

**MINISTÉRIO DA DEFESA
EXÉRCITO BRASILEIRO
SECRETARIA DE CIÊNCIA E TECNOLOGIA
INSTITUTO MILITAR DE ENGENHARIA
CURSO DE MESTRADO EM CIÊNCIA DOS MATERIAIS**

NINA DO AMARAL SARDINHA

**COMPARAÇÃO DA TEXTURA E PROPRIEDADES
MECÂNICAS DE UM AÇO IF PARA ESTAMPAGEM
RESULTANTE DA LAMINAÇÃO CONVENCIONAL E
ASSIMÉTRICA**

**Rio de Janeiro
2012**

INSTITUTO MILITAR DE ENGENHARIA

NINA DO AMARAL SARDINHA

**COMPARAÇÃO DA TEXTURA E PROPRIEDADES MECÂNICAS DE
UM AÇO IF PARA ESTAMPAGEM RESULTANTE DA LAMINAÇÃO
CONVENCIONAL E ASSIMÉTRICA**

Dissertação de Mestrado apresentada ao Curso de Mestrado em Ciência dos Materiais do Instituto Militar de Engenharia, como requisito parcial para a obtenção do título de Mestre em Ciência dos Materiais.

Orientador: Dr. Luiz Paulo Mendonça Brandão

Rio de Janeiro
2012

C2012

INSTITUTO MILITAR DE ENGENHARIA

Praça General Tibúrcio, 80 – Praia Vermelha

Rio de Janeiro – RJ CEP: 22290-270

Este exemplar é de propriedade do Instituto Militar de Engenharia, que poderá incluí-lo em base de dados, armazenar em computador, microfilmear ou adotar qualquer forma de arquivamento.

É permitida a menção, reprodução parcial ou integral e a transmissão entre bibliotecas deste trabalho, sem modificação de seu texto, em qualquer meio que esteja ou venha a ser fixado, para pesquisa acadêmica, comentários e citações, desde que sem finalidade comercial e que seja feita a referência bibliográfica completa.

Os conceitos expressos neste trabalho são de responsabilidade do(s) autor(es) e do(s) orientador(es).

B748i Sardinha, Nina do Amaral

Influência da assimetria da laminação a frio na textura e propriedade de um aço IF para estampagem / Nina do Amaral Sardinha. - Rio de Janeiro: Instituto Militar de Engenharia, 2012.

103 p. : il., graf., tab.

Dissertação (mestrado) – Instituto Militar de Engenharia – Rio de Janeiro, 2012.

1. Aço IF. 2. Laminação a frio. 3. Assimetria. 4. Textura cristalográfica. 5. Propriedade. I. Instituto Militar de Engenharia. II. Comparação da textura e propriedades mecânicas de um aço IF para estampagem resultante da laminação convencional e assimétrica

CDD: 62-96

INSTITUTO MILITAR DE ENGENHARIA

NINA DO AMARAL SARDINHA

**INFLUÊNCIA DA ASSIMETRIA DA LAMINAÇÃO A FRIO NA TEXTURA E
PROPRIEDADE DE UM AÇO PARA ESTAMPAGEM**

Dissertação de Mestrado apresentada ao Curso de Mestrado em Ciência dos Materiais do Instituto Militar de Engenharia, como requisito parcial para a obtenção do título de Mestre em Ciência dos Materiais.

Orientador: Luiz Paulo Mendonça Brandão – D.C.

Aprovada em 12 de dezembro de 2012 pela seguinte Banca Examinadora:

Luiz Paulo Mendonça Brandão – D. C. do IME – Presidente

José Ricardo Gomes Matheus – D.C. do IME

Cristiane Maria Basto Bacaltchuk – Ph. D. do CEFET/RJ

Rio de Janeiro

2012

Dedico este trabalho aos meus pais,
marido e filho.

AGRADECIMENTOS

Agradeço primeiramente a minha família. Pai, Mãe, obrigada pelo apoio e incentivo de morar no Rio para fazer o mestrado. Hugo, por me ensinar a ser disciplinada e por me ajudar com Lucas para que pudesse estudar. Lucas, meu anjo, mamãe te ama.

Aos meus professores, por todos os ensinamentos passados durante este período.

Aos meus colegas de turma, pelo incentivo e apoio para que todos pudessem defender suas dissertações. Assim como todas as discussões realizadas até aqui, que foram muito importantes para a formação de opiniões e ideias.

Aos técnicos dos laboratórios do IME que auxiliaram na execução dos experimentos necessários a este trabalho.

À Temperaço Rio que se disponibilizou para a realização do recozimento das amostras.

Ao Arsenal de Guerra, por ter confeccionado todos os corpos de provas utilizados nos ensaios de tração.

E a todos os outros que indiretamente me ajudaram na realização e conclusão deste trabalho.

“Por vezes sentimos que aquilo que fazemos não é senão uma gota de água no mar. Mas o mar seria menor se lhe faltasse uma gota.”

Madre Teresa de Calcutá

SUMÁRIO

LISTA DE ILUSTRAÇÕES	10
LISTA DE TABELAS	16
LISTAS DE ABREVIATURAS, SIGLAS E SÍMBOLOS	19
1 INTRODUÇÃO	23
1.1 POSICIONAMENTO DA PROPOSTA.....	23
1.2 JUSTIFICATIVA	24
1.3 OBJETIVOS.....	24
2 REVISÃO DE LITERATURA	25
2.1 ESTAMPAGEM.....	25
2.2 PROPRIEDADES DOS AÇOS PARA ESTAMPAGEM	27
2.2.1 COEFICIENTE DE ENCRUAMENTO	27
2.2.2 COEFICIENTE DE ANISOTROPIA	28
2.2.3 LIMITE DE ESCOAMENTO.....	30
2.3 AÇOS PARA ESTAMPAGEM.....	31
2.3.1 AÇOS LIVRE DE INTERSTICIAIS (IF).....	32
2.4 INFLUÊNCIA DA TEXTURA NA ESTAMPABILIDADE DOS AÇOS.....	33
2.4.1 PROCESSAMENTO CONVENCIONAL.....	35
2.5 INFLUÊNCIA DA TEXTURA NA ESTAMPABILIDADE DOS AÇOS.....	36
2.5.1 EFEITO DA COMPOSIÇÃO QUÍMICA	36
2.5.2 EFEITO DA LAMINAÇÃO A QUENTE	38
2.5.3 EFEITO DA LAMINAÇÃO A MORNO	40
2.5.4 EFEITO DA LAMINAÇÃO A FRIO	41
2.5.5 LAMINAÇÃO ASSIMÉTRICA	49
2.5.6 EFEITO DO RECOZIMENTO	58
3 METODOLOGIA DE TRABALHO	65
3.1 MATERIAL	65
3.2 LAMINAÇÃO.....	65
3.3 RECOZIMENTO	67
3.4 ANÁLISE MICROESTRUTURAL	68
3.5 ANÁLISE DA TEXTURA CRISTALOGRÁFICA	68
3.6 ANÁLISE DAS PROPRIEDADES MECÂNICAS	70
4 RESULTADOS	72
4.1 METALOGRAFIA.....	72
4.2 TEXTURA CRISTALOGRÁFICA.....	74
4.2.1 AMOSTRA RECEBIDA.....	74

4.2.2 APÓS LAMINAÇÃO CONVENCIONAL	74
4.2.3 APÓS LAMINAÇÃO ASSIMÉTRICA	76
4.2.4 COMENTÁRIOS	81
4.3 PROPRIEDADES MECÂNICAS	82
5 DISCUSSÃO DOS RESULTADOS	85
5.1 TEXTURA RESULTANTE DA LAMINAÇÃO CONVENCIONAL.....	85
5.2 TEXTURA RESULTANTE DA LAMINAÇÃO ASSIMÉTRICA.....	88
5.3 ANÁLISE DAS PROPRIEDADES MECÂNICAS	93
6 CONCLUSÃO	98
7 REFERÊNCIAS	99

LISTA DE ILUSTRAÇÕES

FIG 2.1: Desenho esquemático de uma operação de estampagem (DIETER, 1988).....	26
FIG 2.2: Esforços atuantes nas diferentes regiões do copo(LORENT, 1980).	26
FIG 2.3: (a) Espaço tridimensional de Euler com a posição das fibras mais importantes para a estampagem de aços, α e γ ; (b) Seção $\varphi_2 = 45^\circ$ mostrando os componentes de textura mais importantes (ELSNER, 2005)	34
FIG 2.4: Relação entre o Ti em excesso e as propriedades mecânicas e o tamanho de grão do aço IF Ti (PRADHAN, 1994).	37
FIG 2.5: Seção $\varphi_2 = 45^\circ$ da FDOC obtida para os aços (a) 1 e (b) 2 após 70% de redução e recozimento em caixa e contínuo, respectivamente (GHOSH, 2007).....	38
FIG 2.6: Influência da temperatura de reaquecimento da placa na temperatura de recristalização e na estampabilidade dos aços IF – Ti (SANGI, 1990).	39
FIG 2.7: FDOC da seção $\varphi_2 = 45^\circ$.de uma chapa de aço IF após laminação a 900°C para uma redução de (a) 65 – 70 % e (b) 85 – 90 % (HUMANE, 2010).....	40
FIG 2.8: FDOC da seção $\varphi_2 = 45^\circ$ de um aço IF – TiNb (a) laminado a quente, e após redução de (b) 90 % e (c) 98 % a frio. (SAHA, 2007).	42
FIG 2.9: Gráfico do caráter do contorno de grão vs fração volumétrica de um aço IF laminado (a) 90 % e (b) 98 % a frio. (SAHA, 2007).	42
FIG 2.10: FDOC da seção $\varphi_2 = 45^\circ$ da camada central das amostras de aço IF - Ti após (a) laminação a quente e laminação a frio após diferentes reduções: (b) 15%; (c) 25%; (d) 35%; (e) 45%; (f) 55%; (g) 65%; (h) 75%; e (i) 85%. (ZANG, 2010).).....	45
FIG 2.11: Fração volumétrica dos componentes de textura. de um aço baixo carbono após laminação a frio (HUTCHINSON, 1999)	45

FIG 2.12: FDOC da seção $\varphi_2 = 45^\circ$ mostrando a evolução da textura com o aumento da redução a frio de 30 para 50%, para a amostra compostas em sua maioria por: (a) e (b) fibra α ; (c) e (d) fibra ϵ ; (e) e (f) sem textura; e (g) e (h) fibra γ (KANG, 2007).....	46
FIG 2.13: Distribuição da intensidade .das fibras (a) ϵ , (b) α e (c) γ na superfície de uma chapa de aço IF-Ti em diferentes estágios (GUO, 2009)	47
FIG 2.14: Distribuição da intensidade .das fibras (a) ϵ , (b) α e (c) γ no interior de uma chapa de aço IF-Ti em diferentes estágios (GUO, 2009).	48
FIG 2.15:(a) Limite de resistência e alongamento percentual médio e (b) coeficiente de encruamento e anisotropia normal média, de um aço IF - Ti recozido em diferentes temperaturas (GUO, 2009).....	48
FIG 2.16: Calculo das malhas de deformação nas chapas por laminação (a) simétrica; (b) assimétrica com razão entre raios 1.5; (c) assimétrica com razão entre velocidades 1.5; (d) assimétrica dirigida por um cilindro.(LEE, 2001).	50
FIG 2.17: FDOC de uma chapa de aço IF após aplicação de 50% de redução por diferentes laminações: (a) simétrica; (b) assimétrica com razão entre raios 1.5; (c) assimétrica com razão entre velocidades 1.5; (d) assimétrica dirigida por um cilindro (LEE, 2001).	52
FIG 2.18: Rede de distorção para os casos de laminação simétrica (a), e assimétrica causada por: (b) diferentes coeficientes de fricção, (c) diferentes velocidades, (d) rolo livre, (e) rolo livre e com diferentes tamanhos e (f) rolos com diâmetros diferentes (JI, 2009).	53
FIG 2.19: FDOC das texturas de recristalização da superfície de um aço Ti-IF, após laminação assimétrica para diferentes razões entre as velocidades dos rolos, obtidas por EBSD (WAUTHIER, 2009).....	55
FIG 2.20: Evolução da microdureza (a) e da fração de contornos de alto ângulo (b) em diferentes temperaturas de recozimento do ferro comercialmente puro (DING 2009).....	56
FIG 2.21: Curva tensão deformação do ferro comercialmente puro após laminação assimétrica e posterior recozimento em diferentes temperaturas (DING, 2009).....	56

FIG 2.22: Resultados experimentais da textura inicial (a), após laminação assimétrica (b) e após laminação assimétrica cíclica (c) de um aço IF que sofreu 66% de redução a frio. (TÓTH, 2012).	57
FIG 2.23: Evolução da microdureza, para diferentes graus de redução, de um aço Ti-IF recozido à: (a) 700 °C e (b) 650 °C (RANA, 2006).....	59
FIG 2.24: FDOC da seção $\phi_2 = 45^\circ$ de um aço Ti-IF laminado a frio, em diferentes graus de redução, após recozimento em caixa, à diferentes temperaturas (BANERJEE, 2008).....	60
FIG 2.25: Gráfico da variação da (a) intensidade de fibra γ e (b) do valor de r_m , para diferentes condições de laminação a frio e recozimento (BANERJEE, 2008).	60
FIG 2.26: Evolução das propriedades mecânicas e de embutibilidade de um aço IF - Ti em função da temperatura de recozimento (STRUGALA, 1992).	62
FIG 2.27: Evolução limite de escoamento e do limite de resistência com a temperatura e tempo de encharque no recozimento de um aço IF-Ti (MEIRA, 2006).	63
FIG 2.28: Evolução anisotropia e coeficiente de encruamento com a temperatura e tempo de encharque no recozimento de um aço IF-Ti (MEIRA, 2006)	64
FIG 3.1: Laminador reversível FENN do laboratório de fundição do IME	66
FIG 3.2: Laminador em configuração quádruplo, com o objetivo de se demonstrar como os cilindros foram utilizados (BOTELHO, 2012).	66
FIG 3.3: Ábaco de Bunge identificado com as fibras α e γ desejáveis nos aços destinados à estampagem profunda	69
FIG 3.4: Desenho esquemático das posições dos CPs retirados para a realização do ensaio de tração.	71
FIG 4.1: Microscopia ótica, utilizando campo claro, da amostra R após aumento de (a) 200x e (b) 500x	72
FIG 4.2: Microscopia ótica, utilizando campo claro e 200x de aumento, da amostra laminada convencionalmente após 80% de redução a frio (a) e posterior recozimento (b).	73

FIG 4.3: Microscopia ótica, utilizando campo claro e 200x de aumento, da amostra laminada assimetricamente após 90% de redução a frio (a) e posterior recozimento (b).....	73
FIG 4.4: FDOC da seção $\varphi_2 = 45^\circ$ da amostra R	74
FIG 4.5: FDOC da seção $\varphi_2 = 45^\circ$ das amostra (a) Cb e (b) Db	75
FIG 4.6: FDOC da seção $\varphi_2 = 45^\circ$ das amostras (a) Cc e (b) Dc	75
FIG 4.7: FDOC da seção $\varphi_2 = 45^\circ$ das amostras (a) Cd e (b) Dd.....	76
FIG 4.8: FDOC da seção $\varphi_2 = 45^\circ$ das amostras (a) Ab1 e (b) Fb1	77
FIG 4.9: FDOC da seção $\varphi_2 = 45^\circ$ das amostras (a) Ab2 e (b) Fb2	77
FIG 4.10: FDOC da seção $\varphi_2 = 45^\circ$ das amostras (a) Ab3 e (b) Fb3	78
FIG 4.11: FDOC da seção $\varphi_2 = 45^\circ$ das amostras (a) Ac1 e (b) Fc1	78
FIG 4.12: FDOC da seção $\varphi_2 = 45^\circ$ das amostras (a) Ac2 e (b) Fc2	79
FIG 4.13: FDOC da seção $\varphi_2 = 45^\circ$ das amostras (a) Ac3 e (b) Fc3	79
FIG 4.14: FDOC da seção $\varphi_2 = 45^\circ$ das amostras (a) Ad1 e (b) Fd1	80
FIG 4.15: FDOC da seção $\varphi_2 = 45^\circ$ das amostras (a) Ad2 e (b) Fd2	81
FIG 4.16: FDOC da seção $\varphi_2 = 45^\circ$ das amostras (a) Ad3 e (b) Fd3	81
FIG 4.17: Curva tensão vs deformação das amostras após laminação convencional, (a) 0°DL, (c) 45°DL, (e) 90°DL, e assimétrica, (b) 0°DL, (d) 45°DL e (f) 90°DL.	83
FIG 5.1: Distribuição das Intensidades de textura dos componentes da seção $\varphi_2 = 45^\circ$ ao longo da fibra α das amostras que sofreram laminação convencional	86
FIG 5.2: Distribuição das Intensidades de textura dos componentes da seção $\varphi_2 = 45^\circ$ ao longo da fibra γ das amostras que sofreram laminação convencional	87

FIG 5.3: Distribuição das Intensidades de textura dos componentes da seção $\varphi_2 = 45^\circ$ ao longo da fibra α das amostras que sofreram laminação assimétrica: (a) camada central; (b) superfície inferior; e (c) superfície superior.....	89
FIG 5.4: Distribuição das Intensidades de textura dos componentes da seção $\varphi_2 = 45^\circ$ ao longo da fibra γ das amostras que sofreram laminação assimétrica: (a) camada central; (b) superfície inferior; e (c) superfície superior.....	91
FIG 5.5: Evolução da tensão máxima com o grau de deformação após: LC, laminação convencional; e LA, laminação assimétrica.....	93
FIG 5.6: Evolução limite de escoamento com o grau de deformação após: LC, laminação convencional; e LA, laminação assimétrica.....	94
FIG 5.7: Evolução encruamento, n , com o grau de deformação após: LC, laminação convencional; e LA, laminação assimétrica.....	96

LISTA DE TABELAS

TAB. 2.1: Propriedades desejadas em chapas de aço laminado a frio para estampagem profunda (CHIAVERINI, 2005).	30
TAB. 2.2: Fração volumétrica dos componentes de textura após a laminação a frio (HUMANE, 2010).....	44
TAB. 2.3: Deformação acumulada nas camadas superior, central e inferior, para cada caso estudado: laminação simétrica (1), e assimétrica causada por (2) diferentes coeficientes de fricção; (3) diferentes velocidades; (4) rolo livre; (5) rolo livre e com diferentes tamanhos; e (6) rolos com diâmetros diferentes (JI, 2009).....	53
TAB. 2.4: Resultado da força e torque de laminação para cada um dos casos (JI, 2009)	53
TAB. 2.5: Tamanho de grão em função do percentual de redução, medido por EBSD pelo método de interseção (WAUTHIER, 2009).....	54
TAB 2.6: Propriedades mecânicas de um aço IF laminado a frio e recozido a 730 °C por 18 hs (HUMANE, 2012)	61
TAB 2.7: Propriedades mecânicas de um aço IF laminado a frio e recozido a 850 °C por 300 s (HUMANE, 2012)	61
TAB 2.8: Controle de parâmetros para otimização do valor de r em chapas de aço IF laminados a frio e recozidos (JONAS, 1994).....	64
TAB 3.1: Composição química do aço estudado	65
TAB 4.1: Limite de resistência do aço IF estudado após laminação e recozimento.....	82
TAB 4.2: Limite de escoamento do aço IF estudado após laminação e recozimento.....	82
TAB 4.3: Coeficiente de encruamento do aço IF estudado após laminação e recozimento. ...	82

TAB 4.4: Anisotropia normal média e planar do aço IF estudado após laminação e recozimento.....	84
---	----

LISTAS DE ABREVIATURAS, SIGLAS E SÍMBOLOS

CCC	- Cristal cúbico de corpo centrado
CFC	- Cristal cúbico de face centrada
CSN	- Companhia Siderúrgica Nacional
Fibra- α	- $\langle 110 \rangle \parallel \text{RD}, \{ hkl \} \langle 110 \rangle$
Fibra- γ	- $\langle 111 \rangle \parallel \text{ND}, \{ 111 \} \langle uvw \rangle$
IME	- Instituto Militar de Engenharia
LA	Laminação assimétrica
LC	Laminação convencional
MEV	- Microscópio eletrônico de varredura
ND	- <i>Normal direction</i> , ou Direção normal à laminação (DN)
FDOC	- Função de distribuição de orientações (<i>Orientation Distribution Function</i>)
RD	- <i>Rolling direction</i> , ou Direção de laminação (DL)
TD	<i>Transversal direction</i> , ou Direção Transversal (DT)
Δr	Coefficiente de anisotropia planar
n	Coefficiente de encruamento
σ_e	Limite de escoamento
σ_m	Tensão máxima
r_m	Anisotropia normal média
popLA	- <i>preferred orientation package</i> – <i>Los Alamos</i>

RESUMO

O presente trabalho foi desenvolvido com o objetivo de se analisar e comparar a textura e as propriedades mecânicas resultantes de um aço IF para estampagem após laminação convencional e assimétrica. A textura cristalográfica desenvolvida durante a laminação de chapas de aços IF tem um papel fundamental na conformabilidade destas chapas, sendo desejável o desenvolvimento de uma fibra α parcial e uma fibra γ contínua e homogênea. O material recebido continha 5 mm de espessura e foi laminado a frio até se atingir 70, 80 e 90% de redução pelo método convencional. Os mesmo graus de redução foram aplicados na laminação assimétrica, neste caso, a assimetria foi produzida pela diferença entre os diâmetros dos rolos de trabalho, com uma razão de 1,26. Para examinar a textura cristalográfica foi utilizada a técnica de difração de raios-X, sendo avaliadas todas as condições estudadas. No caso da laminação assimétrica, além da meia espessura, foram analisadas as superfícies inferior e superior. Também foram realizados ensaios mecânicos para se avaliar o limite de resistência, o escoamento, o coeficiente de encruamento e a anisotropia normal e planar resultante. A textura obtida para as amostra laminadas convencionalmente é formada por uma fibra α parcial que se intensifica com o aumento da deformação, e por uma fibra γ que se intensifica até 80% de redução e depois diminui. Com relação à textura resultante da laminação assimétrica, foi verificado que a fibra γ surge deslocada para maiores valores de Φ , e apesar desta fibra ser menos intensa do que a obtida na laminação convencional é mais homogênea. Para as propriedades mecânicas, observa-se que os limites de resistência e de escoamento obtidos aumentam com o grau de deformação, enquanto que o coeficiente de encruamento diminui. Foi constatado que para reduções superiores a 80%, a laminação assimétrica resultou em melhores propriedades, provavelmente associado a redução do tamanho de grão provocado pelo cisalhamento adicional que é produzido pela assimetria.

ABSTRACT

This work was developed with the aim of analyzing and evaluating the crystallographic texture and mechanical properties resulting from an IF steel used for deep drawing after conventional and asymmetric rolling. The crystallographic texture developed during cold rolling of IF steel plates have a crucial role in its formability, being desirable the development a partial α fiber and a continuous and homogeneous γ fiber. The received material contained 5 mm thick and was cold-rolled until reaches 70, 80 and 90% of reduction by the conventional method. The same degree of reduction was applied using the asymmetric rolling, but in this case the asymmetry was produced using different roll diameters, with a ratio of 1,26. To study the texture it was used the X-ray diffraction method evaluating all the conditions applied in this work. In the case of asymmetric rolling, besides the half thickness, upper and lower surfaces were analyzed. Mechanical tests were also performed to evaluate the yield strength, the ultimate tensile strength, the strain hardening coefficient and the normal and planar anisotropy. The texture obtained for the sample conventionally rolled is formed by a partial α fiber that intensifies with deformation increasing, and a γ fiber that intensifies until 80% reduction and then decreases. Otherwise, it was found that in the texture resulting from the asymmetric rolling the γ fiber emerges shifted to higher values of Φ , and despite this fiber be less intense than in conventional rolling, it is more homogeneous. For mechanical properties, it was observed that the yield strength and the ultimate tensile strength increases with the degree of deformation, while the strain hardening coefficient decreases. It was found that the asymmetric rolling resulted in better properties after reductions higher than 80%, probably associated with reduction in grain size caused by the additional shear produced by asymmetry.

1 INTRODUÇÃO

1.1 POSICIONAMENTO DA PROPOSTA

A indústria automobilística assim como a indústria de embalagens, tem grande interesse e necessidade de desenvolver chapas de aço capazes de suportar altos níveis de deformação sem afetar suas propriedades mecânicas, de modo que as chapas possam adquirir diferentes formatos. Um dos processos de conformação mais agressivos é a estampagem profunda, onde o material precisa ter não só uma boa embutibilidade, mas também um ótimo estiramento, sendo esta a principal aplicação dos aços livres de intersticiais.

Nos aços livres de intersticiais (IF – interstitial free), o teor dos elementos C e N variam de 0,005 % a 0,010 %, e devido a adição de elementos microligantes, Ti e/ou Nb, esses elementos formam carbeto e nitreto, de modo que a matriz ferrítica do aço fique completamente livre desses elementos, tornando-se mais dúctil e tenaz.

Uma das etapas mais importante na fabricação de chapas para estampagem é a laminação, pois sabe-se que os parâmetros da laminação influenciam as propriedades finais dessas chapas. Os parâmetros definidos desde a laminação de acabamento a quente até o recozimento final da chapa têm forte influência na determinação da textura e nas propriedades mecânicas relacionadas com a estampabilidade.

A textura cristalográfica desenvolvida durante a laminação desse material tem papel fundamental na conformabilidade dessas chapas, sendo esperado o desenvolvimento de fibra γ , com os planos {111} paralelos a direção normal, após o recozimento. Por sua vez, os parâmetros utilizados na laminação, temperatura de laminação a quente, grau de deformação, temperatura de laminação de acabamento, temperatura de recozimento, entre outros, tem grande influência em sua característica final

A **ASR** consiste num método alternativo de laminação no qual é possível a produção de uma maior deformação cisalhante no material para um mesmo grau de deformação aplicado no processo convencional, proporcionando um aumento do gradiente de textura através da espessura da chapa laminada. Outra vantagem observada refere-se a aplicação de menores força e torque para um mesma deformação quando comparada com a laminação convencional

(LC). Para se introduzir assimetria durante as operações de laminação, devem ser impostos nos cilindros de laminação, superior e inferior, as seguintes diferenças: velocidades de rotação; diâmetros e/ou coeficientes de atrito.

Ainda é pouco conhecida as diferenças entre o comportamento microestrutural dos aços IF após a laminação convencional e assimétrica diante de grandes reduções, sendo este o principal objetivo do presente trabalho. Também será avaliado o comportamento mecânico das chapas após laminação e recozimento, a fim de sinalizar o melhor caminho para se otimizar sua estampabilidade.

1.2 JUSTIFICATIVA

Nos últimos anos foram publicados muitos trabalhos indicando a LA como um processo alternativo de laminação, especialmente no caso de ligas de alumínio, uma vez que proporciona o desenvolvimento de deformação cisalhante adicional. Deformação essa que pode permitir a obtenção de chapas com textura e propriedades mecânicas ideais para a estampagem profunda. O resultado da laminação assimétrica em aços IF ainda é pouco estudado, e precisa ser melhor compreendido, sendo estudado neste trabalho a influência de diferentes reduções durante a LC e durante a LA na evolução da textura cristalográfica e nas propriedades mecânicas e nos coeficientes de anisotropia de um aço IF para estampagem.

1.3 OBJETIVOS

O presente trabalho tem como objetivo investigar as diferenças resultantes na microestrutura, textura cristalográfica e propriedades mecânicas de um aço IF para estampagem profunda, produzido por laminação a frio convencional e assimétrica e posterior recozimento.

2 REVISÃO DE LITERATURA

2.1 ESTAMPAGEM

Existem 3 métodos de fabricação através dos quais um metal pode chegar a uma forma desejada: pela fundição a partir do estado líquido; pela metalurgia do pó; e por processos de conformação mecânica. Fazem parte desta última técnica os processos de laminação, forjamento, trefilação, extrusão e estampagem, onde a forma da peça metálica é alterada mediante a aplicação da deformação plástica. Além da deformação plástica, os processos de conformação mecânica também alteram as propriedades mecânicas das peças devido às alterações microestruturais causadas (CALLISTER, 2002 e MEYERS, 1982)

A estampagem profunda, também conhecida como embutimento, é o processo de conformação utilizado para modelar chapas planas em peças com formato de copo tais como: pias, paralamas de automóveis, portas, recipientes, etc. (DIETER, 1988). Na FIG 2.1 está mostrado um desenho esquemático de uma operação de estampagem de um copo cilíndrico, é possível observar 3 componentes principais: a matriz; o punção; e o prensa-chapas ou anel de fixação.

A operação consiste em deformar uma chapa através da ação do punção, em direção à cavidade da matriz, ao mesmo tempo em que a peça, sob ação anel de fixação, movimenta-se na direção da cavidade. Neste caso, o metal é submetido a 3 diferentes tipos de deformação.

A região da peça situada sob a cabeça do punção tem a sua espessura reduzida a medida em que a chapa é forçada em direção à cavidade da matriz, resultando em um estado biaxial de tração, como está indicado pelas setas na FIG 2.2, para cada região do copo. A parte da chapa segura pelo anel de fixação é deformada radialmente para o interior da matriz e, a medida que isto ocorre a circunferência externa diminui até atingir a dimensão desejada da peça. Nesta região atuam tensões de compressão na direção circunferencial, e de tração na direção radial. Nas laterais ou parede do copo atuam tensões de tração que provocam o estiramento das paredes do copo e tensões de compressão perpendiculares à superfície da parede, provocando o afinamento da espessura da parede.

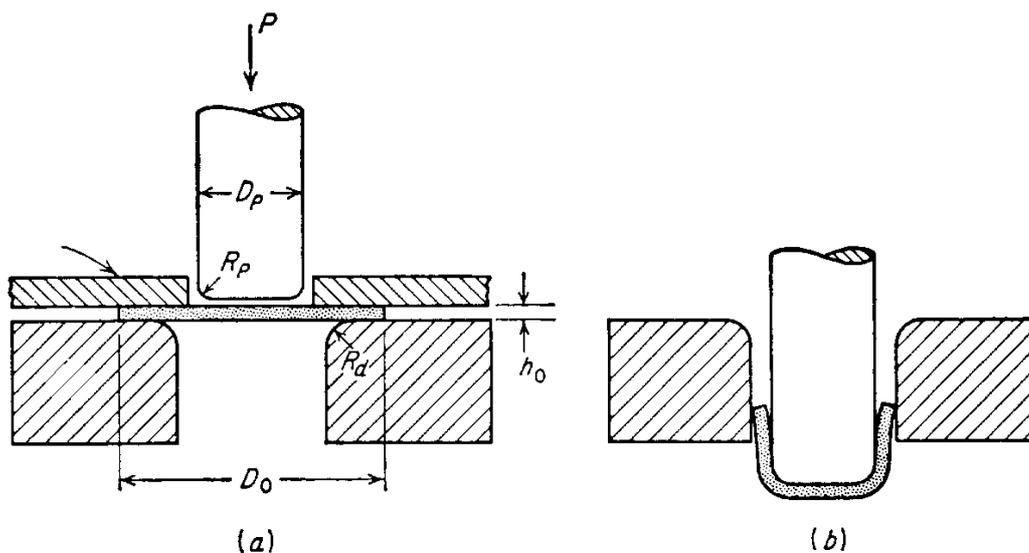


FIG 2.1: Desenho esquemático de uma operação de estampagem (DIETER, 1988).



FIG 2.2: Esforços atuantes nas diferentes regiões do copo (LORENT, 1980).

Uma das falhas mais comuns que ocorre nos materiais sujeitos à estampagem profunda é a separação entre o fundo e o resto do copo e que ocorre nos locais de maior estreitamento. Esse efeito pode ser corrigido aumentando-se o raio do punção, pela diminuição da carga, ou controlando o coeficiente de anisotropia, r_m , que é função da textura. Outro defeito bastante comum é a formação de orelhas ou ondulação que ocorre na borda do copo, que é resultados das altas tensões compressivas e circunferenciais desenvolvidas na chapa. Este defeito pode ser controlado e/ou minimizado pelo controle da textura desenvolvida na chapa durante o processo de laminação, através do coeficiente de anisotropia planar, Δr . Dependendo da orientação preferencial no plano da chapa, poderão ser formadas duas, quatro ou seis orelhas, o que é indesejável, pois leva a perda de material e de resistência.

2.2 PROPRIEDADES DOS AÇOS PARA ESTAMPAGEM

Propriedades mecânicas e em especial propriedade de estampagem profunda de aços ultra-baixo carbono dependem fortemente da textura cristalográfica desenvolvida após a recristalização. Os aspectos da recristalização dependem da estrutura de deformação formada após laminação a frio.

De forma genérica a estampagem pode ser subdividida em embutimento profundo, que é controlada pelo coeficiente de anisotropia (r_m), e estiramento, que controlado pelo coeficiente de encruamento, n .

2.2.1 COEFICIENTE DE ENCRUAMENTO

O coeficiente de encruamento, n , é obtido a partir da curva de tensão verdadeira versus deformação verdadeira, e uma das equações que melhor se ajustam a esta curva foi proposta por Hollomon, Equação 1, onde K é o coeficiente de resistência.

$$\sigma = K \varepsilon^n \quad (1)$$

Outra maneira de calcular n consiste em tomar a forma logarítima da equação de Hollomon, Equação 2, e plotar um gráfico de $\ln \sigma$ vs $\ln \varepsilon$, de modo que a relação entre a tensão e deformação verdadeira possa ser descrita na forma de uma reta. Neste caso, o n é a inclinação da reta e K pode ser encontrado através da interseção com o eixo das ordenadas. Sendo K o valor de σ nesse ponto.

$$\ln \sigma = \ln K + n \ln \varepsilon \quad (2)$$

O n é uma medida da capacidade de encruamento do material, ou seja, a capacidade de distribuir mais uniformemente as deformações por toda a peça (BRESCIANI, 1991). Sendo assim, são desejáveis altos valores de n para a conformação de chapas. O n também está associado com a deformação sofrida no ponto de carga máxima, que é o ponto de estricção,

isso significa que quanto maior o valor de n , maior é a deformação uniforme. Assim, o material pode deformar-se mais, sem que alcance a estrição.

Um material endurece mais rapidamente por deformação quando possui um elevado valor de n , transmitindo para as partes vizinhas e mais deformadas, os esforços a que está sujeito. Podendo deformar-se por um período mais longo, retardando o aparecimento das deformações localizadas.

O coeficiente de encruamento, n , decresce com o aumento da concentração de solutos substitucionais, com a diminuição do tamanho de grão e com o aumento da fração volumétrica de alguns tipos de segunda fase (LESLIE, 1982).

2.2.2 COEFICIENTE DE ANISOTROPIA

A anisotropia em materiais sob a forma de chapas provém de 3 fatores: tensões internas, linhas de segregação e textura cristalográfica (GONÇALVES, 1971) e pode ser do tipo planar ou normal. A primeira ocorre quando a anisotropia ocorre no plano da chapa, e a segunda, quando ela ocorre na direção da espessura. O grau de estampabilidade da chapa pode ser medido através desses 2 parâmetros.

A anisotropia pode causar um efeito maléfico ou benéfico no material. No primeiro caso pode ocasionar um aumento da resistência na direção perpendicular a chapa, por outro lado, pode resultar no orelhamento da borda ou afinamento das regiões laterais adjacentes ao fundo do copo.

A anisotropia normal média, r_m , também conhecido como valor de Lankford, é muito importante na otimização das propriedades de chapas de aço IF. O valor de Lankford representa a razão da deformação na direção da largura e na direção da espessura, e é calculado pela Equação 3.

$$r_m = (r_{DL} + 2r_{45} + r_{DT}) / 4 \quad (3)$$

Quando $r < 1$ significa que o material tende a escoar na direção da espessura, quando $r = 1$ o material apresenta um escoamento isotrópico e quando $r > 1$ o material flui no plano da

chapa. Este último caso é o desejado para estampagem profunda, pois evita que o material sofra redução na espessura durante a conformação (ALMEIDA, 1987).

Cristalograficamente, a anisotropia normal tem origem na textura de recristalização. Um comportamento ótimo de estampagem profunda de aços IF é obtido através do desenvolvimento de uma textura do tipo $\{111\}\langle uvw \rangle$ forte e homogênea, também conhecida como fibra γ (BUNGE, 1987 e KOCKS, 1998). Aços isotrópicos possuem $r = 1$, enquanto que aços próprios para estampagem devem possuir um $r \geq 1,8$ (HOILE, 2000).

OKUDA (1998) encontrou um valor de 3 para o coeficiente de anisotropia, no processo de laminação contínua da Kawasaki Steel, onde um aço IF estabilizado ao Ti e Nb laminado a quente (laminação ferrítica) foi recozido por 30 minutos a 750 °C. A tira quente recozida foi então laminada 76% a frio e recozida continuamente na faixa de 700 a 900 °C por 40 segundos.

WANG (2001) alcançou um valor de r_m de 2,3 num aço IF ao Ti utilizando a nova tecnologia de recozer a peça após fim da laminação na região ferrítica, seguido por uma laminação a frio e recozimento a 750 °C por 3 horas. Para uma outra classe de aço IF, foi encontrado um valor de 2,4 para o r_m , quando recozimento contínuo e resfriamento rápido durante a laminação a quente foram empregados.

O valor de r não é constante para todas as direções no plano da chapa, levando a anisotropia planar, Δr , Equação 4. A anisotropia planar indica a diferença no comportamento mecânico que o material pode apresentar no plano da chapa, isto é, as propriedades variam conforme a direção em que se faz o ensaio. Ela é responsável pela indesejável formação de orelhas durante a estampagem.

$$\Delta r = (r_{DL} - 2r_{45} + r_{DT}) / 2 \quad (4)$$

Uma anisotropia, $\Delta r > 0$ leva a formação de orelhas, em DL e DT, enquanto que $\Delta r < 0$ leva a formação de orelhas a 45° de DL. Quando um material possui anisotropia normal alta, geralmente ele também possui uma anisotropia planar alta, o que é indesejável para a estampagem. Uma pequena anisotropia planar, $\Delta r \approx 0$, juntamente com um alto valor de anisotropia normal média, r_m , é o que tem sido buscado pelos pesquisadores para permitir uma performance ótima de estampagem.

O grau de anisotropia plástica está relacionado com a estrutura cristalina do metal ou liga, e é uma consequência da história de todo processamento sofrido. Para o aço, as informações

mais importantes são, a temperatura de reaquecimento da chapa, de bobinamento e de acabamento, o percentual de redução a frio e o ciclo de recozimento.

2.2.3 LIMITE DE ESCOAMENTO

O limite de escoamento, σ_e , é definido como a tensão necessária para se produzir uma determinada quantidade de deformação plástica, em geral, 0,2%, e serve para indicar o início da deformação plástica. Ele está relacionado diretamente com o sucesso ou não da operação de estampagem.

Uma combinação ideal de baixo limite de escoamento, associada a um alto coeficiente de encruamento e resistência é desejado. Entretanto um valor de escoamento muito baixo associado a um tamanho de grão grosseiro, podendo causar um defeito conhecido por “casca de laranja”, o qual está associado a um acabamento superficial grosseiro (CHIAVERINI, 2005). Esse tipo de defeito pode ocorrer em aços que apresentam um serrilhado na curva tensão *versus* deformação, o que não é o caso dos aços IF. A TAB 2.1 mostra algumas propriedades mecânicas típicas de aços laminados a frio para estampagem.

TAB. 2.1: Propriedades desejadas em chapas de aço laminado a frio para estampagem profunda (CHIAVERINI, 2005).

Tipo de aço	Limite de escoamento (MPa)	Limite de resistência a tração (MPa)	Alongamento em 50 mm	"copo" Oslen (pol)
efervescente e recozido	224	277	41	0,4
efeversente e aplainado	210	284	39	0,39
acalmado e aplainado	175	277	41	0,4

2.3 AÇOS PARA ESTAMPAGEM

A necessidade de desenvolvimento de aços próprios para estampagem teve origem, principalmente, na necessidade da indústria automobilística utilizar materiais mais leves e capazes de adquirir um formato aerodinâmico mais arrojado, ou seja, conformabilidade. Houve então uma grande evolução desde os AISI 1010 efervescentes da década de 50, até os aços livres de intersticiais dos dias de hoje.

A conformabilidade está relacionada tanto a estampabilidade, quanto o estiramento. Para que a chapa de aço desenvolva uma boa estampabilidade, é necessário que após o processamento a textura seja dominada pelas componentes $\{111\}\langle uvw \rangle$, também conhecida por fibra γ .

Os aços utilizados atualmente em operações de estampagem na prensa, tiveram sua origem no desenvolvimento da desgaseificação à vácuo. Essa técnica, que atua na remoção do hidrogênio de placas, perfis forjados, etc., foi utilizada em escala comercial na década de 50. Já na década de 60, ela foi utilizada juntamente com adição de ligas e agitação de banho, para a obtenção de aços mais limpos e de composição química mais uniforme (KIM, 2000).

Desde então, as indústrias siderúrgicas tem desenvolvido materiais com melhores performances e níveis de qualidade. Um aço doce para operações de conformação a frio é caracterizado por um baixo valor de limite de escoamento, uma elevada deformação uniforme e uma resistência à tração suficientemente elevada, capazes de permitir pequenas forças durante a conformação assim como resistência suficiente para se produzir a peça. Além disso, um elevado coeficiente de endurecimento é necessário para assegurar boa conformação da chapa (ELSNER, 2005). Os aços para estampagem também precisam de uma elevada razão limite de embutimento, e uma baixa tendência para a formação de orelhas. Essas propriedades requerem um valor elevado de anisotropia normal e planar, caracterizados pelo escoamento preferencial do material no plano da chapa. O valor de Lankford, r_m , é uma medida da anisotropia normal e pode ser determinado no teste de tração.

As chapas e tiras, da classificação ASTM A507, são bastante utilizadas em aplicações que exigem condições severas de conformação mecânica a frio, como a estampagem profunda.

Nos últimos anos, foram desenvolvidos aços livres de elementos intersticiais, com adição de Ti e Nb, com o objetivo de se melhorar as propriedades de estampagem, para aplicação na

indústria automobilística moderna. Para isso os pesquisadores têm aprofundado o seu estudo sobre o desenvolvimento e entendimento de como os parâmetros de processo podem afetar a textura cristalográfica, que por sua vez afeta significativamente as propriedades dos aços IF utilizados em estampagem profunda.

As principais características de um aço IF para estampagem são (OLIVEIRA, 2010):

- Alto alongamento
- Baixo limite de escoamento
- Alto valor de coeficiente de anisotropia normal médio (r_m)
- Baixo valor de coeficiente da anisotropia planar (Δr)
- Baixa susceptibilidade ao envelhecimento

2.3.1 AÇOS LIVRE DE INTERSTICIAIS (IF)

Os aços IF são obtidos a partir da redução dos teores de C e N em solução sólida pela adição de elementos microligantes, como Ti e Nb, que fixam estes elementos na forma de carbonetos e nitretos, como resultado a matriz ferrítica se torna livre de elementos intersticiais.

O primeiro aço IF com características comerciais foi produzido na década de 70, com objetivo de fornecer aos aços características de maior conformabilidade. ELIAS e HOOK (1973), utilizaram a técnica de degaseificação à vácuo juntamente com a adição pioneira de titânio e nióbio, para produzir aços IF com teores de carbono variando de 50 a 100 ppm e de nitrogênio variando de 40 a 80 ppm.

Devido às limitações tecnológicas da época, para se estabilizar a matriz, era necessária a adição de uma grande quantidade de elementos de liga, o que encarecia a fabricação desse tipo de aço. Hoje, com o desenvolvimento de equipamentos de degaseificação à vácuo, pode-se produzir aços com teores de C e N inferiores a 30 e 40 ppm, respectivamente, e utilizando menores teores de Ti e Nb. A partir de 1979, os aços IF passaram a ser produzidos em grande quantidade, substituindo os aços acalmados a alumínio em aplicações que exigiam uma melhor estampabilidade.

Embora a principal utilização de aços IF seja feita pela indústria automobilística (JONAS, 1994), o uso de aços IF pela indústria de embalagens também deve se tornar significativo nos próximos anos (HIROKI, 2004). Neste caso, a chapa de aço deve ser produzida com secções mais finas do que àquela utilizada pela indústria automobilística.

Devido a ausência de elementos intersticiais, os aços IF, são caracterizados por possuir uma matriz ferrítica altamente dúctil. Aliado a isso, possui baixo limite de escoamento, alto alongamento uniforme associado a um coeficiente de encruamento elevado e uma textura cristalográfica adequada, são características que proporcionam uma conformabilidade maior do que os aços baixo-carbono convencional, devido ao desenvolvimento de um valor de anisotropia superior, maior do que 1,9 (STRUGALA, 1992).

Seu processamento normalmente é dividido em 2 estágios: o primeiro consiste na produção da tira quente por laminação a quente e bobinamento; e segundo na laminação a frio e recozimento.

2.4 INFLUÊNCIA DA TEXTURA NA ESTAMPABILIDADE DOS AÇOS

A deformação plástica de um material policristalino faz com que seus grãos adquiram uma orientação preferencial. Neste caso, grãos individuais têm que se acomodar diante a complexos estados de tensão, de modo que mantenham a conectividade dos contornos. A natureza e a intensidade da textura são determinadas pelo modo de deformação e a simetria do cristal (BODIN, 2002).

Em materiais CCC, para se atingir propriedades ideais de estampagem, objetiva-se desenvolver uma forte textura de fibra $\{111\}\langle uvw \rangle$, pois possibilita a obtenção de elevados valores de r_m (WHITELEY, 1960). Essa textura é caracterizada por grãos orientados preferencialmente com seus planos $\{111\}$ paralelos a superfície da chapa (DIETER, 1988). Porém, após a laminação também costumam estar presentes os componentes indesejáveis do tipo $\{hkl\}\langle 110 \rangle$.

As texturas mais importantes para materiais CCC são as fibras α e γ indicadas pelas setas na FIG 2.3. As texturas de laminação e recristalização são em sua maioria caracterizadas por essas duas fibras (ENGLER, 2010). As fibras mais importantes para a estampagem de aços são (TOMITZ, 2000):

- Fibra α - $\langle 110 \rangle // RD$: $\{100\}\langle 110 \rangle \rightarrow \{110\}\langle 110 \rangle$
 É conhecido como fibra α todas as orientações com seu eixo $\langle 110 \rangle$ paralelo a direção de laminação. A fibra α tem as coordenadas $\varphi_1 = 0^\circ$, $\varphi_2 = 45^\circ$, e $\Phi = 0^\circ \dots 90^\circ$. Orientações importantes ao longo da fibra α são os componentes de cubo, $\{100\}\langle 110 \rangle$ ($\Phi = 0^\circ$), o componente latão invertido $\{112\}\langle 110 \rangle$ ($\Phi = 35^\circ$) e $\{111\}\langle 110 \rangle$ ($\Phi = 54,7^\circ$). Quando $\Phi = 54,7^\circ$ a fibra α intercepta a fibra γ . Apesar de ser indesejável no processo de estampagem, essa fibra sempre está presente.
- Fibra γ - $\{111\}\langle 110 \rangle \rightarrow \{111\}\langle 112 \rangle$
 A fibra γ é formada por todas as orientações que contenham o plano $\{111\}$ paralelo ao plano da chapa, sendo também conhecida por fibra $\{111\}$. A fibra γ contém todos os importantes componentes de textura de laminação a frio e recristalização. As coordenadas no espaço de Euler são $\varphi_1 = 0^\circ \dots 90^\circ$, $\varphi_2 = 45^\circ$ e $\Phi = 54,7^\circ$. As orientações da fibra γ são decisivas para a estampagem da chapa. Nem sempre os máximos da recristalização se encontram perfeitamente ao longo da fibra γ em $\{332\}\langle 113 \rangle$ ou $\{554\}\langle 225 \rangle$, neste caso o gráfico mostra apenas baixas intensidades.
- Fibra ε
 A fibra ε contém os componentes de textura resultantes do cisalhamento oriundo de deformação não-homogênea. As coordenadas no espaço de Euler são $\varphi_1 = 90^\circ$, $\varphi_2 = 45^\circ$ e $\Phi = 0^\circ \dots 90^\circ$. Seus componentes de textura mais importantes são o cubo rodado $\{001\}\langle 110 \rangle$ ($\Phi = 0^\circ$), componente cobre $\{112\}\langle 111 \rangle$ ($\Phi = 35^\circ$), o ponto de intercessão com a fibra γ $\{111\}\langle 112 \rangle$ ($\Phi = 54,7^\circ$) e a orientação Goss $\{011\}\langle 100 \rangle$ ($\Phi = 90^\circ$). O componente Goss nas coordenadas são $\varphi_1 = 90^\circ$, $\varphi_2 = 45^\circ$ e $\Phi = 90^\circ$ é prejudicial às propriedades de estampagem e deve ser evitado. Normalmente apresenta-se com baixa intensidade.

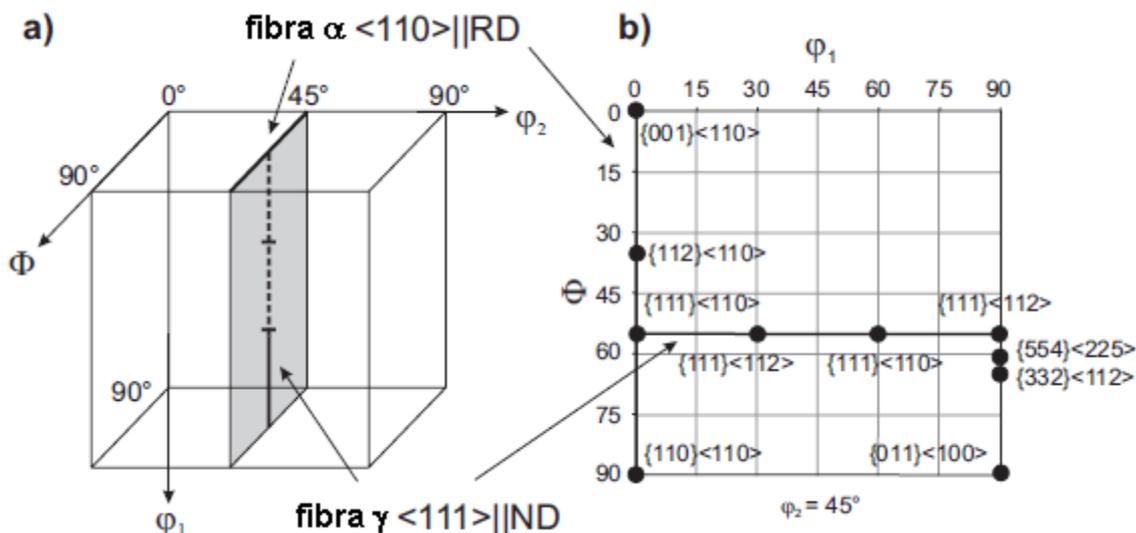


FIG 2.3: (a) Espaço tridimensional de Euler com a posição das fibras mais importantes para a estampagem de aços, α e γ ; (b) Seção $\varphi_2 = 45^\circ$ mostrando os componentes de textura mais importantes (ELSNER, 2005)

2.4.1 PROCESSAMENTO CONVENCIONAL

A excelente estampabilidade dos aços IF está relacionada a presença de componentes de textura favoráveis como, um forte componente $\{111\}$ e fraco $\{001\}$ paralelo ao plano da chapa. E o seu desenvolvimento de textura após a laminação em diferentes temperaturas é semelhante aos aços ultra baixo C.

Em geral a textura formada após a laminação a frio consiste em uma fibra α parcial, direção $\langle 110 \rangle$ paralela a direção de laminação, e uma fibra γ , direção $\langle 111 \rangle$ paralela a direção normal. Já a textura formada após a recristalização é composta em sua maioria pela fibra γ , indicando que a fibra γ cresce às custas da fibra α . Segundo HUTCHINSON (1987), a componente mais forte da textura de recristalização muda de $\{111\}\langle 110 \rangle$ para $\{111\}\langle 211 \rangle$ com o aumento da deformação a frio. Em função da origem do componente $\{111\}\langle uvw \rangle$, a textura de recristalização tem um papel fundamental na determinação do valor da anisotropia planar da chapa.

LI (2008), utilizando o modelo de Taylor e modelos policristalinos de elementos finitos, simulou o desenvolvimento da textura de laminação a frio de IF para várias reduções. O trabalho foi feito considerando os mecanismos de deformação e vários sistemas de deslizamento do sistema CCC. Os principais componentes de textura que aparecem da Figura de Pólo Direta $\{100\}$ são $\{100\}\langle 011 \rangle + \{112\}\langle 011 \rangle + \{111\}\langle 011 \rangle + \{111\}\langle 112 \rangle$. Para uma pequena redução, $\epsilon = 0,29$, a textura é caracterizada por uma forte textura típica de chapa $\{100\}\langle 011 \rangle$, e uma fraca componente $\{111\}\langle 112 \rangle$. Aumentando-se a redução as componentes $\{100\}\langle 011 \rangle$ e $\{111\}\langle 112 \rangle$ ficam mais fortes, mas $\{112\}\langle 011 \rangle$ e $\{111\}\langle 011 \rangle$ também aparecem. As texturas de laminação calculadas utilizando os 48 sistemas de deslizamento $\{110\}\langle 111 \rangle + \{112\}\langle 111 \rangle + \{123\}\langle 111 \rangle$ se aproximam melhor dos resultados obtidos experimentalmente e medidos pelo EBSD. Tanto as medidas calculadas quanto as experimentais tendem a ficar mais definidas com o aumento da deformação aplicada.

2.5 INFLUÊNCIA DA TEXTURA NA ESTAMPABILIDADE DOS AÇOS

A textura cristalográfica é resultado do histórico de processamento pelo qual o material passou. E seu resultado final, depende dos inúmeros parâmetros de processos, tais como: temperatura final de acabamento, temperatura de laminação a quente, temperatura de laminação a frio, grau de deformação, temperatura de recozimentos, etc.

2.5.1 EFEITO DA COMPOSIÇÃO QUÍMICA

Os aços IF podem ser produzidos através da adição de 2 dois elementos estabilizantes, Ti e Nb, que podem ser adicionados separadamente ou em conjunto.

Nos aços IF-Ti, o Ti é responsável por remover os intersticiais da solução sólida formando finos precipitados. O Ti se combina primeiramente com N e S para então se combinar com o C. Sob condições de laminação, a sequência de precipitação é a seguinte (SUBRAMANIAN, 1991):



A precipitação de $\text{Ti}_4\text{C}_2\text{S}_2$ em materiais laminados a quente é possível utilizando baixas temperaturas de reaquecimento e elevada temperatura de bobinamento, resultando em altos valores de r_m (SANGAI, 1990). Segundo JONAS (1994) o IF-Ti é o menos sensível a variações de processamento e composição.

A FIG 2.4 exibe a relação entre Ti em excesso e as propriedades mecânicas de um aço IF-Ti, perceber-se que até cerca de 0,04% de Ti em excesso tem um efeito benéfico, porém quantidade maiores causam prejuízos nas propriedades mecânicas (PRADHAN, 1994).

Nos aços IF-Nb, o Nb combina com o C formando NbC, enquanto que o N se combina com o Al formando AlN e o S se combina com o Mn. Nos aços que contém tanto Nb quanto Ti, caso o % Nb > % Ti, o C se combina com o Nb e o N e S se combina com o Ti. Quando ocorre o inverso, % Ti > % Nb, o Ti é o responsável por se combinar com N, S e C, exatamente como nos aços que contém apenas Ti, ficando o Nb em solução sólida. Essa situação pode trazer benefício à estampagem desde que os teores de Nb sejam pequenos, pois

pode levar a um refino de grão da chapa laminada a quente contribuindo para o aumento de r_m e do alongamento e para a diminuição do orelhamento (Δr).

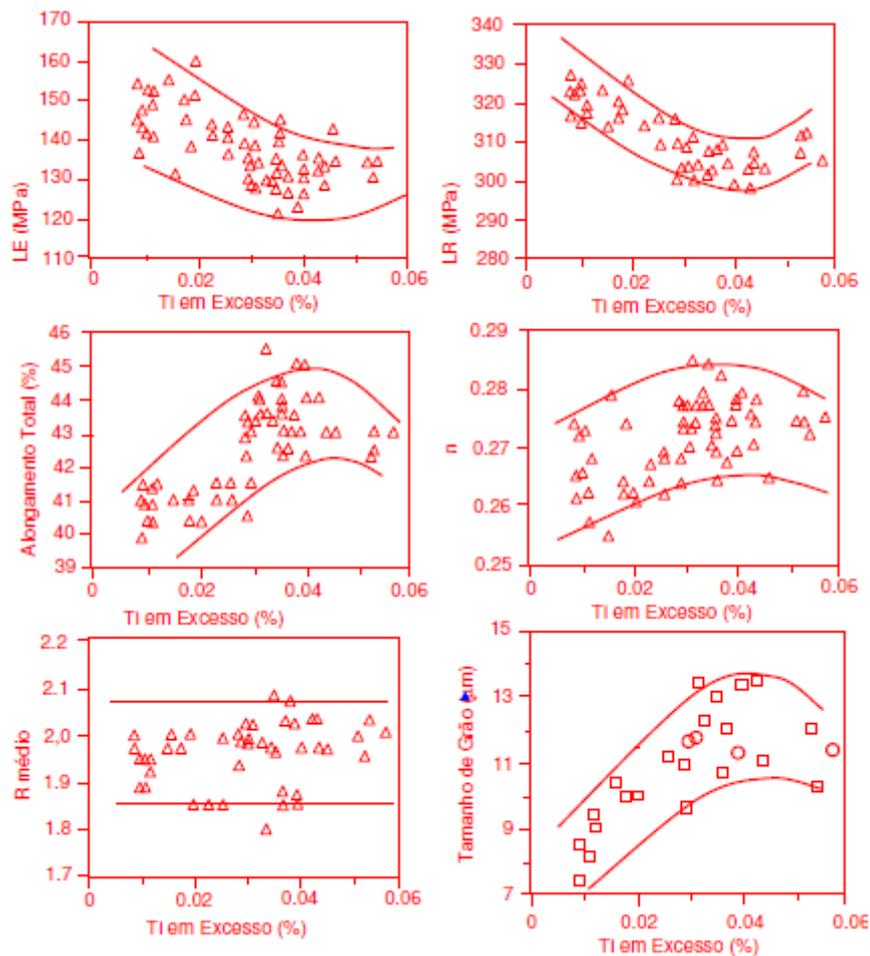


FIG 2.4: Relação entre o Ti em excesso e as propriedades mecânicas e o tamanho de grão do aço IF Ti (PRADHAN, 1994).

O C e N também influem nas propriedades mecânicas dos aços IF, quando em solução sólida podem diminuir o valor de r_m devido a redução, após a recristalização, da formação do componente $\{111\}$ e aumento dos componentes $\{110\}$ e $\{100\}$, desfavoráveis à estampagem (HOILE, 2000).

Avaliando o efeito da precipitação em dois aços IF de composições químicas semelhantes, porém que sofreram diferentes tipos de recozimento – 1, recozimento em caixa à 700 °C por 25 h; e 2, recozimento contínuo à 833 °C por 120 s – GHOSH (2007) percebeu que a presença de TiC foi maior no aço 2, o que resultou numa matriz mais livre de intersticiais e numa melhor textura $\{111\}$, como pode ser observado na FIG 2.5. Para o aço 1, houve a precipitação de FeTiP, mais estável a 700 °C, no lugar do TiC, e estes precipitados

concentraram-se em sua maioria nos contornos de grão, restringindo o crescimento dos grãos γ após o recozimento.

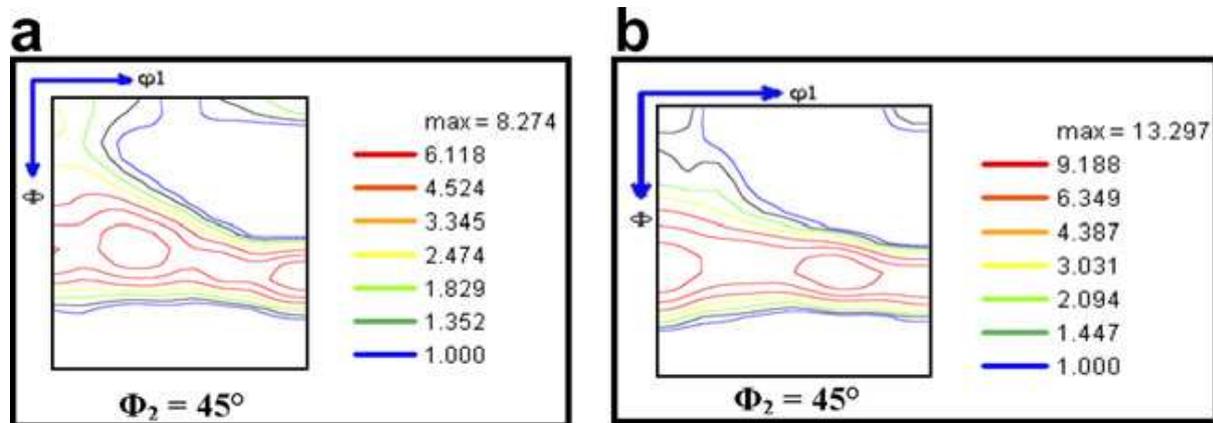


FIG 2.5: Seção $\phi_2 = 45^\circ$ da FDOC obtida para os aços (a) 1 e (b) 2 após 70% de redução e recozimento em caixa e contínuo, respectivamente (GHOSH, 2007).

A presença de menor quantidade de FeTiP no aço 2 em relação a 1 reforça que o Ti em excesso está disponível para estabilizar o C e conseqüentemente melhorar as propriedades. Esse fato é comprovado pelo maior valor de r_m do aço 2, 2,23, em relação ao aço 1, 1,71.

2.5.2 EFEITO DA LAMINAÇÃO A QUENTE

São três os parâmetros de processo que exercem influência nas propriedades mecânicas dos aços IF: temperatura de aquecimento da placa; temperatura de saída do trem acabador; e temperatura de bobinamento (MEIRA, 2006). Como o objetivo do presente trabalho é investigar a influência do grau de assimetria na laminação a frio, somente será abordado em maiores detalhes a influência da temperatura de aquecimento da placa.

A temperatura de aquecimento da placa (TRP) pode determinar o tamanho de grão e as características dos precipitados, que por sua vez, influenciam na recristalização e nas propriedades finais. O tamanho de grão resultante da laminação a quente tem efeito significativo no desenvolvimento da textura após redução a frio e recozimento (JONAS, 1994).

Na FIG 2.6 é apresentado o resultado do estudo de SANGI (1990), que avaliou o efeito da TRP na temperatura de recristalização e estampabilidade de um aço IF-Ti com diferentes teores de C e Ti. Pode-se observar que o aumento da TRP provoca a diminuição tanto do valor de r_m quanto do alongamento, porém causa o aumento da temperatura de recristalização. Com relação a composição, quando o % C diminui ou o % Ti aumenta, ocorre um aumento de r_m e Δl e diminuição da temperatura de recristalização.

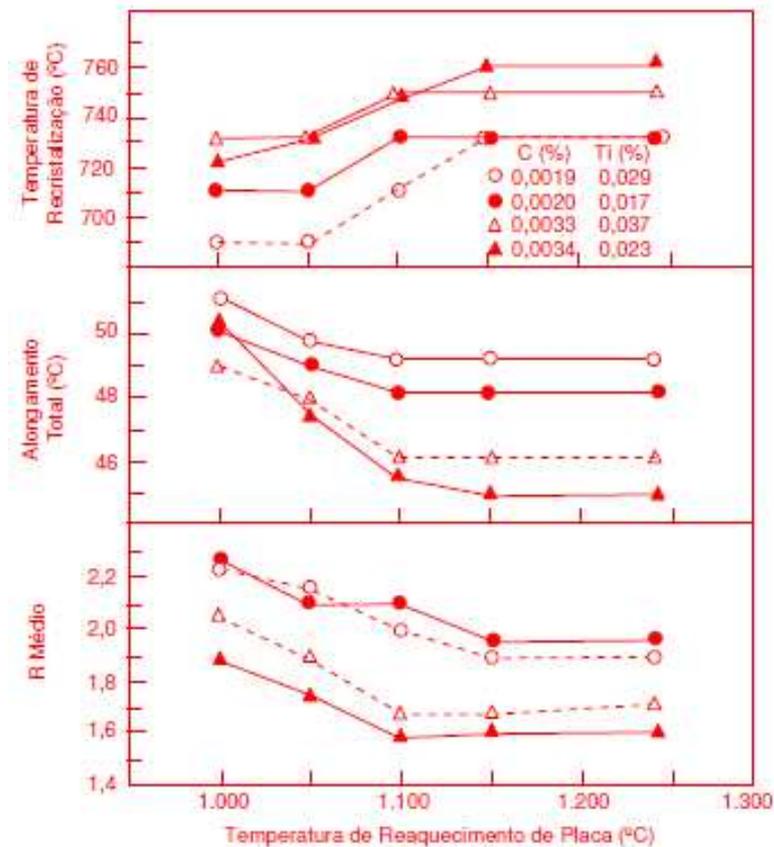


FIG 2.6: Influência da temperatura de reaquecimento da placa na temperatura de recristalização e na estampabilidade dos aços IF – Ti (SANGI, 1990).

A microestrutura e textura resultante da laminação a quente de chapas de aço, exibe uma forte influência no resultado final da microestrutura e textura após a laminação a frio e recozimento. Ela deve ser fina, de modo que grande quantidade de energia de deformação possa ser armazenada nos contornos de grão, induzindo a formação de componentes de fibra α e γ (HUMANE, 2010).

Estudando o efeito da laminação a quente, inicialmente a 1250 °C e finalizando o processo a 900 °C – região austenítica – na microestrutura e textura de aço IF, HUMANE (2010) observou que após uma redução de 65 - 70 %, a chapa desenvolve uma textura fraca e

não uniforme, que pode ser vista na FIG 2.7 (a). Neste caso as principais componentes são (001)[1-10] e (112)[1-10]. Já para uma deformação de 85-90%, observa-se o desenvolvimento de uma microestrutura refinada associada com uma forte textura de tira quente, tendo como principais componentes (001)[1-10], (113)[1-10] e (112)[1-10], FIG 2.7 (b). Devido a essas características essa amostra foi escolhida para posterior laminação a frio.

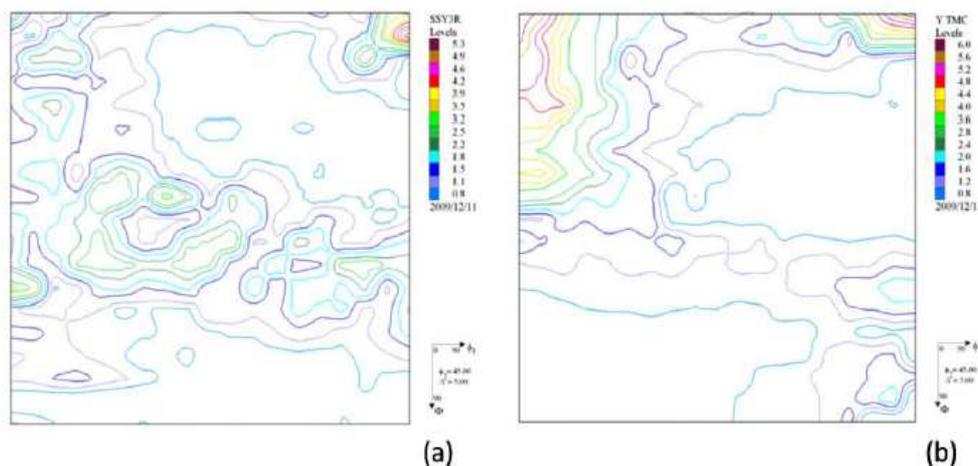


FIG 2.7: FDOC da seção $\phi_2 = 45^\circ$ de uma chapa de aço IF após laminação a 900°C para uma redução de (a) 65 – 70 % e (b) 85 – 90 % (HUMANE, 2010)

2.5.3 EFEITO DA LAMINAÇÃO A MORNO

A laminação a morno de aços para estampagem, também conhecida por laminação ferrítica, é uma estratégia relativamente nova, em que a temperatura final de laminação é deslocada intencionalmente para valores mais baixos, na região ferrítica, possibilitando a redução de custos. Isso possibilita a produção a quente de chapas finas (2mm) e até mesmo ultra finas (1mm). A laminação ferrítica também pode apresentar como vantagens, o controle da flambagem da chapa, redução dos defeitos superficiais e da força de laminação (HERMAN, 1992).

Tiras a quente laminadas no campo da austenita em geral não possuem textura, devido ao efeito a transformação de fase que ocorre após a laminação. Como na laminação ferrítica não há transformação de fase e o impacto do amolecimento estático e dinâmico é reduzido durante

a laminação, a princípio é possível o desenvolvimento de uma textura composta pelas fibras γ , mais densa, e fibra α , em menor quantidade.

Devido a ausência de transformação de fase após a laminação ferrítica e uma redução intencional no amolecimento estático e dinâmico durante a laminação, é possível o desenvolvimento de uma textura desejável “as-if cold rolled” formada por uma fibra- γ pronunciada e um pouco de fibra- α . Dessa forma é possível produzir um chapa fina à quente com uma textura $\{111\}$ desejável (PAEPE, 1997). Essa textura é bastante influenciada pelo teor de C distribuído na matriz na forma de soluto e a quantidade de deformação cisalhante introduzida pela fricção produzida pelos rolos em contato com a chapa.

Analisando os efeitos da laminação à morno na textura de um aço IF, TOMITZ (2000) mostra que a formação de uma típica textura de laminação, formada por uma forte fibra γ com um máximo ao longo da fibra α , $\{112\}\langle 110\rangle$, começa a se formar a 760 °C. Para temperaturas mais elevadas ocorre o enfraquecimento da fibra γ e o máximo se encontra ao longo da fibra α próximo à $\{100\}\langle 110\rangle$. Um comportamento similar foi observado por PAEPE (1997), BODIN (2002) e BARNET (1997). Já a laminação a 710 °C resulta em uma textura de laminação muito forte (TOMITZ, 2000).

Segundo SEMUNA (1994), para que se atinja um desenvolvimento marcante na textura ideal para a estampagem, faz-se necessário a aplicação de reduções maiores do que 75%.

2.5.4 EFEITO DA LAMINAÇÃO A FRIO

Foi feito um estudo, por SAHA (2007), sobre a influência do percentual de deformação a frio na textura cristalográfica e da característica do contorno de grão de um aço IF estabilizado ao Ti e Nb. Para isso controlou-se a temperatura de laminação de acabamento (Finishing Rolling Temperature – FRT) 964 °C \pm 10 °C, nos limites da recristalização da austenita, e foi aplicado uma redução de cerca de 80%. Então foram impostos altíssimos níveis de laminação a frio à amostra do aço em questão, 90 e 98 % representando uma deformação de $\varepsilon = 2,3$ e $\varepsilon = 4,3$, respectivamente. Percebeu-se que proporção relativa de contornos de grão de alto ângulo é dependente quantidade de deformação aplicada, e pode ser explicado em termos da intensidade e estabilidade da textura cristalográfica formada a cada estágio.

A FIG 2.8 mostra a FDOC, seção $\phi_2=45^\circ$ desse material após a laminação a quente e após cada uma das reduções a frio aplicadas. Apesar da tira quente apresentar uma fraca textura é possível identificar as fibras α e γ . A laminação a frio posterior, 90%, leva a um reforço da textura inicial, deixando as fibras α e γ mais pronunciadas. A posterior laminação até 98% reforça ainda mais essas fibras.

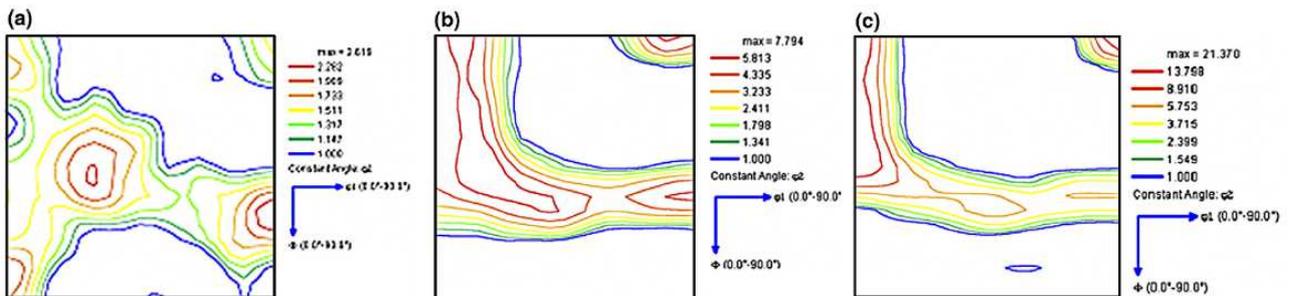


FIG 2.8: FDOC da seção $\phi_2 = 45^\circ$ de um aço IF – TiNb (a) laminado a quente, e após redução de (b) 90 % e (c) 98 % a frio. (SAHA, 2007).

Isso ocorre pois com o aumento do percentual de deformação a frio, amplia-se a fração numérica de contornos de grão de alto ângulo, assim como a falta de orientação entre eles. Esse comportamento pode ser observado na FIG 2.9. Metais que sofrem altíssima laminação a frio são caracterizados pela presença de um grande número de contornos de grãos e discordâncias arranjadas nestes contornos apresentando uma forma lamelar. Além disso, a altíssima deformação induz uma alta densidade de contornos de alto ângulo, que é bem maior do que o número de contornos originais, no metal não deformado.

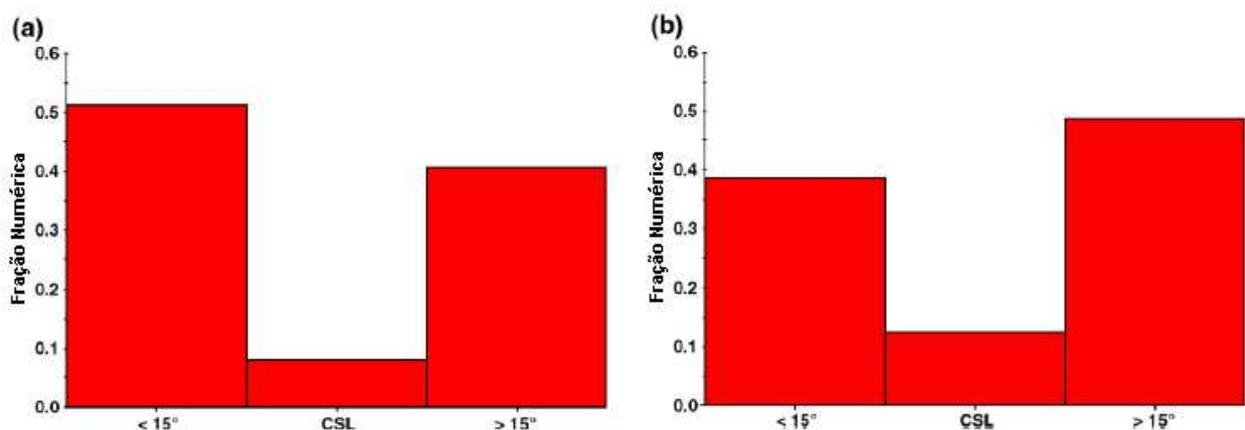


FIG 2.9: Gráfico do caráter do contorno de grão vs fração volumétrica de um aço IF laminado (a) 90 % e (b) 98 % a frio. (SAHA, 2007).

REIS (2001) estudou a aplicação de grande quantidade de laminação a frio seguida por recozimento para gerar uma microestrutura de grãos ultrafinos em aços IF estabilizados ao Ti, com FRT de 930 °C. Ele observou que aumentando o percentual de redução de 70 para 95% , ocorre um grande aumento na densidade de contornos de alto ângulo. Os resultados obtidos por SAHA (2007) e REIS são similares, pois em ambos os casos os aços a temperatura da laminação de acabamento ficam dentro do limite de temperatura da austenita.

Provavelmente, o aumento do contorno de alto ângulo com o aumento do percentual de deformação a frio está relacionado com a formação de cordões de discordância induzidos por deformação (HUGES, 1997).

HUGES (1997) sugere que os contornos de baixo e de alto ângulo produzidos durante a deformação originam da: subdivisão do grão pela acumulação de discordâncias (mecanismo microestrutural); e pela rotação do grão (mecanismo de textura). Existem indícios de que contornos de grão com pouca desorientação são formados principalmente pelo primeiro mecanismo enquanto que contorno de alto ângulo tem origem no segundo mecanismo.

Entretanto espera-se que quando a estabilidade da textura não é alcançada, a rotação dos grãos, alinhamento em DL, é mais provável. Uma futura deformação resulta num número elevado de contornos de grão, levando a uma maior densidade de grãos de alto ângulo para um material que sofreu 98% de redução.

A TAB 2.2 mostra a fração volumétrica dos componentes de textura, estudados por HUMANE (2010), após a laminação a frio de um aço IF, que inicialmente sofreu redução de 85-90% a quente, para diferentes reduções. Para a 50% de redução foi observado uma fração de 8,8% de fibra γ , que aumentou para 9,2% após 70% de redução. Para essas reduções também se observa um fraca componente (110)[1 -1 0]. Já para 80% de redução, o percentual de fibra γ atinge seu máximo, 12,8, e a fibra α também está presente representada pelos componentes (001)[1-10], (112)[1-10] e (223)[1-10]. Além de uma forte textura de fibra γ , 12,4%, a amostra laminada 90% a frio, também apresentou a componente cubo rodado (001)[1-10] de grande intensidade, o que é indesejável para operações de estampagem. Sem contar que foram observadas pequenas trincas na chapa que sofreu 90% de redução. Neste caso, pode-se concluir que a amostra que sofreu 80% de redução é a que apresenta textura mais favorável para operações de estampagem.

Comportamento semelhante foi observado por ZANG (2010), que avaliou a evolução da textura após laminação a frio com reduções entre 15 e 85%. Ele verificou que a fibra α se desenvolveu gradualmente com o aumento da deformação, enquanto que a fibra γ entre 15 e

35% e entre 45 e 75% de redução se intensificou, porém no demais intervalos, entre 35 e 45% e entre 75 e 85% a mesma perdeu intensidade, conforme pode ser observado na FIG 2.10.

TAB. 2.2: Fração volumétrica dos componentes de textura após a laminação a frio (HUMANE, 2010).

<i>Texture component</i>	<i>50% deformation</i>	<i>70% deformation</i>	<i>80% deformation</i>	<i>90% deformation</i>
(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
(111) [1-1 2]	2.7	3.5	3.7	3.6
(554) [-2-2 5]	2.6	2.2	3.2	2.8
(332) [1-1 3]	2.1	1.2	2.2	2.2
(110) [001]	2.2	2.1	0.5	1.1
γ -fiber	8.8	9.2	12.8	12.4
Back Ground	0.0	0.0	0.0	0.0
Rest Volume Fraction	58.4	58.3	45.6	42.5

Já a revisão elaborada por HUTCHINSON (1999) referente as texturas de deformação formadas num aço baixo carbono, é observado comportamento semelhante para a fibra α , porém para a fibra γ é verificado que existe uma deformação máxima acima da qual os componentes pertencentes a esta fibra ou se estabilizam ou decrescem numa faixa que vai de 75 a 95%, conforme é mostrado na FIG 2.11.

A textura inicial da chapa também é um fator que influencia na textura final da peça acabada. Segundo KANG (2007), que estudou o desenvolvimento da textura e microestrutura de deformação de quatro amostras com diferentes texturas iniciais, compostas em sua maioria por: fibra α ; fibra ϵ ; fibra γ ; e sem textura. As amostras apresentaram comportamento característico de desenvolvimento de textura de laminação e desenvolvimento de desorientação induzida por deformação, de acordo com suas texturas iniciais, especialmente para pequenos níveis de deformação. Uma grande fração de orientação de fibra γ foi relacionada com o desenvolvimento de um desordenamento mais proeminente, enquanto que a estabilidade da textura inicial simultaneamente afeta o desenvolvimento da desorientação. A instável textura de fibra ϵ mostrou uma tendência de acúmulo de desordem mais forte do que a estável fibra α durante a laminação a frio subsequente.

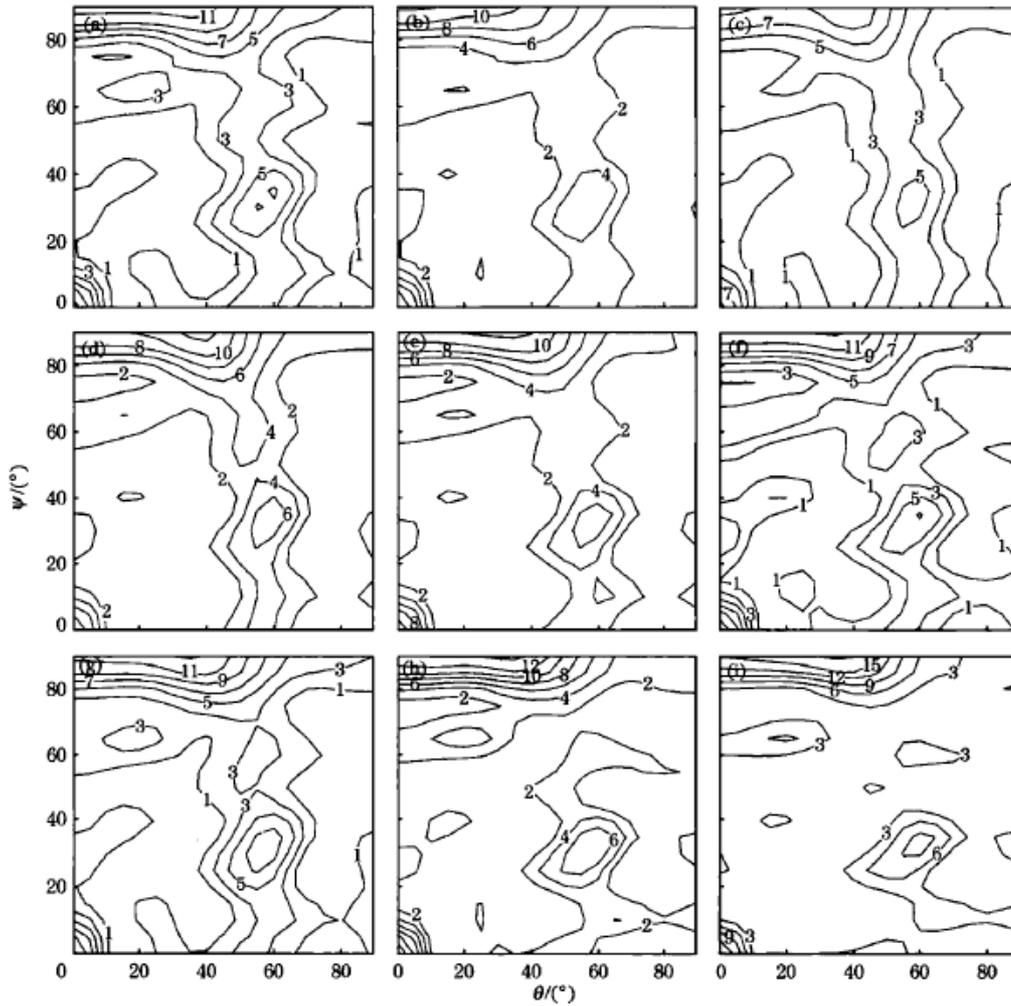


FIG 2.10: FDOC da seção $\phi_2 = 45^\circ$ da camada central das amostras de aço IF - Ti após (a) laminação a quente e laminação a frio após diferentes reduções: (b) 15%; (c) 25%; (d) 35%; (e) 45%; (f) 55%; (g) 65%; (h) 75%; e (i) 85%. (ZANG, 2010).).

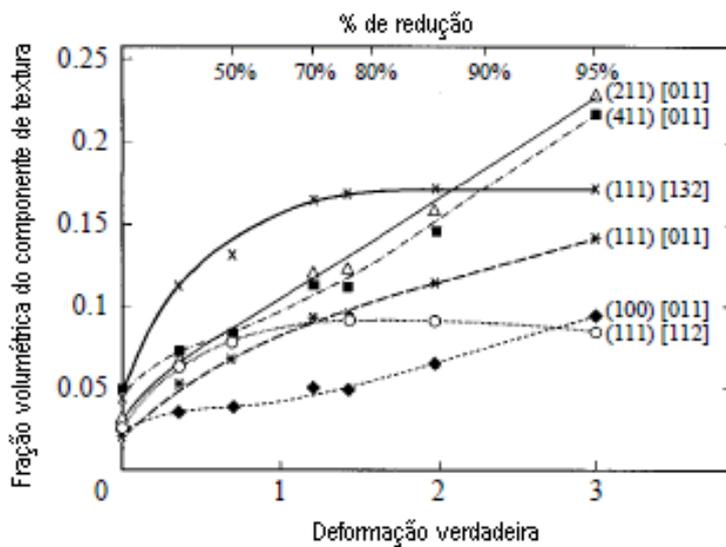


FIG 2.11: Fração volumétrica dos componentes de textura. de um aço baixo carbono após laminação a frio (HUTCHINSON, 1999)

A FIG 2.12 mostra a evolução da textura para diferentes texturas iniciais, para a amostra composta em sua maioria por fibra α , após a laminação a frio, houve um reforço da fibra α , porém não tão significativo quanto o desenvolvimento de fibra γ , FIG 2.12 (a) e (b). Já a amostra composta por fibra ϵ , teve um comportamento bastante característico, a fibra γ teve um desenvolvimento semelhante a amostra anterior, entretanto a fibra ϵ se contraiu no sentido do componente, $\{001\}\langle 110\rangle$, de cubo rodado, se tornando predominante, FIG 2.12 (c) e (d). Já a amostra sem textura, foi alterada para uma textura típica de laminação a frio, formada pelas fibras α e γ , sendo mais pronunciada próxima a $\{112\}\langle 110\rangle$, como mostra a FIG 2.12 (e) e (f). A amostra que melhor conservou a textura inicial foi a formada pela fibra γ , na qual a intensidade da fibra α aumentou pouco, enquanto que fibra γ se intensificou, FIG 2.12 (g) e (h).

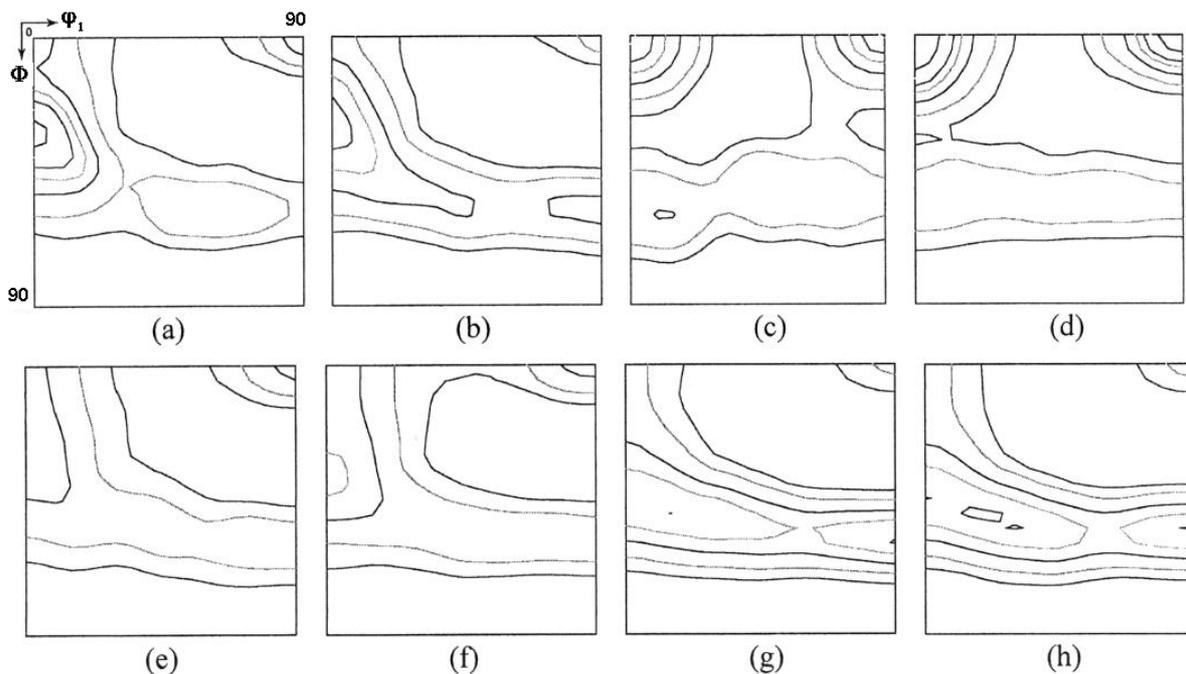


FIG 2.12: FDOC da seção $\phi_2 = 45^\circ$ mostrando a evolução da textura com o aumento da redução a frio de 30 para 50%, para a amostra compostas em sua maioria por: (a) e (b) fibra α ; (c) e (d) fibra ϵ ; (e) e (f) sem textura; e (g) e (h) fibra γ (KANG, 2007).

Apesar de ser possível, na laminação a frio convencional, a obtenção componentes de textura aliados a valores de anisotropia próprios para estampagem, a superfície da chapa e o seu interior não apresentam os mesmos resultados, como pode ser visto no trabalho desenvolvido por GUO (2009). Essa divergência ocorre devido a tensão cisalhante adicional provocada pela fricção entre os rolos e o material. Ele estudou a evolução da textura de um aço Ti-IF originário de uma operação final de laminação a quente na região ferrítica, 767°C ,

na qual foi aplicado 80% de deformação, e posterior bobinamento a 440 °C seguido de recozimento a 740 °C por 4 horas. A amostra foi então laminada a frio em diferentes graus de redução, e somente a amostra que sofreu 75% de redução foi recozida em 3 diferentes temperaturas.

As FIG 2.13 e FIG 2.14 mostram as intensidades das fibras ϵ , α e γ , na superfície e no interior da chapa, para cada um dos estágios. Pode-se perceber que as componentes $\{001\}\langle 110\rangle$ e $\{111\}\langle 112\rangle$ dominaram a superfície e o interior da chapa laminada a quente, respectivamente. A fibra α , tanto na superfície quanto no interior da chapa foi intensificada durante a laminação a frio, entretanto, após o recozimento nota-se o seu enfraquecimento. Apesar do desenvolvimento da fibra γ diminuir a medida que se aumenta o grau de deformação a frio, é nítido que ela se intensifica após estágio avançado de recozimento. O componente indesejável de cubo girado, $\{001\}\langle 110\rangle$, se faz presente tanto na superfície como no interior da chapa laminada a frio, e somente após estágio avançado de recozimento ele começa a desaparecer.

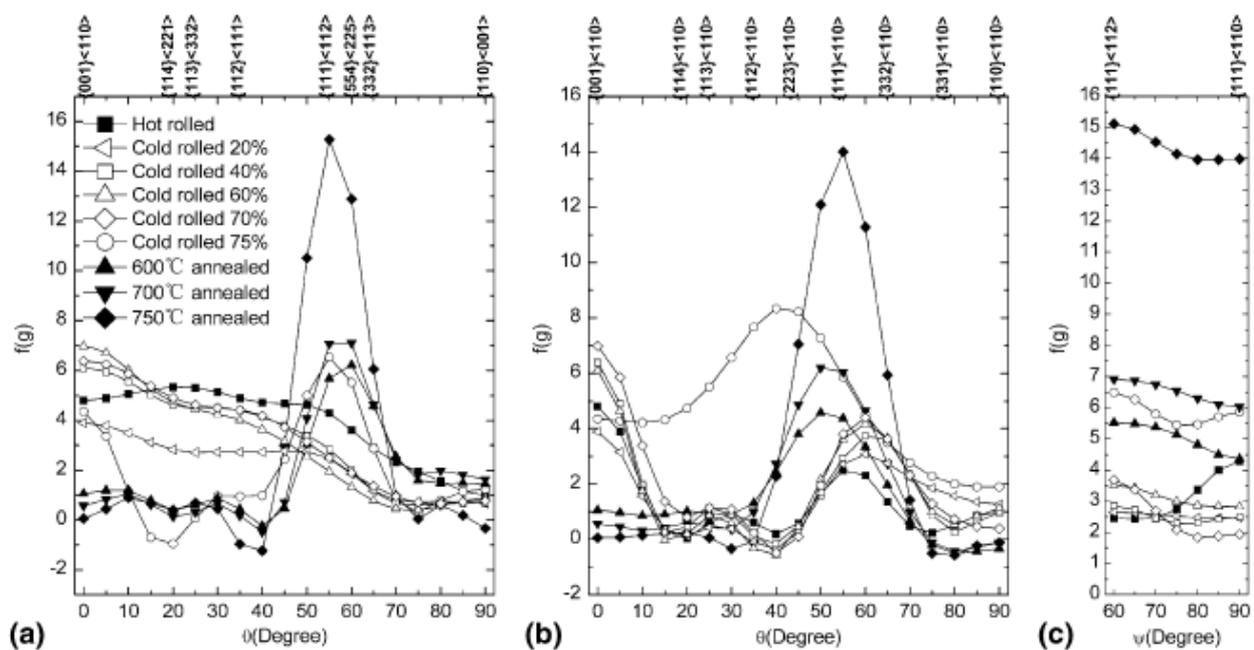


FIG 2.13: Distribuição da intensidade das fibras (a) ϵ , (b) α e (c) γ na superfície de uma chapa de aço IF-Ti em diferentes estágios (GUO, 2009)

Com relação as propriedades mecânicas, os resultados obtidos após o recozimento, em diferentes temperaturas, da amostra laminada 75% a frio estão mostrados na figura FIG 2.15 (a) e (b). Fica bastante evidente que, com o aumento da temperatura de recozimento, o limite de resistência diminui, enquanto que os valores de r_m , n , e alongamento aumentam. Esse

comportamento está ligado diretamente com a textura final. Aumentando-se a temperatura de recozimento, aumenta-se também a intensidade de $\{111\}$. Nesse caso, pode-se afirmar que o aumento do valor de r_m está relacionado com o aumento da razão $\{111\}/\{001\}$.

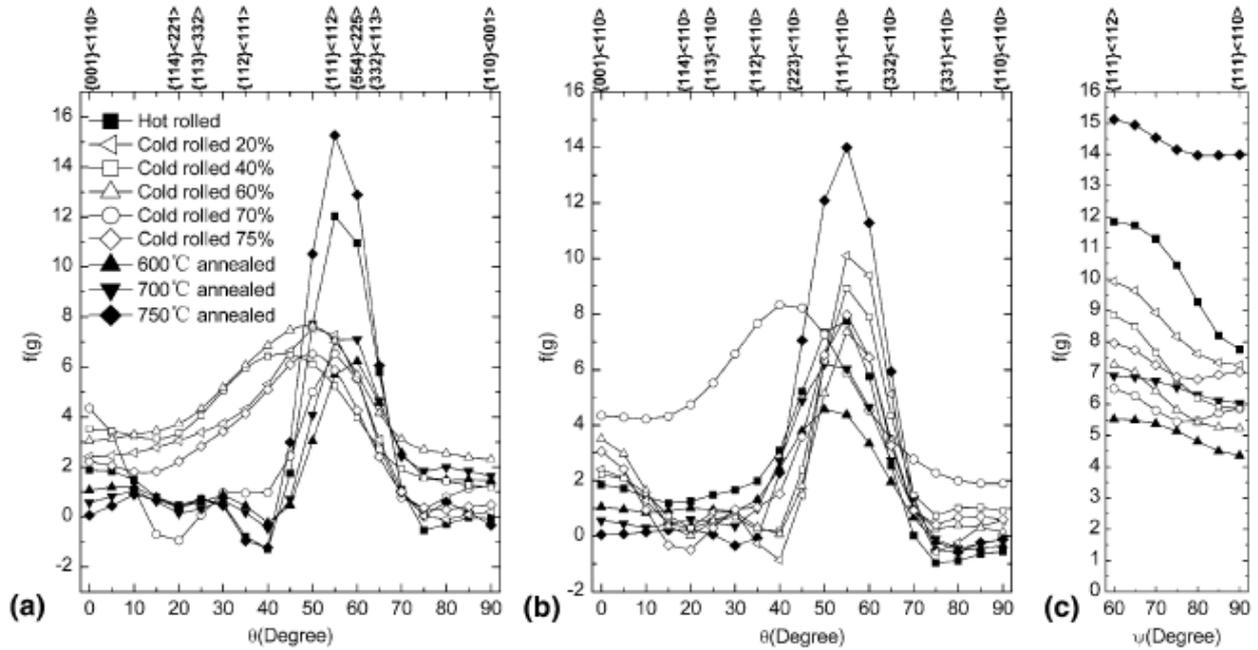


FIG 2.14: Distribuição da intensidade .das fibras (a) ϵ , (b) α e (c) γ no interior de uma chapa de aço IF-Ti em diferentes estágios (GUO, 2009).

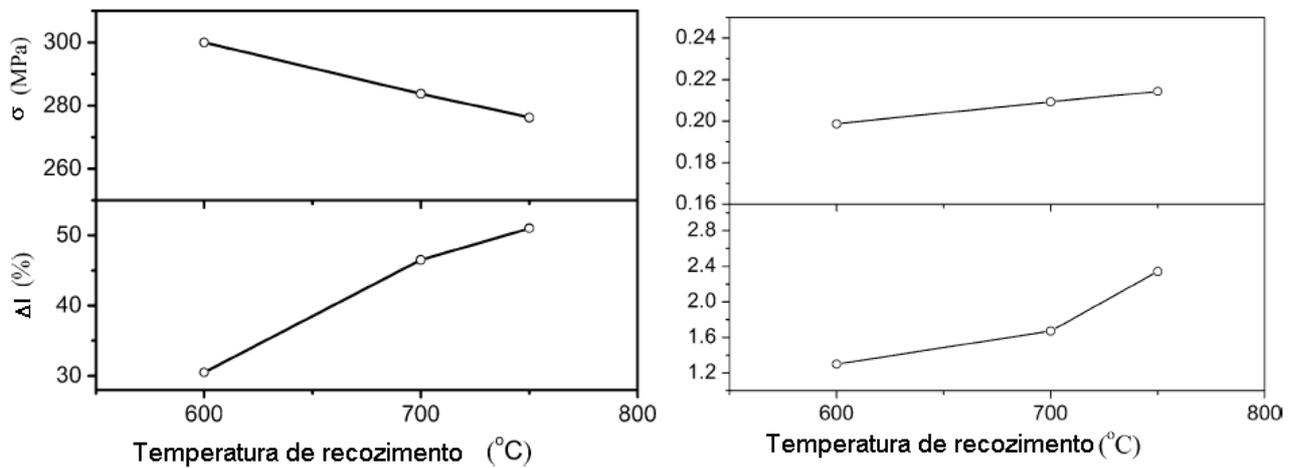


FIG 2.15:(a) Limite de resistência e alongamento percentual médio e (b) coeficiente de encruamento e anisotropia normal média, de um aço IF - Ti recozido em diferentes temperaturas (GUO, 2009).

2.5.5 LAMINAÇÃO ASSIMÉTRICA

Laminação é o processo de mais apropriado para se produzir uma deformação plástica severa em chapas ou placas de metais. Comparada com a laminação simétrica, ou convencional, a laminação assimétrica (LA) é mais eficiente na produção de deformação plástica, uma vez que ocorre o desenvolvimento de deformação cisalhante adicional para uma dada redução de espessura (JI, 2009), assim como permite que menores pressões sejam aplicadas durante a operação (LEE, 2001). Além disso, dentre os processos que podem introduzir cisalhamento através da espessura, é o mais fácil de ser implementado em escala industrial (KIM, 2001).

Com este tipo de processamento também pode-se conseguir melhor refinamento de grão e consequentemente melhores propriedades mecânicas, pois conforme modelo de aumento de resistência proposto por Hall-Petch, quanto menor o tamanho de grão, maior é a resistência do material devido a restrição do movimento das discordâncias provocado pelos contornos.

A assimetria pode ser obtida quando: existem diferentes condições de lubrificação; rolos possuem velocidades circunferenciais de rotação diferentes, e isto pode ser realizado alterando o diâmetro de um dos rolos e mantendo a mesma velocidade angular, ou mantendo o mesmo diâmetro, mas variando a velocidade de rotação; ou mantendo um dos rolos livres (LEE, 2001 e JI, 2009)

O termo LA foi originalmente utilizado para ligas de alumínio, e dizem que o refinamento de grão conseguido é atribuído a presença adicional de deformação cisalhante através da espessura, à deformação de compressão existente, no estado deformado (CUI, 2000) e eventualmente quando o material sofre recuperação dinâmica (LEE, 2004). Entretanto raramente este refinamento é quantificado.

SIDOR (2008), avaliando o potencial da aplicação de LA para se controlar a textura de liga de alumínio 6016, concluiu que além do aumento de deformação cisalhante, a forte textura de cubo, $\{100\}\langle 001\rangle$ resultante do recozimento de ligas de Al e que é prejudicial à conformação de chapas, desapareceu após reduções relativamente pequenas. Também foi possível perceber a rotação dos grãos no sentido dos componentes de textura cisalhante. A laminação assimétrica, para pequenas reduções, resultou em uma distribuição de deformação não-homogênea com uma pronunciada concentração de cisalhamento em algumas regiões subsuperficiais.

A laminação assimétrica reversa apontou para a instabilidade da fibra γ . O reforço do desenvolvimento de uma textura de cisalhamento após uma seqüência de LA depende da direção do cisalhamento e da quantidade de deformação imposta a cada passe.

LEE (2001) testando diferentes métodos de LA a 700 °C analisou a textura de deformação resultante e chegou a conclusão de que existem 3 formas de se produzir assimetria em aços IF:

- Diferentes raios entre os rolos;
- Diferentes velocidades de rotação;
- Laminação conduzida por um único rolo de trabalho;

Como mostrado na FIG 2.16, em que o resultado de diversos métodos de laminação são apresentados, pode-se observar que na laminação convencional, a deformação é simétrica e a camada superficial sofre deformações cisalhantes severas, enquanto que não se percebe nenhum cisalhamento no centro. Já durante a laminação assimétrica, não se observa nenhuma simetria, para nenhuma das 3 condições estudadas, porém a deformação cisalhante está presente ao longo de toda a espessura da amostra.

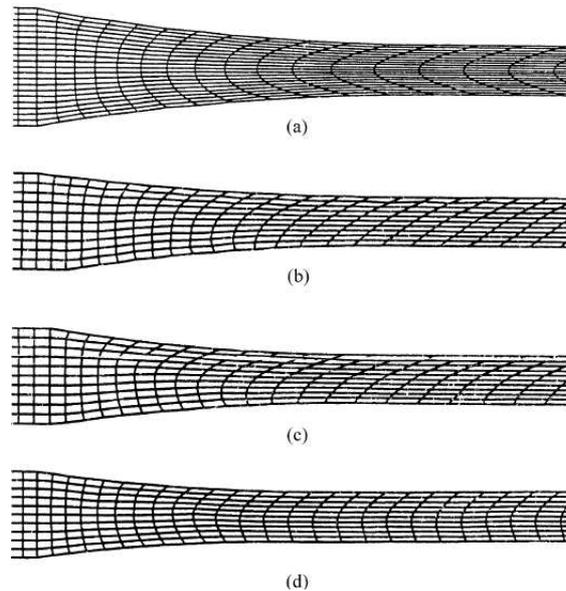


FIG 2.16: Cálculo das malhas de deformação nas chapas por laminação (a) simétrica; (b) assimétrica com razão entre raios 1.5; (c) assimétrica com razão entre velocidades 1.5; (d) assimétrica dirigida por um cilindro.(LEE, 2001).

Os resultados apresentados para a assimetria produzida por uma razão de 1,5 entre as velocidades dos rolos é similar àquela apresentada para uma razão entre os raios de 1,5, e se mostram mais eficientes em se produzir cisalhamento do que com rolo simples.

Também o coeficiente de fricção foi investigado, e na medida em que o valor do coeficiente de fricção diminui, o grau de deformação cisalhante diminui, entretanto a deformação cisalhante ao longo da espessura permanece inalterada devido a geometria da zona de deformação.

Na FIG 2.17 **Erro! Fonte de referência não encontrada.** estão apresentadas as FDOCs ao longo da espessura após 50% de redução, para cada um dos métodos estudados por LEE (2001). A superfície superior é identificada por $s = 1$, a superfície inferior por $s = -1$, a camada central por $s = 0$ e $s=0.2$ representa as seções a 20% do centro de espessura. O material laminado convencionalmente, FIG 2.17 (a), apresenta na sua superfície os componentes $\{112\}\langle 111\rangle$ e $\{110\}\langle 001\rangle$, no centro da amostra nota-se a presença da fibra α e, principalmente, da fibra γ . As figuras FIG 2.17 (b) e (c), que representam a LA com razão de 1,5 entre os raios e as velocidades, respectivamente, apresentaram semelhança nos componentes de textura obtidos com uma pequena diferença nas intensidades. Os principais componentes formados, $\{111\}\langle 112\rangle$, são similares aos encontrados no centro de espessura do material laminado convencionalmente. Para a LA conduzida por um cilindro, FIG 2.17 (d), a intensidade das componentes próximas a $\{111\}\langle 112\rangle$ encontradas é inferior aos demais processos, já a componente desejada $\{110\}\langle 001\rangle$ teve alta intensidade na superfície inferior.

No trabalho desenvolvido por JI (2009) para um aço AISI 1015, foram estudados 6 diferentes situações de laminação pelo método de elementos finitos rígido-viscoplástico, em termos de padrão de deformação, deformação plástica, distribuição de pressão de laminação, força e torque de laminação. O caso 1, refere-se a laminação convencional. No caso 2 diferentes condições de fricção foram impostas entre os rolos superior e inferior, enquanto que diferentes velocidades rotacionais foram impostas no caso 3. Tanto no caso 4 quanto no 5 o rolo superior foi considerado livre, mas no caso 5 ele foi reduzido à metade do diâmetro. E no caso 6, os cilindros, superior e inferior, apesar de possuírem velocidades iguais, possuíam diâmetros diferentes.

Todos esses casos estão mostrados na FIG 2.18, onde além da rede de deformações podem ser visualizados os pontos neutros. Essas diferenças em tamanho, velocidade rotacional e condição de fricção entre os rolos superior e inferior foram suficientes para provocar deformação assimétrica na chapa, comprovada pela ausência de um ponto neutro, o que

sugere que o processo é instável. Além disso, a deformação cisalhante foi mais severa na camada inferior, região na qual o diâmetro, a velocidade rotacional e o fator de fricção é maior do que na camada superior.

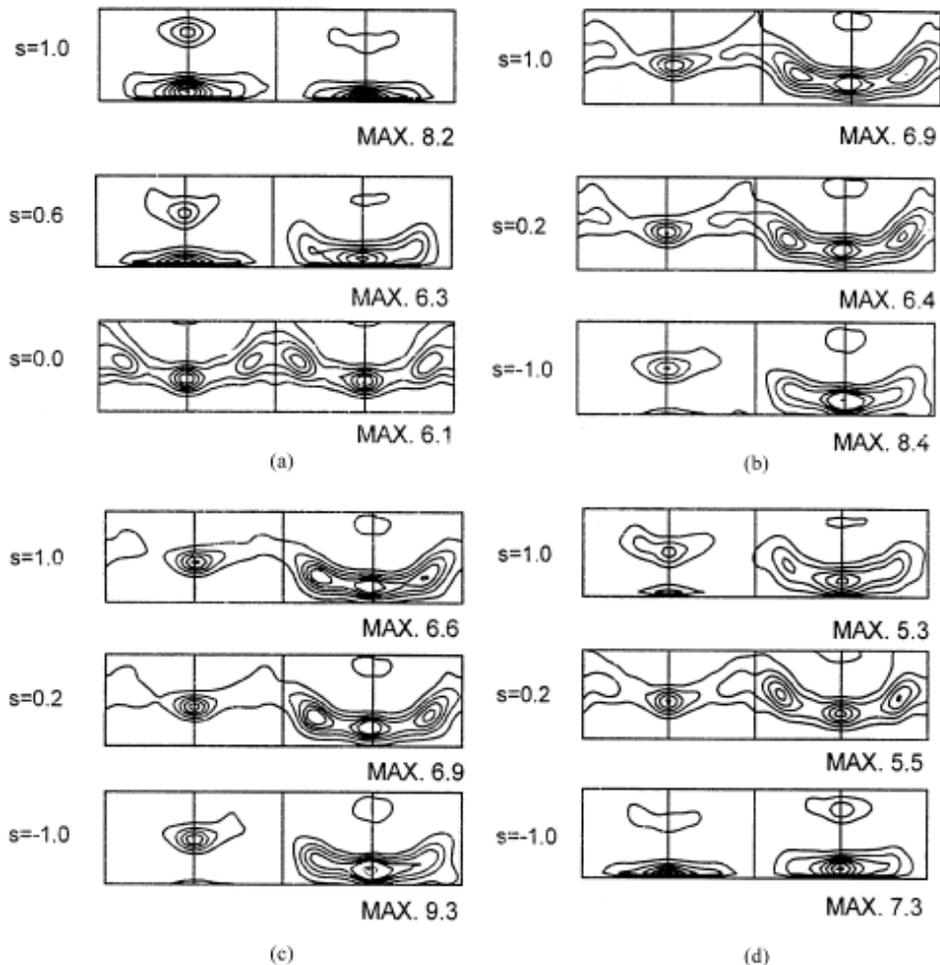


FIG 2.17: FDOC de uma chapa de aço IF após aplicação de 50% de redução por diferentes laminações: (a) simétrica; (b) assimétrica com razão entre raios 1.5; (c) assimétrica com razão entre velocidades 1.5; (d) assimétrica dirigida por um cilindro (LEE, 2001).

Na TAB 2.3, é apresentado o resultado de deformação efetiva acumulada, para as camadas inferiores, centrais e superiores de cada um dos casos estudados. Para os caso 1, 4 e 5, a deformação acumulada na camada superior é igual à inferior. Houve um maior acúmulo de deformação na camada inferior nos casos 2, 3 e 6, nos quais nos rolos inferiores existe um maior fator de fricção, uma maior velocidade e maior diâmetro. Entretanto, no caso 2 houve um pequeno acúmulo de deformação, com uma média de 0,91, não sendo aconselhado.

A estimativa da força e do torque de laminação, feita pelo método dos elementos finitos é apresentada na TAB 2.4. Os casos 5 e 6 apresentaram a menor força de laminação, enquanto

que o torque foi menor nos casos 2, 4 e 5. No geral, o processo que apresentou melhores resultados foi o 5, no qual, os rolos possuem diâmetros diferentes, e um deles ficou livre.

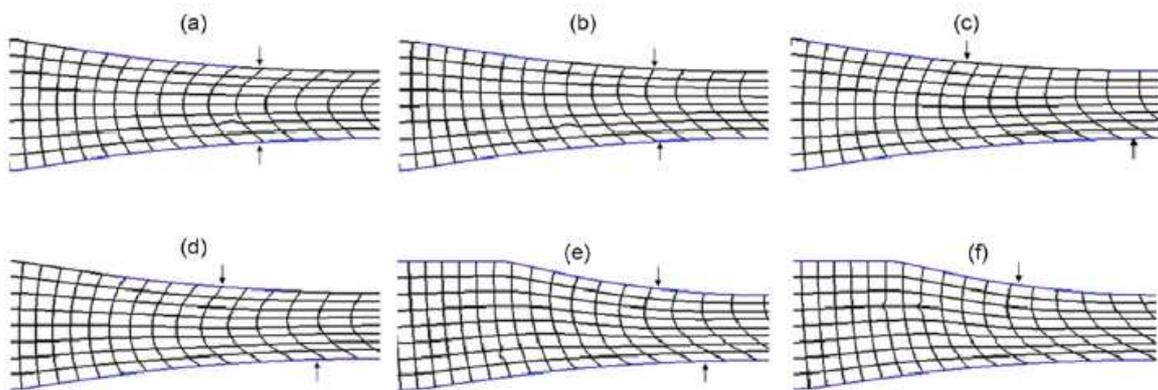


FIG 2.18: Rede de distorção para os casos de laminação simétrica (a), e assimétrica causada por: (b) diferentes coeficientes de fricção, (c) diferentes velocidades, (d) rolo livre, (e) rolo livre e com diferentes tamanhos e (f) rolos com diâmetros diferentes (JI, 2009).

TAB. 2.3: Deformação acumulada nas camadas superior, central e inferior, para cada caso estudado: laminação simétrica (1), e assimétrica causada por (2) diferentes coeficientes de fricção; (3) diferentes velocidades; (4) rolo livre; (5) rolo livre e com diferentes tamanhos; e (6) rolos com diâmetros diferentes (JI, 2009).

Caso	Camada superior	Camada central	Camada inferior	Média
1	1,01	0,86	1,01	0,96
2	0,89	0,85	1,00	0,91
3	1,02	0,94	1,06	1,01
4	1,02	0,89	1,02	0,98
5	1,02	0,88	1,02	0,97
6	1,01	0,94	1,08	1,01

TAB. 2.4: Resultado da força e torque de laminação para cada um dos casos (JI, 2009)

Caso	Força de laminação (kN)	Torque de laminação (kN)		
		Rolo Superior	Rolo Inferior	Total
1	5,50	120	120	240
2	4,93	78	137	215
3	4,47	79	285	264
4	4,90	0	220	220
5	4,00	0	213	213
6	3,31	45	266	311

No estudo realizado por WAUTHIER (2009) para se avaliar a microestrutura resultante, tanto após a deformação quanto após a recristalização, da LA de um aço IF através da variação de velocidade dos rolos entre uma razão de 1,1 e 1,45, para uma redução de espessura de cerca de 35%, pode-se perceber que o aumento do grau de assimetria possibilitou um refinamento de grão após o recozimento, TAB 2,5, esse refinamento também está associado com a redução da espessura que aumentou com o aumento da assimetria.

TAB. 2.5: Tamanho de grão em função do percentual de redução, medido por EBSD pelo método de interseção (WAUTHIER, 2009)

Razão entre a velocidade dos rolos	% de redução	Comprimento médio da microestrutura deformada (μm)		Comprimento médio da microestrutura recristalizada (μm)	
		DL	DN	DL	DN
1,1	32,2	14,1	8,4	21,5	18,1
1,2	34,2	13,7	8,1	20,9	18
1,3	35,9	12,8	7,4	19,6	16,3
1,45	36,8	8,7	5,8	18,7	16,2

Com relação à textura, FIG 2.19, para todos os graus de assimetria estão presentes as fibras α , parcialmente, e γ , nesse estudo não foi possível identificar nenhum componente de cisalhamento, como o Goss. Também foi observado que o aumento da assimetria provocou a diminuição da intensidade fibra γ , resultado este que contrasta com o que é obtido na laminação convencional em que a intensidade da fibra γ aumenta com o aumento do grau de deformação. Entretanto a textura fibra γ é mais homogênea, e isso pode permitir a obtenção de $\Delta r \approx 0$. Neste trabalho, foi realizada apenas uma pequena redução de espessura, sendo necessário um novo estudo para avaliar o desempenho em grandes reduções.

Redução semelhante, por volta de 25%, foi aplicada por WRONSKI (2009) através da LA provocada pela diferença entre as velocidades angulares dos rolos, que percebeu que a textura resultante na superfície era resultado da rotação dos componentes encontrados no centro, porém rotacionados um determinado ângulo em relação a direção transversal, podendo este ângulo atingir até 15° na superfície. Além disso, a textura na camada central era bem semelhante a textura resultante na laminação simétrica, que por sua vez assemelha-se a textura inicial da chapa.

Com o objetivo de se conseguir um refinamento de grão e melhorar as propriedades mecânicas, DING (2009) realizou a LA do ferro comercial puro. Para causar a assimetria ele utilizou rolos de igual diâmetro, 130 mm, mas com velocidade de rotação diferentes para o rolos superior, 33 rpm, e inferior, 22 rpm, representando uma razão de 1,5.

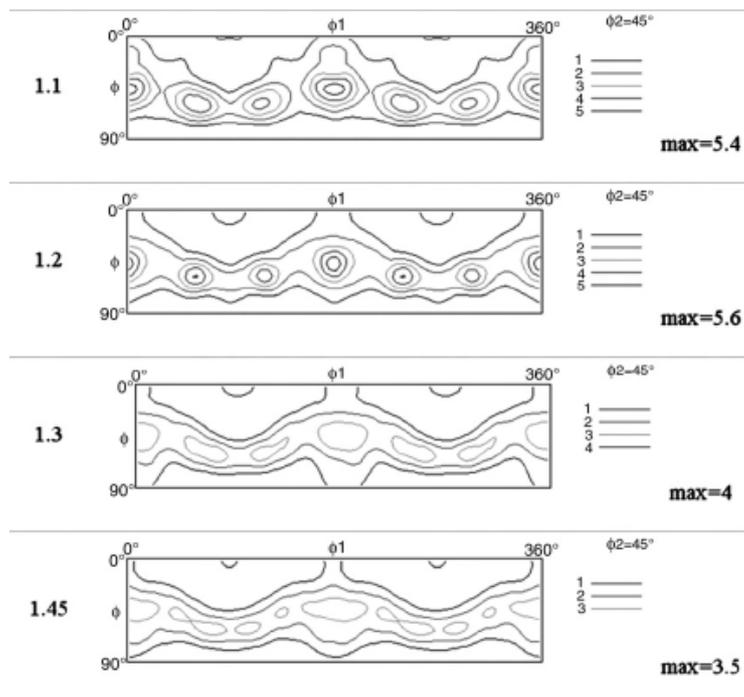


FIG 2.19: FDOC das texturas de recristalização da superfície de um aço Ti-IF, após laminação assimétrica para diferentes razões entre as velocidades dos rolos, obtidas por EBSD (WAUTHIER, 2009).

Como resultado da LA foi obtido grãos equiaxiais de $0,9 \mu\text{m}$, e elevada fração, 60 %, de contornos de grão de alto ângulo, mesmo após o recozimento em diferentes temperaturas – 400, 500 e 600 °C – FIG 2.20 (b). Com relação as propriedades mecânicas, foram obtidos altos valores de microdureza, FIG 2.20 (a), e resistência, FIG 2.21, para amostra recozida a 400 °C, devido a alta densidade de discordâncias e alto ângulo de desorientação entre os grãos. Apesar de possuir uma tensão de escoamento elevada, 580 MPa, a amostra recozida 400 °C possui um pequeno estágio de encruamento. Com o aumento da temperatura de recozimento, houve uma diminuição da microdureza, pois até 500 °C apenas o processo de recuperação se faz presente, e aumento da fração de contornos de alto ângulo, atingindo 70%. Além disso, pela curva tensão vs deformação, pode-se notar que o encruamento é mais nítido e há uma melhora na ductilidade. Aumentando-se a temperatura a recristalização para 600 °C, ocorre o crescimento de grão, e conseqüentemente, queda da microdureza e na resistência mecânica.

LAPOVOK (2011) estudou o efeito da LA provocada deixando o rolo superior livre em um aço IF após 66% de redução. Os resultados indicam que esse método não introduz muita deformação cisalhante, o que explica a razão de não se ter conseguido melhorar as propriedades mecânicas. Mas é capaz de alterar a textura, rotacionando-a em relação a

direção transversal, o que pode afetar a resistência e ser a causa de sua redução. Também foi avaliado o efeito de se rotacionar a amostra 180 ° em relação a direção de laminação, chamado de laminação cíclica, que demonstrou resultar numa microestrutura mais homogênea, além de promover um aumento de r_m e de Δr , relacionados a formação da fibra γ mais intensa.

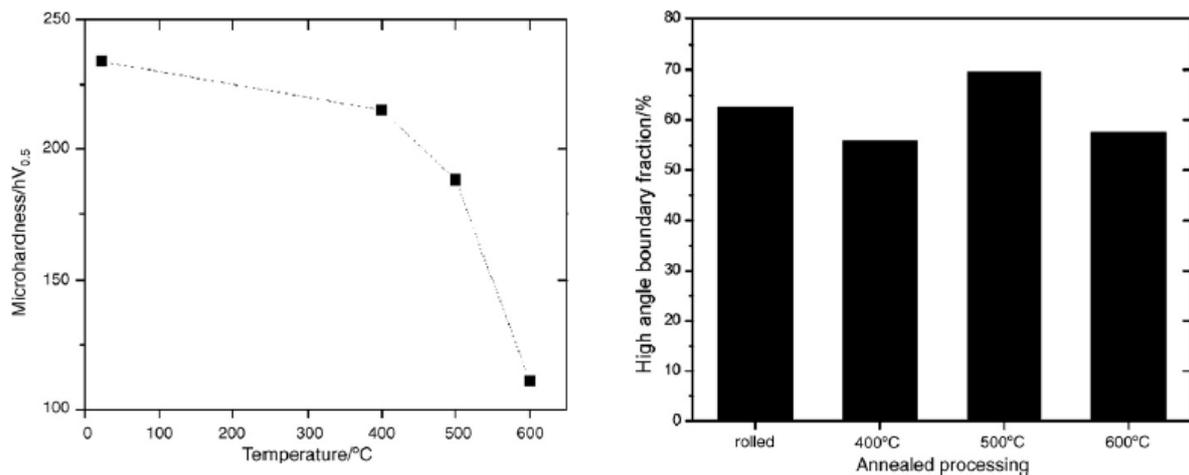


FIG 2.20: Evolução da microdureza (a) e da fração de contornos de alto ângulo (b) em diferentes temperaturas de recozimento do ferro comercialmente puro (DING 2009).

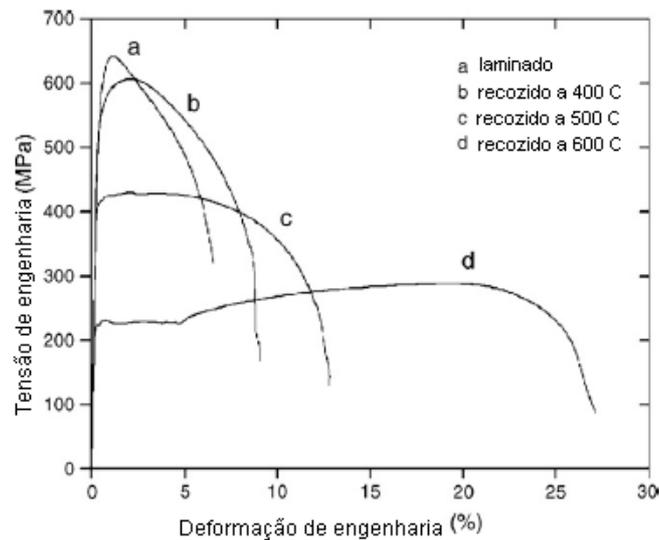


FIG 2.21: Curva tensão deformação do ferro comercialmente puro após laminação assimétrica e posterior recozimento em diferentes temperaturas (DING, 2009)

Com base nestes resultados experimentais TÓTH (2012), conduziu um estudo teórico utilizando tanto o modelo de Taylor como o VPSC – Viscoplastic Self-Consistence Polycrystal Model (Modelo Viscoplastico Policristalino Auto-Consistente) – para entender

como o cisalhamento adicional influencia na evolução da textura. Segue abaixo os resultados obtidos:

- Durante análise de estabilidade conduzida no espaço de Euler para a LA foi observado que a fibra γ desloca-se para baixo, para maiores valores de ϕ em relação a laminação convencional. Este efeito, comprovado experimentalmente, FIG 2.22, está relacionado com o aumento da deformação cisalhante.
- As simulações indicaram que para a LA cíclica os coeficientes de anisotropia seriam maiores do que na laminação convencional, o que foi comprovado experimentalmente. Para a LC foi obtido $r_m = 0,99$ e $\Delta r = 0,13$, já para LA foi obtido $r_m = 0,80$ e $\Delta r = 0,28$, enquanto que para a LA cíclica $r_m = 1,08$ e $\Delta r = 0,07$, confirmando que a LA cíclica obteve os melhores resultados de estampabilidade.
- Foi identificado que as previsões elaboradas pelo VPSC estão em melhor concordância com os dados experimentais do que o que foi calculado pelo modelo de Taylor.

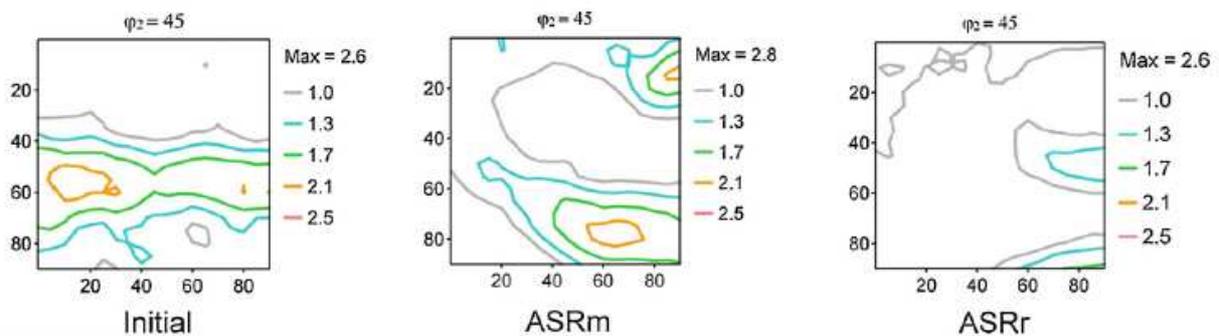


FIG 2.22: Resultados experimentais da textura inicial (a), após laminação assimétrica (b) e após laminação assimétrica cíclica (c) de um aço IF que sofreu 66% de redução a frio. (TÓTH, 2012).

A assimetria também pode ser produzida pela diferença entre os coeficientes de fricção entre os rolos e a chapa, conforme estudo desenvolvido por GAO (2002). Neste caso, a razão entre os coeficientes de fricção na deformação cisalhante, pressão de laminação e torque foi investigada através da análise das placas. Os resultados mostraram que o comprimento da zona de deformação cisalhante aumenta com o aumento da razão entre os coeficientes de fricção. Já a força de laminação, diminui apenas quando a razão entre os coeficientes de fricção aumenta enquanto que a soma dos coeficientes permanece constante. A medida que a redução por passe aumenta, o comprimento da zona de deformação cisalhante aumenta e a força de laminação também aumenta. Um aumento na tensão de frente resulta em uma

diminuição do comprimento da zona de deformação cisalhante. Entretanto, um aumento da tensão posterior leva a um aumento do comprimento da zona de deformação cisalhante. A redução do torque de laminação do rolo de trabalho de maior superfície foi maior do que àquela para o rolo de trabalho de menor superfície.

A vantagem da LA é a criação de um campo de tensão residual que atua modificando a microestrutura, resultando numa estrutura de subgrão mais fina nas camadas superficiais.

2.5.6 EFEITO DO RECOZIMENTO

A formação da textura de recozimento, que afeta bastante a estampagem profunda, é influenciada por todas as etapas anteriores, ou seja, laminação a quente, laminação a frio, recozimento e os precipitados surgidos nestas etapas

O comportamento do recozimento de aços altamente conformáveis utilizados pela indústria automobilística, como o IF, é de grande interesse, pois afeta diretamente as propriedades mecânicas e textura do produto final (JONAS, 1994). A textura por sua vez afeta a estampabilidade desses aços.

Durante o recozimento do aço IF a energia que é armazenada, pelas fibras α e γ , durante a deformação a frio, controla o desenvolvimento de novas fibras γ recozidas. A textura resultante da recristalização difere daquela formada após a laminação, nesse caso ocorre a intensificação da fibra $\langle 111 \rangle // ND$ e das demais componentes de textura próximas, enquanto que a intensidade dos componentes próximos à $\{100\} \langle uvw \rangle$ diminui.

As observações de RANA (2006) e RUIZ-APARICIO (2001) sobre o mecanismo de recozimento atuante nos aços IF indicam que a recuperação é a etapa dominante, sendo responsável pela queda na dureza durante o recozimento desses aços. Essa observação não está de acordo com a teoria clássica do recozimento, na qual a queda da dureza e de outras propriedades mecânicas está relacionada com a recristalização.

A FIG 2.23 (a) e (b) mostra a evolução da microdureza após a aplicação de duas temperaturas de recozimento, 700 e 650 °C, para diferentes níveis de deformação – 40, 80 e 90%. Para os primeiros minutos de recozimento percebe-se uma queda acentuada da microdureza, para ambas temperaturas, sendo que para amostras recozidas a 700 °C a taxa de

diminuição da dureza foi maior. Pode-se notar também que, aumentando-se o grau de deformação, aumenta-se a queda inicial da dureza.

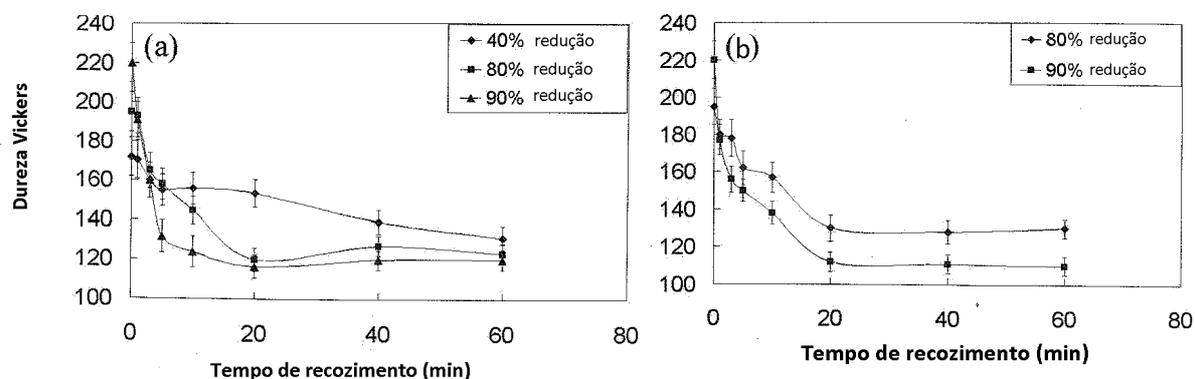


FIG 2.23: Evolução da microdureza, para diferentes graus de redução, de um aço Ti-IF recozido à: (a) 700 °C e (b) 650 °C (RANA, 2006).

RANA (2006) também observou que quanto maior a taxa de deformação mais rápida é a cinética de recuperação em aços IF e IF-HS. Além disso, o P não parece afetar o processo de recuperação, porém parece tornar a recristalização mais lenta. Com o aumento do grau de deformação o tamanho dos grãos já recristalizados diminui, isso está associado à fixação do P nos contornos de grão.

BANERJEE (2008) analisando o efeito da laminação à frio e temperatura de recozimento em caixa na textura e estampabilidade de aços IF, observou que a presença de precipitados grosseiros do tipo FeTiP em amostras laminadas 80% a frio e recozidas a 680 e 710 °C apresentaram um coeficiente de anisotropia, r_m , de 2,29 e 2,25 respectivamente. Foi observado que finos precipitados de FeTiP no interior do grão e nos contornos de grão em amostras recozidas a 660 °C, assim como precipitados do tipo (Ti,Mn)S em amostras recozidas a 750 °C, se mostraram prejudiciais para o desenvolvimento de fibra γ e aumento de estampabilidade.

As FIG 2.24 e FIG 2.2 (a) e (b) mostram o efeito da temperatura de recozimento em caixa, para diferentes graus de redução, na textura e anisotropia planar de um aço Ti-IF. Para uma dada temperatura, a fibra γ , se intensifica com o aumento da deformação a frio até determinado grau de redução, e com a continuação da laminação ocorre um queda acentuada na intensidade da fibra γ , (111)<110>. A anisotropia normal média também apresenta um comportamento semelhante. Sendo necessária uma combinação de redução a frio com temperatura de recozimento para se alcançar um valor uniforme de fibra γ combinado com valores de r_m elevados. Os melhores resultados foram conseguidos quando foi aplicado 80 %

de redução, e especialmente a 680 °C, quando o valor de r_m atingiu 2,29, associado a uma forte textura de fibra γ . A 710 °C também foi obtido um resultado semelhante, $r_m = 2,25$, porém com uma menor intensidade de fibra γ .

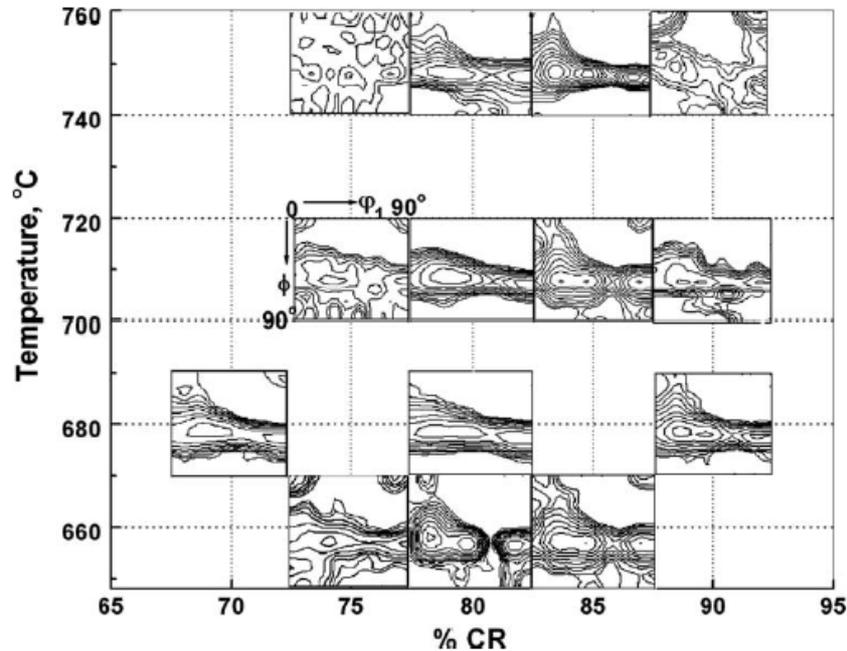


FIG 2.24: FDOC da seção $\phi_2 = 45^\circ$ de um aço Ti-IF laminado a frio, em diferentes graus de redução, após recozimento em caixa, à diferentes temperaturas (BANERJEE, 2008).

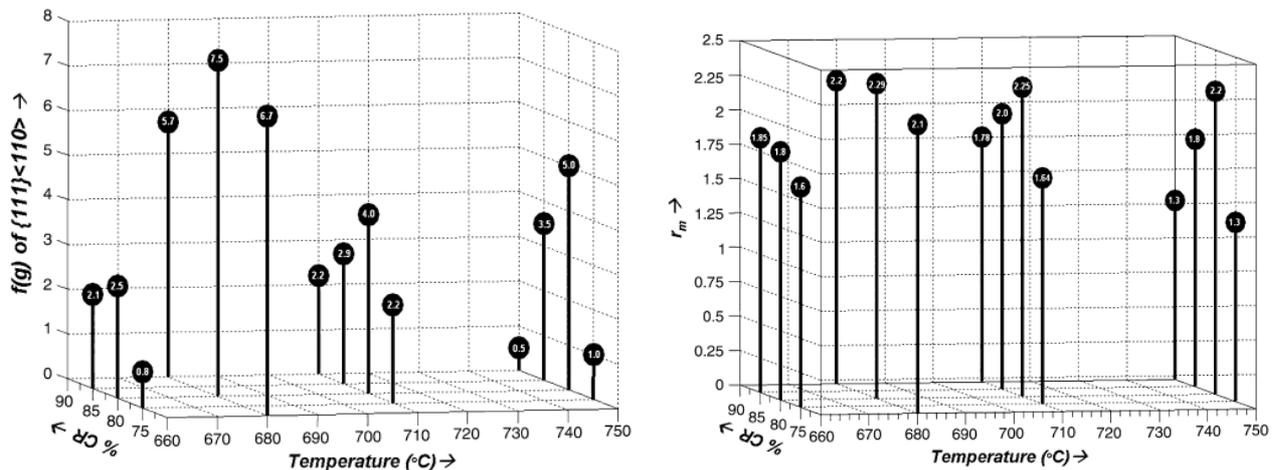


FIG 2.25: Gráfico da variação da (a) intensidade de fibra γ e (b) do valor de r_m , para diferentes condições de laminação a frio e recozimento (BANERJEE, 2008).

HUMANE (2010) comparou as propriedades mecânicas de um aço IF laminado a frio em diferentes percentuais de redução após o recozimento em caixa a 730 °C por 18 hs, TAB 2.6, e após recozimento contínuo a 850 °C por 300 segundos, TAB 2.7. Tanto o limite de

escoamento quanto o limite de resistência ficaram maiores para as amostras que sofreram o recozimento em caixa. Os resultados de percentual de alongamento, coeficiente de encruamento e coeficiente de anisotropia planar foram semelhantes em ambos os processamentos. Já o valor de r_m , que mede a estampabilidade da chapa, foi cerca de 25% maior nas amostras recozidas continuamente. Como a partir destes resultados não é possível dizer qual o melhor modo de recozimento, foram feitos Diagramas Limites de Conformação, e a partir destes dados chegou-se a conclusão de que ambos os métodos podem ser utilizados para se recozer os aços IF para operações de estampagem profunda, com excelentes resultados.

TAB 2.6: Propriedades mecânicas de um aço IF laminado a frio e recozido a 730 °C por 18 hs (HUMANE, 2012)

<i>Reduction (%)</i>	<i>YS (MPa)</i>	<i>UTS (MPa)</i>	<i>El (%)</i>	<i>n</i>	<i>r_m</i>	<i>Δr</i>
50	193	294	50	0.20	1.24	-0.29
70	226	308	51	0.21	1.41	+0.16
80	248	282	52	0.22	1.83	+0.166
90	176	226	51	0.23	1.80	-0.54

TAB 2.7: Propriedades mecânicas de um aço IF laminado a frio e recozido a 850 °C por 300 s (HUMANE, 2012)

<i>Reduction (%)</i>	<i>YS (MPa)</i>	<i>UTS (MPa)</i>	<i>El (%)</i>	<i>n</i>	<i>r_m</i>	<i>Δr</i>
50	172	275	51	0.22	1.49	-0.27
70	192	289	51	0.21	1.61	+0.27
80	200	285	52	0.24	2.41	+0.22
90	178	240	52	0.24	2.48	+0.01

HE et. al (2005) aqueceu rapidamente, em banho de sal, sua amostra de aço IF com 80% de redução a frio até 3 diferentes temperaturas de recozimento, 700, 730 e 760 °C. O tempo de recozimento aplicado variou entre 5 e 120 s. Foi possível perceber que quando a temperatura de recozimento é baixa ou o tempo é curto, a componente $\{112\}\langle 110\rangle$ é a mais proeminente ao longo da fibra α , enquanto que $\{111\}\langle 110\rangle$ é mais acentuado na fibra γ . Entretanto quando a recristalização se completa, a orientação $\{111\}\langle 110\rangle$ se torna mais forte ao longo da fibra α e $\{112\}\langle 110\rangle$ mais forte em γ . Quanto maior a temperatura de recozimento, mais rápida é a transição da fibra α para a fibra γ . Os resultados do trabalho indicam que os primeiros núcleos formados no início da recristalização são de orientação $\langle 111\rangle//DN$. As

regiões com orientação <110>//DL são regiões não recristalizadas, que sofre recuperação até serem completamente consumidas pelos grãos recristalizados de orientação <111>//ND. O crescimento dos grãos de orientação <111>//DN é rápido comparado com a sua nucleação.

Na FIG 2.26 está apresentado o resultado do trabalho realizado por STRUGALA (1992) sobre a influência da temperatura de recozimento nas propriedades mecânicas de um aço IF-Ti. Pode-se observar que o aumento da temperatura de recozimento leva a um aumento do valor de r_m , do alongamento e do coeficiente de encruamento, e causa a redução do limite de escoamento, indicando que o recozimento à temperaturas entre variando entre 800 e 850 °C é eficaz na produção de uma chapa para estampagem profunda.

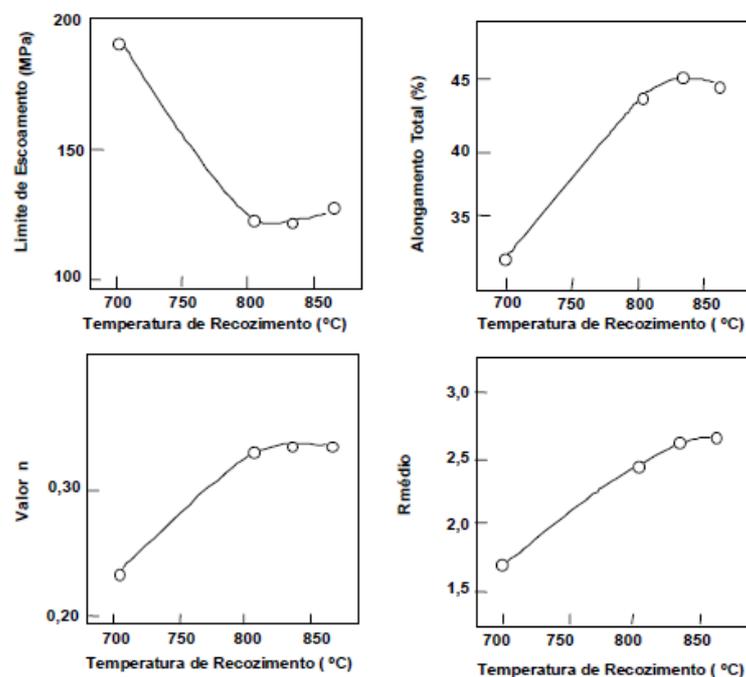


FIG 2.26: Evolução das propriedades mecânicas e de embutibilidade de um aço IF - Ti em função da temperatura de recozimento (STRUGALA, 1992).

Estudando o efeito da temperatura e tempo de encharque do recozimento contínuo, em escala industrial, nas propriedades mecânicas de um aço IF, MEIRA (2006) concluiu que a temperatura de 760 °C foi a que apresentou melhores resultados. Nesse estudo foi utilizado um aço IF-Ti laminado 85% a quente e então bobinado à 730 °C, sofrendo nova redução de 85%. Esse material foi então laminado 76% a frio até uma espessura de 1,20 mm. No recozimento foram aplicadas as seguintes condições: tempo de encharque de 53, 100 e 142 s; e temperatura de 760, 790 e 820 °C, sendo estabelecidas 9 condições.

Para todas as condições avaliadas foi possível o atendimento das especificações do produto para todas as propriedades avaliadas. Na FIG 2.27 é apresentado os resultados obtidos, tanto o limite de escoamento como o limite de resistência decrescem com o aumento da temperatura. Esperava-se um comportamento semelhante com relação ao tempo porém não foi isso que aconteceu, o que sugere que a composição química pode ter afetado essa propriedade.

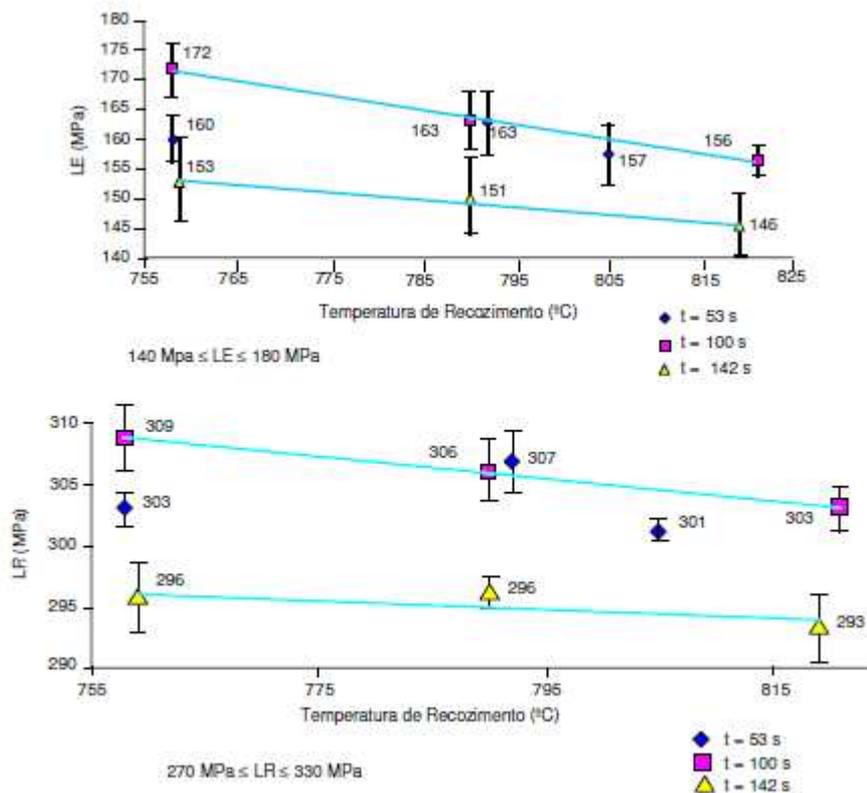


FIG 2.27: Evolução limite de escoamento e do limite de resistência com a temperatura e tempo de encharque no recozimento de um aço IF-Ti (MEIRA, 2006).

Na FIG 2.28 é apresentado o resultado obtido para o valor de r , que aumenta tanto com o aumento tempo quanto com o aumento da temperatura. Comportamento semelhante é observado para o coeficiente de encruamento, fato que está de acordo com o observado em outros trabalhos.

Segundo HOILE (2000) as melhores propriedades de um aço IF são obtidas quando durante seu processamento são aplicadas baixas temperaturas de reaquecimento da placa (<1150 °C) e de acabamento (próxima a Ar3). No caso de IF Ti-Nb, a temperatura de bobinamento costuma ficar acima de 700 °C. Para se alcançar maiores valores de r a redução a

frio deve ser elevada. Na TAB 2.8 é apresentado um resumo com diferentes e conflitantes requisitos que são necessários para se atingir melhores propriedades de estampagem de um aço IF.

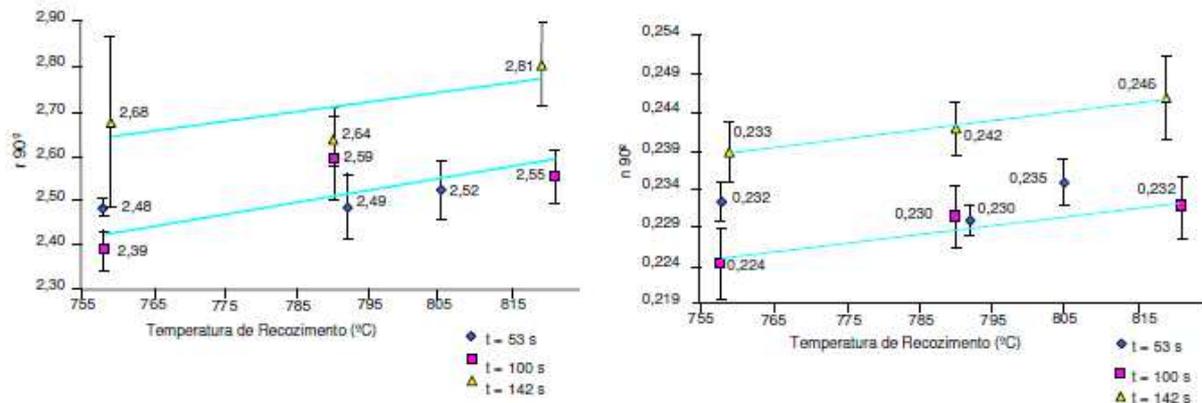


FIG 2.28: Evolução anisotropia e coeficiente de encruamento com a temperatura e tempo de encharque no recozimento de um aço IF-Ti (MEIRA, 2006)

TAB 2.8: Controle de parâmetros para otimização do valor de r em chapas de aço IF laminados a frio e recozidos (JONAS, 1994)

Parâmetro	Nível	Importância
Teor de Carbono	< 0,005%	Vital
Adição de microligantes	< 0,025% Nb, baixo teor de Ti em excesso	Vital
Temp. de reaquecimento da placa	baixa (≈ 1000 °C)	Vital
Temp. de acabamento	> Ar3 ou < Ar1	Significante
Temp. de bobinamento	Alta (≈ 700 °C)	Importante
Redução a frio	Alta (≈ 90 %)	Vital
Temp. de recozimento máx.	Alta (≈ 850 °C)	Importante

3 METODOLOGIA DE TRABALHO

3.1 MATERIAL

Para a realização deste trabalho foi utilizado um aço IF Ti-Nb fornecido pela Companhia Siderúrgica Nacional (CSN) na forma de tira resultante da laminação a quente, com 4,9 mm de espessura. A placa de origem possuía 257 mm de espessura, e foi recozida por 218 min à 1248 °C antes de ser laminada a quente. A temperatura de acabamento e bobinamento aplicada foram de 952 e 730 °C, respectivamente. Na TAB 3.1 está disponível a composição química da tira que foi avaliada.

TAB 3.1: Composição química do aço estudado

%C	%Mn	%P	%Ti	%S	%Cu	%Ni	%Sn	%Al	%N	%Nb
0,002	0,104	0,011	0,06	0,009	0,003	0,003	0,001	0,035	0,004	0,002

3.2 LAMINAÇÃO

O material recebido foi cortado na forma de chapas retangulares medindo 20 x 12 mm adequadas para a realização da laminação. Além da laminação convencional, foi realizada a LA com razão de cilindros de 1,26, com o objetivo de investigar a influência deste parâmetro na estampabilidade dos aços IF. As chapas foram laminadas a frio, no laboratório de fundição do IME, utilizando um laminador FENN MFG ilustrado na FIG 3.1, até atingir reduções na ordem de 70%, 80% e 90%.

Para a realização da LC foram utilizados rolos com diâmetro de 133,7 mm com o laminador na configuração duo, enquanto que para a LA foi utilizada a configuração quádrupla, com cilindros de trabalho superior medindo 40,18 mm e o inferior medindo 31,72 mm apoiados nos cilindros utilizados na LC, conforme FIG 3.2.



FIG 3.1: Laminador reversível FENN do laboratório de fundição do IME

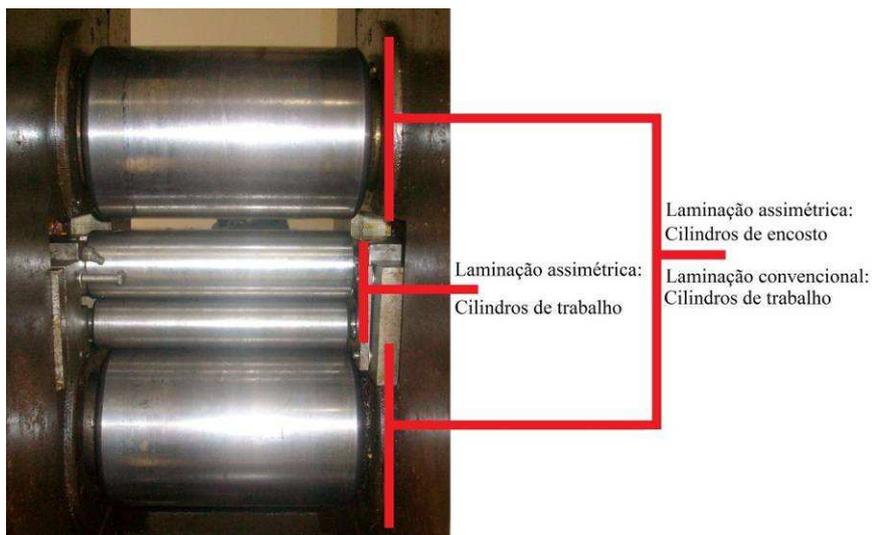


FIG 3.2: Laminador em configuração quádruplo, com o objetivo de se demonstrar como os cilindros foram utilizados (BOTELHO, 2012).

Os parâmetro de laminação utilizados no presente trabalho, fazem referência as pesquisas citadas na revisão bibliográfica, para tal, foram escolhidos parâmetros que apresentaram melhores resultados nas propriedades relacionadas a estampagem profunda. Além disso, será realizada a investigação da evolução da microestrutura e textura, em diferentes parâmetros de processos de laminação, de modo permitir uma melhor compreensão do comportamento do

aço IF.

Depois de laminadas as chapas receberam 6 denominações diferentes:

- Cb → após redução de 70% na laminação convencional
- Cc → após redução de 80% na laminação convencional
- Cd → após redução de 90% na laminação convencional
- Ab → após redução de 70% na laminação assimétrica
- Ac → após redução de 80% na laminação assimétrica
- Ad → após redução de 90% na laminação assimétrica

3.3 RECOZIMENTO

Após a laminação todas as chapas foram submetidas ao recozimento com objetivo de torná-las mais dúcteis, aliviar as tensões e promover o desenvolvimento de textura de fibra γ desejáveis durante a estampagem profunda.

Na indústria são comumente utilizados 2 diferentes tipos de recozimento, em caixa e contínuo. O recozimento em caixa é realizado em temperaturas mais baixas na ordem de 600 à 700 °C por tempos que podem chegar até 72 hs. Já o recozimento contínuo, é realizado em temperaturas mais elevadas, cerca de 850 °C e em tempos muito mais curtos, na ordem de poucos minutos.

No presente trabalho foi realizado o recozimento em forno de banho de sal, a uma temperatura de 850 °C por 120 segundos, seguido de resfriamento ao ar, de modo a simular as taxas comumente aplicadas no recozimento contínuo. Esse tratamento foi realizado na Temperaço Rio. Após o recozimento as chapas receberam 6 denominações diferentes:

- Db → após redução de 70% na laminação convencional e recozimento
- Dc → após redução de 80% na laminação convencional e recozimento
- Dd → após redução de 90% na laminação convencional e recozimento
- Fb → após redução de 70% na laminação assimétrica e recozimento
- Fc → após redução de 80% na laminação assimétrica e recozimento
- Fd → após redução de 90% na laminação assimétrica e recozimento

3.4 ANÁLISE MICROESTRUTURAL

Para realizar a análise microestrutural das amostras, as mesmas foram submetidas a preparação obedecendo a seguinte sequência:

- Lixamento até a meia espessura utilizando lixas com granulometria 80, 200, 320, 600 e 1200;
- Polimento com pasta de diamante de 3 e 1 μm ;
- Ataque químico com Nital 3% (solução composta por 97% de álcool etílico e 3% de ácido nítrico) até que os grãos fossem revelados.

Foi utilizado um microscópio, marca Olympus modelo PME3 - AOM, com uma câmera acoplada, para a observação da microestrutura e registro fotográfico.

As amostras resultantes da LC e LA, tanto antes quanto após o recozimento, foram retiradas da meia espessura para análise das microestruturas resultantes, com o objetivo de investigar diferenças microestruturais entre os dois processos. Com estas observações foi possível avaliar influência da deformação na morfologia dos grãos.

3.5 ANÁLISE DA TEXTURA CRISTALOGRÁFICA

Foram tiradas amostras medindo 20 x 20 mm da camada central de cada uma das chapas laminadas para análise da textura resultante dos diferentes estados de processamento aplicados: tira quente recebida; após a laminação a frio em cada um dos seus diferentes graus de redução; e após o recozimento de cada uma das chapas.

A análise da textura foi realizada na superfície que fica localizada na meia espessura das amostras laminadas convencionalmente, para tanto as amostras foram desbastadas com lixas de granulometria 80, 200, 320, 600 e 1200. Já as amostras laminadas assimetricamente, além da meia espessura, também foram avaliadas as camadas superficiais superiores e inferiores. No total foram avaliadas 25 amostras de textura. Após o desbaste, todas as amostras foram submetidas a um ataque químico com uma solução composta por 5% de ácido fluorídrico (HF) acrescidas de 95% de peridróxido de hidrogênio (H_2O_2), com objetivo de eliminar as tensões residuais deixadas pelos riscos das lixas.

Para medição da textura cristalográfica foi utilizado um equipamento X'PERT PRO MPD da PANalytical com tubo de raios-x cerâmico e anodo de cobalto com detector PIXcel de 255 canais. Um goniômetro Theta-2Theta desacoplado, permite a variação dos planos relativos à superfície da chapa, através dos movimentos Phi, Psi, x,y e z, capaz de inclinar, rotacionar e mover a amostra verticalmente. Uma vez que a própria chapa é inclinada e o feixe estático, os planos que são relativamente paralelos ao feixe variam, possibilitando assim a obtenção das medidas relativas as orientações cristalinas dos grãos.

As figuras de pólo dos planos {110}, {200} e {211} foram obtidas através do programa X'PERT TEXTURE, e as funções de distribuição de orientação cristalina (FDOC) foram calculadas utilizando os programas PHILCONVERT e POPLA, que utiliza o método matemático desenvolvido por Roe para determinação das FDOCs. Serão usadas notações de Bunge para a representação das FDOCs analisar a intensidade de incidência de grãos com o plano do paralelo ao plano de laminação e a direção cristalográfica paralela a direção de laminação.

Apenas as seções $\varphi_2 = 45^\circ$ serão estudadas, uma vez que a mesma contém todas as orientações desejáveis para as chapas de aço IF destinadas à estampagem profunda. Na FIG 3.3 é apresentado o ábaco de Bunge contendo as principais fibras e componentes.

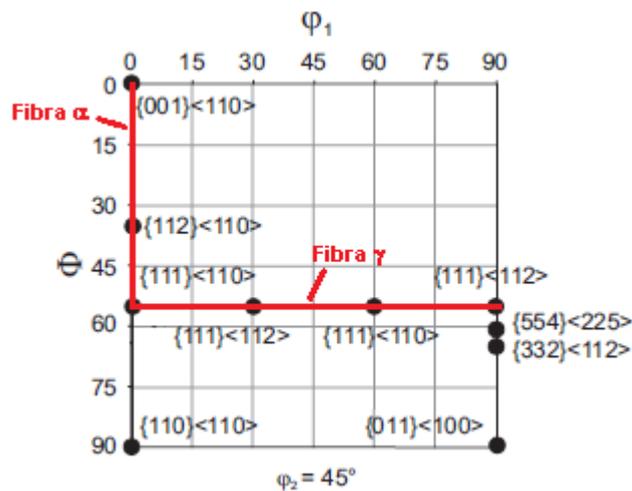


FIG 3.3: Ábaco de Bunge identificado com as fibras α e γ desejáveis nos aços destinados à estampagem profunda

3.6 ANÁLISE DAS PROPRIEDADES MECÂNICAS

A partir das propriedades mecânicas e do resultado da textura será possível inferir sobre a estampabilidade das amostras. As propriedades aqui avaliadas serão: limite de escoamento (LE), limite de resistência (LR), coeficiente de encruamento (n) e anisotropia normal (rm) e planar (Δr).

Para a determinação das propriedades mecânicas foram confeccionados 5 (cinco) corpos de provas (CP's) retangulares, com dimensões 15 x 100 mm, na direção de laminação, a 45 ° desta e na direção transversal, conforme demonstrado na FIG 3.4, para cada uma das condições avaliadas no presente estudo após o recozimento, totalizando 90 CP's. Os CP's foram classificados conforme descrição abaixo:

- LC70-0 → após redução de 70% na laminação convencional, recozimento, a 0° de DL
- LC70-45 → após redução de 70% na laminação convencional, recozimento, a 45° de DL
- LC70-90 → após redução de 70% na laminação convencional, recozimento, a 90° de DL
- LA70-0 → após redução de 70% na laminação assimétrica, recozimento, a 0° de DL
- LA70-45 → após redução de 70% na laminação assimétrica, recozimento, a 45° de DL
- LA70-90 → após redução de 70% na laminação assimétrica, recozimento, a 90° de DL
- LC80-0 → após redução de 80% na laminação convencional, recozimento, a 0° de DL
- LC80-45 → após redução de 80% na laminação convencional, recozimento, a 45° de DL
- LC80-90 → após redução de 80% na laminação convencional, recozimento, a 90° de DL
- LA80-0 → após redução de 80% na laminação assimétrica, recozimento, a 0° de DL
- LA80-45 → após redução de 80% na laminação assimétrica, recozimento, a 45° de DL
- LA80-90 → após redução de 80% na laminação assimétrica, recozimento, a 90° de DL
- LC90-0 → após redução de 90% na laminação convencional, recozimento, a 0° de DL
- LC90-45 → após redução de 90% na laminação convencional, recozimento, a 45° de DL
- LC90-90 → após redução de 90% na laminação convencional, recozimento, a 90° de DL
- LA90-0 → após redução de 90% na laminação assimétrica, recozimento, a 0° de DL
- LA90-45 → após redução de 90% na laminação assimétrica, recozimento, a 45° de DL
- LA90-90 → após redução de 90% na laminação assimétrica, recozimento, a 90° de DL

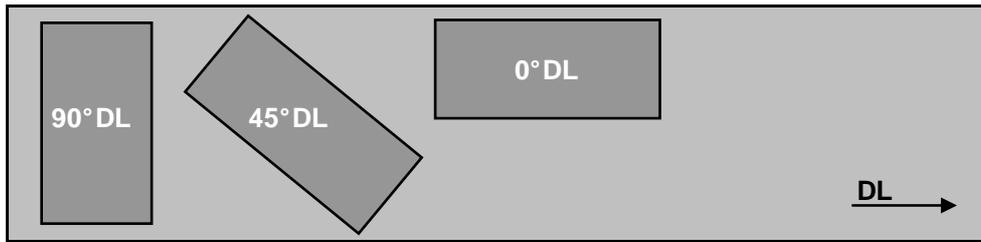


FIG 3.4: Desenho esquemático das posições dos CPs retirados para a realização do ensaio de tração.

Para a caracterização do σ_e , σ_m , e n será realizado o teste de tração utilizando-se a norma NBR ISSO 6892. Este ensaio será paralisado ao se atingir cerca de 15% de deformação na direção do comprimento, conforme norma ASTM E 517, para a determinação dos valores de r_m e Δr .

O maior e menor valor obtido para cada propriedade foi descartado e tomou-se como valor final a média aritmética dos 3 valores restantes. Foi utilizada uma máquina universal de ensaio EMIC DL 10000 com capacidade de 100 kgf para realização dos ensaios mecânicos a uma velocidade de 3 mm/min.

Como a deformação na direção da espessura é de difícil medição, utilizando-se a premissa de que o volume do material permanece constante, para determinação da anisotropia normal (r) em cada uma das direções, 0° , 45° e 90° , foi utilizada a fórmula (5):

$$r = \ln (b_0/b) / \ln (L_0 \cdot b_0/L \cdot b) \quad (5)$$

Onde,

b_0 – largura inicial

b – largura final

L_0 – comprimento inicial

L – comprimento final

O valor da anisotropia normal média, r_m , foi calculado conforme fórmula 3 e a anisotropia planar, Δr , conforme fórmula 4.

4 RESULTADOS

4.1 METALOGRAFIA

A morfologia dos grãos do material recebido é apresentado na FIG 4.1, onde pode ser observado a presença de grãos equiaxiais de diferentes tamanhos.

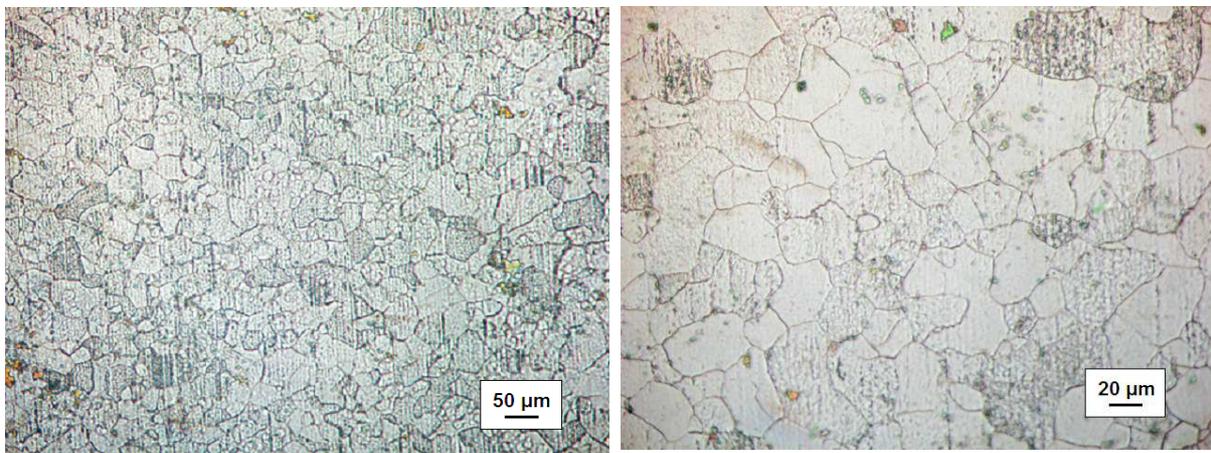


FIG 4.1: Microscopia ótica, utilizando campo claro, da amostra R após aumento de (a) 200x e (b) 500x

As imagens obtidas após 70%, 80% e 90% de redução durante a laminação convencional, o foram bastante semelhantes, sendo assim apenas a imagem da amostra após 80% de redução, FIG 4.2 (a), e seu posterior recozimento, FIG 4.2 (b), são aqui apresentadas. A figura revela que os grãos se tornaram alongados após a deformação, e após o recozimento, esses grãos recuperaram o formato anterior, indicando que os parâmetros aplicados foram suficientes para a ocorrência da recuperação e recristalização do material. A principal diferença entre as micrografias é que, em função do maior grau de deformação aplicado, com o aumento do grau de redução os grãos apresentam-se mais alongados no sentido da direção de laminação, e após o recozimento, estes grãos reduzem de tamanho.

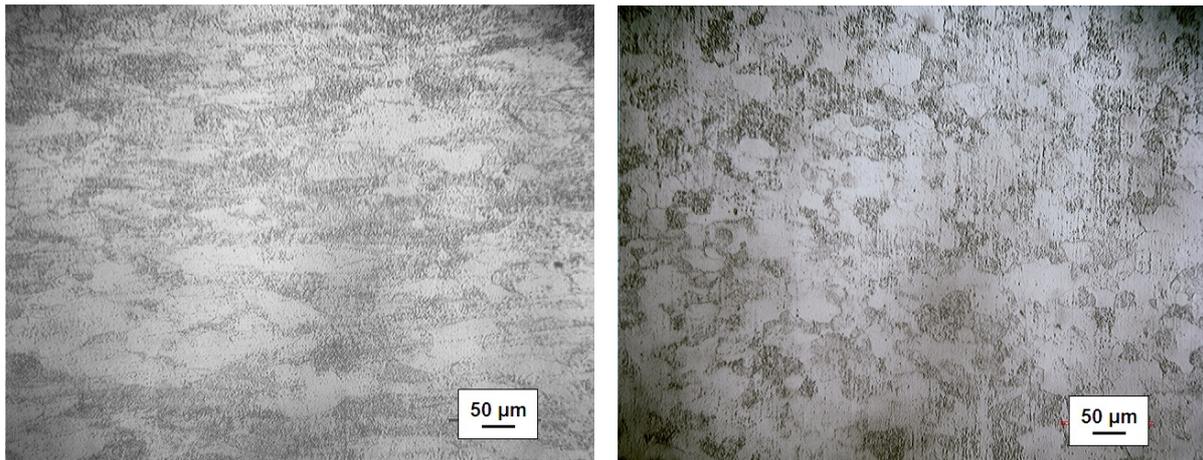


FIG 4.2: Microscopia ótica, utilizando campo claro e 200x de aumento, da amostra laminada convencionalmente após 80% de redução a frio (a) e posterior recozimento (b).

A morfologia dos grãos que sofreram laminação assimétrica também foi observada. Assim como na LC, com o aumento do percentual de redução ocorre um aumento da deformação do material, FIG 4.3 (a), o que torna os grãos mais alongados e mais difícil a observação dos seus contornos, supostamente relacionado a acumulação de discordâncias nas paredes dos mesmos e ao cisalhamento adicional. Após o recozimento, observa-se que os grãos se recrystalizaram, e que devido ao maior acúmulo de discordâncias, a amostra que sofreu 90% de redução, FIG 4.3 (b), aparenta ter menor tamanho de grão recrystalizado.

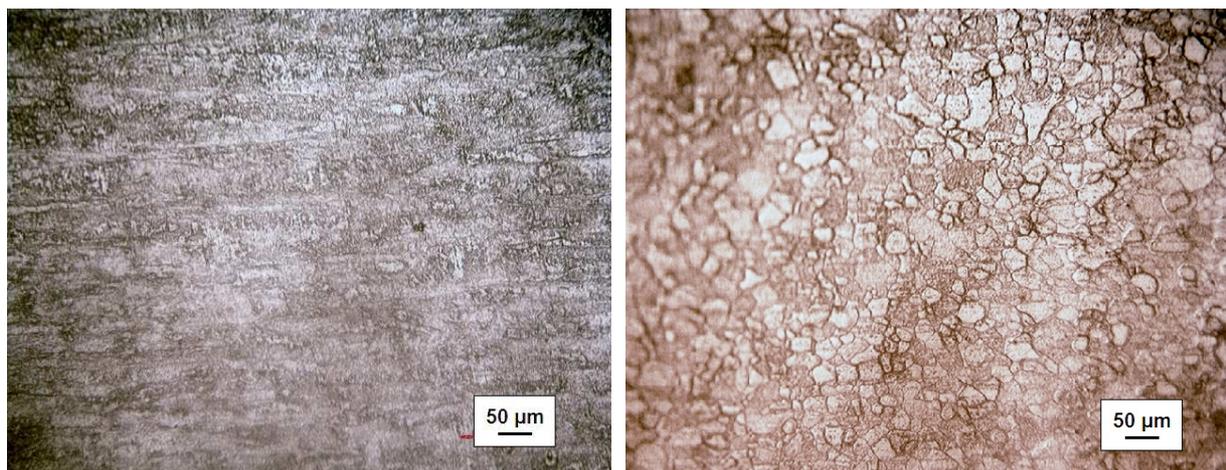


FIG 4.3: Microscopia ótica, utilizando campo claro e 200x de aumento, da amostra laminada assimetricamente após 90% de redução a frio (a) e posterior recozimento (b)

4.2 TEXTURA CRISTALOGRÁFICA

O resultado da textura é uma forma muito importante para se inferir sobre a estampabilidade do material. No presente trabalho apenas serão avaliadas as seções $\varphi_2=45$ da FDOC utilizando os ângulos de Bunge, uma vez que nesta secção é possível identificar todos os principais componentes que influenciam na estampabilidade do material.

4.2.1 AMOSTRA RECEBIDA

Conforme pode ser observado na FIG 4.4 o material recebido possui distribuição de textura próxima a uniforme, com máxima intensidade igual a 2.

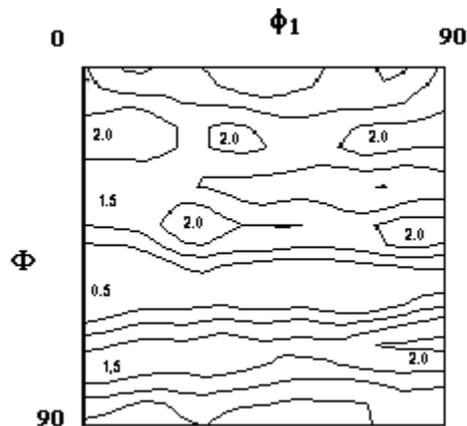


FIG 4.4: FDOC da seção $\varphi_2 = 45^\circ$ da amostra R

4.2.2 APÓS LAMINAÇÃO CONVENCIONAL

Após 70% de redução durante a LC, amostra Cb, o material passa a apresentar textura, como pode ser observado na FIG 4.5 (a) onde é possível identificar as fibras α e γ comumente encontradas nas chapas de aço IF após laminação. Nesta FDOC os componentes que apresentaram maior densidade de textura foram, (001)[1-10], (001)[-110] e (111)[-1-10], com

intensidades iguais a 5, 6 e 4, respectivamente. Após o recozimento a textura do material sofreu uma pequena alteração, FIG 4.5 (b), que resultou numa perda de intensidade das fibras α , principalmente, e γ .

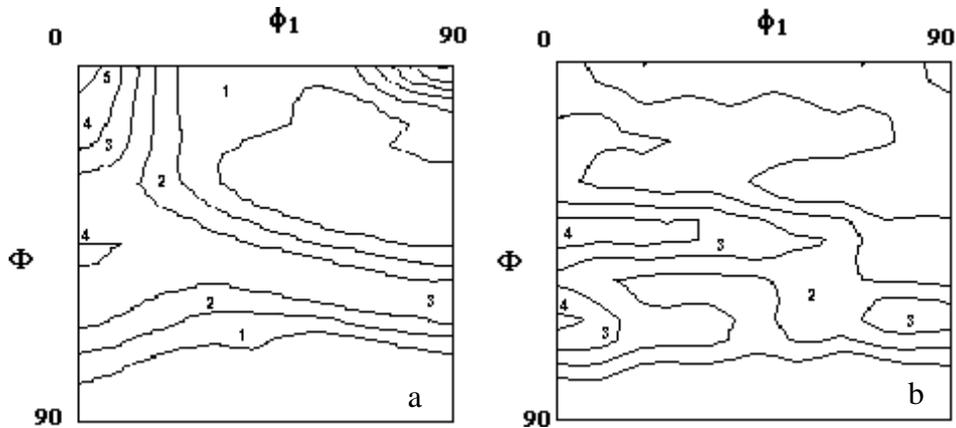


FIG 4.5: FDOC da seção $\varphi_2 = 45^\circ$ das amostra (a) Cb e (b) Db

Com o aumento do grau de deformação para 80% ocorre o reforço das fibras α e γ , FIG 4.6 (a), onde é possível verificar que a máxima intensidade encontrada em α passa para 7, próximo a $\{001\}\langle 110\rangle$, em quanto que na fibra γ aumenta para 5, nas proximidades de α e entre $45^\circ < \varphi_1 < 75^\circ$. O recozimento posterior, FIG 4.6 (b) resulta num enfraquecimento de α e reforço da fibra γ , representado pelo componente $(111)[-1-10]$ mais intenso.

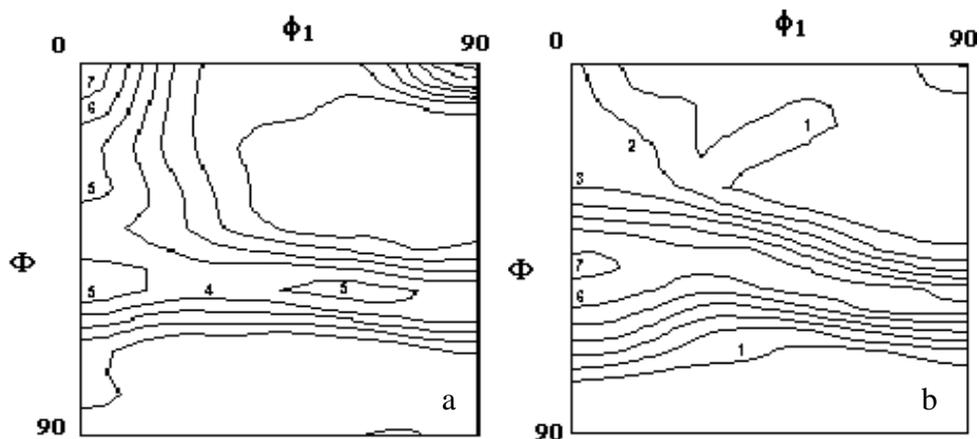


FIG 4.6: FDOC da seção $\varphi_2 = 45^\circ$ das amostras (a) Cc e (b) Dc

O aumento da deformação para 90% é benéfico apenas para o reforço da fibra α , ao contrário da fibra γ que perde intensidade, FIG 4.7 (a). No recozimento posterior, FIG 4.7 (b) ocorre um reforço da fibra γ semelhante ao que ocorre na amostra Dc, porém além do

componente (111)[-1-10], de intensidade 7, o componente (554)[-2-25] também apresenta-se intenso, densidade de textura igual a 5.

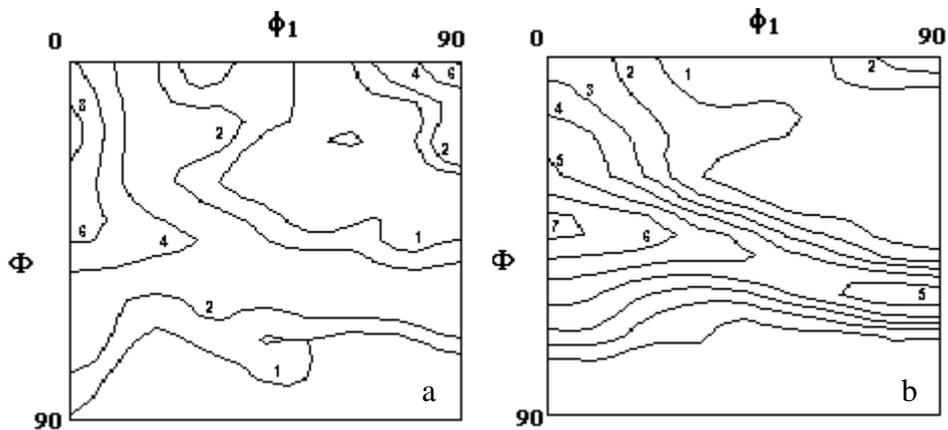


FIG 4.7: FDOC da seção $\phi_2 = 45^\circ$ das amostras (a) Cd e (b) Dd

4.2.3 APÓS LAMINAÇÃO ASSIMÉTRICA

Como na LA a deformação não é homogênea ao longo da espessura, foram avaliados os resultados de textura na: superfície inferior, que ficou em contato com o rolo de menor diâmetro, identificada pelo índice 1 após a identificação da amostra; superfície superior, que ficou em contato com o rolo de maior diâmetro, identificada pelo índice 3; e na meia espessura, parte central da amostra, identificada pelo índice 2.

A seguir estão apresentadas as texturas da superfície inferior das amostras que sofreram 70% de redução antes, FIG 4.8 (a), e após o recozimento, FIG 4.8 (b). Para Ab1 é possível verificar que não houve o desenvolvimento de uma textura muito forte, podendo ser visualizada uma fraca intensidade de fibra α , que possui (113)[1-10] como seu principal componente, e cubo rodado de mesma intensidade, nível 3. Verifica-se que a fibra γ surge parcialmente sendo deslocada para maiores valores de Φ , tendo como principal componente as direções [1-12] e [1-23], ambas com nível 2. Após o recozimento ocorre um fortalecimento de α próximo a (223)[1-10], com intensidade igual a 4. Também com forte intensidade é possível identificar os componentes (332)[1-10] e (332)[-1-13], ambos localizados na região de nível 3. Também é possível identificar a fibra γ de baixa intensidade ao longo de sua posição original.

A textura resultante da camada central da amostra Ab2, FIG 4.9 (a) é semelhante a textura após o recozimento, FIG 4.9 (b), divergindo apenas em relação as intensidades de alguns componentes. Os principais componentes encontrados em ambas as figuras foram: (114)[1-10]; (114)[-2-21]; (332)[11-3]; e (332)[3-31]. Não foi identificado nenhum componente ao logo da fibra γ para nenhuma das duas condições.

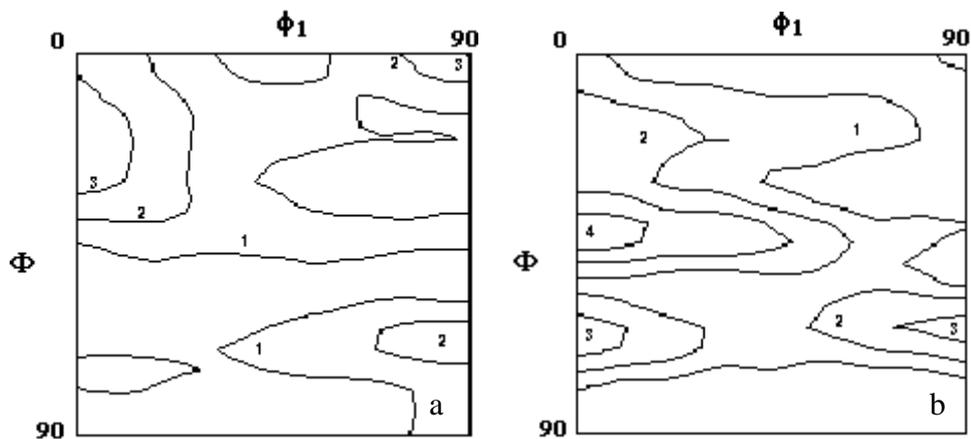


FIG 4.8: FDOC da seção $\varphi_2 = 45^\circ$ das amostras (a) Ab1 e (b) Fb1

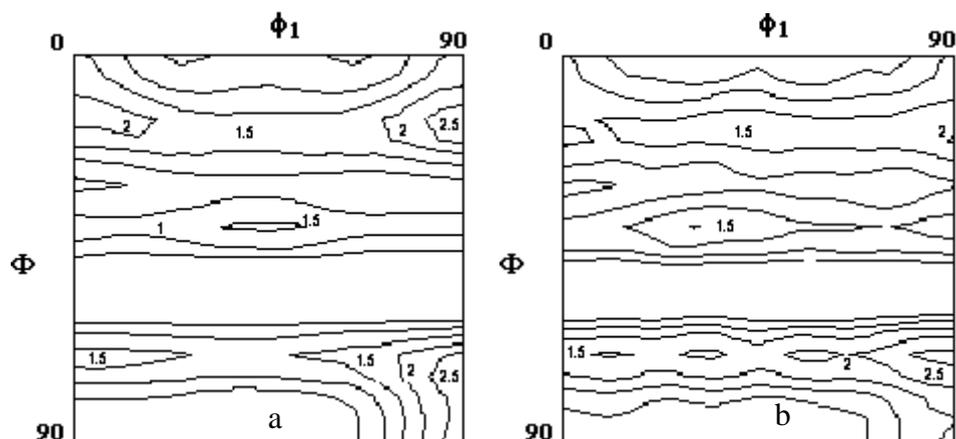


FIG 4.9: FDOC da seção $\varphi_2 = 45^\circ$ das amostras (a) Ab2 e (b) Fb2

Já na camada superior, verifica-se que a textura após a laminação assemelha-se a obtida na LC, FIG 4.10 (a), sendo visualizadas as fibras γ e α , esta última apresentando maior intensidade próxima ao plano (113). As direções mais intensas identificadas ao longo de γ foram, [1-10], [0-11] e [-1-32], que atingiram nível, 2, 3 e 3, respectivamente. Após o recozimento, FIG 4.7 (b), houve o enfraquecimento da fibra α , sendo mantidas as intensidades ao longo de γ .

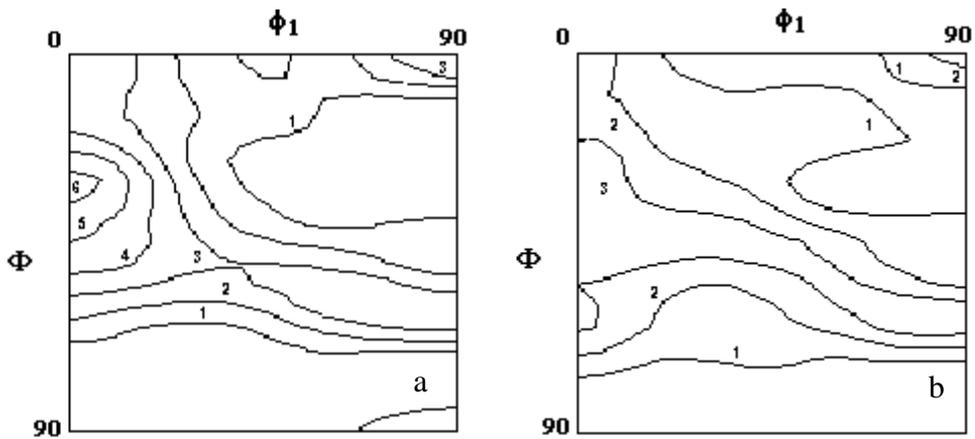


FIG 4.10: FDOC da seção $\varphi_2 = 45^\circ$ das amostras (a) Ab3 e (b) Fb3

Para a amostra que sofreu 80% de redução durante a LA, FIG 4.11 (a) pode-se perceber que, em relação a Ab1, na superfície inferior houve um fortalecimento da fibra α , representada pelo aumento da intensidade do componente (113)[1-10], nível 4, fortalecimento do componente (554)[-2-25], com intensidade 3, e da componente de cubo rodado, nível 4. Após o recozimento a camada superficial inferior, FIG 4.11 (b) ocorre o enfraquecimento da textura, apresentando máxima intensidade, igual a 3, apenas para o componente (113)[1-10]. Nesta FDOC também podem ser verificados os componentes (2-23)[1-43], com intensidade 2 ao longo de $\Phi = 43^\circ$, e (-221)[1-10] e (-221)[-1-13], ao longo de $\Phi = 70^\circ$, ambos com intensidade 2. Não é verificado nenhum componente ao longo do plano (111), $\Phi = 54^\circ$.

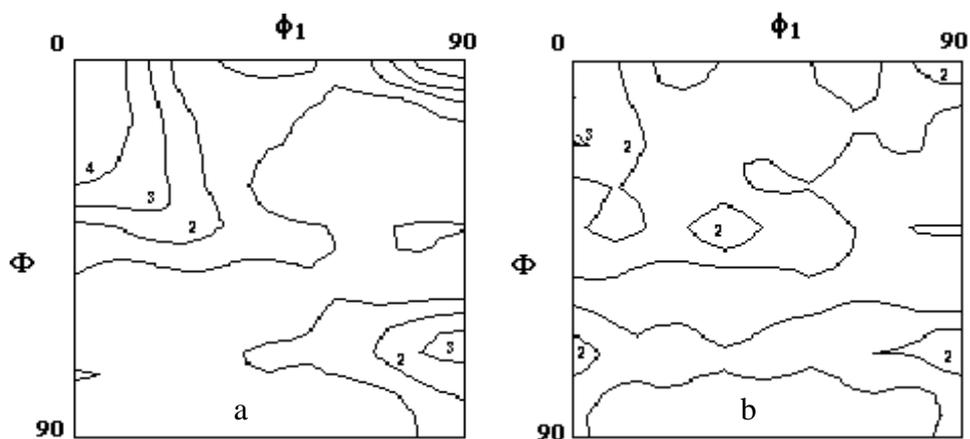


FIG 4.11: FDOC da seção $\varphi_2 = 45^\circ$ das amostras (a) Ac1 e (b) Fc1

A camada central da amostra Ac2, após 80% de redução, FIG 4.12 (a), apresentou uma textura mais fraca do que a encontrada na superfície inferior, sendo possível identificar os componentes (001)[-110], pertencente a fibra α , (001)[-1-10], também chamado de cubo

rodado, e $(-110)[001]$, conhecido por Goss, todos com mesma intensidade, 3. Com menor intensidade é possível identificar o componente $(-223)[-1-31]$, que se manteve com a mesma intensidade, nível 2, após o recozimento, FIG 4.12 (b). Na amostra Fc2 também são identificados os componentes $(221)[-1-14]$, $(114)[1-51]$ e $(-221)[-110]$, este último de maior intensidade, 2,5. Para esta condição não foi identificado nenhum dos componentes da fibra γ . Quando comparada a Fb2, houve um fortalecimento da textura

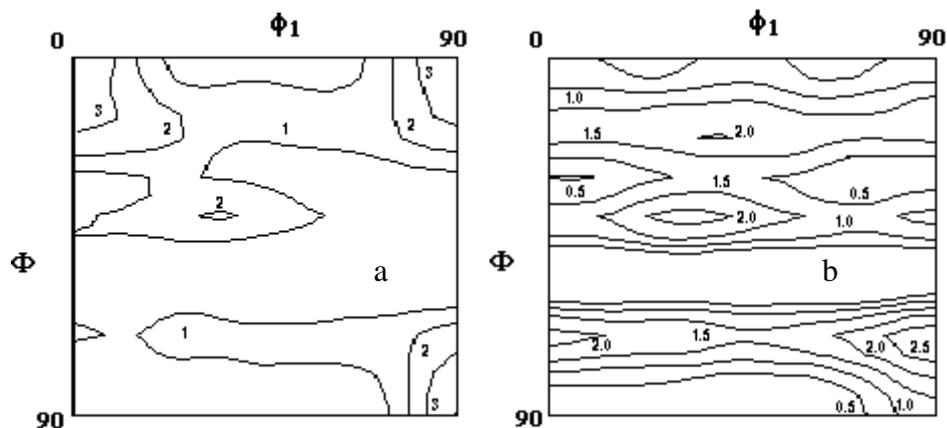


FIG 4.12: FDOC da seção $\varphi_2 = 45^\circ$ das amostras (a) Ac2 e (b) Fc2

Já na camada superficial superior, FIG 4.13 (a), pode-se verificar que a laminação assimétrica foi eficiente no desenvolvimento da fibra α , bem intensa próxima ao plano (223) , nível 7, e da fibra γ , relativamente intensa na interseção com a fibra α , e nas proximidades dos componentes $(111)[1-12]$ e $(111)[0-11]$, que apresentaram intensidade nível 3. Após o recozimento, houve um enfraquecimento da textura, principalmente da fibra α , e manutenção da fibra γ , com diferentes intensidades ao longo do plano (111) .

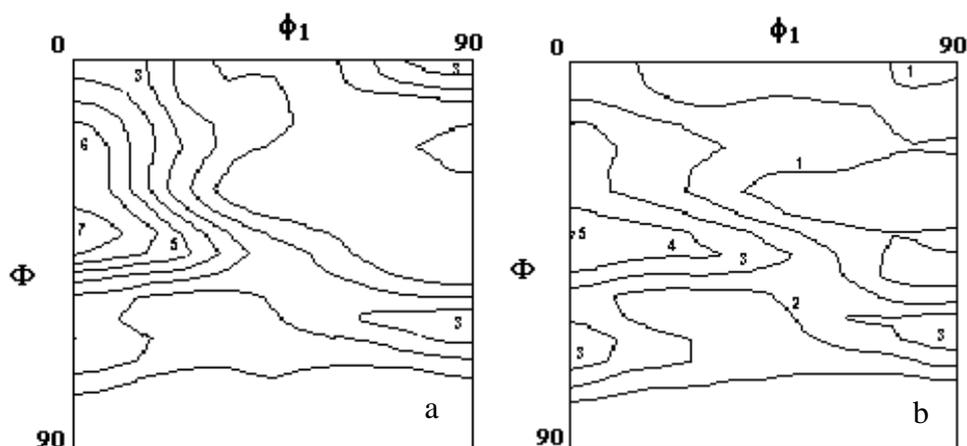


FIG 4.13: FDOC da seção $\varphi_2 = 45^\circ$ das amostras (a) Ac3 e (b) Fc3

O aumento da deformação para 90% foi benéfico para o aparecimento da fibra α mais intensa, tanto na camada inferior, FIG 4.14 (a) quanto na camada central da amostra Ad2, FIG 4.15 (a), representada pelos componentes (001)[1-10] e (114)[1-10] de maior intensidade, nível 8, respectivamente. Para Ad1, verifica-se que não houve o desenvolvimento de nenhuma fibra ao longo de ϕ_1 , podendo ser identificado os componentes de cubo rodado e (-332)[-110], com nível 8 e 4, respectivamente. Já na camada central, Ad2, verifica-se a formação de uma fibra γ homogênea, com intensidade nível 2, e uma região mais intensa nas proximidades do componente (554)[-2-25].

Ao contrário do esperado, o recozimento não fez com que a fibra γ se intensificasse, FIG 4.14 (b) e 4.15 (b). Além disso, é visível o deslocamento da fibra γ para $\Phi = 65^\circ$. Percebe-se que na camada inferior a textura é mais intensa do que na camada central, sendo possível identificar os componentes (113)[1-10], (223)[1-31] e (-221)[1-41] em ambas as FDOCs. No geral, a textura resultante das amostras Fd1, Fd2 e Fd3 são bastante semelhantes.

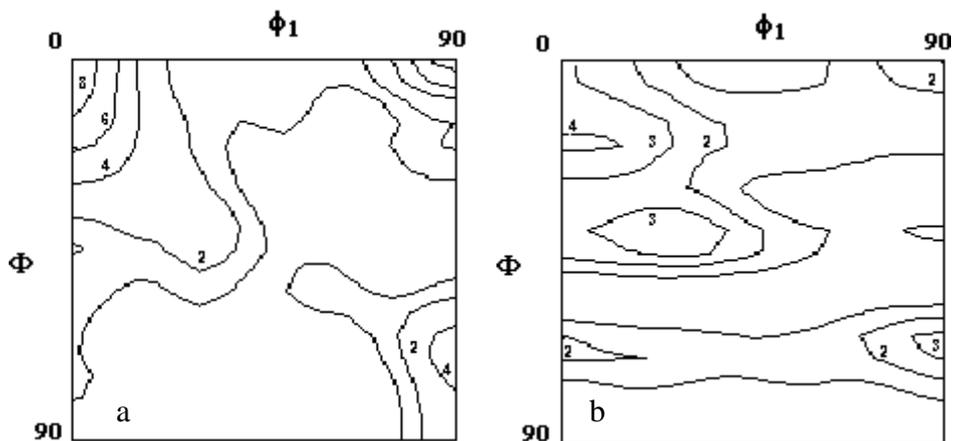


FIG 4.14: FDOC da seção $\varphi_2 = 45^\circ$ das amostras (a) Ad1 e (b) Fd1

A textura resultante da camada superior é semelhante à textura obtida no centro da amostra, tanto após a laminação, FIG 4.16 (a), quanto após o recozimento, FIG 4.16 (b), divergindo apenas quanto às intensidades, que na camada central foi mais forte após a laminação.

4.2.4 COMENTÁRIOS

No geral, houve o desenvolvimento da textura das amostras laminadas convencionalmente e recozidas conforme previsto na literatura. Para as amostras laminadas assimetricamente nota-se que somente na camada superior, Ab3, Ac3 e Ad3, é observada a fibra γ contínua. Este comportamento também foi verificado em Ad2. Para as demais amostras, especialmente após a laminação, surge uma descontinuidade na fibra γ . Outra característica observada nas amostras laminadas assimetricamente após o recozimento, é o desenvolvimento de uma fibra contínua em $60^\circ < \Phi < 70^\circ$, que pode estar associado ao deslocamento da fibra γ .

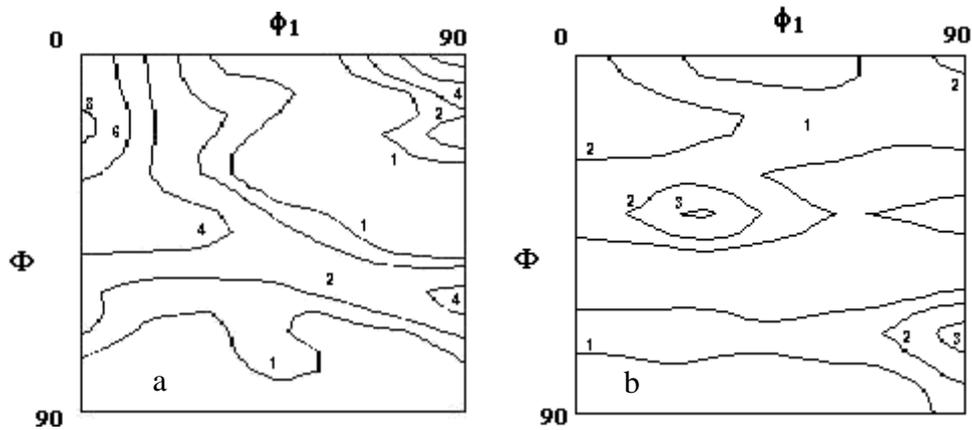


FIG 4.15: FDOC da seção $\varphi_2 = 45^\circ$ das amostras (a) Ad2 e (b) Fd2

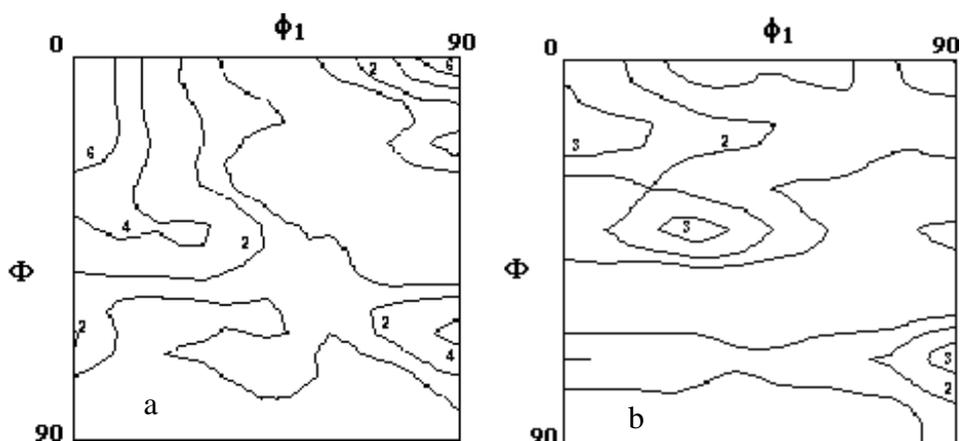


FIG 4.16: FDOC da seção $\varphi_2 = 45^\circ$ das amostras (a) Ad3 e (b) Fd3

4.3 PROPRIEDADES MECÂNICAS

As tabelas abaixo apresentam os valores das propriedades mecânicas finais obtidas para o material estudado em cada uma das direções, TAB 4.1 E TAB 4.2, já as curvas de tensão vs deformação são apresentadas na FIG 4.17. Verifica-se que o limite de resistência, σ_m , e o limite de escoamento, σ_e , aumentam com o aumento do grau de laminação tanto nas amostras laminadas convencionalmente, quanto após laminação assimétrica. Percebe-se ainda que a assimetria introduzida durante a laminação resultou em maiores valores de σ_m e σ_e do que na amostra laminada convencionalmente para reduções superiores a 80% em todas as direções. Esse comportamento só não foi verificado para amostra LC90-0 que apresentou um σ_m muito elevado, 604 MPa, muito acima do resultado obtido para as demais direções.

TAB 4.1: Limite de resistência do aço IF estudado após laminação e recozimento.

% de Redução	Limite de resistência (MPa)								
	70%			80%			90%		
Laminação/Ângulo	0	45	90	0	45	90	0	45	90
Convencional	330	329	331	353	346	344	604	368	390
Assimétrica	326	334	329	354	352	360	407	415	407

TAB 4.2: Limite de escoamento do aço IF estudado após laminação e recozimento.

% de Redução	Limite de Escoamento (Mpa)								
	70%			80%			90%		
Laminação/Ângulo	0	45	90	0	45	90	0	45	90
Convencional	168	176	183	233	233	246	325	295	331
Assimétrica	164	174	192	247	246	242	333	362	361

O encruamento, n , reduz com o aumento da deformação, TAB 4.3, até atingir valores muito baixos nas amostras com 90% de redução. Isso pode estar associado a ausência de deformação uniforme em função da forte deformação aplicada.

TAB 4.3: Coeficiente de encruamento do aço IF estudado após laminação e recozimento.

% de Redução	Coeficiente de encruamento (n)								
	70%			80%			90%		
Laminação/Ângulo	0	45	90	0	45	90	0	45	90
Convencional	0,318	0,302	0,301	0,245	0,236	0,211	0,252	0,182	0,153
Assimétrica	0,326	0,309	0,281	0,222	0,250	0,226	0,133	0,105	0,111

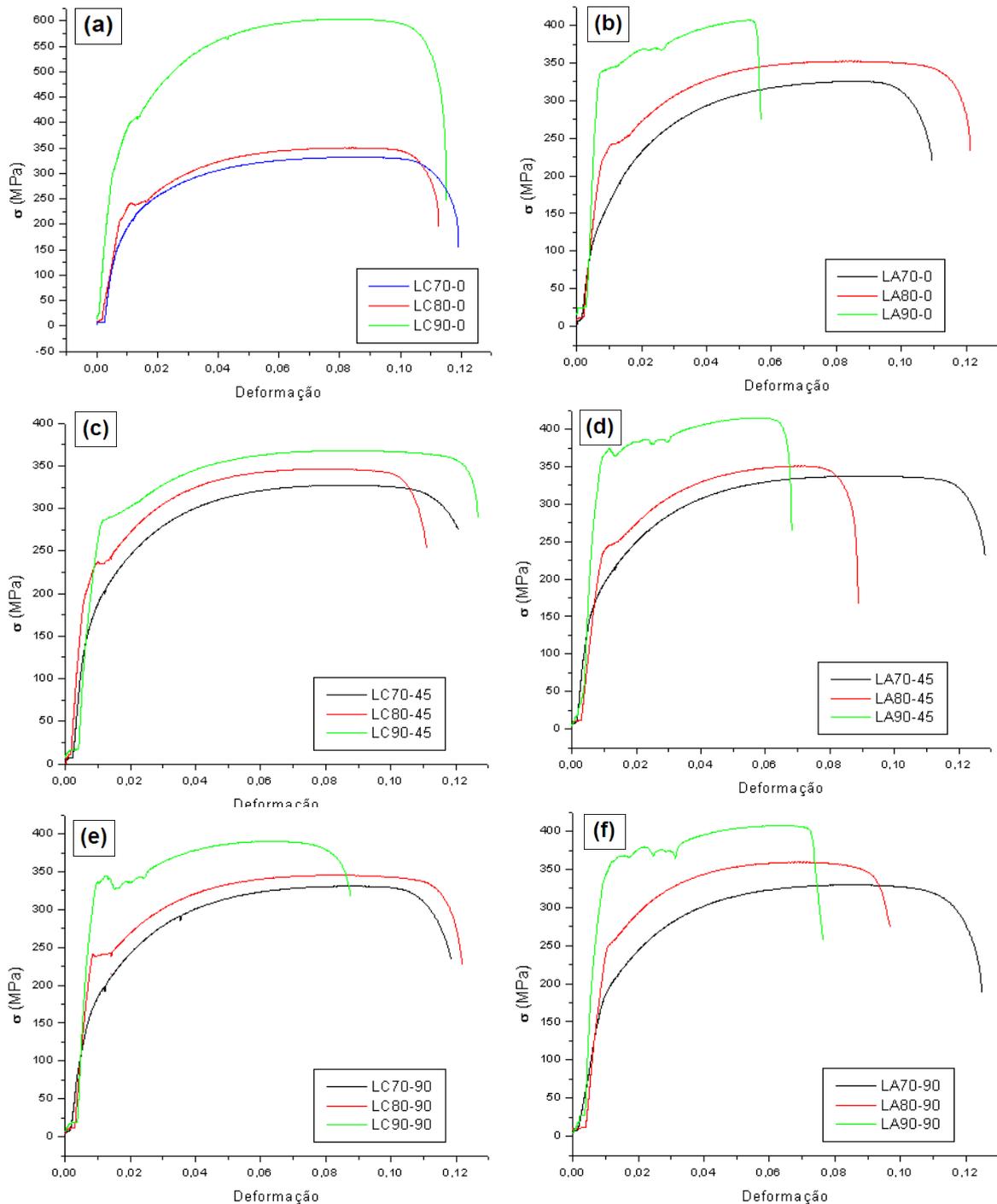


FIG 4.17: Curva tensão vs deformação das amostras após laminação convencional, (a) 0°DL, (c) 45°DL, (e) 90°DL, e assimétrica, (b) 0°DL, (d) 45°DL e (f) 90°DL.

Os resultados da anisotropia normal e planar são apresentados na TAB 4.4, onde pode ser verificado que o maior valor obtido para r_m foi 1,45 para a amostra LC90. Já as amostras oriundas das chapas laminadas assimetricamente apresentaram menores valores de r_m , com máximo de 1,25 para LA 70. Com relação a anisotropia planar, verifica-se que para todas as

amostras resultantes da laminação convencional e para LA90 foram obtidos valores negativos, somente LA70 e LA80 apresentaram valores positivos.

TAB 4.4: Anisotropia normal média e planar do aço IF estudado após laminação e recozimento.

	Anisotropia média	Anisotropia Planar
LC 70	1,29	-0,45
LC 80	1,22	-0,26
LC 90	1,45	-0,39
LA 70	1,25	0,24
LA 80	0,99	0,21
LA 90	1,06	-0,28

5 DISCUSSÃO DOS RESULTADOS

5.1 TEXTURA RESULTANTE DA LAMINAÇÃO CONVENCIONAL

Os resultados de textura obtidos após a laminação do aço IF aqui estudado estão de acordo com o que é reportado da literatura. Em todas as seções $\varphi_2 = 45^\circ$ das FDOCs das amostras após a laminação convencional, FIG 4.4 à 4.7, é possível verificar a presença de uma fibra α parcial e da fibra γ .

A FIG 5.1 mostra a distribuição dos componentes da fibra α ao longo do ângulo Φ , sendo apresentada num mesmo gráfico a distribuição dos componentes para cada uma das condições estudadas, material recebido, R, logo após a redução de 70%, Cb, 80%, Cc, e 90%, Cd, aplicada durante a laminação convencional, e posterior ao recozimento subsequente, Db, Dc e Dd. De acordo com os estudos desenvolvidos por HUMANE (2010) e ZHANG (2010), com o aumento do percentual de deformação a frio aplicado, a intensidade da fibra α também aumenta. Este comportamento também é obtido neste trabalho, comprovado pelas intensidades máximas obtidas ao longo da fibra α que foram: 6,4 para 70% de redução; 7,6 para 80% de redução; e 8,8 para 90% de redução, exibidas na FIG 5.1.

O componente de maior intensidade na fibra α é observado em Cd estando localizado em $\Phi = 20^\circ$, a 5° do componente $(113)\langle 110 \rangle$. Para esta mesma amostra, próximo a $(001)\langle 110 \rangle$ é verificado uma intensidade de 6,2 e próximo a $(112)\langle 110 \rangle$, uma intensidade de 7. Com o aumento de Φ verifica-se uma queda acentuada de intensidade se estabilizando próximo a $(332)\langle 110 \rangle$, e reduzindo novamente. Após o recozimento desta amostra, Dd, verifica-se o componente mais intenso é $(223)\langle 110 \rangle$, 7,1, demais componentes identificados após a laminação perdem intensidade, $(001)\langle 110 \rangle$ reduz para 2,8, enquanto que $(113)\langle 110 \rangle$ reduz para 5.

Ainda analisando as amostras após laminação, verifica-se que o componente $(001)\langle 110 \rangle$ é o mais intenso tanto em Cb quanto em Cc com valores de 6,4 e 7,6 respectivamente. Em Cc além deste componente pode ser observado os componentes $(113)\langle 110 \rangle$ e $(111)\langle 110 \rangle$, este último com intensidade de 5,5. O componente $(111)\langle 110 \rangle$ também pode ser visualizado em Cb com intensidade próxima a 3 assim como $(223)\langle 110 \rangle$. Após o recozimento verifica-se que

Db e Dc apresentam intensidade de 1,5 e 2, respectivamente, próximo a (001). Para Db a máxima intensidade é 4,2, situada em $\Phi = 20^\circ$, representada por (223), sendo seu segundo pico (332), localizado em $\Phi = 65^\circ$. Já para Dc a máxima intensidade obtida após o recozimento é 7, em $\Phi = 50^\circ$, a 4º de (111), não sendo verificados maiores intensidades em outros componentes.

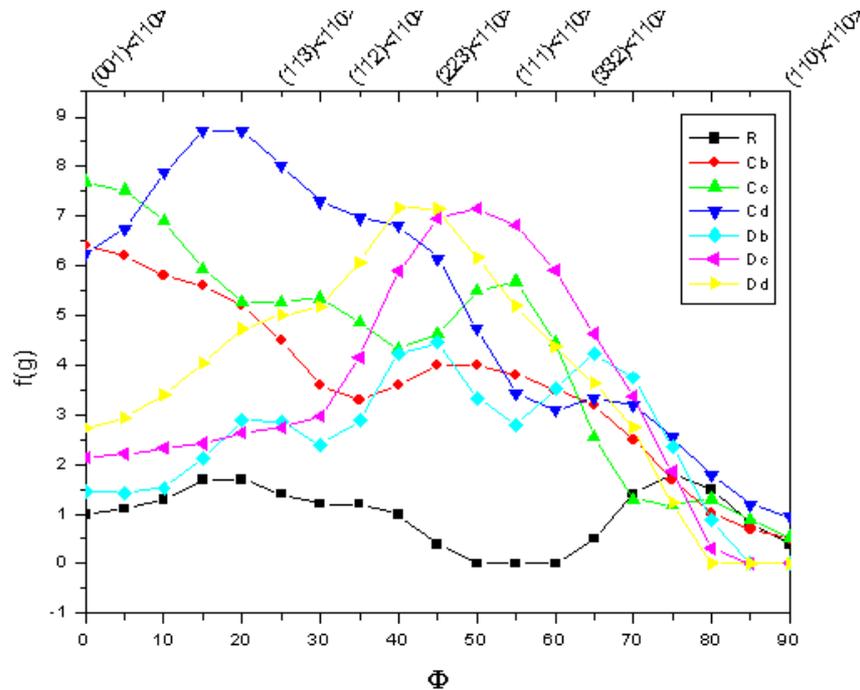


FIG 5.1: Distribuição das Intensidades de textura dos componentes da seção $\varphi_2 = 45^\circ$ ao longo da fibra α das amostras que sofreram laminação convencional

O trabalho desenvolvido por THÓT (1990) indica que os componentes localizados próximo a $\{001\}\langle 110 \rangle$ e $\{223\}\langle 110 \rangle$ são bastante estáveis, o que justifica o fato destes se intensificarem com o aumento da deformação.

Diante do exposto acima, pode-se concluir que houve um forte desenvolvimento da fibra α após a laminação, entretanto após o recozimento ocorreu a redução da intensidade dos componentes pertencentes a esta fibra, até $\Phi = 35^\circ$, e desenvolvimento dos componentes de nas proximidades da fibra γ , $40^\circ < \Phi < 70^\circ$. Segundo RUIZ-APARICIO (2001), o aumento das intensidades dos componentes localizados próximos à fibra γ , assim como o decréscimo de intensidade do componente de cubo rodado $\{001\}\langle 110 \rangle$ após o recozimento está relacionado com a presença de heterogeneidades cristalinas ou bandas de cisalhamento na matriz deformada.

Segundo GUO, os grãos com orientação de cubo rodado são bastante estáveis e consequentemente, somente desaparecem nos últimos estágios da recristalização. O decréscimo da intensidade do componente (001)<110> em consequência do recozimento observado em todas as amostras é benéfico para o aço IF, uma vez que este componente pode deteriorar as propriedades de embutimento (JONAS, 1994). Este componente é responsável pela formação de orelhas a 45° durante o embutimento.

HUMANE (2010) e ZHANG (2010) também avaliaram o comportamento da fibra γ após a laminação e verificaram que a fibra γ se desenvolve até cerca de 75 – 80%, quando atinge seu máximo de intensidade, e com o aumento da deformação ocorre o seu enfraquecimento. Este comportamento também foi verificado neste trabalho como pode ser comprovado através das FDOCs apresentadas nas FIG 4.1 à 4.4 inseridas nos resultados, assim como na FIG 5.2, onde é apresentada a distribuição dos componentes ao longo da fibra γ .

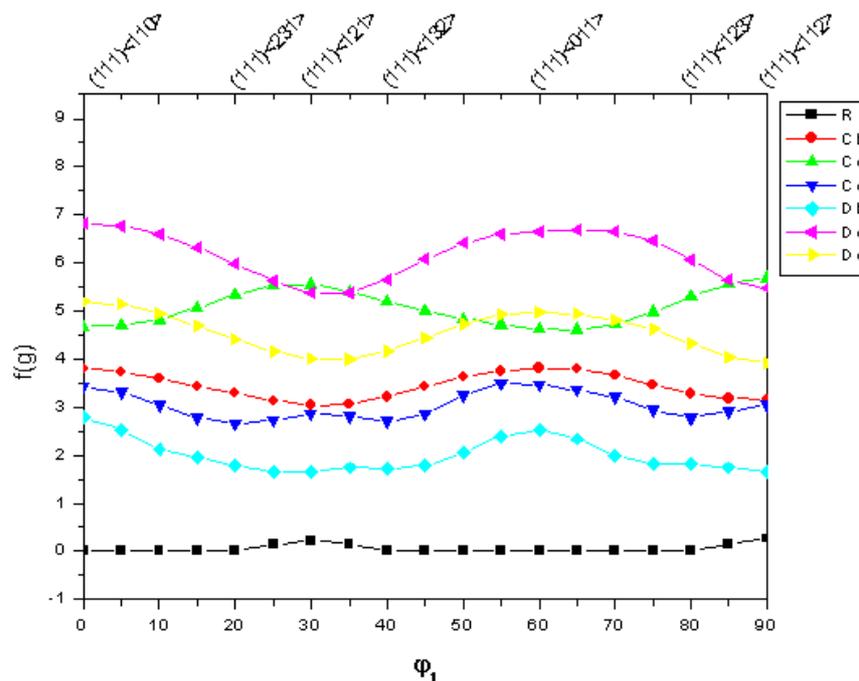


FIG 5.2: Distribuição das Intensidades de textura dos componentes da seção $\phi_2 = 45^\circ$ ao longo da fibra γ das amostras que sofreram laminação convencional

A amostra recebida, R, não possui nenhuma intensidade ao longo da fibra γ , entretanto após 70% de redução ocorre um aumento de intensidade atingindo-se 3,8 em $\phi_1 = 0^\circ$ e $\phi_1 = 60^\circ$, próximo as direções <110> e <011>, respectivamente. O aumento da deformação para 80% intensificou ainda mais a presença fibra γ atingindo-se 5,55 e 5,68 em $\phi_1 = 30^\circ$ e $\phi_1 = 90^\circ$, próximo as direções <121> e <112>. Para esta amostra o mínimo de intensidade

observado é 4,6. Em linha com o que foi verificado por HUMANE e ZANG, com o aumento da deformação para 90% houve o decréscimo da intensidade máxima obtida para Cd, 3,4 em $\varphi_1 = 0^\circ$ e $\varphi_1 = 55^\circ$.

Ao contrário do que ocorreu com as amostras Dc e Dd, que após o recozimento tiveram um fortalecimento da fibra γ , a amostra Db perdeu intensidade, apresentando máximo igual a 2,8 em $\varphi_1 = 0^\circ$. Este não é um resultado esperado, mas foi identificado a presença de uma fibra ao longo de $\Phi = 60^\circ$, o que sugere que a fibra γ se desenvolveu em ângulos maiores de Φ . Dc teve seu máximo de 6,7 em $\varphi_1 = 0^\circ$ e $\varphi_1 = 55^\circ$, próximo as componentes (111)<110> e (111)<011>, enquanto que Dd teve máximo igual a 5,2 em $\varphi_1 = 0^\circ$.

Usualmente espera-se que a intensidade da fibra γ seja maior após o recozimento do que após a laminação. Entretanto, ao avaliar o efeito do recozimento na textura GUO (2009) obteve para a amostra recozida a 600°C uma menor intensidade de fibra γ do após a laminação. Já para amostra recozida a 750°C a intensidade dos componentes $\{111\}\langle uvw \rangle$ foi bem mais forte. O autor sugere que durante os primeiros estágios do recozimento há um decréscimo na intensidade dos componentes $\{111\}\langle uvw \rangle$, que se desenvolvem nos últimos estágio da recristalização, próximo a 100%. Os principais componentes de um aço ultra baixo C após redução severa se desenvolvem fortemente nos últimos estágios da recristalização, quando a fração volumétrica recristalizada atinge cerca de 100% (KESTENS, 1999).

Esse mesmo efeito pode ter ocorrido nas amostras que sofreram 70% de redução, onde foi verificado que Db, após recozimento, apresenta intensidade de fibra γ inferior a Cb. Neste caso, a incompleta recristalização pode estar associada a espessura da amostra, não havendo tempo suficiente para alcance de 100% da fração volumétrica recristalizada.

5.2 TEXTURA RESULTANTE DA LAMINAÇÃO ASSIMÉTRICA

A distribuição das intensidades dos componentes da fibra α resultantes das amostras que sofreram LA é apresentada na FIG 5.3. Como a assimetria provocada pela diferença entre os diâmetros superior e inferior dos cilindros de trabalho introduz um gradiente de deformação ao longo da espessura da chapa, causado pelo cisalhamento adicional e fricção entre o material e os rolos, além da textura resultante da camada central da amostra, FIG 5.3 (a),

também são apresentadas as texturas causadas nas superfícies inferior, FIG 5.3 (b), e superior, FIG 5.3 (c).

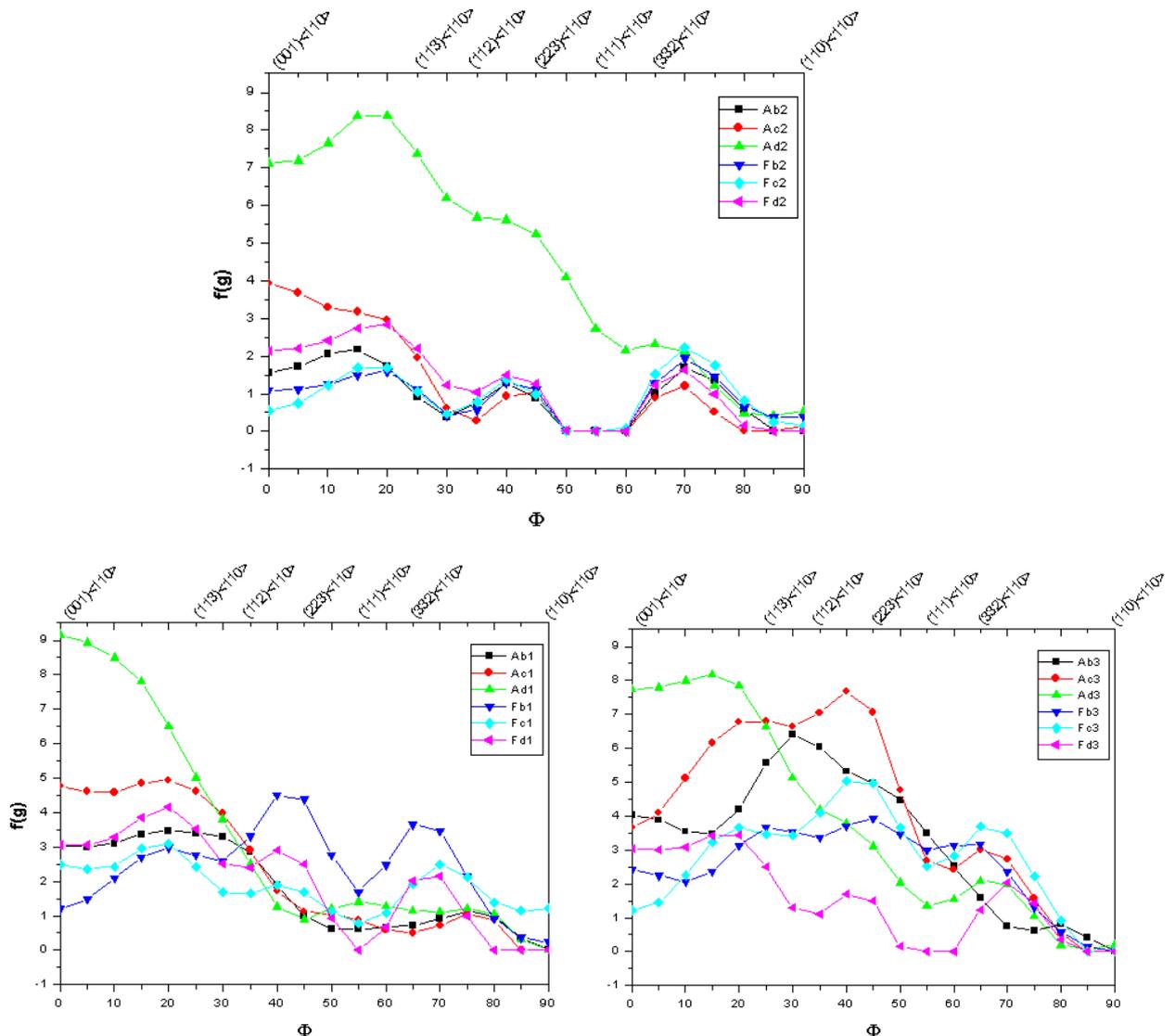


FIG 5.3: Distribuição das Intensidades de textura dos componentes da seção $\varphi_2 = 45^\circ$ ao longo da fibra α das amostras que sofreram laminação assimétrica: (a) camada central; (b) superfície inferior; e (c) superfície superior.

Pode ser constatado que na camada central a distribuição dos componentes da fibra α é bem semelhante para quase todas as amostras, caracterizadas por baixas intensidades, próximas a zero, a 5° do plano (113), entre $\Phi = 50^\circ$ e $\Phi = 60^\circ$ e quando $\Phi > 80^\circ$. Para demais posições, (001)<110>, (223)<110> e a 5° de (332)<110>, é observado um máximo de, 4, 1,5 e 2, respectivamente. Apenas Ad2 se mostrou contrária a esta tendência,

apresentando comportamento semelhante a Cd, com máxima intensidade 8,5 próximo a (113)<110>, e intensidade de 7 em (001)<110>.

A distribuição dos componentes nas camadas inferior e superior foi bem diferente, a única semelhança entre estas duas camadas é o mínimo de intensidade verificado nas proximidades de $\Phi = 54^\circ$.

A amostra que sofreu 70% de redução apresenta na superfície inferior, Ab1, e na superior, Ab3, comportamentos bem distintos. Para Ab1 verifica-se máxima intensidade de 3 entre (001)<110> e (112)<110>, com o aumento de Φ praticamente desaparece. Já Ab3 apresenta uma textura mais forte, com intensidade igual a 4 em (001)<110> e máximo de 6,2 entre os planos (113) e (112). Com o aumento da deformação faz com que a máxima intensidade de Ac1 aumente 4,8 entre (001)<110> e (112)<110>, enquanto que para Ad1 verifica-se um máximo igual a 9. Para estas duas amostras também verifica-se uma queda de intensidade com o aumento de Φ . Na superfície superior os máximos de Ab3, Ac3 e Ad3 ocorrem em locais diferentes. Para Ac3 verifica-se uma intensidade de 7,5 em (223)<110> e de 6,5 em (113)<110>, diferente de Ad3 que apresenta máximo de 8 em $\Phi = 15^\circ$.

Após o recozimento Fb1 apresenta máximos em (223)<110> e (332)<110>, enquanto que Fb3 além destes componentes de menor intensidade, também é verificado o plano (113). Fc1 e Fd1 apresentam máximos para os mesmos componentes porém com intensidades inferiores. Para Fc3 os componentes de maior importância são os mesmos de Ac3, porém com menor intensidade, exceto para (332)<110> que tem intensidade de 3,2. Fd3 também apresenta comportamento semelhante a Ad3, porém intensidades bem inferiores. Essa queda de intensidade entre as amostras laminada e a amostra após o recozimento está em linha com o que vem sendo reportado para estes aços e que é um processo favorável ao desenvolvimento da estampabilidade.

No geral, observa-se uma redução da intensidade da fibra α em relação ao comportamento resultante da LC, o que pode ser um indício da melhora nas propriedades relacionadas a estampagem, uma vez que se almeja o enfraquecimento desta fibra e fortalecimento de fibra γ .

Diferente do que é observado nas amostras após a laminação convencional, após a laminação assimétrica ocorre um deslocamento da fibra γ para maiores valores de Φ , não sendo observado praticamente nenhuma intensidade ao longo da posição original desta fibra, $\Phi = 54^\circ$, conforme foi previsto no estudo desenvolvido por TÓTH (2010).

Sendo assim a FIG 5.4 apresenta a distribuição da intensidade dos componentes ao longo da fibra γ , para Φ variando de 60° à 70° , de acordo com a máxima intensidade apresentada para um mesmo ângulo.

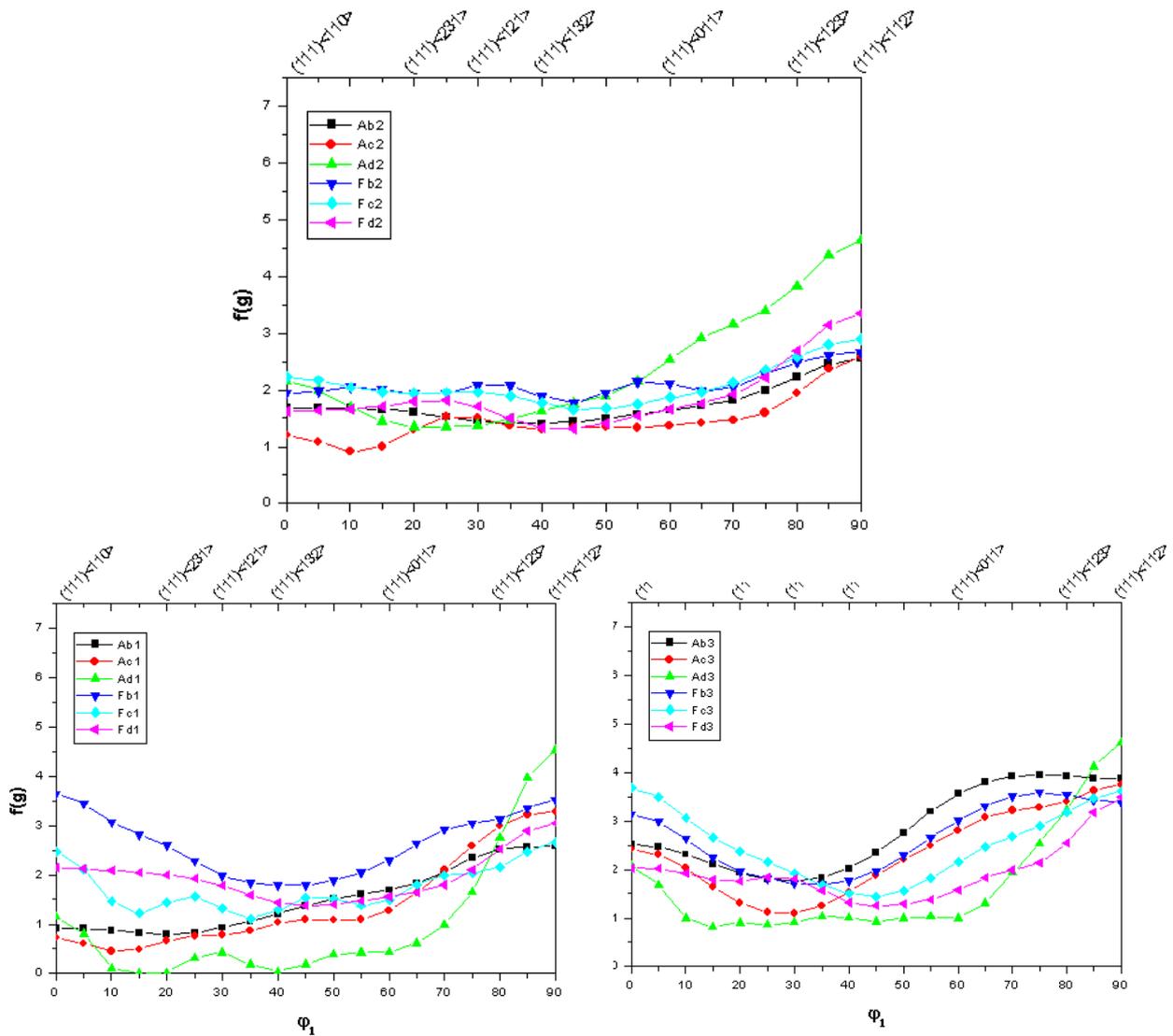


FIG 5.4: Distribuição das Intensidades de textura dos componentes da seção $\varphi_2 = 45^\circ$ ao longo da fibra γ das amostras que sofreram laminação assimétrica: (a) camada central; (b) superfície inferior; e (c) superfície superior.

Diferente do que foi observado para as amostras que foram laminadas convencionalmente que atingiram um máximo de intensidade próximo a 7 para Dc, a máxima intensidade verificada nas amostras laminadas assimetricamente foi de 4,6 para o componente $(111)\langle 112 \rangle$ das amostras Ad2 e Ad3. Segundo LEE (2001), este é um dos componentes esperados para que haja o desenvolvimento de uma textura de deformação cisalhante ideal.

Para o desenvolvimento da textura de cisalhamento ideal também seria esperado o desenvolvimento de $\{110\}\langle 001\rangle$, não verificado nas amostras estudadas. Segundo o próprio autor essa textura ideal não pode ser obtida através da laminação assimétrica unidirecional.

É importante notar que, apesar do comportamento dos componentes, no centro, na superfície inferior e na superfície superior serem diferentes, as amostras demonstraram um comportamento muito consistente para cada um destes locais. No centro verifica-se uma intensidade média de 1,8 para $0^\circ < \varphi_1 < 80^\circ$, aumentando para 2,5 em $\varphi_1 = 90^\circ$, nas proximidades de $(111)\langle 112\rangle$. Apenas Ad2, diverge das demais amostras apresentando um máximo igual a 4,6 em $(111)\langle 112\rangle$.

Na superfície inferior verifica-se uma intensidade média de 1,5 para as amostras Ab1, Ac1, Fc1 e Fd1 para $0^\circ < \varphi_1 < 70^\circ$, aumentando para 3 em $\varphi_1 = 90^\circ$. A amostra Ad1 somente apresenta intensidade superior a 1 quando $\varphi_1 = 0^\circ$, mas quando $\varphi_1 > 75^\circ$ essa amostra apresenta um máximo com intensidade igual a 4,6 em $(111)\langle 112\rangle$. Comportamento diferente também é verificado para Fb1, que apresentou máximos em torno de 3,5 em $\varphi_1 = 0^\circ$ e $\varphi_1 = 90^\circ$.

Já na superfície superior, o comportamento é um pouco diferente, todas as amostras apresentam 2 máximos de intensidade, sendo um em $(111)\langle 110\rangle$ e outro em próximo a $(111)\langle 112\rangle$. Para Ab3 verifica-se uma média de 2,3 entre $\varphi_1 = 0^\circ$ e $\varphi_1 = 45^\circ$, que aumenta até atingir 3,8 a partir de $\varphi_1 = 65^\circ$. Após o recozimento, Fb3, nota-se um comportamento semelhante alterando um pouco as intensidades. Essa tendência também é verificada em Ac3 e Fc3, porém nestes 2 casos o patamar de intensidade constante não é observado. O comportamento de Ad3 é similar ao reportado no centro da amostra, com máxima intensidade de 4,6 em $(111)\langle 112\rangle$ e patamar próximo a 1 entre $\varphi_1 = 5^\circ$ e $\varphi_1 = 60^\circ$.

Diante do que foi observado nas FDOCs e nos gráficos de distribuição dos componentes ao longo das principais fibras avaliadas nos aços desenvolvidos para estampagem profunda pode-se dizer que a LC promoveu o desenvolvimento das fibras α e γ exatamente como é reportado na literatura. Houve um reforço da fibra α com o aumento da deformação, e a fibra γ desenvolveu-se até 80% e então perdeu intensidade após 90%. Ressalta-se ainda a homogeneidade de distribuição dos componentes ao longo da fibra DN. Para a LA aqui aplicada, ocorreu a redução da intensidade dos componentes de fibra α , principalmente na camada central das amostras o que é benéfico para a estampabilidade, todavia a fibra γ teve perda significativa de intensidade, tanto no centro quanto na superfície.

Segundo WHAUTHIER (2009), que avaliou o efeito da assimetria para baixos graus de deformação, redução próxima a 35%, a fibra γ torna-se mais homogênea com o aumento da assimetria, o que pode vir a melhorar as propriedades relacionadas a isotropia planar. Além disso, quanto maior a assimetria mais fraca é a textura.

5.3 ANÁLISE DAS PROPRIEDADES MECÂNICAS

A evolução da tensão máxima, σ_m , com o percentual de laminação é apresentado na FIG 5.5. Os dados utilizados neste gráfico provêm dos resultados obtidos para as amostras laminadas a 90° de DL. Conforme esperado, é nítido o aumento da resistência com o aumento do percentual de deformação. Pode-se observar ainda que para um mesmo grau de deformação, a laminação assimétrica resultou em maiores valores de σ_m quando a deformação foi superior a 80%, atingindo seu máximo, 407 MPa, após 90%. Para este mesmo grau de deformação, a amostra que sofreu laminação convencional apresentou $\sigma_m = 390$ MPa

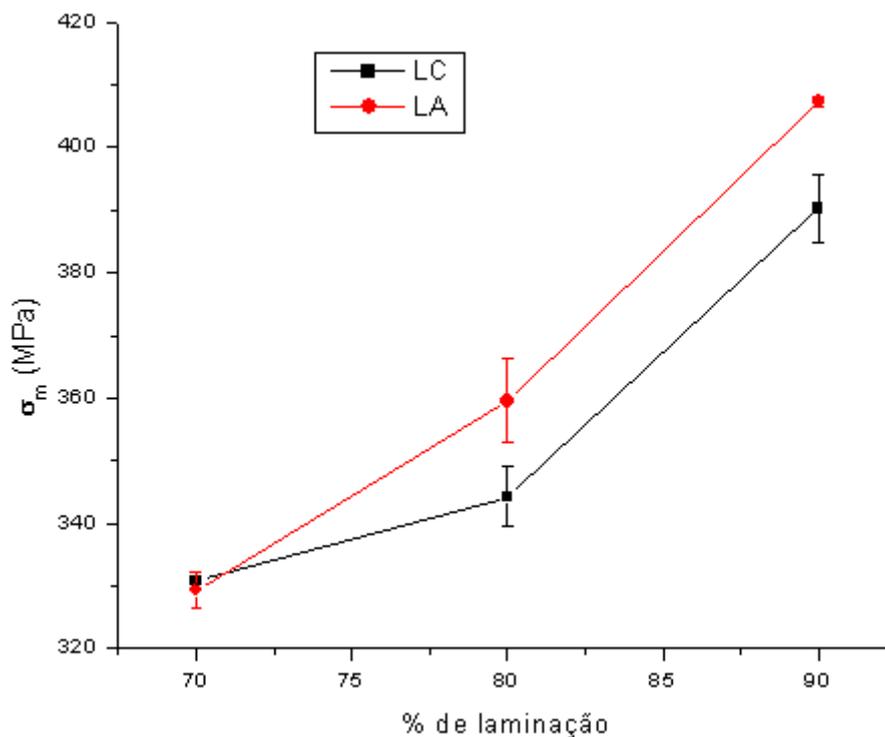


FIG 5.5: Evolução da tensão máxima com o grau de deformação após: LC, laminação convencional; e LA, laminação assimétrica.

Esse aumento de resistência verificado nas amostras laminadas assimetricamente está relacionado com a fragmentação dos grãos e, conseqüentemente, com a diminuição do tamanho de grão, ocasionado pelo cisalhamento adicional que é introduzido no material em função da assimetria (LEE, 2001; LAPOVOK, 2009). Porém esse comportamento só pode ser observado por EBSD, tendo passado despercebido no trabalho realizado por WHAUTHIER (2009). O autor também concluiu que o tamanho de grão reduz com o aumento do grau de assimetria.

Este comportamento também observado para o limite de escoamento, σ_e , mas neste caso somente após 90% de deformação é verificado que a LA resultou em maiores valores desta propriedade, FIG 5.6. Neste caso, LA90-90 resultou em $\sigma_e = 361$ MPa, contra 331 MPa da amostra LC90-90. Quando comparada as amostras ensaiadas paralelas a direção de laminação, LC-XX-0 e LA-XX-0, σ_e é superior em LA-80-0 e LA-90-0, sendo inferior apenas LA-70-0.

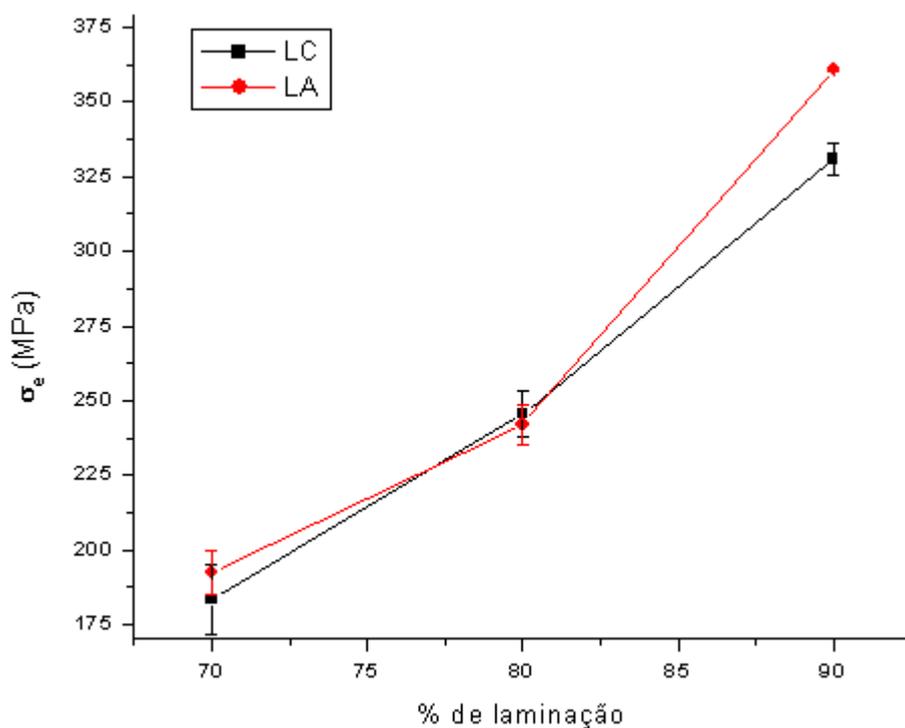


FIG 5.6: Evolução limite de escoamento com o grau de deformação após: LC, laminação convencional; e LA, laminação assimétrica.

Os resultados obtidos neste trabalho foram superiores aos reportados por HUMANE (2010), que avaliou a LC utilizando estes mesmos graus de redução (70, 80 e 90%), TAB 2.7, e aos resultados de MEIRA (2006), que avaliou as propriedades de uma chapa de aço IF após

76% de redução em escala industrial. No primeiro caso as maiores divergências foram observadas para a amostra após 90%, que ao contrário do que foi reportado, ganharam resistência, 390 MPa, contra 240 MPa. Com relação ao segundo trabalho verifica-se que as faixas de valores tidas como ideal tanto para σ_e , quanto para σ_m , somente foram atingidas pelas amostras que sofreram 70% de deformação em LC e LA. Para as demais condições os valores obtidos resultam em valores até 100 MPa superiores.

Entretanto, ao comparar os resultados obtidos para a amostra LC-70, o valor de σ_m assemelha-se ao que foi obtido por GHOSH (2007) para um aço IF após recozimento contínuo à 833 °C por 120s, 350 MPa contra 330 MPa obtido neste trabalho a 0° de DL. Já o resultado de σ_e foi superior, 224 MPa contra 168 MPa.

Com relação ao encruamento, n , houve um decréscimo desta propriedade com o aumento do percentual de deformação, FIG 5.7, podendo ser verificado uma redução acentuada deste parâmetro, de LC70 = 0,30, passando por LC80 = 0,21 até atingir LC90 = 0,15, estando este último abaixo dos valores usuais desta propriedade. Vale ressaltar que esse decréscimo ocorre de forma linear, podendo ser representado pela fórmula y informada na figura. Os resultados obtidos após LA divergem pouco do que foi verificado para LC. Os valores encontrados para esta propriedade divergem do que foi verificado por HUMANE (2010), que encontrou $0,22 < n < 0,24$ para reduções entre 50 e 90%, e do que foi verificado por MEIRA (2006), $0,219 < n < 0,250$ para a amostra após 76% de redução.

Como pode ser visto na TAB 4.4, os resultados de anisotropia normal obtidos neste trabalho estão muito abaixo dos valores normalmente obtidos para esse material. Na literatura existem muitos trabalhos que citam que o valor de r_m está relacionado a presença de uma forte textura de fibra γ após o recozimento, esse comportamento foi visto neste trabalho, especialmente para as amostras laminadas convencionalmente. HUMANE (2010) obteve para as amostras laminadas a 80 e 90% um valor de r_m igual a 2,41 e 2,48, respectivamente, esse resultado está associado ao desenvolvimento de uma fibra γ bastante intensa, representando 9,6% da textura obtida para estas amostras.

BANERJEE (2008) identificou que o comportamento de r_m segue a mesma tendência do percentual de componentes $\{111\}<110>$ presentes na fibra γ , sendo possível atingir maiores valores de r_m quanto maior o percentual de $\{111\}<110>$ na textura do material. Sendo verificado em seu trabalho um máximo de r_m igual a 2,29 para a amostra laminada 80% a frio, seguida de recozimento em caixa a 680 °C. Para esta amostra o componente $\{111\}<110>$ representava 7,5% da textura do material. Diante disso, e da textura verificada neste trabalho,

seria esperado que as amostras laminadas convencionalmente após 80 e 90% de redução desenvolvessem valores de r_m e Δr próximos a 2 e 0,15, respectivamente.

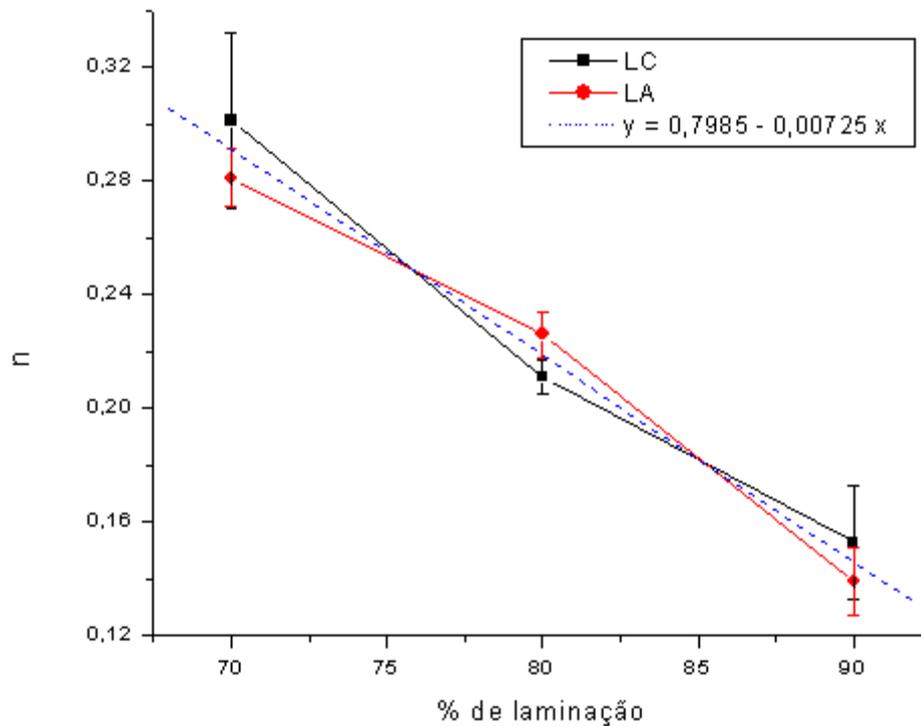


FIG 5.7: Evolução encruamento, n , com o grau de deformação após: LC, laminação convencional; e LA, laminação assimétrica.

Por outro lado, ao comparar a laminação convencional com a assimétrica, LAPOVOK (2009) concluiu em seu trabalho que o valor de r_m é inferior para as amostras laminadas assimetricamente sem rotação, LAm, do que na laminação assimétrica cíclica, LAc, que é quando há a rotação de 180° em DL a cada novo passe, 0,80 contra 1,08 obtido pra o último caso. Para a laminação convencional foi obtido um valor intermediário desta propriedade, 0,99. O autor relacionou este comportamento à deformação cisalhante adicional que ocorre na LAm, que é responsável pelo deslocamento da fibra γ , que por sua vez afeta o resultado da anisotropia. Na LAc, esse deslocamento não foi observado em função da inversão da componente de cisalhamento a cada passe, anulando este efeito. Os valores de r_m encontrados por LAPOVOK não podem ser considerados baixos, pois em seu trabalho não foi realizado o recozimento das amostras, etapa na qual ocorre o reforço da fibra γ .

Para a anisotropia planar espera-se a obtenção de um valor próximo de zero, porém o menor valor obtido foi 0,26 para a amostra LA80. Um elevado valor de Δr , significa que as

propriedades atuaram de forma diferente em cada plano da chapa, o que resulta na formação de orelhas.

6 CONCLUSÃO

As amostras laminadas convencionalmente apresentaram após o recozimento uma textura típica de aço IF, formada por uma fibra α parcial e uma fibra γ contínua.

A intensidade da fibra γ aumenta com o aumento da deformação atingindo seu máximo após 80% de redução. Após 90% de redução já é verificado uma perda de intensidade desta fibra.

A textura resultante da laminação assimétrica é menos intensa do que a obtida na laminação convencional tanto para fibra α quanto para a fibra γ .

Não foram encontrados componentes ao longo de $\Phi = 54^\circ$, posição da fibra γ , nas amostras laminadas assimetricamente. Entretanto foi verificado a presença de uma fibra localizada em $60^\circ < \Phi < 75^\circ$, sugerindo que a fibra γ se desloca para baixo.

O processamento aplicado resultou em propriedades mecânicas elevadas tanto para as amostras que sofreram laminação convencional quanto assimétrica.

Os valores máximos de σ_m e σ_e foram obtidos nas amostras após 90% de redução, sendo maior na amostra laminada assimetricamente.

Os valores de r_m encontrados, não refletem o resultado obtido para a textura, principalmente no que se refere laminação convencional.

7 REFERÊNCIAS

- ALMEIDA, L.O. Influência da redução a frio sobre a estampabilidade de chapas de aço inoxidável ABNT 430 laminadas a frio. Dissertação de mestrado – UFMG (1987)
- BANERJEE, K., VERMA, A.K., VENUGOPALAN, T. Improvement of Drawability of Titanium-Stabilized Interstitial-Free Steel by Optimization of Process Parameters and Texture. Metallurgical and Materials Transactions A, Volume 39A (2008) p. 1410-24
- BARNETT, M.R, JONAS, J.J. Influence of Ferrite Rolling Temperature on Microstructure and Texture in Deformed Low C and IF Steels, , ISIJ International, Vol. 37, no 7, 1997, p. 697-705.
- BODIN, A. Intercritical deformation of low alloy steels. PhD Thesis, TU Delf, Netherlands, 2002.
- BRESCIANI, E.F., ZAVAGLIA, C.A.C., BUTTON, S.T., NERY, F.A.C. Conformação plástica de metais. Ed. UNICAMP 1991
- BUNGE, H.J. Theoretical Methods of Texture Analysis. DGM Informationsgesellschaft, Deute Gesellschaft fur Matallkunde, Frankfurt, Germany, 1987.
- CALLISTER, W.D.Jr. Ciência e Engenharia de Materiais: Uma Introdução. LTC Editora (2002) Rio de Janeiro.
- CHIAVERINI, V. Aços e Ferros Fundidos: características gerais, tratamentos térmicos, principais tipos. 7ª Edição - Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais (2005) São Paulo
- CUI, Q., OHORI, K. Grain refinement of high purity aluminum by asymmetric rolling. Materials Science Technology, 16 (2000) p. 1095-1101.
- DIETER, G.E. Mechanical Metallurgy – SI Metric edition/adapted by David Bacon. McGraw-Hill 1988
- DING, Y., JIANG, J., SHAN, A. Microstructures and mechanical properties of commercial purity iron processed by asymmetric rolling. Materials Science and Engineering A 509 (2009) p. 76-80
- ELIAS, J.A., HOOK, R.E., Vacuum-Degassed Low Carbon Steel and its Production Method, U.S. Patent n° 3, 765, 874, patentada pela Armco Steel Corporation, 1973
- ELSNER, A. Advanced hot rolling strategies for IF an TRIP steels. Delf University Press, 2005. Holanda.
- ENGLER, O., RANDLE, V. Introduction to Texture Analysis: Macrotexture, Microtexture and Orientation Mapping. 2nd Edition. CRC Press, 2010.

GAO, H., RAMALINGAM, S.C., BARBER, G.C., CHEN, G. Analysis of asymmetrical cold Rolling with varying coefficients of friction. *Journal of Materials Processing Technology* 124 (2002) p. 178-182

GONÇALVES, L.O., KLEIN, L.N. in OLIVEIRA, A.F. Caracterização de um aço IF após a relaminação num laminador de encruamento. *Dissertação de Mestrado. USP* (2010) 142 páginas

GHOSH, P., BHATTACHARYA, B., RAY, R.K.. Comparative study of precipitation behavior and texture formation in cold-rolled – batch annealed and cold rolled – continuous annealed interstitial free high strength steels. *Scripta Materialia* 56 (2007) 657-660

GUO, Y., WANG, Z., XU, J., WANG, G., LIU, X. Texture evolution in a warm-rolled Ti-IF steel during cold rolling and annealing. *Journal of Materials Engineering and Performance* v.18 (2009) p. 378-384.

HERMAN, J.C., CANTINEAX, P., LANGLAIS, M. Future Prospects Of Ferritic Hot-Rolled Thin Strip Steel: A new “Low Cost “ approach for steel sheet production. *Steel World* (1992) p. 48-54.

HIROKI, I., in SAHA, R., RAY, R.K. Effects of severe cold rolling on the texture and grain boundary character of a Ti-nb IF steel. *Materials Letter* (2007)

HOILE, S.. Processing and properties of mild interstitial free steels. *Materials Science and Technology* 16 (2000) p. 1079-1093.

HUMANE, M. M., MINZ, R.K., PARETKAR, R.K., PESHWE, D.R. 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, 2010 – p 867-880

HUGES, D.A., HANSEN, N. *Acta Mater.* 45 (1997) p. 3871.

HUTCHINSON, B.. Deformation microstructures and textures in steels. *The Royal Society* 357 (1999) 1471-1485

JONAS, J.J., RAY, K.R., HOOK, R.E. Cold rolling and annealing textures in low carbon and extra low carbon steels. *International Materials Reviews* 39 (1994) p. 129-172

JI, Y.H., PARK, J.J. Development of severe plastic deformation by various asymmetric rolling processes. *Materials Science and Engineering A* 499 (2009) p. 14-17.

KIM, G., KWON, O., YIM, C.H. Production and application of ultra-low carbon steels in Korea – IF steels 2000 proceedings. *International Conference On The Processing Microstructure And Properties of IF Steels, 2000.* p. 111-123.

KIM, K.H., LEE, D.N. *Acta Mater.* 49 (2001) p. 2583.

KOCKS, U.F., TOME, C.N., WENK, R. *Texture and Anisotropy.* Cambridge University Press, Cambridge, U.K. 1998.

- KANG, J.Y., BACROIX, B., OH, K.H., LEE, H.C. Effect of Initial Texture on the Deformed Microstructure of IF Steel. *Materials Science Forum* 558-559 (2007) p. 1395-1400
- LAPOVOK, R., ORLOV, D., TIMOKHINA, A.I., POUGIS, A., TOTH, L.S., HODGSON, P.D., HALDAR, A., BHATTACHAEJEE, D. Asymmetric Rolling of interstitial-free steel using one idle roll. *Metallurgical and Materials Transactions* (2011)
- LEE, S.H., LEE, D.N. - Analysis Of Deformation Textures Of Asymmetrically Rolled Steel Sheets *International Journal Of Mechanical Sciences* 43 (2001) p. 1997-2015
- LEE, D.N., KIM, K.H. Effects of asymmetric rolling parameters on texture development in aluminum sheets In: Demeri, MY, editor. *Innovations in processing and manufacturing of sheet materials*. Warrendale, PA: TMS (2001) p. 219-35
- LEE, J.K., LEE, D.N. Shear texture development and grain refinement in asymmetrically rolled aluminum alloy sheets: effects of shear combinations. *Proc. Int. Conf. on Ultrafine Grained Materials III*, Charlotte, NC, USA, 2004.
- LESLIE, W.C. *The physical metallurgy of steel*. McGraw-Hill International student Edition, 1982, p.156.
- LORENT, G. et al. *Fundamentos de ensaios mecânicos*. Departamento de Engenharia Metalúrgica da Universidade Federal de Minas Gerais, 1980.
- MEIRA, R.R. Efeito da variação das condições de encharque nas propriedades mecânicas do material IF processado no recozimento contínuo da Usiminas. *Dissertação de mestrado*. UFMG (2006) 80 páginas.
- MEYERS, M.A., CHAWLA, K.K. *Princípios de Metalurgia Mecânica*. Edgard Blücher (1982) São Paulo.
- NICAISE, N., BARBENNI, S., WAGNER, F., BERVEILLER, M., LEMOINE, X. Coupled effects of grain size distributions and crystallographic textures on the plastic behaviour of IF steels. *International Journal of Plasticity* 27 (2011) 232-249.
- OLIVEIRA, A.F. Caracterização de um aço IF após a relaminação num laminador de encruamento. *Dissertação de Mestrado*. USP (2010) 142 páginas.
- OKUDA, K., KAWABATA, Y., SAKATA, K., OBARA, T.. *Proc. 39 th Mechanical Working and Steel Processing Conf. XXXV*, ISS< Warrendale, PA, 1998, p.297
- PAEPE, A. de, HERMAN, J.C., LEROY, V. Deep drawable ultra low carbon Ti IF steel hot rolled in the ferrite region. *Steel Research*, 68 (1997) p. 479-486.
- PRADHAN, R. Cold-rolled interstitial-free steels: a discussion of some metallurgical topics. In: *PROCEEDINGS OF INTERNATIONAL FORUM FOR PHYSICAL METALLURGY OF IF STEELS*, Toquio, ISIJ INTERNATIONAL, 1996, p.165-177.
- RANA, R., AZEEM, N., SINGH, S.B., MOHANTY, O.N. Mechanism of annealing in interstitial free steels. *Trans. Indian Inst. Met.* vol. 59 (4) (2006) p. 491-496

REIS, A.C.C., KESTENS, L., HOUBAERT, Y., in: SAHA, R., RAY, R.K. Effects of severe cold rolling on the texture and grain size boundary character of a Ti-Nb IF steel. *Materials Letters* 62 (2007) p. 222 -225.

RUIZ-APARICIO, L.J., GARCIA, C.I., DEARDO, A.J.. Development of {111} transformation texture in interstitial-free steels. *Metallurgical and Materials Transactions A* v. 32, p. 2325-2334, 2001.

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 Internacional* 1994, 34, 51-60.

SAHA, R., RAY, R.K. Effects of severe cold rolling on the texture and grain size boundary character of a Ti-Nb IF steel. *Materials Letters* 62 (2007) p. 222 -225.

SANGI, S.; KOHNO, R.; TAKAHASHI, N.; AKISUE, O.; YAMADA, T.; ODA, M. *CAMP-ISIJ*, 3(1990), p. 1768-1771.

SIDOR, J., MIROUX, A., PETROV, R., KESTENS, L. Microstructural and crystallographic aspects of conventional and asymmetric Rolling processes. *Acta Materialia* 56 (2008) p. 2495-2507

STRUGALA, D. C.; FEKETE, J. R.; YAO, Z. Advanced sheet steels for automotive applications, *JOM*, 1992, p. 17-21.

SUBRAMANIAN, S.V., PRIKRYL, M., ULABHAJE, A., BALASUBRAMANIAN, K. *Proc. Int. Conf. on IF Steel Sheet*, Canadian Institute Mining, Metallurgical and Petroleum, Ottawa, Ontario, Canada, 1991. p. 15-38.

TOTH, L.S., BEAUSIR, B., ORLOV, D., LAPOVOK, R., HALDAR, A.. Analysis of texture and R value variations in asymmetric rolling of IF steel. *Journal of Materials Processing Technology* 212 (2012) 509-515.

Toth 2010

TOMITZ, A., KASPAR, R. Deep-Drawing quality of cold rolled sheet made of ferritically rolled hot strip. *Steel Research*, 71 (2000) p. 504-510.

WANG, Z., WANG, X.. *J. Mater. Proc. Technol.*, 2001, vol. 113, pp. 659-661.

WAUTHIER, A., REGLE, H., FORMIGONI, J., HERMAN, G. The effects of asymmetrical cold rolling on kinetics, grain size and texture in IF steels. *Materials Characterization* 60 (2009) p. 90-95

WRONSKI, S., WIERZBANOWSKI, K., BACROIX, B., CHAUVEAU, T., WRÓBEL, M., RAUCH, A., MONTHEILLET, F., WRONSKI, M. Texture heterogeneity of asymmetrically cold rolled low carbon steel. *Archives of Metallurgy and Materials* 54 (2009) p 89-102.

ZANG, P., GUO, Y., WANG, Z., WANG, G., LIU, X.. Texture evolution in ferritic rolled Ti-IF steel during cold rolling. *Journal of iron and steel research* 17 (2010) 44-48