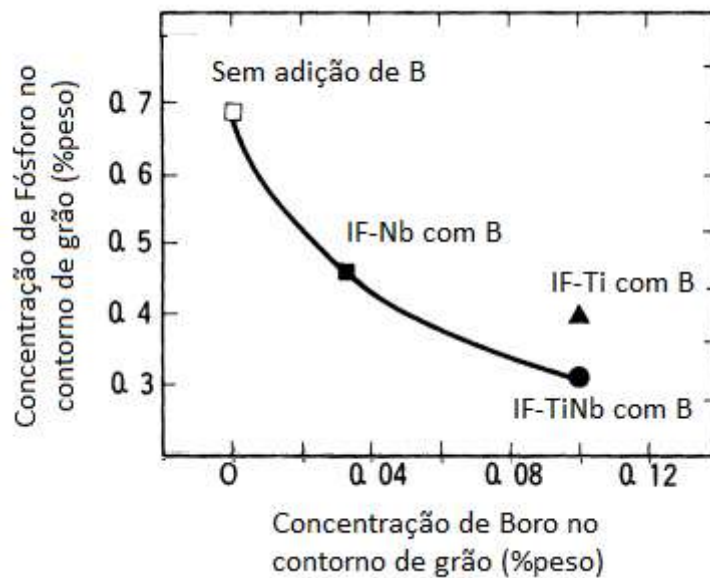


Figura 12 - Relação entre a segregação de boro e de fósforo no contorno de grão em aços IF, adaptado de [38].

2.6.1.1. Precipitados FeTiP

Com a adição de fósforo, precipitados do tipo FeTiP são normalmente observados. A precipitação de FeTiP afetará adversamente a resistência e a capacidade de estampagem profunda dos aços IF, uma vez que estes precipitados removem titânio e fósforo da matriz [7,16,39].

A remoção de titânio da solução sólida resulta na não disponibilidade de quantidade suficiente de titânio para remoção de carbono da matriz ferrítica, o que desfavorece a textura benéfica para estampagem (fibra gama). Além disso, a presença de finos precipitados de FeTiP nos contornos de grão podem restringir o crescimento de grãos recristalizados favoráveis, dando origem a uma textura desvantajosa. Assim, ambos efeitos afetarão a estampabilidade dos aços IF. Simultaneamente, a remoção de fósforo da matriz levará a uma diminuição no endurecimento por solução sólida por esse elemento, causando um efeito deletério à resistência.

Observa-se que estes precipitados estão presentes tanto no interior como nos contornos dos grãos. De fato, quanto maior a fração de volume da precipitação de FeTiP, mais fraca é a textura gama e mais baixos são os valores de r_m [4,7,40-42].

A complexa formação de precipitados FeTiP depende principalmente da composição química e do tratamento de recozimento. Controlar a formação de tais precipitados é de extrema importância nos aços IF adicionados de fósforo, uma vez que estes afetam desfavoravelmente a formação da textura benéfica para boa estampabilidade.

2.6.2 Titânio

O principal objetivo da adição de titânio nos aços IF é estabilizar átomos de carbono, nitrogênio e enxofre, tornando a matriz ferrítica praticamente livre desses elementos intersticiais. A quantidade eficaz de titânio, também conhecida como titânio em excesso (Ti^*), é favorável ao aumento do valor de r e é calculada pela equação 11:

$$Ti^*(\%) = Ti(\%) - 4 C(\%) - 1,5 S(\%) - 3,42 N(\%) \quad (11)$$

Uma adição de Ti^* até um valor de 0,04%peso é benéfica ao material, levando a aumentos no alongamento total, nos valores de r e no expoente de encruamento, apesar de também causar uma redução no limite de resistência, Figura 13. Em contrapartida, valores acima deste podem retardar o processo de recristalização, proporcionando um efeito deletério nas propriedades mecânicas do aço [9].

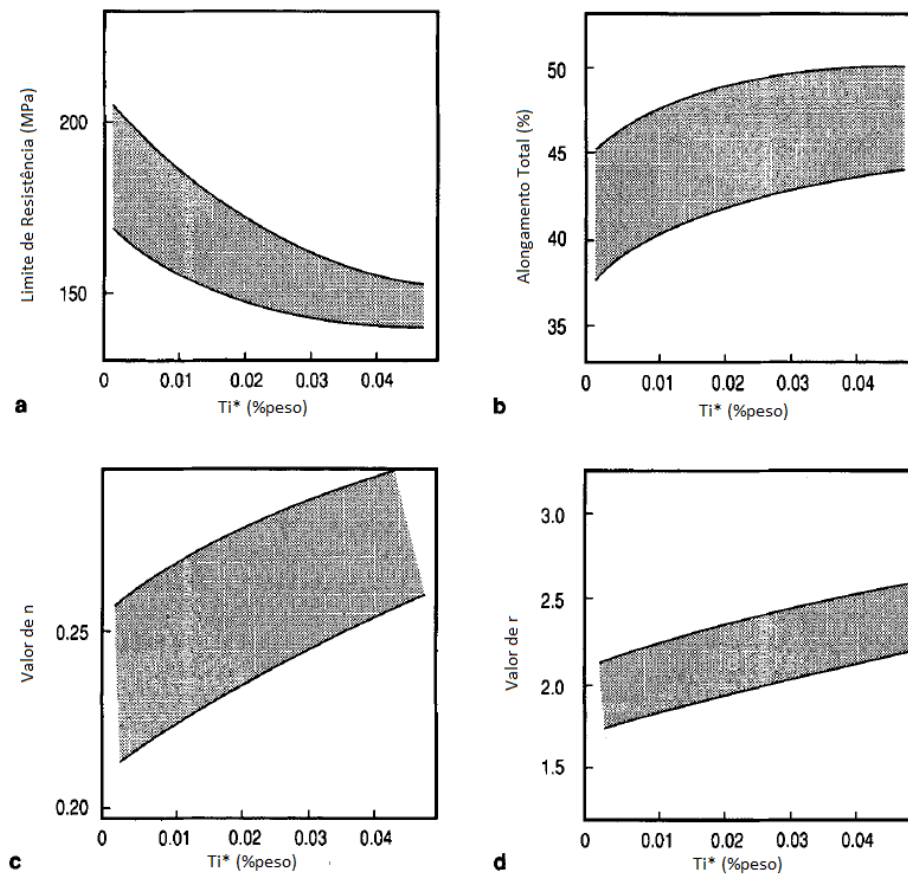


Figura 13 - Relação entre o titânio em excesso e as propriedades mecânicas do aço IF-Ti, adaptado de [34].

A adição de titânio dá origem à formação de precipitados tais como TiN, $Ti_4C_2S_2$, TiS e TiC, influenciando as propriedades finais dos aços IF. Esses precipitados muitas vezes auxiliam o aumento das taxas de nucleação e crescimento de grãos recristalizados com textura {111}, benéficas às operações de conformação.

A precipitação ocorre principalmente na aciaria, na laminação a quente e no bobinamento. Diferentes parâmetros de processamento, tais como temperatura, tempo e percentual de redução destes processos, afetam tamanho, forma e distribuição dos precipitados e, por sua vez, influenciam a capacidade de estampagem profunda.

O TiN é um composto muito estável a altas temperaturas e não se decompõe durante os tratamentos subsequentes do aço. Assim, os precipitados de TiN são formados na austenita até que praticamente todo o nitrogênio da solução seja consumido. Ele atua ancorando os contornos de grão, restringindo o crescimento dos grãos austeníticos durante o reaquecimento e a recristalização.

O reaquecimento das placas a elevadas temperaturas ocasiona inicialmente a formação de sulfetos de titânio (TiS). Estes sulfetos apresentam baixa estabilidade e se decompõem durante a laminação a quente e o bobinamento, formando $Ti_4C_2S_2$, o qual proporciona um controle de enxofre na matriz.

A precipitação de $Ti_4C_2S_2$ em materiais laminados a quente é possível utilizando-se baixas temperaturas de reaquecimento e elevada temperatura de bobinamento. Esse precipitado é caracterizado como o maior colaborador para a estabilização do carbono, resultando em altos valores de r . A formação de $Ti_4C_2S_2$ geralmente é acompanhada pela formação de precipitados de TiC.

Precipitados grosseiros de $Ti_4C_2S_2$ e/ou TiC em aços IF-Ti, em conjunto com um tamanho de grão fino nas tiras a quente, ajudam a atingir alta ductilidade e altos valores de coeficiente de anisotropia (r), resultando numa melhor textura de fibra gama.

Para um mesmo teor de carbono, a adição de uma pequena quantidade de titânio e nióbio aumenta consideravelmente o valor de r e o alongamento total. Em aços adicionados de titânio, os valores de alongamento e de r_m são superiores aos de nióbio adicionados, como podemos ver pela Figura 14, apresentando melhores propriedades de estampabilidade [43].

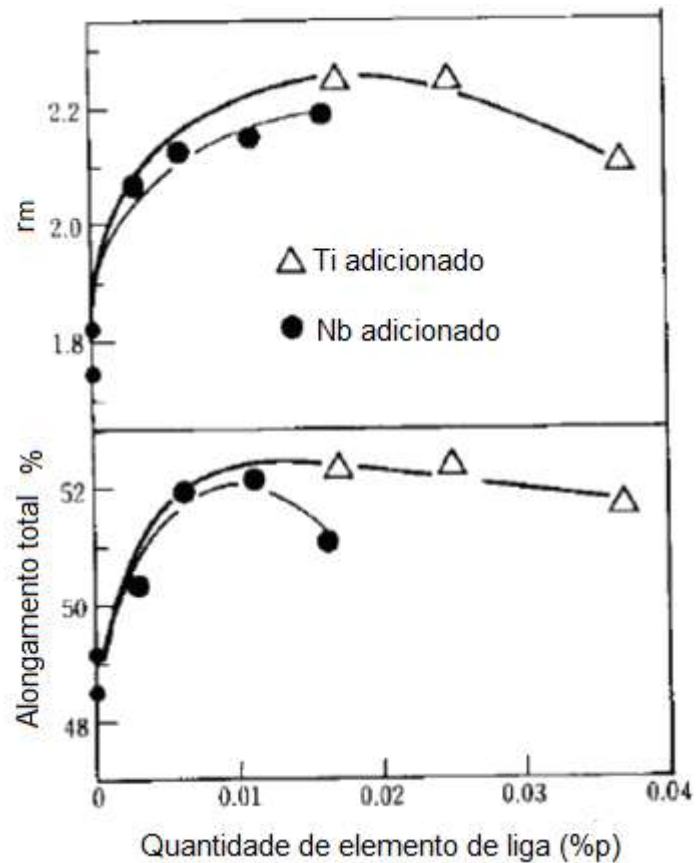


Figura 14 - Efeito da adição de nióbio e titânio em aço ultra baixo carbono, adaptado de [43].

2.6.3 Nióbio

Nos aços IF-Nb, o nióbio é um forte formador de carbeto e/ou carbonitreto, estabilizando o carbono como NbC ou na forma de Nb(CN).

O mecanismo principal para melhoria das propriedades mecânicas através da adição de nióbio é o refinamento do grão ferrítico, sendo o nióbio considerado o elemento mais eficaz para retardar a recristalização da austenita durante a laminação, o que leva ao aumento da resistência e tem grande efeito na textura.

A alta densidade de precipitados de nióbio em um aço IF-Nb, presentes na laminação a quente e no bobinamento, fixam os limites do grão de austenita durante as etapas de recristalização e retardam o crescimento de grão durante o recozimento mais efetivamente do que os precipitados de titânio mais grosseiros presentes em um aço IF-Ti. Assim, a microestrutura de aços IF com adição de nióbio apresenta uma granulometria mais fina que os somente adicionados de titânio, como mostra a Figura 15, contribuindo assim para o aumento de resistência e levando a uma textura com forte fibra gama após o recozimento [44-49].

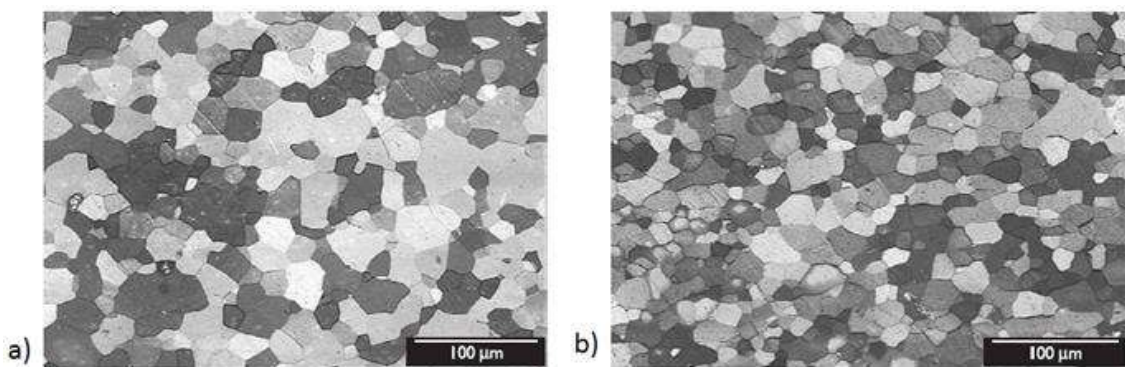


Figura 15 - Aspectos microestruturais dos aços a) IF-Ti e b) IF-TiNb, obtido por meio de microscopia ótica com aumento de 200x, adaptado de [47].

É concluído também que a temperatura de recristalização se eleva sensivelmente com o aumento da quantidade de nióbio [45,50], sendo possível laminar o aço na região austenítica sem que ocorra a sua recristalização, gerando uma austenita fina e severamente encruada. Como a ferrita nucleia preferencialmente a partir dos contornos de grãos austeníticos, maior será a taxa de nucleação, e assim, menor será o tamanho final de grão ferrítico.

Entretanto, a dissolução de precipitados de NbC durante o recozimento aumenta com o aumento da temperatura, elevando a quantidade de carbono presente na matriz após o recozimento e assim prejudicando as propriedades mecânicas do aço.

Sendo assim, a adição simultânea de titânio e nióbio (aços IF-TiNb) pode ser benéfica para a estampagem desde que os teores de nióbio sejam pequenos, pois leva a um refino de grão da chapa laminada a quente sem que se eleve muito a temperatura de recozimento, obtendo-se assim melhores propriedades mecânicas.

Os efeitos da adição de titânio e nióbio nas propriedades mecânicas de um aço IF estão resumidos na Tabela III. Aços IF-Ti apresentam temperaturas de recristalização mais baixas do que aços IF-Nb. Aços IF-TiNb, com baixas adições de nióbio em conjunto com titânio, resultam em propriedades mecânicas mais balanceadas, com redução da anisotropia planar.

Tabela III - Comparação entre temperatura de recristalização e propriedades mecânicas entre aços IF-Ti, IF-Nb e IF-TiNb, adaptado de [50].

Parâmetro	IF-Ti	IF-Nb	IF-TiNb (Ti% > Nb%)
Temperatura de Recristalização	Baixa	Alta	Baixa
Anisotropia Planar	Elevada	Baixa	Baixa
Propriedades Mecânicas	Excelentes	Boas	Excelentes

2.7. Processamentos termomecânicos

Os aços IF em geral passam por uma sequência típica de processamentos termomecânicos que afetarão sua microestrutura e textura, assim como o tamanho e a distribuição dos precipitados, influenciando suas propriedades finais.

A laminação é um processo de conformação mecânica em que o material é submetido a tensões compressivas elevadas, resultantes da ação de prensagem entre rolos cilíndricos. O material é então estirado, tendo o seu comprimento aumentado e sua espessura reduzida. Grande parte das operações é realizada em passes múltiplos, sendo a abertura dos cilindros o que define a espessura do passe. Alguns dos parâmetros empregados na laminação, como temperatura e grau de deformação, influenciam fortemente as propriedades finais dos aços IF.

Geralmente, no processo de laminação industrial dos aços IF, a redução inicial é feita por laminação a quente, seguida de laminação a frio. Na etapa de laminação a quente, o controle microestrutural dos precipitados se faz mais importante em função das propriedades de resistência mecânica, ductilidade e tenacidade que serão exigidas pelo aço. Por outro lado, na etapa de laminação a frio, é fundamental o controle da textura cristalográfica, uma vez que este é um fator preponderante para garantir o sucesso da futura operação de estampagem.

Em um aço IF, a fim de se obter uma textura cristalográfica final adequada para alta estampabilidade, deve-se procurar alcançar uma microestrutura de pequenos grãos ferríticos com precipitados grosseiros e dispersos [51].

2.7.1. Laminação a quente

Em um trabalho de conformação a quente, o material é deformado em condições de temperatura e taxa de deformação tais que os processos de recuperação ocorram simultaneamente com a deformação, podendo ser atingidos elevados níveis de deformidade sem que praticamente haja encruamento.

Assim, para a maioria das ligas comerciais, uma operação de trabalho a quente deve ser realizada com altas taxas de deformação e com uma temperatura relativamente elevada (normalmente limitada a cerca de 38°C abaixo do ponto de fusão), de forma que se obtenha uma taxa de recristalização rápida o bastante para eliminar o encruamento [14].

O comportamento da precipitação durante o processo de laminação a quente influencia as propriedades finais dos aços IF, sendo fundamental um controle adequado da microestrutura ainda nessa etapa, a fim de se aumentarem as propriedades de conformação do material após o recozimento [41,52].

São três os parâmetros de processo que exercem influência significativa nas propriedades mecânicas dos vários tipos de aços IF: temperatura de reaquecimento da placa, temperatura de acabamento e temperatura de bobinamento.

2.7.1.1. Temperatura de reaquecimento da placa

No início da laminação a quente, as placas provenientes do lingotamento contínuo são encaminhadas para a etapa de reaquecimento, que as submete a uma temperatura suficientemente alta para que todo o processo de deformação a quente ocorra com o aço totalmente na região austenítica, podendo ocasionar dissolução dos precipitados presentes em sua estrutura [53].

Desta forma, a temperatura de reaquecimento da placa pode intervir no tamanho de grão da tira a quente e nas características dos precipitados, que, por sua vez, influenciam as propriedades mecânicas finais do aço. O tamanho de grão resultante da laminação a quente tem também efeito significativo no desenvolvimento da textura após a redução a frio e o recozimento [12,13,54,55].

A faixa de temperatura comumente utilizada durante o reaquecimento situa-se entre 1000°C e 1250°C. Entretanto, deve-se considerar que altas temperaturas de reaquecimento podem ocasionar dissolução completa dos precipitados presentes na estrutura da placa e, conseqüentemente, o crescimento excessivo do grão austenítico, o que pode comprometer as propriedades mecânicas do aço.

Assim, é necessário que se otimize a relação entre a temperatura de solubilização dos precipitados e a temperatura de reaquecimento da placa. Para os aços IF, essa otimização é obtida a uma temperatura em cerca de 1000°C, quando uma fina dispersão de precipitados de nitretos e carbetos, não dissolvidos durante o reaquecimento, atuam para fixar os limites dos grãos de austenita e impedir o seu crescimento excessivo, ajudando no controle da recristalização de austenita durante a laminação.

A Figura 16 mostra a relação da temperatura de reaquecimento da placa com as propriedades mecânicas de um aço IF-Ti e de um IF-Nb. Nota-se que, em ambos os aços, propriedades mecânicas melhores, com maiores valores de alongamento total e de r_m , são obtidas na medida em que a temperatura de reaquecimento é reduzida.

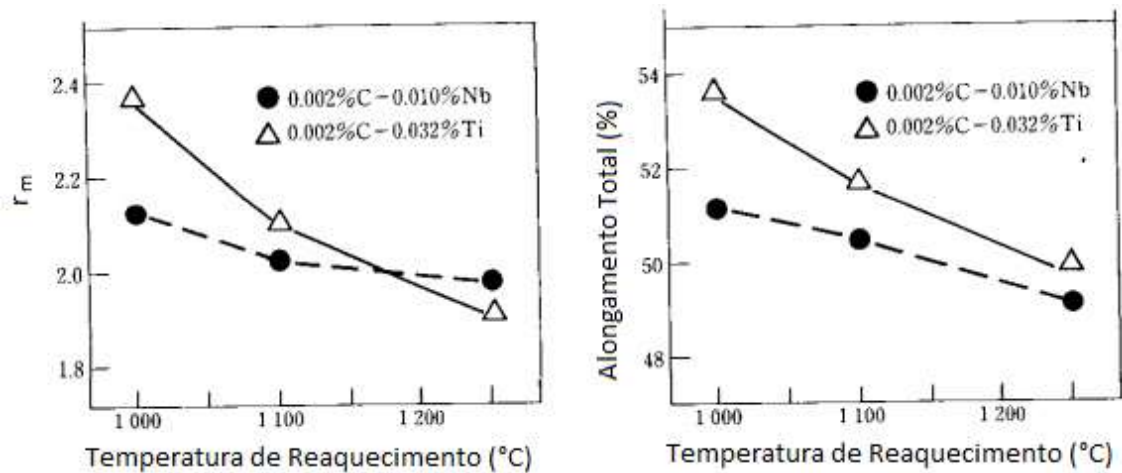


Figura 16 - Efeito da temperatura de reaquecimento da placa nas propriedades mecânicas de um IF-Ti e IF-Nb, adaptado de [43].

2.7.1.2. Temperatura de acabamento

A temperatura de acabamento de um aço IF pode ser estipulada em três diferentes níveis, dependendo do quão próximo ou distante está de Ar₃, temperatura de início da transformação de austenita em ferrita.

Quando a temperatura de acabamento está acima de Ar₃, o aço encontra-se na região austenítica não recristalizada. Neste caso, não ocorrerá precipitação de carbetos e nitretos, uma vez que estes estarão em solução sólida, o que leva a um aumento do tamanho de grão final e, assim, a uma queda no valor de r_m .

No caso de a temperatura de acabamento ser um pouco inferior a Ar₃, o aço é laminado na região bifásica, obtendo uma microestrutura que consiste de grãos deformados de ferrita e de austenita, conduzindo a uma estrutura de grão grosseiro. Essa alteração microestrutural é parcialmente responsável pela mudança na evolução da textura durante as subsequentes etapas de laminação a frio e recozimento, levando ao desenvolvimento mais forte da orientação cubo girado {100}<011>, que é indesejável para as operações de estampagem, conduzindo a uma diminuição nos valores de r_m .

O aumento do valor de r_m à medida que a temperatura de acabamento diminui (encontrando-se abaixo de Ar_3), observado na Figura 17, está relacionado ao fato de que nesta situação há uma maior formação de grãos de orientação $\{111\}$, aumentando o desenvolvimento de uma forte textura de fibra gama. Nesse caso, o aço é completamente laminado na região ferrítica [56].

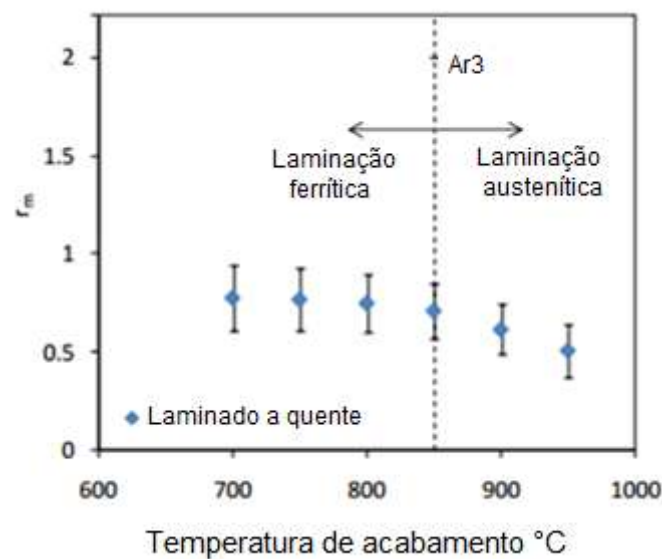


Figura 17 - Efeito da temperatura de acabamento em r_m , adaptado de [56].

2.7.1.3. Temperatura de bobinamento

Ao término das operações de laminação, as tiras a quente passam por um processo de bobinamento. A temperatura de bobinamento é um importante parâmetro que controla a morfologia dos precipitados e a temperatura de recristalização.

O aumento da temperatura de bobinamento tende a melhorar o valor de r_m e reduzir a temperatura de recristalização. Quando se empregam altas temperaturas de bobinamento, são produzidos precipitados grosseiros e amplamente dispersos, não se elevando o teor de carbono em solução sólida, uma vez que os carbeto grosseiros

são muito eficazes na eliminação do carbono da matriz ferrítica. Tais precipitados aumentam o desenvolvimento de texturas {111} (fibra gama), associadas a elevados valores de r_m , favorecendo assim a estampabilidade do aço [57,58].

Entretanto, baixas temperaturas de bobinação ocasionam temperaturas de recristalização mais elevadas, devido à distribuição uniforme de finos precipitados. Estes podem liberar carbono na matriz durante a laminação a frio por dissolução mecânica, inibindo assim a recristalização e o crescimento de grão necessários após o encruamento por meio do trabalho a frio. Tal fato dificulta o desenvolvimento da textura {111}, o que resulta conseqüentemente em menores valores de r_m [58].

LIPS [59], observou que o aumento da temperatura de bobinação reduz a temperatura de recristalização em todos os casos, com a redução sendo maior nos aços IF-Nb e menor nos aços IF-Ti, Figura 18.

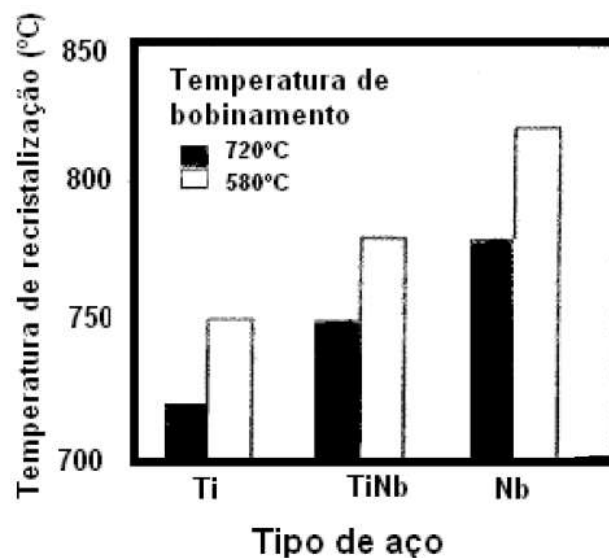


Figura 18 - Efeito da temperatura de bobinação na temperatura de recristalização para aços IF-Ti, IF-Nb e IF-TiNb, adaptado de [59].

2.7.2. Laminação a frio

Após a laminação a quente, o produto segue para a etapa de laminação a frio, na qual é possível produzir um melhor acabamento da superfície, com controle dimensional mais preciso da peça acabada. Nela é possível também obter melhores propriedades mecânicas [14].

Na laminação a frio, objetiva-se atingir componentes de textura, aliados a valores de anisotropia, próprios para estampagem, podendo o aço IF ser utilizado em procedimentos de fabricação que exigem uma extensa deformação plástica, como a deformação extraprofunda, sendo conformado sem a ocorrência de fratura ou um consumo excessivo de energia. Sendo assim, a textura, nesta etapa, é principalmente influenciada pelo percentual de redução a frio.

A Tabela IV mostra a fração volumétrica (%) dos componentes de textura de chapas de um aço IF laminado a frio, estudado por HUMANE [60], para diferentes reduções.

Pode-se observar que a fração volumétrica de fibra gama é de 8,8 a 50% de redução, e ao se aumentar a deformação para 80%, há um fortalecimento desta fibra, elevando-se ao máximo sua fração volumétrica, atingindo o valor de 12,8. Aumentando-se a deformação para 90%, observa-se que não há um fortalecimento da fibra gama, mas a orientação cubo girado (001)[1-10] é significativamente reforçada, sendo este um componente de textura indesejável para aplicações de estampagem. Neste caso, pode-se concluir que a amostra que sofreu 80% de redução é a que apresenta textura mais favorável para operações de estampagem profunda.

Tabela IV - Fração volumétrica dos componentes de textura de um aço IF laminado a frio, adaptado de [60].

Componente de textura	Deformação 50%	Deformação 70%	Deformação 80%	Deformação 90%
(001)[1 -1 0]	5,6	5,3	7,7	8,6
(113)[1 -1 0]	5,1	4,9	8,1	6,5
(112)[1 -1 0]	5,1	4,9	6,6	8,2
(223)[1 -1 0]	5,3	5,3	6,2	8,8
(111)[1 -1 0]	2,1	3,1	3,4	3,3
Fibra gama	8,8	9,2	12,8	12,4

2.7.3. Recozimento

O trabalho a frio é realizado em temperaturas inferiores às de recristalização, formando e acumulando defeitos com alta energia e termodinamicamente instáveis na microestrutura, provocando uma conseqüente redução da ductilidade. Com isso, após a laminação a frio, um tratamento térmico de recozimento se faz necessário para reduzir a quantidade de defeitos por meio de processos de recuperação e recristalização, diminuindo as tensões residuais e o encruamento da peça deformada. Assim, é possível fornecer melhores características de ductilidade e resistência ao material que acaba de ser deformado, obtendo-se assim as propriedades para a estampagem profunda desejada [13,51,61-63].

Essa etapa de tratamento térmico pode ser executada por duas rotas: recozimento em caixa ou recozimento contínuo. O recozimento em caixa caracteriza-se por apresentar baixa taxa de aquecimento, temperatura de encharque relativamente baixa e longos tempos de recozimento. Já o recozimento contínuo apresenta como características os ciclos de tratamento térmico mais rápidos, alta temperatura de encharque e alta taxa de aquecimento [64].

Um estudo feito por HUMANE [60] comparou diferentes propriedades mecânicas de um aço IF laminado a frio com diferentes percentuais de redução após o recozimento em caixa a 730°C por 18 horas, e após recozimento contínuo a 850°C por 300 segundos. Foi possível concluir que ambos os métodos podem ser utilizados para se recozer os aços IF para operações de estampagem profunda, obtendo-se resultados similares e excelentes.

Em geral, estudos sobre a influência da temperatura de recozimento em um aço IF concluem que temperaturas mais elevadas promovem aumentos no alongamento total, nos valores de r_m e no coeficiente de encruamento. Em contrapartida, causam a redução do limite de escoamento [65]. Uma pesquisa feita por FEKETE [34], apresentada na Figura 19, indica que temperaturas de recozimento ideais para aplicações em estampagem profunda estão entre 800°C e 850°C.

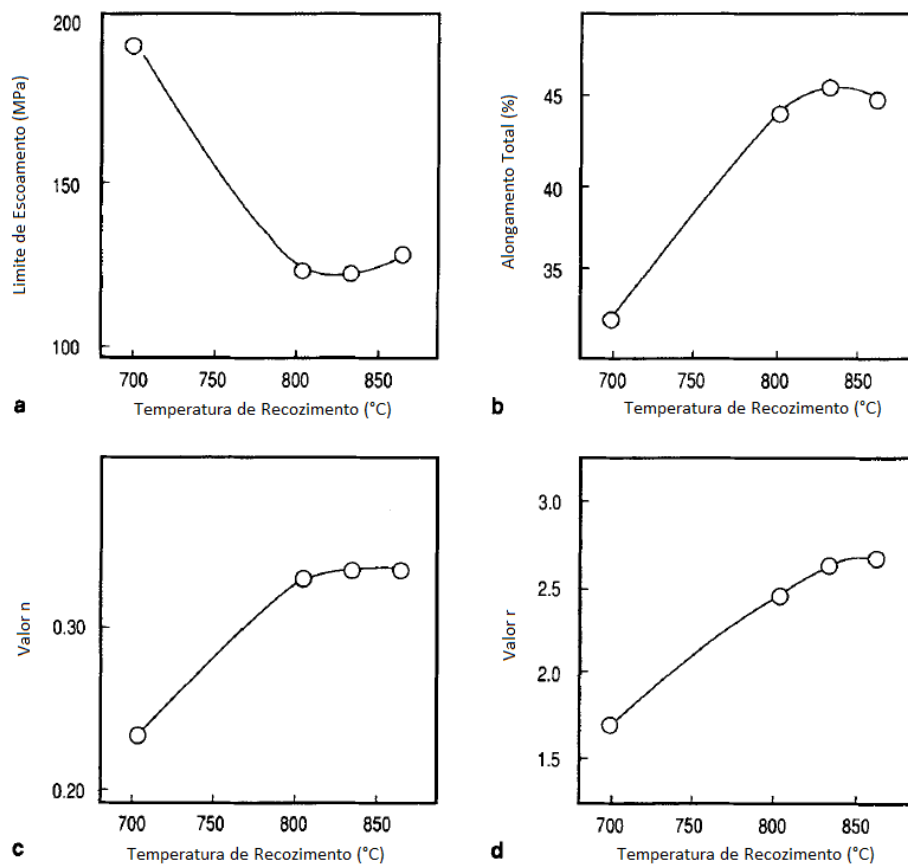


Figura 19 - O efeito da temperatura de recozimento sobre as propriedades mecânicas dos aços IF recozidos: a) Limite de escoamento, b) Alongamento total, c) Coeficiente de encruamento (n), d) Valor de r_m , adaptado de [34].

Como visto anteriormente (seção 2.7.1.3.), o processo de bobinamento feito a baixa temperatura pode liberar carbono na matriz durante a laminação a frio por dissolução mecânica, levando a deformações não homogêneas (restritas) na forma de bandas de cisalhamento. Estas, após o recozimento, induzem à nucleação de grãos orientados desfavoravelmente, gerando uma textura inadequada para o processo de estampagem, ou seja, com fraca fibra gama [66]. A Figura 20 mostra a influência combinada da temperatura de bobinamento e da temperatura de recozimento nos valores de r_m . Fica claro, a partir da figura, que o melhor resultado é obtido em elevadas temperaturas de bobinamento e recozimento.

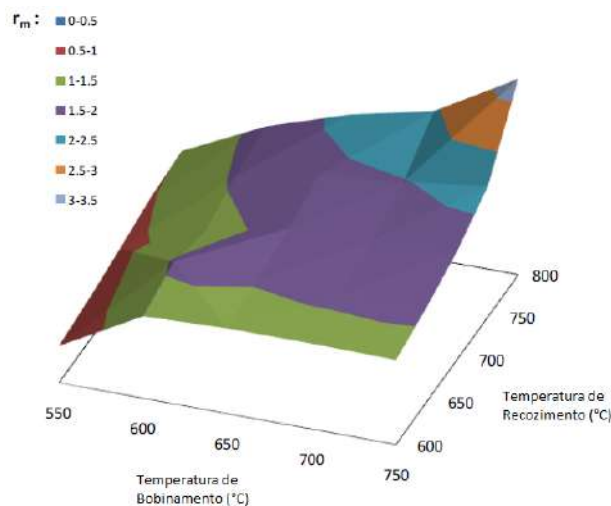


Figura 20 - Efeito combinado da temperatura de bobinamento e da temperatura de recozimento no valor de r_m , adaptado de [56].

Durante o recozimento do aço IF, a energia que é armazenada pelas fibras alfa e gama durante a deformação a frio controla o desenvolvimento de novas fibras gama recozidas. Quanto maior a temperatura de recozimento, mais rápida é a transição da fibra alfa para a fibra gama. Além disso, as regiões com orientação $\langle 110 \rangle // DL$ são regiões não recristalizadas, as quais sofrem recuperação até serem completamente consumidas pelos grãos recristalizados de orientação $\{111\} // DN$. Assim, a textura resultante após o recozimento se caracteriza por uma intensificação da fibra gama, enquanto a intensidade dos componentes da fibra alfa é baixa [13,67,68].

A Figura 21 mostra as ODF's com $\varphi_2 = 45^\circ$, em conjunto com valores de frações volumétricas (%), dos componentes de textura de um aço IF após laminação a frio com redução de 80% (Figura 21a) e após recozimento em caixa (Figura 21b), estudado por HUMANE [60]. Pode-se observar que a componente (112)[1-10] da fibra alfa foi intensificada durante a laminação a frio. Entretanto, após o recozimento nota-se o seu enfraquecimento. Apesar de a fibra gama apresentar maior fração volumétrica na etapa de laminação a frio, fica nítido pela análise da ODF que esta se apresenta ainda intensa e mais homogênea após o recozimento. Por último, verifica-se que a componente indesejável de cubo girado (001)[1-10] apresenta uma elevada fração volumétrica na etapa de laminação a frio, enquanto esta é praticamente eliminada após o recozimento.

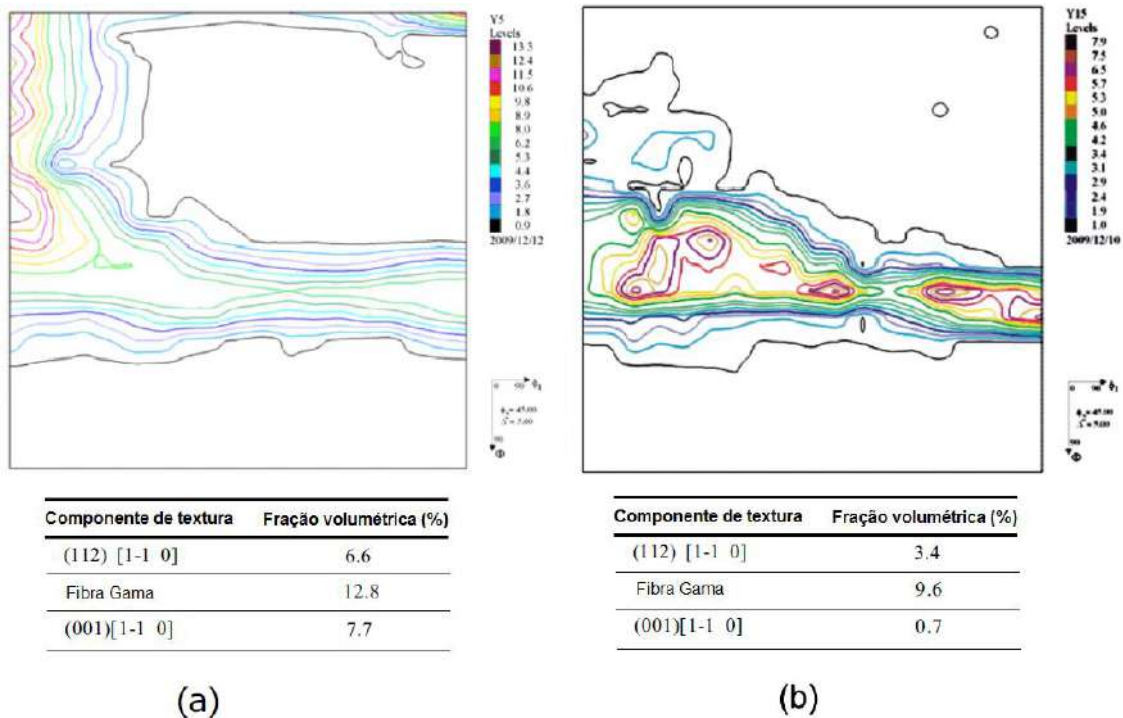


Figura 21 – ODF's com $\varphi_2 = 45^\circ$ em conjunto com valores de frações volumétricas (%) dos componentes de textura de um aço IF a) após laminação a frio com redução de 80% b) após recozimento em caixa, adaptado de [60].

3. MATERIAIS E MÉTODOS

3.1. Materiais

Para a realização deste estudo foram utilizadas amostras de três diferentes tipos de aços IF: IF-Ti ou estabilizado ao titânio; IF-TiNb, estabilizado ao titânio e nióbio; e IF-TiNbP, estabilizado ao titânio e nióbio com adição de fósforo. Tal material foi anteriormente estudado em três diferentes trabalhos de pesquisa [52,69,70].

A composição química de cada um destes aços é apresentada na Tabela V.

Tabela V - Composição química (%peso) dos aços IF utilizados.

Aço IF	C	N	Nb	Ti	P	Al	S	Mn	Si
Ti	0,0021	0,0025	0,0018	0,0820	0,0099	0,0346	0,0063	0,1250	0,0180
TiNb	0,0022	0,0038	0,0160	0,0700	0,0083	0,0361	0,0093	0,1120	0,0710
TiNbP	0,0022	0,0037	0,0288	0,0334	0,0298	0,0384	0,0071	0,1750	0,0500

Os aços foram cedidos pela ThyssenKrupp CSA, cada amostra tendo sido retirada da parte central das placas lingotadas para evitar contaminação de corridas anteriores e reduzir possíveis variações de processo. Foram feitos cortes em blocos, apresentando dimensões aproximadas de 80 x 50 x 25 mm.

3.2. Processamento

Os blocos dos três aços IF foram submetidos aos tratamentos termomecânicos no Departamento de Engenharia Metalúrgica e Materiais – COPPE/UFRJ.

As amostras passaram por um processamento, como ilustrado na Figura 22, que inclui as etapas de reaquecimento, laminação a quente, laminação a frio e recozimento, obtendo-se no final chapas laminadas com 1 mm de espessura.

Já foram realizados dois estudos sobre as amostras após o mesmo processamento.

Um deles, feito por MOTA [69], consiste em análises das propriedades mecânicas finais, como valor de anisotropia normal e planar, coeficiente de encruamento, limite de resistência e alongamento.

O outro, feito por SEGUNDO [70], consiste em uma análise dos critérios de identificação, formação, distribuição e morfologia dos precipitados presentes na microestrutura após as condições de processamento por meio do método de Microscopia Eletrônica de Transmissão (MET).

O presente trabalho visa à investigação da textura, por meio da técnica de difração de raios X, comparando amostras antes e após o processamento citado e relacionando os resultados de textura obtidos com os resultados dos estudos previamente citados [69,70].

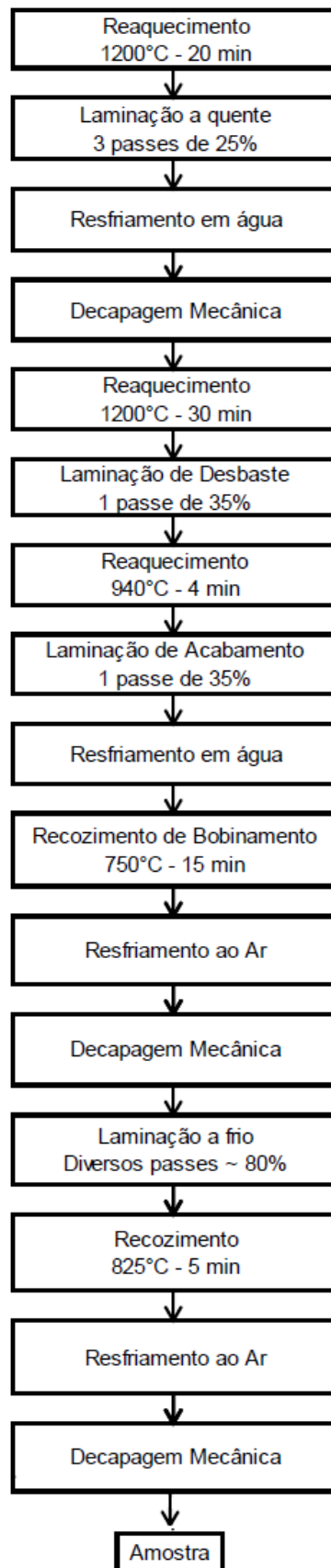


Figura 22 - Fluxograma dos processamentos termomecânicos realizados nas três amostras de aços IF.

3.3. Textura por difração de raios X

Para os ensaios de textura cristalográfica, as amostras anterior e posterior ao processamento na UFRJ foram cortadas em pequenos corpos de prova com dimensões de 20 x 20 mm. No caso das amostras após o processamento, foram preparados corpos de provas tanto da superfície quanto da meia espessura da chapa laminada, a fim de se analisarem os resultados de textura após a laminação de uma forma completa, observando-se a qualidade tanto superficial como de centro de espessura propícia à conformação mecânica.

Os corpos de prova dos diferentes tipos de aços IF receberam as denominações apresentadas na Tabela VI.

Tabela VI - Nomenclatura dos corpos de prova utilizados no trabalho.

Nomenclatura	Aço IF	Condição
<i>A1-BF</i>	IF-Ti	Amostra anterior ao processamento - Bruto de Fusão
<i>A1-LS</i>	IF-Ti	Chapa laminada – Área Superficial
<i>A1-LME</i>	IF-Ti	Chapa laminada – Área de Meia Espessura
<i>A2-BF</i>	IF-TiNb	Amostra anterior ao processamento - Bruto de Fusão
<i>A2-LS</i>	IF-TiNb	Chapa laminada – Área Superficial
<i>A2-LME</i>	IF-TiNb	Chapa laminada – Área de Meia Espessura
<i>A3-BF</i>	IF-TiNbP	Amostra anterior ao processamento - Bruto de Fusão
<i>A3-LS</i>	IF-TiNbP	Chapa laminada – Área Superficial
<i>A3-LME</i>	IF-TiNbP	Chapa laminada – Área de Meia Espessura

Todos os corpos de prova foram lixados com lixas de granulometrias 80, 220, 320, 400, 600, 1200 e 1500 mesh. Em seguida, foi feito um polimento mecânico com pasta de diamante de 1 μ m e um ataque químico com uma solução de Nital 5% para remover o efeito de superfície.

O equipamento utilizado para as análises da textura cristalográfica foi um difratômetro de raios X fabricado pela empresa holandesa PANalytical, disponível no Laboratório de Raios X do Instituto Militar de Engenharia (IME). A fonte de radiação utilizada foi de cobalto, cujo comprimento de onda é igual a 1,789Å. A tensão e a corrente de operação foram ajustadas em 45mA e 40KV, e o ensaio foi feito em foco ponto (point focus).

Em todas as amostras foram coletados os resultados de difração relativos aos planos (110), (200) e (211), característicos dos materiais com estrutura cristalina cúbica de corpo centrado (CCC).

O resultado da análise de textura cristalográfica foi ilustrado por meio das funções de distribuição de orientações (ODF's), em que se podem observar as intensidades dos componentes de textura em função dos ângulos de rotação (Euler). As figuras de ODF's foram geradas pelo programa popLA (*preferred orientation package – Los Alamos*).

Serão utilizadas notações de Roe [21], e apenas a seção $\phi = 45^\circ$ será estudada, uma vez que a mesma contém todas as orientações principais apresentadas em chapas de aço IF destinadas à estampagem profunda, como apresentado na seção 2.5 do presente trabalho.

4. RESULTADOS

Os resultados dos ensaios de textura cristalográfica por difração de raios X estão apresentados por meio de funções de distribuição de orientação, Figura 23 a Figura 25. Elas seguem a notação de Roe [21], e somente as ODF's com $\phi = 45^\circ$ foram analisadas, uma vez que nesta seção é possível identificar todos os principais componentes que influenciam a estampabilidade do material.

Conforme pode ser observado na Figura 23a, o material de aço IF-Ti bruto de fusão possui distribuição de textura com um máximo próximo a componente $(\bar{3}32)[\bar{1}\bar{3}3]$. Após a laminação, o material passa a apresentar textura de fibra gama, como pode ser observado na Figura 23b, referente à análise de textura realizada na superfície da amostra, e na Figura 23c, referente à análise a meia espessura.

A análise das ODF's das amostras do aço IF-TiNb revela que o material de aço bruto de fusão já possui uma textura de fibra gama, Figura 24a, e que após a laminação esta textura se apresenta de forma mais intensa, como pode ser observado nas Figura 24b e Figura 24c.

Pela Figura 25a, observa-se que o material bruto de fusão de aço IF-TiNbP apresenta distribuição de textura em estado de desordem, o que significa que não existe uma orientação preferencial óbvia. Após a laminação, o material passa a apresentar textura de fibra gama somente na meia espessura, como pode ser observado na Figura 25c. Na superfície, Figura 25b, a fibra gama é totalmente ausente, apresentando a ODF maior intensidade na região da componente Goss.

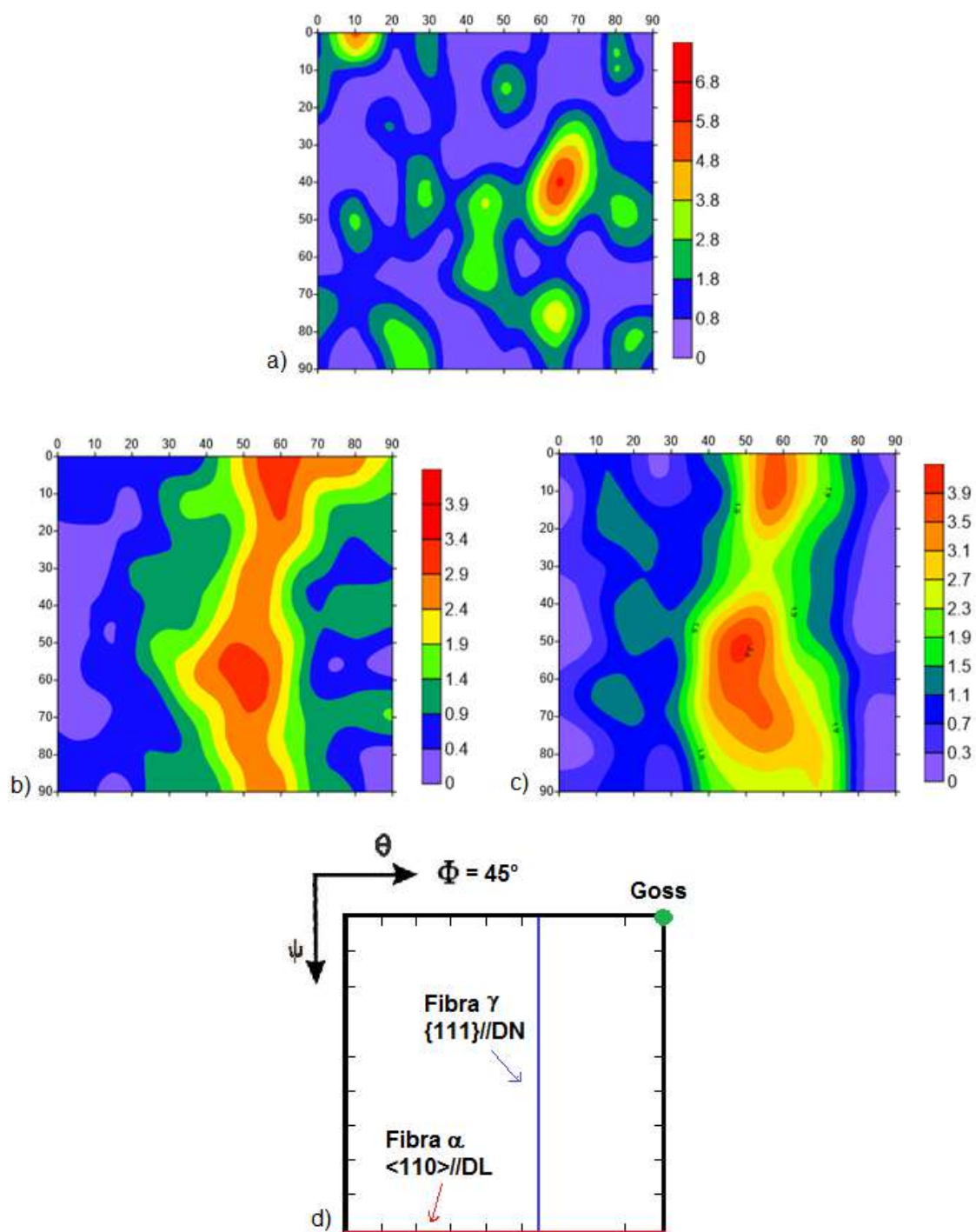


Figura 23 - ODF's da amostra IF-Ti (A1): a) medições do bruto de fusão, A1-BF, b) medições na superfície da chapa laminada, A1-LS, c) medições na meia espessura da chapa laminada, A1-LME, d) ábaco para $\phi = 45^\circ$, notação de Roe.

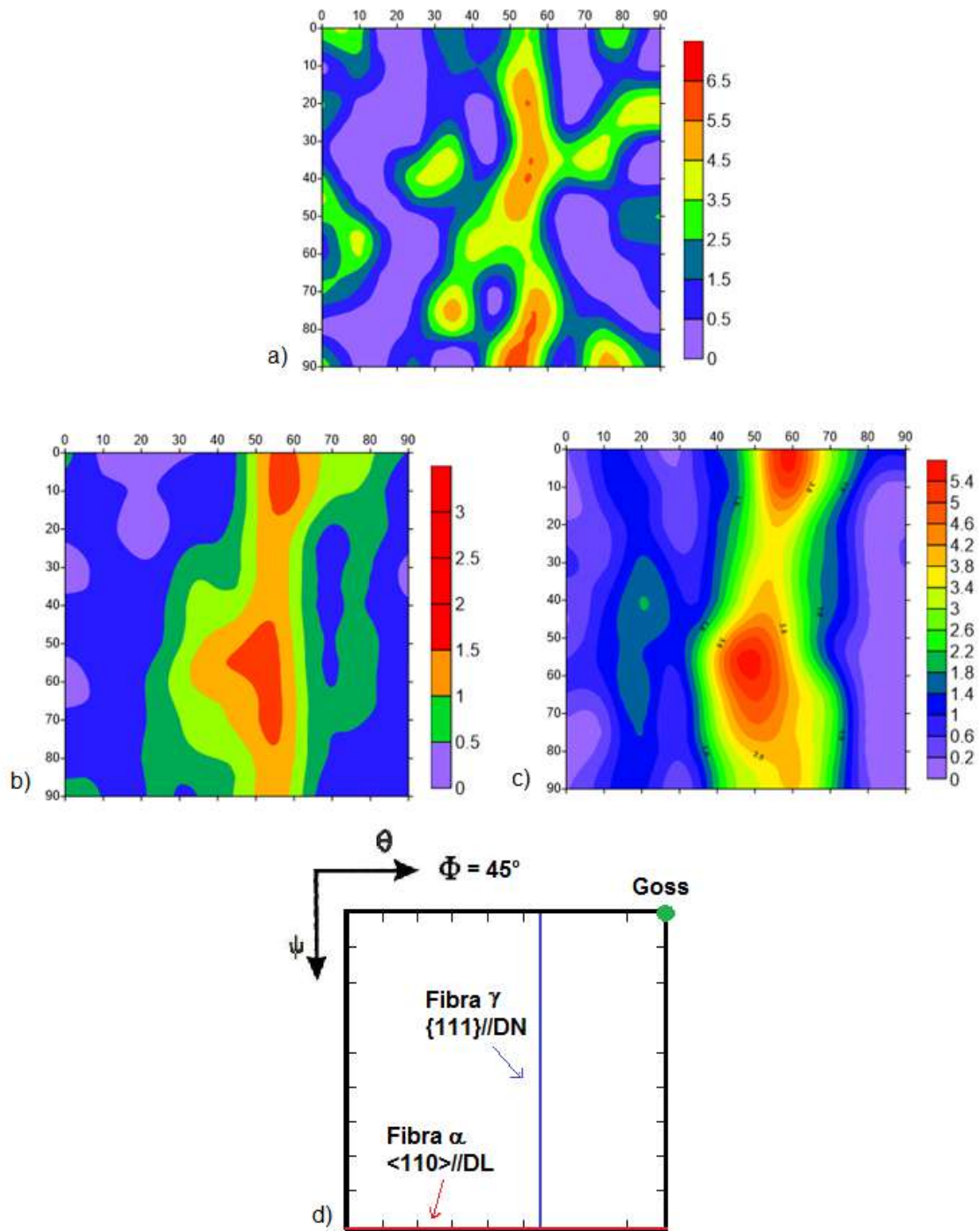


Figura 24 - ODF's da amostra IF-TiNb (A2): a) medições do bruto de fusão, A2-BF, b) medições na superfície da chapa laminada, A2-LS, c) medições na meia espessura da chapa laminada, A2-LME, d) ábaco para $\phi = 45^\circ$, notação de Roe.

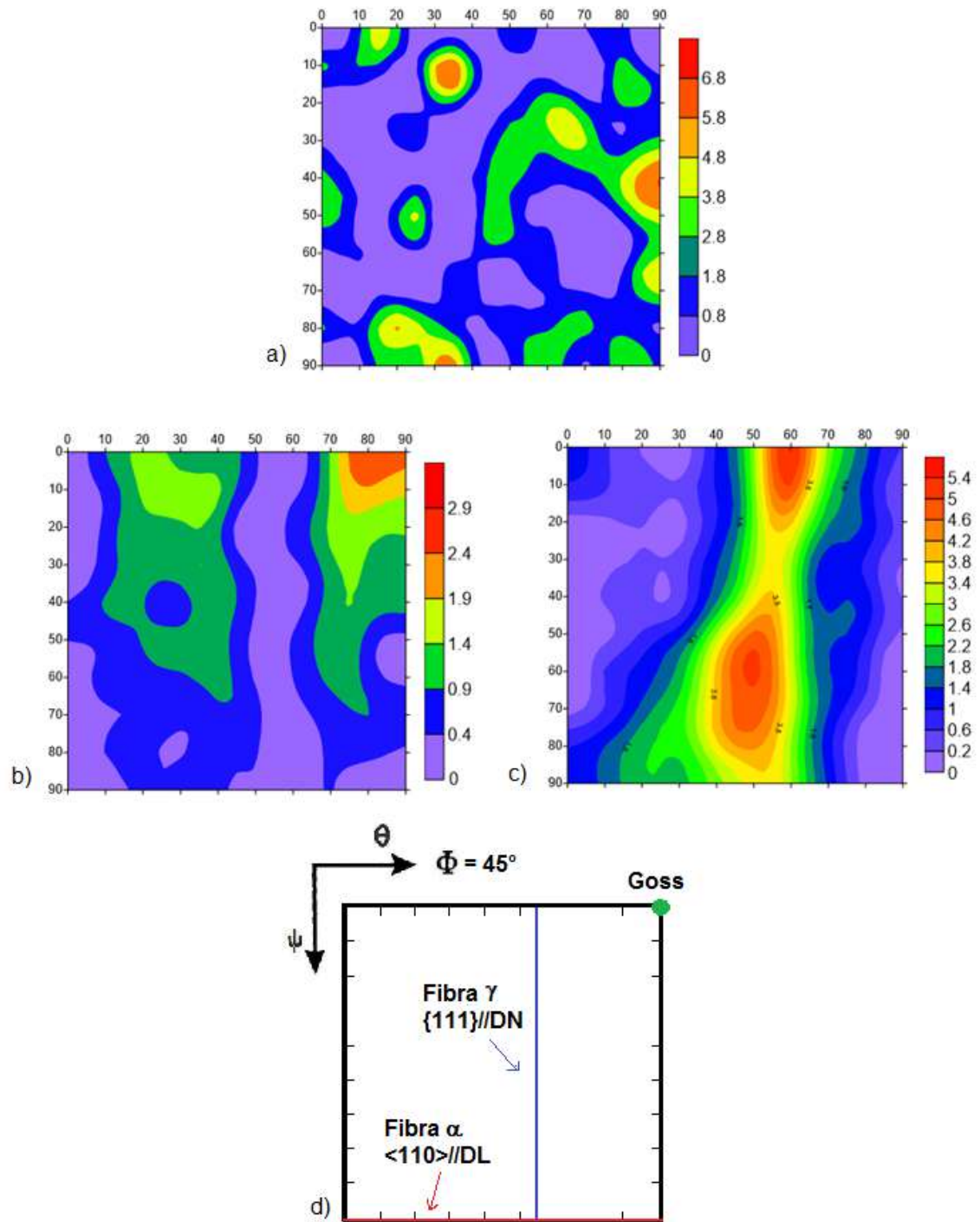


Figura 25 - ODF's da amostra IF-TiNbP (A3): a) medições do bruto de fusão, A3-BF, b) medições na superfície da chapa laminada, A3-LS, c) medições na meia espessura da chapa laminada, A3-LME, d) ábaco para $\phi = 45^\circ$, notação de Roe.

A Tabela VIII apresenta os resultados de intensidade, obtidos na avaliação de textura cristalográfica, para as principais componentes das fibras gama, alfa e para a componente Goss em cada um dos aços.

Tabela VII - Valores de intensidade obtidos no ensaio de textura cristalográfica das principais componentes nos aços IF-Ti, IF-TiNb e IF-TiNbP.

	Componente	A1 BF	A1 LS	A1 LME	A2 BF	A2 LS	A2 LME	A3 BF	A3 LS	A3 LME
Fibra Gama	(-1 1 1) [1 -1 2]	0,2	3,1	3,5	3,7	2,6	5,1	1,3	0,1	4,7
	(-1 1 1) [1 -2 3]	1,6	2,8	3,6	4,4	2,7	4,7	0,5	0,2	4,5
	(-1 1 1) [0 -1 1]	0,4	2,7	2,6	5,6	2,3	3,7	2,0	0,2	3,7
	(-1 1 1) [-1 -3 2]	1,7	2,7	3,5	4,3	2,6	4,5	0,5	0,2	4,4
	(-1 1 1) [-1 -2 1]	0,2	3,1	3,4	3,6	2,6	4,9	1,5	0,2	4,6
	(-1 1 1) [-2 -3 1]	1,7	2,7	3,6	4,5	2,7	4,5	0,5	0,2	4,4
	(-1 1 1) [-1 -1 0]	0,0	2,8	2,5	5,2	2,3	3,6	2,1	0,3	3,7
Fibra Alfa	(0 0 1) [-1 -1 0]	1,4	0,5	0,5	3,2	1,1	0,2	0,0	0,1	1,2
	(-1 1 3) [-1 -1 0]	3,7	1,1	0,5	1,8	1,1	0,6	1,8	0,5	2,2
	(-1 1 2) [-1 -1 0]	0,0	1,1	1,0	0,0	1,0	0,8	4,3	0,8	2,3
	(-2 2 3) [-1 -1 0]	0,0	1,5	2,2	3,6	1,6	3,0	0,0	0,3	3,2
	(-3 3 2) [-1 -1 0]	2,1	1,8	2,5	0,3	1,0	3,4	1,6	0,3	2,0
	(-2 2 1) [-1 -1 0]	0,0	1,1	2,7	2,9	0,7	2,2	0,6	0,4	1,3
	(-1 1 0) [-1 -1 0]	0,7	0,0	0,0	2,0	0,9	0,0	1,5	0,3	0,0
Goss	(-1 1 0) [0 0 1]	0,0	1,8	0,2	0,0	1,0	1,2	0,0	2,5	0,6

5. ANÁLISE E DISCUSSÃO DOS RESULTADOS

5.1. Análise da textura

5.1.1. Aço IF-Ti

Os gráficos da Figura 26 apresentam a variação de intensidade ao longo de toda fibra gama (Figura 26a) e alfa (Figura 26b) para cada condição analisada, i.e., bruto de fusão, superfície e meia espessura da chapa laminada.

Pela Figura 26a, nota-se que a laminação proporcionou um fortalecimento das componentes da fibra gama em geral, favorecendo a presença da mesma tanto na superfície como na meia espessura. No caso da superfície laminada, observa-se um comportamento mais contínuo da fibra gama, quando comparado a meia espessura, com a componente $(\bar{1}11)[\bar{1}\bar{2}1]$ um pouco mais forte que as demais, apresentando intensidade igual a 3,1.

Pela Figura 26b, nota-se que a componente $(\bar{1}13)[\bar{1}\bar{1}0]$, ou seja, a mais intensa na amostra do bruto de fusão, é reduzida com a laminação.

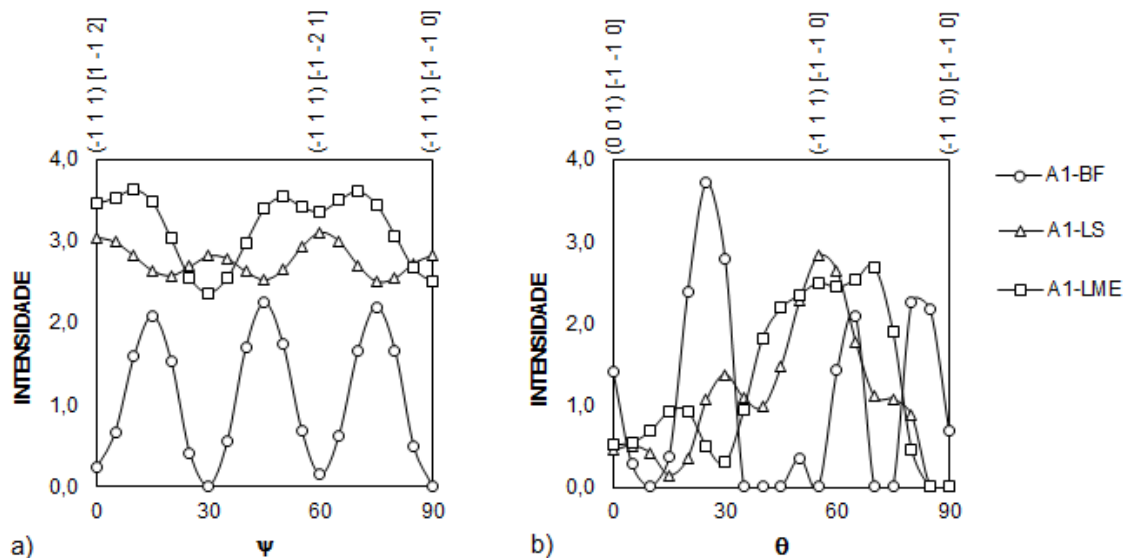


Figura 26 - Variação de intensidade ao longo da a) fibra gama, b) fibra alfa, para o aço IF-Ti antes e após a laminação.

5.1.2. Aço IF-TiNb

A Figura 27 mostra a distribuição das componentes ao longo da fibra gama (Figura 27a) e alfa (Figura 27b), sendo apresentada, num mesmo gráfico, a distribuição das componentes para cada uma das condições estudadas.

O aço IF-TiNb apresentou uma melhor intensidade de fibra gama após a laminação, atingindo um valor máximo de 5,1 na componente $(\bar{1}11)[1\bar{1}2]$, quando comparado ao aço IF-Ti, que atingiu um valor máximo de 3,6 na componente $(\bar{1}11)[1\bar{2}3]$. De fato, LEWIS [71] e RAABE [72] já constataram que a presença de nióbio promove a formação da componente de recristalização $\{111\}\langle 112\rangle$. Pela Figura 27a, é possível observar ainda que, na meia espessura, a laminação não afetou a intensidade da fibra gama, que já era alta antes do processamento. Já na superfície, esta fibra apresenta uma queda na intensidade, entretanto, ela está presente de forma mais homogênea.

Pela Figura 27b é observado um decréscimo da intensidade da componente cubo girado $(001)[\bar{1}\bar{1}0]$ após a laminação, que apresentava intensidade igual a 3,2 no bruto de fusão. Tal fato é considerado benéfico para o aço IF, uma vez que esta componente pode deteriorar as propriedades de estampagem.

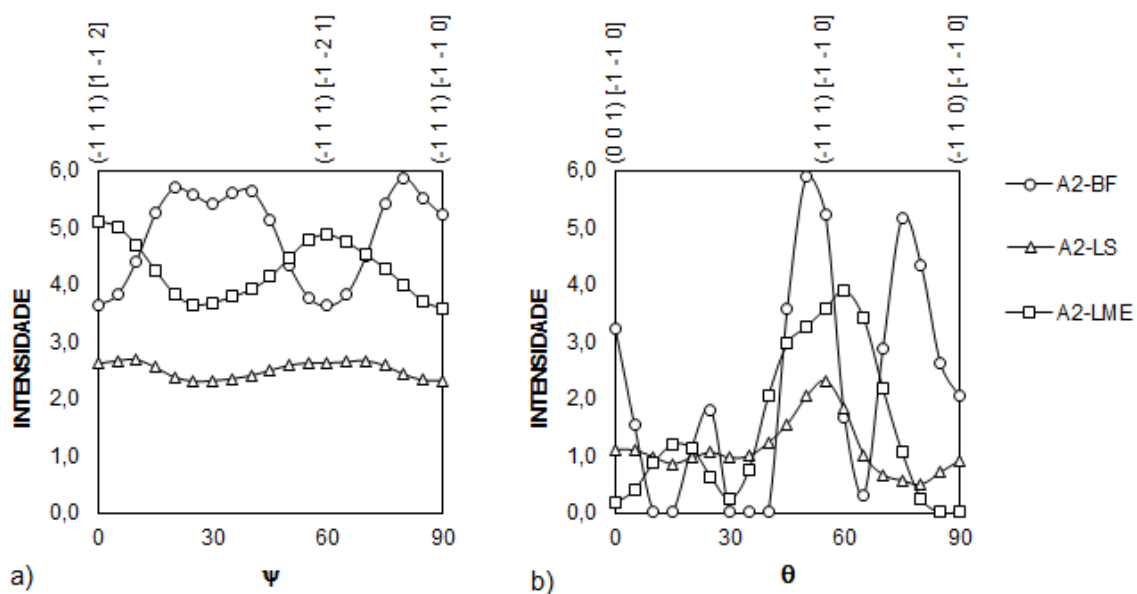


Figura 27 - Variação de intensidade ao longo da a) fibra gama, b) fibra alfa, para o aço IF-TiNb antes e após a laminação.

5.1.3. Aço IF-TiNbP

Os gráficos da Figura 28 apresentam a variação de intensidade ao longo de toda fibra gama (Figura 28a) e alfa (Figura 28b) para cada condição analisada.

Analisando a textura na meia espessura da chapa laminada, é possível observar que a laminação proporcionou um fortalecimento das componentes de fibra gama em geral, Figura 28a, chegando a apresentar valores no nível 4,7 em $(\bar{1}11)[1\bar{1}2]$. Pela Figura 28b, nota-se que a máxima intensidade obtida na fibra alfa foi na componente $(\bar{1}11)[\bar{1}\bar{1}0]$, sendo esta a componente em comum com a fibra gama.

Já no caso da superfície laminada, ocorre praticamente uma anulação da fibra gama, Figura 28a, e da fibra alfa, Figura 28b. Pela análise da ODF, apresentada na Figura 25b, é possível observar uma maior intensidade na área da componente Goss $(\bar{1}10)[001]$, que apresenta valor de 2,5, Tabela VII.

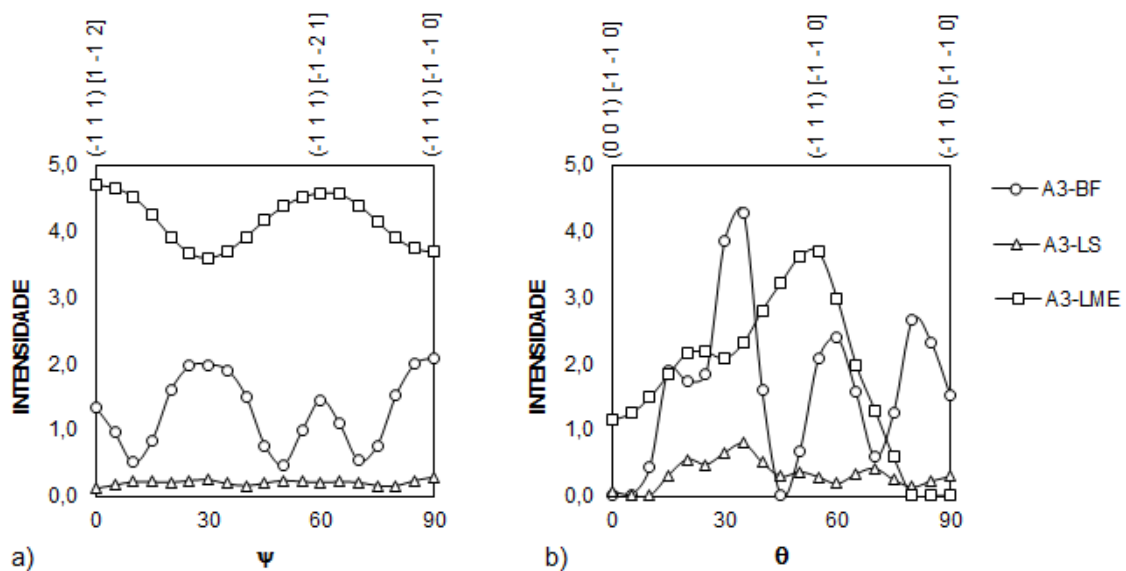


Figura 28 - Variação de intensidade ao longo da a) fibra gama, b) fibra alfa, para o aço IF-TiNbP antes e após a laminação.

5.2. Efeito da textura no valor r_m

Como já foi anteriormente mencionado, as excelentes propriedades mecânicas encontradas em um aço IF estão diretamente relacionadas à textura cristalográfica resultante dos processamentos realizados e da composição química do material. Por sua vez, a anisotropia cristalográfica é normalmente influenciada pela orientação preferencial dos grãos [18].

É conhecido que variadas componentes de textura influenciam nos diferentes valores de r_m e Δr . Ao compararmos os resultados da análise de textura do presente trabalho com os resultados dos coeficientes de anisotropia obtidos no trabalho de MOTA [69], observamos algumas características distintas para cada aço IF analisado.

A Tabela VIII apresenta as médias calculadas das intensidades obtidas nas análises de textura cristalográfica para as fibras gama e alfa e para a componente Goss em cada amostra. A média é calculada de modo a permitir uma análise das fibras como um todo. Não é apresentado o desvio padrão para estas médias, pois as mesmas são referentes a uma medida de probabilidade.

Tabela VIII - Resultados das médias das intensidades das fibras alfa e gama e da componente Goss antes e após o processamento.

Aço IF Condição		Fibra Gama			Fibra Alfa			Goss		
		Ti	TiNb	TiNbP	Ti	TiNb	TiNbP	Ti	TiNb	TiNbP
Bruto de Fusão		1,1	4,5	1,3	1,1	2,2	1,6	0,0	0,0	0,0
Laminado Superfície		2,8	2,5	0,2	1,1	1,1	0,3	1,8	1,0	2,5
Laminado Meia Espessura		3,2	4,3	4,2	1,3	1,5	1,8	0,2	1,2	0,6

A partir de ensaios de tração, realizados por MOTA [69], foram obtidos os resultados de propriedades mecânicas apresentados na Tabela IX.

Tabela IX - Resultados de ensaios de tração uniaxial [69].

Aço IF	r_m	Δr	n	Limite de Escoamento (MPa)	Limite de Resistência (MPa)	Alongamento Total
Ti	1,92	1,98	0,296	105,19	260,21	0,41
TiNb	1,16	1,11	0,304	120,84	278,40	0,42
TiNbP	1,28	-0,09	0,299	162,09	322,54	0,34

Conforme apresentado por vários autores [13-15], sabe-se que as melhores propriedades mecânicas de estampabilidade são obtidas quando o material apresenta valores de coeficiente de anisotropia normal (r_m) maiores que 1 e coeficiente de anisotropia planar (Δr) próximo a 0.

Em termos de textura, isto significa o material apresentar, na grande maioria dos grãos, uma orientação preferencial com as normais aos planos {111} paralelas à direção normal (DN) e apenas uma pequena parte com as direções <110> orientadas paralelamente à direção de laminação (DL). Ou seja, a presença de uma forte fibra gama e uma fraca fibra alfa [73].

5.2.1. Aços IF-Ti

No caso dos aços IF com adições de titânio (IF-Ti), MOTA [69] obteve o valor de $r_m = 1,92$. Tal fato foi confirmado pelos valores da fibra gama na chapa laminada deste aço, onde as médias chegaram a um nível 3, considerado um valor alto na escala de nível 0 (menor valor) a nível 4 (valor máximo) obtida nestes ensaios. Altos valores de intensidade para fibra gama foram observados tanto na superfície como na meia espessura da chapa laminada, indicando uma forte presença desta fibra na peça como um todo.

Ao analisarmos o resultado para o coeficiente de anisotropia planar ($\Delta r = 1,98$), entretanto, verifica-se que este apresenta um valor muito diferente de 0, que seria o valor desejado para garantir uma boa estampabilidade e evitar a formação de orelhas no produto final. Neste caso, o valor se aproxima de 2, considerado alto para este coeficiente. Uma das razões para este valor pode ser vista pelos resultados obtidos para a componente Goss. Os valores dessa componente para este aço sofreram variações ao longo da espessura da chapa laminada, oscilando de 1,8 na superfície para 0,2 na meia espessura. Um comportamento de textura ideal para a aplicação em estampagem profunda inclui uma ausência ou baixa intensidade da componente Goss no material [74]. De fato, como apresentado pelos trabalhos de DANIEL [28] e LEQUEU [29], a componente Goss é caracterizada por apresentar uma forte tendência de contribuição para elevados valores de coeficiente de anisotropia normal e planar.

Em relação à fibra alfa, os valores obtidos nas chapas após laminação não apresentaram variações significativas e se mantiveram abaixo de 1,3 na escala utilizada, indicando que esta fibra tem uma presença fraca no conjunto, o que é desejável para garantir a efetiva estampabilidade.

5.2.2. Aços IF-TiNb

Para os aços IF com adições de titânio e nióbio (IF-TiNb), nota-se que, no material anterior ao processamento (bruto de fusão), a fibra gama já se encontra presente e com elevado valor médio. A laminação enfraquece esta fibra na superfície da chapa laminada, não sofrendo, entretanto, uma redução significativa quando comparada ao valor obtido para o aço IF-Ti. Já na meia espessura, essa fibra se encontra preservada, apresentando ainda elevada média de intensidade (4,3). No caso da fibra alfa, a laminação promoveu uma ligeira redução e enfraquecimento da mesma.

Analisando-se agora os resultados obtidos para r_m e Δr , verifica-se que, em comparação aos aços IF-Ti, os valores absolutos destes coeficientes diminuíram. É importante observar que a fibra gama obtida na superfície da chapa laminada do aço IF-TiNb apresenta valores similares em toda a sua extensão (conforme apresentado no gráfico da Figura 27a), estando presente de forma mais homogênea no material. Junto a isso, sabe-se que a fibra gama melhora a formabilidade (pela promoção de valores razoáveis de r_m) e diminui a influência do coeficiente de anisotropia planar no material, principalmente pela contribuição da componente $\{111\}\langle 112 \rangle$, que, neste caso, apresentou valor máximo de 5,1 [71,72]. Sendo assim, este pode ser o motivo pelo qual o valor de r_m manteve-se acima de 1,0 e o valor de Δr diminuiu. Ainda assim, o valor do coeficiente planar continua elevado em relação ao ideal e, mais uma vez, pode-se associá-lo aos valores da componente Goss obtidos, pois a mesma está presente no material, mas de forma mais fraca quando comparada ao aço IF-Ti.

5.2.3. Aços IF-TiNbP

Os aços IF com adições de titânio, nióbio e fósforo (IF-TiNbP) apresentaram resultados interessantes ao longo da espessura. Observa-se claramente, tanto pelos valores médios das intensidades (tabela VIII) como pelas ODF's apresentadas na Figura 25, que os processos de laminação anularam completamente a fibra gama na superfície da chapa laminada. Entretanto, essa fibra foi fortemente favorecida na meia espessura. É possível observar também que a laminação suprimiu a fibra alfa na superfície, não apresentando mudança significativa na meia espessura.

No que diz respeito à componente Goss, o valor obtido na meia espessura encontra-se próximo a 0. Na superfície, por sua vez, a mesma apresenta o valor mais elevado encontrado em todos os aços, atingindo um nível de 2,5. Este resultado compromete as propriedades de estampabilidade, principalmente porque, como mencionado anteriormente, a fibra gama foi totalmente suprimida nesta mesma região. É interessante notar que, apesar do resultado insatisfatório na superfície do aço IF-TiNbP, os valores das fibras à meia espessura são considerados bons em termos de estampabilidade, i.e., baixo valor de Goss, alto valor de fibra gama e reduzido valor de fibra alfa.

Analisando os resultados obtidos por MOTA [69] para os coeficientes de anisotropia normal e planar, evidencia-se também que estes apresentaram a melhor combinação de valores dentre os três aços, isto é, $r_m > 1$ com $\Delta r \approx 0$, apesar de apresentar uma anisotropia normal abaixo de 2,0, valor esperado para aços IF.

Ainda assim, é preciso levar em conta o efeito ocorrido na superfície da chapa laminada, que leva à supressão de fibra gama e ao aumento da orientação Goss.

A adição de fósforo aos aços IF tem como principal objetivo promover o endurecimento por solução sólida, aumentando assim sua resistência. De fato, o aço IF-TiNbP foi o que apresentou o maior limite de resistência (322,54 MPa). Entretanto,

uma maior resistência do material pode levar a um maior atrito entre a superfície da chapa e os cilindros de laminação. Esse atrito ocasiona a geração de tensões de cisalhamento, que levam à nucleação de orientações preferenciais nas direções da componente Goss. Este fato foi observado nos trabalhos de LEE [75] e BRUNA [76], que analisaram o efeito da interação de cilindros com lubrificação insuficiente na formação de componentes de cisalhamento.

A adição de fósforo também promove a formação de precipitados do tipo FeTiP. Estes precipitados, no entanto, consomem o excesso de titânio – que formaria carbeto – no aço IF, deixando solutos de carbono presentes na matriz [77]. Com efeito, o trabalho de SEGUNDO [70], neste mesmo material, evidenciou a presença de precipitados de FeTiP, conforme apresentado pela Figura 29.

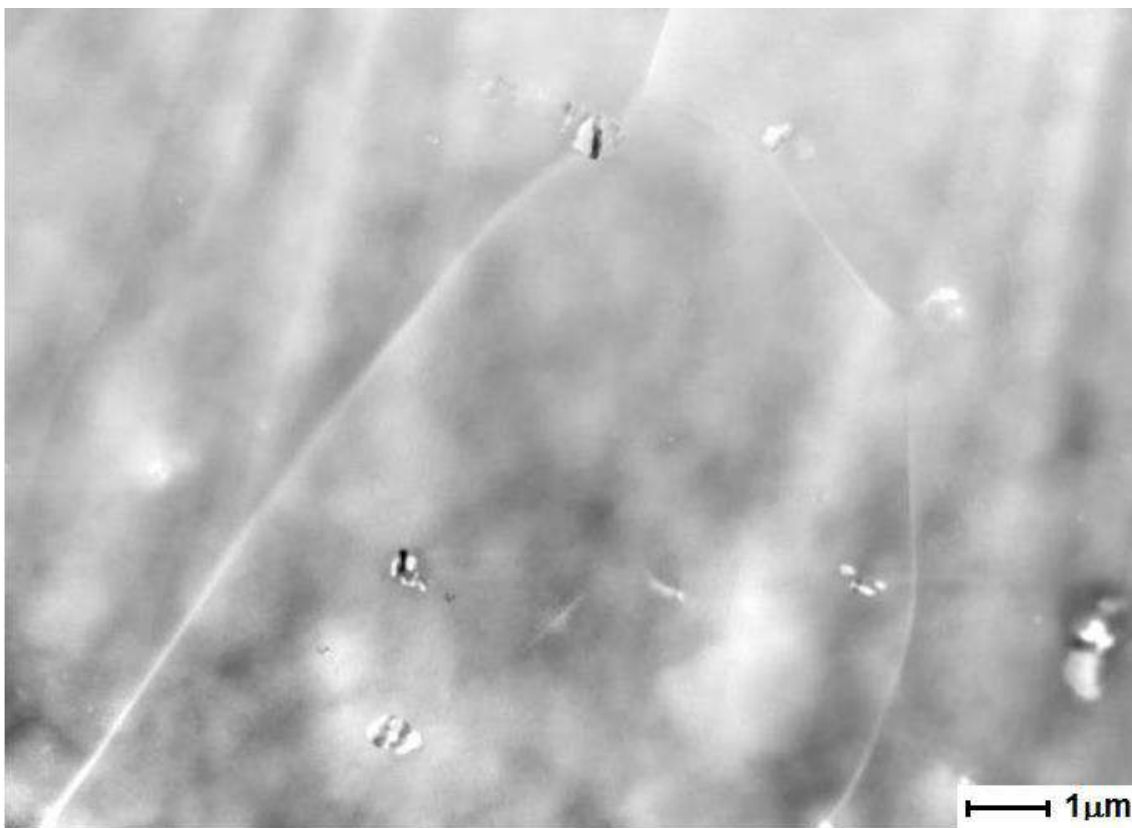


Figura 29 - Partícula contendo FeTiP no contorno de grão no aço IF-TiNbP [70].

É importante ressaltar que a presença de carbono em solução, por sua vez, está relacionada com a ocorrência de descontinuidades no limite de escoamento [78]. MOTA [69] observou tal fato em seu trabalho, em que o aço IF-TiNbP apresentou limite de escoamento descontínuo durante carregamento (Figura 30). A combinação de todos estes fatores leva à indicação de que a presença de uma forte componente Goss na superfície está relacionada com o limite de escoamento descontínuo.

Esta interpretação é suportada pelo fato de que uma elevada quantidade de carbono em solução está associada a uma diminuição do coeficiente de anisotropia normal (r_m) devido à nucleação de componentes de textura desfavoráveis, ou seja, diminuição da intensidade relativa da fibra {111} [78]. Com efeito, HÖLSCHER [73] observou que a elevação do teor de carbono na matriz aumenta a formação de orientação Goss, enquanto no caso do carbono precipitado, a densidade de orientação Goss é fortemente reduzida. A razão para esse fato é que o carbono em solução leva a mais deformação não homogênea, formando bandas de cisalhamento.

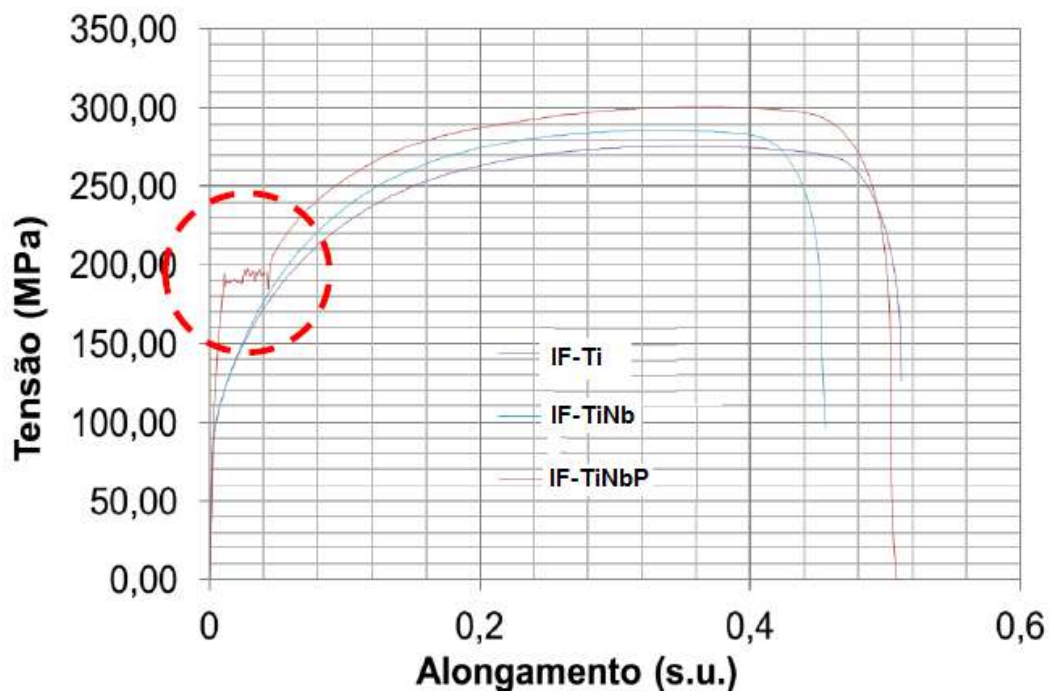


Figura 30 - Curvas representativas entre os três aços após o recozimento, na direção 0° em relação à direção de laminação [69].

5.3. Considerações finais

Comparando os resultados das orientações cristalográficas formadas nos três aços, observa-se que o aço IF-TiNbP apresenta, na sua meia espessura, o resultado mais satisfatório em termos de formação de fibras gama, alfa e orientação Goss. Os valores obtidos atendem de forma plena às condições de otimização de textura cristalográfica para melhor aplicação em processos de estampagem profunda.

Os efeitos observados na superfície deste aço, como mencionado, surgiram por uma combinação de aumento de resistência com a presença de precipitados FeTiP na matriz ferrítica, ambos promovendo a formação de componente de cisalhamento (Goss).

Especial atenção deve ser dada a dois pontos principais. O primeiro é relacionado à lubrificação utilizada durante o processo de laminação, que, se empregada de forma insuficiente, pode levar à supressão de fibra gama e ao aumento de orientação Goss. O segundo refere-se à formação de precipitados de FeTiP, que deve ser mitigada ao máximo para evitar a presença de carbono em solução, já que esta condição leva a descontinuidades no limite de escoamento do material e também ao aumento da orientação Goss.

Outra observação a ser feita seria quanto aos valores obtidos para anisotropia normal dos aços IF-TiNb e IF-TiNbP. Ambos apresentaram valores inferiores ao esperado para aços IF, que geralmente encontram-se próximos a 2,0. Tal fato pode estar relacionado aos parâmetros de processo utilizados.

Provavelmente, a sequência de processamento realizada não é adequada para os três tipos de aços, principalmente para o aço IF-TiNbP, que além de apresentar valor de anisotropia normal abaixo do esperado, apresentou limite de escoamento descontínuo.

6. CONCLUSÕES

Com a análise da textura cristalográfica em aços IF-Ti, IF-TiNb e IF-TiNbP e sua comparação com os resultados de anisotropia obtidos em trabalhos anteriores, concluiu-se que:

- Foi possível relacionar os valores dos coeficientes de anisotropia planar e normal dos três aços analisados com os valores obtidos para as fibras gama, alfa e componente Goss;

- Comparando-se os três aços, o aço IF-TiNbP apresentou um melhor comportamento em relação à textura, sendo necessário apenas fazer uma ressalva para a superfície da chapa laminada;

- Os resultados obtidos na análise de textura indicam claras diferenças entre o comportamento da superfície da chapa laminada e de sua meia espessura, apresentando a fibra gama valores mais baixos na superfície. Este fato indica que deve ser dada especial atenção à lubrificação durante o processo de laminação;

- O aço IF-TiNbP foi o que apresentou a superfície da chapa laminada mais afetada em termos de textura, com ausência de fibra gama e forte presença da componente Goss ($\bar{1}10$)[001]. Além disso, o mesmo foi o único que apresentou limite de escoamento descontínuo. Ambos os fatos indicam que o carbono pode ter permanecido em solução sólida;

- A mesma sequência de processamento provavelmente não é adequada para os três tipos de aços, principalmente para o aço IF-TiNbP, que apresentou valor de anisotropia normal abaixo do esperado e limite de escoamento descontínuo.

7. TRABALHOS FUTUROS

Entre os temas que podem vir a ser abordados em futuros trabalhos a respeito dos aços IF, apresento como sugestões:

- Verificar a profundidade da componente Goss $(\bar{1}10)[001]$ nos aços IF-TiNbP ao longo da espessura da chapa laminada;

- Realizar novos processamentos, utilizando lubrificação específica;

- Analisar a evolução da textura ao longo das diferentes etapas de processamento termomecânico;

- Analisar e comparar a textura em diferentes percentuais de redução.

8. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- [1] ELIAS, J.A., HOOK, R.E., **Vacuum degassed, interstitial-free, low carbon steel and method for producing same**. US3765874 A. 19 mai. 1972, 16 out. 1973. patented Armco Steel Corporation.
- [2] ITAMI, A., et al., “Development of New Formable Cold-Rolled Sheet Steels for Automobile Body Panels”, **Nippon Steel Technical Report**, v.64, pp. 26-32, January 1995.
- [3] YANO. M., et al., “Recent Advances in Ultralow-Carbon Steel Refining Technology by Vacuum Degassing Processes”, **Nippon Steel Technical Report**, v.61, pp. 15-21, April 1994.
- [4] SHI, J., WANG, X., “Comparison of Precipitate Behaviors in Ultra-Low Carbon, Titanium-Stabilized Interstitial Free Steel Sheets under Different Annealing Processes”, **Journal of Materials Engineering and Performance**, v. 8, n.6, pp. 641-648, 1999.
- [5] HOOK, R.E., HECKLER, A.J., ELIAS, J.A., “Texture in Deep-Drawing Columbium (Nb) - Treated Interstitial-Free Steels”, **Metallurgical and Materials Transactions A**, v.6, n.9, pp. 1683-1692, September 1975.
- [6] TOKUNAGA, Y., YAMADA, M., ITOH, K., “Effect of Combined Addition of Nb and Ti on the Mechanical Properties of Extra Low Carbon Steel Sheets”, **ISIJ International**, v.73, n.2, pp. 341-348, 1987.
- [7] GHOSH, P., GHOSH, C., RAY, R.K., “Precipitation in Interstitial Free High Strength Steels”, **ISIJ International**, v.49, n.7, pp. 1080-1086, 2009.
- [8] HUA, M., GARCIA, C.I., DEARDO, A.J., “Multi-phase precipitates in interstitial-free steels”, **Scripta Metallurgica et Materialia**, v.28, n.8, pp. 973-978, April 1993.
- [9] OLIVEIRA, A.F., 2010, **Caracterização de um aço IF após relaminação no laminador de encruamento**. Dissertação de M.Sc., USP, São Paulo, SP, Brasil.

- [10] HUA, M., GARCIA, C.I., DEARDO, A.J., "Precipitation Behavior in Ultra-Low Carbon Steels Containing Titanium and Niobium", **Metallurgical and Materials Transactions A**, v.28, n.9, pp. 1769-1780, September 1997.
- [11] TAKECHI, H., "Metallurgical Aspects on Interstitial Free Sheet Steel from Industrial Viewpoints", **ISIJ International**, v.34, n.1, pp. 1-8, 1994.
- [12] KALPAKJIAN, S., SCHMID, S., **Manufacturing Engineering and Technology**. 6 ed. Pearson Education, 2009.
- [13] ELSNER, A., **Advanced hot rolling strategies for IF and TRIP steels**. Holanda, Delf University Press, 2005.
- [14] DIETER, G.E., **Mechanical Metallurgy**. 2 ed., McGraw-Hill, 1988.
- [15] WANG, Z., WANG, X., "A new technology to improve the \bar{r} -value of interstitial-free (IF) steel sheet", **Journal of Materials Processing Technology**, v.113, pp. 659-661, June 2001.
- [16] SUWAS, S., RAY, R. K., **Crystallographic Texture of Materials**. Springer, 2014.
- [17] ENGLER, O., RANDLE, V., **Introduction to texture analysis: macrotexture, microtexture and orientation mapping**. Boca Raton, Taylor & Francis Group, 2010.
- [18] BUNGE, H.J., **Texture Analysis in Materials Science**. Elsevier, 1969.
- [19] MATHEUS, J., 1999, **Texturas de laminação a morno em aços livres de intersticiais (L.I.)**. Dissertação de M.Sc., IME, Rio de Janeiro, RJ, Brasil.
- [20] BUNGE, H.J., "Three-dimensional texture analysis", **International Materials Reviews**, v.32, n.1, pp. 265-291, 1987.
- [21] ROE, R.J., "Description of crystallite orientation in polycrystalline materials. III. General solution to pole figure inversion", **Journal of Applied Physics**, v.36, n.6, pp. 2024-2031, June 1965.

- [22] BODIN, A., 2002, **Intercritical deformation of low alloy steels**. PhD Thesis, TU Delf, Netherlands.
- [23] DE PAEPE, A., HERMAN, J. C., LEROY, V., “*Deep drawable ultra low carbon Ti-IF steel hot rolled in the ferrite region*”, **Steel Research**, v.68, n.11, pp. 479-486, 1997.
- [24] YODA, R., TSUKATANI, I., INOUE, T., “Effect of Chemical Composition on Recrystallization Behavior and r-value in Ti-added Ultra Low Carbon Sheet Steel”, **ISIJ International**, v.34, n.1, pp. 70-76, 1994.
- [25] SUBRAMANIAN, S.V., PRIKRYL, M., GAULIN, B.D., “Effect of Precipitate Size and Dispersion on Lankford Values of Titanium Stabilized Interstitial-free Steels”, **ISIJ International**, v.34, n.1, pp. 61-69, 1994.
- [26] HUTCHINSON, B., “Deformation microstructures and textures in steels”, **The Royal Society**, v.357, n.1756, pp. 1471-1485, June 1999.
- [27] KOCKS, U.F., **Texture and Anisotropy, Preferred Orientations in Polycrystals and their Effect on Materials Properties**, Cambridge University Press, 1998.
- [28] DANIEL, D., JONAS, J.J., “Measurement and prediction of plastic anisotropy in deep-drawing steels” **Metallurgical Transactions A**, v.21, n.1, pp. 331-343, January 1990.
- [29] LEQUEU, PH., JONAS, J.J., “Modeling of the plastic anisotropy of textured sheet” **Metallurgical and Materials Transactions A**, v.19, n.1, pp. 105-120, January 1988.
- [30] IRIE, T., TAKAHASHI, I., SATOH, S., “Characteristics of Formable Cold Rolled High Strength Steels Sheets for Automotive Use”. **Kawasaki Steel Technical Report**, v.2, pp. 14-22, March 1981.
- [31] LESLIE, W.C., **The Physical Metallurgy of Steels**, McGraw Hill, 1981.
- [32] MEYERS, M., CHAWLA, K., **Mechanical Behavior of Materials**, 2 ed, Cambridge, 2009.

- [33] SONG, X.L., YUAN, Z.X., JIA, J., "Phosphorus segregation behavior at the grain boundary in a Ti-IF steel after annealing", **Scripta Materialia**, v.63, n.4, pp. 446–448, August 2010.
- [34] FEKETE, J., STRUGALA, D., YAO, Z., "Advanced sheet steels for automotive applications", **The Journal of The Minerals, Metals & Materials Society (TMS)**, v.44, n.1, pp. 17-21, January 1992.
- [35] SPITZIG, W.A., "The effects of phosphorus on the mechanical properties of low-carbon iron", **Metallurgical and Materials Transactions A**, v.3, pp. 1183-1188, May 1972.
- [36] SPITZIG, W.A., SOBER, R.J., "Effect of Phosphorus on the Mechanical Properties of Hot rolled 0.1C-1.0 Mn Steel Strip", **Metallurgical and Materials Transactions A**, v.8, n.10, pp. 1585-1590, October 1977.
- [37] SPITZIG, W.A., SOBER, R.J., "Effect of Phosphorus on the Mechanical Properties of Normalized 0.1 Pct C, 1.0 Pct Mn Steels", **Metallurgical and Materials Transactions A**, v.8, n.4, pp. 651-655, April 1977.
- [38] YAMADA, M., TOKUNAGA, Y., YAMAMOTO, M., "Effect of Nb and Ti on Resistance to Cold-work Embrittlement of Extralow-carbon High Strength Cold-rolled Steel Sheet Containing Phosphorus", ", **Tetsu-to-Hagane**, v.73, pp. 1049-1056, 1987.
- [39] ENGL, B., GERBER, T., "Microalloyed, Vacuum Degassed High Strength Steels with Special Emphasis on IF Steels", **Steel Research**, v.67, n.10, pp. 430-437, October 1996.
- [40] SZTWIERTNIA, K., **Recrystallization**, InTech, 2012.
- [41] CAPDEVILA, C., AMIGO, V., CABALLERO, F.G., "Influence of Microalloying Elements on Recrystallization Texture of Warm-Rolled Interstitial Free Steels", **Materials Transactions**, v.51, n.4, pp. 625-634, March 2010.

- [42] GIRINA, O.A., FONSHTEIN, N.M., STOROZHEVA, L.M., "Effect of microalloying elements on the structure and properties of low-carbon and ultralow-carbon cold-rolled steels", **Metal Science and Heat Treatment**, v.36, n.3, pp. 153-162, March 1994.
- [43] SATOH, S., YASUDA, A., OBARA, T., "A new process for manufacturing deep-drawing cold-rolled steel sheets from extra-low carbon steels". **Kawasaki Steel Technical Report**, v.12, pp. 36-44, July 1985.
- [44] NAJAFI-ZADEH, A., YUE, S., JONAS, J.J., "Influence of Hot Strip Rolling Parameters on Austenite Recrystallisation in Interstitial Free Steels", **ISIJ International**, v.32, n.2, pp. 213-221, 1992.
- [45] STARLING, J., 1998, **The evolution of solute carbon during continuous annealing of interstitial-free steel and its effects on bake hardenability**. M.Sc. dissertation, Queen' s University, Kingston, Ontario, Canada.
- [46] BANERJEE, K., **Physical Metallurgy and Drawability of Extra Deep Drawing and Interstitial Free Steels**, InTech, 2012.
- [47] DIAS, F., FONSECA, F., HAUEGEN, C., "Textura e comportamento mecânico de aços IF estabilizados ao Ti e Nb-Ti", **Tecnologia em Metalurgia, Materiais e Mineração**, v.9, n.4, pp. 294-301, Dezembro 2012.
- [48] SPEER, J.G., HANSEN, S.S., "Austenite Recrystallization and Carbonitride Precipitation in Niobium Microalloyed Steels", **Metallurgical and Materials Transactions A**, v.20, n.1, pp. 25-38, January 1989.
- [49] HOOK, R.E., NYO, H., "Recrystallization of Deep Columbium (Nb)-Treated Sheet Steels", **Metallurgical and Materials Transactions A**, v.6, n.7, pp. 1443-1451, July 1975.
- [50] TSUNOYAMA, K., OBARA, T., SATOH, S., "Development of extra-deep drawing cold rolled sheet steels for integrated automotive parts", **Kawasaki Steel Technical Report**, v.24, pp. 84-90, April 1991.

- [51] HUMPHREYS, F.J., HATHERLY, M., **Recrystallization and Related Annealing Phenomena**. 2 ed. Oxford, Elsevier, 2004.
- [52] FIETO, B.M., 2013, **Evolução da microestrutura e das propriedades mecânicas de aços IF tratados termomecanicamente**. Projeto de Graduação, UFRJ, Rio de Janeiro, RJ, Brasil.
- [53] REPAS, P. E., “Metallurgical Fundamentals for HSLA Steels”. In: **Microalloyed HSLA Steels - ASM International**, pp. 3-14, Chicago, Ohio, 1988.
- [54] HOILE, S., “Processing and properties of mild interstitial free steels”. **Materials Science and Technology**, v.16, n.10, pp. 1079-1093, October 2000.
- [55] HAMAD, K., CHUNG, B. K., KO, Y. G., “Effect of deformation path on microstructure microhardness and texture evolution of interstitial free steel fabricated by differential speed rolling”. **Materials Characterization**, v.94, pp. 203-214, August 2014.
- [56] CAPDEVILA, C., TODA, I., CABALLERO, F.G., “Determination of hot and cold rolling textures of steels: combined Bayesian neural network model”. **Materials Science And Technology**, v.28, n.3, pp. 321-320, 2012.
- [57] OLIVEIRA, M.P., 2003, **Estudo de Envelhecimento em aços galvanizados por imersão a quente**. Projeto de Graduação, UFF-VR, Volta Redonda, RJ, Brasil.
- [58] PEREIRA, M. S., 1998, **Influência do Processamento Termomecânico na Estrutura e nas Propriedades Mecânicas de um Aço Ultra-Baixo Carbono Livre de Intersticiais**. Tese de D.Sc., UNICAMP, Campinas, SP, Brasil.
- [59] LIPS,K., YANG,X., MOLS,K., “The Effect of coiling temperature and continuous annealing on the properties of bake hardenable IF Steels”. **Steel research**, v.67, n.9, pp. 357-363, 1996.

- [60] HUMANE, M.M., MINZ, R.K., PARETKAR, R.K., “Effect of cold rolling and mode of annealing on textures, mechanical properties and formability limit diagrams in interstitial free steel sheets”. **Transactions of The Indian Institute of Metals**, v.63, n.6, pp. 867-880, December 2010.
- [61] NAGATAKI, Y., HOSOYA, Y., “Origin of the Recrystallization Texture Formation in an Interstitial Free Steel”, **ISIJ International**, v.36, n.4, pp. 451-460, 1996.
- [62] BATE, P.S., FONSECA, J.Q., “Texture development in the cold rolling of IF steel”, **Materials Science and Engineering A**, v.380, pp. 365-377, August 2004.
- [63] SENUMA, T., KAWASAKI, K., “Texture Formation in Ti-bearing IF Steel Sheets throughout the Rolling and Annealing Processes in Terms of the Influence of Hot Rolling Conditions on Deep Drawability”, **ISIJ International**, v.34, n.1, pp. 51-60, 1994.
- [64] PADILHA, A. F., SICILICANO JR. F., **Encruamento, recristalização, crescimento de grão e textura**, ABM, São Paulo, 1996.
- [65] PERO-SANZ, J., RUIZ-DELGADO, M., MARTINEZ, V., “Annealing Textures for Drawability: Influence of the Degree of Cold Rolling Reduction for Low-Carbon and Extra Low-Carbon Ferritic Steels”, **Materials Characterization**, v.43, n.5, pp.303-309, November 1999.
- [66] LAVIGNE, J.J., SUZUKI, T., ABE, H., “Proc. 6th Int. Conf. ‘Textures of Materials’”, (ed. S. Nagashima), Tokyo, **Iron and Steel Institute of Japan**, pp. 749-758, 1981.
- [67] SARDINHA, N., 2012, **Influência da assimetria da laminação a frio na textura e propriedade de um aço IF para estampagem**. Dissertação de M.Sc., IME, Rio de Janeiro, RJ, Brasil.
- [68] GUO, Y., WANG, Z., XU, J., “Texture evolution in a warm-rolled Ti-IF steel during cold rolling and annealing”, **Journal of Materials Engineering and Performance**, v.18, n.4, pp. 378-384, June 2009.

- [69] MOTA, T.C., 2015, **Análise da anisotropia de propriedades mecânicas de aços IF**. Projeto de Graduação, UFRJ, Rio de Janeiro, RJ, Brasil.
- [70] SEGUNDO, H.V., 2016, **Efeito da adição de P, Ti e Nb na evolução da microestrutura dos aços IF**. Dissertação de M.Sc., COPPE-UFRJ, Rio de Janeiro, RJ, Brasil.
- [71] LEWIS, D.B., PICKERING, F.B. "Development of recrystallization textures in ferritic stainless steels and their relationship to formability", **Metals Technology**, v.10, n.1, pp. 264-273, 1983.
- [72] RAABE, D., LÜCKE, K. "Influence of particles on recrystallization textures of ferritic Stainless Steels", **Steel Research**, v.63, n.10, p. 457-467, 1992.
- [73] HÖLSCHER, M., RAABE, D., LÜCKE, K., "Rolling and recrystallization textures of bcc steels", **Steel Research**, v.62, n.12, pp. 567-575, December 1991.
- [74] TOMITZ, A., KASPAR, R. "Deep-Drawing quality of cold rolled sheet made of ferritically rolled hot strip", **Steel Research**, v.71, n.12, pp. 504-510, December 2000.
- [75] LEE, S.H., LEE, D.N., "Shear rolling and recrystallization textures of interstitial-free steel sheet", **Materials Science and Engineering**, v.249, n.1, pp 84-90, June 1998.
- [76] BRUNA, R.G., "Effects of hot and warm rolling on microstructure, texture and properties of low carbon steel", **Rem: Revista Escola de Minas**, v.64, n.1, pp. 57-62, Março 2011.
- [77] JIA, J., ZHU, W., SONG, X., "Precipitation Behavior of FeTiP in Ti-added Interstitial Free High Strength Steels", **Journal of Iron and Steel Research**, v.23, n.7, pp. 692-698, July 2016.
- [78] HUTCHINSON, W.B., "Development and Control of Annealing Textures in Low-Carbon Steels", **International Metals Reviews**, v.29, n.1, pp. 25-42, 1984.