

UNIVERSIDADE FEDERAL DE SÃO CARLOS

CAMPUS SOROCABA

PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM CIÊNCIA DOS MATERIAIS

BIANCA DELAZARI ZANCHETTA

**INFLUÊNCIA DA LAMINAÇÃO ASSIMÉTRICA NAS PROPRIEDADES MECÂNICAS
DO ALUMÍNIO AA 1050**

Sorocaba

2017

UNIVERSIDADE FEDERAL DE SÃO CARLOS

CAMPUS SOROCABA

PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM CIÊNCIAS DOS MATERIAIS

BIANCA DELAZARI ZANCHETTA

**INFLUÊNCIA DA LAMINAÇÃO ASSIMÉTRICA NAS PROPRIEDADES MECÂNICAS
DO ALUMÍNIO AA 1050**

Projeto de Dissertação apresentada ao Programa de Pós-Graduação em Ciência dos Materiais, para obtenção do título de mestre em Ciência dos Materiais.

Orientação: Prof. Dra. Andrea Madeira Kliauga

Co-orientador: Prof. Dr. José Benaque Rubert

Sorocaba

2017

Zanchetta, Bianca Delazari

INFLUÊNCIA DA LAMINAÇÃO ASSIMÉTRICA NAS
PROPRIEDADES MECÂNICAS DO ALUMÍNIO AA 1050 / Bianca
Delazari Zanchetta. -- 2017.
126 f. : 30 cm.

Dissertação (mestrado)-Universidade Federal de São Carlos, campus
Sorocaba, Sorocaba

Orientador: Andrea Madeira Kliauga

Banca examinadora: Izabel Fernanda Machado, Luis Vitor Sordi, Andrea
Madeira Kliauga

Bibliografia

1. Alumínio AA1050. 2. Laminação Assimétrica. 3. Textua
Cristalográfica. I. Orientador. II. Universidade Federal de São Carlos. III.
Título.

Ficha catalográfica elaborada pelo Programa de Geração Automática da Secretaria Geral de Informática (SIn).

DADOS FORNECIDOS PELO(A) AUTOR(A)

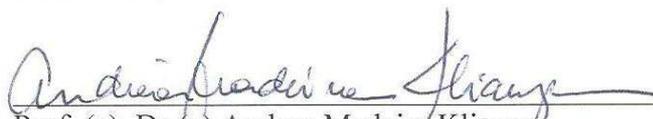
FOLHA DE APROVAÇÃO

BIANCA DELAZARI ZANCHETTA

**“INFLUÊNCIA DA LAMINAÇÃO ASSIMÉTRICA NAS
PROPRIEDADES MECÂNICAS DO ALUMÍNIO AA 1050”.**

Dissertação apresentada ao Programa de Pós-Graduação em Ciência dos Materiais - PPGCM, para obtenção do título de mestre em Ciência dos Materiais. Área de concentração Nanociência e Nanotecnologia de Materiais, da Universidade Federal de São Carlos. Sorocaba, 27 de abril de 2017.

Orientador(a)



Prof. (a). Dr. (a) Andrea Madeira Kliauga
UFSCar – Universidade Federal de São Carlos, campus São Carlos

Examinador(a)



Prof. (a). Dr. (a) Vitor Luiz Sordi
UFSCar – Universidade Federal de São Carlos, campus São Carlos

Examinador(a)



Prof. (a). Dr. (a) Izabel Fernanda Machado
USP – Universidade de São Paulo, campus São Paulo.



“É muito melhor lançar-se em busca de conquistas grandiosas, mesmo expondo-se ao fracasso, do que alinhar-se com os pobres de espírito, que nem gozam muito nem sofrem muito, porque vivem numa penumbra cinzenta, onde não conhecem nem vitória, nem derrota.”

(Theodore Roosevelt)

“Quanto mais aumenta nosso conhecimento, mais evidente fica nossa ignorância”.

(John F. Kennedy)

DEDICATÓRIA

Dedico esta dissertação ao meu avô Amélio, por sua sabedoria e perseverança! Serei eternamente grata aos seus ensinamentos!

AGRADECIMENTO

Primeiramente agradeço a DEUS, pela oportunidade e por ter me guiado até o fim!

A minha mãe pelo incentivo por sempre me apoiar e me injetar animo! Por mesmo não entendendo do assunto sempre me ouvir!

A minha família e amigos pelos momentos de ausência!

A minha orientadora Andrea Madeira Kliauga, pelo apoio, dedicação e competência em especial na atenção as revisões e sugestões, que foram de fundamental importância a conclusão deste trabalho.

Ao meu co-orientador Dr. José Benaque Rubert pelo conhecimento e paciência no desenvolvimento das análises.

Aos meus amigos de mestrado, pelos momentos divididos, pelas angustias e pelas alegrias durante este trajeto! Levarei vocês para vida toda!

Aos alunos, professores e funcionários do programa PPGCM, pelo apoio, amizade e ensinamentos durante o desenvolvimento deste trabalho.

Aos alunos, técnicos e professores do DEMA UFSCar-São Carlos, pelo apoio e suporte nos ensaios e análises em suma desenvolvidos lá.

Agradeço a CAPES (bolsa de mestrado institucional PPGCM-UFSCar) e à FAPESP (projeto 2016/10997-0) pelo apoio ao trabalho.

Finalmente, gostaria de agradecer ao PPGCM-UFSCar Sorocaba por abrirem as portas para que eu pudesse realizar o meu mestrado, me proporcionando aprimoramento técnico e sem dúvida uma lição de vida!

RESUMO

Chapas de Alumínio são comumente produzidas por laminação seguida de recozimento. Entretanto, ao serem submetidas à estampagem profunda apresentam problemas de orelhamento, devido à anisotropia plástica. Durante o recozimento a textura predominante é a cubo $\{001\} \langle 100 \rangle$, esta textura é reconhecida como sendo a causadora da má estampabilidade. A literatura indica que é possível alterar a textura final aplicando cisalhamento durante o processamento do material, neste trabalho aplicamos a Laminação Assimétrica (LA) como forma de produzir cisalhamento sobre a chapa.

Utilizando o alumínio AA1050 até atingir um total de 50% de redução em espessura, com relações de assimetria (LA) de $(r1/r2)$ de 1,5 e 2 com 5% e 10% de redução por passe e Laminação Convencional (LC) com taxa de 10% de redução por passe. A deformação experimental foi comparada à simulação de elementos finitos utilizando o software DEFORM, e a distribuição de deformação equivalente foi analisada ao longo da espessura da chapa. As amostras passaram por recozimento em forno tipo MUFLA, a 350°C por 05, 10, 15, 20 e 60 minutos.

As amostras deformadas foram caracterizadas por microscopia óptica e sua textura cristalográfica foi obtida por difração de raios-x. As amostras recozidas passaram por caracterização microestrutural por microscopia óptica, difração de elétrons retroespalhados (EBSD) e difração de raios-x. A caracterização mecânica foi feita por ensaios de dureza, de tração e pelo ensaio de embutimento Erichsen.

A microestrutura das amostras deformadas foi analisada próxima a superfície do rolo superior e no plano central a espessura. Para a LC foram encontradas concentrações maiores de Bs $\{011\} \langle 211 \rangle$, Gs $\{011\} \langle 100 \rangle$, Cu $\{112\} \langle 111 \rangle$, com intensidade máxima de 8,8 para o centro da chapa e de 4,5 na superfície. Para as amostras LA houve uma maior aleatoriedade das texturas tanto na superfície quanto no plano central. As amostras com 5% de redução por passe apresentaram as melhores reduções de intensidades máximas, somada a uma componente de rotação na direção normal (DN) da chapa, as intensidades máximas para $(r1/r2)$ 1,5 e 2 foram de 3 e 4 respectivamente. Nas amostras de 10% de redução por passe ainda estavam presentes as componentes de laminação com uma rotação mais acentuada ao redor da direção transversal (DT) a direção de laminação as intensidades máximas foram de 3 e 3,5 para $(r1/r2)$ 1,5 e 2 respectivamente. No centro da chapa as amostras de 5% de redução por passe para $(r1/r2)$ 1,5 e 2 apresentam intensidades de 5,26 e

6,56 respectivamente e a textura de cisalhamento mais forte foi a Goss rodado (011) $[0 \ 1 \ \bar{1}]$ (C). Já as amostras de 10% de redução apresentam as maiores reduções de intensidade com 3,05 e 3,63, para (r1/r2) 1,5 e 2 respectivamente, e uma proporção maior de intensidade Goss rodado (C).

A simulação numérica foi utilizada para quantificar as rotações de corpo rígido impostas pela deformação, indicadas nas figuras de pólo pelas rotações ao redor da DN e da DT. Quanto às rotações ao redor da DT, para as reduções de 5% o cisalhamento se concentra na superfície e a rotação de corpo rígido é relativamente mais intensa no centro da amostra; nas reduções de 10% uma contribuição mais intensa tanto da rotação quanto do cisalhamento foi obtida. Quanto à rotação ao redor de DN ela foi mais intensa na superfície da chapa e para a redução de 5%.

Após 05 minutos de tratamento as amostras já se encontravam recozidas atingindo um tamanho de grão médio de cerca de 30 μ m, e dureza em torno de 21HV. A textura de recozimento da amostra LC apresentou maiores concentrações das texturas cubo $\{001\} \langle 100 \rangle$ e intensidade de 8,08. Para a LA com 5% de redução por passe as intensidades são máximas para r1/r2 1,5 e 2 foram 5,88 e 6,56, respectivamente, já para as com 10% de redução por passe, 2,96 e 2,85, respectivamente, apresentando a maior redução de concentração de texturas, assim como no material deformado. A LA promoveu, portanto a redução da intensidade de textura de recozimento. Nas amostras de 5% de redução por passe a textura de cisalhamento mais intensa foi a Goss rodado, já para as amostras de 10% não houve uma componente predominante.

O ensaio de tração nas três direções apresentou uma menor anisotropia para as amostras recozidas com 10% de redução por passe. Baseado nos valores de anisotropia e encruamento para cada amostra foi calculado a taxa de limite de embutimento, na qual as amostras LA obtiveram um valor superior a LC, indicando possuírem um melhor comportamento ao ensaio.

Palavras-chave: Alumínio 1050. Laminação assimétrica. Simulação numérica. Textura cristalográfica. Conformabilidade.

ABSTRACT

Aluminum sheets are produced by rolling followed by annealing. However when submitted to deep drawing earing appears, caused by the plastic anisotropy resulting from the production process. After annealing the main texture is cube $\{001\} \langle 100 \rangle$, that is recognized as being the cause of this heterogeneity during deep drawing. The literature shows that when shear stress is applied in the deformation process, it leads to texture changes. In this study asymmetric rolling (AR) was used as a technique to produce shear. The shear stress is introduced by the different velocities between the upper and bottom rolls and in this study this was achieved by using roll radius relations (r_1/r_2) of 1,5 and 2.

Rolling reductions of 50% in thickness were applied to aluminum AA1050 sheets. The conventional rolling (CR) was compared to the asymmetric rolling (AR), at two different reduction rates: 5% and 10%. The crystallographic textures were obtained by x-ray diffraction. Finite element analysis, using the DEFORM software, was used to analyze the effective strain distribution throughout the thickness as well as its components: normal strain, shear strain and rigid body rotation.

The samples were annealed in a furnace with 350°C for 05, 10, 15, 20 and 60 minutes. The microstructure was characterized by optical microscopy, electron back scatter diffraction and x-ray diffraction. The plastic anisotropy (Lankford Parameter) was measured by tensile experiments at three different sheet directions and by the Erichsen test.

The deformed samples' microstructure was analyzed at the surface near to the upper roll and at half of the thickness. For the CR the main components were brass (Bs) $\{011\} \langle 211 \rangle$, Goss (Gs) $\{011\} \langle 100 \rangle$ and copper (Cu) $\{112\} \langle 111 \rangle$, with 8.8 intensity at the central layer, and 4.5 at the surface. For AR samples the was more random at the surface of the samples with 5% of reduction per pass, added to a component of rotation in the normal direction, what resulted in cube and rotated cube textures or near to these orientations, generating a type of fiber $\{100\} // ND$. The maximum intensities for the (r_1/r_2) of 1,5 and 2 were 3 and 4, respectively. For the samples with 10% of reduction per pass the rolled texture was still presented, with a more intense rotation in the transversal direction related to the rolling direction and shear texture components $\{100\} // ND$ and . The maximum intensities were 3 and 3.5 , for the (r_1/r_2) of 1,5 and 2, respectively. In the center layer of the samples with 5% of reduction per pass for (r_1/r_2) of 1,5 and 2 showed a intensity of

5.26 and 6.56, respectively and the strongest shear texture was rotated Goss (C). (011)[0-1-1] The samples with 10% reduction per pass showed the greatest reduction of intensity with 3.05 and 3.63, for the (r_1/r_2) of 1,5 and 2 respectively, and the highest intensity was related to rotate the Goss (011)[0-1-1] component.

In the pole figures rotations around the transversal direction (TD) and the normal direction (ND) were observed. Using the finite element analysis the rotation around the TD and ND were quantified and its variation across the thickness were analyzed. The rigid body rotation is superposed to shear, which leads to the observed texture gradients. The rotation around TD is imposed by the velocity difference between top and bottom roll, whereas the ND rotation is imposed by the experimental configuration, which permit variation of the sample alignment at the roll mill entrance. This was stronger for the 5% reduction rate and more concentrated at the samples surface.

After 05 minutes the annealed samples were already recrystallized, after 60 minutes the grain average size was 30 μ m, and hardness 21HV. The annealed texture for the CR sample showed the greatest concentration off Cube texture {001} <100> and intensity of 8.08 times the random. For the AR samples with 5% reduction per pass the intensities for the (r_1/r_2) of 1,5 and 2 was 5.88 and 6.56, respectively, and for the 10% reduction per pass 2.96 and 2.85, respectively. The AR decreases the annealed texture. In the samples of 5% reduction per pass the most intense shear texture was rotated Goss, the 10% reduction per pass did not have a predominant component.

The Lankford parameters showed less anisotropy for the annealed samples with 10% reduction per pass. Based on the values of anisotropy and hardening exponent for each sample, the Limiting Rate of Drawing was calculated. The AR got a superior values than the CR ones, indicating an improvement of the drawability.

Keywords: Aluminum Al1050, Asymmetric Rolling, Numerical Simulation, Crystallographic Texture, Deep drawing.

LISTA DE FIGURAS

FIGURA 1-Desenho esquemático do metal em contato com os cilindros refrigerados (MINATEL, 2009).....	20
FIGURA 2- Ilustração do processo de Laminação Convencional (BRESCIANI et al, 2011). .	22
FIGURA 3 - Forças e relações geométricas na laminação (BRESCIANI et all, 2011).....	23
FIGURA 4 - Diagrama de distribuição das componentes longitudinais da velocidade do metal sobre o comprimento da deformação durante a Laminação Simétrica (MAKSIMOV; 2011)...	24
FIGURA 5 - Variação relativa na deformação longitudinal pelo comprimento da chapa (l) para o plano central (1) e de contato da chapa (2) durante a laminação convencional da amostra da liga de alumínio (MAKSIMOV; 2011).....	24
FIGURA 6 – Diagrama de distribuição das componentes longitudinais da velocidade do metal sobre o comprimento da deformação durante a Laminação Assimétrica (MAKSIMOV; 2011).	26
FIGURA 7 - Variação relativa na deformação longitudinal pelo comprimento da chapa para o plano de contato com o cilindro rápido (1), plano central (2) e plano de contato com cilindro lento (3) durante a Laminação Assimétrica da amostra da liga de alumínio (MAKSIMOV; 2011).	26
FIGURA 8 - 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, et al 2001).	28
FIGURA 9 - Curva Tensão-Deformação do Al laminado com diferentes reduções. (a) Laminação Convencional, (b) Laminação Assimétrica (JIANG et al., 2009).....	29
FIGURA 10-Representação da componente cubo rodada em chapa laminada (MORAES, 2013).	30
FIGURA 11 - Goniômetro de textura para análise por reflexão (RANDLE; ENGLER, 2000).	31
FIGURA 12 - Esquema dos componentes do sistema de EBSD (RANDLE; ENGLER, 2010).	32
FIGURA 13-Posicionamento da amostra em relação à esfera de referência (PADILHA, SICILIANO, 2012).	34
FIGURA 14-Figuras de pólo (100) para uma chapa com 10 grãos: (a) distribuição aleatória de orientações; (b) orientação preferencial (PADILHA, SICILIANO, 2012).....	34
FIGURA 15-Figuras de pólo (111), (100) e (110) ($DL \rightarrow x DT \uparrow$) de uma chapa de AA1050 laminada a frio para uma redução de espessura de 70% (VEGA, 2014).....	35
FIGURA 16 – Definição dos ângulos de Euler segundo Bunge (PADILHA, SICILIANO, 2012).	35
FIGURA 17-a) Representação esquemática da fibra- α e fibra β no espaço Euler com a rotação de orientação das duas fibras durante a laminação a frio (CHOI et al., 2009) e b) figura de polo {111}.....	36

FIGURA 18 - Evolução das diferentes componentes de texturas (a) amostra laminada a frio, (b) amostra recozidas a 270°C por 2h, (c) amostras recozidas a 300°C por 2h, e (d) Amostras com tensão de Von Mises de 6,4 recozidas a 300°C. MISHIN, JENSEN, HANSEN (2010)....	38
FIGURA 19 – Fração volumétrica dos principais componentes da textura ‘Cubo’, ‘R’ e ‘Aleatória’ com relação ao nível de deformação. (a) $T_R=250^\circ\text{C}$; (b) $T_R=350^\circ\text{C}$; (c) $T_R=450^\circ\text{C}$; (d) recozimento lento (ENGLER; VATNER; NES, 1996).....	40
FIGURA 20 - Porcentagem de orelhamento medido nas chapas com 70% de redução e recozidas em diferentes temperaturas e tempos (JAHAZI; GOUDARZI, 1997).....	43
FIGURA 21 – Figuras de polo por raio-X (111), figures das chapas laminadas: (a) Chapa-1, (b) Chapa-2, (c) Chapa-3 and (d) Chapa-4. Os contornos de nível são 1.0, 1.5, 2.0, 2.5, 3.0, 3.5, 4.0, 5.0 e 6.0 (JIN et al, 2007).....	47
FIGURA 22 - ODF's calculadas na superfície e no centro das chapas produzidas por LA sem e com tratamento térmico (KIM et al, 2013). a) mapa de localização das fibras em $\phi_2=45^\circ$; b) FDOs obtidos experimentalmente.....	48
FIGURA 23 - (111), (200) e (220) figuras de pólo, obtidas de undécimo da superfície da liga AA3003; (a) chapa de Al inicial; (b) 90 % de redução na espessura, e (c) 90 % de redução na espessura e tratamento térmico de 275°C/60 min. (d) 90 % de redução na espessura e tratamento térmico de 300°C/20 min (KIM et al, 2008).....	50
FIGURA 24- Corpo de prova para ensaio de tração e posicionamento nas três direções indicadas pela norma (GHOSH, 2015).	52
FIGURA 25 - Curva tensão-deformação para as três direções do material Al - 1,0 Si-0,6 Mg (a) LC, (b) LA (KIM et al., 2013).....	56
FIGURA 26 - Esquema do fluxo de processamento das chapas (SIDOR, 2011).....	60
FIGURA 27 - Mapa de LDR, com o fator de eficiência de embutimento 0,9. Os valores encontrados para as chapas laminadas por SIDOR (2011) estão indicadas no mapa.....	61
FIGURA 28 - Laminador Assimétrico localizado no campus da UFSCAR em São Carlos, no Departamento de Engenharia de Materiais.	62
FIGURA 29 - Laminador Assimétrico	63
FIGURA 30- Desenho Técnico do corpo de prova para o ensaio de tração.....	68
FIGURA 31 - Ilustração do ensaio Erichsen (AIST, 2010).....	69
FIGURA 32 – Sistema de Laminação Assimétrica (DEFORM-3D).....	70
FIGURA 33 - Parâmetros de simulação (DEFORM-3D).....	71
FIGURA 34- Chapa de AL1050 com as marcações na lateral, para posterior medição da inclinação.	72
FIGURA 35 - Microscopia Óptica das amostras LA com luz polarizada: (a) relação de 1,5 e redução de 5% por passe; (b) relação de 1,5 com redução de 10% por passe; (c) relação de 2,0% com redução de 5% por passe; (d) relação de 2,0 com redução por passe de 10%; (e) relação de 1,0 com redução por passe de 10%.....	73
FIGURA 36 - Perfis de dureza: amostras LA, sem recozimento e com redução final de 50% da espessura.	75
FIGURA 37- Amostra LA 150500, exemplo das marcações nas laterais com a medição do ângulo.....	76

FIGURA 38 - Demonstração da malha gerada pelo DEFORM com os pontos selecionados para análise de dados na chapa 150500.	77
FIGURA 39 - Deformação Equivalente nos pontos selecionados ao longo do tempo de simulação para a chapa 150500 (DEFORM).	77
FIGURA 40 - Malha gerada pelo software DEFORM para a amostra 150500.	78
FIGURA 41 - Perfis de Deformação equivalente: amostras LC e LA, sem recozimento e com redução final de 50% da espessura. Gerado pelo software DEFORM.	79
FIGURA 42 - Figura de pólo (DL↑, DT→) para os planos cristalinos 200, 111 e 220 do alumínio da superfície da chapa para as amostras (a) 101000 , (b) 150500; c)151000 d) 200500, e) 201000.	82
FIGURA 43 - Figuras de pólo (DL↑, DT→) da região central das chapas, para os planos cristalinos 200, 220 e 111 para as amostras (a) 101000, (b) 150500, (c) 151000,(d) 200500 e (e) 201000.	83
FIGURA 44 - Fração volumétrica dos componentes das texturas pertinentes nas chapas laminadas no trabalho de JIN et al (2005).	84
FIGURA 45 - Fração volumétrica dos componentes das texturas pertinentes nas chapas laminadas no trabalho de KIM et al. (2013).	85
FIGURA 46 - Distribuição das intensidades das texturas presentes nas chapas de alumínio laminadas por LC e LA, no plano central a espessura.	86
FIGURA 47 - Evolução da textura cristalográfica através das figuras de pólo dos planos {111}. Região examinada: centro das chapas após a laminação assimétrica variando a deformação equivalente entre 0,30 (3 passes) e 1,40 (12 passes) para relação entre diâmetros de 1,5 e 2,0. São dados os valores medidos de deformação equivalente (ϵ_{eq}), ângulo de distorção da malha (θ), relação entre γ_{xz}/ϵ_z (n) e ângulo de rotação da textura cubo (ϕ)(NASCIMENTO, et al, 2016).	87
FIGURA 48- Esquema de rotação, (a) Corpo sem rotação, (b) 151000 ponto próximo ao cilindro lento, (c) 151000 ponto no centro da chapa e (d) 151000 ponto próximo ao cilindro lento.	90
FIGURA 49 - Esquema de rotação, (a) 201000 ponto próximo ao cilindro rápido, (c) 201000 ponto no centro da chapa e (d) 201000 ponto próximo ao cilindro lento.	91
FIGURA 50 - Esquema de rotação, (a) 101000 ponto próximo ao cilindro rápido, (c) 101000 ponto no centro da chapa e (d) 101000 ponto próximo ao cilindro lento.	93
FIGURA 51 - Esquema de rotação, (a) 150500,(b) 151000, (c) 200500 e (d) 201000.	95
FIGURA 52- Ângulo de rotação efetiva ao redor de DT (a) e DN (b) para as amostras de LA.	96
FIGURA 53 - Micrografia Óptica das amostras tratadas a 350°C por 60 minutos, (a)101060, (b) 150560, (c) 151060, (d) 200560 e (e)201060.	97
FIGURA 54 - Ensaio de Microdureza Vickers nas amostras tratadas a 350°C.	98
FIGURA 55 - (a) Figuras de pólo da amostra 101060, (b) mapa de orientações da amostra 101060, e (c) frequência de distribuição de tamanhos de grão.	99
FIGURA 56 - Mapas de orientação cristalográfica e figuras de pólo obtidas para as amostras de LA após o recozimento.	101

FIGURA 57 - Figuras de pólo da região central das chapas, para os planos cristalinos 100, 220 e 222 para as amostras (a) 101060, (b) 150560, (c) 151060, (d) 200560 e (e) 201060.....	102
FIGURA 58 - Distribuição das intensidades das texturas presentes nas chapas de alumínio laminadas por LC e LA e recozidas por 60 minutos a 350°, no plano central a espessura.....	104
FIGURA 59- Ensaio de tração nas três direções (0°, 45° e 90°) para as amostras (a) 101060; (b) 150560; (c) 151060; (d) 200560; e (e) 201060.....	106
FIGURA 60 - Índice r das amostras para as três direções com relação à normal.....	108
FIGURA 61 - Curvas do Ensaio Erichsen para as amostras 101060, 200560, 150560, 151060 e 201060.....	110

LISTA DE TABELAS

TABELA 1 - Nomenclatura das ligas de Alumínio (ABNT NBR 6835).....	17
TABELA 2 - Principais grupos de ligas trabalháveis (ABAL, 2004).	18
TABELA 3 - Composição química das ligas de Alumínio (CBA, 2002).....	19
TABELA 4 – Características físicas de uma liga de alumínio com 99,99% de pureza, recozido (ABAL, 2008).....	20
TABELA 5- Porcentagem do volume dos componentes da textura após cada redução (HURLEY; HUMPHREYS, 2003).....	37
TABELA 6 - Orientações ideais e fibras de cisalhamento para materiais CFC (BEYERLEIN, et al, 2009).	44
TABELA 7- Designação da chapa, detalhes da operação de laminação e uma breve descrição das texturas (JIN et al, 2005).	46
TABELA 8- Fração volumétrica das texturas presentes na superfície e no centro da chapa preparada por LC e LA, com e sem tratamento térmico (KIM et al., 2013).....	48
TABELA 9 - Variação da fração volumétrica das texturas presentes na chapa analisada a um décimo da superfície (KIM et al., 2008).	50
TABELA 10 - Índices r_m e Δr obtidos por simulação para diversos componentes de textura (LEQUEU; JONAS, 1988).	53
TABELA 11 - Valores de "r", anisotropia normal e planar do material recristalizado, amostras CR (laminado convencional) C-ASR (LA um único sentido) e R-ASR (LA com reversão de sentido entre passes) (TAMIMI et al., 2014).	55
TABELA 12 - Valores de r, r_m e Δr para a liga Al - 1,0 Si-0,6 Mg preparada por LA e LC, seguidas de tratamento térmico (KIM et al., 2013).	56
TABELA 13 - Comparação entre valor de r, r_m e Δr das amostras com 90% de redução (KIM et al, 2008).	57
TABELA 14 - Composição química da chapa de Alumínio AA 1050 (% em massa).....	61
TABELA 15 – Dados do laminador utilizado, antes da adaptação.	62
TABELA 16- Relação dos códigos de identificação das amostras trabalhadas.	65
TABELA 17 - Média das Microdurezas (HV) para cada amostra.....	74
TABELA 18 - Levantamento de Deformação Equivalente segundo as equações (2), (3) para o valor teórico e (4) a partir das inclinações medidas nas amostras para o valor experimental; e dureza correspondente.	76
TABELA 19 - Levantamento de Deformação Equivalente pelo software DEFORM.....	78
TABELA 20 - Rotação para a amostra 151000, com simetria (valores em graus).	88
TABELA 21 - Rotação para a amostra 201000, com simetria (valores em graus).	89
TABELA 22 - Rotação para a amostra 101000, sem simetria (valores em graus).....	92
TABELA 23 - Rotação de corpo rígido para as amostras 150500, 151000, 200500 e 201000..	94

TABELA 24 - Tamanho de grão para as amostras A11050, recozidas a 350°C por 60 minutos.	97
TABELA 25 - Dureza (HV) e Tamanho de grão (μm) em função da deformação equivalente antes do recozimento.....	99
TABELA 26- Carga Máxima a qual cada amostra, para cada direção foi submetida.	107
TABELA 27 - Índice r, r normal e r planar das amostras.....	107
TABELA 28 - Valores de Encruamento para as amostras, nas três direções (0°, 45° e 90°) com relação à direção de laminação.	108
TABELA 29 - Valores: r normal, coeficiente de encruamento e LDR.	109
TABELA 30 - Máxima deformação e carga máxima para cada amostra no Ensaio Erichsen.	109

LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

ABAL	Associação Brasileira de Alumínio
ABNT	Associação Brasileira de Normas Técnicas
Al	Alumínio
ASTM	“American Society for Testing and Materials”, Sociedade Americana para testes e materiais
C-ASR	Laminação assimétrica na qual entre os passes a chapa manteve o mesmo sentido.
CFC	Estrutura Cristalina Cúbica de Face Centrada
CR	Chapa com laminação convencional e recozida
Cu	Cobre
Cubo Rod	Textura do tipo Cubo Rodado
DEMA	Departamento de Engenharia de Materiais
DL	Direção de laminação
DN	Direção Normal ao sentido de laminação
DRX	Difração de raio-X
DT	Direção Transversal ao sentido de laminação
EBSD	Difração de elétrons retro-espalhados
ϵ_{eq}	Deformação equivalente
ϵ_x	Deformação normal na direção x
ϵ_y	Deformação normal na direção y
ϵ_z	Deformação normal na direção z
FATEC	Faculdade de Tecnologia de Sorocaba
FDO	Função de Distribuição de Orientação
hf	Espessura Final ou h
hi	Espessura Inicial ou h_0

HV	Unidade de medida de dureza, Dureza Vickers
IACS	“International Association of Classification Societies”
ISO	Organização Internacional para Padronização
l	Comprimento Final
li	Comprimento inicial
LA	Laminação Assimétrica
LC	Laminação Convenconal
LE	Limite de Escoamento
LECMAT	Laboratório de Caracterização de materiais.
LNNano	Laboratório nacional de nanotecnologia
LRT	Limite de Resistência a Tração
Mg	Magnésio
MEV	Microscópio Eletrônico de Varredura
MO	Microscopia Óptica
MPa	Unidade de pressão, 10^6 Pa
ND	“Normal Direction”; DN
r	coeficiente de Lankford
R ₁	Raio do cilindro superior
R ₂	Raio do cilindro inferior
R-ASR	laminação assimétrica na qual entre os passes a chapa foi rotacionada em 180°
RD	“Rolling Direction”; DL
REX	chapa recebida e recozida
r _m	Anisotropia normal
r ₀	Coefficiente de anisotropia a 0° da direção da laminação
r ₄₅	Coefficiente de anisotropia a 45° da direção da laminação
r ₉₀	Coefficiente de anisotropia a 90° da direção da laminação

TD	“Transversal Direction”; DT
TRC	Twin Roll Caster, processo de produção de chapas por lingotamento contínuo
UFSCar	Universidade Federal de São Carlos
UNESP	Universidade Estadual Paulista
w	Largura final
w _i	Largura inicial
Δr	Anisotropia planar
Θ	Varição angular das marcações na lateral da chapa na direção normal, antes da laminação e após as laminações
AB	Arco de contato
A'B'	Arco de contato
O $\hat{A}B$	Ângulo de laminação
O' $\hat{A}B'$	Ângulo de laminação
F	Força de atrito
F'	Força de atrito
P	Pressão nos cilindros
P'	Pressão nos cilindros
Θ_B	Ângulo de Bragg
γ	Fibra gama
α	Fibra alfa
β	Fibra beta

SUMÁRIO

1. INTRODUÇÃO	16
2. OBJETIVOS	16
3. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....	17
3.1. A LIGA 1050 E SUAS PROPRIEDADES.....	17
3.2. O PROCESSO CASTER.....	20
3.3. LAMINAÇÃO	21
3.3.1. Laminação Convencional (LC).....	21
3.3.2. Laminação Assimétrica (LA).....	25
3.4. TEXTURA.....	29
3.4.1 Análise de Macroestrutura (difração de raios-X).....	30
3.4.2 Análise de Microestrutura por <i>EBSD</i>	31
3.4.3. Formas de Análise.....	33
3.4.3.1. Figuras de Pólo.....	33
3.4.3.2. Função da Distribuição de Orientação (FDO).....	35
3.5. A TEXTURA DA LAMINAÇÃO CONVENCIONAL	36
3.6. A TEXTURA DA LAMINAÇÃO ASSIMÉTRICA	43
3.7. ANISOTROPIA PLÁSTICA E FATOR “ <i>r</i> ”	51
3.8. ENCRUAMENTO	58
4. MATERIAIS E MÉTODOS	61
4.1. MATERIAL.....	61
4.2 CONFORMAÇÃO MECÂNICA	62
4.2.1 Laminação Convencional.....	62
4.2.2 Laminação Assimétrica.....	62
4.3 TRATAMENTO TÉRMICO	64
4.4 NOMENCLATURA DAS AMOSTRAS	64
4.5. CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL	65
4.5.1. Preparação das Amostras.....	65
4.5.2. Microscopia Óptica.....	65
4.5.3. Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV).....	66
4.5.4. Difração de Raios-X.....	66
4.6. ENSAIOS MECÂNICOS	67
4.6.1. Ensaio de Tração.....	67

4.6.2. Microdureza.....	68
4.6.3. Ensaio de Erichsen.....	68
4.7. ANÁLISE DE ELEMENTOS FINITOS	69
4.8 DEFORMAÇÃO EQUIVALENTE.....	72
5. RESULTADOS E DISCUSSÃO	72
5.1 MATERIAL ENCRUADO.....	73
5.1.1 Microscopia Óptica (MO).....	73
5.1.2 Análise de Deformação.....	74
5.1.2.1 Ensaio de Dureza.....	74
5.1.2.2 Deformação Equivalente.....	75
5.1.3 Textura.....	80
5.2 MATERIAL RECOZIDO.....	96
5.2.1 Análise Microestrutural.....	96
5.2.1.1 Microscopia Óptica (MO).....	96
5.2.1.2 Ensaio de Dureza.....	98
5.2.1.3. Textura.....	99
5.2.2 Propriedades Mecânicas.....	105
5.2.2.1 Ensaio de Tração.....	105
5.2.2.2 Ensaio de Embutimento – Erichsen.....	109
6. CONCLUSÕES.....	110
REFERENCIAS BIBLIOGRÁFICAS.....	113

1. INTRODUÇÃO

O Brasil é o quarto maior produtor de Bauxita, mineral do qual se obtém o Alumínio (Al) por meio de processos mecânicos e químicos, no mundo (ABAL, 2012). Esta produção a cada ano vem aumentando, assim como seu valor agregado. O alumínio primário mais consumido no mercado interno se encontra sob a forma de chapas, passando a frente até mesmo dos extrudados. Comumente as chapas de alumínio passam por tratamento térmico antes do processamento mecânico, como corte e embutimento.

Chapas de Alumínio laminadas convencionalmente ao serem submetidas à estampagem profunda apresentam problema de orelhamento, fenômeno que é indesejado na produção, pois acarreta perdas de material. Este problema é oriundo da alta anisotropia plástica decorrente do processo de produção. Durante a laminação desenvolve-se uma textura que têm como principais componentes as orientações Cu $\{112\} \langle 111 \rangle$ e Latão $\{110\} \langle 112 \rangle$, eventualmente Goss $\{011\} \langle 100 \rangle$ e S $\{123\} \langle 634 \rangle$. Durante o recozimento esta textura de laminação se transforma, sendo a principal textura de recozimento a cúbica $\{001\} \langle 100 \rangle$, esta textura é reconhecida como sendo a causadora da má estampabilidade (SAMAJDAR; DOHERTY, 1998).

As texturas de deformação podem ser modificadas para $\langle 111 \rangle // DN$ com a aplicação de cisalhamento durante o processo de deformação e no recozimento podem se tornar mais aleatórias, reduzindo a anisotropia (CHEON, 2011, VEGA 2014). Neste estudo a laminação assimétrica (LA) foi utilizada como processo para impor cisalhamento. A LA é uma variação do processo de laminação convencional, com perspectivas de aplicação industrial em equipamentos para indústrias alimentícias, utensílios domésticos e luminárias. Esse processo necessita de um laminador especial dotado de rolos com diâmetros diferentes, ou alternativamente, de rolos girando com velocidades diferentes para que a assimetria do sistema seja atingida.

2. OBJETIVOS

O objetivo geral deste trabalho foi estudar a influência dos parâmetros da LA na textura cristalográfica de chapas de alumínio AA1050, e na sua estampabilidade. Para isso foram aplicadas as relações de assimetria: 1,5 e 2,0, com reduções por passe de 5% e 10% até atingir uma redução final de 50% da espessura da chapa, seguidas de recozimento a 350 °C.

Pretendeu-se também estabelecer uma relação entre a microestrutura, textura e propriedades mecânicas do material deformado e recozido. Verificando assim qual das relações combinada a redução por passe possui melhor efeito sobre o material. Em paralelo simulações utilizando o software DEFORM foram realizadas, simulando as mesmas condições aplicadas experimentalmente, a fim de quantificar as componentes de deformação presentes no processo.

3. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

3.1. A LIGA 1050 E SUAS PROPRIEDADES

As propriedades das ligas de alumínio mudam de acordo com os elementos de liga adicionados. A norma ABNT NBR 6835 classifica as ligas de laminação. A nomenclatura apresenta quatro números, onde o primeiro apresenta o grupo de liga indicado na TABELA 1(CBA, 2002).

TABELA 1 - Nomenclatura das ligas de Alumínio (ABNT NBR 6835).

GRUPO	PRINCIPAL ELEMENTO DE LIGA
1 XXX	Alumínio não ligado de pureza mínima de 99,0%
2 XXX	Cobre
3 XXX	Manganês
4 XXX	Silício
5 XXX	Magnésio
6 XXX	Magnésio e silício
7 XXX	Zinco
8 XXX	Outros elementos

O segundo algarismo (1XXX) indica modificações da liga original ou dos limites de impurezas. E os dois últimos dígitos (1XXX) indicam a liga do alumínio ou a pureza do alumínio.

Uma das maiores vantagens da aplicação do alumínio esta na sua alta resistência a corrosão, a formação de sais incolores na superfície, sem manchar ou descolorir produtos com os quais esta em contato; não produzir reação tóxica; possuir boa condutividade térmica e elétrica, alta refletividade, tanto para o calor, como para a luz, pode ser facilmente trabalhada em qualquer forma e aceita uma grande variedade de acabamentos superficiais. Através do trabalho mecânico a frio, como na laminação, sua resistência pode ser praticamente dobrada. Algumas ligas tratáveis podem apresentar aumento da resistência com o tratamento térmico, outras perdem sua resistência em elevadas

temperaturas (OTOMAR, 2010). A TABELA 2 faz um resumo das propriedades e aplicações para as ligas mais conhecidas.

TABELA 2 - Principais grupos de ligas trabalháveis (ABAL, 2004).

LIGAS	CARACTERÍSTICAS	APLICAÇÕES
1050 1100	Alumínio comercialmente puro, muito dúctil no estado recozido, indicado para deformação a frio. Estas ligas têm excelente resistência à corrosão, a qual é crescente com o aumento da pureza da liga.	Equipamentos para indústrias alimentícias, químicas, bebidas, trocadores de calor, utensílios domésticos.
1350	Alumínio 99,5% de pureza, com condutibilidade mínima de 61% IACS.	Barramentos elétricos, peças ou equipamentos que necessitem alta condutibilidade elétrica.
2017 2024 2117 2219	Ligas de AlCu, com elevada resistência mecânica, alta ductibilidade, média resistência á corrosão, boa usinabilidade.	Peças usinadas e forjadas, indústria aeronáutica, transporte, máquinas e equipamentos.
3003 3105	Ligas de AlMn, com boa resistência à corrosão, boa conformabilidade e moderada resistência mecânica. São ligas de uso geral.	Carrocerias de ônibus e de furgões, equipamentos rodoviários e veículos em geral, reboques, vagões, utensílios domésticos, equipamentos para indústria química e alimentícia, telhas, cumeeiras, rufos, calhas, forros, construção civil, fachadas.
4043 4047	Ligas de AlSi utilizadas em varetas de solda.	Soldagem das ligas das séries 1XXX, 3XXX e 6XXX.
5005 5052 5056	Ligas de AlMg são dúcteis no estado recozido, mas endurecem rapidamente sob trabalho a frio. Alta resistência à corrosão em ambientes marítimos. Em geral a resistência mecânica aumenta com os teores crescentes de Mg.	Carrocerias de ônibus e de furgões, equipamentos rodoviários e veículos em geral, estruturas solicitadas, reboques, vagões ferroviários, elementos estruturais, utensílios domésticos, equipamentos para indústria química e alimentícia, telhas, cumeeiras, rufos, calhas, forros, construção civil, fachadas, embarcações.
6053 6061 6063 6351	Ligas de AlMgSi, tratáveis termicamente com excelente resistência mecânica na tempera T6.	Carrocerias de ônibus e de furgões, equipamentos rodoviários e veículos em geral, estruturas solicitadas, reboques, vagões ferroviários, elementos estruturais, utensílios domésticos, equipamentos para indústria química e alimentícia, telhas, cumeeiras, rufos, calhas, forros, construção civil, fachadas, embarcações.
7075 7178	Ligas de AlZn, tratáveis termicamente, alta resistência mecânica, boa resistência à corrosão, boa conformabilidade.	Peças sujeitas aos mais elevados esforços mecânicos em indústria aeronáutica, militar, máquinas e equipamentos, moldes para injeção de plástico e estruturas.

A liga de Alumínio AA1050 é considerada comercialmente como alumínio puro, por possuir 99,50% de Al na liga constando com no máximo 0,50% de outros elementos (impurezas) na liga (TABELA 3). Os principais elementos presentes na liga são ferro, com até 0,25% e o silício com no máximo 0,40%. Devido às características do Alumínio, é possível aplicar esta liga em uma ampla gama de produtos (CBA, 2002). Por apresentar boa ductilidade no estado recozido é indicada para estampagem, além de produtos como luminárias, tanques e cubas não-estruturais, utilizada na indústria química e alimentícia, defletores de calor impactados, entre outros. Chapas deste material são fabricadas por fundição por lingotamento contínuo de lingotes com espessura da ordem de 120 mm, seguida de laminação a quente, recozimento e laminação a frio ou alternativamente em processo contínuo híbrido de fundição e laminação denominado processo CASTER, que tem como principal característica a obtenção de chapas com espessura da ordem de 5-7 mm, seguida de recozimento e laminação a frio. Neste trabalho foi utilizada uma liga de AA1050 proveniente do processo CASTER. A TABELA 4 faz um resumo das principais propriedades do alumínio 1050.

TABELA 3 - Composição química das ligas de Alumínio (CBA, 2002).

LIGA	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Ni	Zn	Ti	OUTROS		ALUMÍNIO (mín.)
										CADA	TOTAL	
1050	0,25	0,40	0,05	0,05	0,05	-	-	0,05	0,03	0,03	-	99,50
1070	0,20	0,25	0,04	0,03	0,03	-	-	0,04	0,03	0,03	-	99,70
1100	0,95 (Si+Fe)		0,05-0,20	0,05	-	-	-	0,10	-	0,05	0,15	99,00
1145	0,55 (Si+Fe)		0,05	0,05	0,05	-	-	0,05	0,03	0,03	-	99,45
1200	1,00 (Si+Fe)		0,05	0,05	-	-	-	0,10	0,05	0,05	0,15	99,00
1235	0,65 (Si+Fe)		0,05	0,05	0,05	-	-	0,10	0,06	0,03	-	99,35
1350	0,10	0,40	0,05	0,01	-	0,01	-	0,05	-	0,03	0,10	99,50
3003	0,60	0,70	0,05-0,20	1,0-1,5	-	-	-	0,10	-	0,05	0,15	Rest.
3004	0,30	0,70	0,25	1,0-1,5	0,8-1,3	-	-	0,25	-	0,05	0,15	Rest.
3104	0,60	0,80	0,05-0,25	0,8-1,4	0,8-1,3	-	-	0,25	0,10	0,05	0,15	Rest.
3105	0,60	0,70	0,30	0,3-0,8	0,2-0,8	0,20	-	0,40	0,10	0,05	0,15	Rest.
5005	0,30	0,70	0,20	0,20	0,5-1,1	0,10	-	0,25	-	0,05	0,15	Rest.
5052	0,25	0,40	0,10	0,10	2,2-2,8	0,15-0,35	-	0,10	-	0,05	0,15	Rest.
8006	0,40	1,0-2,0	0,30	0,30-1,0	0,10	-	-	0,10	-	0,05	0,15	Rest.
8011	0,5-0,9	0,6-1,0	0,10	0,20	0,05	0,05	-	0,10	-	0,05	0,15	Rest.

NOTAS:

- 1) QUANDO NÃO SEMENCIONA UMA FAIXA, A PORCENTAGEM INDICADA É A MÁXIMA;
- 2) QUANDO NÃO ESTÁ INDICADO O VALOR (-) CONSIDERAR COMO OUTROS.

TABELA 4 – Características físicas de uma liga de alumínio com 99,99% de pureza, recozido (ABAL, 2008)

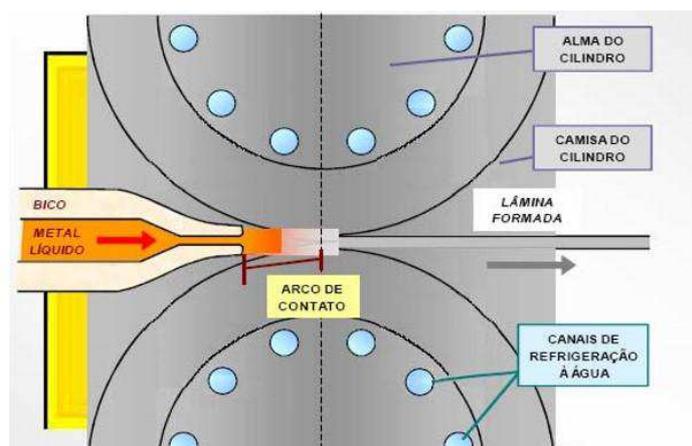
Características	Valor
Arranjo cristalográfico	CFC
Densidade a 20C (g/cm)	2,7
Número atômico	13
Peso atômico	27
Temperatura de fusão °C	660
Condutividade elétrica a 25C (W/mC)	247
Resistência a tração (MPa)	40 a 50
Alongamento (%)	50 a 70
Temperatura de recristalização °C	±300

3.2. O PROCESSO CASTER

Neste processo a chapa metálica é produzida diretamente do metal líquido (FIGURA 1), e em seguida já é enrolada em bobinas.

Os equipamentos necessários para a produção da chapa por meio do processo Caster são: um forno de fusão, no qual o alumínio se encontra sob a forma líquida, onde a composição da liga é ajustada; um forno de espera, onde a liga é homogeneizada; assim como um sistema de desgaseificação e limpeza do metal líquido, e por fim, uma calha que irá levar a liga de alumínio líquida até o injetor, o qual por sua vez irá distribuir o metal líquido entre os cilindros de laminação. Os cilindros de laminação giram a mesma velocidade, porém em sentidos opostos, são refrigerados com água, fazendo com que a liga se solidifique a distância entre os cilindros dita a espessura final da chapa (SOUZA, 2012).

FIGURA 1-Desenho esquemático do metal em contato com os cilindros refrigerados (MINATEL, 2009).



Ao metal entrar em contato com os cilindros ele se solidifica, e em seqüência sofre deformação. O volume de vazamento pode ser dividido em três partes: zona líquida, zona pastosa, e área de redução a quente ou zona sólida. Na zona líquida ocorre a nucleação dos cristais, na pastosa há o crescimento deles e na zona sólida a deformação do metal pelos cilindros faz com que os grãos fiquem alongados no sentido de laminação (SOUZA, 2009). A chapa sai dos cilindros com uma temperatura de 300°C, insuficiente para que ocorra recristalização, assim os grãos na superfície permanecem alongados no sentido de laminação (MINATEL, 2009).

O processo Caster gera uma microestrutura anisotrópica, com grãos mais grosseiros no interior da chapa e uma maior concentração de intermetálicos na região superficial devido ao gradiente elevado de temperaturas que ocorre durante a solidificação. Por possuir temperatura de trabalho elevada a textura de partida é tipicamente de recristalização na superfície e mista na região central, com componentes do tipo Cubo e Goss (OTOMAR 2010, MINATEL 2009, FERNANDES 2006).

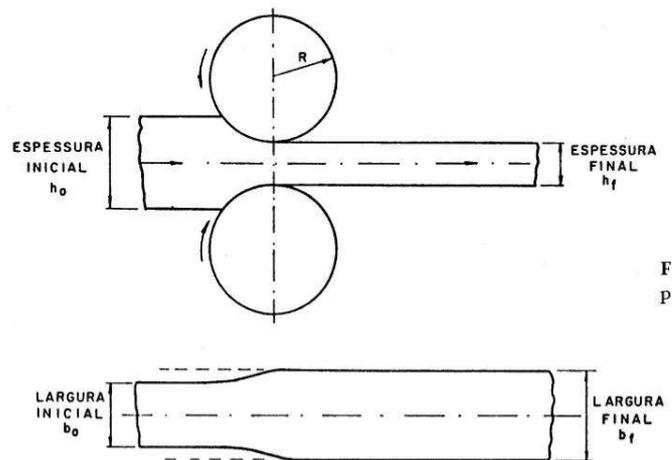
Otomar (OTOMAR 2010) comparou a microestrutura oriunda do processo Caster, com a de lingotamento contínuo, seguido de laminação a quente recozimento e laminação a frio e não foi observada diferença significativa de textura e de propriedades mecânicas entre os dois processos.

3.3. LAMINAÇÃO

3.3.1. Laminação Convencional (LC)

Laminação Convencional consiste na passagem do material entre dois cilindros de centros paralelos, que rotacionam em sentidos opostos a uma mesma velocidade angular, possuindo o mesmo diâmetro. O material se encontra sob a forma de chapa, a espessura da entrada será maior que a da saída do material (FIGURA 2), a deformação imposta pelos cilindros à passagem da chapa causa um afinamento na espessura da chapa.

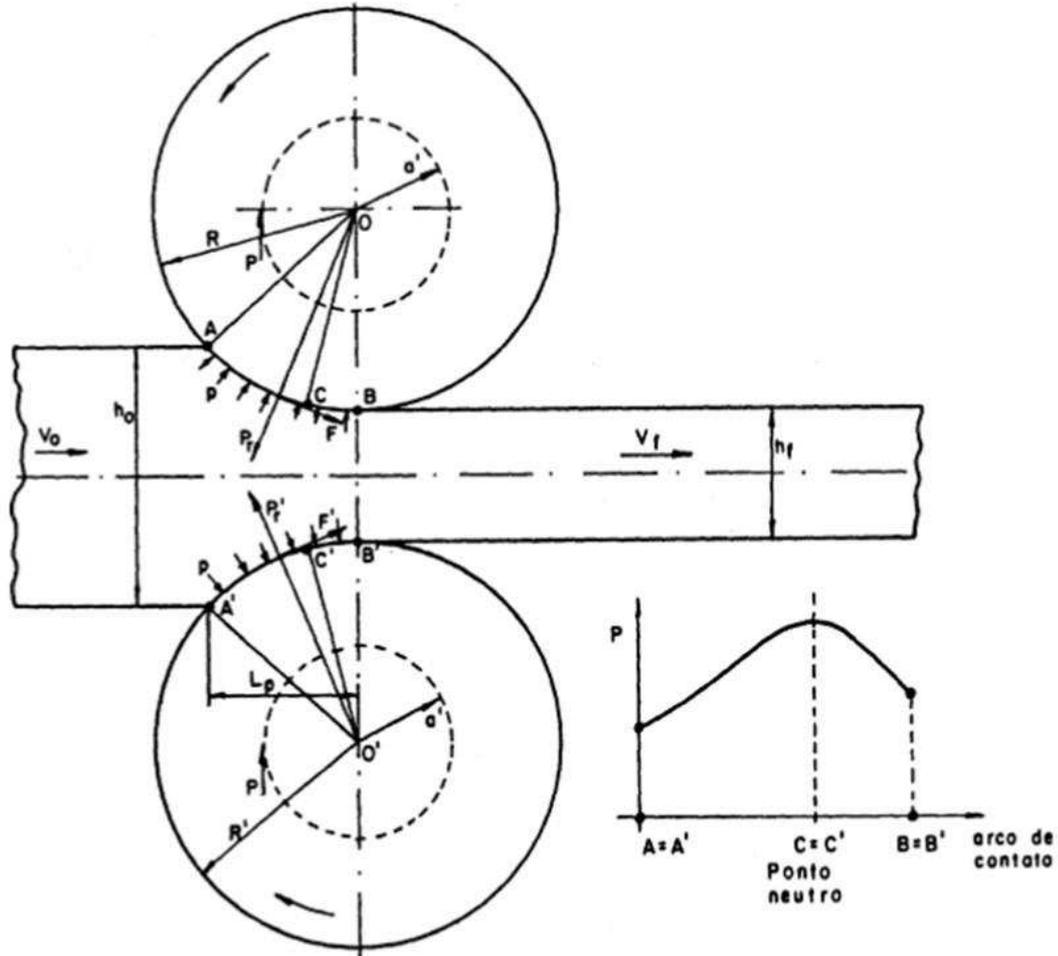
FIGURA 2- Ilustração do processo de Laminação Convencional (BRESCIANI et al, 2011).



A força de atrito nas superfícies de contato entre os cilindros e a chapa faz com que a chapa seja laminada. Essa força é proporcional ao coeficiente de atrito entre peça e cilindro, e à força normal na superfície de contato (BRESCIANI et al, 2011).

Mecanicamente a laminação pode ser classificada como um processo de compressão por comprimir diretamente a seção transversal da chapa, causando a redução de espessura. De forma que a velocidade de entrada da chapa é inferior a da saída, devido às alterações dimensionais. Há um ponto no arco de contato (chapa/cilindro) qual a velocidade superficial da chapa se iguala a dos cilindros, e no qual a tensão aplicada pelos cilindros atinge seu valor máximo. Este ponto é denominado “Ponto Neutro”. Projetando o cilindro sobre a peça, até o primeiro ponto em que o material toca no cilindro é denominado como arco de contato. O ângulo formado pelo arco de contato, tendo como vértice a projeção do eixo do cilindro, é o chamado ângulo de laminação. As forças de atrito atuam tangencialmente ao arco de contato, e no sentido de movimentação da peça até o ponto neutro, pois o cilindro gira a uma velocidade periférica menor do que a peça. A partir desse ponto, a situação de velocidade relativa se inverte e as forças de atrito passam a atuar no sentido contrário. Os esforços na laminação aumentam até o ponto neutro e a partir dele reduzem, estes esforços são decorrentes da resistência a deformação ocasionada pelo material a ser laminado, ver FIGURA 3 (BRESCIANI et al, 2011).

FIGURA 3 - Forças e relações geométricas na laminação (BRESCIANI et all, 2011).



Onde:

$AB=A'B'$ =Arco de contato;

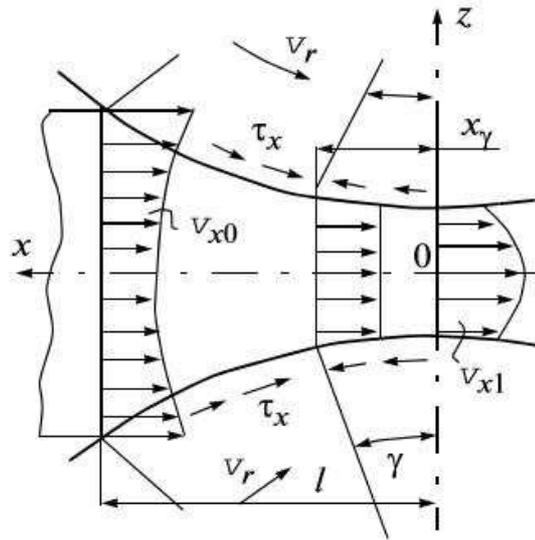
$\angle OAB=\angle O'A'B'$ = Ângulo de laminação;

$F=F'$ = Força de atrito;

$P=P'$ = Pressão nos cilindros.

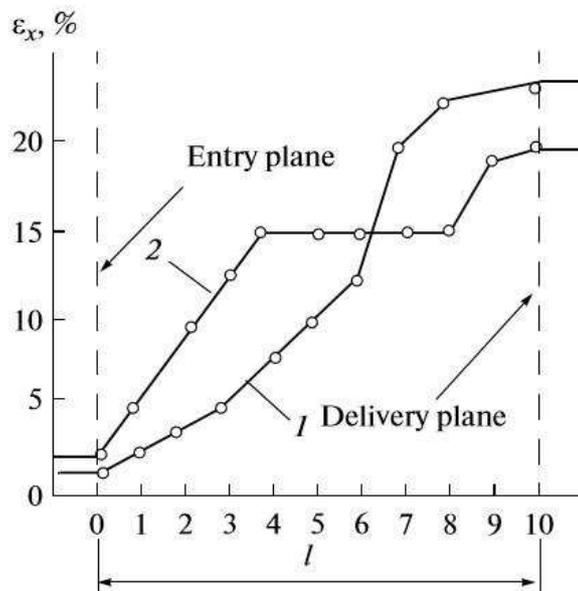
MAKSIMOV (2011) desenvolveu um estudo sobre os esforços envolvidos na laminação convencional dispendo que no plano de entrada do metal, o diagrama de distribuição de velocidade longitudinal (V_{x0}) (FIGURA 4) forma um perfil côncavo, pois as velocidades nos planos de contato são maiores que no plano central da chapa. No plano crítico as velocidades são niveladas, enquanto que logo após ele o diagrama de distribuição de velocidade longitudinal se torna convexa, pois a velocidade do plano central da chapa é maior que o dos planos de contato com os cilindros, mantendo uma simetria na distribuição.

FIGURA 4 - Diagrama de distribuição das componentes longitudinais da velocidade do metal sobre o comprimento da deformação durante a Laminação Simétrica (MAKSIMOV; 2011).



MAKSIMOV (2011) também analisou a diferença nas deformações dos planos de contato e central para uma chapa LC. O gráfico da FIGURA 5 indica um aumento na deformação longitudinal para o plano central (1) do plano de entrada (*entry plane*) até 0,4 de l (l é referente ao percurso da chapa do plano de entrada até o plano de saída), então a deformação é estabilizada até 0,8 de l , quando volta a aumentar novamente até o plano de saída (*Delivery plane*). Para o plano de contato (2) a deformação é crescente desde o plano de entrada até 0,8 de l , após este ponto a taxa de aumento é reduzida.

FIGURA 5 - Variação relativa na deformação longitudinal pelo comprimento da chapa (l) para o plano central (1) e de contato da chapa (2) durante a laminação convencional da amostra da liga de alumínio (MAKSIMOV; 2011).



Da mecânica elasto-plástica a deformação equivalente é dada por:

$$\varepsilon_{eq} = \left\{ \frac{2[\varepsilon_x^2 + \varepsilon_y^2 + \varepsilon_z^2 + \frac{(\gamma_{xy}^2 + \gamma_{yz}^2 + \gamma_{xz}^2)}{2}]}{3} \right\}^{1/2} \quad (1)$$

Durante a laminação convencional o modo de deformação é estado plano de deformações, ou seja, $\varepsilon_x = \varepsilon_y$, $\varepsilon_z = 0$, $\gamma_{xy} = \gamma_{yz} = \gamma_{xz} = 0$. Sendo assim a deformação equivalente pode ser descrita por:

$$\varepsilon_{eq} = \frac{2}{\sqrt{3}} \varepsilon_y \quad (2)$$

Onde $\varepsilon_y = -\ln\left(\frac{h}{h_0}\right)$ e h e h_0 sendo a espessura final e inicial da chapa.

3.3.2. Laminação Assimétrica (LA)

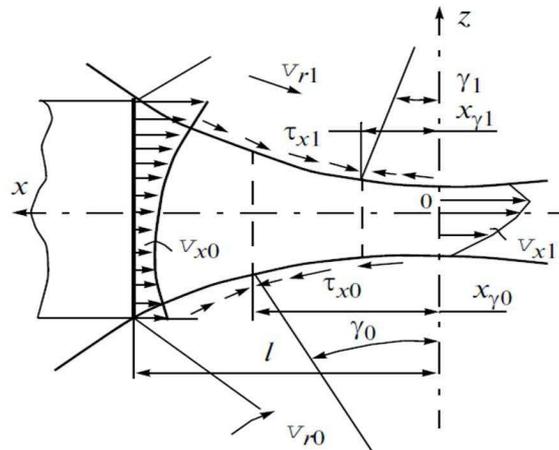
A Laminação Assimétrica consiste numa variação da laminação convencional, na qual as velocidades ou a condição de atrito nas regiões de contato entre cilindros e o material difere uma da outra, aplicando assim tensões diferentes e gerando um gradiente de velocidades entre as duas superfícies. A forma de se obter esta diferença de velocidade pode ser atingida com cilindros de diferentes diâmetros rotacionando a uma mesma velocidade angular, por cilindros de mesmo diâmetro, porém com velocidades de rotações diferentes, ou até mesmo por diferenças no atrito da superfície dos cilindros.

O ponto neutro situado para a laminação convencional em uma mesma posição para o cilindro superior e inferior, no caso da laminação assimétrica se encontra deslocado, de forma que para o cilindro mais lento o ponto se desloca para a entrada do material, e para o cilindro rápido é deslocado para a saída do material. Neste intervalo o atrito entre as superfícies de contato trabalha em sentidos opostos, gerando uma tensão de cisalhamento (LEE, et al 2001)

MAKSIMOV (2011) analisou a deformação durante a LA. O diagrama de distribuição de cargas da velocidade longitudinal (V_{x0}) é côncavo devido à velocidade nos planos de contato ser maior que no plano central, não é simétrico como na LC, pois a velocidade do cilindro superior é maior que o do cilindro inferior (FIGURA 6). Após passar a região com forças de atrito em direções opostas o diagrama de distribuição muda

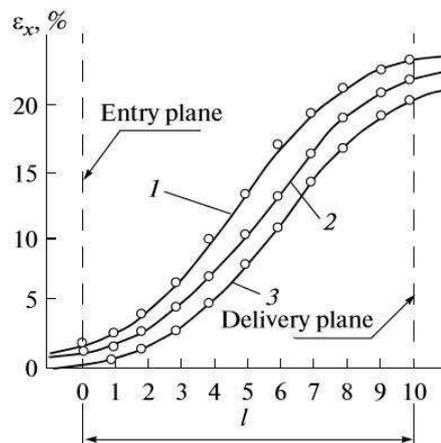
(V_{x1}), mudando para de um perfil côncavo para convexo. A distribuição da deformação V_{x1} pela espessura da chapa também é assimétrica devido há uma maior velocidade circular no plano superior.

FIGURA 6 – Diagrama de distribuição das componentes longitudinais da velocidade do metal sobre o comprimento da deformação durante a Laminação Assimétrica (MAKSIMOV; 2011).



MAKSIMOV (2011) também fez a representação da distribuição de cargas para o plano superficial superior (1), central (2) e inferior (3) LA, representado na FIGURA 7, que demonstra que a deformação no plano central da chapa é inferior ao plano em contato com o cilindro rápido, mas que ainda assim é maior que a do plano em contato com o cilindro lento. Cálculos demonstraram que a intensidade de deformação cisalhante durante a LA é maior que na LC, o que pode ser explicado pela grande deformação de cisalhamento pela espessura da chapa na LA.

FIGURA 7 - Variação relativa na deformação longitudinal pelo comprimento da chapa para o plano de contato com o cilindro rápido (1), plano central (2) e plano de contato com cilindro lento (3) durante a Laminação Assimétrica da amostra da liga de alumínio (MAKSIMOV; 2011).



O grau de deformação equivalente teórico da LA é ligeiramente superior ao da laminação convencional. Para diferentes diâmetros de rolos ela pode ser calculada conforme a equação (3) (SIDOR; MIROUX; PETROV; KESTENS, 2008).

$$\varepsilon_{eq} = \frac{\sqrt{2}}{3} \left[6 \left[\ln \left(1 - \frac{h_i - h_f}{h_i} \right) \right]^2 + \frac{6}{(h_i + h_f)^2} \times \left[R_1 \cos^{-1} \left(\frac{2R_1 - (h_i - h_f)}{2R_1} \right) - R_2 \cos^{-1} \left(\frac{2R_2 - (h_i - h_f)}{2R_2} \right) \right]^2 \right]^{1/2} \quad (3)$$

Onde h_i representa a espessura inicial da chapa, h_f espessura final, R_1 e R_2 os raios dos rolos de laminação.

A deformação pode ser também medida a partir do ângulo θ da deformação de cisalhamento, a deformação equivalente pode ser obtida pela equação (4) (ANGELLA et al., 2013):

$$\varepsilon_{eq} = \frac{2}{\sqrt{3}} \ln \left(\frac{1}{1-r} \right) \left\{ 1 + \left[\frac{(1-r)^2}{r(2-r)} \tan \theta \right]^2 \right\}^{1/2} \quad (4)$$

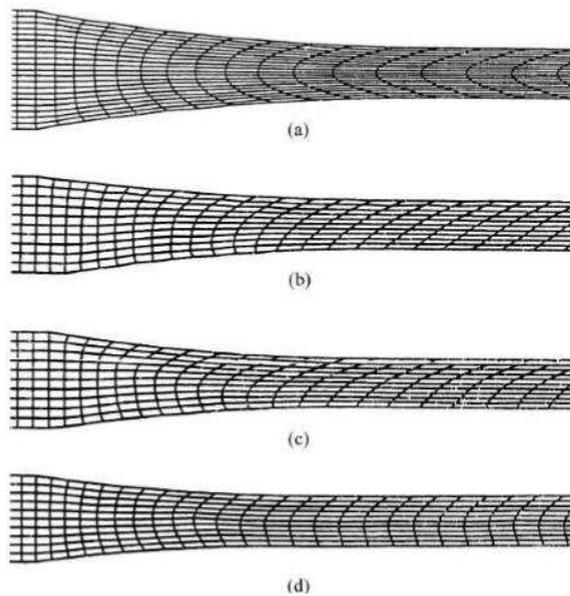
$$\text{Onde } r = 1 - (h_i / h_f) \quad (5)$$

Onde h_i representa a espessura inicial da chapa, h_f espessura final e θ o ângulo de inclinação da deformação por cisalhamento com relação ao eixo normal da chapa (inicialmente foram marcados sulcos na lateral da chapa, sendo paralelos a normal da chapa e perpendiculares ao plano de laminação, no final da laminação estes sulcos sofreram inclinação, este ângulo é indicado pela diferença entre o ângulo inicial das marcas e final das mesmas) após a deformação assimétrica. Este ângulo (θ) é a variação entre a normal da chapa e a marcação após a laminação.

LEE e KIM (2001) aplicando diferentes formas de LA a 700°C analisou a forma de textura resultante através de análise de elementos finitos em chapas de aço. Na FIGURA 8 há a representação das laminações que foram aplicadas no material, pode-se observar que na laminação convencional, as linhas de deformação se apresentam de forma simétrica, porém a camada superficial sofre deformações cisalhantes severas, enquanto que a central não recebe nenhum cisalhamento. Durante a LA, não se observa nenhuma simetria em nenhuma das 3 condições estudadas, porém a deformação cisalhante está presente ao longo de toda a espessura da amostra. A deformação apresentada pela laminação com razão de 1,5 entre as dimensões dos rolos é semelhante a produzida pela razão de 1,5 entre as velocidades de rotação dos cilindros e se mostram mais eficientes em produzir cisalhamento do que com apenas um cilindro rotacionando. O coeficiente de

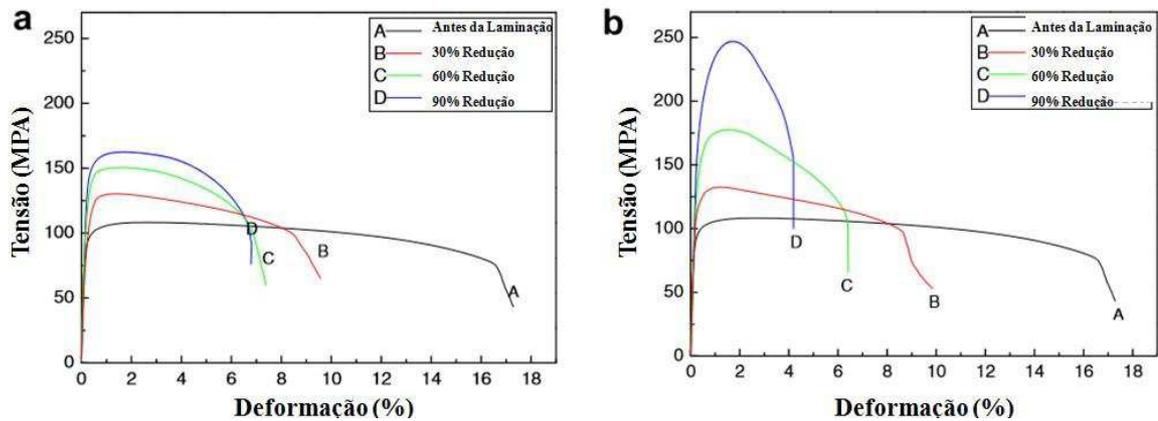
atrito foi investigado, e ao reduzir o valor de atrito o grau de deformação cisalhante também é reduzido, entretanto a deformação cisalhante ao longo da espessura permanece inalterada devido à geometria da zona de deformação.

FIGURA 8 - 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, et al 2001).



JIANG et al. (2009) aplicou LC e LA em uma chapa de Al comercial puro. As laminações foram realizadas a frio com reduções por passe de 10% até atingir um total de 90%. Analisou corpos de prova em um ensaio de tração, foram recortados da chapa no sentido de laminação. Na FIGURA 9 podemos observar que antes da laminação a chapa como recebida possuía uma baixa tensão de escoamento cerca de 100MPa e uma alta ductibilidade de 17%. Após a laminação o material apresentou um alto efeito de trabalho a frio, sua tensão de escoamento aumentou enquanto que sua ductibilidade decaiu, a LA melhorou ainda mais sua propriedade, atingindo cerca de 250MPa, que é muito maior que a atingida pela LC, mas sua ductibilidade reduziu, ficando com 4%. Esta diferença no comportamento do material é explicada pela tensão de cisalhamento adicional aplicada no processo pela LA.

FIGURA 9 - Curva Tensão-Deformação do Al laminado com diferentes reduções. (a) Laminação Convencional, (b) Laminação Assimétrica (JIANG et al., 2009).

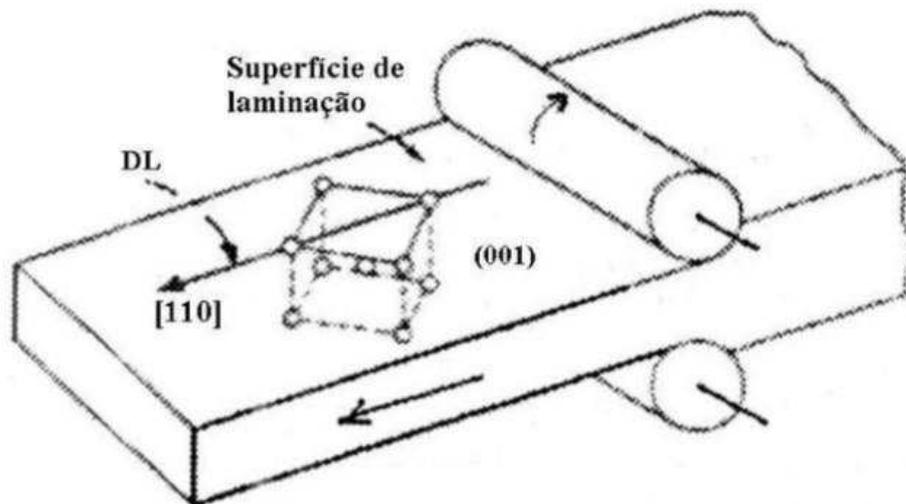


3.4. TEXTURA

Materiais policristalinos possuem sua estrutura subdividida em grãos, separados uns dos outros por estruturas denominadas contornos de grão. As propriedades do policristal dependem da forma, do tamanho e da orientação dos grãos, esta orientação esta relacionada à direção e plano da estrutura cristalina de cada grão. Cada grão possui orientação cristalográfica diferente dos grãos vizinhos, essa diferença é relativa à diferença de graus na orientação.

A orientação dos grãos de um material pode estar de forma aleatória, quando comparado a um sistema de referência, ou pode se concentrar ao redor de uma ou algumas orientações. Quando o material apresenta os grãos orientados sob uma ou umas orientações preferenciais, sob uma mesma condição, não apresentando desta forma uma orientação aleatória, diz-se que ele apresenta uma orientação preferencial ou textura. Para definir a orientação do material se estabelece uma referência, no caso do material laminado define-se como referência a direção de laminação (DL), direção normal a laminação (DN) e direção transversal a laminação (DT), como ilustrado na FIGURA 10.

FIGURA 10-Representação da componente cubo rodada em chapa laminada (MORAES, 2013).



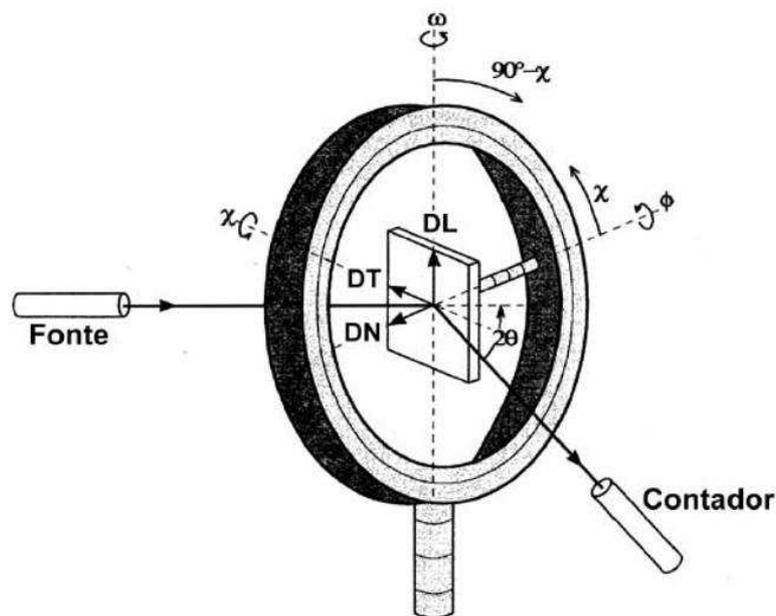
A textura pode ser desenvolvida durante processos como fundição, conformação mecânica e recozimento. Na conformação mecânica a deformação plástica ocorre principalmente devido a rotação do retículo cristalino, deslizamento de planos ou por maclação, para orientações mais favoráveis, formando assim a textura de deformação. Quando o metal deformado passa por recozimento a sua estrutura pode sofrer modificações de acordo com o tempo e a temperatura aplicada. Normalmente aplicando-se baixas temperaturas ocorrerá apenas recuperação e pouca ou nenhuma alteração da textura. Com altas temperaturas ocorre recristalização e o surgimento de uma nova textura denominada de textura de recristalização. A orientação dos grãos em uma chapa está orientada a um determinado plano cristalográfico (hkl), aproximadamente paralelo ao plano de superfície da chapa e com uma determinada direção $[uvw]$, aproximadamente paralela a direção de laminação (PADILHA, SICILIANO, 2012).

3.4.1 Análise de Macroestrutura (difração de raios-X)

O método de difração de Raios-X é utilizado para determinar texturas e aplicado a materiais cuja textura é relativamente simples, sendo possível descrevê-la por uma ou uma série de figuras de pólo. Para determinar a orientação do plano (hkl) o difratômetro é posicionado com o ângulo de Bragg adequado, (Θ_B) para o pico de difração de interesse. A amostra é rotacionada no goniômetro (FIGURA 11) até que o plano desejado seja colocado em condição de reflexão. Para uma amostra policristalina a intensidade verificada em uma determinada orientação da amostra é proporcional a fração volumétrica

de cristais com aquela orientação. De forma a correlacionar a intensidade da difração do feixe de uma localização em particular da geometria em geral, a amostra é rotacionada em um eixo normal a superfície da amostra. Repetindo para diferentes ângulos da amostra. A determinação da textura pode ser realizada em uma amostra plana de grande espessura plana na qual o Raio-X será refletido ou em uma fina camada na qual o Raio-X irá penetrar. Devido a efeitos de falta de foco a superfície plana é inclinada contra o feixe, corrigindo as variações do volume irradiado e intensidade de absorção. Na geometria de reflexão, somente figuras de pólo incompletas podem ser medidas, usualmente uma distância de pólo de 80° com relação à normal da superfície da amostra. Goniômetros convencionais de textura são equipados com um detector, um contador de cintilação, um receptor de fendas o qual é escolhido de forma que a intensidade total dos picos de Bragg escolhidos sejam registrados, requerendo fendas amplas de forma a não cortar partes do pico de Bragg, especialmente os de alto ângulo (SUWAS, GURAO 2008).

FIGURA 11 - Goniômetro de textura para análise por reflexão (RANDLE; ENGLER, 2000).

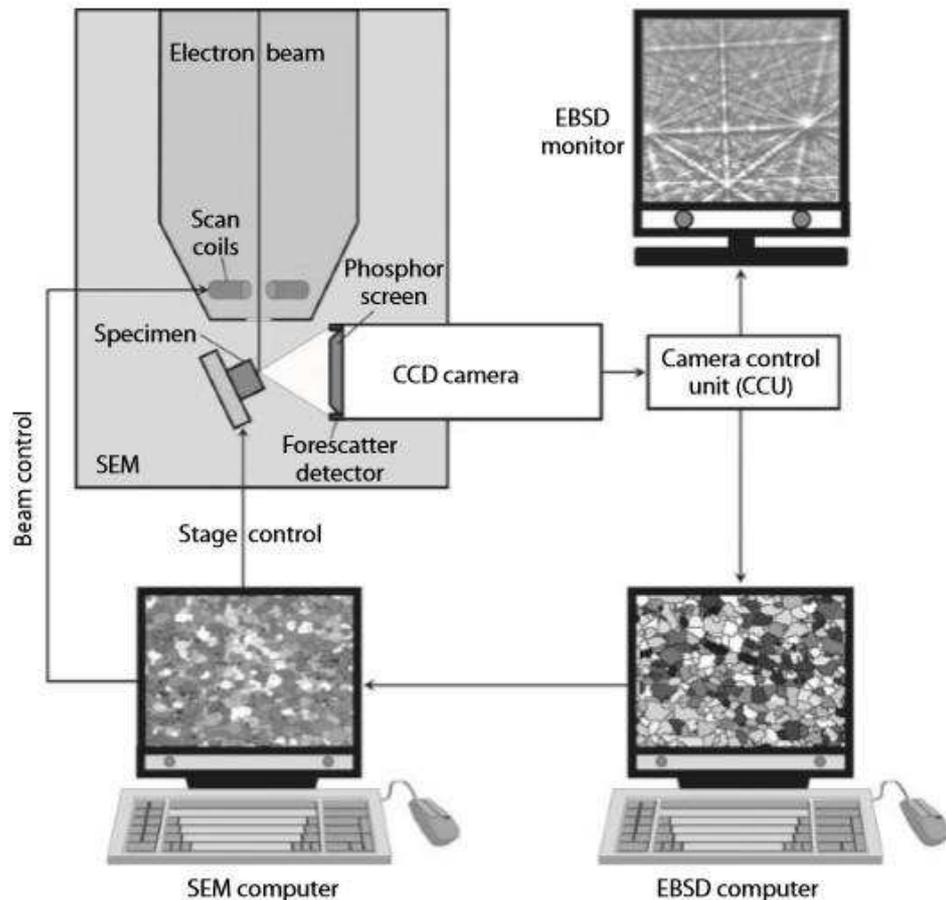


3.4.2 Análise de Microestrutura por EBSD

A técnica de difração de elétrons retroespalhados (EBSD) utiliza um microscópio de varredura (MEV), no qual um feixe de elétrons incide sobre uma amostra para analisar a textura cristalográfica (FIGURA 12). De forma que a amostra é posicionada a um ângulo entre 70° e 80° com relação ao feixe de elétrons incidente, este intervalo é estabelecido para reduzir a fração de elétrons que podem ser absorvidos pela amostra. O

feixe de elétrons pode ser direcionado para analisar um ponto ou uma área de estudo (SOUZA, 2012).

FIGURA 12 - Esquema dos componentes do sistema de EBSD (RANDLE; ENGLER, 2010).



Os elétrons retroespalhados produzidos pelo feixe de elétrons incidente na amostra formam um feixe divergente logo abaixo da superfície. Que por sua vez, incide nos planos cristalinos do cristal em todas as direções sofrendo espalhamento elástico. Quando a lei de Bragg é satisfeita são formados cones de difração. Cada conjunto de planos cristalinos forma dois cones de difração: um proveniente do lado superior do plano e outro proveniente do lado inferior. A intersecção da tela de fósforo com estes cones produz linhas paralelas (Bandas de Kikushi). A largura dessas bandas está diretamente relacionada com a distância do plano cristalino. Em algumas regiões da imagem formada as linhas se interceptam formando pontos, estes pontos de intersecção estão associados com os respectivos eixos das zonas de planos. A identificação via computador das linhas de Kikushi e a indexação da figura de difração exige o conhecimento prévio da estrutura

cristalina da fase que está sendo analisada. Esta análise indica a orientação de cada micro-região, a diferença de orientações entre elas, as figuras de pólo direta e inversa, as distribuições de diferença de orientação e as frequências de contornos especiais presentes (PADILHA, SICILIANO 2005).

A identificação dos padrões Kikushi costuma ser obtido pela imagem submetida a uma transformação denominada Hough, que transforma as linhas em pontos únicos no espaço Hough, esses pontos geram linhas artificiais paralelas as linhas Kikushi que através da medição dos ângulos, dessas linhas identificadas, e sua comparação a uma tabela de ângulos correspondentes aos planos difratores do sistema cristalino estudado se obtém assim a textura do material. A análise por EBSD analisa de forma pontual a orientação, possibilitando analisar o grau de desorientação entre grãos vizinhos, distinguindo grãos de subgrãos (RANDLE, ENGLER 2010).

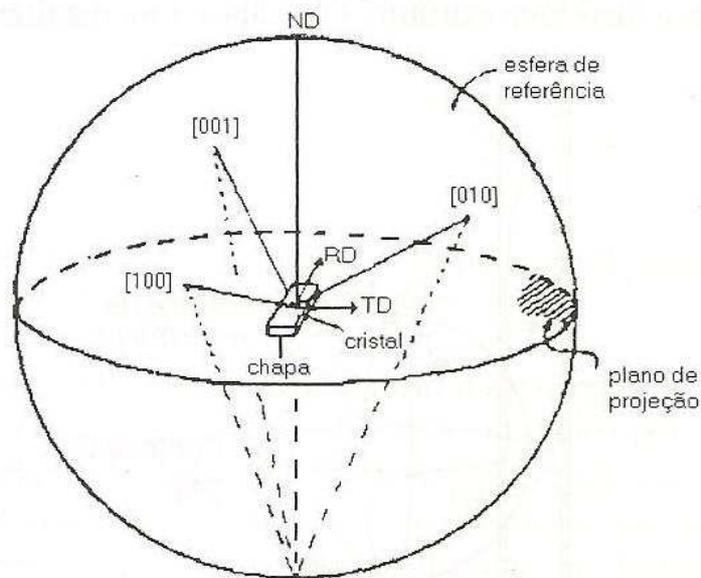
3.4.3. Formas de Análise

Para que seja possível analisar a textura do material em representações, de forma gráfica, elas são aplicadas em Figura de Pólo e Função da Distribuição de Orientações (FDO).

3.4.3.1. Figuras de Pólo

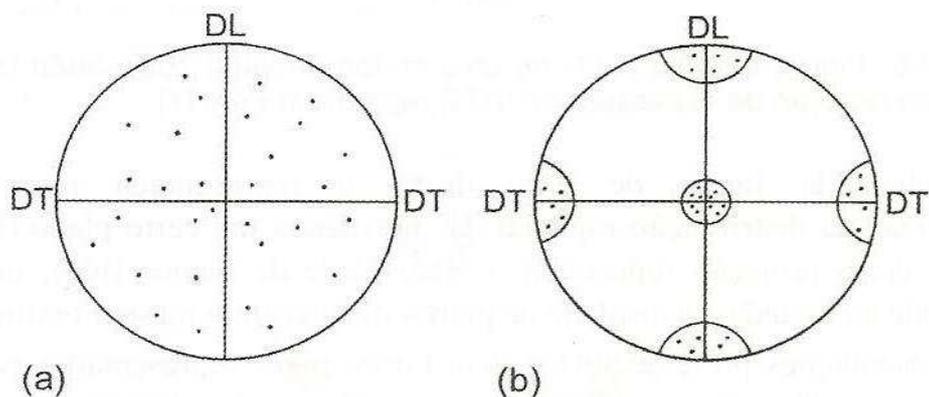
Figura de pólo é uma projeção estereográfica que mostra a distribuição de pólos, ou normal de um determinado plano (hkl) específico, usando eixos da amostra como eixos de referência (FIGURA 13). Uma seleção conveniente de eixos ortogonais para uma chapa laminada seria: direção de laminação (DL ou RD - Rolling Direction), direção transversal a direção de laminação (DT ou TD - Transversal Direction) e direção normal a superfície da chapa (DN ou ND - Normal Direction). A projeção se inicia fixando-se uma esfera na origem do sistema de coordenadas (PADILHA, SICILIANO, 2012).

FIGURA 13-Posicionamento da amostra em relação à esfera de referência (PADILHA, SICILIANO, 2012).



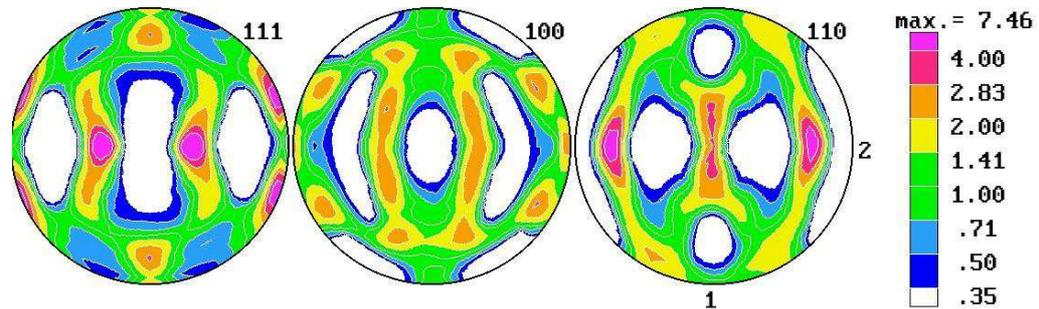
Para materiais com distribuição aleatória dos grãos a imagem de pólo apresentara pontos distribuídos de forma aleatória, distribuídos uniformemente na projeção (FIGURA 14 – a) Porém se houver a presença de textura no material ocorrerá a concentração desses pontos sobre determinadas orientações (FIGURA 14 - b).

FIGURA 14-Figuras de pólo (100) para uma chapa com 10 grãos: (a) distribuição aleatória de orientações; (b) orientação preferencial (PADILHA, SICILIANO, 2012).



Para materiais de grãos finos, os pólos analisados irão se sobrepôr de forma que não é possível visualizar a quantidade de grão sob uma mesma orientação, assim desenvolveu-se linhas de ISO - intensidade, que indicam a concentração de pontos sobre uma mesma orientação. Como na FIGURA 15 obtida no trabalho do VEGA (2014), para uma chapa laminada a frio com redução total de 70%.

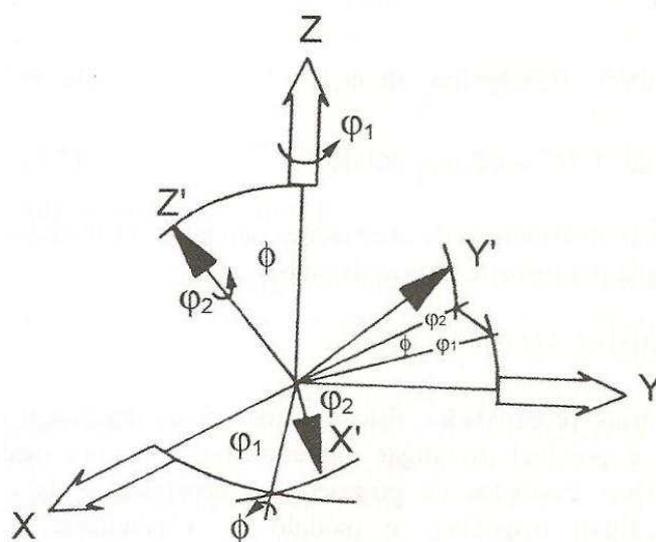
FIGURA 15-Figuras de pólo (111), (100) e (110) (DL→ x DT↑) de uma chapa de AA1050 laminada a frio para uma redução de espessura de 70% (VEGA, 2014).



3.4.3.2. Função da Distribuição de Orientação (FDO)

A descrição de textura por FDO é mais completa que por figuras de pólo, pois ela especifica a frequência de cada orientação em um espaço tridimensional. Este espaço é definido por três ângulos de Euler, os quais constituem um conjunto de três rotações consecutivas que precisam ser aplicadas a cada cristalino para tornar o seu eixo cristalográfico $\langle 100 \rangle$ coincidente com o eixo da amostra ou corpo de prova. Um dos sistemas utilizados para notação do sistema de Euler foi proposto por Bunge, utiliza os ângulos: Φ, ϕ_1 e ϕ_2 (FIGURA 16), os quais representam as rotações necessárias que o sistema de coordenadas da amostra, ou seja, direção de laminação, transversal e normal, devem ser rotacionadas até que as coordenadas da amostra sejam coincidentes com as coordenadas da estrutura cristalina. A textura é definida pela fração volumétrica de cristalinos com uma mesma orientação em função de todas as orientações presentes (PADILHA, SICILIANO, 2012).

FIGURA 16 – Definição dos ângulos de Euler segundo Bunge (PADILHA, SICILIANO, 2012).



3.5. A TEXTURA DA LAMINAÇÃO CONVENCIONAL

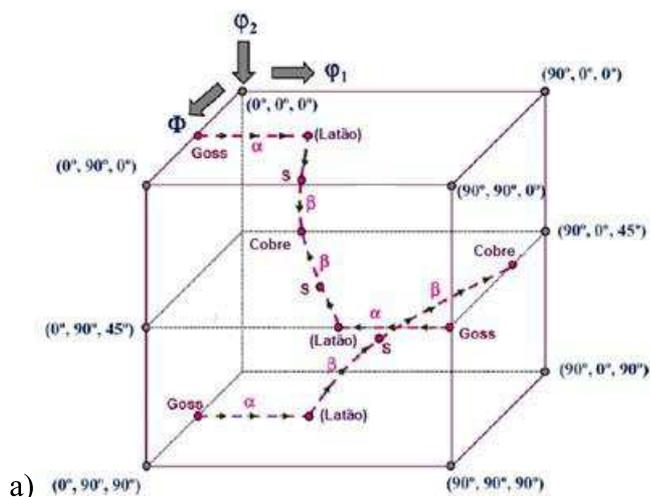
A quantidade de deformação imposta durante a laminação é o parâmetro de maior importância para a distribuição das texturas de deformação. O processo de laminação pode ser realizado de forma contínua ou em etapas, a quente ou a frio. A temperatura de laminação é o segundo parâmetro que irá definir a distribuição das intensidades de orientações cristalográficas.

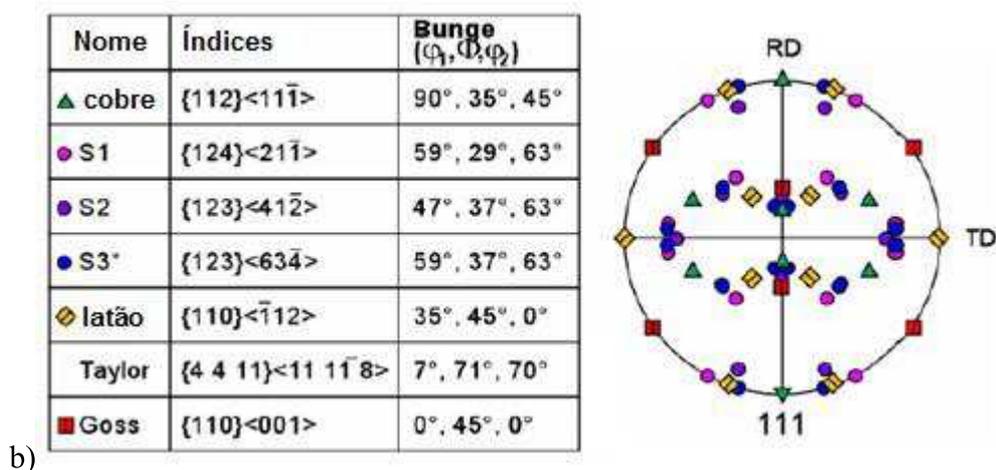
Durante a laminação a frio em ligas de alumínio, a textura típica apresentada é composta por duas fibras (FIGURA 17):

- Fibra- α (se inicia na orientação Goss $\{011\}\langle 100\rangle$, passa para a orientação latão $\{011\}\langle 211\rangle$) e ocorre principalmente em pequenas deformações.
- Fibra- β (começa com a orientação Cobre $\{122\}\langle 111\rangle$, passa pela orientação S $\{123\}\langle 634\rangle$ e finaliza na latão $\{011\}\langle 211\rangle$) e ocorre em médias e grandes deformações.

A localização destas orientações na figura de pólo $\{111\}$ é apresentada na FIGURA 17(b).

FIGURA 17-a) Representação esquemática da fibra- α e fibra β no espaço Euler com a rotação de orientação das duas fibras durante a laminação a frio (CHOI et al., 2009) e b) figura de pólo $\{111\}$.





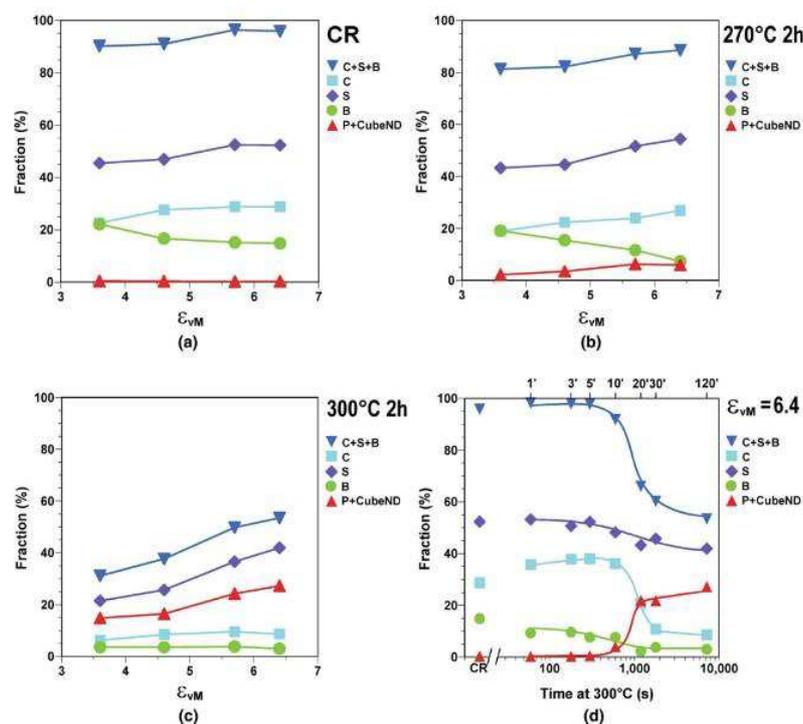
HURLEY, HUMPHREYS (2003) estudaram o comportamento da microestrutura de uma liga de Alumínio de alta pureza (Al – 0.13% wt% Mg) com espessura inicial de 40mm, que foi homogeneizada a 550 °C por 24h. Em seguida foi laminada a frio até atingir uma redução final de 75%, sendo então recozida a 300 °C por 2h. Este material inicial foi dividido e cada parte passou por uma das seguintes reduções 20, 50, 75 e 90%. As porcentagens de textura cubo {001}<100>, Goss (110)<001>, P {011}<566>, latão {110}<112>, cobre {112}<111> e S (123)<634> obtidas estão na (TABELA 5). Observou-se que bandas de deslocamento de células alongadas com desorientação alternada, alinhadas aproximadamente entre 35-40 ° em relação ao sentido de laminação foram observadas em reduções de laminação de 20% e acima. Nas reduções de até 75%, as bandas não sofreram uma rotação de corpo rígido, o que indica que elas possuem características de microestrutura transitória. Após 50% de redução, as bandas de microcisalhamento constituídas por células ligadas, formam estruturas planares bidimensionais dentro dos grãos. Estas são características persistentes da microestrutura que rotacionou no sentido do plano de laminação durante a aplicação de deformação adicional e causam grande desorientação. Após 90% de redução, os dois tipos de banda evoluem para lamelas alinhadas dentro de 10 ° com relação ao sentido de laminação.

TABELA 5- Porcentagem do volume dos componentes da textura após cada redução (HURLEY; HUMPHREYS, 2003).

Redução na Laminação (%)	Cubo	Goss	P	Brass	Cu	S
0	3,3	0,3	9,8	4,4	2,8	3,7
20	3,4	4,3	6,9	8,5	24,0	48,8
50	2,3	10,8	3,4	15,1	21,1	46,8
75	2,4	7,0	2,6	13,0	26,0	48,6
90	2,9	11,1	1,2	13,6	27,4	43,1

MISHIN, JENSEN, HANSEN (2010) estudaram a microestrutura do alumínio AA1050 laminado a frio para quatro tensões de *von Mises*, 3,6; 4,6; 5,7 e 6,4, estas tensões foram obtidas através dos resultados experimentais. O material foi laminado de forma unidirecional, porém alternando o lado superior e o inferior, passando por recozimento para produzir recuperação e recristalização. Foram analisadas as orientações (Cu) $\{112\}\langle 111\rangle$, S $\{123\}\langle 634\rangle$, latão (Bs) $\{110\}\langle 112\rangle$, P $\{011\}\langle 566\rangle$ e Cubo ND $\{001\}\langle 310\rangle$. Com o aumento da deformação para 6,4 a fração dos componentes Cu e S aumenta, já o componente Bs reduz ligeiramente, ver FIGURA 18. A evolução da microestrutura e da textura foi acompanhada por EBSD. A escala da microestrutura diminui com o aumento da deformação, e a fração dos componentes da textura de laminação aumenta atingindo 96%. A microestrutura do deformado não é homogênea mesmo quando aplicada a tensão mais alta. Grãos com orientação da textura de laminação possuem um tamanho médio menor, enquanto que o tamanho médio dos grãos com as orientações $\{001\}\langle 013\rangle$ e $\{110\}\langle 566\rangle$ foi maior que a média geral. A diferença entre a média dos tamanhos de grão aumenta com o aumento da deformação, o que pode ser atribuído a forte orientação dos cristais com os componentes da textura de laminação nas amostras sujeitas a alta deformação.

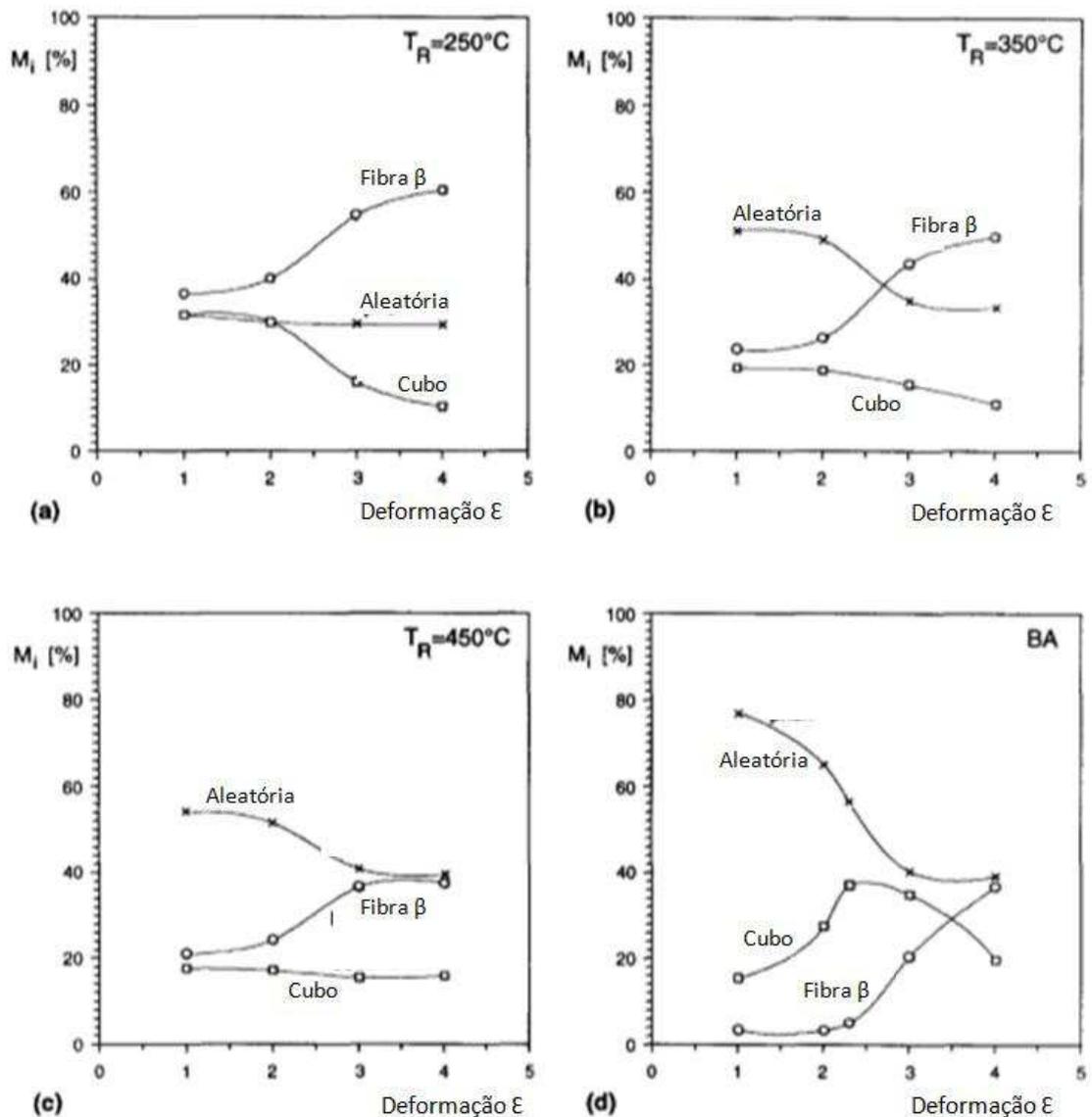
FIGURA 18 - Evolução das diferentes componentes de texturas (a) amostra laminada a frio, (b) amostra recozidas a 270°C por 2h, (c) amostras recozidas a 300°C por 2h, e (d) Amostras com tensão de Von Mises de 6,4 recozidas a 300°C. MISHIN, JENSEN, HANSEN (2010).



No estudo da liga de alumínio AA1145 de Engler et al. (ENGLER; VATNER; NES, 1996) comparou as texturas de recristalização após deformações equivalentes de 1 a 4, temperaturas de recozimento de 250°C (FIGURA 19-a), 350°C (FIGURA-b) e 450°C (FIGURA 19-c) em banho de sal (FIGURA 19-d) ou com aquecimento lento a uma taxa de 100°C por hora até 350°C. Após a laminação convencional todas as amostras apresentaram textura característica de material CFC, destaca-se que com o aumento da deformação a nitidez das texturas aumenta substancialmente, e as orientações Cubo $\{001\}$ $\langle 100 \rangle$ e S $\{123\}$ $\langle 634 \rangle$ se tornam componentes dominantes da textura. Para as amostras com aquecimento em banho de sal observou-se a redução da textura cubo com o aumento da deformação, já para as amostras que passaram por aquecimento lento e apresentam deformação abaixo de 2,3 apresentam baixo índice de textura e alto índice de aleatoriedade, já para deformações acima de 2,3 a textura se apresenta similar as amostras com resfriamento rápido.

Segundo estes autores (ENGLER; VATNER; NES, 1996), a orientação cubo é favorecida por dois efeitos opostos: i) pela nucleação rápida devido a sua recuperação preferencial, e ii) a sua ótima condição de crescimento. A orientação cubo prevalece a baixas deformações e baixa temperatura de recozimento, nas quais a nucleação é geralmente retardada. A presença de pequenos precipitados dispersos, os quais são formados durante o recozimento de recristalização em ligas supersaturadas, retarda fortemente a recuperação e conseqüentemente a nucleação de novos grãos. Os subgrãos com orientação cubo possuem vantagem devido a seu tamanho, sendo muito menos afetados pelos obstáculos do que as outras orientações, assim os grãos com orientação cubo podem crescer prontamente. A orientação cubo mostra-se especialmente a altas deformações e a altas temperaturas de recozimento. A orientação R (orientação da fibra β) surge quando a cubo é menos pronunciada. Em todas as texturas de recristalização uma alta fração de grãos com orientação aleatória foi observada.

FIGURA 19 – Fração volumétrica dos principais componentes da textura ‘Cubo’, ‘R’ e ‘Aleatória’ com relação ao nível de deformação. (a) $T_R=250^\circ\text{C}$; (b) $T_R=350^\circ\text{C}$; (c) $T_R=450^\circ\text{C}$; (d) recozimento lento (ENGLER; VATNER; NES, 1996).



Sabe-se que a anisotropia nas propriedades mecânicas e a conformação dos metais utilizando laminação, como as ligas de Al e aços de baixo carbono, dependem da sua textura cristalográfica e do seu tamanho de grão. BACROIX, B., et al (BACROIX 1999) realizaram um estudo buscando uma relação entre diferentes tamanhos de grão inicial, textura e testes de tração, chegando as conclusões: 1) A textura medida após o recozimento corresponde a uma mistura da textura de deformação e de recristalização, o que significa que a recristalização se inicia a 280°C , ao menos parcialmente. No entanto não há uma relação clara entre o tempo ou temperatura de recozimento e a intensidade da textura. 2) A resposta macroscópica do material testado é fortemente dependente da sua

textura: o nível mais baixo e alto de deformação correspondem a mais alta porcentagem de textura cubo $\{001\} \langle 100 \rangle$ e latão $\{110\} \langle 112 \rangle$ respectivamente. 3) Textura e tamanho de grão influenciam a resposta macroscópica do material, mas por termos separados: a influência da textura está contido no fator de Taylor M e o tamanho de grão na tensão de cisalhamento.

Na Laminação convencional a velocidade dos rolos é maior que a velocidade de entrada da chapa, e menor que a de saída da mesma, o que pode gerar tensão de cisalhamento. A estampagem profunda em chapa de alumínio comercialmente puro é aprimorada introduzindo a textura $\{111\}$ no plano superficial da chapa. Para que a textura $\{111\}$, também conhecida como fibra γ , seja obtida ENGLER, KIM, HUH, (2001) introduziram uma etapa adicional de laminação morna, na qual as chapas foram aquecidas a 310°C e laminadas, entre a laminação a quente e a laminação a frio seguida de recozimento final. Após a recristalização a textura $\{111\}$ prevalecia à custa de outro componente da textura de cisalhamento, especialmente a $\{001\} \langle 110 \rangle$. Entre os componentes resultantes da textura de deformação a orientação $\{111\}$ se destaca pelo seu nível de energia mais elevado. Conseqüentemente, a orientação $\{111\}$ sofre nucleação mais rápida e cresce consumindo os componentes concorrentes da textura de cisalhamento, incluindo $\{001\} \langle 110 \rangle$. Este comportamento foi simulado considerando as diferenças do fator de Taylor como medida de armazenamento de energia, e conseqüentemente, eficiência em nucleação dos vários componentes de textura de deformação. A estampagem profunda nas chapas resultantes depende profundamente da intensidade da orientação da fibra γ , assim como do volume da espessura afetada. De forma a estimular a orientação da fibra γ , a laminação a temperatura média e, em particular, a laminação a frio e a quente foram aplicadas em quantidades relativamente otimizadas. A análise de textura nas chapas finais sugere que metade da espessura da chapa contém a textura de deformação desejada.

SIDOR et al. (2008) através de simulações por Elementos Finitos verificou que a tensão de cisalhamento se inicia na entrada da chapa atingindo um valor máximo no ponto neutro, onde a tensão de cisalhamento se inverte por causa da inversão da força de atrito antes e após o ponto neutro serem opostas. Também demonstrou que na Laminação Convencional a chapa possui cisalhamento na camada logo abaixo da superfície, diminuindo de intensidade na direção do centro da chapa. Esta heterogeneidade de deformação é uma das causas da observação de texturas do tipo Dilamore $\{115\} \langle 552 \rangle$.

OTOMAR (2010) avaliou as diferenças entre os processos de fabricação da chapa de alumínio AA1050 provenientes de processo de vazamento tipo placa e do processo de

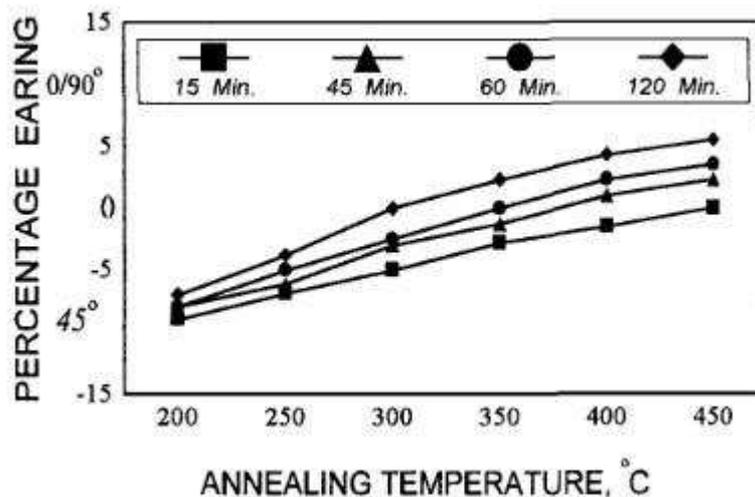
vazamento tipo caster, em seguida foram passados em laminadores até a espessura de 1,80mm e recozidos em fornos de escala industrial. Os materiais apresentaram resultados distintos, as propriedades mecânicas do Caster (Limite de escoamento, taxa limite de embutimento e Dureza) ficaram um pouco superiores as da placa. No ensaio Erichsen o material da placa suportou uma profundidade maior de conformação que a do Caster, sendo que o material do Caster sem homogeneização apresentou o menor índice. A textura do material inicial apresentou a tipo Cubo rodado $\{001\} \langle 110 \rangle$ (placa no estado laminado a quente e caster no estado bruto defusão), mais acentuado para o material Caster. Após a laminação a frio (estado encruado) todos os materiais apresentaram a componente tipo Dillamore $\{4\ 4\ 11\} \langle 11\ 11\ \bar{8} \rangle$, típica de cisalhamento, o Caster com homogeneização apresentou menor intensidade, devido ao grau de encruamento menor que os demais processos. Na condição final laminado e recozido, todos os materiais apresentaram a componente tipo Goss $\{011\} \langle 100 \rangle$ com maior intensidade, menos na superfície do material de Caster com menor homogeneização. A componente Dillamore $\{4\ 4\ 11\} \langle 11\ 11\ \bar{8} \rangle$ foi identificada apenas no Caster, e apenas no centro da amostra.

Podemos observar nos trabalhos mencionados que independente do processo pelo qual a chapa foi produzida, Caster ou placa, após laminação convencional apresenta componentes de textura típicos da laminação, no caso, textura Goss, Latão, Cobre e S. A porcentagem de redução das chapas não afeta diretamente a textura resultante, mas sim a intensidade relativa dos componentes. Quando aplicado recozimento ao material após a laminação convencional, a textura de recozimento da chapa apresenta principalmente a componente cubo, ou cubo rodado dependendo dos processos pelos quais a chapa passou até esta etapa.

Jahazi e Goudarzi (JAHAZI; GOUDARZI, 1997) estudaram os efeitos da laminação e recozimento sobre a microestrutura e o orelhamento para os alumínio AA1100 e AA1050 (FIGURA 20). Durante o estudo de caso trabalharam basicamente com três combinações. No primeiro caso, na laminação a quente utilizou-se uma chapa com 300mm de espessura, passou por homogeneização a 450°C por 12 horas, antes da laminação a quente. Passando por uma redução de 97% e 98% da espessura em uma laminadora reversiva atingindo uma espessura final de 8,5 e 6,5mm, a temperatura da chapa ao final das laminações foi de 230±10°C, recozimentos intermediários foram realizados entre 280 e 400°C e o recozimento final ocorreu entre 200 e 400°C, com este processamento o orelhamento a 0/90° foi reduzido, porém a 45° aumentou, este comportamento foi associado a redução da textura cubo.

No segundo caso com recozimento intermediário chapas inicialmente com 7,5mm de espessura foram reduzidas 60% a frio antes do tratamento térmico, e 33% depois dele, atingindo uma espessura final de 2,5mm, resultando em um orelhamento a 45° do produto laminado a frio. Aumentando a temperatura do tratamento térmico de 280°C a 300°C e 320°C acarreta uma redução no orelhamento a 45°, sugerindo que mesmo a recuperação ou uma pequena quantidade de recristalização possui uma significativa influencia no comportamento do orelhamento. Os resultados da tração a 0° e 90° indicam que os grãos orientados preferencialmente pela textura cúbica estão cada vez mais presentes no material. O orelhamento próximo de zero ocorre a 340°C e 320°C isto demonstra que a recristalização ocorreu a temperaturas mais baixas que a prevista para recristalização da liga. Na laminação a frio com recozimento final, as chapas estavam inicialmente com 7,5mm de espessura e passaram por laminação a frio até as espessuras de 2,5, 2, e 1,5 mm seguido de recozimento de 200°C a 450°C por 15, 45, 60 e 120 minutos. Como as curvas de temperatura por deformação por porcentagem de orelhamento são praticamente paralelas, é provável que um grande volume da matriz deformada possua a mesma orientação.

FIGURA 20 - Porcentagem de orelhamento medido nas chapas com 70% de redução e recozidas em diferentes temperaturas e tempos (JAHAZI; GOUDARZI, 1997).



3.6. A TEXTURA DA LAMINAÇÃO ASSIMÉTRICA

A LA se difere da simétrica, ou convencional, basicamente de três formas: quando há diferentes condições de lubrificação; rolos de mesmo diâmetro, porém com velocidades de rotação diferentes, o que também pode ser obtido trabalhando-se com diâmetros para

os rolos que diferem entre si, neste caso com a mesma rotação; ou mantendo um dos rolos livres. Com este tipo de processamento também é possível melhorar o refino de grãos e assim obter melhores propriedades mecânicas, pois quanto menor o tamanho de grão, maior será a resistência do material devido à restrição do movimento das discordâncias provocado pelos contornos de grão. (SARDINHA, 2012).

O cisalhamento introduzido na laminação desfaz a simetria ortorrômbica existente na LC e a análise passa a usar simetria triclinica para a amostra. O sistema de referencia adotado para processos de cisalhamento é o de plano de cisalhamento/direção de cisalhamento.

Para cada tipo de estrutura cristalina, o material utilizado neste estudo possui estrutura cristalina CFC, existem componentes ideais para a textura de cisalhamento. Tratando-se de cisalhamento simples as fibras que se apresentam são a $\{111\}$ //Plano de cisalhamento (fibra-A) e $\{110\}$ //Direção de cisalhamento (fibra-B). A fibra-A contém A_1 , A_2 , Ab e A enquanto que a fibra-B contém Ab , A , Bb , B e C que se conectam em $Ab-A$. A intensidade das componentes depende da simetria do teste. As coordenadas das fibras são indicadas na TABELA 6 (BEYERLEIN, et al, 2009).

TABELA 6 - Orientações ideais e fibras de cisalhamento para materiais CFC (BEYERLEIN, et al, 2009).

Componente	(hkl)[uvw]	Φ	φ_1	φ_2
A1	(011)[2-11]	45	35,26	
A2	(011)[2-11]	45	144,74	0
Ab	(112)[21-1]	35,26	180	45
A	(112)[21-1)	35,26	0	45
C	(011)[0-11]	45	90	0
Bb	(111)[-110]	54,74	180	45
B	(111)[1-10]	54,74	0	45

O cisalhamento é obtido no processo de LA devido á diferença de velocidade dos cilindros de laminação. A distribuição depende de vários fatores como: relação das velocidades entre os cilindros de laminação, taxa de redução, a espessura inicial da chapa, o diâmetro dos cilindros e atrito na interface cilindro-chapa. Para pequenas reduções a

deformação é heterogênea, através da espessura da chapa, o que faz com que o cisalhamento se concentre em uma camada logo abaixo da superfície. Na LA este efeito é mais acentuado devido á deformação por cisalhamento adicional, causando refino da microestrutura.

No estudo de KANG et al. (2005) utilizando chapa de alumínio AA6111, comparou-se o tamanho de grão após a laminação convencional e a LA na qual se utilizou rolos com os 1,5 de relação entre diâmetros (105/70mm), variando apenas a porcentagem de redução em 10%, 30% e 50%, ambas seguidas pelo mesmo tratamento térmico, inicial em banho de sal por trinta minutos em 532°C, seguido por resfriamento em água. A média dos tamanhos de grão que passaram por LA seguida de tratamento térmico foi menor quando comparadas as chapas que passaram por laminação simétrica seguidas do tratamento térmico. A porcentagem de redução na LA possui a seguinte relação, quando se aumenta a redução à média dos tamanhos de grão é reduzida. Outro fator identificado nas chapas que passaram pela LA é uma maior porcentagem de textura de cisalhamento do que as laminadas pelo processo convencional.

No trabalho de SIDOR et al. (2008), foi analisada uma combinação de processos de laminação em chapa de alumínio 6016 sendo: primeiro com laminação convencional atingindo várias espessuras finais, segundo LA reduzindo a chapa de 1,25mm a 1,00 mm seguida de tratamento a 360°C por 60 minutos, com relação de rolos de 1,5:1, terceiro a chapa passou por três passes de LA atingindo uma redução total de 77%, em sentido reverso, ou seja, a chapa foi rotacionada 180° no plano horizontal durante o processo de laminação, seguindo por tratamento térmico a 360°C por 60 minutos, e finalizando na quarta combinação inicialmente a redução de 70% da espessura por laminação convencional seguida de LA com 18% de redução, atingindo a espessura final de 1mm. Concluiu-se que a LA impõe deformação por cisalhamento ao material apagando a forte textura cúbica inicial depois de pequenas reduções de espessura. A combinação de deformação plana por compressão e cisalhamento simples, como consequência das diferentes velocidades dos cilindros de laminação resulta na rotação da textura de laminação apresentando componentes de cisalhamento, enquanto que a intensidade e a nitidez das orientações dependem da quantidade de cisalhamento que foi imposta durante o processo. A homogeneidade da distribuição da deformação pela espessura da chapa depende da configuração dos cilindros e da redução imposta pelos passes. Baixas reduções ($\alpha < 0,1$), aplicadas por LA, causa distribuição heterogênea da deformação por cisalhamento pronunciada logo abaixo da superfície. A LA reversa conta para a instabilidade das fibras γ componentes da textura, resultando no seu desaparecimento. A

força da textura de cisalhamento desenvolvida após uma seqüência de passes em LA depende da direção do cisalhamento e do total de deformação imposta durante o passe.

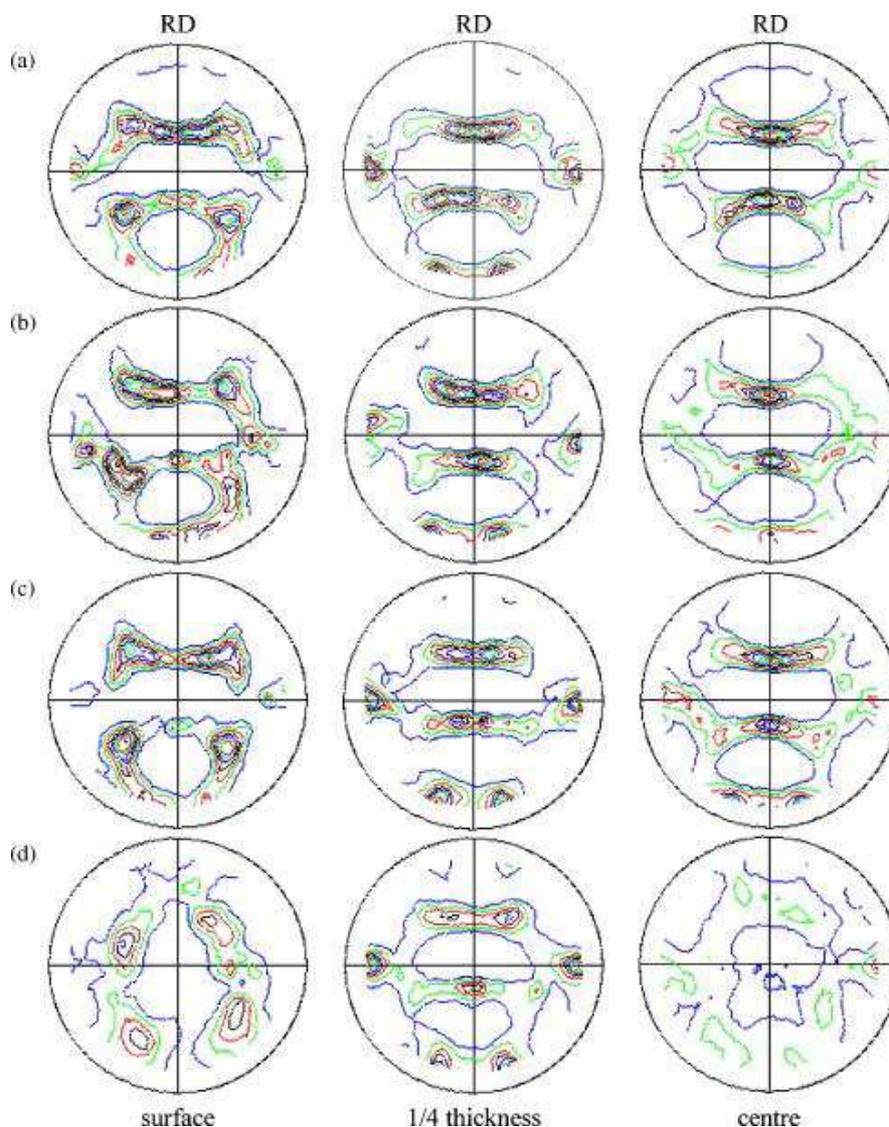
JIN et al (2007) utilizou o AA6111 como material de estudo, como recebido, possuía grãos grosseiros variando de 0,1 a 01 mm. Também uma forte variação de textura, apresentando como principais componentes textura cúbica e fibra- β nas faces havendo predominância de cúbica e no meio da espessura da chapa fibra- β . Estabeleceu trabalhar com relações entre cilindros de 1 (laminação convencional), 1,5 e 2,0. A LA foi realizada de duas formas: com um único sentido de laminação e com reversão do sentido de laminação. Na TABELA 7 estão indicados as relações entre cilindros e o sentido de laminação aplicada para cada chapa, assim como mostra um resumo dos resultados obtidos pelos autores, na FIGURA 21 são demonstradas as texturas finais para cada chapa. Para a LA unidirecional concluiu-se que após uma redução de 50% na espessura da chapa de AA6111 por LA a textura é próxima do plano de compressão deformação de estruturas CFC ideal, porém rotacionada quanto ao plano transversal do sentido de laminação em cerca de 10° . Esta configuração reduziu bastante o volume de material com orientação na fase β . Após o tratamento térmico de recozimento obteve-se uma textura da LA unidirecional aleatória com componente cubo fraco; a aleatoriedade aumentou com o aumento da relação de rolos de 1,5 para 2,0. Efeito parecido foi obtido para a LA reversa.

TABELA 7-Designação da chapa, detalhes da operação de laminação e uma breve descrição das texturas (JIN et al, 2005).

Designação	Direção de Laminação	Relação entre rolos	Textura de deformação	Textura de recristalização
Chapa 1	Unidirecional	1	Fibra β	Cubo
Chapa 2	Unidirecional	1.5	Fibra β Rotacionada DT	Cubo
Chapa 3	Unidirecional	2	Fibra β Rotacionada DT	Aleatória + Cubo fraco
Chapa 4	Reversa	1.5	Fibra β	Cubo + Aleatória
Chapa 5	Reversa	2	Fibra β	Aleatória + Cubo muito fraco

DT = Direção Transversal

FIGURA 21 – Figuras de polo por raio-X (111), figures das chapas laminadas: (a) Chapa-1, (b) Chapa-2, (c) Chapa-3 and (d) Chapa-4. Os contornos de nível são 1.0, 1.5, 2.0, 2.5, 3.0, 3.5, 4.0, 5.0 e 6.0 (JIN et al, 2007).



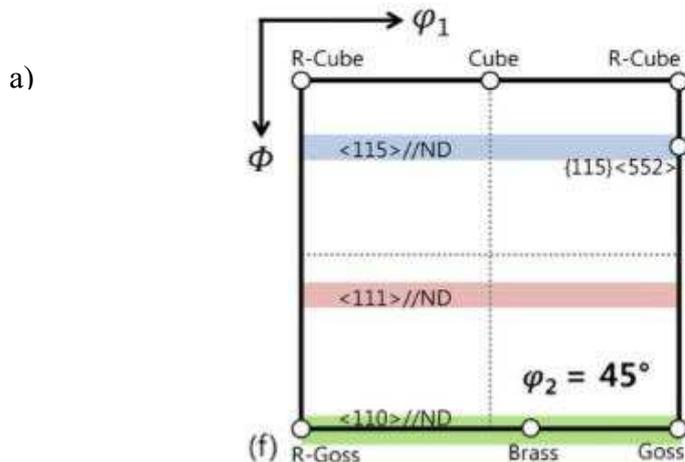
KIM et al. (2013), utilizou a liga Al – 1,0 Si – 0,6 – Mg (%p) partindo de um material base com textura $\{001\}\langle 100\rangle$ cubo e $\{110\}\langle 001\rangle$ Goss na superfície e $\{001\}\langle 100\rangle$ cubo e $\{110\}\langle 112\rangle$ Brass no plano central. Na chapa base seguida de LC as principais texturas evoluíram para $\{001\}\langle 110\rangle$ textura de cisalhamento, na subsuperfície da chapa enquanto que a textura presente no centro da chapa é $\{001\}\langle 100\rangle$ e fibra- β fraca, textura de laminação. Esta fibra- β após tratamento de recristalização se transforma na textura e recristalização $\{001\}\langle 100\rangle$, esta textura é a responsável pela baixa r_m (anisotropia normal) e alta Δr (anisotropia planar). Quando a chapa base passou pela LA observaram as componentes $\langle 111\rangle//DN$, $\{115\}\langle 552\rangle$ ou $\langle 115\rangle//DN$, após o mesmo tratamento térmico aplicado na chapa com LC, essa textura permanece, havendo também

outra textura predominante a $\{110\} \langle 110 \rangle$ Goss-rodada (FIGURA 22). A textura $\langle 115 \rangle // \text{ND}$ é forte o suficiente para afetar a anisotropia do material, mas após o tratamento térmico final ela fica mais fraca, afetando com menor intensidade. Um resumo das texturas assim como sua fração no geral está indicado na TABELA 8.

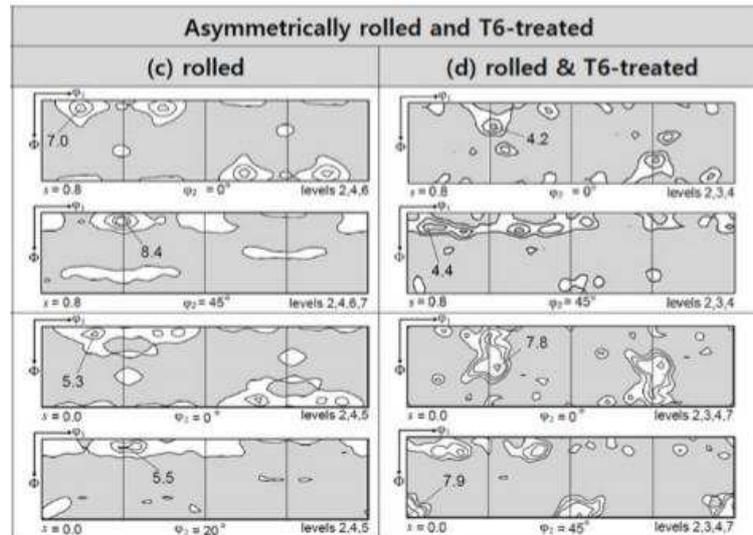
TABELA 8-Fração volumétrica das texturas presentes na superfície e no centro da chapa preparada por LC e LA, com e sem tratamento térmico (KIM et al., 2013).

	LC		LC + Trat. Térmico		LA		LA + Trat. Térmico	
	Superfície	Centro	Superfície	Centro	Superfície	Centro	Superfície	Centro
Cubo	5,9	9,6	3,2	8,0	4,7	5,2	5,7	4,7
Cubo Rodado	14,1	3,4	4,9	4,0	10,6	7,4	4,7	5,9
$\{115\} \langle 552 \rangle$	6,0	4,0	3,7	4,5	11,5	7,7	6,5	5,3
Goss	2,4	4,4	2,0	4,0	3,0	2,5	2,5	2,2
Goss Rodado	5,4	5,4	11,4	7,5	5,3	7,3	16,3	7,4
Brass	1,9	6,7	3,2	5,6	2,2	2,4	3,2	2,7

FIGURA 22 - ODF's calculadas na superfície e no centro das chapas produzidas por LA sem e com tratamento térmico (KIM et al, 2013). a) mapa de localização das fibras em $\phi_2=45^\circ$; b) FDOs obtidos experimentalmente.



b)



KIM et al. (2008) estudou a textura e a conformabilidade da liga de alumínio AA 3003 após a LA. A chapa inicial possuía 3 mm foi recozida a $500^\circ\text{C}/2\text{h}$, para homogeneização dos grãos (chapa inicial). Passando posteriormente por redução de 90% com relação entre cilindros de 1,5, entre cada passe a chapa foi aquecida a 100°C por 3-4 minutos (Amostra com 90% de redução). Após estes procedimentos a chapa seguiu dois caminhos, uma passou por recozimento a $300^\circ\text{C}/20$ minutos (Amostra com 90% de redução ($300^\circ/20\text{min}$)) e outra por banho em sal a $275^\circ\text{C}/1\text{hora}$ (Amostra com 90% de redução ($275^\circ/60\text{min}$)). Na TABELA 9 estão indicadas as texturas a 1/10 da superfície, para as quatro condições, na FIGURA 23 estão representadas as figuras encontradas para cada amostra.

FIGURA 23 - (111), (200) e (220) figuras de pólo, obtidas de undécimo da superfície da liga AA3003; (a) chapa de Al inicial; (b) 90 % de redução na espessura, e (c) 90 % de redução na espessura e tratamento térmico de 275°C/60 min. (d) 90 % de redução na espessura e tratamento térmico de 300°C/20 min (KIM et al, 2008).

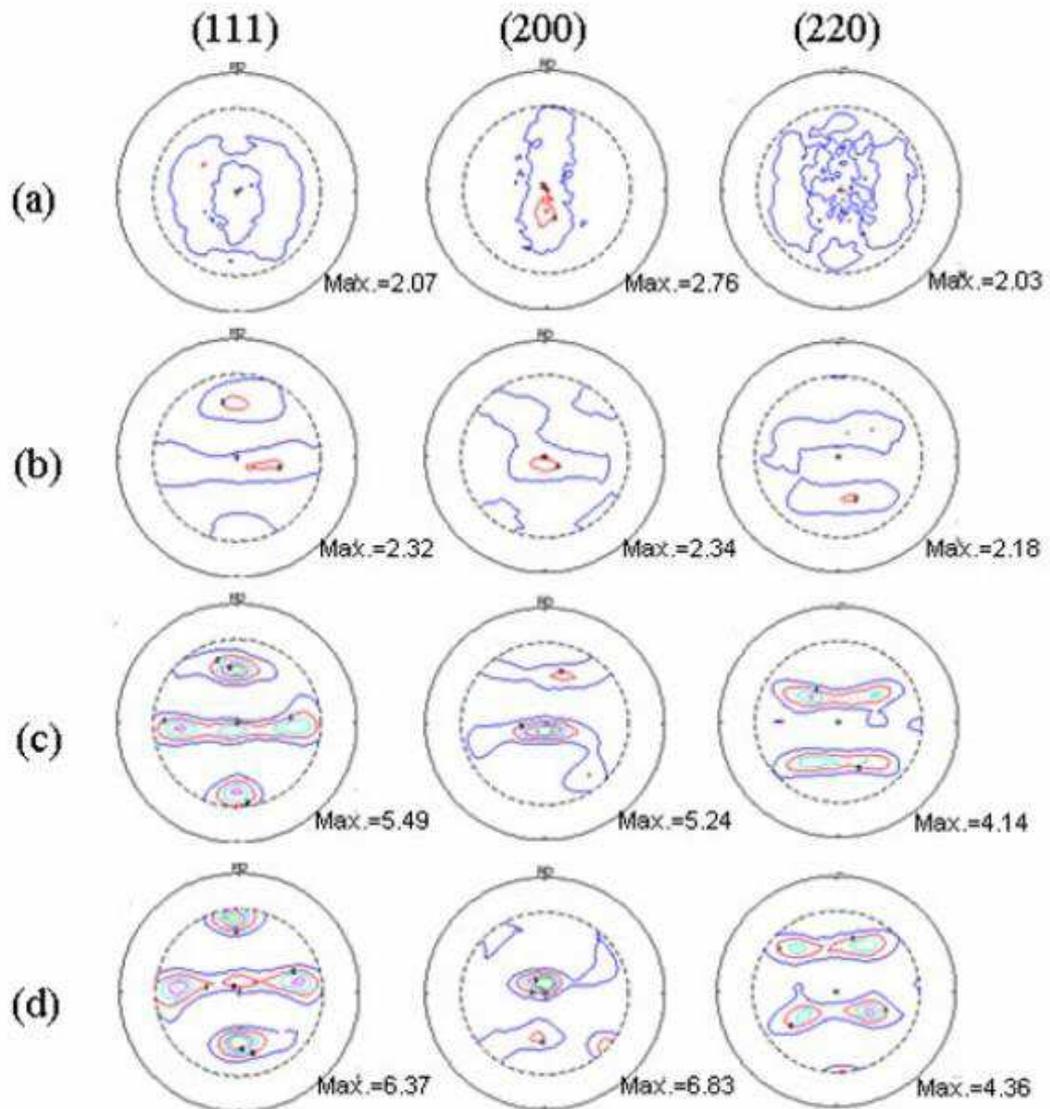


TABELA 9 - Variação da fração volumétrica das texturas presentes na chapa analisada a um décimo da superfície (KIM et al., 2008).

	{001} <100>	{001} <110>	Fibra - β			Fibra - γ	
			{112} <111>	{123} <634>	{001} <211>	{111} <110>	{111} <112>
Inicial	2,1	1,4	0,9	1,5	1,5	0,1	0,1
Amostra com 90% de redução	0,85	3,34	1,1	1,6	3,1	1,2	0,8
Amostra com 90% de redução (275°/60min)	0,9	9,2	1,2	2,3	9,2	1,9	1,1
Amostra com 90% de redução (300°/20min)	0,86	7,6	1,86	1,75	8,15	0,1	1,2

Pode-se fazer o seguinte resumo das condições experimentais descritas acima:

- Na LA o cisalhamento imposto pela diferença entre os cilindros poderá chegar até o centro da chapa (1/2 da espessura) dependendo da espessura da chapa e das reduções por passe aplicadas, ao se trabalhar com chapas grossas e com baixas reduções por passe forma-se um gradiente de deformação gerando texturas diferentes no centro e na superfície, como especificado no trabalho de KIM (et al, 2013) e SIDOR (et a, 2008).
- Para uma mesma porcentagem de redução a LA proporciona uma redução do tamanho de grão, além da presença maior de textura de cisalhamento KANG (2005).
- A LC apresenta a fibra β , com o recozimento passa a ser textura cubo. Já na LA realizada de forma unidirecional a textura de deformação para ambas relações é fibra β Rotacionada ao redor de DT, gerando a fibra γ $\{111\}$ // ND. Porém a textura da chapa após o recozimento com $r_1/r_2 = 1,5$ de relação passa a ser cubo, como na LC, e com uma relação maior de 2,0 apresenta aleatória com cubo fraco. SIDOR et al. (2008).
- Outras orientações como $\{115\} \langle 552 \rangle$ ou $\langle 115 \rangle$ //DN, e $\{110\} \langle 110 \rangle$ Goss-rodado também foram observadas KIM et al. (2008) mas não há um entendimento sobre o seu aparecimento.

JIN et al (2005) comparou a textura resultante do material LC e do LA com relação de 1,5 e 2,0. Quando o processo de LA passa a ser realizado de forma alternada, rotacionando a chapa em 180° entre os passes, para a relação de 1,5 a textura de recozimento é cubo com textura aleatória, enquanto que para a relação de 2,0 a textura é aleatória e cubo muito fraco. De forma que ao ser aplicado LA antes do recozimento torna-se possível atingir uma textura aleatória ao final do processo, ou seja, após o recozimento se obtenha a ausência de textura. O que melhora as propriedades do material, em se tratando de estampabilidade.

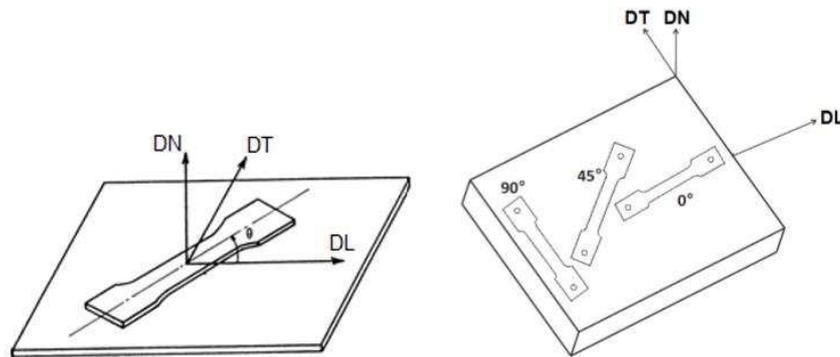
3.7. ANISOTROPIA PLÁSTICA E FATOR “ r ”

Anisotropia plástica é a variação das propriedades do material de acordo com a direção da deformação. Para que esse valor pudesse ser medido e assim se determinar um valor para a anisotropia do material foi estabelecido o valor de r (ASTM E-517-00).

O coeficiente de Lankford (valor de r) é uma forma de caracterizar a anisotropia plástica. O valor de r é definido pela taxa de deformação plástica entre a deformação na espessura da chapa com relação à deformação na largura da chapa. Um alto valor de r indica que há uma alta resistência ao alongamento e, portanto uma alta resistência sobre

uma tensão biaxial da chapa metálica em estampagem profunda. O valor de r pode variar de acordo com a direção da carga aplicada, levando em consideração a direção de laminação (DL). É de conhecimento que a textura cristalográfica é um dos maiores fatores que podem influenciar o valor de r do material (TAMIMI,2014). A norma E-517 estabelece que para medir o valor de r corpos de prova sejam seccionados na chapa em três direções conforme a FIGURA 24.

FIGURA 24- Corpo de prova para ensaio de tração e posicionamento nas três direções indicadas pela norma (GHOSH, 2015).



O índice r (de anisotropia plástica) está relacionado com a razão entre deformação real na largura pela deformação real na espessura, mas medidas na espessura são adaptadas para a variação na largura seguindo a equação:

$$r = \frac{\ln \frac{wi}{w}}{\ln \frac{w.l}{wi.li}} \quad (6)$$

onde wi e li são largura e comprimento iniciais, respectivamente, e, w e l são largura e comprimento finais.

O valor de r pode ser obtido para diversas direções da chapa. Usualmente, as amostras são retiradas das chapas nas direções 0° , 45° e 90° em relação à direção da laminação. Com os valores de r para cada direção (0° , 45° e 90°) é calculada a anisotropia planar definida como:

$$\Delta r = \frac{r_0 + r_{90} - 2r_{45}}{2} \quad (7)$$

E a anisotropia normal definida como:

$$r_m = \frac{r_0 + r_{90} + 2r_{45}}{4} \quad (8)$$

Quando as chapas apresentarem orientações aleatórias (ausência de textura), ou seja, com características isotrópicas o valor de r_m tenderá a um e Δr tenderá a zero. Um valor baixo de anisotropia planar indica ausência de orelhamento, enquanto que um valor alto de anisotropia normal indica resistência ao afinamento, que é um parâmetro tecnológico importante na estampagem profunda.

LEQUEU e JONAS (1988) desenvolveram um estudo de forma a calcular o valor de anisotropia para várias orientações de metais com estrutura cristalina cúbica e desenvolveram um método numérico para o cálculo de r em função da textura, ver TABELA 10. As estimativas para várias orientações cristalográficas são apresentados na Tabela 3. A melhor combinação de anisotropia ocorre para as orientações $\{111\}\langle 110 \rangle$ e $\{111\}\langle 112 \rangle$, a denominada fibra γ (TABELA 10).

TABELA 10 - Índices r_m e Δr obtidos por simulação para diversos componentes de textura (LEQUEU; JONAS, 1988).

Componente da Textura	r_m		Δr	
	Modelo de Taylor	Modelo de Kochendorfer	Modelo de Taylor	Modelo de Kochendorfer
$\{100\}\langle 001 \rangle$	0,408	0,528	0,288	0,302
$\{100\}\langle 011 \rangle$	0,408	0,528	0,288	0,302
$\{100\}\langle 012 \rangle$	0,339	0,460	0,339	0,096
$\{110\}\langle 001 \rangle$	2,873	2,688	3,041	2,702
$\{110\}\langle 1\bar{1}2 \rangle$	1,240	1,351	0,386	0,464
$\{111\}\langle 1\bar{1}0 \rangle$	1,814	1,913	0,357	0,035
$\{111\}\langle 11\bar{2} \rangle$	1,814	1,913	0,357	0,035
$\{112\}\langle 1\bar{1}0 \rangle$	1,400	1,287	0,551	0,341
$\{112\}\langle 11\bar{1} \rangle$	1,400	1,287	0,551	0,341
$\{123\}\langle 63\bar{4} \rangle$	1,357	1,271	0,372	0,346
$\{146\}\langle 21\bar{1} \rangle$	1,195	1,138	0,358	0,332
$\{554\}\langle 22\bar{5} \rangle$	1,805	1,891	0,389	0,331

SIDOR et al.(2008) demonstra que metais de estrutura CFC que passaram por deformação com cisalhamento apresentam como textura a fibra- γ com forte intensidade, o que gera um valor de r similar ao do aço, ou mesmo melhores. Tratando-se do Al a fibra- γ reduz consideravelmente a anisotropia do material, se comparado com a textura cubo presente normalmente após o Al ser laminado e recozido.

No estudo de (CHEON, 2011) foi utilizada uma combinação da técnica de laminação convencional com a LA na liga Al-5,5 Mg-0,3 Cu. Sendo laminada a quente a 250°C com uma redução de 30% por passe até atingir a espessura de 2 mm, passando por recozimento final a 400°C por 1h . Em uma das combinações esta chapa foi laminada convencionalmente a frio com redução de 30% por passe até a espessura final de 1 mm. Na LA foi aplicada uma relação entre cilindros de 1:2, sem lubrificação. Foram também realizados recozimentos a 450°C por 1h. Resultando assim em quatro amostras: LC sem e com recozimento, LA sem e com recozimento. Foi observada uma maior uniformidade dos grãos através da espessura da chapa na LA seguida de recozimento, o que demonstra que a LA aplica a força de cisalhamento de forma mais homogênea pela espessura. Assim como a textura desenvolvida na amostra é uniforme na espessura da chapa. A chapa de LC apresentou grandes diferenças no valor coeficiente de Lankford com relação à direção de laminação e alta anisotropia planar. Por outro lado as chapas de LA apresentam o valor de coeficiente de Lankford próximo de 1, para os três direções, além disso o valor de Δr foi muito baixo ($\Delta r=0,16$), indicando baixa anisotropia planar. A estampabilidade atingida foi atribuída à presença das texturas $\{112\} \langle 111 \rangle$ e $\{011\} \langle 100 \rangle$ da chapa de referência que através da LA foi transformada em $\langle 111 \rangle // ND$ e pelo recozimento transformada em uma microestrutura aleatória. Concluindo que a combinação da chapa de referencia com a LA é um processo que possibilita a melhoria da estampabilidade da chapa de Al.

TAMIMI et al. (2014) aplicou a LA para modificar a textura da liga de Al comercial AA-5182 na forma de chapas finas, no final da seqüência de laminação como em condições industriais. Utilizou o software ABAQUS para realizar a simulação por elementos finitos, com os resultados das análises definiu qual seria a melhor combinação de condições para realizar o estudo experimental. Foi definido que a LA ocorreria sem lubrificação, com uma relação entre rolos de 2,0 (razão entre os diâmetros dos rolos) e com uma redução de 30% por passe, em um total de dois passes. A LA ocorreu de duas formas, em uma manteve o sentido para o segundo passe (C-ASR) e na outra a chapa rotacionou em 180° no seu sentido de rotação para o segundo passe (R-ASR), ambas passaram por recozimento a 280°C por 45 minutos. A chapa também foi analisada como recebia e recozida (REX), e apenas com laminação convencional seguida de recozimento

(CR). Os efeitos da evolução da textura sobre as propriedades mecânicas foram investigadas e comparadas às obtidas pelo software, os valores obtidos no teste de tração nas direções 0°, 45° e 90° com relação à direção de laminação seguem na TABELA 11.

TABELA 11 - Valores de "r", anisotropia normal e planar do material recristalizado, amostras CR (laminado convencional) C-ASR (LA um único sentido) e R-ASR (LA com reversão de sentido entre passes) (TAMIMI et al., 2014).

	r_0	r_{45}	r_{90}	r_m	Δr
REX	0,56	0,35	1,10	0,59	0,48
CR	0,64	0,80	0,57	0,70	0,19
C-ASR	0,96	1,12	0,70	0,98	0,28
R-ASR	0,76	1,05	0,66	0,89	0,34

A textura do material após CR indicada pelo software é Copper $\{112\}\langle 111\rangle$, Dillamore $\{4\ 4\ 11\}\langle 11\ 11\ 8\rangle$ e Brass $\{011\}\langle 211\rangle$, estas texturas pertencem a fibra- β , no estudo experimental da LC a fibra- β também é identificada assim como textura cubo. A análise experimental da textura para C-ASR e R-ASR indicam a presença das texturas E ($\{111\}\langle 110\rangle$) e F ($\{111\}\langle 112\rangle$) que pertencem a fibra $\{111\}$ //DN. Os resultados simulados para chapa C-ASR demonstra valores qualitativos com relação ao experimental, porém o referente a chapa R-ASR apresenta diferenças nas intensidades nos componentes das texturas. Os resultados experimentais obtidos por TAMIMI (2014) confirmaram os da análise de elementos finitos. A análise e os resultados experimentais demonstraram que o segundo passe por LA pode resultar em um leve aumento da deformação por cisalhamento da chapa, o que leva a um aumento da textura de cisalhamento acarretando valores de r_m maiores.

KIM et al. (2013), utilizou a liga Al – 1,0 Si – 0,6 – Mg (%p) inicialmente o material base foi fundido a 720°, tendo 6 mm de espessura, passando por tratamento térmico a 400°C por uma hora. Esse material seguiu para laminação convencional com redução de 30% por passe até atingir a espessura de 2 mm e finalizado por recozimento a 400°C por uma hora. Este foi o procedimento com o material denominado de base, em seguida este material foi dividido e parte passou por LC e parte por LA. Na LC foi laminado a quente a 250°C com redução de 30% por passe até atingir 1 mm de espessura, seguido de tratamento térmico a 550°C por trinta minutos, finalizando com envelhecimento a 120°C por uma hora. O material base na LA passou pelos mesmos procedimentos que o da LC alterando apenas a laminadora, que passou a ser assimétrica.

Foi realizado teste de tração nas três direções para este material, 0° , 45° e 90° com relação a DL. O corpo de prova da LC para a direção 0° apresentou fratura com 35% enquanto que os de 45° e 90° ocorreram em um ponto mais baixo 24° e 28° respectivamente, indicando a presença de anisotropia ver FIGURA 25. Enquanto que na LA o material apresentou uma melhora de cerca de 5-6%, assim como uma fratura homogênea para as três direções, melhores que 30% o que indica baixa anisotropia no material LA. Os valores de anisotropia planar e o valor de r estão indicados na TABELA 12.

FIGURA 25 - Curva tensão-deformação para as três direções do material Al - 1,0 Si-0,6 Mg (a) LC, (b) LA (KIM et al., 2013).

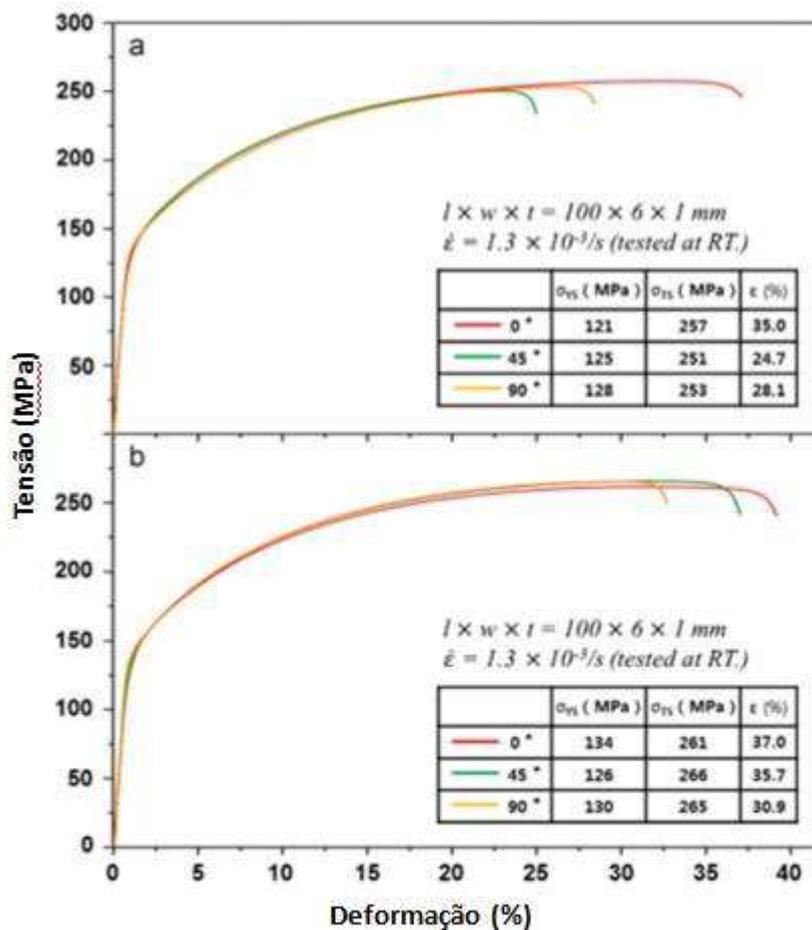


TABELA 12 - Valores de r , r_m e Δr para a liga Al - 1,0 Si-0,6 Mg preparada por LA e LC, seguidas de tratamento térmico (KIM et al., 2013).

	r_0	r_{45}	r_{90}	r_m	Δr
LC	0,83	0,61	1,05	0,78	0,33
LA	1,72	1,12	0,84	1,20	0,17

Na LC a chapa apresenta textura de cisalhamento $\{001\}\langle 110\rangle$ e fibra- β , ocupa a maior fração volumétrica, após o tratamento térmico a fibra- β se transforma na textura de recristalização $\{001\}\langle 100\rangle$, também de maior incidência (8,0% da fração volumétrica) que representa um baixo r_m alto Δr . As texturas presentes na chapa após LA são $\langle 111\rangle//DN$, após tratamento térmico as texturas presentes são $\{115\}//DN$ ou $\{115\}\langle 552\rangle$, que possui uma orientação próxima da $\{001\}\langle 110\rangle$, e $\{110\}\langle 110\rangle$ Goss rodado. Considerando que as ligas comerciais da série 6XXX apresentam valor médio de $r_m < 0,80$ e $\Delta r = 0,60$ os valores indicados na TABELA 12 demonstram uma melhoria nas propriedades do material.

KIM et al. (2008) estudou a textura e a conformabilidade da liga de alumínio AA 3003 após a LA. A chapa inicial possuía 3 mm foi recozida a $500^\circ C/2h$, para homogeneização dos grãos. Passando posteriormente por redução de 90% com relação entre cilindros de 1,5, entre cada passe a chapa foi aquecida a $100^\circ C$ por 3-4 minutos. Após estes procedimentos a chapa seguiu dois caminhos, uma passou por recozimento a $300^\circ C/20$ minutos e outra por banho em sal a $275^\circ C/1$ hora. O ensaio de tração foi realizado nas três direções convencionais, 0° , 45° e 90° com relação à direção de laminação. Com o resultado das deformações foi calculado o valor de r_m e Δr indicados na TABELA 13.

TABELA 13 - Comparação entre valor de r , r_m e Δr das amostras com 90% de redução (KIM et al, 2008).

Condições das amostras	Valor de r			r_m	Δr
	0°	45°	90°		
Amostra inicial ($500^\circ C/2h$)	0,463	0,633	0,387	0,529	0,161
Amostra com 90% de redução ($275^\circ/60min$)	0,118	1,690	0,152	0,912	1,550
Amostra com 90% de redução ($300^\circ/20min$)	0,405	0,988	0,661	0,760	0,035

A textura presente na chapa inicial após homogeneização apresenta a maior intensidade da textura cubo $\{001\}\langle 100\rangle$, depois da LA a textura cubo é reduzida e aparece a Fibra- β , depois do tratamento térmico a $275^\circ/60min$ a textura se modifica para cubo rodado $\{\{001\}\langle 110\rangle$ assim como $\{001\}\langle 211\rangle$ componente da Fibra- β e Fibra- γ . No caso do tratamento $300^\circ/20min$ as texturas presentes são $\{001\}\langle 211\rangle$ que permanece alta, enquanto que a textura $\{111\}\langle 110\rangle$ decai (KIM et al.; 2008).

Nos trabalhos citados se demonstra que a LA modifica a textura do material de forma a acarretar melhorias na suas propriedades mecânicas, relacionadas aqui como valor de r e Δr . Todos os estudos indicam uma tendência na textura destes materiais metálicos, CHEON et al. (2011) evidencia a melhoria das propriedades mecânicas da LA quando em comparação as da LC e indica como textura resultante da LA com recozimento a $\langle 111 \rangle // \text{DN}$, a mesma textura é identificada por TAMIMI et al. (2014). KIM et al. (2013) após LC identificou a textura cubo $\{001\} \langle 100 \rangle$, indicada por ser a causadora da má estampabilidade, o que ao se aplicar a LA apresentou a textura $\{115\} // \text{DN}$ ou $\{115\} \langle 552 \rangle$ e $\{110\} \langle 110 \rangle$. KIM et al. (2008) comparou dois processos de LA modificando o tratamento térmico, esta mudança final produziu texturas diferentes, no caso do $275^\circ/60\text{min}$ a textura encontrada foi $\{001\} \langle 110 \rangle$ e $\{001\} \langle 211 \rangle$, que compõe a Fibra- γ e β , e no $300^\circ/20\text{min}$ ainda houve a presença de $\{001\} \langle 211 \rangle$ e também $\{111\} \langle 110 \rangle$. Concluí-se pelo trabalho de LEQUEU e JONAS (1988) que as texturas finais atingidas pela LA melhoram suas propriedades mecânicas, quando comparadas as texturas resultantes da LC.

3.8. ENCRUAMENTO

Metais que passam por deformação plástica a frio sofrem um processo de endurecimento, denominado de encruamento. Para se mensurar o encruamento sofrido por um material pode-se extrair o coeficiente de encruamento de um gráfico de deformação por tensão (proveniente do ensaio de tração).

A curva gerada é específica para cada material, e o encruamento é influenciado por diversos fatores como: Estrutura cristalina do metal, natureza química do metal, pureza do metal, orientação do cristal metálico, temperatura no processo de deformação, forma e dimensão do cristal metálico e condições superficiais do cristal metálico (BRESCIANI et al., 2011).

O encruamento de um agregado policristalino será maior que o encruamento para o monocristal do mesmo metal. A equação de encruamento é:

$$\sigma_e = A \cdot \varepsilon^n \quad (9)$$

Onde:

n = fator de encruamento;

σ_e =Limite de escoamento

A= Constante do Material

ϵ = Deformação efetiva

O encruamento pode alterar as propriedades mecânicas do material, por exemplo, um material encruado sujeito ao ensaio de tração, pode apresentar valores maiores de limite de escoamento e resistência, menor alongamento, redução da ductibilidade. No processo de deformação a maior parte da energia é despendida na forma de calor (cerca de 90%), e o restante contribui para o aumento do nível de energia interna do material. A energia armazenada pelo material ocorre nas formas de vacâncias, de maclas e de falhas de empilhamento, sendo que a maior parte desta energia esta relacionada à geração e interação de discordâncias. O trabalho a frio deforma os grãos do material fazendo com que eles fiquem alongados e alinhados ao sentido de laminação. Essa microestrutura alterada pela deformação plástica e pelos tratamentos térmicos posteriores, é denominada textura (BRESCIANI et al, 2011).

Normalmente o coeficiente n de encruamento é utilizado para demonstrar a quantidade de deformação armazenada no material pelos processos de deformação, mas neste estudo aplicaremos o expoente (n) de encruamento correlacionando-os ao índice r de anisotropia, para calcular o limite da relação de embutimento (LRT).

O teste de embutimento é uma das melhores formas de analisar a conformabilidade do material. Embutindo uma chapa circular do material estudado por um punção de cabeça chata, é uma forma de se obter uma medida do embutimento do material. A propriedade de embutimento do material é definida como sendo o limite da relação de embutimento, o qual é a taxa de maior diâmetro do disco a ser embutido, que pode ser embutido com sucesso, com relação ao diâmetro do punção. O valor de LRT depende em suma do valor de anisotropia, e pouco do valor de encruamento.

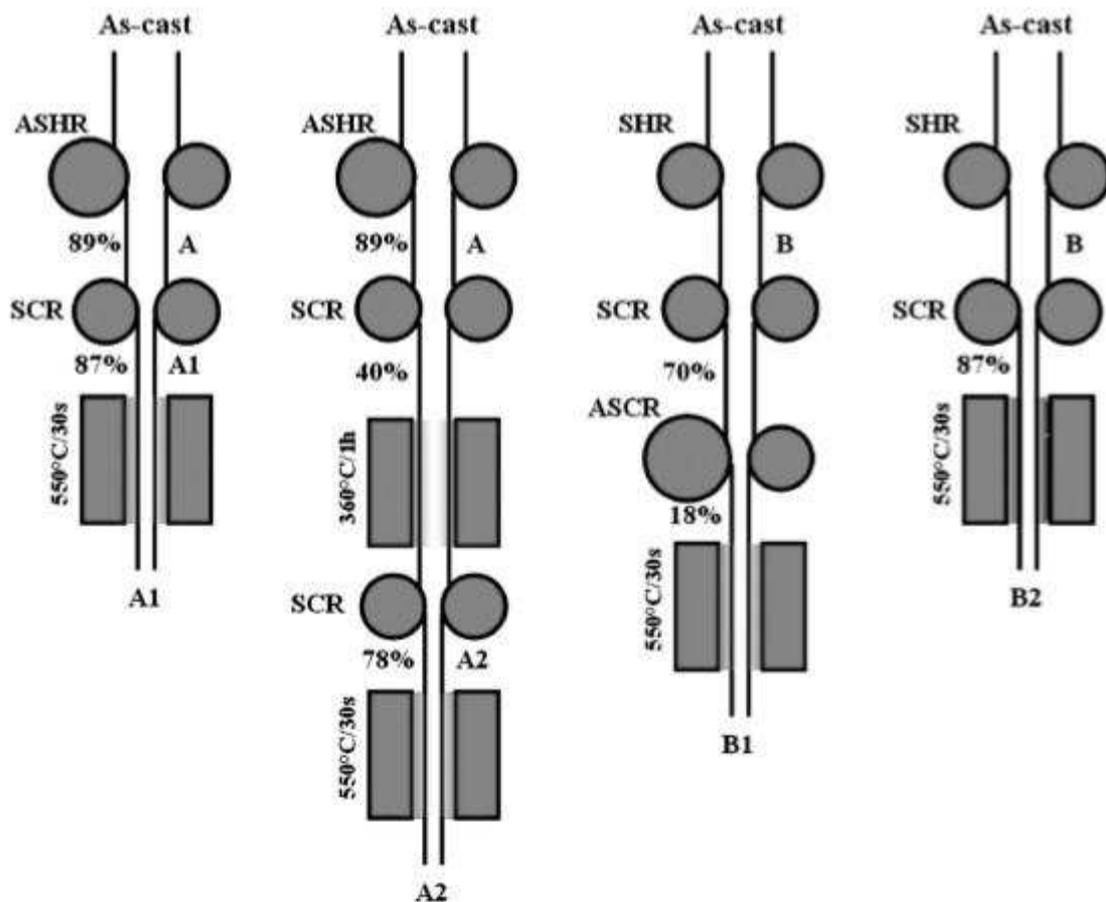
Estudos anteriores a LEUT (1997) indicavam, em sua maioria, que o LDR dependia em suma do coeficiente de anisotropia (r), e muito pouco do expoente de encruamento.

LEUT (1997) desenvolveu um estudo tentando melhorar as equações até então aplicadas para ao limite da relação de embutimento, tornando mais fácil o seu cálculo que as equações estabelecidas até o momento, e também demonstrando que o coeficiente de encruamento afeta mais o resultado que os dados até o momento, em seu trabalho ele

indica e exemplifica por meio de dados que o fator de eficiência de embutimento que melhor correlaciona dados experimentais e cálculos é o fator (f) 0,9.

SIDOR (2011) em seu estudo também aplica 0,9, como fator para seus cálculos. Laminou chapas 6XXX da liga de Alumínio, seguindo o esquema na FIGURA 26, no qual As-cast é a chapa como recebida, ASHR é LA a quente, SCR é LC a quente, o reaquecimento da chapas entre as laminações ocorreu a 540°. As chapas receberam os códigos A1, A2, B1 e B2, como indicado no esquema a baixo.

FIGURA 26 - Esquema do fluxo de processamento das chapas (SIDOR, 2011).

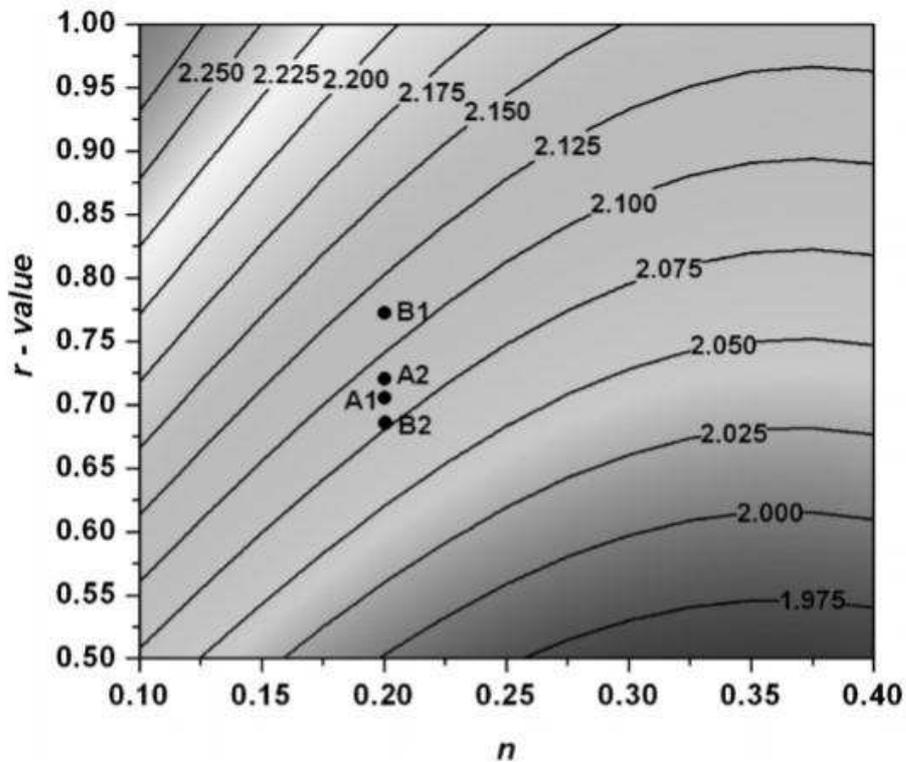


Os cálculos de LDR seguiram a equação a seguir (LEUT; 1997):

$$LDR = \sqrt{\exp[(2f \exp(-n)) \sqrt{(1 + \bar{r})/2}] + \exp[2n \sqrt{(1 + \bar{r})/2}] - 1} \quad (10)$$

Sendo que as chapas A1, A2 e B1 foram LA e a B2 LC, as LA apresentaram resultados significativamente melhores que a B2, como indicado no mapa de LDR (FIGURA 27), demonstrando que para um mesmo fator de encruamento, aumentando o fator r , de anisotropia garante uma melhoria no limite da relação de embutimento, o que acarreta um benefício ao processo de estampagem.

FIGURA 27 - Mapa de LDR, com o fator de eficiência de embutimento 0,9. Os valores encontrados para as chapas laminadas por SIDOR (2011) estão indicadas no mapa.



4. MATERIAIS E MÉTODOS

4.1. MATERIAL

O material utilizado neste trabalho é a liga de alumínio AA1050 (TABELA 14), na forma de chapas planas com espessura inicial de 7 mm, produzidas pelo processo TRC (twin roll caster). O material é produzido pela Companhia Brasileira de Alumínio (CBA), a qual nos cedeu algumas chapas para o desenvolvimento deste trabalho. Essas amostras foram preparadas com lixamento para polimento superficial, garantindo o paralelismo na superfície a ser analisada.

A análise química do material foi realizada na FATEC-Sorocaba no Espectrômetro identificado pelo número de série 128038/09. Indicando a composição abaixo da chapas utilizada.

TABELA 14 - Composição química da chapa de Alumínio AA 1050 (% em massa).

Al	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Zn	Ti
99,700	0,081	0,185	0,012	0,003	0,003	0,002	0,012

4.2 CONFORMAÇÃO MECÂNICA

4.2.1 Laminação Convencional

O Laminador Convencional, para a Laminação Simétrica, utilizado é da marca FENN, modelo 051, número de série 51019. Localizado no campus da UFSCAR em São Carlos no Departamento de Engenharia de Materiais. As chapas inicialmente com 7 mm de espessura passaram por redução de 10% por passe, até atingir uma redução total de 50%, ficando com 3,5mm de espessura final.

4.2.2 Laminação Assimétrica

A LA foi realizada em um laminador da marca Coelho, modelo LE 200 (TABELA 15), localizado no campus da UFSCAR em São Carlos, no departamento de Engenharia de Materiais, modificado.

TABELA 15 – Dados do laminador utilizado, antes da adaptação.

Dimensões		Características Técnicas	
Altura Total	1550 mm	Capacidade Aproximada de laminação	25 a 0,1 mm
Comprimento do Gabinete	530 mm	Comprimento da Área de Trabalho do Rolo	200 mm
Largura do Gabinete	510 mm	Diâmetro da Área de Trabalho do Rolo	110 mm
Peso Aproximado	420 kg	Motor	Trifásico de 5 HP
		Velocidade aproximada de laminação	8 Metros/minuto
		Velocidade do Rolo	23 Voltas/minuto

A adaptação foi limitada aos cilindros de laminação, sendo alterado apenas o comprimento da área de trabalho do rolo, diâmetro da área de trabalho e velocidade aproximada de laminação, seguindo desenho técnico (FIGURA 28), no início deste trabalho o laminador já se encontrava com estas modificações (FIGURA 29).

FIGURA 28 - Laminador Assimétrico localizado no campus da UFSCAR em São Carlos, no Departamento de Engenharia de Materiais.

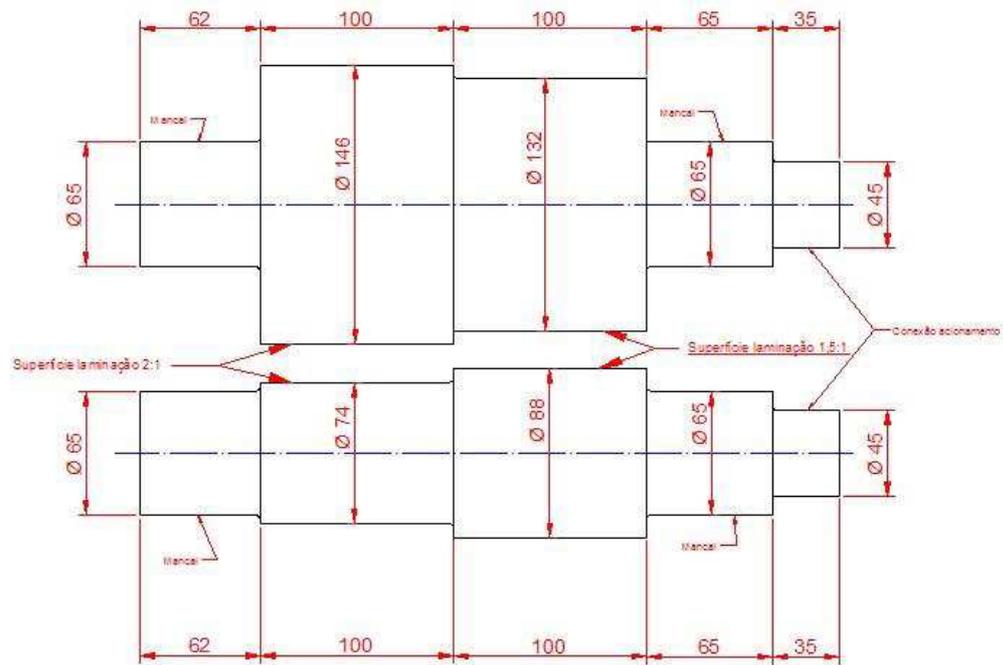


FIGURA 29 - Laminador Assimétrico



A relação entre os diâmetros dos rolos de laminação é de 2,0 e 1,5 com suas superfícies recartilhadas para evitar escorregamento da chapa em relação aos rolos. As amostras inicialmente com 7mm de espessura passaram pelas duas relações. De forma que uma chapa foi laminada com relação de 2,0, com reduções por passe de 5%, outra com relação de 2,0 e reduções por passe de 10%, o mesmo ocorreu para a relação de 1,5. Ambas relações foram laminadas sempre seguindo o mesmo sentido, até que a chapa atingisse uma redução total de 50%, atingindo uma espessura final de cerca de 3,5mm.

A rota de laminação, independente da relação e redução aplicada a chapa constou da chapa como recebida ser laminada pela mesma relação com uma mesma redução por passe até atingir um total de 50% de redução final na espessura, em seguida a amostra foi recozida, embutida e polida para análise.

4.3 TRATAMENTO TÉRMICO

Para avaliar o efeito da deformação após o recozimento, as amostras depois de laminadas passaram por um tratamento térmico de recozimento em forno tipo mufla (UFSCAR Sorocaba – LECMAT). As amostras foram recozidas a uma temperatura de 350°C, cada combinação de redução por passe e relação de laminação foi tratada por 5, 10, 15, 20 e 60 minutos, seguida por resfriamento em água.

Em cada combinação foi analisado o crescimento de grão, definindo assim um tamanho de grão para cada temperatura de tratamento, assim como microdureza, de forma a analisar a evolução da microdureza em alguns tempos de tratamento. Com o resultado do tamanho de grão para cada amostra definiu-se o tempo de 60 minutos (uma hora) de tratamento para análise da textura.

4.4 NOMENCLATURA DAS AMOSTRAS

Para o manuseio das amostras devido às combinações de relação entre rolos, com redução por passe e tempo de tratamento térmico, foi desenvolvido um código que remete a esses dados que foi fixado junto às amostras, ficando embutido na resina, facilitando assim a distinção entre elas.

Este código é composto por seis números em algarismos arábicos. Os dois iniciais são referentes à relação entre rolos, podendo ser 20 ou 15, o que se refere à relação entre rolos de 2,0 e 1,5 respectivamente. Os 3º e 4º algarismos representam a redução por passe, que pode ser de 5% ou 10%, ficando representado no código por 05 e 10. E os dois

últimos algarismos sendo o tempo de tratamento térmico em minutos, estabelecido em 00, 05, 10, 15, 20 ou 60 minutos. Por exemplo, o código 200560 possui uma relação entre rolos de 2,0, 5% de redução por passe e tratamento térmico de 60 minutos. Assim as amostras foram identificadas com os seguintes códigos TABELA 16.

TABELA 16- Relação dos códigos de identificação das amostras trabalhadas.

200500	201000	150500	151000	101000
200505	201005	150505	151005	101060
200510	201010	150510	151010	
200515	201015	150515	151015	
200520	201020	150520	151020	
200560	201060	150560	151060	

4.5. CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL

4.5.1. Preparação das Amostras

Após a laminação as chapas foram cortadas na DL para análise de textura e na DN para análise de tamanho de grão e microdureza.

Para a análise metalográfica, as chapas de alumínio foram serradas na cortadeira de serra diamantada Struers, embutidas em resina acrílica (Metil Metacrilato), A Face analisada foi a perpendicular ao sentido de laminação da amostra. Em seguida foram lixadas com lixas d'água com as seguintes granulometrias 180, 220, 400, 600, 1200 e 2500. Para os polimentos intermediários foi utilizado cera pérola, diamante em suspensão de 6µm, 3µm e 1µm na politriz e lixadeira de velocidade variável (PVV) da marca TECLAGO (UFSCAR Sorocaba – LECMAT). No polimento final foi aplicada uma solução de sílica coloidal (30% Sílica + 70% água destilada), em politriz semi-automática da marca Buehler, modelo Minimet 1000 (UFSCAR Sorocaba – LECMAT).

4.5.2. Microscopia Óptica

Para que fosse possível analisar o tamanho de grão por microscopia óptica as amostras após a última etapa, mencionada a cima, foram anodizadas eletroquimicamente

em solução de HBF_4 (2,5% em água destilada) com uma fonte de corrente contínua de 20V por 2 minutos. Todas as amostras que passaram por tratamento térmico de 5 a 60 minutos foram analisadas. Foram analisados 10 campos por amostra. A medição do tamanho de grão foi realizada aplicando-se o método planimétrico de acordo com a norma ASTM E112.

Foi utilizado o microscópio óptico com luz polarizada da marca Olympus, modelo BX51M interligado a um microcomputador, com câmera fotográfica e auxiliado na medição do tamanho de grão pelo *software Stream Essential*. Os equipamentos citados se encontram no campus da UFSCAR Sorocaba no laboratório LECMAT.

4.5.3. Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV)

A análise de EBSD (*electron scattering diffraction*) foi realizada no DEMA no campus da UFSCAR em São Carlos, com o microscópio eletrônico de varredura INSPEC-FEI, com o auxílio da câmera de aquisição TSL/EDAX. As amostras foram preparadas por polimento com pasta de diamante e finalizadas com sílica coloidal. Sendo analisadas no mesmo plano da análise metalográfica.

As texturas foram analisadas pelo software TSL/EDAX OIM. As amostras analisadas por EBSD foram as que sofreram tratamento térmico por 60 minutos.

4.5.4. Difração de Raios-X

Foi utilizado o difratômetro Pananalytical modelo X-PERT PRO MRD XL. Localizado no laboratório LNNano do Laboratório Nacional de Luz Sincrotron em Campinas. Os parâmetros de ensaio foram radiação CuK_α ($\lambda = 1,54059 \text{ \AA}$), varredura contínua, velocidade de $0,7^\circ/\text{min}$, passo de $0,02^\circ$, com 2θ variando no intervalo de 35° a 85° . Por último, realizou-se medidas de orientação preferencial por DRX para os planos 111, 200 e 220, utilizando radiação CuK_α , varredura contínua, ϕ variando de 0° a 360° com passo de 3° e χ variando de 0° a 87° com passo de 3° . As amostras analisadas por difração de Raio-X foram as amostras deformadas, sem tratamento térmico, no plano central, ou seja metade da espessura final da amostra deformada, e na superfície, para vermos a diferença das texturas pela espessura da chapa.

A análise dos dados de raio-X foi realizada com o uso do software livre JTex desenvolvido na Université de Lorraine (J.-J. Fundenberger, B. Beausir, Université de Lorraine – Metz, 2015, JTEX – Software for Texture Analysis, <http://jtex-software.eu/>).

4.6. ENSAIOS MECÂNICOS

4.6.1. Ensaio de Tração

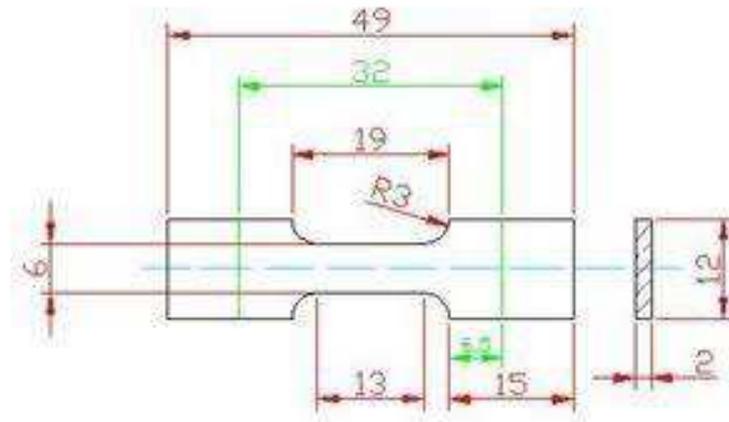
O ensaio de Tração consiste na aplicação de uma carga de tração uniaxial crescente em um corpo de prova, neste trabalho utilizamos um corpo de prova com as dimensões indicadas na FIGURA 30. Foram utilizadas chapas com as combinações de relação entre cilindros e redução por passe, todas com tratamento térmico de 60 minutos a 350°C. Para cada combinação foi utilizada duas amostras uma para o ensaio até a ruptura e uma segunda para até 20% de deformação.

A confecção dos corpos de prova para o ensaio de tração ocorreu por eletroerosão a fio, da região central das chapas laminadas, nas direções 0, 45 e 90° com relação a DL (Direção de Laminação).

Foram confeccionados utilizando as chapas laminadas por laminação convencional e assimétrica citadas neste trabalho. Este ensaio foi realizado na máquina de ensaios INSTRON 5500R a temperatura ambiente, com taxa de deformação de $10^{-3}/s^{-1}$, instalada no laboratório de materiais DEMA-UFSCAR campus São Carlos. Seguindo a norma brasileira NBR ISO 6892:2002. A máquina de ensaio de tração possui um equipamento acoplado que indica os valores de deformação referentes ao comprimento e a largura, assim como tensões máximas registradas durante o ensaio.

O ensaio de tração foi realizado para cada combinação de duas formas, até o cisalhamento e com 20% de deformação. O ensaio até o cisalhamento das amostras foi analisado pelo software acoplado a máquina de ensaios, enquanto que para as amostras até 20% de deformação além dos resultados do equipamento foram feitas marcações na área útil do corpo de prova no sentido do comprimento e da largura com auxílio de um durômetro com um micrometro acoplado a mesa, permitindo assim uma constância no intervalo entre as marcas. Após o ensaio a distância entre as marcas foram medidas com auxílio do *software Stream Essential*, estes valores foram utilizados para calcular o fator de Lankford (fator de r) e o encruamento.

FIGURA 30- Desenho Técnico do corpo de prova para o ensaio de tração.



4.6.2. Microdureza

O ensaio de dureza foi realizado na FATEC campus Sorocaba, no Laboratório de Ensaaios Metalográficos, foi utilizado o durômetro da marca Mitutoyo, modelo HM 100, com medições em microdureza Vickers.

As amostras foram preparadas seguindo as etapas citadas no item 4.5.1. Preparação das Amostras. As medidas foram realizadas aplicando-se uma carga de 25gf na face transversal ao sentido de laminação, analisando 6 pontos ao longo da espessura da chapa por amostra. As marcas foram feitas alinhadas no sentido normal a laminação. Como um valor geral das amostras e com o intuito de mostrar a variação da dureza para as amostras sem tratamento e as tratadas foi feita uma média aritmética dos valores, enquanto que para as amostras sem tratamento em comparação com os valores de deformação foram indicados valores pontuais de dureza. Todas as combinações foram analisadas, incluindo todos os tempos de tratamento térmico, para obter um perfil de dureza ao longo do aumento do tempo de tratamento.

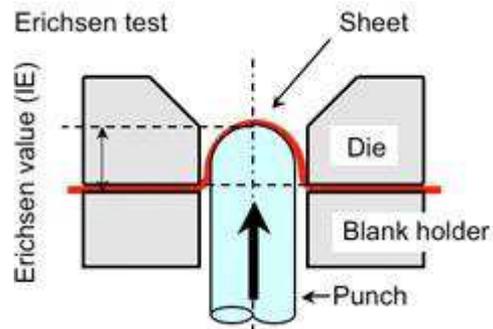
4.6.3. Ensaio de Erichsen

Este ensaio possui como objetivo avaliar a estampabilidade de chapas, relacionando características mecânicas com as máximas deformações possíveis que o material pode suportar sem que ocorra ruptura.

Ensaio Erichsen trata-se de um teste de embutimento, no qual um punção com a ponta esférica pressiona um corpo de prova do material em análise contra uma matriz que possui uma área central livre, a qual será pressionada pelo punção. O ensaio foi realizado de acordo com a norma ASTM E 643-84. Como resultado foi analisada a altura da calota

em milímetros, quando do início da formação da trinca IE (índice de Erichsen) ilustrado na FIGURA 31.

FIGURA 31 - Ilustração do ensaio Erichsen (AIST, 2010).



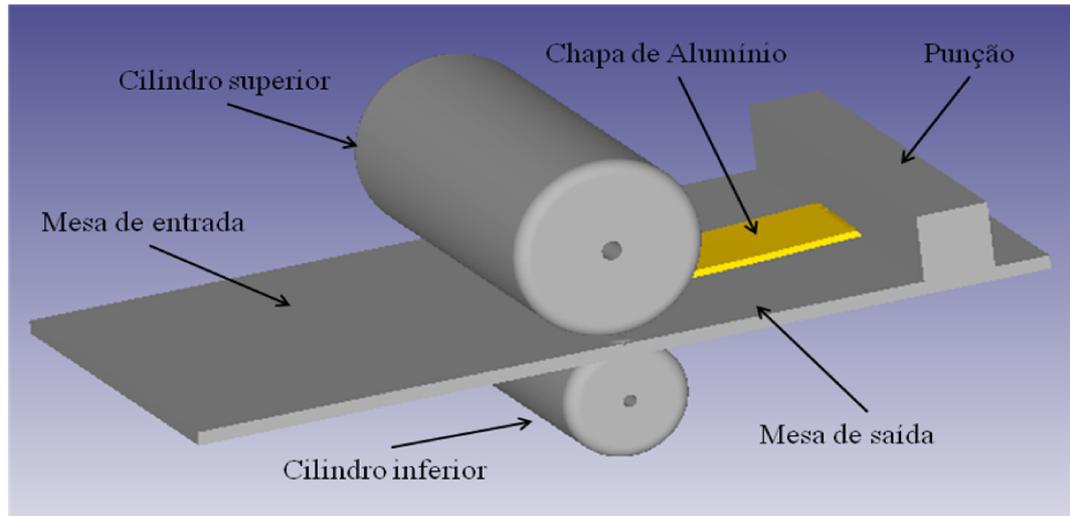
O disco utilizado possui cerca de 50 mm, com a espessura final da chapa laminada de cerca de 3,5 mm. O punção esférico utilizado possui 19 mm de diâmetro, no ensaio foi utilizado à graxa M606, da marca Molybras, para lubrificar a interface chapa/punção. O ensaio foi realizado na máquina de ensaios INSTRON 5500R, instalada no laboratório de materiais DEMA-UFSCAR campus São Carlos.

4.7. ANÁLISE DE ELEMENTOS FINITOS

Para a análise de elementos finitos foi escolhido o software DEFORM-3D, seguindo as mesmas etapas que o procedimento experimental. A chapa de alumínio segue os padrões do software para este material cadastrado em seu banco de dados do Al considerado comercialmente puro (sob o código “DIN-AL-99,5 [550-950(300-500C)]”), o sistema de laminação (FIGURA 32) é composto por cilindro superior e inferior, mesa de entrada e saída, e punção seguindo dimensões do equipamento em laboratório, assim como velocidade de rotação dos cilindros (rpm).

A geometria da malha possui 4.884 nós e 3.456 elementos, é formado pelo elemento sólido 3D hexaédricos de oito nós, em função das deformações o programa faz o remalhado e eventualmente pode ocorrer alteração dos elementos para os tetraedros de quatro nós.

FIGURA 32 – Sistema de Laminação Assimétrica (DEFORM-3D)



No controle de simulação são definidos como parâmetros o método que o software utilizará para análise, a quantidade de interações e o atrito entre as partes, considerando valores percentuais adimensionais. As relações de atrito entre as partes foram definidas da seguinte forma, o atrito entre a chapa e os cilindros superior e inferior ficou com 0,9 devido a interação entre as partes ser maior, da chapa entre as mesas de entrada e saída 0,01, por servir apenas como apoio a chapa, e não emitindo nenhuma resistência a seu movimento, e entre a chapa e o punção 0,3 pois será ele que guiará a chapa até os cilindros, estes valores foram fixados após simulações de forma que com estes valores foi possível realizar a simulação com uma menor deformação da malha.

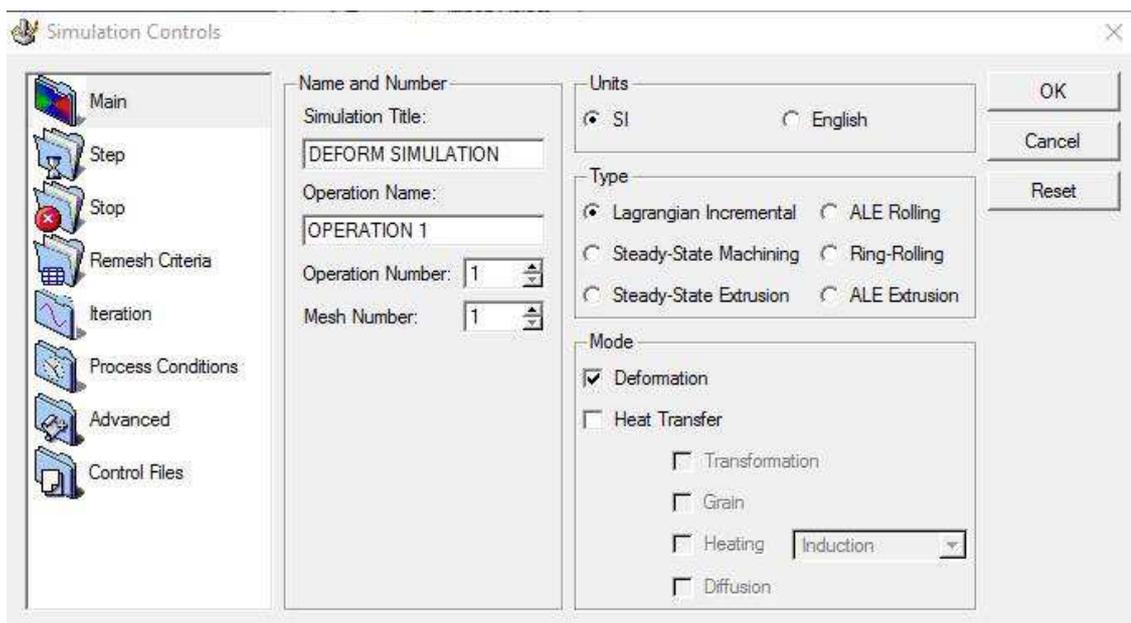
O sistema referencial adotado no programa para este tipo de análise foi o Lagrangian Incremental, sem consideração de transferência de calor, condição considerada adequada a este estudo (FIGURA 33). O modelo de Elementos Finitos para o problema se aproveita da simetria e utiliza uma malha mais refinada na espessura da chapa para melhor captar os resultados de cisalhamento. Ao aproveitar a simetria é possível destacar os efeitos do cisalhamento nas DL e DN, restringindo os efeitos na DT. Na seqüência se realizou nova simulação sem considerar a simetria, condição real experimental, nessa situação, a chapa fica livre na DT e é possível verificar se há mudanças de comportamento decorrentes da posição e de movimentos transversais que ocorrem durante o processo. Os demais parâmetros de simulação se referem à convergência e estabilidade.

Durante as simulações algumas dificuldades foram encontradas como: na mesa da laminadora experimental existem guias que fazem com que a chapa passe obrigatoriamente entre os cilindros, enquanto que no DEFORM não é possível colocar

estas guias, e ao a chapa ser laminada ela sofre gira ao redor da DN e parte dela acabava não passado entre os cilindros, para evitar este erro a largura da mesa e do cilindro de laminação foi aumentado. Os valores de velocidade do punção e das relações de atrito foram estabelecidos seguindo tentativa e erro, pois velocidades altas e relações de atrito altas podem dificultar a passagem da chapa entre os cilindros fazendo com que a malha da chapa acabe muito deformada ou mesmo não consiga passar entre os cilindros.

Nas simulações se obtiveram os valores de deformação equivalente ao longo perfil da chapa, cujos resultados foram confrontados com a deformação teórica e a medida experimental através da introdução de marcadores nas laterais das chapas. A rotação das deformações foi analisada em três pontos da chapa laminada, no plano em contato com o cilindro rápido, no plano central e no plano em contato com o cilindro lento.

FIGURA 33 - Parâmetros de simulação (DEFORM-3D)



O programa em uso fornece ao final de cada passe de laminação as seis componentes de deformação em relação ao referencial adotado bem como as deformações principais nos pontos selecionados. Definido o tensor de deformações de Green e suas deformações principais, obtemos as direções principais através do cálculo dos autovetores associados as deformações principais. Os coeficientes escalares dos autovetores obtidos fornecem os ângulos que as direções principais de deformação formam com o sistema de referência adotado. Temos interesse em conhecer qual seria o movimento de corpo rígido associado aos pontos selecionados. Esse movimento pode apresentar alguma correlação com a mudança de textura induzida pelos giros de corpo rígido que se observam nos

pontos selecionados. A informação fornecida pelo tensor de Green de deformações é afetada pelo movimento de corpo rígido. Partindo da expressão do tensor de Green E , se obtém o tensor de estiramento direito de Cauchy-Green, que é livre do movimento de corpo rígido.

4.8 DEFORMAÇÃO EQUIVALENTE

Para o cálculo da Deformação Equivalente foram realizadas marcações na lateral da chapa com auxílio de um punção (FIGURA 34), as marcações foram realizadas paralelas ao plano normal de laminação, e para a medição do ângulo das marcações após a laminação foi utilizado o *software Stream Essential*. Os equipamentos citados se encontram no campus da UFSCAR Sorocaba no laboratório LECMAT.

FIGURA 34- Chapa de AL1050 com as marcações na lateral, para posterior medição da inclinação.



5. RESULTADOS E DISCUSSÃO

Os resultados e discussão serão apresentados neste capítulo, seguindo os tópicos abaixo:

- **Material Encruado:** caracterização da microestrutura e das texturas cristalográficas das amostras obtidas pelo processo de laminação convencional e assimétrica, contendo as relações 1,5 e 2,0, com reduções de 5% e 10% por passe. Assim como resultado do ensaio de dureza, cálculo da deformação equivalente medida pelo método experimental, os resultados experimentais foram comparados com os do software DEFORM.
- **Material Recozido:** caracterização da microestrutura e da dureza das amostras obtidas pelo processo de laminação convencional e assimétrica, contendo as relações 1,5 e 2,0,

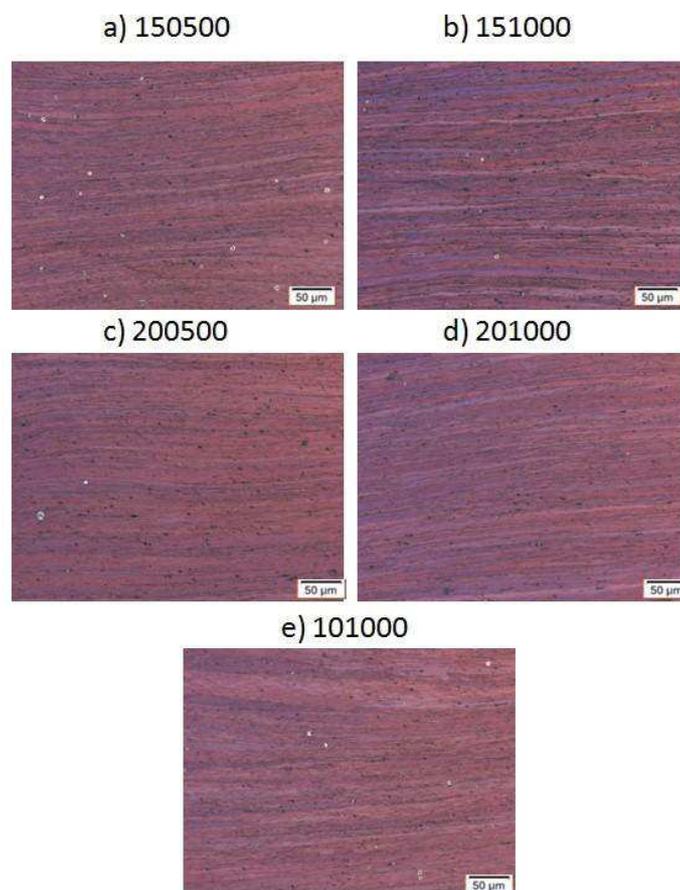
com reduções de 5% e 10%, por passe, com tratamento térmico de recozimento a 350 °C nos tempos de 5, 10, 15, 20 e 60 minutos. Ensaio mecânico de tração para o cálculo do fator de Lankford e embutimento Erichsen para as amostras tratadas com o tempo de 60 minutos, assim como as referentes texturas para as amostras relacionadas.

5.1 MATERIAL ENCRUADO

5.1.1 Microscopia Óptica (MO)

A FIGURA 35 mostra a caracterização metalográfica que foi realizada na região central das amostras (cerca de $\frac{1}{2}$ da espessura) no plano DL x DN. Após a Laminação os grãos ficaram orientados no mesmo sentido da laminação, a LA apresentou aspectos semelhantes aos da LC, utilizando a ampliação de 20x não foi observada diferença entre as amostras.

FIGURA 35 - Microscopia Óptica das amostras LA com luz polarizada: (a) relação de 1,5 e redução de 5% por passe; (b) relação de 1,5 com redução de 10% por passe; (c) relação de 2,0% com redução de 5% por passe; (d) relação de 2,0 com redução por passe de 10%; (e) relação de 1,0 com redução por passe de 10%.



5.1.2 Análise de Deformação

5.1.2.1 Ensaio de Dureza

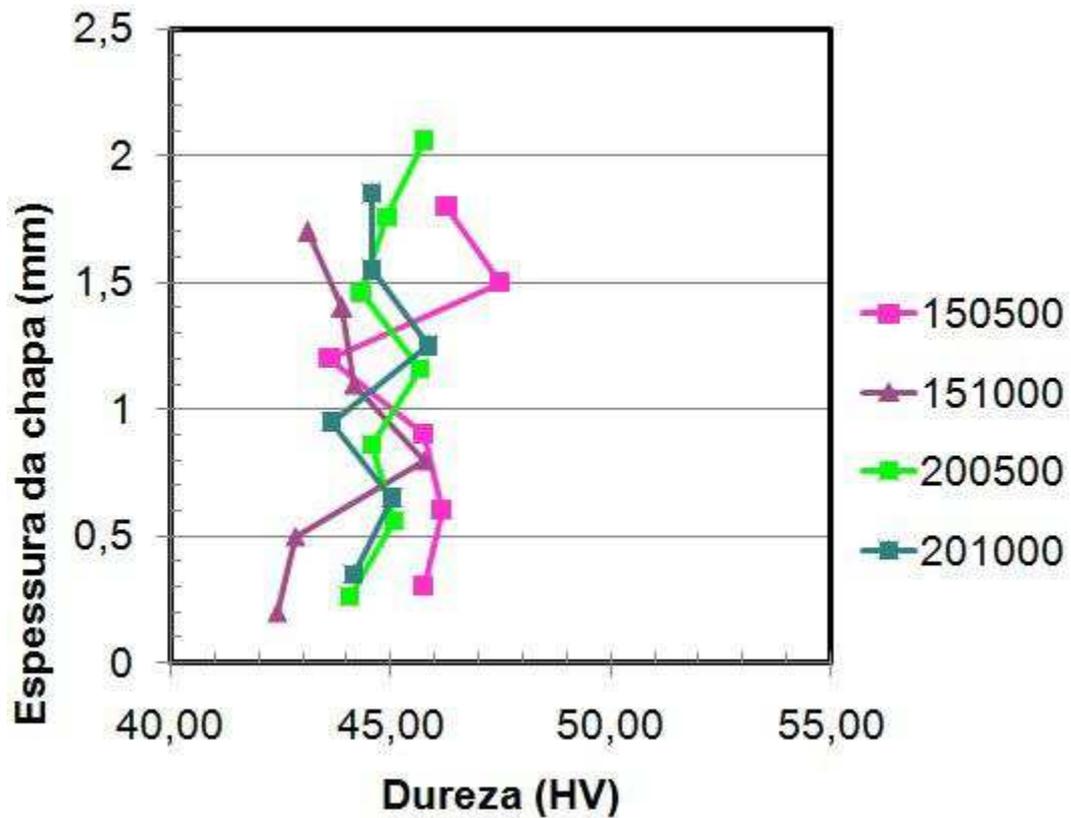
No gráfico da FIGURA 36, as microdurezas para as amostras LA apresentaram valores próximos de 45HV. As amostras 150500 e 151000 apresentaram gradiente de dureza entre superfícies e centro indicando uma deformação heterogênea, já as amostras 200500 e 201000 não têm diferença muito acentuada de dureza ao longo da espessura. Outro fator relevante para as amostras LA é a diferença de dureza entre as superfícies. A superfície superior, no caso as medidas próximas a 2 mm de espessuras, foram realizadas na superfície do cilindro rápido, e as próximas a 0mm, próximas ao cilindro lento, nota-se que a medida próxima ao cilindro rápido apresenta um valor levemente superior ao do lento, para uma mesma amostra, efeito da assimetria dos cilindros, que acarreta uma dureza maior na superfície do cilindro rápido.

Os valores para cada medida com relação ao seu posicionamento na espessura estão demonstrados na FIGURA 36 (os pontos logo próximos a superfície foram ignorados, pois como os cilindros são recartilhados acarretam uma maior deformação próxima a superfície, que não é oriunda do processo de laminação mas sim da superfície irregular dos cilindros, por isso o perfil de dureza apresenta uma espessura de 2,5 ao invés de 3,5) e o valor médio de microdureza para cada amostra na TABELA 17. Os valores obtidos para a dureza são condizentes com os encontrados por VEGA (2014), que para o mesmo material com reduções de 10% por passe e uma redução total de 50% atingiu $43 \pm 2,8$.

TABELA 17 - Média das Microdurezas (HV) para cada amostra.

Código da amostra	Média Microdureza (HV)
150500	$46 \pm 1,15$
151000	$44 \pm 1,10$
200500	$45 \pm 0,65$
201000	$45 \pm 0,75$

FIGURA 36 - Perfis de dureza: amostras LA, sem recozimento e com redução final de 50% da espessura.



5.1.2.2 Deformação Equivalente

Para o cálculo da Deformação Equivalente experimental foram feitas marcações na lateral das chapas, para que após a laminação fosse possível medir a inclinação da mesma na TABELA 18 constam os valores medidos e calculados para as amostras. Para a chapa de LC foi utilizada a equação (2), para as chapas de LA foi utilizada a equação (3) para o cálculo teórico e para o cálculo experimental a equação (4):

$$\varepsilon_{eq} = \frac{2}{\sqrt{3}} \varepsilon_y \quad (2)$$

$$\text{Onde } \varepsilon_y = -\ln\left(\frac{h}{h_0}\right)$$

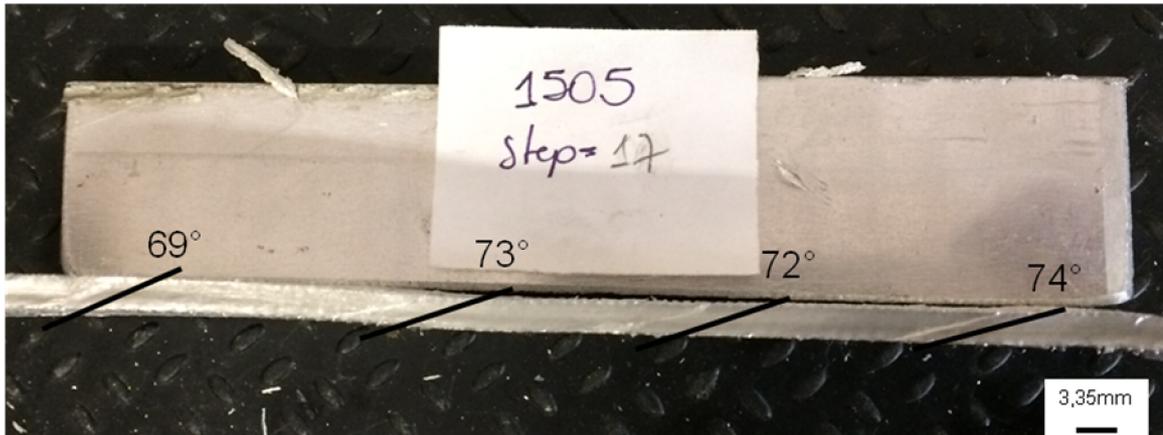
$$\varepsilon_{eq} = \frac{\sqrt{2}}{3} \left[6 \left[\ln\left(1 - \frac{h_i - h_f}{h_i}\right) \right]^2 + \frac{6}{(h_i + h_f)^2} \times \left[R1 \cos^{-1}\left(\frac{2R1 - (h_i - h_f)}{2R1}\right) - R2 \cos^{-1}\left(\frac{2R2 - (h_i - h_f)}{2R2}\right) \right]^2 \right]^{1/2} \quad (3)$$

$$\varepsilon_{eq} = \frac{2}{\sqrt{3}} \ln\left(\frac{1}{1-r}\right) \left\{ 1 + \left[\frac{(1-r)^2}{r(2-r)} \tan\theta \right]^2 \right\}^{1/2} \quad (4)$$

$$\text{Onde } r = 1 - (h_i / h_f) \quad (5)$$

As marcações foram realizadas com auxílio de um punção, e para a medição do ângulo das marcações após a laminação foi utilizado o *software Stream Essential* (FIGURA 37).

FIGURA 37- Amostra LA 150500, exemplo das marcações nas laterais com a medição do ângulo.



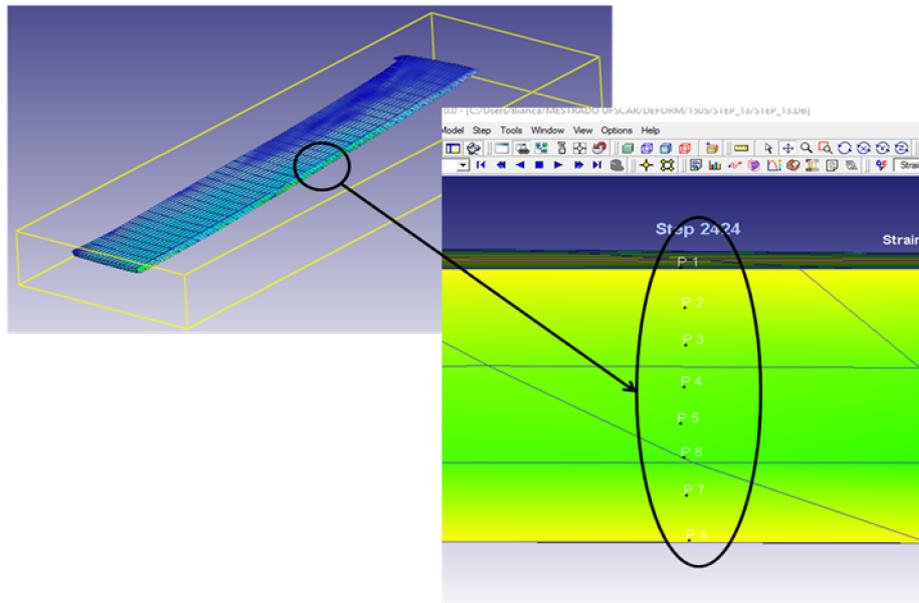
A TABELA 18 mostra os resultados de deformação equivalente calculada a partir da relação de diâmetros e de redução de espessura assim como os medidos experimentalmente e a dureza obtida. Embora não tenha ocorrido uma variação significativa da dureza do material as inclinações medidas indicam um aumento de deformação acumulada para as amostras de redução de 5% em comparação com as amostras de 10% de redução por passe, mostrando que a rotação das marcas laterais foi maior quando se aumentou o número de passes de laminação para uma mesma relação de redução total.

TABELA 18 - Levantamento de Deformação Equivalente segundo as equações (2), (3) para o valor teórico e (4) a partir das inclinações medidas nas amostras para o valor experimental; e dureza correspondente.

Código da Amostra	Experimental					
	hi (mm)	hf (mm)	ϵ_{eq} Teórico	ϵ_{eq} Experimental	%Redução Acumulada	Dureza (HV)
101000	7,10	3,20	0,93	0,92	54,93	---
201000	6,00	2,90	1,01	0,86	51,67	43
200500	7,10	3,45	0,98	1,21	51,41	43
151000	6,15	3,00	0,89	0,94	51,22	44
150500	7,10	3,35	0,88	1,16	52,82	44

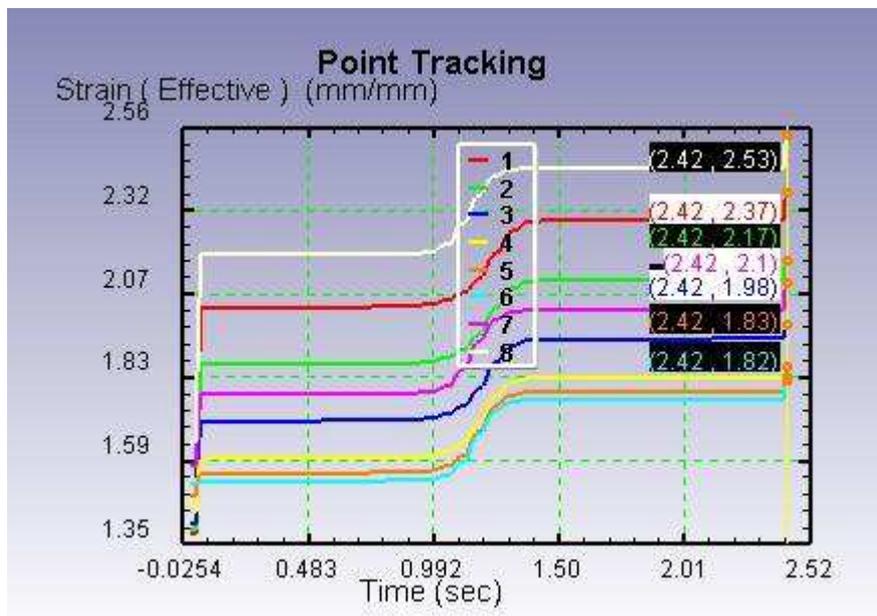
Na simulação numérica, a chapa foi seccionada no sentido longitudinal a metade da sua largura, na área central desta secção, foram estabelecidos oito pontos ao longo da direção normal (DN), verificando assim perfil da deformação equivalente de uma face á outra da chapa. Na FIGURA 38 esta demonstrado o corte assim como os pontos seleccionados, este método foi aplicado a todas as combinações analisadas neste trabalho.

FIGURA 38 - Demonstração da malha gerada pelo DEFORM com os pontos seleccionados para análise de dados na chapa 150500.



Para cada passe de laminação o software calcula a deformação equivalente em função do tempo de simulação. A FIGURA 39 mostra a evolução da deformação em cada um dos oito pontos seleccionados na secção da chapa.

FIGURA 39 - Deformação Equivalente nos pontos seleccionados ao longo do tempo de simulação para a chapa 150500 (DEFORM).



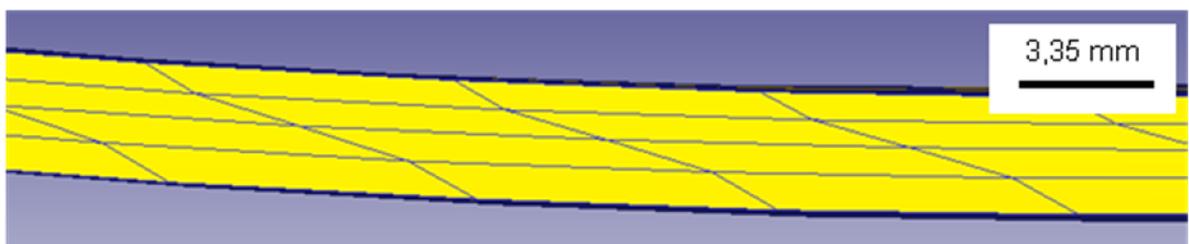
A TABELA 19 mostra resultados da média de deformação equivalente calculada para a espessura das chapas, assim como os dados de espessura inicial e final de cada chapa, sua porcentagem de redução final, relativa à redução total na laminação. Nestes dados observa-se que a LA aumenta a deformação equivalente média, assim como nos valores medidos experimentalmente, mas os valores calculados são mais elevados do que os medidos. Também não houve uma tendência clara de aumento ou diminuição da deformação acumulada em função da redução por passe.

TABELA 19 - Levantamento de Deformação Equivalente pelo software DEFORM.

Código da Amostra	DEFORM			
	hi (mm)	hf (mm)	ϵ_{eq}	%Redução Acumulada
101000	7,00	3,35	0,99	52,14
201000	7,00	3,35	2,06	52,14
200500	7,00	3,98	1,93	43,14
151000	7,00	3,35	1,57	52,14
150500	7,00	3,41	2,08	51,29

Analisando a malha do DEFORM na FIGURA 40 fica visível que há uma diferença na inclinação da malha entre as camadas da espessura da chapa. As camadas centrais possuem uma inclinação menor que nas superfícies da chapa, essa inclinação maior ocorre devido as forças de cisalhamento impostas pela diferença de velocidade entre os cilindros e pelo atrito do cilindro com a chapa. Perfil de deformação da malha na LA semelhante foi obtido no trabalho de ANGELLA (et al, 2013), com a prata e relação de cilindros de 1,4.

FIGURA 40 - Malha gerada pelo software DEFORM para a amostra 150500.



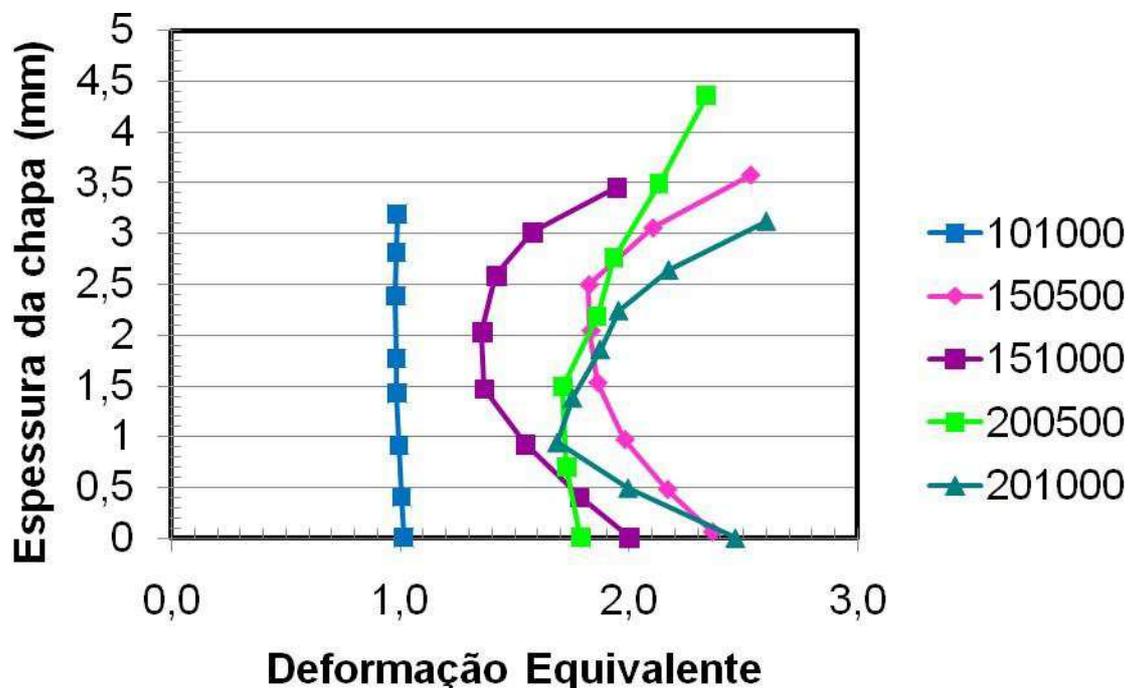
Ao medirmos a inclinação da marcação experimental a porcentagem da inclinação central, inclinação de menor ângulo, acaba tendo maior influencia na medida e o valor da deformação equivalente calculado acaba sendo reduzido. Já os valores indicados pelo DEFORM são pontuais, gerados para cada ponto selecionado no perfil, de forma que ao

fazermos uma média dos valores entre os oito pontos, a média atingirá um valor maior que o calculado. Este comportamento fica evidente quando analisamos os resultados para a amostra LC e as de LA os resultados tanto teórico, experimental e elementos finitos são muito próximos para a LC, sendo que na LC não ocorre cisalhamento, obtendo um perfil linear de deformação equivalente.

Enquanto que para a LA ocorre uma maior variação em número, sendo assim uma variação quantitativa, porém qualitativamente a relação entre as deformações equivalente é mantida.

Os perfis de deformação equivalente em função da espessura da chapa obtidos pela simulação numérica estão na FIGURA 41. O comportamento da deformação equivalente, assim como a dureza, também apresenta diferenças entre as camadas da espessura da chapa. Na superfície próxima ao cilindro rápido apresenta valor superior ao do cilindro lento, assim como o gradiente indica uma menor deformação na camada central da chapa. No caso da LC a deformação é uniforme ao longo da espessura, não ocorrendo variação na deformação equivalente.

FIGURA 41 - Perfis de Deformação equivalente: amostras LC e LA, sem recozimento e com redução final de 50% da espessura. Gerado pelo software DEFORM.



5.1.3 Textura

As amostras foram submetidas à análise de textura por DRX, para diferentes ângulos φ e χ . Dessa forma, foram obtidas figuras de pólo para os planos 111, 200 e 220 da amostra laminada simetricamente (LC) 101000 e das amostras LA (150500, 151000, 200500 e 201000), com a direção de laminação (DL) paralela ao eixo y e a direção transversal (DT) paralela ao eixo x. Como a LA gera um momento paralelo à direção transversal, espera-se que ocorra uma rotação da textura ao redor deste eixo.

A amostra 101000 (FIGURA 42-a) apresenta textura característica de metais de estrutura CFC laminados simetricamente e de simetria de deformação ortorrômbica, possuindo intensidade máxima de 4,5 referente ao plano 220. Já a amostra 150500 (FIGURA 42-b), não apresenta textura característica de laminação e possui pólos distribuídos concêntricos a DN, em relação à amostra LC, apresentam baixa intensidade (1,5), indicando que os grãos não têm uma orientação preferencial.

Quando a taxa de redução aumenta de 5% para 10%, mantendo a mesma assimetria de 1,5, observa-se na figura de pólo da FIGURA 42 (c) (amostra 151000) a presença de textura de laminação de materiais CFC com pequenos desvios e deslocamento dos pólos da ordem de 8° ao redor da DT. Já a amostra 200500 (FIGURA 42- d), não apresenta textura característica de laminação, com distribuição quase aleatória dos pólos, similar a amostra 150500. Por último, quando a taxa de redução aumenta de 5% para 10% (amostra 201000 – FIGURA 42 e), mantendo assimetria de 2.0, volta-se a observar textura característica de metais laminados de estrutura CFC com deslocamento dos pólos da ordem de 10° em torno da DT.

Assim, de acordo com a FIGURA 42, amostras laminadas assimetricamente apresentaram pólos distorcidos e deslocados, em relação às figuras de pólo do alumínio laminado simetricamente, indicando que o processo gerou um momento paralelo à direção transversal, de forma a rotacionar os grãos em torno da DT. Dentre as amostras que sofreram LA, as amostras 150500 e 200500 apresentaram texturas menos pronunciadas, quase aleatórias, e muito similares entre si, indicando que o processo infringiu cisalhamento sobre a estrutura. É interessante notar que as texturas referentes a LA com 5% de redução por passe têm aspecto de rotação ao redor de DN, que não é esperado para o processo e que esta rotação induziu uma textura fraca com componente cubo - cubo rodado (Ver FIGURA 42 b e d).

Já as demais amostras (151000 e 201000) apresentaram textura de materiais CFC laminados com pólos rotacionados em torno da DT, indicando que a assimetria do sistema, combinada com a taxa de redução por passe, não agiram de forma efetiva para desorientar os grãos após a conformação.

No centro da chapa (FIGURA 43) a intensidade de textura da LC (101000) foi 8,8. As amostras com redução de 5% por passe com relação de 1,5 e 2,0 apresentam picos de 5,26 e 6,56 respectivamente, demonstrando uma melhora de cerca de 40% e 25% na concentração das texturas. Os picos de concentração máxima decaem ainda mais para a LA com redução de 10%, para a amostra com relação de 1,5 foi de 3,05 e para a de 2,0 3,63, apresentando uma redução de 60%. A redução nos valores de intensidade da textura demonstra uma maior aleatoriedade das texturas, resultando assim em uma anisotropia menor.

O aspecto de rotação ao redor de DN nas amostras de 5% de redução já não é tão evidente no centro como próximo à superfície e predomina a rotação ao redor de DT.

FIGURA 42 - Figura de pólo (DL↑, DT→) para os planos cristalinos 200, 111 e 220 do alumínio da superfície da chapa para as amostras (a) 101000 , (b) 150500; c)151000 d) 200500, e) 201000.

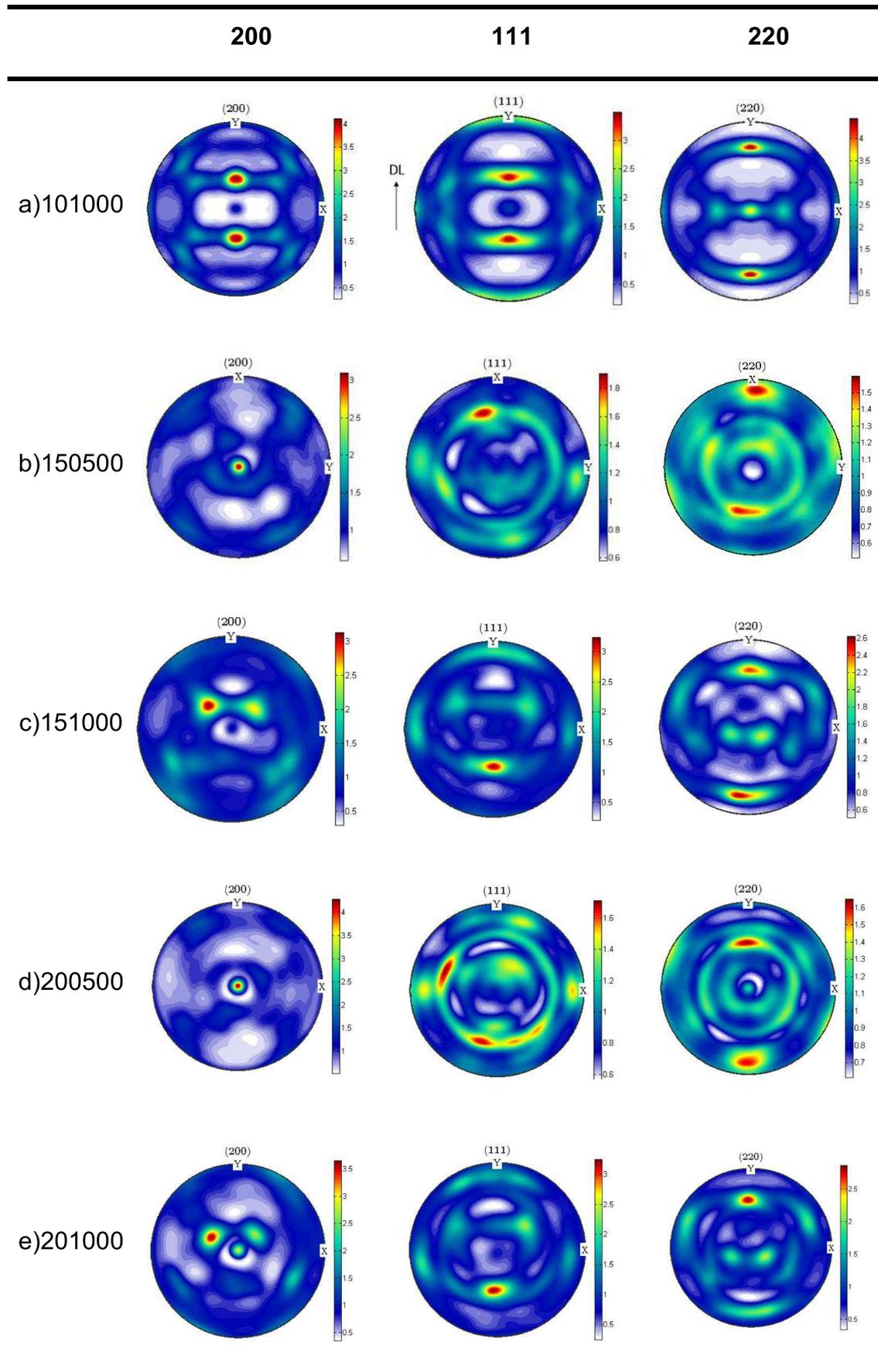
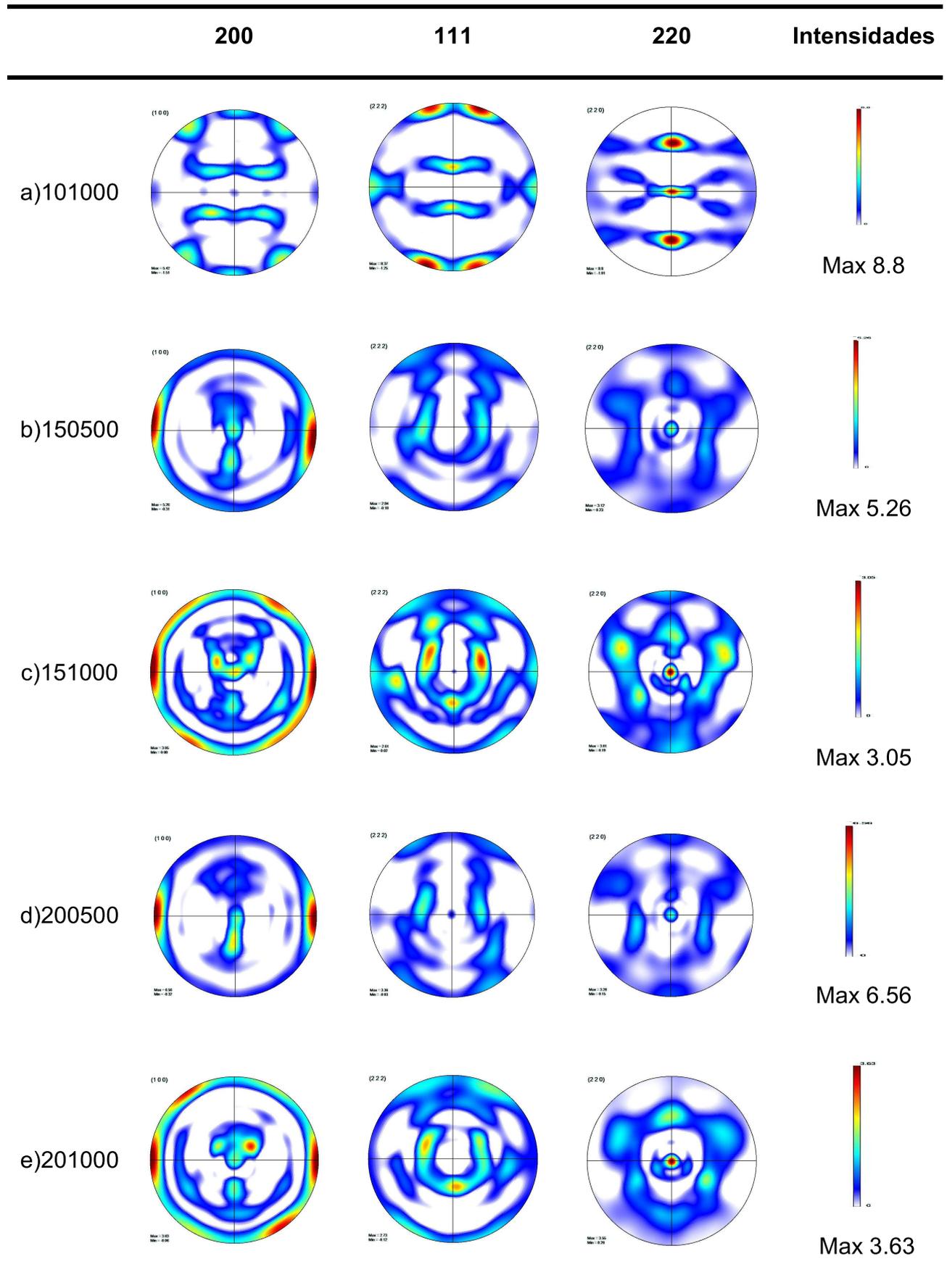


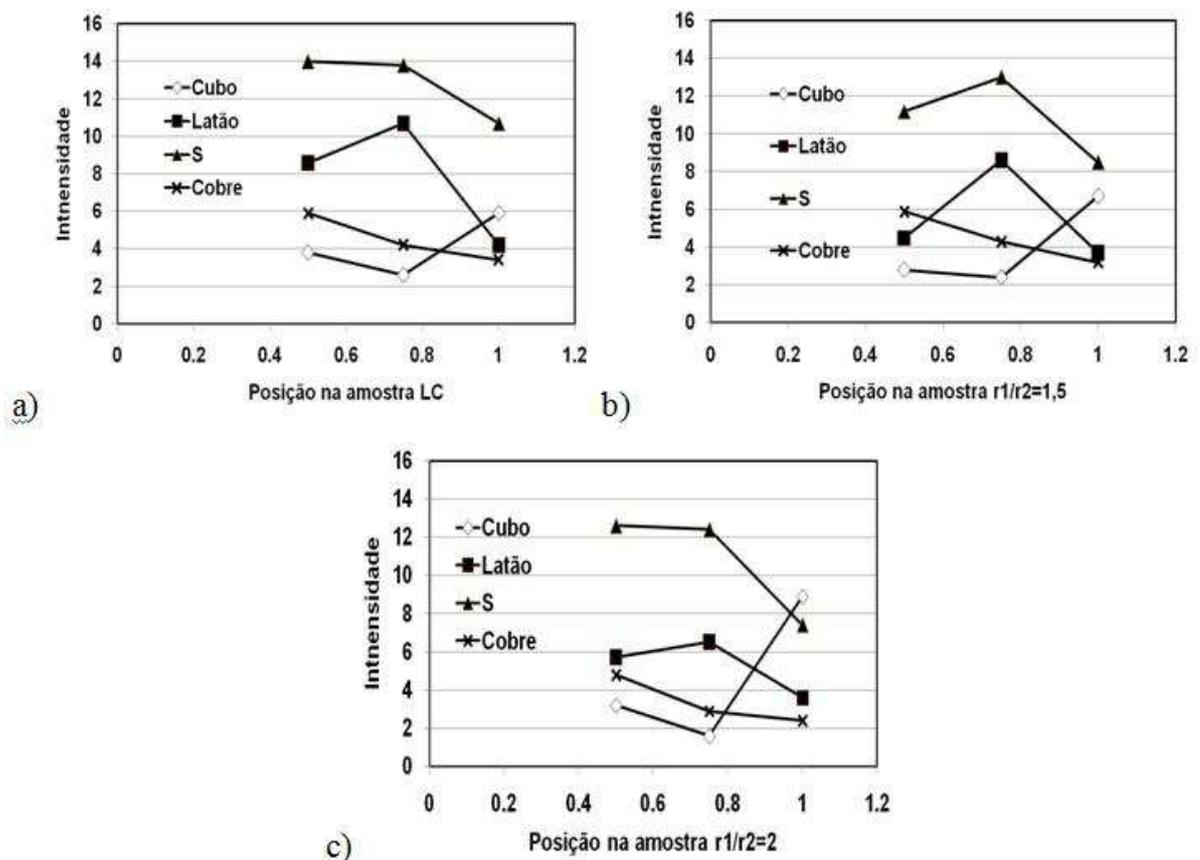
FIGURA 43 - Figuras de pólo (DL \uparrow , DT \rightarrow) da região central das chapas, para os planos cristalinos 200, 220 e 111 para as amostras (a) 101000, (b) 150500, (c) 151000, (d) 200500 e (e) 201000.



Na literatura, não há um consenso de resultados experimentais na LA.

No estudo de JIN (et al, 2005) foi analisada a textura do AA6111 na superfície, com $\frac{1}{4}$ da espessura e no centro da chapa, após a LA, comparando os resultados da LC relações de $r1/r2$ de 1,5 e 2 com um total de 50% de redução na espessura. As chapas apresentaram uma grande variação de textura pela espessura, as texturas foram analisadas na superfície, a $\frac{1}{4}$ da superfície e no centro da chapa (FIGURA 44), mas não das orientações presentes, a maior diferença é a presença da fibra β com rotação ao redor de DT e da presença de uma textura do tipo cubo rodado com fraca intensidade nas amostras de LA. As texturas tipo cubo na superfície foram relacionadas ao atrito de contato entre rolo de laminação e amostra.

FIGURA 44 - Fração volumétrica dos componentes das texturas pertinentes nas chapas laminadas no trabalho de JIN et al (2005).

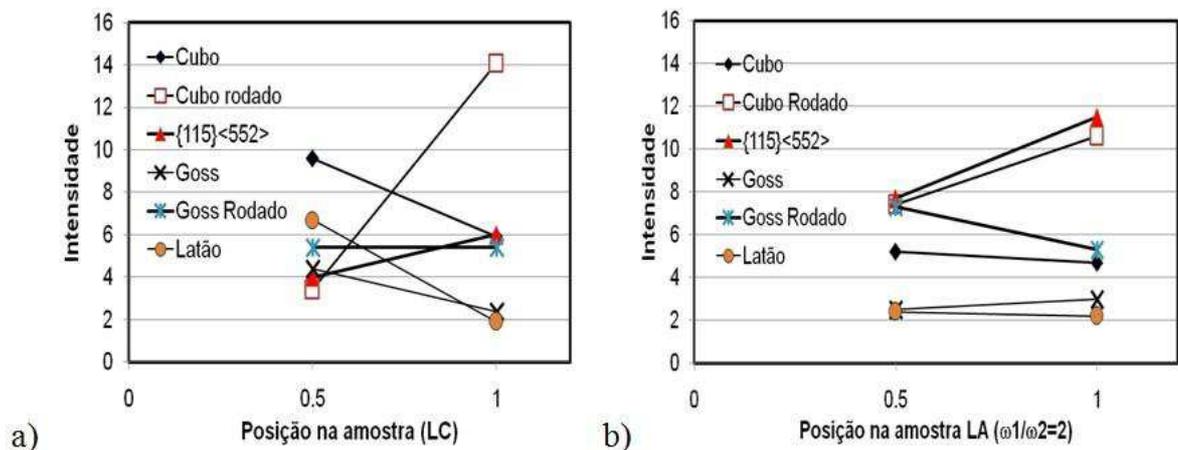


Na LC o componente cubo é dominante na superfície, enquanto que ao aproximar do centro da espessura a textura de laminação de estrutura CFC é predominante. A textura nas superfícies das chapas 2 e 3 são muito próximas da LC, mas com o componente cubo mais forte, enquanto que a $\frac{1}{4}$ e no centro da espessura as texturas predominante foram fibra- β porém rotacionada em DT. Uma grande mudança ocorre quando atingisse a relação 4 a textura se torna mais fraca, próximo a superfície a textura predominante se torna $CH\{001\}(210)$, a qual é cubo rodado, a textura a $\frac{1}{4}$ e no centro da chapa é muito

próxima da encontrada nas chapas 2 e 3 mas com uma intensidade muito menor. Fica evidente que a superfície que recebe cisalhamento na LA possui uma modificação maior na textura enquanto que no centro da chapa fatores como relação de assimetria e redução por passe podem afetar ou não a textura (JIN, et al. 2007).

KIM et al. (2013), utilizou a liga Al – 1,0 Si – 0,6 – Mg (% massa) com relação de velocidades angulares de 2. A chapa base seguida de LC demonstra que as principais texturas da chapa base evoluem para $\{001\} \langle 110 \rangle$ textura de cisalhamento, na subsuperfície da chapa enquanto que a textura presente no centro da chapa é $\{001\} \langle 100 \rangle$ e fibra- β fraca, textura de laminação. Quando a chapa base passa pela LA observasse que a textura presente é $\langle 111 \rangle // \text{DN}$, $\{115\} \langle 552 \rangle$ ou $\langle 115 \rangle // \text{DN}$. Um resumo das texturas assim como sua fração no geral está indicado na FIGURA 45.

FIGURA 45 - Fração volumétrica dos componentes das texturas pertinentes nas chapas laminadas no trabalho de KIM et al. (2013).

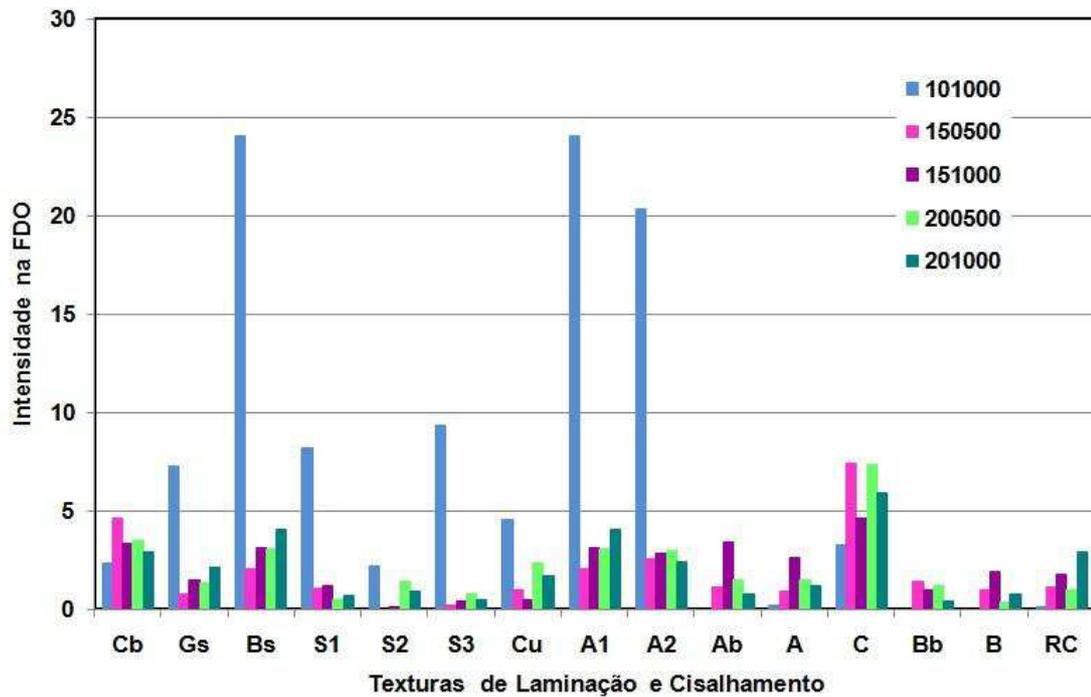


Estes resultados contrastam bastante com os obtidos por SIDOR et al. (2008), que encontrou predominância de fibra $\{111\} // \text{ND}$ em seus estudos de LA. Enquanto que KIM et al. (2008) encontrou outras orientações como $\{115\} \langle 552 \rangle$ ou $\langle 115 \rangle // \text{DN}$, e $\{110\} \langle 110 \rangle$ Goss rodado. Condições experimentais como taxa de redução, espessura inicial da chapa e condições de atrito podem ser as causas destas disparidades.

Observamos que não há muita concordância entre as componentes de textura relatadas na literatura, mas que em geral as componentes de laminação convencional se encontram presentes, com intensidade reduzida após a LA e que há uma tendência de o atrito causar o aparecimento de texturas do tipo cubo ou cubo rodado na superfície.

Para o material deste trabalho, utilizando as FDOs foi desenvolvido um gráfico com a intensidade das texturas características de deformação, a análise foi realizada no plano paralelo a chapa, na parte central da espessura mostrado na FIGURA 46.

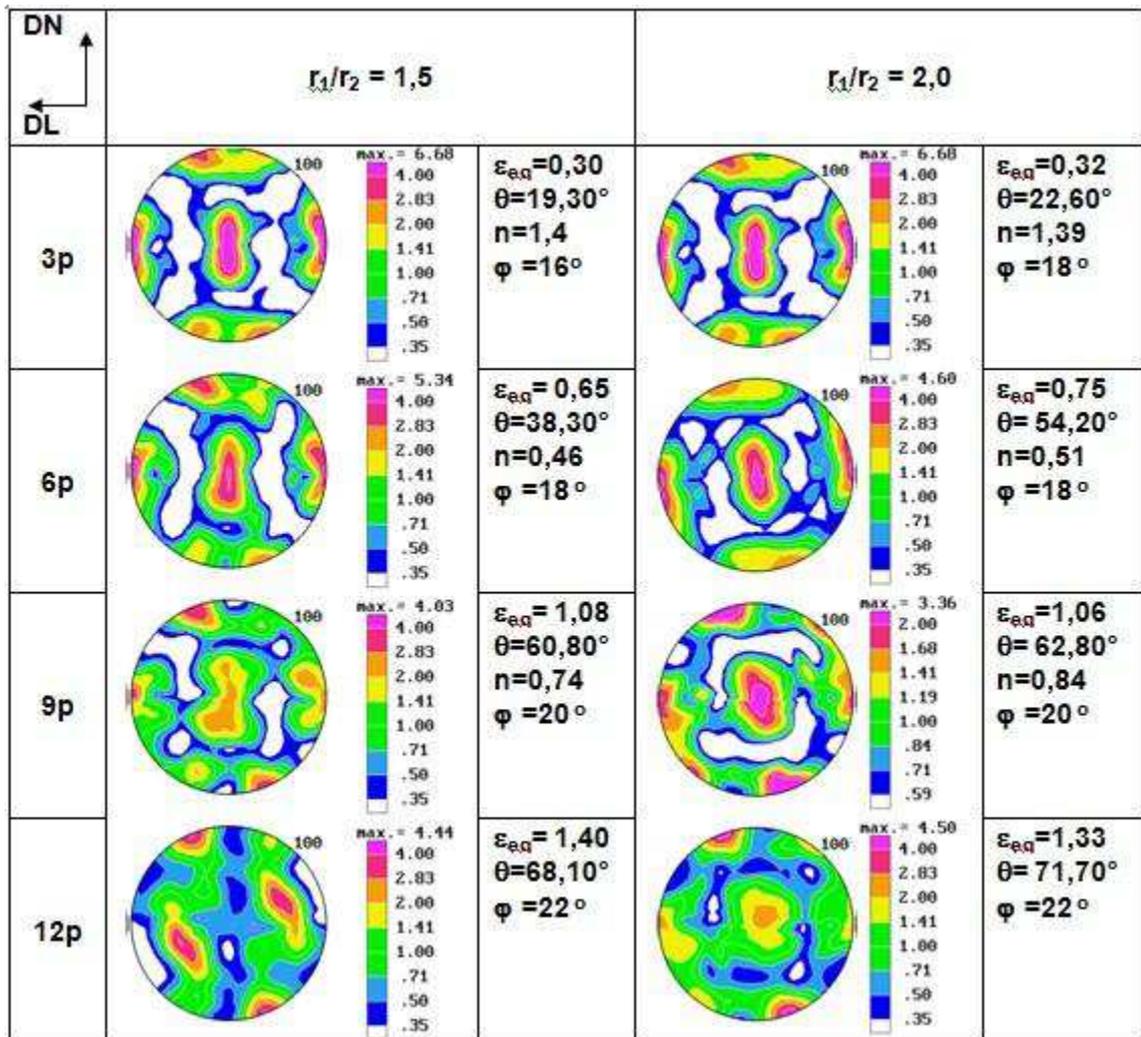
FIGURA 46 - Distribuição das intensidades das texturas presentes nas chapas de alumínio laminadas por LC e LA, no plano central a espessura.



Na amostra LC fica evidente a presença de textura, em ordem de grandeza, latão (Bs), fibra S3 e S1, ou seja fibra- β , já nas amostras de LA a incidência dessas texturas é reduzida. As amostras 150500 e 200500 apresentam maior concentração de texturas de cisalhamento, decorrentes do processo de LA, com maior incidência da Goss rodada (C) e Cubo (RC). As amostras 151000 e 201000 apresentam uma distribuição mais aleatória das orientações, sendo as principais Cb, e as texturas de cisalhamento A1 e Goss Rodado (RC), a amostra 151000 apresenta uma quantidade maior de Ab e A.

Os resultados encontrados na literatura também apontam para a existência de uma componente de textura resultante de rotação simples na LA. Esta rotação no eixo transversal a chapa indicada pelos ângulos com relação aos eixos x e y também foi observada no trabalho de NASCIMENTO (et al, 2016). NASCIMENTO aplicou o Al 1050 a LA com relações de 1,5 e 2,0 com reduções de 10% até uma redução total de 70% (ϵ_{eq} de 1,4), analisando a textura no plano xz (x - DL; z - DN) através das figuras de pólo $\{111\}$ ilustradas na FIGURA 47. Também calculou a razão entre o cisalhamento (γ_{xz}) no plano das imagens de pólo (xz) com a deformação em z (ϵ_z - afinamento da chapa), indicado como n (expoente de encruamento). e finalmente o ângulo de rotação com relação ao plano xz . As amostras apresentam rotação no eixo z , e não apresentam textura de cisalhamento, o que sugere que o cisalhamento imposto pela LA não chega ao centro da chapa, mas que o efeito predominante é de rotação de corpo rígido.

FIGURA 47 - Evolução da textura cristalográfica através das figuras de pólo dos planos $\{111\}$. Região examinada: centro das chapas após a laminação assimétrica variando a deformação equivalente entre 0,30 (3 passes) e 1,40 (12 passes) para relação entre diâmetros de 1,5 e 2,0. São dados os valores medidos de deformação equivalente (ϵ_{eq}), ângulo de distorção da malha (θ), relação entre γ_{xz}/ϵ_z (n) e ângulo de rotação da textura cubo (ϕ)(NASCIMENTO, et al, 2016).



Com o intuito de separar a contribuição do cisalhamento da contribuição de rotação, utilizando as simulações do software DEFORM foram estimadas as rotações de corpo rígido para as chapas laminadas deste trabalho com 50% de redução. Foram realizadas simulações aplicando simetria ao sistema para as amostras 151000 e 201000. A simetria aplicada consiste em 50% da largura da chapa no sentido longitudinal, de forma que o plano a metade da largura da chapa paralelo a DN durante toda a simulação será coincidente com as coordenadas que para ele foram atribuídas no início da simulação, de forma que ele não irá variar devido à simetria imposta. A simulação da laminação foi gerada inicialmente com simetria, pois dessa forma consegue-se um refino de malha maior

e um tempo de simulação menor, os resultados de 50% da chapa laminada são replicados para a outra metade da chapa. A direção x da simulação esta relacionada a DL, y a DT e z a DN.

Foram analisados três pontos no perfil da espessura da chapa, um próximo ao cilindro superior (Pt.01-cilindro rápido), um na metade da espessura (Pt. 04), e um próximo ao cilindro inferior (Pt. 07 - de menor velocidade) (FIGURA 38), em três intervalos, primeiramente logo após o primeiro passe, o segundo na metade dos passes (após o 4° passe para redução de 10%), e por último ao final da laminação com 50% de redução final das chapas (após o 7° passe para a redução de 10%). Com os resultados de deformações da simulação calculamos as rotações em graus com relação aos eixos da chapa. Os ângulos indicados na tabela possuem como referência a aresta do corpo que inicialmente é coincidente com o eixo x, esta aresta esta indicada na cor vermelha na FIGURA 48-a, de forma que os ângulos indicados nas tabelas são em relação a esta aresta com os eixos x, y,z, sempre indicando o ângulo que a aresta possui com relação a cada eixo, após o passe indicado. Inicialmente esta aresta possui 0° com relação a x, 90° com relação a y e 90° com relação a z.

Os ângulos para a amostra 151000 estão indicados na TABELA 20, para a amostra 201000 na TABELA 21, estes valores foram estabelecidos para as amostras com simetria. Na FIGURA 48 foi simulada a rotação para cada passe e cada ponto da amostra 151000, na FIGURA 48-a esta o corpo sem inclinação, para a amostra 201000 na FIGURA 49.

TABELA 20 - Rotação para a amostra 151000, com simetria (valores em graus).

Com Simetria				
151000				
Eixos		STEP 01	STEP 04	STEP 07
X	Pt. 01	30,48	20,15	11,20
Y		89,94	89,92	89,98
Z		59,52	69,85	78,80
X	Pt. 04	29,20	18,66	10,54
Y		89,59	89,75	89,76
Z		60,81	71,34	79,47
X	Pt. 07	32,62	19,58	10,78
Y		89,13	87,47	87,38
Z		57,39	70,60	79,55

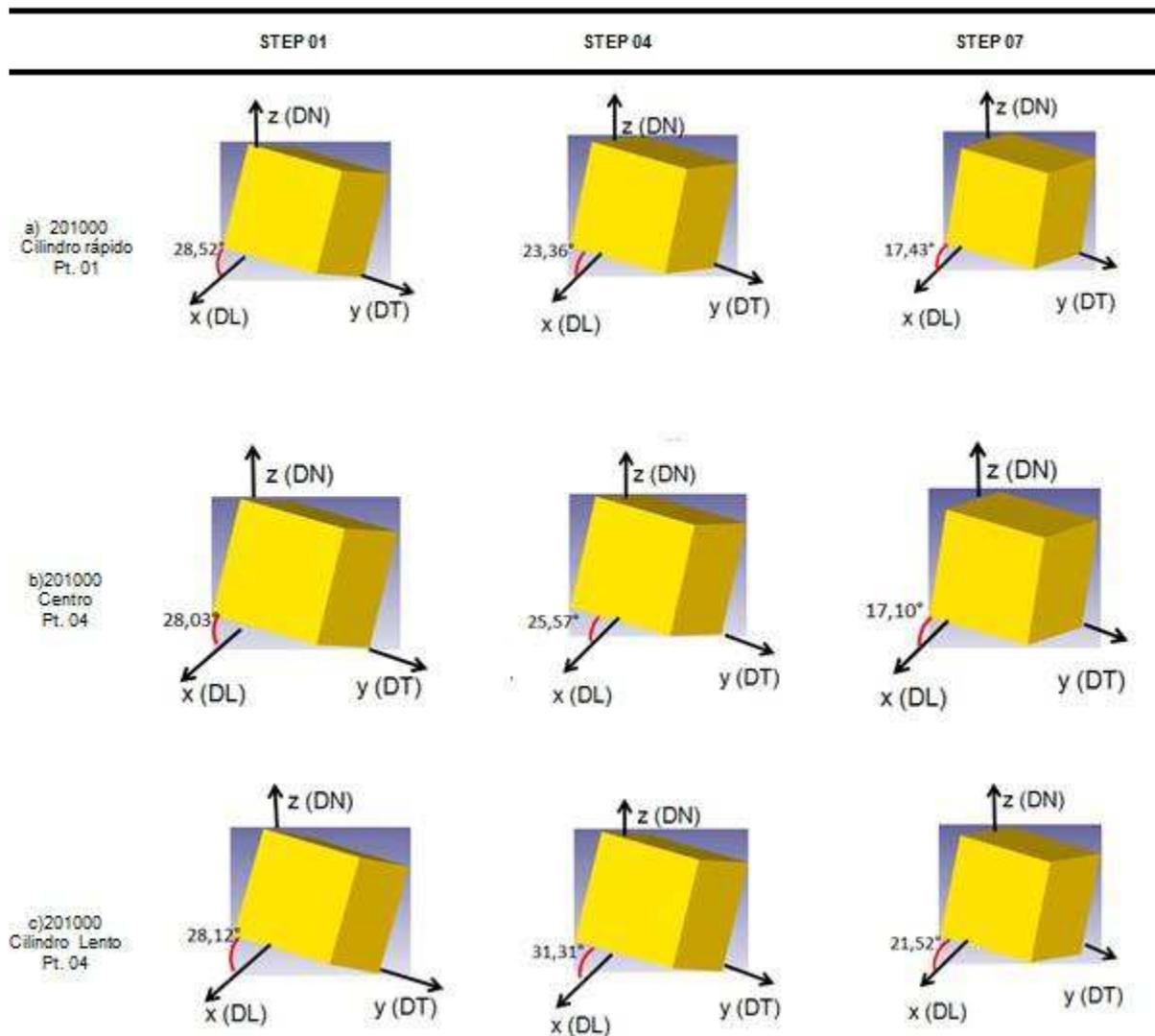
TABELA 21 - Rotação para a amostra 201000, com simetria (valores em graus).

Com Simetria				
201000				
Eixos		STEP 01	STEP 04	STEP 07
X	Pt. 01	28,52	23,36	17,43
Y		89,83	89,56	89,39
Z		61,48	66,64	72,58
X	Pt. 04	28,03	25,57	17,10
Y		89,03	89,53	89,96
Z		61,99	64,44	72,90
X	Pt. 07	28,12	31,31	21,52
Y		89,80	88,96	89,07
Z		61,88	58,71	68,50

FIGURA 48- Esquema de rotação, (a) Corpo sem rotação, (b) 151000 ponto próximo ao cilindro lento, (c) 151000 ponto no centro da chapa e (d) 151000 ponto próximo ao cilindro lento.



FIGURA 49 - Esquema de rotação, (a) 201000 ponto próximo ao cilindro rápido, (c) 201000 ponto no centro da chapa e (d) 201000 ponto próximo ao cilindro lento.



Percebe-se que o ângulo após o primeiro passe é maior que o indicado para os passes posteriores, isso ocorre devido à distribuição de forças durante o primeiro passe ser maior para o cilindro lento que para o cilindro rápido, apesar do cilindro rápido possuir maior velocidade/força a área de contato na qual estas forças são distribuídas são ainda maiores, causando uma força pontual menor que para o cilindro lento. No segundo passe a distribuição de cargas para o cilindro lento e para o cilindro rápido é similar, e a partir do terceiro passe o cilindro rápido atinge forças maiores que o lento, alterando o sentido de rotação, isto explica a redução dos ângulos após o 4ºpasse.

Portanto são duas as contribuições para a modificação da textura ao redor de DT: a do cisalhamento puro, e uma rotação de corpo rígido simples. O cisalhamento é mais intenso na proximidade do rolo de laminação, e mais fraco no centro da chapa, enquanto que a rotação de corpo rígido parece permanecer constante ao longo da espessura no início da laminação e tendem a formar um gradiente entre o rolo superior e rolo inferior a

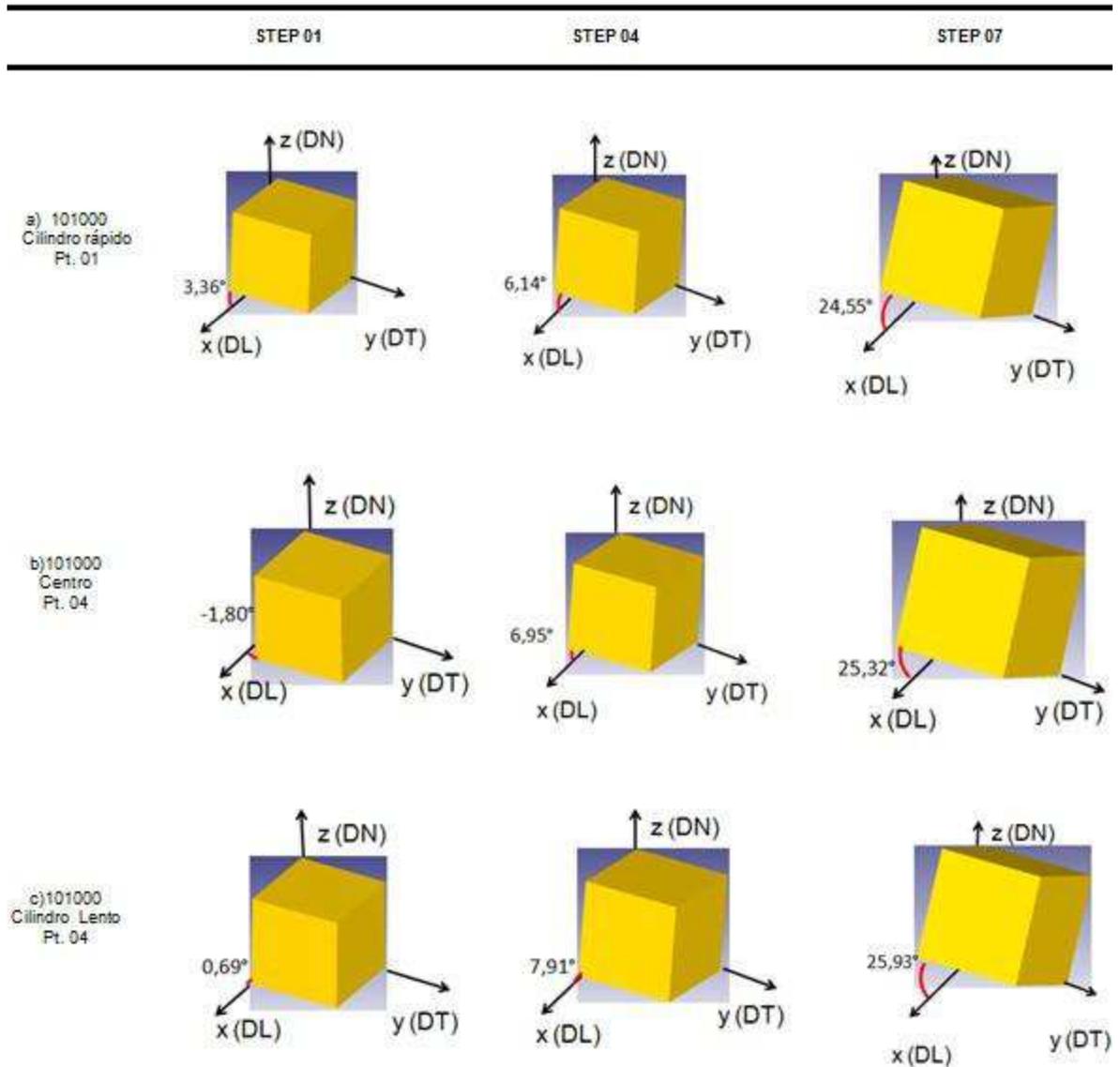
medida que a proporção de redução de espessura aumenta. As medidas experimentais, com as marcações laterais não conseguem separar estas duas contribuições.

Quando a simulação é realizada de forma completa, ou seja, sem a aplicação de simetria significa que o comportamento da chapa é semelhante ao do encontrado experimentalmente, de forma que a chapa está livre e poderá sofrer as deformações sem ser limitada por nenhum plano, como ocorre no caso de simetria. Para a amostra 101000 foi realizada a simulação sem simetria (TABELA 22 e a representação das rotações está apresentada na FIGURA 50).

TABELA 22 - Rotação para a amostra 101000, sem simetria (valores em graus).

Sem Simetria				
101000				
Eixos		STEP 01	STEP 04	STEP 07
X	Pt. 01	3,36	6,14	24,55
Y		90,03	90,83	89,19
Z		86,65	83,91	65,46
X	Pt. 04	-1,80	6,95	25,32
Y		90,24	88,99	90,69
Z		91,78	83,13	64,69
X	Pt. 07	0,69	7,91	25,93
Y		89,77	89,01	90,64
Z		89,35	82,15	64,08

FIGURA 50 - Esquema de rotação, (a) 101000 ponto próximo ao cilindro rápido, (c) 101000 ponto no centro da chapa e (d) 101000 ponto próximo ao cilindro lento.



Nos resultados de textura, percebeu-se que além da rotação no sentido transversal da chapa, imposto pelo cisalhamento devido a LA, houve uma rotação de cisalhamento no eixo normal a chapa, mais atuante próximo a superfície de contato cilindro de laminação-material. Como a simulação realizada seguia padrões de simetria tendo sua face guiada por um plano perpendicular à transversal da chapa e paralelo a normal dela, o cisalhamento ficou restringido ao eixo transversal da chapa assim como suas maiores deformações foram na espessura seguida de deformações menores no comprimento da chapa, as deformações na largura foram desprezíveis.

A simulação com simetria não consegue explicar a rotação presente nos resultados de raio-x das amostras, que indicam uma rotação ao redor do eixo normal. Novas

simulações foram feitas, com a chapa inteira e livre, como ocorre no experimento para verificarmos se havia mudanças nas rotações de corpo rígido. Os resultados obtidos se encontram na TABELA 23 e as representações para destes ângulos na FIGURA 51. A 101000, LC apesar de não ter sido simulada com simetria, não apresentou rotação no eixo normal à chapa, o que não era esperado devido ao comportamento experimental da laminação não ter apresentado deformações neste sentido e também devido às forças envolvidas serem em sua maioria de compressão.

As rotações com relação ao eixo normal a chapa é indicado pelo ângulo da aresta de referencia com relação ao eixo “z”. Na LC este ângulo não indicou mudanças maiores que 3° para a simulação sem simetria esta rotação foi maior. Observa-se que as maiores rotações ocorrem no plano central da chapa, sendo maior para a relação 1,5 que para 2,0, e maior para 5% de redução por passe que para 10% de redução por passe, como mostra a FIGURA 52. A amostra 201000 apresentou à menor rotação no eixo normal a chapa, com no máximo 1,50° para a direção normal a chapa, com no máximo 1,5° para a direção normal a chapa, para o ponto mais próximo ao cilindro lento. Este ângulo aumento para a amostra 200500, atingindo 6° também para o ponto próximo ao cilindro lento. Estes ângulos foram maiores para as amostras com relação de 1,5. Nota-se também que as rotações calculadas são menos intensas ao redor de DN do que ao redor de DT.

As amostras com 1,5 de relação entre cilindros apresentaram a maior rotação para o plano central das chapas, a 151000 com 81,29° e a 150500 com 73,09° com relação à direção normal da chapa.

TABELA 23 - Rotação de corpo rígido para as amostras 150500, 151000, 200500 e 201000.

Sem Simetria								
150500			151000		200500		201000	
Eixos		STEP 13		STEP 07		STEP 11		STEP 07
X	Pt. 01	16,89	Pt. 01	18,29	Pt. 01	9,65	Pt. 01	31,78
Y		74,10		88,57		88,38		89,78
Z		95,57		71,77		80,49		58,22
X	Pt. 04	18,83	Pt. 04	21,26	Pt. 04	18,17	Pt. 04	31,95
Y		73,09		81,29		86,37		89,26
Z		81,95		70,76		72,22		58,06
X	Pt. 07	19,03	Pt. 07	18,32	Pt. 07	23,17	Pt. 07	30,80
Y		83,97		88,49		84,02		88,57
Z		71,33		71,75		67,70		59,24

FIGURA 51 - Esquema de rotação, (a) 150500,(b) 151000, (c) 200500 e (d) 201000.

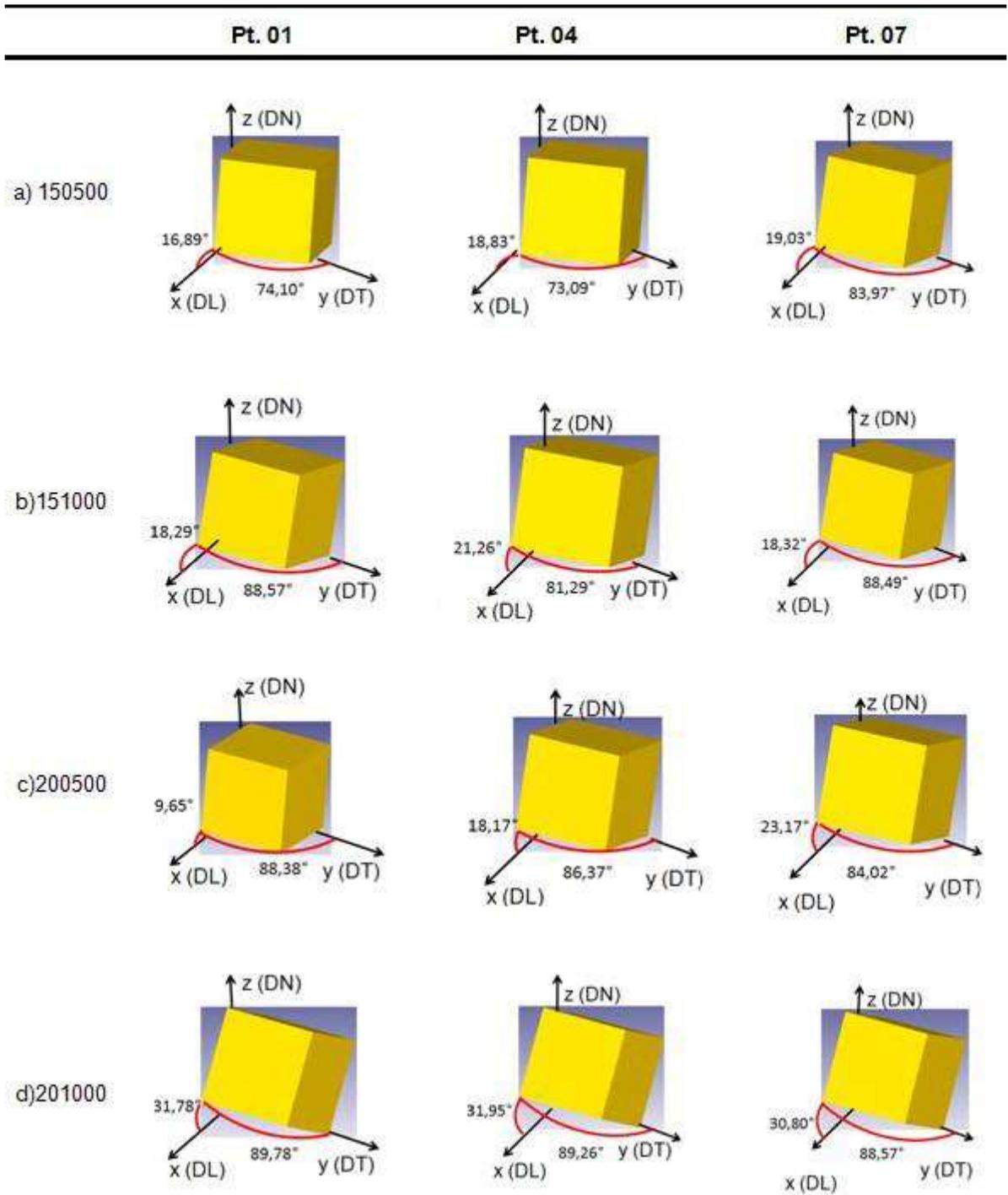
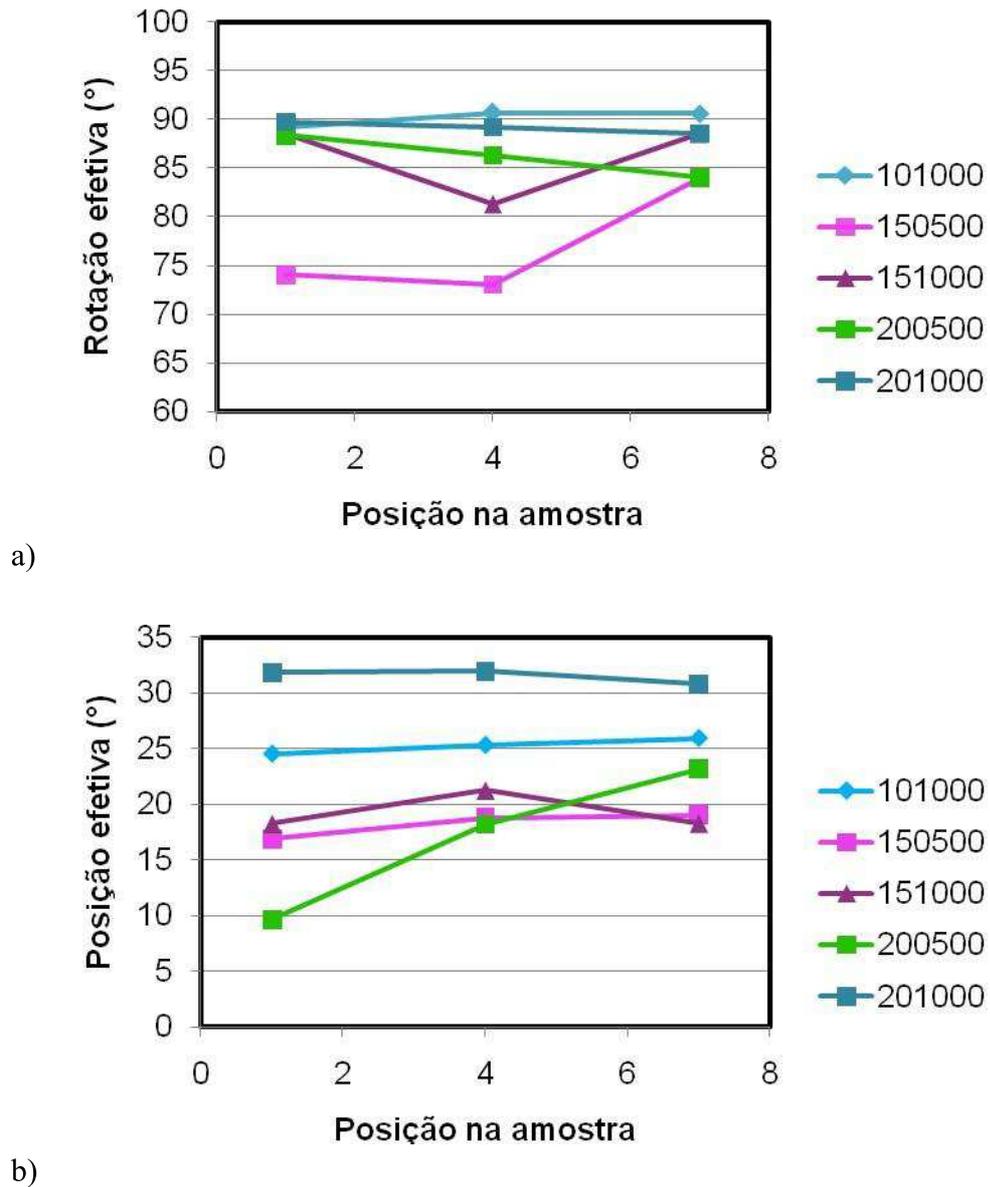


FIGURA 52- Ângulo de rotação efetiva ao redor de DT (a) e DN (b) para as amostras de LA.



5.2 MATERIAL RECOZIDO

5.2.1 Análise Microestrutural

5.2.1.1 Microscopia Óptica (MO)

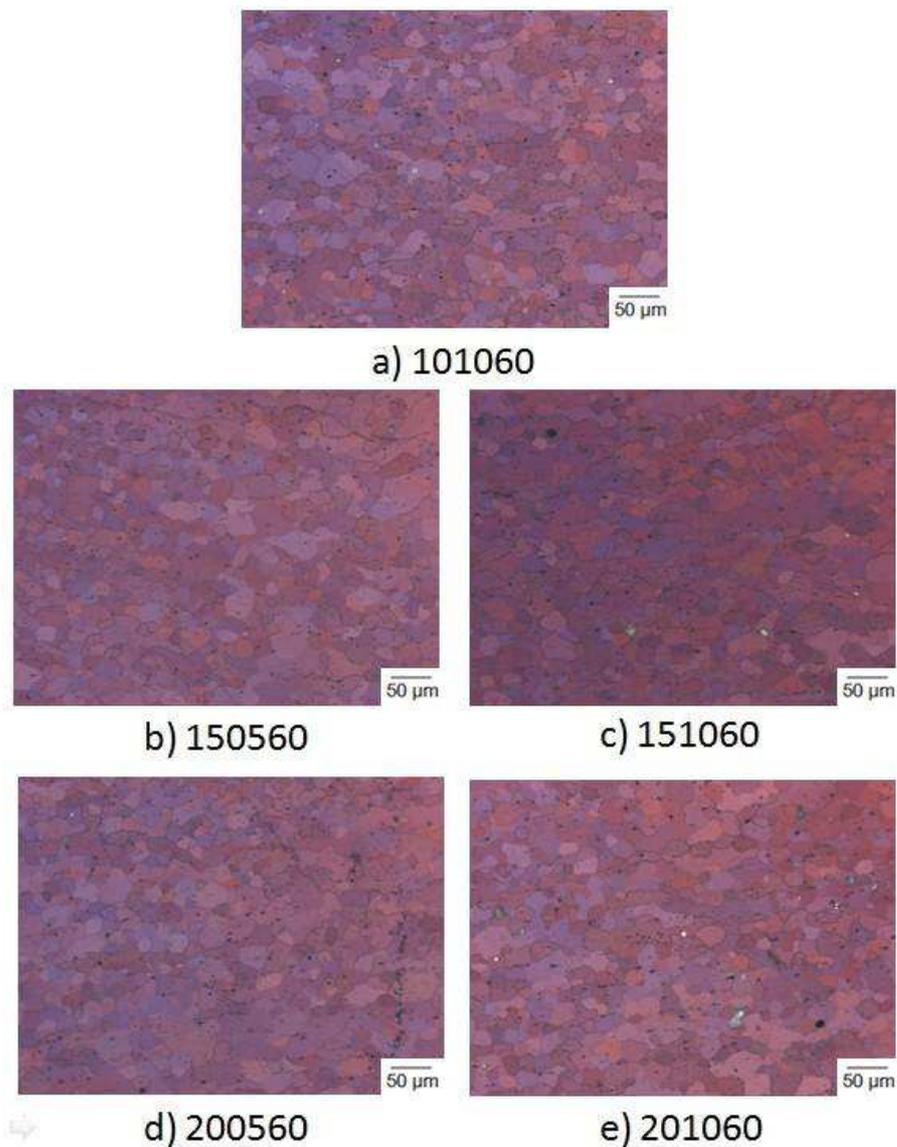
As amostras para uma mesma combinação de relação de laminação e redução por passe foram tratadas por 5, 10, 15, 20 e 60 minutos, após análise do tamanho de grão com os tempos de tratamento mencionados, observou-se que após 5 minutos de tratamento as amostras já se encontravam recristalizadas, possuindo um tamanho médio de grão semelhante ao das tratadas por 60 minutos (TABELA 24). Dessa forma estabeleceu-se trabalhar com as amostras de 60 minutos para as demais análises.

As imagens após tratamento térmico de 350°C por 60 minutos (FIGURA 53) mostram que todos os grãos foram recristalizados, deixando a aparência do estado encruado, quando se encontravam alongados no sentido de laminação passando a apresentar um formato equiaxial.

TABELA 24 - Tamanho de grão para as amostras Al1050, recozidas a 350°C por 60 minutos.

Código	Tamanho de grão médio (μm)
101060	30,0 \pm 16,1
150560	28,6 \pm 2,3
151060	30,8 \pm 4,2
200560	32,2 \pm 0,4
201060	27,4 \pm 12,6

FIGURA 53 - Micrografia Óptica das amostras tratadas a 350°C por 60 minutos, (a)101060, (b) 150560, (c) 151060, (d) 200560 e (e)201060.

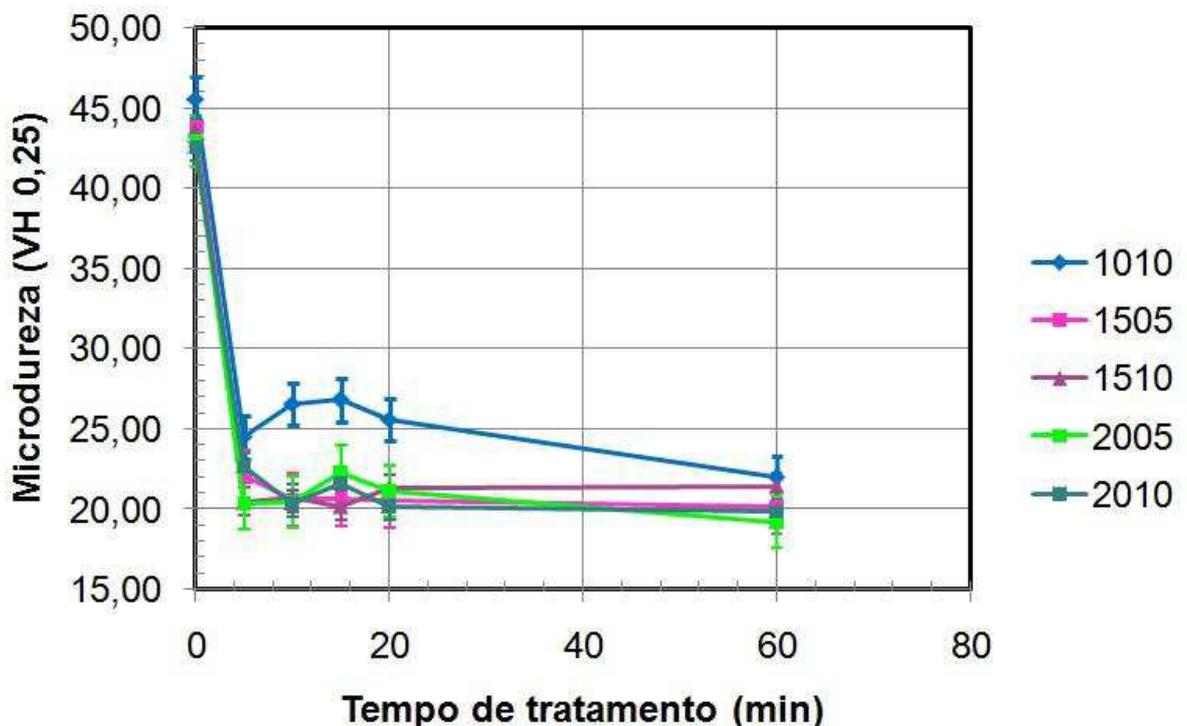


Os resultados de tamanho de grão obtidos neste estudo equivalem aos de trabalhos publicados para o mesmo material, passando por processos semelhantes. VEGA (2014) obteve tamanho de grão de $27 \pm 6\mu\text{m}$ para amostra do Al 1050 LA com reduções de passe de 5%, até atingir 70% de redução total para a amostra recozida. ENGLER (at al, 1995) para a liga de alumínio comercialmente puro (Al 1145) passando por LA com redução total de 63% obteve tamanho de grão de cerca de $27\mu\text{m}$.

5.2.1.2 Ensaio de Dureza

Na FIGURA 54 está ilustrada a dureza para as amostras, deformada, recozida com 5,10, 15, 10 e 60 minutos, com seus respectivos desvio padrão. As amostras como deformada apresentam um valor maior de dureza em torno de 44 HV, que logo após ser recozida a 350°C por 5 minutos decai. A amostra LC apresenta valores de dureza um pouco maiores até 20 minutos de recozimento, reduzindo para cerca de 22HV com 60 minutos. As amostras LA após 5 minutos apresentam valores de dureza muito próximos, cerca de 21HV o que se mantém até 60 minutos de tratamento.

FIGURA 54 - Ensaio de Microdureza Vickers nas amostras tratadas a 350°C .



Na TABELA 25 são apresentados os valores de deformação equivalente experimental antes do recozimento, tamanho de grão e dureza após recozimento em função do processo de deformação.

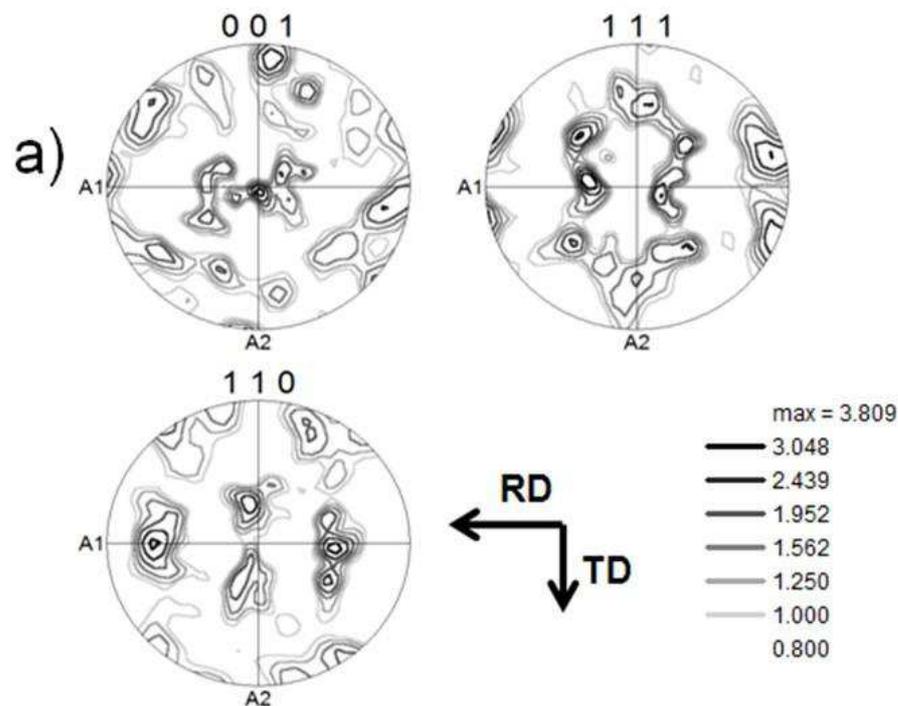
TABELA 25 - Dureza (HV) e Tamanho de grão (μm) em função da deformação equivalente antes do recozimento

Amostra	ϵ eq exp. antes do recozimento	Dureza HV	Tamanho de Grão (350C/1h)
101060	0,92	22,0 \pm 0,7	30,0 \pm 16,1
150560	0,86	20,2 \pm 1,5	28,6 \pm 2,3
151060	1,21	21,4 \pm 0,7	30,8 \pm 4,2
200560	0,94	19,2 \pm 1,2	34,2 \pm 0,4
201060	1,16	19,8 \pm 0,7	27,4 \pm 12,6

5.2.1.3. Textura

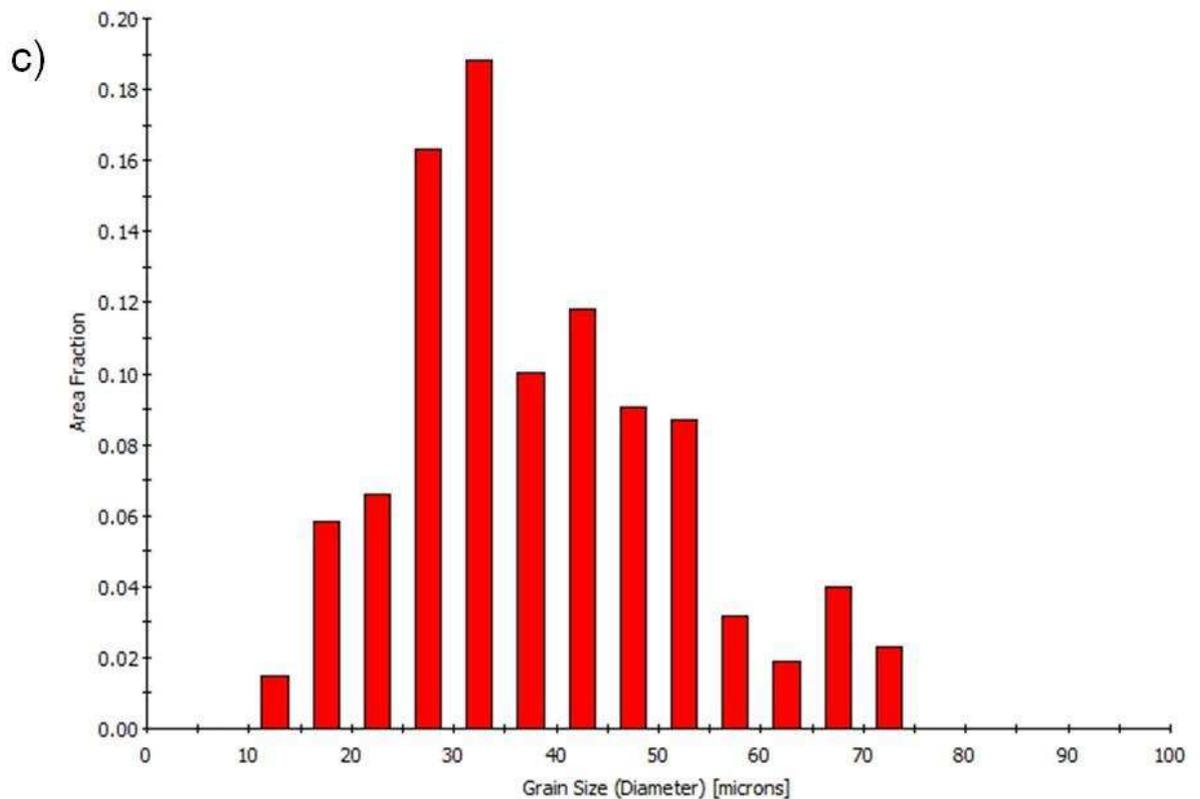
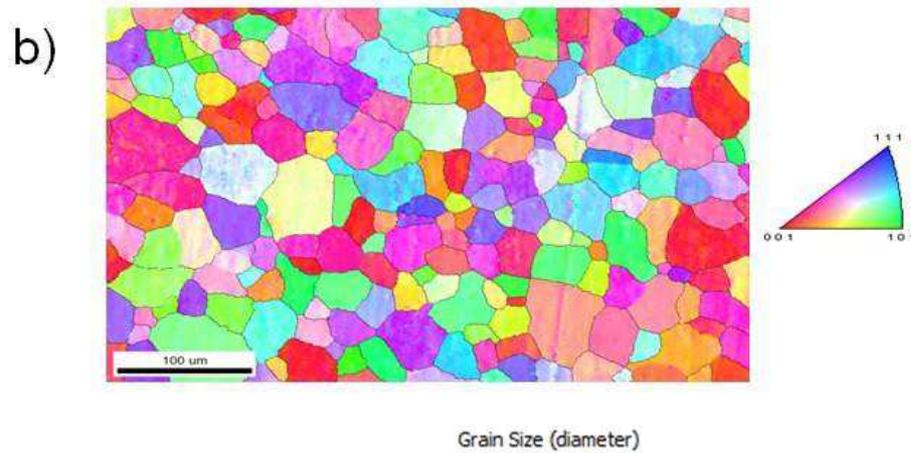
Por EBSD foram analisadas as meso texturas na região central das chapas. Na FIGURA 55 (a) se observa a distribuição da textura obtida após o recozimento da amostra de LC, há uma retenção da textura de laminação somada à textura cubo de recozimento o tamanho de grão medido por EBSD é compatível com o obtido por microscopia óptica.

FIGURA 55 - (a) Figuras de pólo da amostra 101060, (b) mapa de orientações da amostra 101060, e (c) freqüência de distribuição de tamanhos de grão.



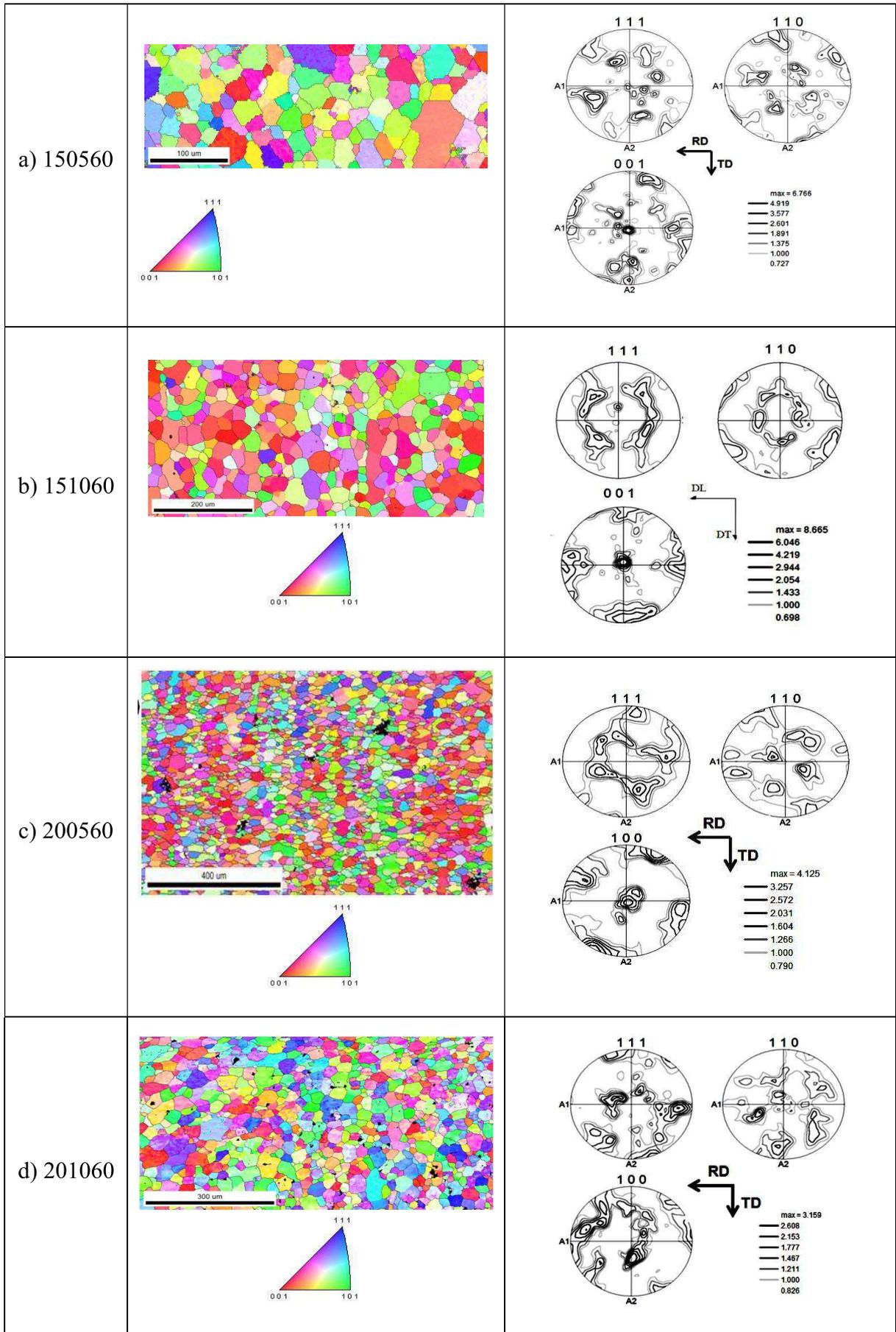
continua

continuação



NA FIGURA 56 são apresentados os resultados de EBSD das amostras LA após o recozimento. O EBSD por analisar uma pequena área da amostra, não pode dar resultados quantitativos de orientação cristalográfica. No entanto algumas características da distribuição de orientações pode ser analisada: Observou-se nas amostras que a orientação cubo está sempre presente mas houve um espalhamento desta orientação em direção ao cubo rodado, além de uma intensidade de textura relativa menor para as amostras laminadas com a relação de velocidades de 2,0 do que nas amostras laminadas com a relação de 1,5. Também houve retenção de componentes de textura de laminação e uma rotação na direção normal pode ser observada na amostra 200560. Nesta análise a amostra de menor intensidade de textura e distribuição mais aleatória de orientações é a amostra 201060.

FIGURA 56 - Mapas de orientação cristalográfica e figuras de pólo obtidas para as amostras de LA após o recozimento.

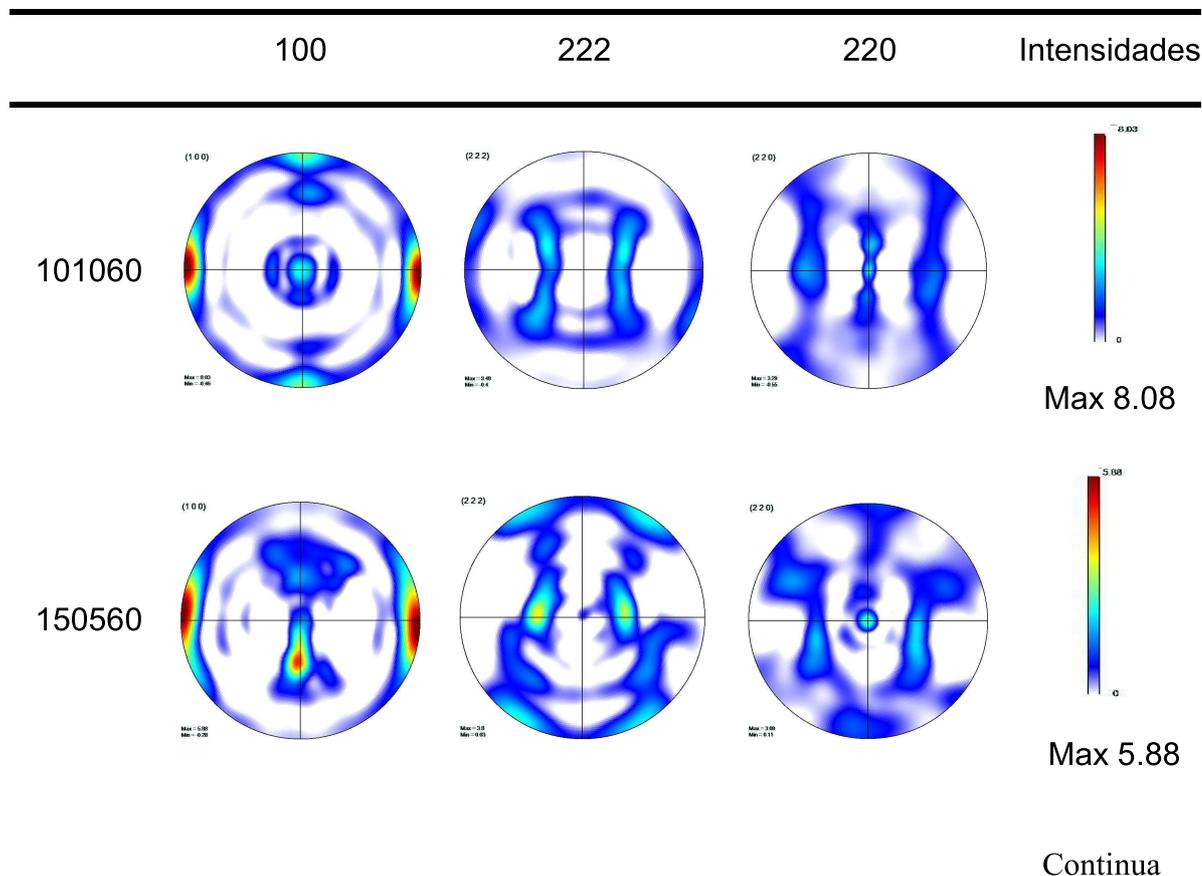


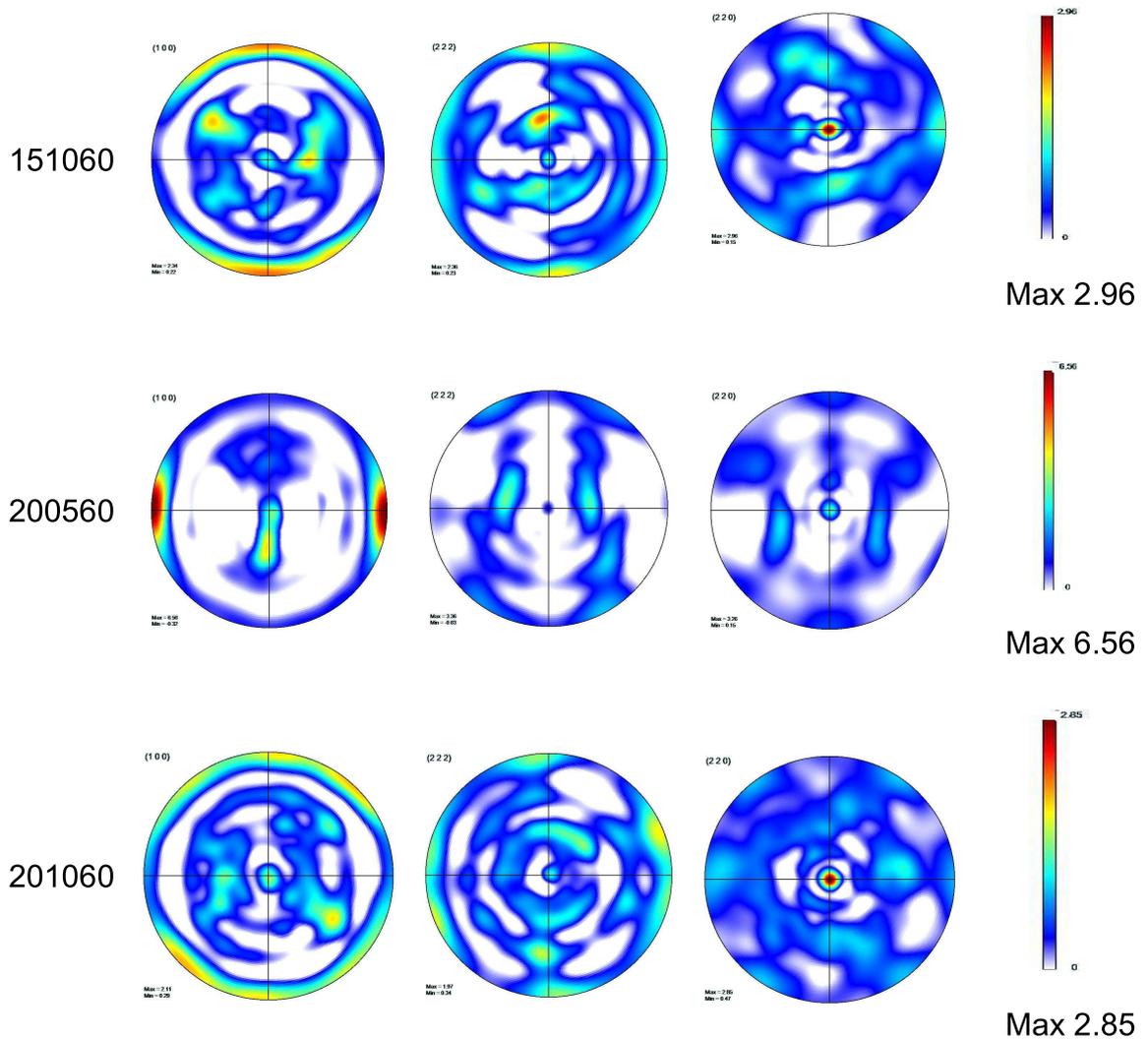
As amostras também foram submetidas à análise de textura por DRX, para diferentes ângulos φ e χ para a região central (1/2 da espessura). Dessa forma, foram obtidas figuras de pólo para os planos 100, 222 e 220 da amostra laminada simetricamente (101060) e das amostras LA (150560, 151060, 200560 e 201060), com a direção de laminação (DL) paralela ao eixo y e a direção transversal (DT) paralela ao eixo x.

A análise obtida por DRX apresenta valores mais significativos que por EBSD, pois a quantidade do grupo amostral de grãos analisados é muito maior. Na análise por EBSD a área analisada chega ao máximo a 200 ou 400 μm^2 , enquanto que por DRX atinge cerca de 1 cm^2 . As figuras de pólo geradas por DRX estão expressas na FIGURA 57.

Nas amostra recozidas de LA há uma repetição das orientações encontradas antes do recozimento, enquanto que na LC houve a tradicional transição de orientações fibra β -cubo. Assim como nas amostras deformadas, a influência da rotação/cisalhamento do eixo normal apareceu com mais intensidade nas amostras de 10% de redução, enquanto que nas amostras de 5% predomina a rotação ao redor de DT.

FIGURA 57 - Figuras de pólo da região central das chapas, para os planos cristalinos 100, 220 e 222 para as amostras (a) 101060, (b) 150560, (c) 151060, (d) 200560 e (e) 201060.

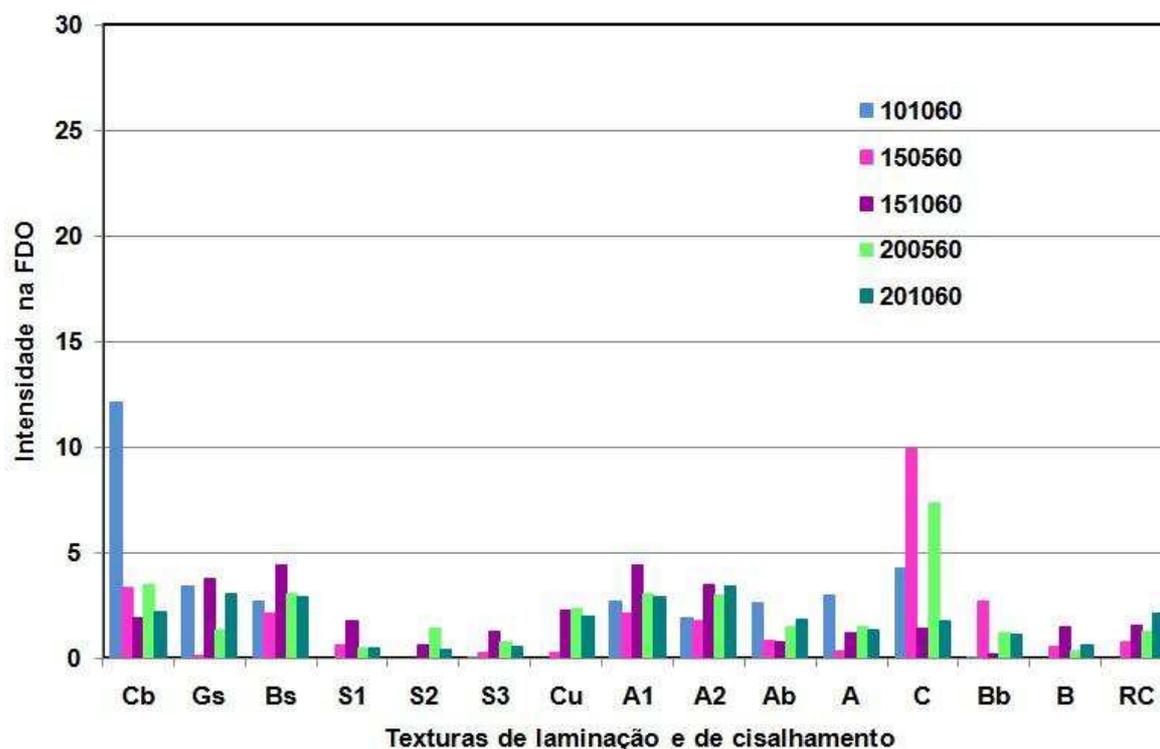




No gráfico representado na FIGURA 58, estão indicadas a soma das intensidades das principais texturas encontradas em materiais CFC. Com as FDO para as amostra foi desenvolvido um gráfico com a intensidade das texturas características do alumínio deformado e recozido, a análise foi realizada no plano paralelo a chapa, na parte central da espessura. Observou-se a diminuição das texturas da família S para a amostra de LC enquanto que a orientação cubo (Cb) cresceu, uma componente Goss (Gs) de gos -rodado (C) estão presentes na amostra LC recozida. A componente Goss-rodado (C) foi a mais forte para as amostras LA com 5% de redução por passe, que proporcionalmente retiveram maior intensidade de orientações de laminação do que as amostras de 10% de redução.

Isto indica que a transposição da condição da superfície foi mais acentuada para as amostras de 10% de taxa de redução do que para as amostras de 5%.

FIGURA 58 - Distribuição das intensidades das texturas presentes nas chapas de alumínio laminadas por LC e LA e recozidas por 60 minutos a 350°, no plano central a espessura.



As observações realizadas por outros autores corroboram os resultados obtidos neste trabalho:

GOSH (et al, 2015) demonstrou as texturas preferenciais para as ligas 6016 e 6061 de Alumínio, LC e recozidas, para a superfície e para o plano central da chapa. Em ambos planos as texturas em maior intensidade são a Cubo ($\{001\}(100)$) e Goss ($\{110\}(001)$), com um pouco menos de intensidade para as texturas R ($\{124\}(211)$) e S ($\{123\}(634)$). Devido à diferença de esforços envolvidos na superfície e no plano central do material como o atrito do material com o cilindro, as texturas apresentam uma maior intensidade para o plano central. A mesma textura resultante foi observada por ENGLER (et al, 1996), após LC com varias reduções totais e tratamentos térmicos para o Al (AA1145) as texturas após o recozimento foram Cubo e Goss, observando ainda que com o aumento da deformação a intensidade da textura cubo é reduzida.

KIM (et al, 2013) para a liga Al 6XXX aponta que a chapa após a LA e o recozimento as texturas predominantes são Goss-rodado $\{110\}(110)$ e $\{115\}(552)$ ou $(115)/ND$, de forma que a textura $(115)/ND$ após o recozimento ser mais fraca ainda afeta a anisotropia do material. SIDOR et al. (2008) comparou a textura resultante do material da LA com relação de 1,5 e 2,0. Na LA após o recozimento com 1,5 de relação passa a ser cubo, como na LC, e com uma relação maior de 2,0 apresenta aleatória com

cubo fraco. Quando o processo de LA passa a ser realizado de forma alternada, rotacionando a chapa em 180° entre os passes, para a relação de 1,5 a textura de recozimento é cubo com aleatória, enquanto que para a relação de 2,0 a textura é aleatória e cubo muito fraco. De forma que ao ser aplicado LA antes do recozimento torna-se possível atingir uma textura aleatória ao final do processo, ou seja, após o recozimento se obtenha a ausência de textura.

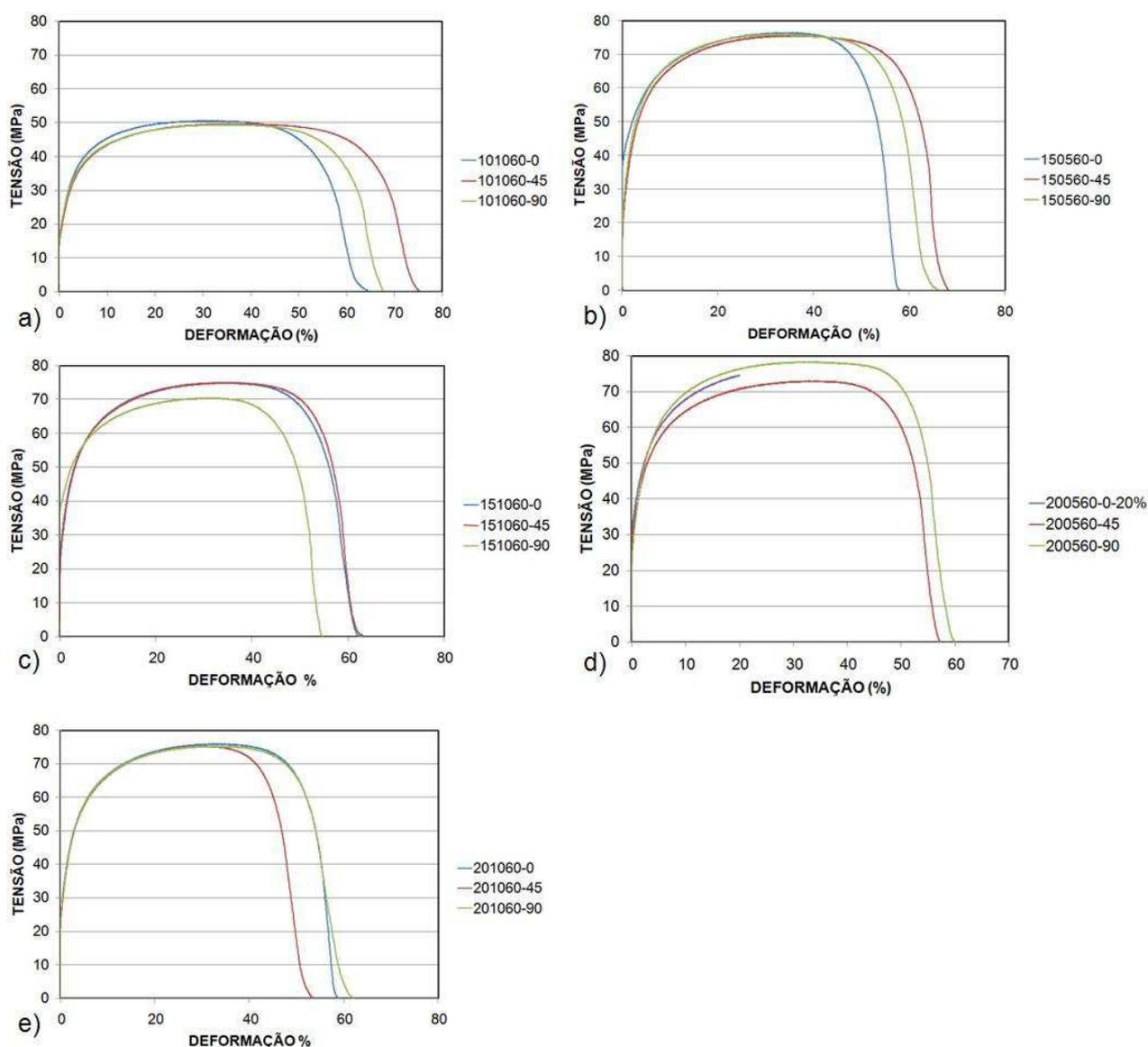
5.2.2 Propriedades Mecânicas

5.2.2.1 Ensaio de Tração

Nos gráficos (FIGURA 59 a-e) são apresentados os comportamento mecânicos para as amostras nas três direções, 0° , 45° e 90° do sentido de laminação da chapa de Alumínio, índice de anisotropia.

O material LC (FIGURA 59-a) e recozido apresentou valores para o limite de escoamento entre 40 e 50 MPa (FIGURA 59b - e), enquanto que os que passaram por LA tiveram este valor aumentado, permanecendo entre 60 e 70 MPa. Ao se analisar as três direções dos corpos de prova, 0° , 45° e 90° do sentido de laminação da chapa, é possível perceber que nas amostras 150560, 201060, 150560 e 101060, apesar de a 101060 apresentar um valor inferior os limites de escoamento das três direções são bastante próximos, enquanto que para a 151060 e a 200560 apresentam maior heterogeneidade, os valores de tensão quando aplicada a carga máxima estão indicados na TABELA 26 o que evidencia este comportamento. A amostra 200560 na direção 0° sofreu escorregamento, no ensaio até a ruptura, dessa forma os dados para a curva apresentam valores até a deformação de 20%. As curvas que mais se aproximaram, para as três direções, indicando uma melhor homogeneidade de propriedades, ocorrem para as amostras 201060 e 150560. O valor de r para as três direções de deformação esta representado na FIGURA 60.

FIGURA 59- Ensaio de tração nas três direções (0°, 45° e 90°) para as amostras (a) 101060; (b) 150560; (c) 151060; (d) 200560; e (e) 201060.



A TABELA 27 e a FIGURA 60 apresentam o valor de r , r -normal e r -planar para as amostras. A amostra de LC (101060) com mistura de textura de laminação com textura de cisalhamento apresentou baixa anisotropia planar. Para as amostras de 5% de redução por passe a anisotropia planar cresceu. Estas amostras não mostraram redução acentuada da intensidade de textura, em relação a LC e apenas rotação em relação a DT, as amostras de LA que apresentam uma melhor combinação de r -normal e r -planar foram as amostras 201060 e 150560, que apresentam uma maior diferença entre os valores, de forma que o melhor comportamento da amostra é obtido com r -normal alto e r -planar tendendo a zero.

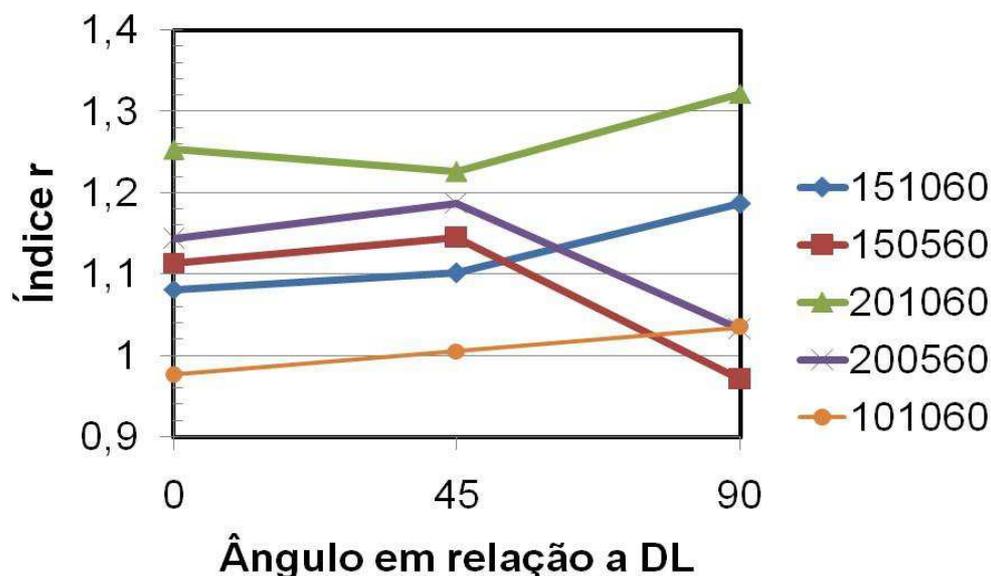
TABELA 26- Carga Máxima a qual cada amostra, para cada direção foi submetida.

Cód. Amostra	Direção	Carga Máxima (MPa)
101060	0°	50,63
	45°	49,72
	90°	49,45
150560	0°	76,43
	45°	75,62
	90°	75,96
151060	0°	75,06
	45°	75,08
	90°	70,49
200560	0°	74,58
	45°	73,00
	90°	78,43
201060	0°	75,99
	45°	75,36
	90°	75,37

TABELA 27 - Índice r, r normal e r planar das amostras.

Códigos	Direção	r	<i>r planar</i>	<i>r normal</i>
101060	0°	0,98	0,00	1,01
	45°	1,01		
	90°	1,03		
151060	0°	1,08	0,03	1,12
	45°	1,10		
	90°	1,19		
150560	0°	1,11	0,10	1,09
	45°	1,14		
	90°	0,97		
201060	0°	1,25	0,06	1,26
	45°	1,23		
	90°	1,32		
200560	0°	1,14	0,10	1,14
	45°	1,19		
	90°	1,03		

FIGURA 60 - Índice r das amostras para as três direções com relação à normal.



O encruamento (TABELA 28) foi calculado através dos gráficos de Tensão x Deformação para cada amostra em cada direção de deformação. Com os valores do ensaio de tração calculou-se o log (x,y) para cada ponto, com os novos valores para cada ponto foi gerado um gráfico, que consiste em uma reta, para cada amostra e direção respectiva, com a equação da reta chega-se ao valor de n . Com os dados de encruamento e anisotropia de cada amostra foi calculado a LDR de cada amostra TABELA 29. Considerando o fator de eficiência de embutimento como $f=0,9$, (segundo o recomendado por LEUT; 1997).

TABELA 28 - Valores de Encruamento para as amostras, nas três direções (0°, 45° e 90°) com relação à direção de laminação.

Código Amostra	Direção	Encruamento (n)
101060	0°	0,182
	45°	0,192
	90°	0,180
150560	0°	0,165
	45°	0,197
	90°	0,181
151060	0°	0,193
	45°	0,188
	90°	0,146
200560	0°	0,172
	45°	0,172
	90°	0,181
201060	0°	0,188
	45°	0,191
	90°	0,188

Os valores de LDR calculados para as amostras indicam qual obterá o melhor comportamento no ensaio de embutimento, relacionando o r normal, obtido pela anisotropia da amostra e o fator de encruamento. Os valores de LDR para as amostras LA foi significativamente maior que para a amostra LC, partindo de 2,22 para a LC e obtendo o melhor resultado para a amostra 201060, com 2,32 o que induz a uma considerável melhoria na estampagem do material.

TABELA 29 - Valores: r normal, coeficiente de encruamento e LDR.

Códigos	r normal	n	LDR
101060	1,01	0,18	2,22
151060	1,12	0,18	2,27
150560	1,09	0,18	2,26
201060	1,26	0,18	2,32
200560	1,14	0,19	2,28

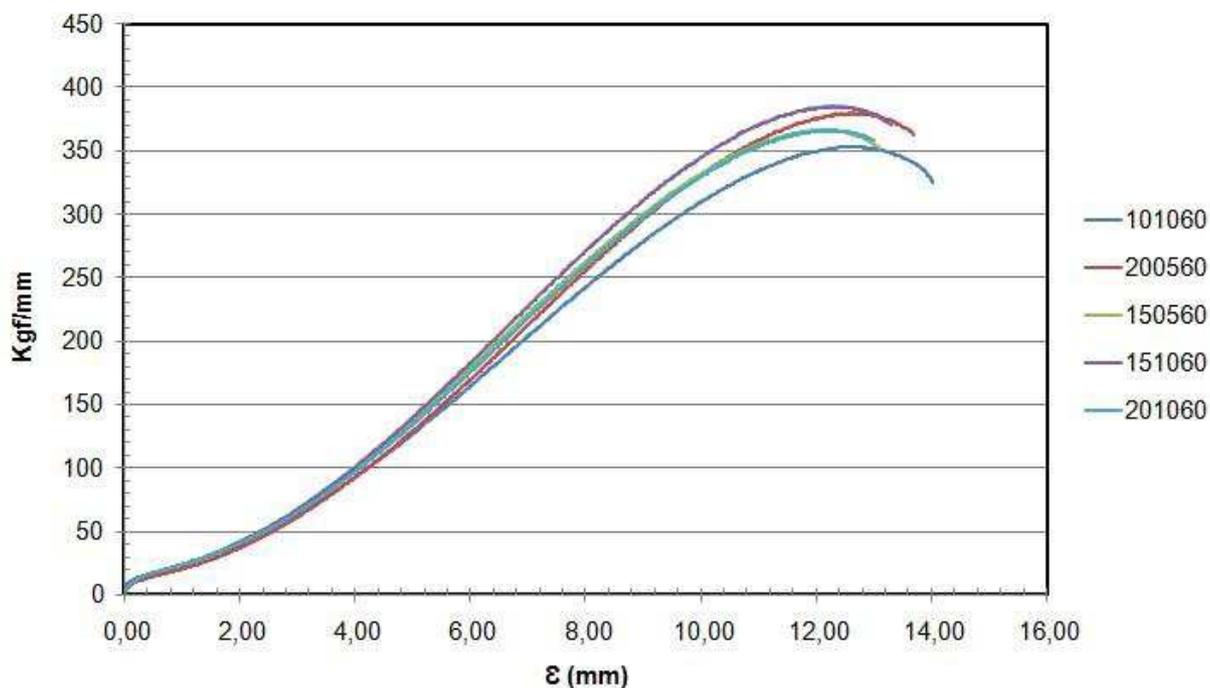
5.2.2.2 Ensaio de Embutimento – Erichsen

Amostras de LC e LA foram separadas cortadas em discos com uma espessura de cerca de 2mm, foram submetidas ao ensaio de embutimento, a deformação ocorreu na área central dos corpos de prova. Os resultados de Ensaio de Embutimento estão representados na FIGURA 61, os valores estão representados por força/espessura em relação ao deslocamento (deformação). Na TABELA 30 estão indicados os valores de deformação máxima e de carga máxima relativos. Neste ensaio, não houve diferença significativa entre profundidade máxima de penetração do punção antes da ruptura, a amostra de LC mostrando um valor de carga e de profundidade ligeiramente maior do que as amostras de LA.

TABELA 30 - Máxima deformação e carga máxima para cada amostra no Ensaio Erichsen.

	Profundidade (mm) na carga máxima	Máxima carga (Kgf/mm)
101060	12,58	353,85
150560	12,12	366,74
151060	12,42	385,02
200560	12,55	380,29
201060	12,13	366,26

FIGURA 61 - Curvas do Ensaio Erichsen para as amostras 101060, 200560, 150560, 151060 e 201060.



6. CONCLUSÕES

O objetivo geral deste trabalho foi estudar a influência dos parâmetros da LA na textura cristalográfica de chapas de alumínio AA1050, e na sua estampabilidade.

Foram estudadas algumas combinações de LA, para reduções de espessura total de 50%. Foram comparados:

- duas relações de assimetria: 1,5 e 2,0;
- duas taxas redução por passe: 5% e 10%;
- o efeito do tratamento de recristalização a 350°C por 1h.

Todas as deformações elevaram a dureza do material para 44 + 2 HV e não foi observada dispersão significativa de dureza ao longo da espessura das amostras. Avaliando a evolução da textura, temos que a laminação simétrica provocou orientação preferencial dos grãos e produziu texturas características, como latão, cobre e componentes S, tanto na superfície quanto no centro das chapas. A intensidade das componentes foi superior no centro.

A LA tem como característica geral a diminuição da intensidade de textura, ou seja, após a deformação o material se encontra menos orientado do que na LC. Os resultados guardam influência significativa da aderência entre rolos de laminação e amostra, advinda do recartilhado dos rolos, e isso desviou os resultados da condição de cisalhamento simples ao redor de DT. Portanto não foi atingida uma orientação tipo $\{111\}$ forte como era esperado.

Foram observadas características de re-orientação distintas entre as regiões analisadas (superfície e centro) e para as taxas de redução (5 e 10%):

- Na superfície, para a redução de 5% por passe as componentes das figuras de pólo sugerem uma rotação /cisalhamento ao redor de DN, enquanto que para a redução de 10% a rotação/cisalhamento ocorreu também ao redor de DT.
- No Centro da chapa para as reduções de 5% ocorreu apenas rotação de corpo rígido ao redor de DT; para 10% uma parcela maior de cisalhamento ao redor de DT e de rotação ao redor de DN foi observada.

Estas características estavam presentes para as duas relações de assimetria (1,5 e 2) utilizadas neste estudo.

A quantificação das componentes de cisalhamento mostrou que no centro da chapa para a LA a intensidade de orientações mais fortes foram a Goss rodada $(011)[0-11]$ e uma fibra cubo $\{100\}$.

O estudo comparativo entre a deformação experimental e a do software DEFORM, apresentou resultados semelhantes, em ambos fica visível a diferença de deformação entre a superfície e o interior da chapa laminada, visto o maior cisalhamento imposto na superfície da chapa pelos cilindros. Duas condições de simulação foram impostas: simetria com relação a DL, o que impede a rotação da chapa entre passes e sem simetria com relação a DL, o que permite que a chapa entre com desvios de posição entre passes e que se aproxima mais da condição experimental utilizada.

Para a deformação contribuíram o cisalhamento: ao redor de DT e DN mais intensos na superfície da chapa do que no centro. No centro da chapa houve uma maior transferência de cisalhamento para 10% de redução por passe do que para 5%.

As simulações realizadas no DEFORM para as amostras LA como resultado indicaram um maior cisalhamento na superfície que no centro da chapa, e que para a LC ocorreu cisalhamento uniforme ao longo da espessura. A LC mesmo sendo simulada sem simetria, não apresentou cisalhamento considerável na DN, apenas na DT, o que fica

evidenciado pelas rotações terem ocorrido apenas na DT, sem valores consideráveis nas demais direções. Quando analisadas as LA sem simetria na simulação fica visível a rotação predominante na DT e na DN, para as amostra com relação 2,0 a rotação na DT foi maior que na DN, já para as com 1,5 de relação os valores de rotação, quando comparados com 2,0 de relação, na DT tiveram uma redução, enquanto que na DN foram maiores que o dobro.

Após a recristalização por 1 h, o tamanho de grão resultante ficou próxima $30 + 5$ μm e similar para as cinco variações de parâmetros de laminação utilizadas. A dureza caiu rapidamente e estabilizou em $20 + 1$ HV logo nos primeiros 10 minutos de recozimento. Somente a região central das chapas foi analisada e para a análise de estampabilidade a região superficial foi retirada durante o processo de fabricação dos corpos de prova.

O material de LC desenvolveu textura cubo típica de recristalização, mas reteve algumas componentes Goss e Latão da deformação, esta mistura de orientações é comum para esta taxa de redução.

As amostras de LA apresentaram um índice de textura mais baixo, sendo que as amostras de 10% de redução foram as que tiveram a maior redução de orientação após a recristalização. Na LA as orientações mais intensas foram as mesmas encontradas após a deformação, indicando que este processo, apesar de possuir um gradiente de intensidades das componentes de deformação, tem uma caminho de deformação menos conservativo, portanto não gera sítios de recristalização tão orientados como a LC.

Para a estampabilidade, as melhores condições foram as de 10% de redução por passe e relação de assimetria de 2 com incremento da anisotropia normal e do fator LDR. No entanto o ensaio Erichsen não detectou melhora na profundidade de penetração na estampagem para as amostras de LA.

REFERENCIAS BIBLIOGRÁFICAS

ABAL; A Sustentabilidade da Indústria Brasileira do Alumínio. Brasília, DF. Confederação Nacional da Indústria - Associação Brasileira do Alumínio (ABAL), 44 p. 2012.

ABAL; Fundamentos e Aplicações do Alumínio. São Paulo, Associação Brasileira do Alumínio (ABAL), 69 p. 2004.

ABAL; Relatório de sustentabilidade da indústria do alumínio 2006/2007. São Paulo, Associação Brasileira do Alumínio (ABAL), 52p. 2008.

AIST; Development of a New Rolling Process for Commercial Magnesium Alloy Sheets with High Room-temperature Formability. Disponível em: < <http://phys.org/wire-news/27963252/development-of-a-new-rolling-process-for-commercial-magnesium-al.html>> Acesso em: 17 mai. 2016.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. ASTM E 517- 00: Standard Test Method for Plastic Strain Ratio r for Sheet Metal. United States, 2000.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. ASTM E 643 - 84: Standard Test Method for Ball Punch Deformation of Metallic Sheet Material. United States, 2000.

ANGELLA, G.; JAHROMI, B. E.; VEDANI, M. A Comparison between equal channel angular pressing and asymmetric Rolling of silver in the severe plastic deformation regime. *Materials Science & Engineering A*, v. 559, p. 742-750, 2013.

ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE NORMAS TÉCNICAS. NBR 5902: Determinação do índice de embutimento em chapas de aço pelo método Erichsen modificado. Rio de Janeiro, 1980.

BACROIX, B., CHAUVEAU, Th., DUARTE, J.F., ROCHA, A.B., GRACIO J. The respective influences of grain size and texture on the formability of a 1050 aluminium alloy. *International Journal of Engineering Science*, v. 37, p. 509-526, 1999.

BEYERLEIN, I. J.; TÓTH, L. S. Texture evolution in equal-channel angular extrusion. *Progress in Materials Science*, v. 54, p. 427–510, 2009.

BOTELHO, R. A. Laminações Assimétricas e propriedades de aços elétricos GNO com 3% de silício. 2012. 134f. Dissertação (Mestrado em Ciência dos Materiais) Instituto Militar de Engenharia, Rio de Janeiro. 2012.

BRESCIANI Filho, E.; SILVA, I. B., BATALHA, G. F.; BUTTON, S. T.; Conformação Plástica dos Metais. 6.ed. rev. e ampl. Campinas: Editora da Unicamp, 258p., 2011.

BRETAS, A. M. C. Modelagem do Seqüenciamento no Processo de Lingotamento Contínuo por Métodos Exatos e Heurísticos. 2013. 107f. Dissertação (Mestrado em Engenharia de Produção) Universidade Federal de Minas Gerais, Belo Horizonte. 2013.

CALLISTER, W. D., Ciência e Engenharia de Materiais: Uma Introdução. John Wiley & Sons, Inc., 2002.

CBA; Laminados de Alumínio. Votorantim, Companhia Brasileira de Alumínio (CBA), 2002. 37p.

CHEON, B. H.; KIM, H. W.; LEE, J. C. Asymmetric Rolling of strip-cast Al-5.5 Mg 0.3 Cu alloy sheet: Effects on the formability and mechanical properties. *Materials Science & Engineering A*, v. 528, p. 5223-5227, 2011.

CHOI, S.; CHOI, J.; KIM, H.; KANG, S. Effect of reduction ratio on annealing texture and r -value directionality for a cold-rolled Al – 5 % Mg alloy. *Materials Science and Engineering A*, v. 519, p. 77–87, 2009.

CNI (Confederação Nacional da Indústria); ABAL (Associação Brasileira do Alumínio). A sustentabilidade da indústria brasileira do alumínio. In: Encontro da Indústria para a sustentabilidade. Brasília, 2012. Cadernos setoriais rio+20. 44 p.

ENGLER, O., KIM, H.C., HUH, M.Y. Formation of $\{111\}$ fibre texture in recrystallised aluminium sheet. *Materials Science and Technology*, v. 17, p. 75-86, 2001.

ENGLER, O.; VATNER, H.E.; NES, E.. The roles of oriented nucleation and oriented growth on recrystallization textures in commercial purity aluminium. *Materials Science & Engineering A*, v. 205, p. 187-198, 1996.

GARCIA, A.; SPIM, J. A.; SANTOS, C. A. Ensaio dos Materiais. 2.ed. Rio de Janeiro, RJ: LTC – Livros Técnicos e Científicos Editora, 365p, 2014.

GHOSH, M.; MIROUX, A.; KESTENS, L. A. I. Correlating r -value and through thickness texture in Al–Mg–Si alloy sheets. *Journal of Alloys and Compounds*, v. 619, p. 585–591, jan 2015.

HURLEY, P.J., HUMPHREYS, F.J. The application of EBSD to the study of substructural development in a cold rolled single-phase aluminium alloy, *Acta Materialia Inc. Published by Elsevier Science Ltd*, v. 51, p. 1087–1102, 2003.

JAHAZI, M.; GOUDARZI, M.; The Influence of Thennomechanical Parameters on the Earing Behaviour of 1050 and 1100 Aluminium Alloys. *Journal of Materials Processing Technology*. v. 63, p. 610-613, 1997.

JIANG, J.; DING, Y.; ZUO, F.; SHAN, A. Mechanical Properties and Microstructures of Ulltrafine-grained Pure Aluminum by Asymmetric Rolling. *Acta Materialia Inc. Published by Elsevier Science Ltd*, v.60, p. 905-908, 2009.

JIN, H.; LLOYD,D.J. Evolution of texture in AA6111 aluminum alloy after asymmetric rolling with various velocity ratios between top and botton rolls. *Materials Science & Engineering A*, v. 465, p. 267-273, 2007.

KANG, S.; MIN, B.; KIM, H.; WILKINSON,D.; KANG, J.; Effect of Asymmetric Rolling on the Texture and Mechanical Properties of AA6111-Aluminum Sheet. *Metallurgical and Matherials Transactions A*, v.36^a, p. 3142-3149, 2005.

KIM, H. K.; KIM, H. W.; CHO, J. H.; LEE, J. C. High-formability Al alloy sheet produced by asimmetric Rolling of strip-cast sheet. *Materials Science & Engineering A*, v. 574, p. 31-36, 2013.

KIM, I.; AKRAMOV, S.; JEONG, H. B. Texture and Formability development of Asymmetry rolled AA 3003 Al alloy sheet. *International Journal of Modern Physics B*, v. 22, p. 5895-5900, 2008.

LEE, D.N., LEE, S. H.; Analysis of deformation textures of asymmetrically rolled steel sheets. *International Journal of Mechanical Sciences*, v. 43, n. 09, p. 1997-2015, 2001.

LEQUEU, P. H.; JONAS, J. J. Modeling of the Plastic Anisotropy of Textured Sheet. *Metallurgical and Materials Transactions A*, v. 19A, p. 105–120, 1988.

LEUT, D. K., Prediction of Limiting Drawing Ratio and the Maximum Drawing Load in Cup-Drawing. *Int. J. Mach. Tools Manufact.*, Vol. 37, No. 2, p. 201-213, 1997.

MAKSIMOV, E. A., Research in Additional Mechanism of Lowering the Pressure and Increasing the Compressions during the Asymmetric Rolling of Strips of Aluminum Alloys. *Russian Journal of Non-Ferrous Metals*, Vol. 52, p. 29-32, 2011.

MALVERN, L. E., *Introduction to the Mechanics of Continuous Media*, Prentice-Hall, Englewood Cliffs, NJ, 1969.

MASCIA, N.T., Teoria das Deformações. Disponível em: <<http://www.fec.unicamp.br/~nilson/apostilas/Deformacoes.pdf>> Acesso em: 26 jan. 2017.

MINATEL, R. Um estudo comparativo sobre a recristalização de chapas de alumínio AA1200 e AA3003 obtidas por lingotamento contínuo (*twin roll caster*) e por fundição de placas (*direct chill*). 2009. 66 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia) – Engenharia Metalúrgica e de Materiais, Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, São Paulo, 2009.

MISHIN, O.V., JENSEN, D. J., HANSEN, N. Evolution of Microstructure and Texture during Annealing of Aluminum AA1050 Cold Rolled to High and Ultrahigh Strains. METALLURGICAL AND MATERIALS TRANSACTIONS A, v. 41A, p. 2936-2948, 2010.

MORAES, N. W. S. Estudo comparativo entre a conformabilidade mecânica dos aços MAR350 e MAR300. 2013. 67F. Dissertação (Mestrado em Ciência dos Materiais) Universidade Federal do Ceará, Fortaleza. 2013.

NASCIMENTO, F. S.; ZANCHETTA, B. D.; BENAQUE, J.R.; SORDI, V.; BOLMARO, R. E.; KLIAUGA, A.M. Análise numérica e experimental da deformação durante a laminação assimétrica para diferentes relações de velocidade tangencial na liga AA1050. Congresso Brasileiro de Engenharia e Ciências dos Materiais, p. 6212-6223, 2016.

OTOMAR, H.P., Estudo comparativo da estampabilidade da liga de alumínio AA1050 partindo de placas obtidas por vazamento direto e bobinas obtidas por vazamento contínuo. 2010. 151 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia) Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, São Paulo. 2010.

PADILHA, A. F.; SICILIANO JR., F. (1995). Encruamento, recristalização, crescimento de grão e textura. 3.ed.rev. e ampl. São Paulo: Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais, 232p, 2005.

RANDLE, V.; ENGLER, O. Introducing to texture analysis: macrotexture, microtexture and orientation mapping. Boca Raton: CRC PRESS, p. 388, 2000.

RANDLE, V.; ENGLER, O.; Introduction to TEXTURE ANALYSIS: Macrotexture, Microtexture, and Orientation Mapping. 2nd Ed. NW: CRC Press, 2010. 456p.

RIZZO, E. M. S.; Estudo Prospectivo do Setor Siderúrgico: Centro de Gestão e Estudos Estratégicos. Brasília: ABM, 2008. 20p.

SAMAJDAR; DOHERTY R. D. Cube Recrystallization Texture in Warm Deformed Aluminum: Understanding and Prediction. Acta mater. V. 46, No. 9, pp. 3145-3158, 1998.

SARDINHA, N. A. Comparação da textura e propriedades mecânicas de um aço IF para estampagem resultante da laminação convencional e assimétrica. 2012. 103f. Dissertação (Mestrado em Ciência dos Materiais) Instituto Militar de Engenharia, Rio de Janeiro. 2012.

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

SILVA, J. M. Influência dos processos de laminação convencional, assimétrica e cruzada na microestrutura e textura cristalográfica do aço elétrico 3% de silício. 2013. 124f. Dissertação (Mestrado em Ciência dos Materiais) Instituto Militar de Engenharia, Rio de Janeiro, 2013.

SOUZA, F. M. Estudo da microestrutura, da textura cristalográfica e da recristalização em chapas obtidas por lingotamento contínuo e semicontínuo da liga de alumínio AA4006. 2012. 107 f. Tese (Doutorado em Engenharia) - Engenharia Metalúrgica e de Materiais, Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, São Paulo, 2012.

SOUZA, S. A. (1982). *Ensaio Mecânicos de Materiais Metálicos*. 5.ed. São Paulo, SP: Editora Blucher, 286p., 2007.

SPENCER, A.J.M., *Continuum Mechanics*, Ed. Longman Group UK Limited, Essex, England, 1980.

SUWAS, S.; GURAO, N. Crystallographic texture in Materials. *Journal of the Indian Institute of Science, Bangalore, Índia*, v. 88:2, 2008. Disponível em: <journal.library.iisc.ernet.in> Acesso em: 19 jul. 2016.

TAMIMI, S.; CORREIA, J.P.; LOPES, A.B.; AHZI, S.; BARLAT, F.; GRACIO, J.J. Asymmetric Rolling of thin AA-5182 sheets: Modelling and experiments. *Materials Science & Engineering A*, v. 603, p. 150-159, 2014.

VALIEV, R. Z.; ESTRIN, Y.; HORITA, Z.; et al. Producing Bulk Ultrafine-Grained Materials by Severe Plastic Deformation. *JOM*, v. 4, p. 33-39, 2006.

VEGA, M. C. V. Estudo da influência da deformação por cisalhamento – extrusão em canal angular e laminação assimétrica – nas propriedades mecânicas do alumínio AA 1050. 2014. 127f. Dissertação (Mestrado em Ciência dos Materiais) Universidade Federal de São Carlos, Sorocaba. 2014.

XAVIER, M.D.; PLAUT, R. L. Ensaio de tração uniaxiais quase planares aplicados na determinação do Parâmetro de Estampabilidade CLC_0 . In: SEMINÁRIO DE LAMINAÇÃO – PROCESSOS E PRODUTOS LAMINADOS E REVESTIDOS. N 49°. Vila Velha, ES, 2012.