

UNIVERSIDADE FEDERAL DE SÃO CARLOS  
CENTRO DE CIÊNCIAS E TECNOLOGIAS PARA A SUSTENTABILIDADE  
CAMPUS DE SOROCABA  
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM CIÊNCIA DOS MATERIAIS

MARCELO CLÉCIO VARGAS VEGA

**ESTUDO DA INFLUÊNCIA DA DEFORMAÇÃO POR CISALHAMENTO -  
EXTRUSÃO EM CANAL ANGULAR E LAMINAÇÃO ASSIMÉTRICA – NAS  
PROPRIEDADES MECÂNICAS DO ALUMÍNIO AA 1050**

Sorocaba  
2014

UNIVERSIDADE FEDERAL DE SÃO CARLOS  
CENTRO DE CIÊNCIAS E TECNOLOGIAS PARA A SUSTENTABILIDADE  
CAMPUS DE SOROCABA  
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM CIÊNCIA DOS MATERIAIS

MARCELO CLÉCIO VARGAS VEGA

**ESTUDO DA INFLUÊNCIA DA DEFORMAÇÃO POR CISALHAMENTO -  
EXTRUSÃO EM CANAL ANGULAR E LAMINAÇÃO ASSIMÉTRICA – NAS  
PROPRIEDADES MECÂNICAS DO ALUMÍNIO AA 1050**

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

Sorocaba  
2014

V422e Vega, Marcelo Clécio Vargas.  
Estudo da influência da deformação por cisalhamento – extrusão em canal angular e laminação assimétrica – nas propriedades mecânicas do alumínio AA 1050. / Marcelo Clécio Vargas Vega. – – 2014.  
130 f. : 28 cm.

Dissertação (mestrado)-Universidade Federal de São Carlos, *Campus* Sorocaba, Sorocaba, 2014  
Orientador: Andréa Madeira Kliauga  
Banca examinadora: José Benaque Rubert, Cláudio Geraldo Schön  
Bibliografia

1. Alumínio – propriedades mecânicas. 2. Cisalhamento. 3. Deformações e tensões. Título. II. Sorocaba-Universidade Federal de São Carlos.

CDD 620.1123

Ficha catalográfica elaborada pela Biblioteca do *Campus* de Sorocaba.



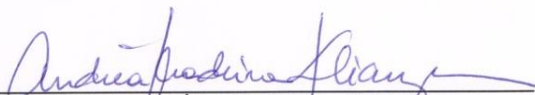
**UNIVERSIDADE FEDERAL DE SÃO CARLOS  
CAMPUS DE SOROCABA**

Rodovia João Leme dos Santos, km 110  
Bairro Itinga  
Telefone: (15) 3229-5941  
CEP 18052-780 - Sorocaba - São Paulo - Brasil  
<http://www.ppgcm.ufscar.br/>; [ppgcm@ufscar.br](mailto:ppgcm@ufscar.br)

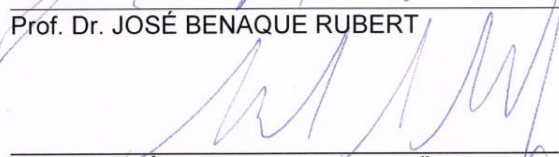


**ATA GERAL DA DEFESA DE DISSERTAÇÃO DE MARCELO CLÉCIO VARGAS VEGA, DISCENTE DO PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM CIÊNCIA DOS MATERIAIS, CURSO DE MESTRADO, DO CCTS - CENTRO DE CIÊNCIAS E TECNOLOGIAS PARA A SUSTENTABILIDADE – UFSCAR / CAMPUS SOROCABA.**

Aos dezoito dias do mês de agosto de 2014, às 14:00h na Sala AT 11 – Prédio da Biblioteca, do Centro de Ciências e Tecnologias para a Sustentabilidade, UFSCar - campus Sorocaba, reuni-se a Comissão Examinadora composta pelos seguintes membros: Prof<sup>a</sup>. Dr<sup>a</sup>. Andréa Madeira Kliauga, da Universidade Federal de São Carlos/campus São Carlos, Prof. Dr. José Benaque Rubert, da Universidade Federal de São Carlos/campus São Carlos, Prof. Dr. Cláudio Geraldo Schön, da USP – Universidade de São Paulo/Poli; sob a presidência do primeiro, para a Defesa de Dissertação de **MARCELO CLÉCIO VARGAS VEGA**, intitulada: “**Estudo da influência da deformação por cisalhamento – extrusão em canal angular e laminação assimétrica – nas propriedades mecânicas do alumínio AA 1050**”, de acordo com o regulamento do Programa, tendo o(a) candidato(a) recebido o conceito final: aprovado. Nada mais havendo, foi lavrada a presente ata, que, após lida e aprovada, foi assinada pelos membros da Comissão Examinadora.

  
Prof<sup>a</sup>. Dr<sup>a</sup>. ANDRÉA MADEIRA KLIAUGA

  
Prof. Dr. JOSÉ BENAQUE RUBERT

  
Prof. Dr. CLÁUDIO GERALDO SCHÖN





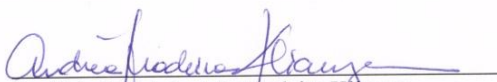
**FOLHA DE APROVAÇÃO**

**MARCELO CLÉCIO VARGAS VEGA**

**“ESTUDO DA INFLUÊNCIA DA DEFORMAÇÃO POR CISALHAMENTO –  
EXTRUSÃO EM CANAL ANGULAR E LAMINAÇÃO ASSIMÉTRICA – NAS  
PROPRIEDADES MECÂNICAS DO ALUMÍNIO AA 1050”.**

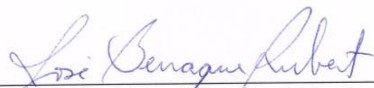
Dissertação apresentada ao Programa de Pós-Graduação em Ciência dos Materiais - PPGCM, para obtenção do título de mestre em Ciência dos Materiais. Área de concentração Materiais Funcionais e Polímeros de Fontes Renováveis, da Universidade Federal de São Carlos. Sorocaba, 18 de agosto de 2014.

Orientador(a)



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

Examinador(a)



Prof (a). Dr. (a) José Benaque Rubert  
UFSCar – Universidade Federal de São Carlos, campus São Carlos

Examinador(a)



Prof (a). Dr.(a) Cláudio Geraldo Schön  
USP – Universidade de São Paulo/Poli



*“Pouca coisa é necessária para transformar inteiramente uma vida: amor no coração e sorriso nos lábios”.*

*Martin Luther King*

*“Sobre tudo o que se deve guardar, guarde o coração, porque dele procedem as fontes da vida ”.*

*Provérbios 4:23*

## **DEDICATÓRIA**

*Dedico esta dissertação aos meus pais, Mario e Niva, e aos meus irmãos pelo incentivo e apoio em todos os momentos.*

## **AGRADECIMENTO**

*Agradeço primeiramente a Deus, por ter me dado paz, saúde e todas as condições para realização deste trabalho.*

*A minha orientadora Profa. Dra. Andrea Madeira Kliuga pelo incentivo, dedicação e paciência.*

*Ao Prof. Dr. Vitor Luiz Sordi, por dispor do seu tempo para me ajudar nos ensaios do laboratório da UFSCar Campus São Carlos.*

*Ao Sr. Edson Luis Resende, coordenador técnico do Senai Sorocaba, pelo trabalho de corte dos corpos de prova para ensaio de tração.*

*À Barbara M. H. Piva pela colaboração na preparação e realização dos ensaios.*

*A todos professores do PPGCM ( programa de pós graduação de Ciência dos materiais) da UFSCar Campus Sorocaba.*

## RESUMO

VEGA, Marcelo Clécio Vargas. Estudo da influência da deformação por cisalhamento - extrusão em canal angular e laminação assimétrica – nas propriedades mecânicas do alumínio AA 1050. 2014. 217 f. Dissertação (Mestrado em Ciência dos Materiais) – Centro de Ciências e Tecnologias para Sustentabilidade, Universidade Federal de São Carlos, Sorocaba, 2014.

Sabe-se que a estampabilidade em ligas de alumínio AA1050 não é favorecida quando as chapas são produzidas por laminação convencional devido ao surgimento de uma textura do tipo cubo  $\{100\}\langle 100\rangle$  de forte intensidade após tratamentos térmicos de recristalização. O objetivo do trabalho foi investigar se processos com componentes de cisalhamento podem melhorar esta propriedade. Para este trabalho foram selecionados dois processos de deformação plástica que introduzem tensões de cisalhamento: Extrusão em canal angular (ECA) e Laminação assimétrica (LA); esses processos foram comparados à laminação convencional. Na laminação convencional a deformação resulta principalmente de esforços de compressão. No processo ECA o cisalhamento é imposto na intersecção de dois canais de mesma geometria que se interceptam formando um ângulo  $\phi$ . Na laminação assimétrica o esforço de cisalhamento é introduzido devido à variação de velocidade entre os cilindros de laminação.

Partiu-se de chapas de alumínio AA1050 produzidas pelo processo Caster. As deformações foram executadas basicamente em 4 esquemas: i) Laminação convencional com 70% de redução; ii) ECA rota A de 1 a 8 passes; iii) ECA rota A de 1 a 4 passes seguido por laminação convencional com redução de 70% e iv) LA com reduções variando de 30 a 50%. Foi realizada a caracterização mecânica e microestrutural do estado deformado e foi estudada a conformabilidade após tratamento térmico de recozimento.

Na deformação por ECA foi observado a redução do tamanho de grão, que medido por EBSD e por microscopia eletrônica de transmissão foi de cerca de 1  $\mu\text{m}$ . A evolução da deformação equivalente comparada com o aumento da dureza indicou uma estabilização do tamanho de grão/célula a partir de 4 passes. Após 8 passes a fração de contornos de alto ângulo ultrapassou a de contornos de baixo ângulo, ou seja, ocorreu recristalização dinâmica durante a deformação. A textura após um passe de ECA se aproximou da textura ideal para matriz ECA de  $120^\circ$ . Mas para deformações com quatro e oito passes, a textura evoluiu para uma dispersão das orientações contendo os  $\{111\}$  paralelos à superfície da chapa (fibra  $\gamma$ ), o aparecimento de orientações do tipo cubo rodado  $(100)\langle 011\rangle$  e de Goss rodado  $\{110\}\langle 110\rangle$ . A laminação convencional após ECA provocou o retorno às orientações típicas de laminação: latão, cobre e Goss. A deformação por laminação assimétrica com uma diferença de velocidade tangencial de 1,2 impôs esforços de cisalhamento, porém foi necessário diminuir a redução por passes de 10% para 5% para que o cisalhamento adicional modificasse sensivelmente a textura. Comparando a estampabilidade dos materiais deformados, observou-se que a deformação ECA aumentou a profundidade da penetração no ensaio Erichsen, enquanto que a laminação diminuiu o índice Erichsen. A laminação assimétrica reduziu a intensidade de textura e destruiu a simetria das orientações cristalográficas. Esta amostra encruada apresentou estampabilidade superior à das amostras laminadas.

Após o recozimento, as amostras de laminação convencional, com ou sem pré-deformação ECA apresentaram texturas típicas de material laminado recozido com alto índice de textura tipo cubo. Nas amostras ECA a fibra  $\gamma$  não ficou estável e teve sua intensidade reduzida. Embora a intensidade de textura total tenha permanecido baixa, o aumento de deformação ECA antes do tratamento térmico reforçou a orientação Goss  $\{110\}\langle 001\rangle$ . Já a amostra de laminação assimétrica houve dispersão das orientações na fibra  $\langle 100\rangle//ND$  e tanto orientações cubo como cubo rodado estavam presentes. O menor índice de anisotropia planar foi obtido na amostra de 4 passes ECA recozida (representando uma menor tendência ao orelhamento) e um índice de penetração no ensaio Erichsen da mesma ordem de chapas laminadas convencionalmente.

Demostrou-se que tanto a deformação ECA quanto a laminação assimétrica podem modificar significativamente a textura de deformação e de recozimento e melhorar as características de conformabilidade da liga de alumínio 1050. Esta etapa de processamento deve estar localizada no final do processo de conformação mecânica, antes do recozimento final.

Palavras chave: Alumínio AA1050. Extrusão em canal angular. Laminação assimétrica. Tensões de cisalhamento.

## ABSTRACT

It is known that the formability of aluminum alloy AA1050 is not favored when sheets are produced by conventional rolling due to the appearance of intense cube texture  $\{100\} \langle 100 \rangle$  after recrystallization heat treatment. The objective of this study was to investigate whether components of shear processes can improve this property. For this work two processes of plastic deformation introducing shear stresses were selected: Equal channel angular extrusion (ECAE) and asymmetric rolling; these processes were compared to conventional rolling. In conventional rolling deformation results mainly compressive stresses. In the ECAE process shear is induced in the intersection of two channels of the same geometry that intersect by an angle  $\phi$ . In the asymmetric rolling the shear stress is basically increased due to the speed variation between the rolls.

An AA1050 aluminum sheet produced by the twin roll casting process was used in this study. The deformations were performed basically in 4 paths: i) conventional rolling, 70% reduction, ii) ECAE 1-8 passes, iii) ECAE 1-4 passes followed by conventional rolling with reduction of 70% and iv) Asymmetric Rolling with reductions 30-50%. The mechanical and microstructural characterization of the deformed state was performed and the formability after annealing heat treatment was studied.

ECAE deformation reduced the grain size, which measured by EBSD and transmission electron microscopy yield 1 micrometer. The evolution of equivalent strain compared with the increase of the hardness indicated a grain size stabilization of the grain/cell after four ECAE extrusion passes. After 8 passes the fraction of high angle boundaries exceeded the low-angle boundaries, ie dynamic recrystallization occurred during deformation. The texture after one pass ECAE approached the ideal texture for a  $120^\circ$  ECAE die. For deformations with 4 - 8 ECAE passes, the texture evolved into scattering the orientations having the  $\{111\}$  plane parallel to the surface ( $\gamma$  fiber), and into the formation of rotated cube  $\{100\} \langle 110 \rangle$  and rotated Goss  $\{110\} \langle 110 \rangle$  orientations. The conventional rolling after ECAE returned the orientations to typical rolling textures: brass, copper and Goss. Deformation by asymmetric rolling with a difference of tangential velocity of 1.2 imposed shear stress, but it was necessary to decrease the reduction rate from 10% to 5% per pass in order to appreciably modify the texture. Comparing the formability of the deformed material, it was observed that ECAE increased the penetration depth in the Erichsen test, while rolling decreased the Erichsen index. Asymmetric rolling reduced the intensity of texture and destroyed the symmetry of the crystallographic orientations. The asymmetric rolled sample presented better formability than the rolled samples. After annealing, the samples of conventional rolling, with or without ECAE pre - strain, showed typical textures of annealed laminated material with high cube texture type. The  $\gamma$  fiber was not stable in the ECAE annealed samples. Although the overall texture intensity remained low, increasing ECAE deformation before heat treatment strengthened the Goss  $\{110\} \langle 001 \rangle$  orientation. For the asymmetric rolling the fiber orientations  $\langle 100 \rangle // ND$  was scattered and both rotated cube and cube orientations were present. The lowest index of planar anisotropy was obtained in the sample annealed after four ECAE passes, representing a lower tendency to fail, This sample also presented an index of penetration in Erichsen testing of the same order of conventionally rolled sheets.

It has been shown that both ECA as the asymmetric rolling deformation can significantly modify the texture of deformation and annealing, and improve the characteristics of formability of aluminum alloy 1050. This processing step should be located at the end of mechanical forming process before final annealing.

Keywords: Aluminum alloy AA1050. Equal channel angular extrusion. Asymmetric rolling. shear stress



## LISTA DE FIGURAS

Figura 1 - Esquema do vazamento do Caster. ....	28
Figura 2 - Representação esquemática do processo ECA onde $\varphi$ é o ângulo entre canais e $\Psi$ ângulo externo (também chamado de ângulo de alívio).....	30
Figura 3 - Influência do ângulo $\Psi$ no grau de deformação na região principal de cisalhamento para (a) $\Psi=0^\circ$ , (b) $\Psi=45^\circ$ e (c) $\Psi=90^\circ$ e malhas de deformação para 1 passe ECA para $\varphi=120^\circ$ , (d) com $\Psi=0^\circ$ e (e) com $\Psi \neq 0^\circ$ .....	31
Figura 4 - As quatro rotas fundamentais para o processo ECA. ....	32
Figura 5 - Os planos de cisalhamento rota A no primeiro e segundo passes .....	32
Figura 6 - Esquema da laminação assimétrica com diâmetros de cilindros diferentes .....	33
Figura 7 - Grades de distorções devido a variação de condições entre os cilindros: (a) laminação convencional, (b) diferentes fatores de atrito, (c) diferentes velocidades de rotação, (d) cilindro superior livre, (e) cilindro superior com diâmetro menor livre, (f) cilindro superior com diâmetro menor. ....	34
Figura 8 - Deformação por cisalhamento: a) espessura da chapa para duas razões de velocidade entre cilindros e b) relação obtida entre cilindros com diferentes velocidades.....	35
Figura 9 - Modelo esquemático da evolução da estrutura das células de discordâncias em deformação por DPS. ....	38
Figura 10 - Aumento da fração de contorno de alto ângulo ( $\theta > 15^\circ$ ) após processamento ECA em matriz de ângulo interno de $90^\circ$ , rota Bc e temperatura ambiente para alumínio puro. ....	39
Figura 11 - Evolução da dureza e das curvas tensão x deformação em tração para a liga de alumínio AA6016 recozida deformada em matriz ECA com ângulo de $90^\circ$ ....	39

Figura 12 - Limite de tamanho de grão obtido por ECA em função da energia de falha de empilhamento para vários metais e ligas. ....	40
Figura 13 - Principais técnicas para determinação da textura .....	41
Figura 14 - Goniômetro de textura para análise por reflexão.....	42
Figura 15 - Esquema dos componentes do EBSD.....	44
Figura 16 - Esquema dos cones de difração em relação ao plano de reflexão, a amostra e a tela de fósforo.....	45
Figura 17 - a) imagem capturada na tela de fósforo; b) linhas Kikuchi indexadas .....	45
Figura 18 - a) Família de polos {001} em cristal cúbico projetado na esfera de referência de projeção estereográfica; b) Figura de polo representando um cristal. .	46
Figura 19 - Definição da orientação do eixos de referência para medição dos ângulos de Euler ( $\varphi_1$ , $\phi$ , $\varphi_2$ ) conforme notação Bunge. ....	47
Figura 20 - Definição dos ângulos de Euler ( $\varphi_1$ , $\phi$ , $\varphi_2$ ) conforme notação Bunge...	48
Figura 21 - Ábaco para FDOs de texturas típicas de deformação e de recristalização de metais CFC para $\varphi_2=45^\circ$ .....	49
Figura 22 - a) Representação esquemática da fibra- $\alpha$ e fibra $\beta$ no espaço Euler com a rotação de orientação das duas fibras durante a laminação a frio e b) figura de polo {111}.....	50
Figura 23 - Esquema dos eixos de orientação da amostra na deformação ECA .....	52
Figura 24 - Figuras de polo (111) respectivamente nas direções transversal, normal e da extrusão e FDOs para cortes de $\varphi_2= 0^\circ$ e $45^\circ$ representando as texturas de deformação para uma matriz de ângulo interno de $120^\circ$ para um cristal CFC. ....	53
Figura 25 - Resultados obtidos na deformação ECA de ligas de alumínio em matriz de ângulo interno de $90^\circ$ .....	54

Figura 26 - Orientações típicas obtidas na laminação assimétrica de ligas de alumínio no espaço Euler na seção de $\varphi=45^\circ$ .....	55
Figura 27 - Textura obtida em laminação assimétrica da liga de alumínio 6016 por Sidor. Representações do espaço de Euler para $\varphi_2= 45^\circ$ .....	55
Figura 28 - Resultados de textura obtida em laminação assimétrica: a) na região da superfície da chapa; b) região do centro da chapa. Representações do espaço de Euler para $\varphi_2= 45^\circ$ .....	56
Figura 29 - Posicionamento da seção na chapa dos corpos de prova para ensaio de tração nas três direções.....	57
Figura 30 - Análise da anisotropia plástica em chapas de AA1050 deformadas por ECA a) Variação do fator r em função do ângulo da direção de extrusão ;b) Variação da anisotropia normal e anisotropia planar em função do número de passes .....	60
Figura 31 - Detalhes da matriz ECA (componentes e montada) .....	62
Figura 32 - Orientações e direções dos processos de ECA e Laminação.....	65
Figura 33 - Desenho técnico do corpo de prova do ensaio de tração .....	67
Figura 34 - Ilustração esquemática do ensaio de Erichsen com punção esférico e índice de Erichsen .....	68
Figura 35 - Curva de compressão devido aos esforços de extrusão na primeira e segunda amostra deformadas na matriz ECA .....	70
Figura 36 - Micrografia de luz polarizada da amostra ECA de OX.....	71
Figura 37 - Micrografia de luz polarizada da amostra ECA na Região de intersecção dos canais no ensaio interrompido durante o primeiro passe.....	71
Figura 38 - Micrografia de luz polarizada da amostra ECA de OX (como recebido)..	72
Figura 39 - Micrografia de luz polarizada da amostra ECA de 1 passe ECA(1X).....	73
Figura 40 - Micrografia de luz polarizada da amostra ECA de 4 passes ECA (4X) ...	73

Figura 41 - Micrografia de luz polarizada da amostra ECA de 8 passes ECA.....	74
Figura 42 - Micrografia de luz polarizada da amostra ECA de 4 passes ECA + Laminação convencional com 70% de redução (4XL) .....	74
Figura 43 - Micrografia de luz polarizada da amostra ECA de Laminação assimétrica (LAFS).....	75
Figura 44 - Perfis de dureza das amostras deformadas por ECA .....	76
Figura 45 - Perfis de dureza das amostras deformadas por ECA seguido por laminação de 70%. .....	76
Figura 46 - Perfis de dureza das amostras deformadas por laminação assimétrica(LA). .....	77
Figura 47 - Curva de tensão versus deformação plástica das amostras deformadas por ECA.....	78
Figura 48 - Curva de tensão versus deformação plástica das amostras deformadas por ECA + laminação convencional com redução de 70%.....	79
Figura 49 - Levantamento de deformação equivalente gradual e dureza correspondente. ....	80
Figura 50 - Amostras de LA com deformação equivalente conforme a equação (4): a) LA 35%; Deformação equivalente = 0,63; b) LA 50%; Deformação equivalente 0,72; c) LAFS redução de espessura de 50% deformação equivalente variando de 0,89 a 1,09. ....	81
Figura 51 - Amostra LARD com 50% de redução de espessura. ....	82
Figura 52 - Evolução da dureza em função da deformação equivalente. ....	83
Figura 53 - Evolução do Limite de escoamento em função da deformação equivalente.....	83

Figura 54 - Relação entre: a) deformação equivalente e limite de escoamento; b) dureza e limite de escoamento. Dados experimentais deste trabalho e das referências .....	86
Figura 55 - Distribuição de frequência de diâmetro médio de grãos da amostra 0x- como recebido.....	87
Figura 56 - Imagem de MET e distribuição de frequência de diâmetro médio de célula/grãos da amostra 1 passe ECA.....	88
Figura 57 - Imagem de MET e distribuição de frequência de diâmetro médio de célula/grãos da amostra 8 passes ECA.....	88
Figura 58 - Imagem de EBSD de amostras deformadas por ECA para 0X e 1X.....	89
Figura 59 - Imagem de EBSD de amostras deformadas por ECA para 4X e 8X.....	89
Figura 60 - Imagem de EBSD de amostras deformadas por 0X e 0XL.....	90
Figura 61 - Imagem de EBSD de amostras deformadas por 1XL e 4XL.....	90
Figura 62 - Proporção entre contornos de alto e baixo ângulo para as amostra deformadas por ECA.....	91
Figura 63 - Proporção entre contornos de alto e baixo ângulo para as amostra deformadas por ECA+ laminação.....	91
Figura 64 - Mapa de figura de polo inversa mostrando a)bandas de mesma orientação na amostra 4xL; e b) amostra 8x com uma maior dispersão de orientações entre grãos vizinhos.....	92
Figura 65 - Principais texturas e fibras típicas para deformação por cisalhamento previstas em ECA e Laminação Assimétrica $\varphi=0^\circ$ e $\varphi=45^\circ$ .....	93
Figura 66 - Distribuição de intensidades nas fibras $\langle 100 \rangle // ND$ , $\langle 112 \rangle // ND$ , $\langle 111 \rangle // ND$ e $\langle 111 \rangle // ND$ nas amostras deformadas por ECA. ....	97

Figura 67 - Distribuição de intensidades nas fibras $\langle 100 \rangle // ND$ , $\langle 112 \rangle // ND$ , $\langle 111 \rangle // ND$ e $\langle 111 \rangle // ND$ nas amostras deformadas por ECA + laminação.....	97
Figura 68 - Figuras de polo $\{111\}$ na face lateral das chapas a) laminada e b) deformada por ECA.....	98
Figura 69 - Figuras de polo das amostras de laminação assimétrica: a) amostra como recebida; b) LA de 30%; c) LA de 50%; d) LA redundante de 50%. ....	99
Figura 70 - Gráfico da soma das intensidade na região das fibras: $\langle 100 \rangle // ND$ , $\langle 112 \rangle // ND$ , $\langle 111 \rangle // ND$ , $\langle 110 \rangle // ND$ para as amostras inicial, laminada 70%, e LAFS nas regiões frente e cauda.....	101
Figura 71 - Curvas do ensaio de Erichsen para amostras como recebido(0X) e ECA(1X, 4X e 8X).....	102
Figura 72 - Curvas do ensaio de Erichsen para amostras Laminadas(0XL e 1XL) e Laminação assimétrica(LAFS).....	102
Figura 73 - Imagem das amostras ECA de ensaio de Erichsen. ....	102
Figura 74 - Índice Erichsen(IE) em função da deformação equivalente de ECA, Laminados(ECA+Laminados) e Laminação Assimétrica(LAFS). ....	103
Figura 75 - Micrografia de luz polarizada da amostra ECA de 0XR.....	104
Figura 76 - Micrografia de luz polarizada da amostra ECA 1XR. ....	104
Figura 77 - Micrografia de luz polarizada da amostra ECA 4XR. ....	105
Figura 78 - Micrografia de luz polarizada da amostra ECA 8XR. ....	105
Figura 79 - Micrografia de luz polarizada da amostra ECA 4XLR. ....	106
Figura 80 - Micrografia de luz polarizada da amostra Laminação assimétrica (LAFSR).....	106
Figura 81 - Tamanho de grão, dureza e deformação equivalente em função das deformações ECA e ECA+L. ....	108

Figura 82 - Ensaio de tração interrompido nas 3 direções(0°, 45° e 90°) em relação a direção da extrusão/laminação para as amostras ECA: a) 0XR e b) 1XR.....	109
Figura 83 - Ensaio de tração interrompido nas 3 direções(0°, 45° e 90°) em relação a direção da extrusão/laminação para as amostras ECA: a) 4XR e b) 8XR). .....	109
Figura 84 - Ensaio de tração interrompido nas 3 direções(0°, 45° e 90°) em relação a direção da extrusão/laminação para as amostras Laminadas: a)4XLR e b) LAFSR.	109
Figura 85 - Gráfico da soma das intensidade na região das fibras:<100>//ND), <112>//ND, <111>//ND,<110>//ND para as amostras recozidas de ECA.....	113
Figura 86 - Gráfico da soma das intensidade na região das fibras:<100>//ND), <112>//ND, <111>//ND,<110>//ND para as amostras recozidas ECA+L.....	113
Figura 87 - Gráfico da soma das intensidade na região das fibras:<100>//ND), <112>//ND, <111>//ND,<110>//ND para as amostras recozidas de Laminação assimétrica(LAFSR). .....	113
Figura 88 - Índice r (normal e planar) das amostras ECA (0XR, 1XR, 4XR e 8XR).	115
Figura 89 - Variação da anisotropia normal e planar em função do tipo de deformação: a)deformação ECA, b)deformação ECA +L e Laminação Assimétrica LAFS .....	116
Figura 90 - Índice r (normal e planar) das amostras Laminadas(0XR, 0XLR, 4XLR e LAFSR).....	117
Figura 91 - Resultados de ensaio de Erichsen para amostras ECA e Laminadas recozidas.....	118
Figura 92 - Resultados de ensaio de Erichsen para amostras ECA e Laminadas recozidas.....	118
Figura 93 - Resultados de ensaio de Erichsen para amostras ECA e Laminadas recozidas.....	118

## LISTA DE TABELAS

Tabela 1 - Solubilidade dos elementos de liga no alumínio (% em peso).....	27
Tabela 2 - Principais orientações ao longo das fibras de cisalhamento e de laminação descritas por seus índices de Miller $\{h\ k\ l\}$ $\langle uvw \rangle$ e ângulos de Euler para seções de FDOs de $\varphi_2 = 45^\circ$ .....	56
Tabela 3 - índices $r_m$ e $\Delta r$ obtidos por simulação para diversos componentes de textura.....	59
Tabela 4 - Resultados de anisotropia normal e planar de uma matriz ECA ângulo $\Phi = 90^\circ$ para chapa de alumínio liga AA 6111.....	59
Tabela 5 - Composição química nominal da chapa de Al liga AA1050 (%peso) .....	61
Tabela 6 - Nomenclatura das amostras deformadas por ECA e laminação simétrica .....	64
Tabela 7 - Nomenclatura das amostras de Laminação assimétrica .....	64
Tabela 8 - Equações para Cálculo de deformação equivalente .....	79
Tabela 9 - Propriedades mecânicas e deformação equivalentes das amostras.....	82
Tabela 10 - FDOs para $\varphi_2=0^\circ$ e $\varphi_2=45^\circ$ das amostras deformadas por ECA.....	95
Tabela 11 - FDOs para $\varphi_2=0^\circ$ e $\varphi_2=45^\circ$ das amostras deformadas por ECA+ L.....	96
Tabela 12 - FDOs para $\varphi_2=0^\circ$ e $\varphi_2=45^\circ$ das amostras deformadas por LAFS.....	100
Tabela 13 - Dureza (HV) e Tamanho de grão ( $\mu\text{m}$ ) em função da deformação equivalente antes do recozimento. ....	107
Tabela 14 - FDOs para $\varphi_2=0^\circ$ e $\varphi_2=45^\circ$ das amostras deformadas por ECA e recozidas a $350^\circ\text{C}$ por 1h.....	110
Tabela 15 - FDOs para $\varphi_2=0^\circ$ e $\varphi_2=45^\circ$ das amostras deformadas por ECA+ laminação e recozidas a $350^\circ\text{C}$ por 1h. ....	111
Tabela 16 - FDOs para $\varphi_2=0^\circ$ e $\varphi_2=45^\circ$ das amostras deformadas por laminação assimétrica e recozidas a $350^\circ\text{C}$ por 1h. ....	111



## LISTA DE ABREVIATURAS E SÍMBOLOS

0X	Amostra como recebido
0XL	Amostra como recebido seguido por Laminação convencional com 70% de redução
1X	Amostra de 1 passe ECA
1XL	Amostra com 1 passe ECA seguido por Laminação convencional com 70% de redução
4X	Amostra de 4 passes ECA
4XL	Amostra com 4 passes ECA seguido por Laminação convencional com 70% de redução
8X	Amostra de 8 passes ECA
CFC	Estrutura cristalina cúbica de face centrada
Cubo	Textura do tipo cubo rodado
Rod	
DE	Direção da extrusão
DL	Direção da laminação
DN	Direção da normal à laminação e/ou extrusão
DPS	Deformação plástica severa
DT	Direção transversal à laminação e/ou extrusão
EBSD	Difração de elétrons retroespalhados “electron back scattering diffraction”
ECA	Extrusão em canal angular
EFE	Energia de falha de empilhamento
FDO	Função da distribuição de orientação
$\gamma$	Fibra gama

$h_f$	Espessura final
$h_i$	Espessura inicial
IE	Índice de Erichsen
L	Laminação simétrica ou convencional
$l$	Comprimento final
LA	Laminação assimétrica
LA30	Laminação assimétrica com 30% de redução
LA50	Laminação assimétrica com 50% de redução
LAFS	Laminação assimétrica com 5% de redução por passe
LARD30	Laminação assimétrica redundante com 30% de redução
LARD50	Laminação assimétrica redundante com 50% de redução
LE	Limite de escoamento
$l_i$	Comprimento inicial
$r_0$	Coeficiente de anisotropia a 0° da direção da laminação e/ou extrusão
$r_{45}$	Coeficiente de anisotropia a 45° da direção da laminação e/ou extrusão
$r_{90}$	Coeficiente de anisotropia a 90° da direção da laminação e/ou extrusão
$r_m$	Índice de anisotropia normal
$w$	Largura final
$w_i$	Largura inicial
$\alpha$	Fibra alfa
$\beta$	Fibra beta
$\Delta r$	Índice de anisotropia planar
$\phi$	Ângulo entre os canais da matriz ECA
$\psi$	Ângulo externo entre os canais da matriz ECA (ângulo de alívio)
$\mathcal{E}_{eq}$	Deformação equivalente

# SUMÁRIO

<b>1. INTRODUÇÃO.....</b>	<b>23</b>
<b>2. OBJETIVOS.....</b>	<b>25</b>
<b>3. FUNDAMENTOS TEÓRICOS.....</b>	<b>27</b>
3.1. <i>A LIGA 1050 E SUAS PROPRIEDADES.....</i>	27
3.2. <i>O PROCESSO CASTER.....</i>	28
3.3. <i>LAMINAÇÃO SIMÉTRICA OU CONVENCIONAL.....</i>	29
3.4. <i>EXTRUSÃO EM CANAL ANGULAR (ECA).....</i>	29
3.5. <i>LAMINAÇÃO ASSIMÉTRICA.....</i>	32
3.6. <i>EVOLUÇÃO MICROESTRUTURAL DURANTE OS PROCESSOS DE DEFORMAÇÃO PLÁSTICA SEVERA (DPS).....</i>	36
3.6.1. <i>Fragmentação de grãos em DPS.....</i>	37
3.6.2. <i>Tamanho de grão obtido em DPS.....</i>	39
3.7. <i>TEXTURA.....</i>	40
3.7.1. <i>Análise de macrotextura (difração de raios-X).....</i>	41
3.7.2. <i>Análise de microtextura por EBSD.....</i>	43
3.7.3. <i>Formas de análise.....</i>	46
3.7.4. <i>Texturas em alumínio.....</i>	49
3.8. <i>ANISOTROPIA PLÁSTICA E FATOR R.....</i>	57
<b>4. MATERIAIS E MÉTODOS.....</b>	<b>61</b>
4.1. <i>MATERIAL.....</i>	61
4.2. <i>CONFORMAÇÃO MECÂNICA.....</i>	61
4.2.1. <i>Laminação Simétrica ou Convencional.....</i>	61
4.2.2. <i>ECA.....</i>	61
4.2.3. <i>Laminação Assimétrica.....</i>	62
4.3. <i>TRATAMENTO TÉRMICO.....</i>	63
4.4. <i>NOMENCLATURA DAS AMOSTRAS.....</i>	64
4.5. <i>CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL E TEXTURA.....</i>	64
4.5.1. <i>Preparação das amostras.....</i>	64
4.5.2. <i>Microscopia óptica (MO).....</i>	65
4.5.3. <i>Microscopia eletrônica de varredura (MEV-EBSD).....</i>	65
4.5.4. <i>Microscopia eletrônica de transmissão (MET).....</i>	66
4.5.5. <i>Difração de raios-X (DRX).....</i>	66
4.6. <i>ENSAIOS MECÂNICOS.....</i>	66
4.6.1. <i>Ensaio de tração.....</i>	66
4.6.2. <i>Microdureza.....</i>	67
4.6.3. <i>Ensaio de Erichsen.....</i>	68
<b>5. RESULTADOS E DISCUSSÃO.....</b>	<b>69</b>
5.1. <i>CURVAS DE COMPRESSÃO ECA.....</i>	69
5.2. <i>ESTADO ENCRUADO.....</i>	70
5.2.1. <i>Microscopia óptica (MO).....</i>	70

5.2.2. Análise da deformação.....	75
5.2.3. Evolução Microestrutural.....	86
5.2.4. Textura.....	92
5.2.5. Ensaio de Erichsen.....	101
5.3. <i>ESTADO RECOZIDO</i> .....	103
5.3.1. Microscopia Óptica (MO) .....	103
5.3.2. Propriedades após tratamento térmico de recristalização.....	107
5.3.3. Textura.....	109
5.3.4. Anisotropia plástica.....	114
<b>6. CONCLUSÕES .....</b>	<b>119</b>
<b>REFERÊNCIAS .....</b>	<b>123</b>

## 1. INTRODUÇÃO

O alumínio, metal que possui uma considerável facilidade de ser conformado plasticamente a frio, encontra um vasto campo de aplicações na indústria (embalagens de alimentos, bens de consumo, construção civil, transporte, etc.). Dentro desses mercados a chapa de alumínio é um dos produtos mais utilizados. Para se obter o alumínio na forma de chapas costuma-se utilizar o processo de laminação, que em alguns casos, é seguido por outros processos de conformação, como a estampagem profunda, transformando-o até atingir as dimensões do produto final.

Após o processo de laminação convencional, em muitos casos, as chapas de alumínio apresentam textura cristalográfica que são inadequadas para subsequente deformação por estampagem profunda. Entre as várias consequências desfavoráveis devido à textura intensa, surge o fenômeno conhecido como orelhamento que causa perda de matéria-prima.

Como alternativa para atenuar esse efeito este trabalho propõe utilizar processos de deformação sob cisalhamento onde as orientações cristalográficas sofrem sensíveis alterações com rotação em relação à textura de laminação convencional. Além disso, também formam grãos ultrafinos que aumentam o limite de escoamento e limite de resistência.

Para este estudo escolhemos dois processos que impõem cisalhamento durante a deformação: Laminação Assimétrica e Extrusão em Canal Angular.

O material escolhido foi uma chapa liga AA1050 (pureza mínima de 99,50% de Alumínio), utilizada em estampagem profunda, proveniente do processo de fundição contínuo conhecido como Caster ou TRC "*twin roll caster*".

Os resultados foram comparados com os obtidos por laminação convencional.



## 2. OBJETIVOS

- 1) O objetivo geral deste trabalho foi modificar a textura cristalográfica de chapas de alumínio liga AA1050 visando melhorar sua conformabilidade.
- 2) Propõe-se identificar as propriedades mecânicas, através de análise de dureza, ensaios de tração e anisotropia plástica, do material de partida e de amostras deformadas pelos processos que induzem cisalhamento. Analisar a microestrutura e a textura cristalográfica.





### 3. FUNDAMENTOS TEÓRICOS

#### 3.1. A LIGA 1050 E SUAS PROPRIEDADES

A liga AA1050, considerada comercialmente como alumínio puro, possui impurezas controladas. As principais são o ferro (até 0,25%) e o silício (até 0,40%). Outros elementos como o cobre, manganês e magnésio também podem estar presentes, porém em menor quantidade (cada elemento até 0,05%). Sendo que o total de impurezas não deve ultrapassar o valor de 0,50% para garantir o valor mínimo Al de 99,50% na liga. O aumento de impureza está diretamente ligado à resistência mecânica (TOTTEN; MACKENZIE, 2003).

O ferro e o silício possuem baixa solubilidade no alumínio abaixo de 400°C. Na temperatura ambiente, esses elementos presentes na liga AA1050 se encontram na forma de precipitados geralmente  $Al_{12}Fe_3Si$ ,  $Al_3Fe$  ou  $Al_9Fe_2Si_2$  (HATCH, 1984). A distribuição e tamanho dessas partículas dependem da rota de processamento empregada.

A solubilidade dos principais elementos de liga do alumínio é mostrada na tabela 1.

Tabela 1 - Solubilidade dos elementos de liga no alumínio (% em peso) adaptada de(PADILHA, 2002).

<b>Elemento de liga</b>	<b>Solubilidade máxima no estado sólido</b>	<b>Solubilidade em temperaturas mais baixas</b>
<b>Si</b>	1,65 (577 °C)	0,05 (250 °C)
<b>Fe</b>	0,052 (655 °C)	0,001 (400 °C)
<b>Cu</b>	5,65 (548 °C)	0,2 (200 °C)
<b>Mn</b>	1,82 (659 °C)	0,36 (500 °C)
<b>Mg</b>	14,9 (451 °C)	2,95 (150 °C)
<b>Zn</b>	82,8 (382 °C)	4,4 (100°C)

### 3.2. O PROCESSO CASTER

O processo Caster é utilizado para produzir chapas pré-elaboradas para o setor de laminação. Consiste no vazamento contínuo de chapas com espessura variando de 2 a 12 mm. O alumínio líquido, que se encontra no forno de espera, é conduzido através de calhas a um sistema de purificação composto por filtro e desgaseificador. Após esse tratamento, o metal é direcionado para um dispositivo cerâmico denominado injetor, que tem a função de distribuir o metal líquido até os dois cilindros que internamente são refrigerados a água. O alumínio em contato com os cilindros é solidificado e em seguida laminado na espessura estabelecida. Possui vantagem de menor custo operacional se comparado ao outro processo de vazamento conhecido como “*direct chill*” que produz placas geralmente com espessura de 240 mm e que necessita de outras etapas de laminação à quente antes da última laminação com a espessura final.

O equipamento possui um sistema de bobinamento da chapa em rolos para melhor movimentação do produto e/ou fácil estocagem (figura 1).

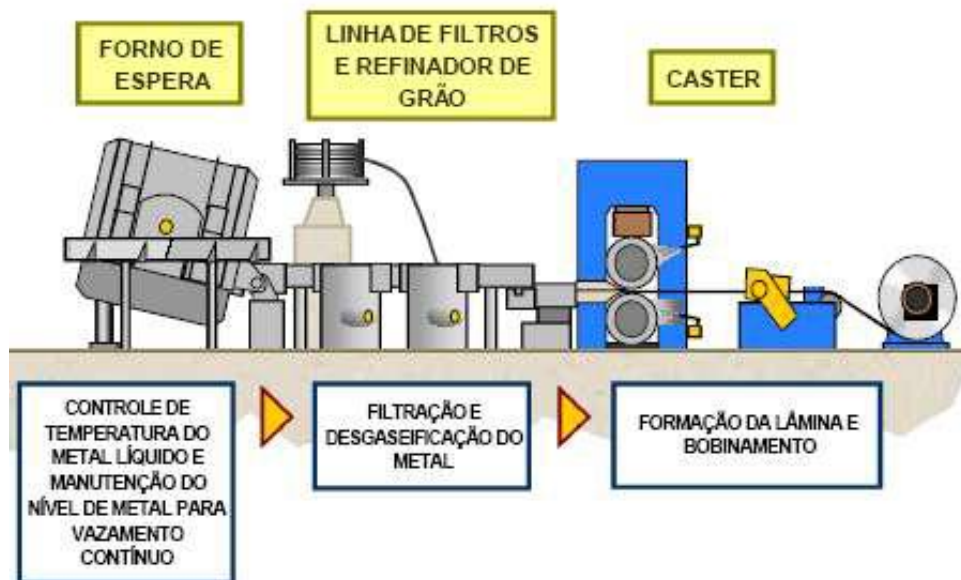


Figura 1 - Esquema do vazamento do Caster(GODINHO, 2004).

### 3.3. LAMINAÇÃO SIMÉTRICA OU CONVENCIONAL

A Laminação simétrica é basicamente um processo de deformação plástica que consiste na redução da seção transversal de uma chapa através de dois cilindros com eixos paralelos que giram em torno de si mesmos e em sentidos opostos. O processo impõe deformação por compressão na chapa ao longo do arco de contato e pode ser executado a quente ou a frio.

Em processos convencionais de laminação a quente a temperatura da chapa se situa acima do limite de recristalização. É utilizada geralmente em grandes reduções sem necessidade de restrito controle dimensional.

Considerando ainda os processos convencionais, na redução a frio o processo ocorre abaixo da temperatura de recristalização do metal. Nesse tipo de deformação o metal sofre encruamento a cada passe. Para a liga AA1050 que pertence ao grupo “não tratável termicamente” o controle das propriedades mecânicas (dureza, limite de resistência mecânica e limite de escoamento) está restrito à deformação a frio e controle do tamanho de grão.

A deformação equivalente do processo é função da taxa de redução a cada passe e é dada por (DIETER, 1988):

$$\varepsilon_{eq} = \frac{2}{\sqrt{3}} \ln\left(\frac{h_i}{h_f}\right) \quad (1)$$

Onde  $h_i$  = espessura inicial e  $h_f$  = espessura final

### 3.4. EXTRUSÃO EM CANAL ANGULAR (ECA)

Uma amostra convenientemente lubrificada é pressionada através de uma matriz de dois canais com seções transversais idênticas que se interceptam por um ângulo  $\Phi$ , usualmente igual a 90° ou 120°(figura 2). Como a seção é constante, é possível repetir o processo na mesma peça inúmeras vezes acumulando assim a deformação

na amostra. A grande deformação plástica envolvida no processo resulta numa mudança significativa e complexa da orientação cristalográfica (LI *et al.*, 2005).

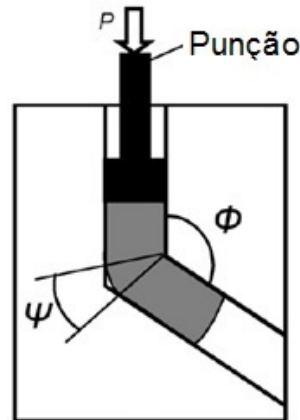


Figura 2 - Representação esquemática do processo ECA onde  $\phi$  é o ângulo entre canais e  $\psi$  ângulo externo (também chamado de ângulo de alívio). (AZUSHIMA *et al.*, 2008).

A magnitude da deformação equivalente em cada passe é determinada pela Equação(2), que relaciona os ângulos entre os canais da matriz com a deformação equivalente. Para calcular a deformação equivalente com  $\psi \neq 0^\circ$  utiliza-se a equação (IWAHASHI *et al.*, 1996):

$$\varepsilon_{eq} = \frac{N}{\sqrt{3}} \left[ 2 \cot\left(\frac{\phi}{2} + \frac{\psi}{2}\right) + \psi \operatorname{cosec}\left(\frac{\phi}{2} + \frac{\psi}{2}\right) \right] \quad (2)$$

Nessa equação, N é numero de passes,  $\phi$  é o ângulo entre canais e  $\psi$  ângulo externo.

A deformação, que ocorre por cisalhamento simples, é caracterizada por vários parâmetros fundamentais, tais como a deformação imposta em cada passe através da matriz, o funcionamento dos sistemas de deslizamento durante a operação de prensagem e os consequentes padrões de cisalhamento que se apresentam nas amostras (VALIEV; LANGDON, 2006).

Na medida em que se aumenta o ângulo  $\Psi$ , uma região em forma de leque (contorno tracejado das figuras 3b e 3c) e um segundo plano de cisalhamento (perpendicular ao plano de cisalhamento da figura 3a) são criados em que a deformação se torna mais heterogênea, pois o esforço de cisalhamento é mais complexo. Por outro lado a tensão necessária para que o metal seja deformado nesta região diminui. A representação da deformação em forma de malha na matriz, variando-se o ângulo  $\Psi$ , é mostrada nas figuras 3d e 3e.

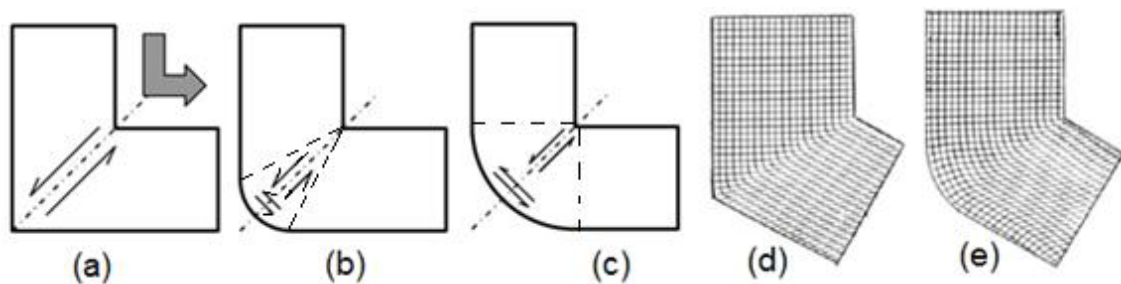


Figura 3 - Influência do ângulo  $\Psi$  no grau de deformação na região principal de cisalhamento para (a)  $\Psi=0^\circ$ , (b)  $\Psi=45^\circ$  e (c)  $\Psi=90^\circ$  e malhas de deformação para 1 passe ECA para  $\phi=120^\circ$ , (d) com  $\Psi=0^\circ$  e (e) com  $\Psi \neq 0^\circ$  (SEGAL, 1999; ZHILYAEV; SWISHER; *et al.*, 2006).

Para se atingir grandes deformações acumuladas, devem ser executados vários passes repetidamente e a orientação da peça pode ser alterada entre passes sucessivos denominados como rotas que serão detalhados a seguir. Desta forma diferentes sistemas de escorregamento e direções estarão envolvidos (SEGAL, 1999).

Existem quatro rotas de processamento básicas em ECA que devido aos vários sistemas de deslizamento envolvidos acarretam diferenças significativas nas microestruturas produzidas (VALIEV; LANGDON, 2006). Para cada rota escolhida existe uma forma de reposicionamento da peça na matriz nos passes subsequentes (Figura 4): A (mantém-se a mesma posição de entrada nos sucessivos passes), B<sub>A</sub> (a peça sofre giros a 90 graus nos sentidos horários e anti-horários alternadamente a cada passe), B<sub>C</sub> (o mesmo sentido de rotação de 90 graus é imposto a cada passe) e C (giro de 180 graus a cada passe).

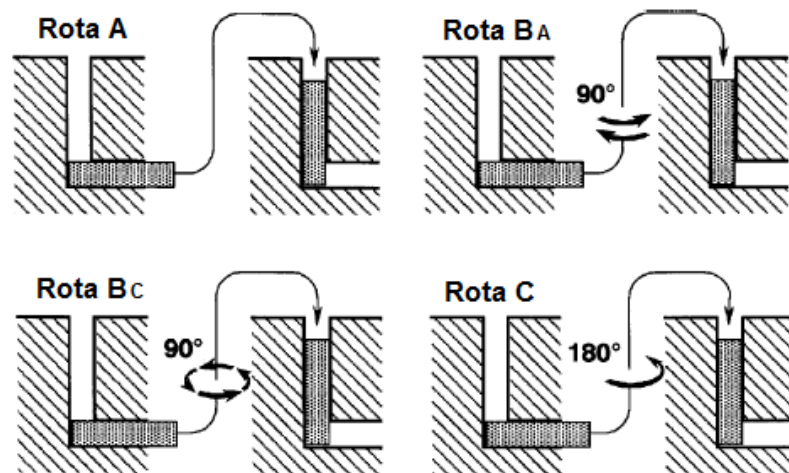


Figura 4 - As quatro rotas fundamentais para o processo ECA (NAKASHIMA *et al.*, 2000).

A escolha da rota implica na seleção de diferentes planos de escorregamento. Durante o primeiro passe a peça é alongada segundo o primeiro plano de cisalhamento, mas as direções das deformações subsequentes podem ser alteradas dependendo da rota escolhida. A figura 5 apresenta os efeitos (planos de cisalhamento) devido a rota A.

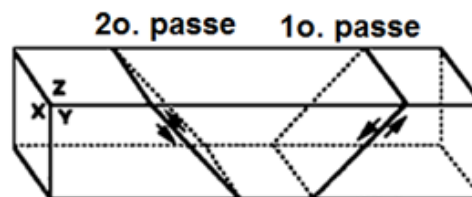


Figura 5 - Os planos de cisalhamento rota A no primeiro e segundo passes (VALIEV; LANGDON, 2006).

### 3.5. LAMINAÇÃO ASSIMÉTRICA

Laminação assimétrica é uma variação do processo de laminação convencional na qual a componente de cisalhamento que age sobre a superfície da chapa é aplicada de forma mais intensa possível. Isso pode ser alcançado utilizando cilindros com diâmetros diferentes ou com diâmetros iguais, mas com rotações diferentes.

Na laminação simétrica a posição do ponto neutro (ponto em que a superfície da chapa tem a mesma velocidade que a superfície do cilindro laminador) é igual para o

cilindro superior e o inferior. No processo de laminação assimétrica a diferença de velocidade faz com que o ponto neutro da região em contato com o cilindro mais lento se desloque para a entrada da laminação e o ponto neutro da região em contato com o rolo mais veloz se desloque para a saída. Neste intervalo o atrito entre as superfícies de contato trabalha em sentidos opostos, gerando uma tensão de cisalhamento conforme indicado na figura 6.

Além da diferença de diâmetros dos cilindros ou velocidade de rotação, existem outros fatores que afetam a intensidade do cisalhamento imposto ao material, entre eles a condição de atrito entre os cilindros e a chapa que causam o efeito assimétrico(JI; PARK, 2009) e a taxa de redução por passe de laminação.

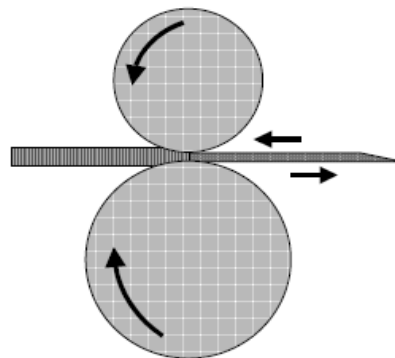


Figura 6 - Esquema da laminação assimétrica com diâmetros de cilindros diferentes (VERLINDEN *et al.*, 2004).

O estudo de simulação de Ji e Park(2009), comparou a laminação convencional com outros 5 casos, em que se existia uma diferença entre os diâmetros, a velocidade de rotação e fator de atrito entre os cilindros de laminação. A figura 7 representa a deformação nos casos em que: a) a laminação é convencional, b) há diferentes fatores de atrito, c) há diferentes velocidades de rotação, d) o cilindro superior é mantido livre, e) o cilindro superior possui diâmetro menor e é mantido livre e f) o cilindro superior possui diâmetro menor. Uma seta em cada interface cilindro-metal indica a posição do ponto neutro da laminação, ilustrando a assimetria no processo. No caso (f), não foi observado o ponto neutro no cilindro inferior, sugerindo escorregamento na interface cilindro-chapa.

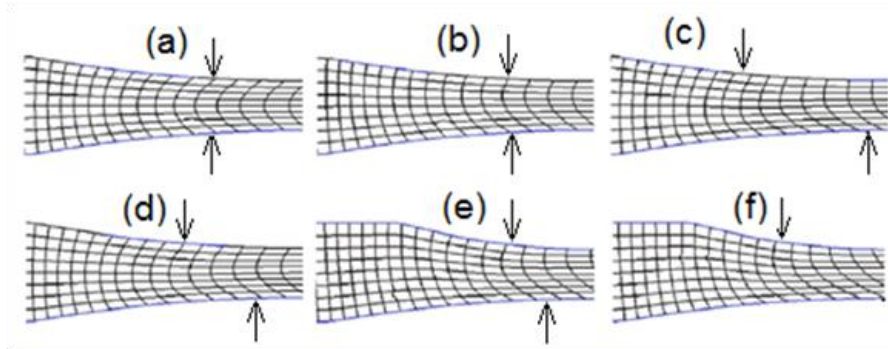


Figura 7 - Grades de distorções devido a variação de condições entre os cilindros: (a) laminação convencional, (b) diferentes fatores de atrito, (c) diferentes velocidades de rotação, (d) cilindro superior livre, (e) cilindro superior com diâmetro menor livre, (f) cilindro superior com diâmetro menor (JI; PARK, 2009).

O caso (b) não é recomendado devido ao insuficiente acúmulo de deformação plástica. Os casos (c) a (f) são suficientes para produzir deformação assimétrica porém os autores recomendam os casos (e) e (f) pois estes demandam menor força de laminação. Para estes casos a simulação obteve os valores 0,7 e 2,0 para o fator de atrito e relação entre cilindros respectivamente.

Roumina e Sinclair (2008) estudaram a influência da variação de velocidade relativa entre os cilindros laminadores e a taxa de redução na deformação de cisalhamento. A figura 8 faz um resumo dos principais resultados obtidos por estes pesquisadores:

- a) A introdução da assimetria numa relação de velocidades igual a 2 com taxas de redução de 5% e redução total de 25% levou a uma distribuição contínua de cisalhamento ao longo da espessura da chapa (Figura 8a)
- b) Quanto maior a taxa de redução por passe, maior a homogeneidade de cisalhamento ao longo da espessura.
- c) Nas condições experimentais utilizadas, ocorreu uma saturação da deformação acumulada para uma relação de velocidades angulares de 1,5 (Figura 8b).



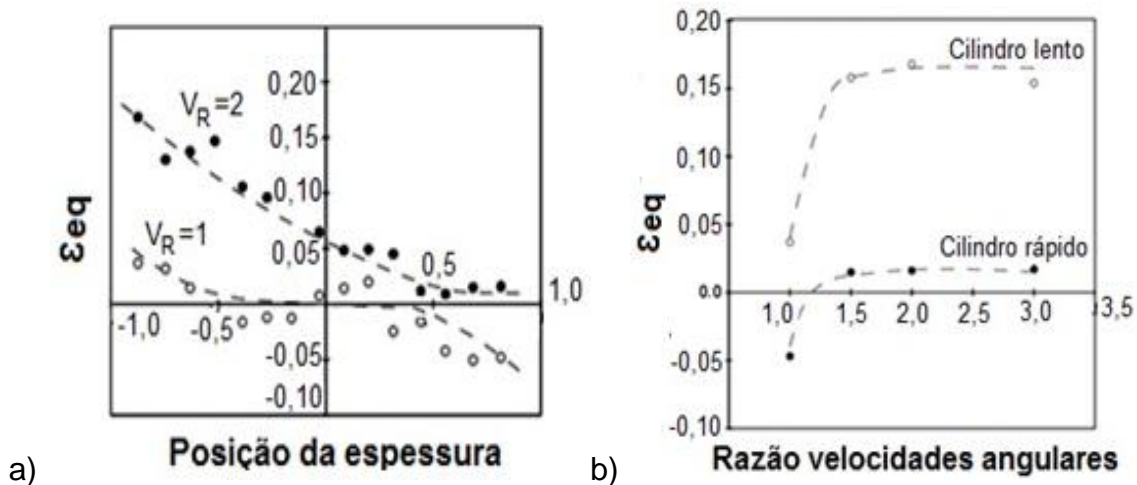


Figura 8 - Deformação por cisalhamento: a) espessura da chapa para duas razões de velocidade entre cilindros e b) relação obtida entre cilindros com diferentes velocidades (ROUMINA; SINCLAIR, 2008).

Yu *et al.* (2012) demonstraram que a componente adicional do cisalhamento da laminação assimétrica contribui para a rotação e subdivisão de grãos, produzindo refinamento de grão e modificação da textura. A laminação assimétrica possui a vantagem de poder introduzir cisalhamento ao longo da espessura (devido às condições de assimetria entre os cilindros) obtendo grande potencial para aplicação industrial em grande escala de materiais de grãos ultrafinos (YU *et al.*, 2012).

Para o cálculo de deformação equivalente teórico, soma-se a compressão gerada pelos cilindros com o cisalhamento imposto pela diferença de velocidade tangencial na superfície cilindro-chapa usando a Equação(3):

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

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

Para o cálculo da deformação devido a resultados experimentais, pode-se utilizar a expressão:

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

$$r = \frac{1-hf}{hi}$$

Onde  $h_i$  representa a espessura inicial da chapa,  $hf$  espessura final e  $\theta$  o ângulo de inclinação da deformação por cisalhamento (ângulo entre sulcos perpendiculares ao plano da chapa antes da laminação, que sofreram inclinação após a deformação assimétrica).

Com a equação (3) podemos estimar valor da deformação equivalente no processo e pela equação (4) obtemos a deformação equivalente medida na chapa laminada.

### 3.6. EVOLUÇÃO MICROESTRUTURAL DURANTE OS PROCESSOS DE DEFORMAÇÃO PLÁSTICA SEVERA (DPS)

Uma definição comumente aceita pela comunidade científica de engenharia de materiais estabelece o processo DPS como: "Qualquer método de conformação de metais sob uma extensa pressão hidrostática que pode ser utilizada para impor uma alta deformação sobre um material sólido sem acarretar qualquer mudança significativa nas dimensões globais da amostra e tendo a capacidade de produzir excepcional refinamento de grão" (VALIEV *et al.*, 2006).

Neste trabalho foi empregada a deformação por ECA como deformação plástica severa (DPS). Embora a laminação assimétrica a rigor não seja um processo DPS, a introdução de cisalhamento durante a deformação induz mecanismos de redução de tamanho de grão semelhantes, que serão descritos a seguir e também tem sido estudada como processo DPS (ZUO *et al.*, 2008) (JIN; LLOYD, 2005).

O destaque dos processos DPS é a possibilidade de alterar as propriedades mecânicas (limite de escoamento, tensão máxima, etc.) de materiais metálicos por promover extensa redução no tamanho de grão (ESTRIN *et al.*, 2010; VALIEV *et al.*, 2006). Além de refinar os grãos os processos DPS também podem ser aplicados no fechamento de porosidades em metais fundidos, consolidação de pós, homogeneização de materiais, na transformação de fase e controle da textura (SEGAL, 2006).

### 3.6.1. Fragmentação de grãos em DPS

Em DPS a granulação fina é alcançada através da formação de células de discordâncias e acúmulo de desorientações em todo contorno dessas células. Segundo Zhu e Lowe (2000), com o aumento da deformação, blocos de células de discordâncias são separados por contornos de discordâncias incidentais (contornos de células de discordância formadas dentro de grãos com baixa diferença de orientação de uma célula para outra) e por contornos geometricamente necessários (contornos de células de discordâncias que acomodam as crescentes diferenças de orientação entre os cristais) pelos quais se formam os grãos em escala submicroscópica.

Em outras palavras, ocorre uma transformação gradual de boa parte das paredes das células em contorno de alto ângulo (ESTRIN; VINOGRADOV, 2013). Isso pode ser alcançado através de três mecanismos (SEVILLANO *et al.*, 1980):

1. Alongamento dos grãos existentes durante a deformação plástica, causando um aumento da área de contorno.
2. Criação de contornos de alto ângulo devido ao mecanismo de subdivisão de grãos.
3. O grão alongado que pode ser subdividido pelos fenômenos localizados conhecidos como banda de deformação e banda de cisalhamento.

O segundo mecanismo é o mais ativo, pois este ocorre numa escala submicroscópica em que o cristal continua a subdividir-se com a multiplicação de discordâncias e formação dos contornos geometricamente necessários (KUHLMANN-WILSDORF; HANSEN, 1991). Nele a subdivisão se inicia de baixas para médias deformações com a formação de células e blocos de células de discordâncias (BAY *et al.*, 1992). Com o aumento da deformação esta estrutura evolui para uma morfologia lamelar.

Ainda em baixa deformação são formadas discordâncias nas células e blocos de células, onde o ângulo de desorientação entre os subgrãos aumenta gradualmente (VERLINDEN *et al.*, 2004). Alguns contornos permanecem com baixo

ângulo ( $<15^\circ$ ), mas a maior parte evolui para contornos de médio a alto ângulo (de  $15^\circ$  a  $65^\circ$ ).

A principal ideia da transformação das células de discordância está baseada em três estágios(Figura 9) em que: (a) ocorre o acúmulo de discordâncias devido a grande deformação por DPS, (b) quando a densidade de discordância alcança um valor crítico se inicia a aniquilação de discordâncias de sinais opostos e (c) no ultimo estágio permanece o excesso de discordâncias de mesmo sinal.

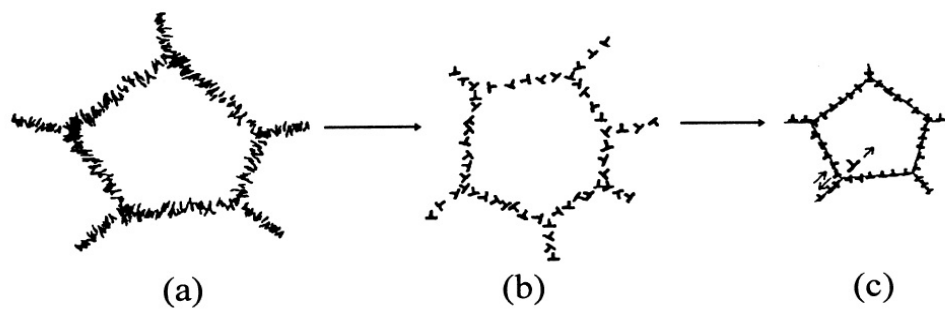


Figura 9 - Modelo esquemático da evolução da estrutura das células de discordâncias em deformação por DPS(VALIEV *et al.*, 2000).

Outro efeito também importante obtido nesse mecanismo envolve a rotação de diferentes partes de um grão subdividido em diferentes orientações que altera a textura do material (HUGHES; HANSEN, 1997). Essa Subdivisão é resultado do desenvolvimento de uma curvatura do cristal devido a limitação imposta de grãos adjacentes. Foi assumido que a rotação dos planos cristalográficos num grão é impedida pelo grãos limítrofes. Essa restrição na região próxima ao contorno de grão causa uma distorção da rede cristalina maior no centro do grão do que na região limítrofe(TÓTH *et al.*, 2010).

À medida em que a deformação é acumulada, a relação célula/tamanho de grão alcança um valor de saturação. O ângulo de desorientação, entretanto, continua a aumentar, gerando contorno de alto ângulo como pode ser observado na Figura 10 (KAWASAKI *et al.*, 2009).

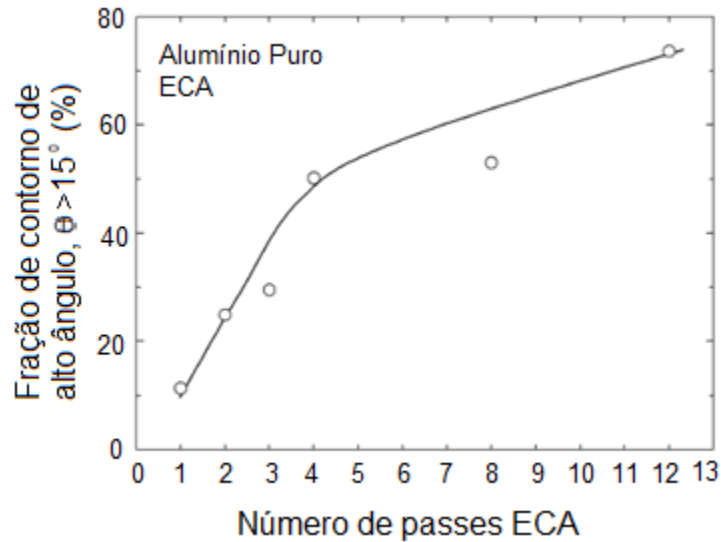


Figura 10 - Aumento da fração de contorno de alto ângulo ( $\theta > 15^\circ$ ) após processamento ECA em matriz de ângulo interno de  $90^\circ$ , rota Bc e temperatura ambiente para alumínio puro (KAWASAKI *et al.*, 2009).

Mckenzie e Lapovok (2010), utilizando uma matriz de ângulo interno de  $90^\circ$ , observaram a saturação dos valores de dureza e de limite de resistência a partir de uma deformação equivalente de 8, que coincide com a deformação em que se observa a formação de contornos de alto ângulo (Figura 11).

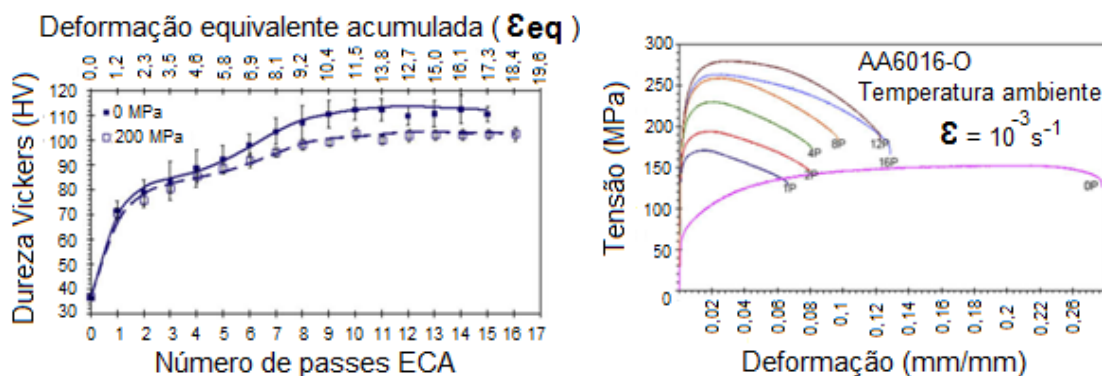


Figura 11 - Evolução da dureza e das curvas tensão x deformação em tração para a liga de alumínio AA6016 recozida deformada em matriz ECA com ângulo de  $90^\circ$  (MCKENZIE; LAPOVOK, 2010).

### 3.6.2. Tamanho de grão obtido em DPS

O tamanho de grãos em equilíbrio adquirido por processamento ECA em uma amostra de alumínio puro está entre 1,2 e 1,3  $\mu\text{m}$  (KAWASAKI *et al.*, 2009) que é

ainda grande se comparado com outros materiais também extrudados por ECA. Por exemplo, experimentos com a liga Al-Mg (magnésio em solução sólida) demonstraram que o tamanho de grão pode atingir  $0,45 \mu\text{m}$ . Esse efeito na diminuição do tamanho de grão com alumínio-magnésio foi atribuído ao decréscimo da taxa de recuperação em ligas de solução sólida (VALIEV; LANGDON, 2006). Em contrapartida o Cobre puro extrudado em temperatura ambiente adquiriu um tamanho de grão em equilíbrio bem menor que as ligas de alumínio citadas (em torno de  $0,27 \mu\text{m}$ ). A justificativa apontada pelos autores é a menor energia de falha de empilhamento do Cobre (VALIEV; LANGDON, 2006).

A relação entre o limite do tamanho de grão e a EFE está indicada na figura 12.

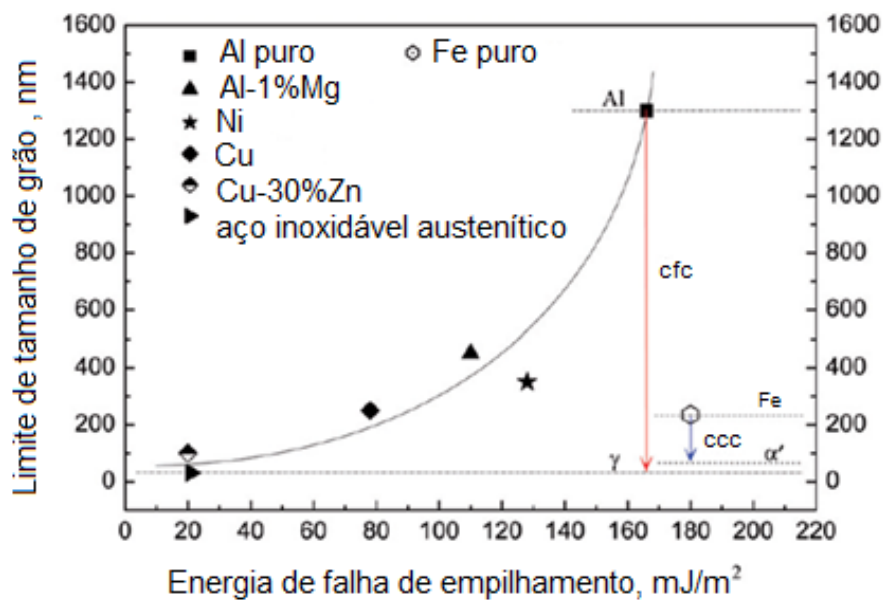


Figura 12 - Limite de tamanho de grão obtido por ECA em função da energia de falha de empilhamento para vários metais e ligas (HUANG *et al.*, 2007).

### 3.7. TEXTURA

A distribuição das orientações em um policristal pode ser aleatória ou possuir uma direção preferencial dos grãos que é denominada como textura. Essa orientação preferencial pode ser obtida por diversos meios, como a deformação plástica. Costuma-se utilizar o termo componente para representar uma orientação cristalográfica ideal próxima da qual as orientações de um razoável volume de

material (número de grãos) se agrupam. Por exemplo, para uma chapa laminada seu componente é representado pelo plano cristalino, que é paralelo ao plano da chapa e pela direção pertencente ao plano, que é paralela à direção da laminação (VIANA; PAULA, 2003).

No estudo de textura costuma-se diferenciar microtextura, mesotextura e macrotextura. A primeira considera a orientação individual de cada grão entre a amostra composta por diversos grãos. A mesotextura estuda a textura entre grãos, em que a orientação entre grãos vizinhos é utilizada para caracterizar a desorientação entre eles ou a geometria de contorno de grão. A macrotextura considera os grãos num policristal como uma população estatística, sem levar em conta a posição de qualquer grão nem a relação com seus vizinhos.

Para que as análises possam ser realizadas foram desenvolvidas diversas técnicas que utilizam radiações que interagem com a amostra e retornam sinais que identificam suas orientações. Na Figura13 são representadas diversas técnicas classificadas em abordagem de macrotextura e microtextura.

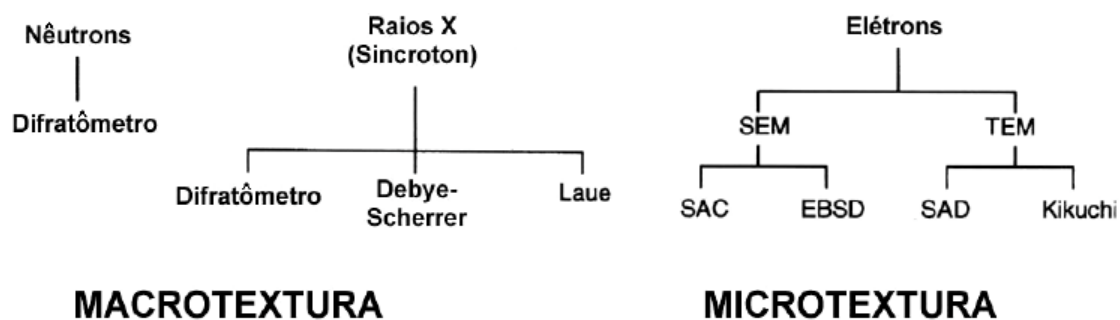


Figura 13 - Principais técnicas para determinação da textura adaptada de(RANDLE; ENGLER, 2000).

### 3.7.1. Análise de macrotextura (difração de raios-X)

A forma mais comum de analisar a cristalografia de um material é através da difração de raios-X com um goniômetro de três eixos, na qual podemos determinar a orientação dos cristais de um conjunto de grãos com uma orientação específica. Com a difração de raios-x é possível abranger maiores áreas e com maior

profundidade se compararmos com a técnica de difração de elétrons retroespalhados que será explicado no próximo capítulo.

A análise consiste em se comparar a intensidade da difração de uma amostra com textura intensa com uma amostra com textura aleatória. A textura determinada pela intensidade de difração refere-se aos planos cristalográficos paralelos a um plano de referência da amostra. O uso de um goniômetro especial de medida de textura (figura 14) possibilita uma análise mais abrangente juntamente com a técnica de figuras de polo que descrevem o resultado.

A técnica de difração envolve o uso de um feixe monocromático de radiação com um determinado comprimento de onda, com o ângulo de Bragg fixado para a família de planos  $\{hkl\}$  escolhida. A amostra é rotacionada em um goniômetro de textura em ângulos definidos e haverá difração quando os planos  $\{hkl\}$  coincidirem com a condição de Bragg e desta forma a intensidade de difração é medida (RANDLE; ENGLER, 2000).

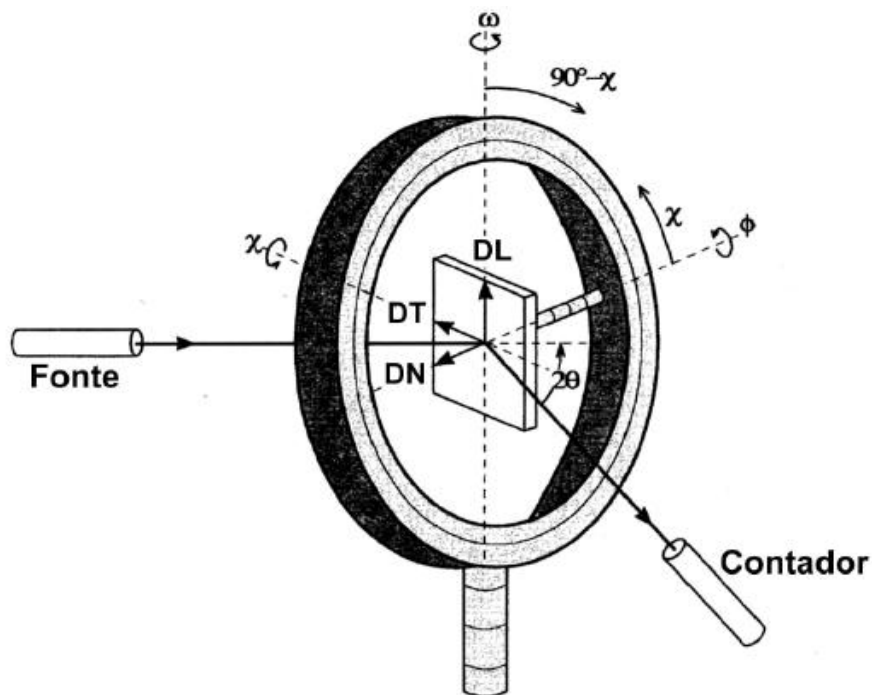


Figura 14 - Goniômetro de textura para análise por reflexão (RANDLE; ENGLER, 2000).



### 3.7.2. Análise de microtextura por EBSD

Apesar da técnica de raios-x conseguir medir satisfatoriamente um conjunto de grãos, existe uma limitação quanto a resolução espacial, pois não é possível determinar a orientação de um grão em particular. Enquanto a difração de raios-x avalia a média das orientações sobre um volume considerável da amostra, EBSD analisa a orientação pontualmente. Desta forma a abordagem por microtextura possibilita diferenciar a orientação entre grãos vizinhos revelando assim o grau de desorientações entre os mesmos.

Na técnica de difração de elétrons retroespalhados (EBSD “eletron back scattering diffraction”) utiliza-se um microscópio eletrônico de varredura em que um feixe de elétrons incide sobre a amostra para identificação da textura cristalográfica.

A amostra é posicionada aproximadamente em um ângulo de  $70^\circ$  em relação ao feixe de elétrons a fim de encurtar o percurso dos elétrons e assim reduzir a fração de elétrons absorvidos pela própria amostra (SCHUWARTZ *et al.*, 2009).

O feixe de elétrons é direcionado para a região em estudo (ponto ou área a ser analisada). Os sinais são captados por uma tela de fósforo que fica conectada a uma câmera de TV. A imagem é submetida a um pré-processamento de sinal para diminuição do nível de ruído. Após esse processamento a imagem é enviada para um sistema de identificação automática conforme é mostrado na figura 15.

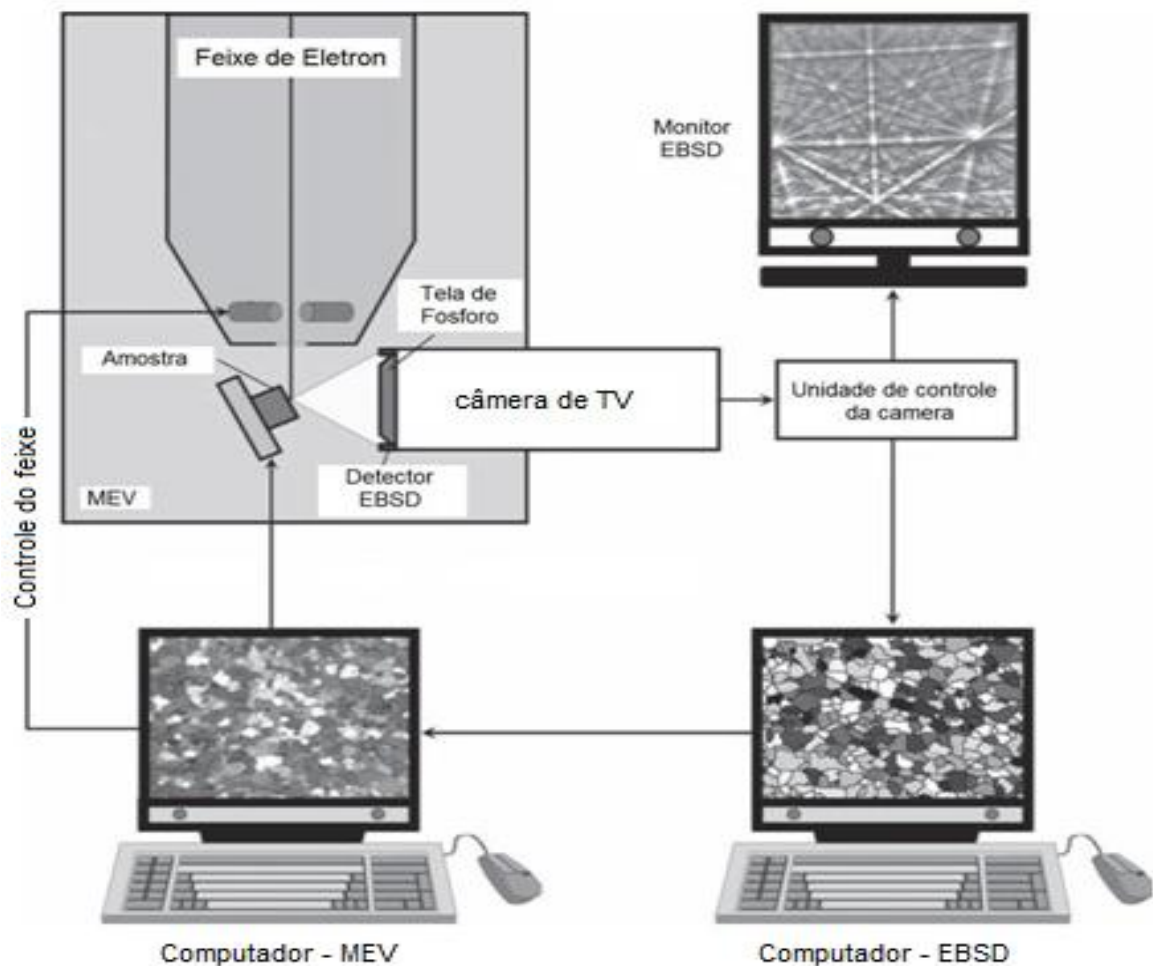


Figura 15 - Esquema dos componentes do EBSD adaptado de (RANDLE; ENGLER, 2000).

Na técnica de EBSD os elétrons retroespalhados, produzidos pelo feixe de elétrons na amostra incidente, formam um feixe divergente que permite a observação de um padrão de difração devido ao espalhamento inelástico. Quando a lei de Bragg é satisfeita são formados cones de difração ou cones de Kossel (Figura 16). Na tela de fósforo a intersecção com estes cones resulta em linhas paralelas conhecidas como bandas de Kikuchi (Figura 17). O conjunto dessas linhas que constitui o padrão de difração de elétrons retroespalhados é característico de cada cristal (a largura dessas bandas está diretamente relacionada com a distância interplanar do plano cristalino). Com a análise desse padrão é possível determinar a estrutura cristalográfica do material, além da orientação espacial relativa de seus grãos.

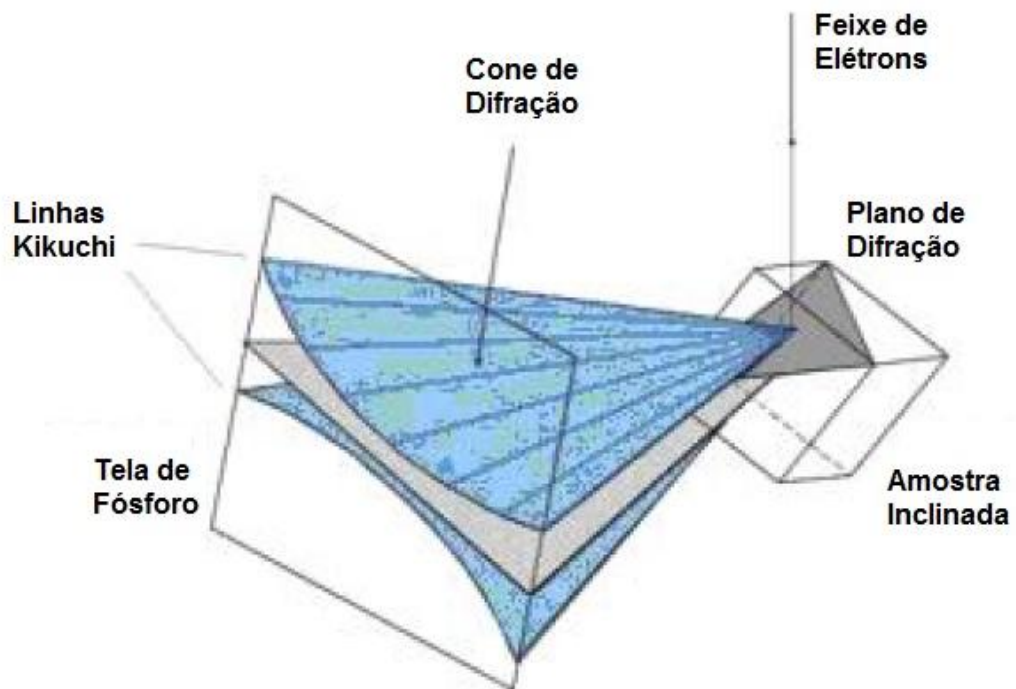


Figura 16 - Esquema dos cones de difração em relação ao plano de reflexão, a amostra e a tela de fósforo(SCHUWARTZ *et al.*, 2009).

Em algumas regiões da imagem gerada, as linhas se interceptam formando pontos. A figura então deve ser indexada o que significa identificar os planos (pares de linhas) presentes e os eixos das zonas conforme é mostrado na figura 17.

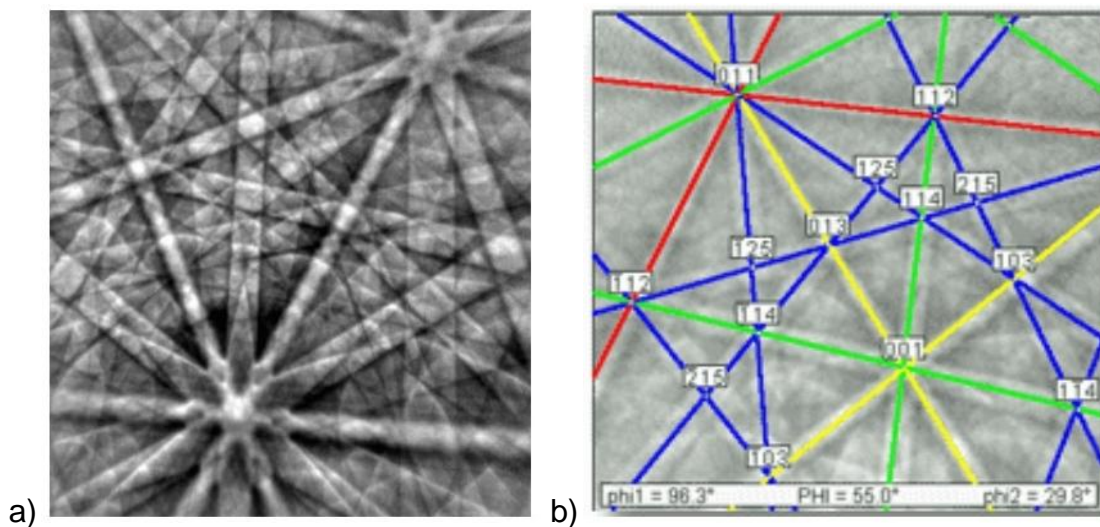


Figura 17 - a) imagem capturada na tela de fósforo; b) linhas Kikuchi indexadas( CRYSTAL texture, 2014).

### 3.7.3. Formas de análise

Para que a textura possa ser analisada são utilizadas formas gráficas que representam as orientações obtidas das técnicas acima descritas. As mais utilizadas são as Figuras de Polo e FDO (função de distribuição de orientação) que serão explicadas a seguir.

#### 3.7.3.1. Figuras de Polo

Figura de polo é uma projeção estereográfica que mostra a distribuição de polos, ou normal aos planos cristalinos, de um determinado plano (hkl) específico, usando eixos da amostra como eixos referenciais. Uma seleção conveniente de eixos de coordenadas para uma chapa laminada é a seguinte: direção transversal à direção de laminação e direção normal a superfície da chapa (referencia original).

A figura 18 exemplifica uma projeção estereográfica de um determinado cristal (a) e a figura de polo correspondente (b). Se os grãos têm orientações distribuídas aleatoriamente, os pólos estarão distribuídos uniformemente na projeção. Por outro lado, se os grãos apresentarem orientações preferenciais, os polos tenderão a se aglomerar ao redor destas orientações, deixando outras áreas da projeção desocupadas.

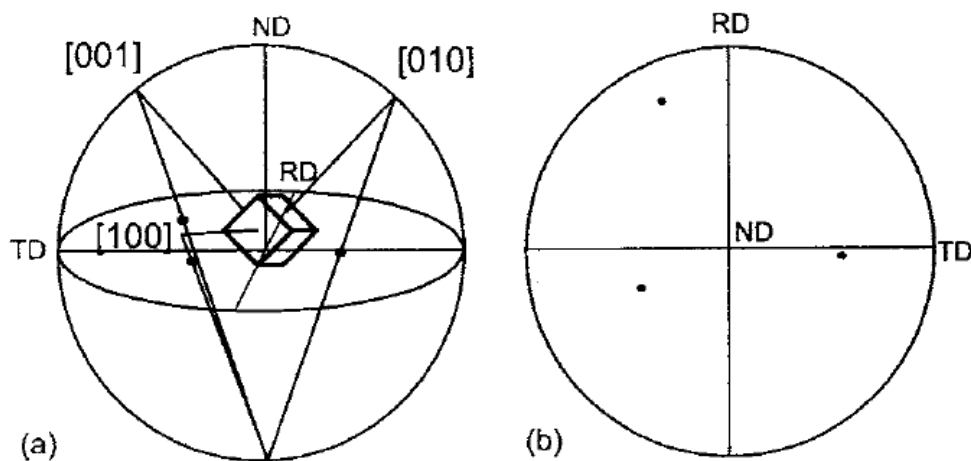


Figura 18 - a) Família de polos  $\{001\}$  em cristal cúbico projetado na esfera de referência de projeção estereográfica; b) Figura de polo representando um cristal.

Figuras de polo produzem uma representação mais intuitiva da textura, mas uma figura de polo isolada não carrega todas as informações da orientação do policristal. Por razões puramente geométricas pode-se provar que, no mínimo, três figuras de polo (de um cristal cúbico) são necessárias. Entretanto, devido a limitações técnicas, em alguns casos, é necessário que uma quarta figura de polo seja medida.

### 3.7.3.2. Função da distribuição de orientação (FDO)

Para uma análise mais completa e quantitativa da textura, é utilizada a ferramenta de análise denominada função de distribuição de orientação (FDO ou ODF – *orientation distribution function*). Estas funções especificam a frequência de ocorrência de determinadas orientações em espaço tridimensional definidas por três ângulos do espaço de Euler:  $\varphi_1$ ,  $\phi$  e  $\varphi_2$  que representam três rotações consecutivas que aplicadas aos eixos [100], [010] e [001] da célula do cristal tornam os mesmos coincidentes com os eixos direção da laminação(DL), direção transversal(DT) e direção da normal (DN) da amostra estudada(VIANA; PAULA, 2003).

A orientação do cristal pode ser representada a partir dos índices de Miller conforme a figura 19.

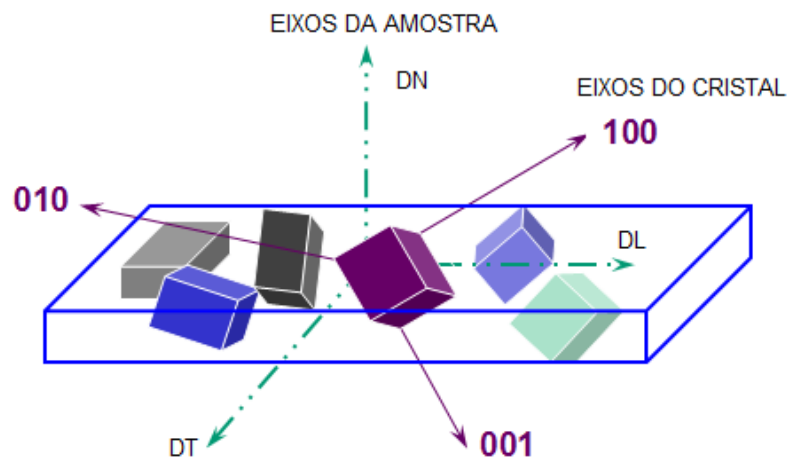


Figura 19 - Definição da orientação do eixos de referência para medição dos ângulos de Euler ( $\varphi_1$ ,  $\phi$ ,  $\varphi_2$ ) conforme notação Bunge.

Na figura 20 são apresentadas as três rotações pelas quais as orientações do cristal coincidirão com as orientações da amostra: Em 20(a) o primeiro giro( $\varphi_1$ ) ocorre no eixo z onde x e y serão deslocados para  $x'$  e  $y'$ , na Figura 20(b) a segunda rotação( $\phi$ ) é feita em  $x'$  deslocando z e  $y'$  e para finalizar o terceiro giro ( $\varphi_2$ ) em 20(c) ocorre em  $z'$  deslocando  $x'$  e  $y'$ .

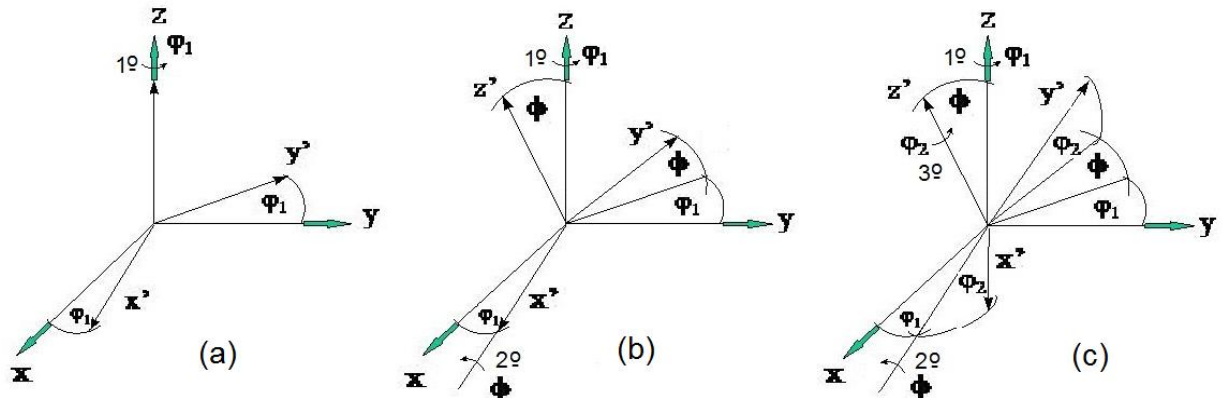


Figura 20 - Definição dos ângulos de Euler ( $\varphi_1$ ,  $\phi$ ,  $\varphi_2$ ) conforme notação Bunge(SIGNORELLI; BERTINETTI, 2012).

A função de distribuição de orientação  $f(g)$ , que representa a fração volumétrica com cada orientação ( $\varphi_1$ ,  $\phi$ ,  $\varphi_2$ ), pode ser obtida a partir de pelo menos três figuras de polos, obtidas por difração de raios-x, ou pode ser medida diretamente, usando-se a técnica EBSD. Normalmente é representada graficamente por seções de  $\varphi_2 =$  constante, com curvas de nível de isovalor, para ser interpretada por ábacos. A figura 21 mostra o ábaco para as componentes de FDO que são obtidas em materiais de estrutura CFC para  $\varphi_2=45^\circ$ .

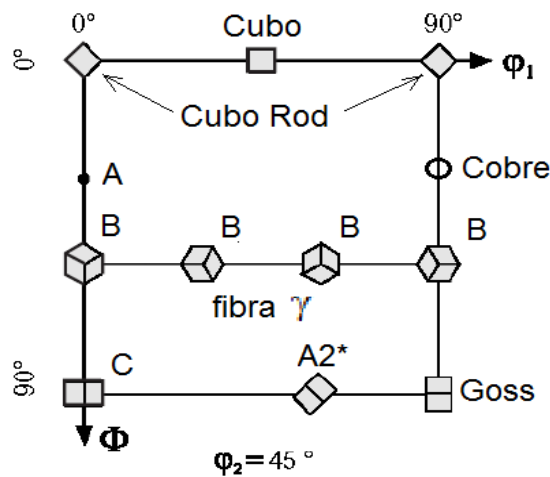


Figura 21 - Ábaco para FDOs de texturas típicas de deformação e de recristalização de metais CFC para  $\phi_2=45^\circ$  adaptado de(WENK; HOUTTE, 2004).

As intensidades das texturas por FDO resultam de figuras no ábaco onde, dependendo do processo de deformação, a imagem possui algum tipo de simetria. O processo de deformação aplicado no espaço de Euler impõe simetria: ortotrópica, monoclinica ou triclinica (sem simetria).

A textura de laminação convencional tem simetria ortotrópica e as FDOs são representadas para os intervalos:  $\phi_1=90^\circ$ ,  $\phi=90^\circ$  e  $\phi_2=90^\circ$ . Para amostras em que a textura ocorreu por ECA as simetrias mais convenientes são monoclinica (rotas A e C) ou triclinica (rotas  $B_C$  e  $B_A$ ) variando-se respectivamente  $\phi_2$  de  $0^\circ$  a  $180^\circ$  e  $\phi_2$  de  $0^\circ$  a  $360^\circ$ .

### 3.7.4. Texturas em alumínio

#### 3.7.4.1. Texturas obtidas no processo de laminação

Durante a laminação a frio em ligas de alumínio, a textura típica apresentada é composta por duas fibras (figura 22):

- Fibra- $\alpha$  (se inicia na orientação Goss  $\{011\}\langle 100 \rangle$  para a orientação latão  $\{011\}\langle 211 \rangle$ ) e ocorre principalmente em baixas deformações.
- Fibra- $\beta$  (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 altas deformações.

Essas fibras apresentam características de espalhamento e picos dependendo da textura inicial (fundição ou recristalização) isto é, o histórico do processamento anterior (HIRSCH; AL-SAMMAN, 2013). A localização destas orientações na figura de polo  $\{111\}$  é apresentada na figura 22b.

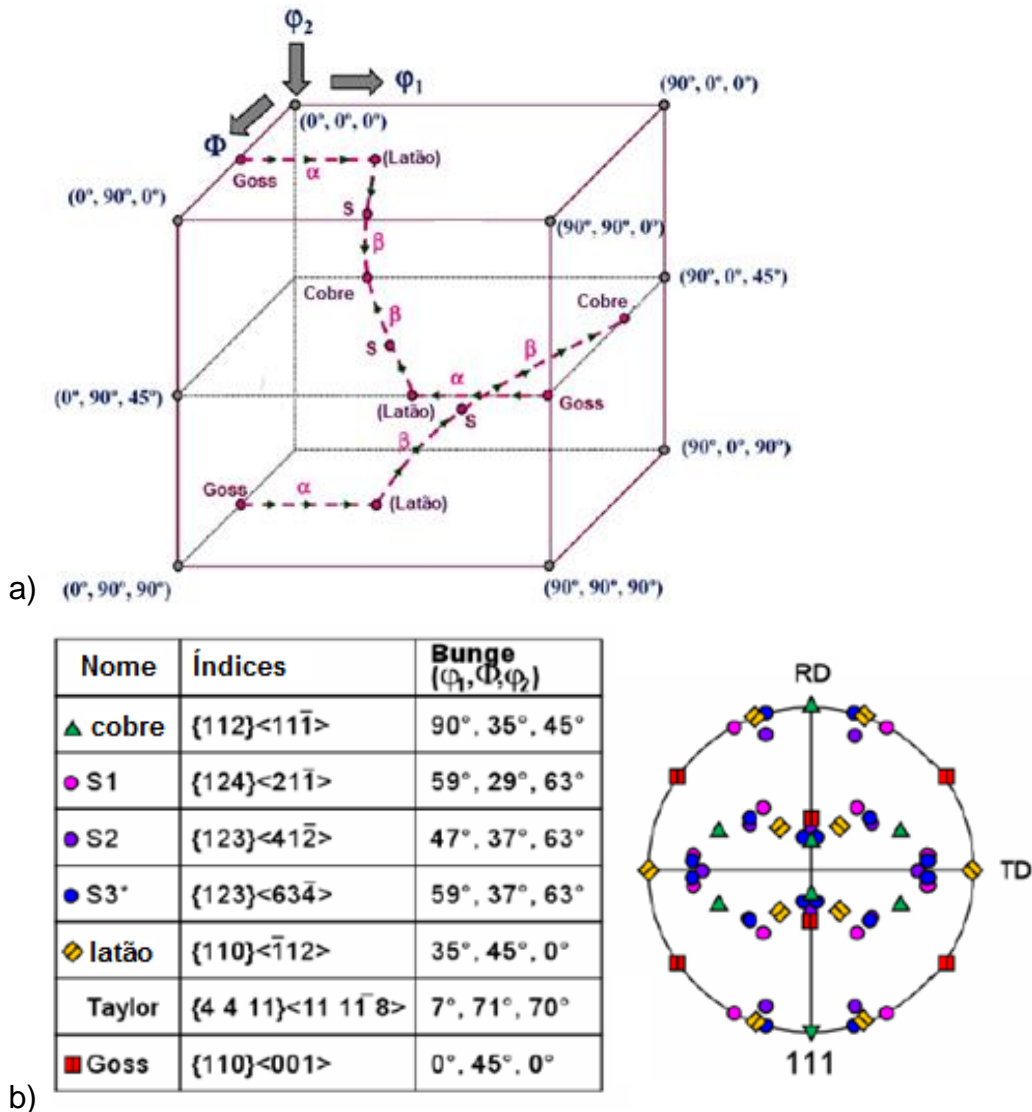


Figura 22 - a) Representação esquemática da fibra- $\alpha$  e fibra  $\beta$  no espaço Euler com a rotação de orientação das duas fibras durante a laminação a frio e b) figura de polo  $\{111\}$ (CHOI *et al.*, 2009).

Após recozimento, o alumínio de alta pureza submetido a altas reduções por laminação, exibe uma textura extremamente intensa, do tipo  $\{100\} \langle 001 \rangle$  (conhecido como textura tipo cubo), muito aproximada à textura de um monocristal. Em geral a textura de recristalização do tipo cubo é fortalecida por altas reduções a frio e por altas temperaturas de recristalização. A textura do tipo cubo geralmente é



indesejável, pois causa a formação de orelhas (“earring”) durante a estampagem. A presença de precipitados, especialmente de precipitados grandes que estimulam a nucleação da recristalização, favorece a ausência de textura (PADILHA; SICILIANO JR., 2005).

Segundo Hirsch e Al-Samman (2013), a textura Cubo origina-se de um clássico mecanismo de nucleação de orientações metaestáveis formadas por pequenas bandas na microestrutura altamente deformada. Essas bandas Cubo são cercadas por zonas de orientação divergentes que aumentam rapidamente o gradiente de orientação local necessário para a mobilidade de contornos de grãos. O crescimento é então acelerado, favorecido por um efeito de crescimento preferencial orientado devido a um ângulo de  $40^\circ$  em relação à orientação da textura de laminação principal (Fibra- $\beta$ ), incluindo todas suas variantes: a) simetria da orientação tipo Cubo que compensa pequenos desvios dessa relação e b) grãos resistentes que podem ser contornados. Isso explica por que a textura Cubo é a melhor orientação que se ajusta as simulações de recristalização com base em relações de orientação estatística, incluindo a nucleação preferencial e efeitos de crescimento orientado (HIRSCH; AL-SAMMAN, 2013).

#### 3.7.4.2. Texturas obtidas em cisalhamento por ECA e Laminação Assimétrica

Como consequência do cisalhamento, quando se compara a textura convencional do material laminado com a textura da laminação assimétrica, ocorre uma rotação ao redor da direção transversal de laminação (JIN; LLOYD, 2007; KANG *et al.*, 2005; KIM, H.-K.; LEE, 2001; KIM, K.-H.; LEE, 2001; LEE; LEE, 2001; SAKAI *et al.*, 2002).

A Figura 23 mostra um diagrama esquemático dos eixos de orientação da amostra durante a deformação ECA.

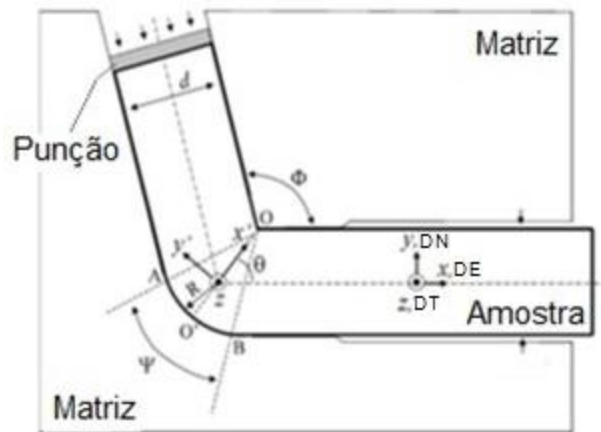


Figura 23 - Esquema dos eixos de orientação da amostra na deformação ECA (LI *et al.*, 2005).

Durante a deformação ECA ocorre a rotação do cristal ao redor do eixo transversal da matriz (eixo z) e como descrito anteriormente essa região que sofre rotação pode ser modificada conforme a variação do ângulo  $\psi$  tornando a deformação mais heterogênea. A simetria da amostra não é ortotrópica como ocorre na laminação, mas monoclinica com relação ao eixo z. Esta rotação é válida para o primeiro passe ECA e para deformações que seguem a rota A ou C. Para as demais rotas o eixo de rotação é alterado a cada passe, devido ao reposicionamento da peça entre passes e neste caso o sistema é tratado como sendo triclinico. Isto exige o levantamento de figuras de pólo e a caracterização do espaço de Euler completas. O espaço de Euler é representado para  $\phi_1$  variando de 0 a  $360^\circ$  e  $\phi_2$  e  $\phi$  de 0 a  $90^\circ$ . As texturas de deformação para rota A em matriz de ângulo interno de  $120^\circ$  estão esquematizadas na figura 24. As texturas observadas são resultantes do alinhamento dos planos  $\{111\}$  e ou direções  $\langle 110 \rangle$  com o plano de cisalhamento da matriz (LI *et al.*, 2005):

- $A_{1\phi}^*$      $(111)[\bar{1}\bar{1}2]$
- $A_{2\phi}^*$      $(111)[11\bar{2}]$
- $A_\phi$        $(\bar{1}\bar{1}1)[110]$
- $\overline{A_\phi}$       $(\bar{1}\bar{1}\bar{1})[\bar{1}\bar{1}0]$
- $B_\phi$        $(\bar{1}\bar{1}2)[110]$
- $\overline{B_\phi}$       $(\bar{1}\bar{1}\bar{2})[\bar{1}\bar{1}0]$
- $C_\phi$        $\{100\}\langle 110 \rangle$

O sistema de referência pelo qual as direções e planos em processos convencionais de laminação são medidos é baseado na direção e plano da laminação. Em processos de ECA a superfície de referência é o plano principal de cisalhamento (plano 0-0' ou eixos  $x', y'$  e  $z$  da figura 23). Por essa razão na literatura adota-se uma nomenclatura diferenciada dos componentes de textura para sistemas de escorregamento similares entre Laminação e ECA. Como a região de cisalhamento em ECA é mais complexa devido à utilização do ângulo  $\Psi$ , neste trabalho será adotado como referência o plano e direção da laminação para notação de todas as texturas (eixos  $x$ ,  $y$  e  $z$  da figura 23).

Para a matriz ECA com ângulo interno de  $120^\circ$  as orientações para cisalhamento simples são deslocadas de  $+60^\circ$  para a rotação  $\phi_1$  na FDO. Para matrizes de  $90^\circ$  o deslocamento é de  $+45^\circ$ . A figura 24 mostra o posicionamento das orientações A, B e C para uma matriz de ângulo interno de  $120^\circ$ .

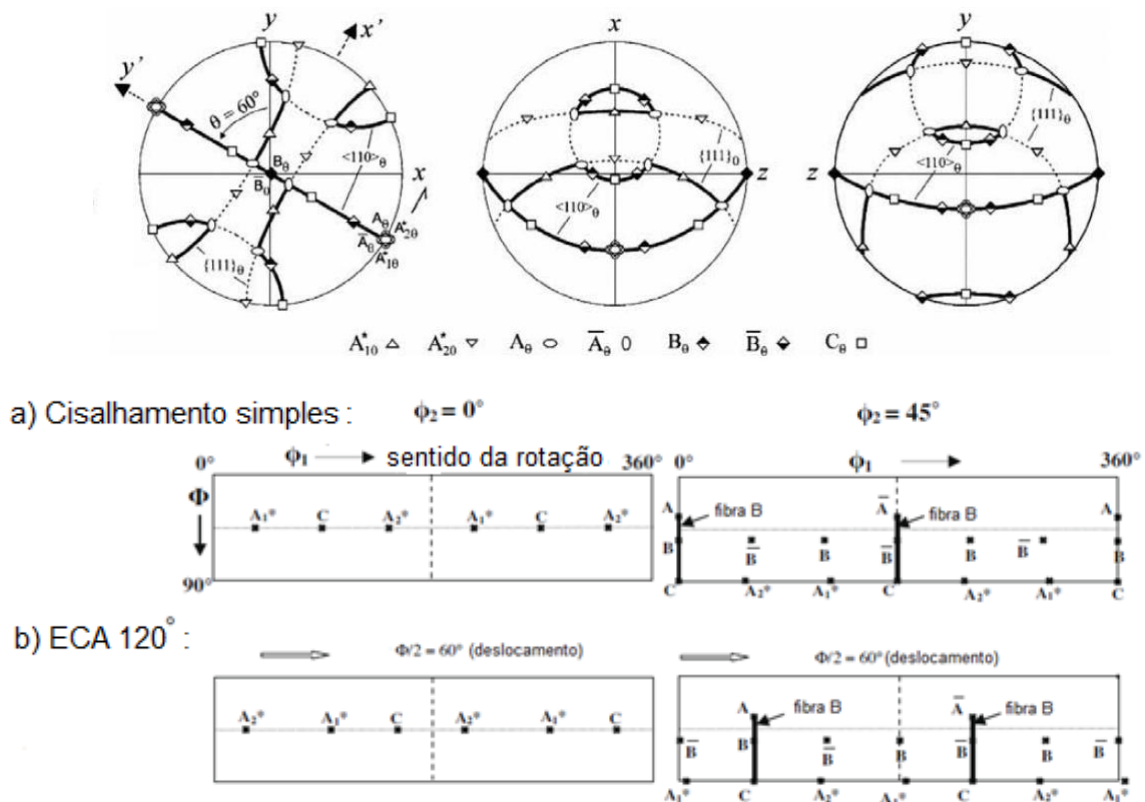


Figura 24 - Figuras de polo (111) respectivamente nas direções transversal, normal e da extrusão e FDOs para cortes de  $\phi_2 = 0^\circ$  e  $45^\circ$  representando as texturas de deformação para uma matriz de ângulo interno de  $120^\circ$  para um cristal CFC (BEYERLEIN; TÓTH, 2009).

A observação experimental das texturas previstas acima depende da manutenção da deformação por cisalhamento durante a passagem no canal ECA. Atrito, variação da deformação imposta devido à geometria do canal, além da textura de partida, podem modificar a textura resultante. As figuras 25a e 25b mostram a textura obtida após 1 passe ECA em matriz de  $90^\circ$  obtidas por Mackenzie e Lapovok (2010) e Park e Lee (2008). Enquanto no primeiro exemplo é possível discernir a posição discreta das orientações de cisalhamento, no segundo exemplo ocorre uma dispersão entre as orientações do tipo B e o aparecimento de uma componente do tipo cubo rodado. A diferença apresentada se deve principalmente à variação do desenho (projeto) do ângulo da matriz e como consequência da distribuição de deformação no canal.

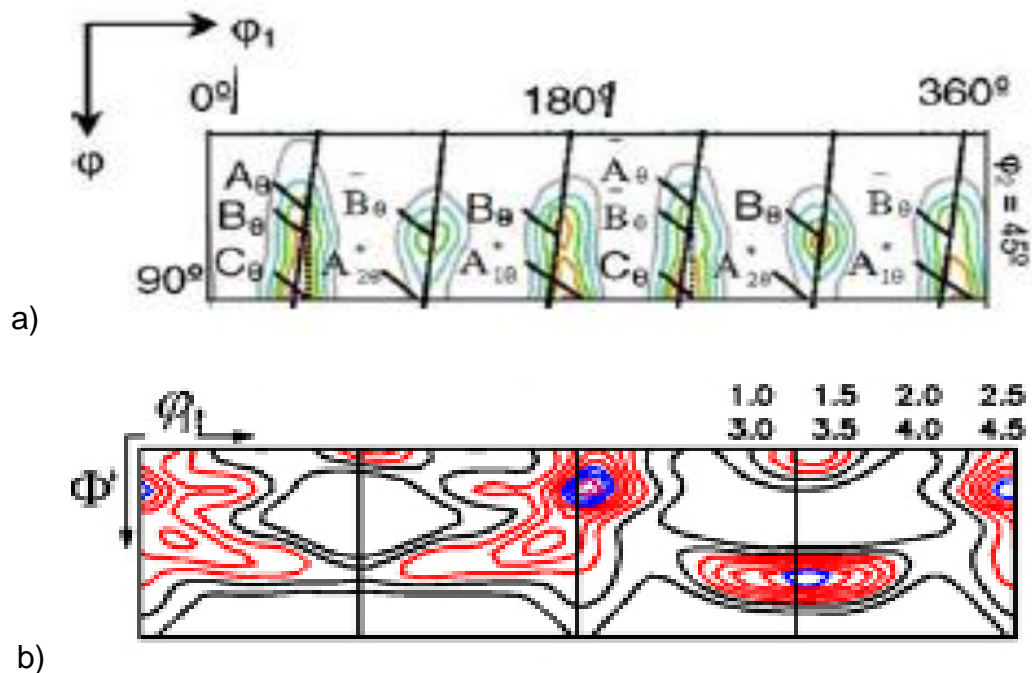


Figura 25 - Resultados obtidos na deformação ECA de ligas de alumínio em matriz de ângulo interno de  $90^\circ$  a) obtida por Mckenzie e Lapovok, (2010) e b) por Park e Lee, (2008).

Na laminação assimétrica também irá ocorrer uma rotação ao redor do eixo transversal à direção de laminação, mas esta rotação depende da relação entre as velocidades periféricas entre os rolos inferior e superior e da porcentagem de redução de espessura imposta em cada passe de laminação.

Exemplos de um Ábaco com fibras que são obtidas por cisalhamento (SIDOR *et al.*, 2010) e texturas Laminação Assimétrica obtidas por (SIDOR *et al.*, 2008) são apresentadas respectivamente nas figuras 26 e 27.

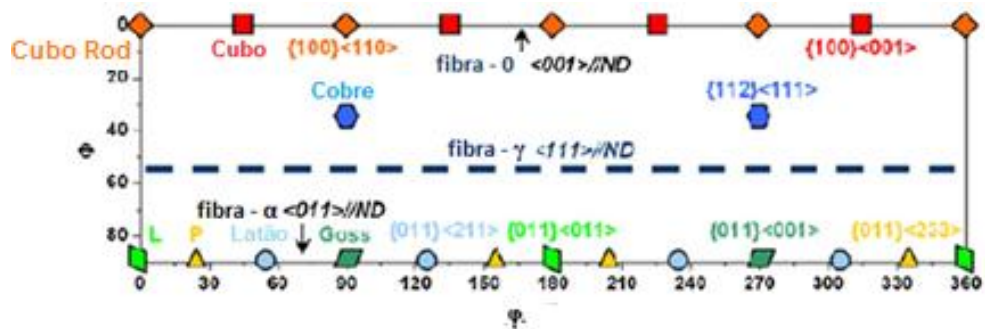


Figura 26 - Orientações típicas obtidas na laminação assimétrica de ligas de alumínio no espaço Euler na seção de  $\phi=45^\circ$  (SIDOR *et al.*, 2010).

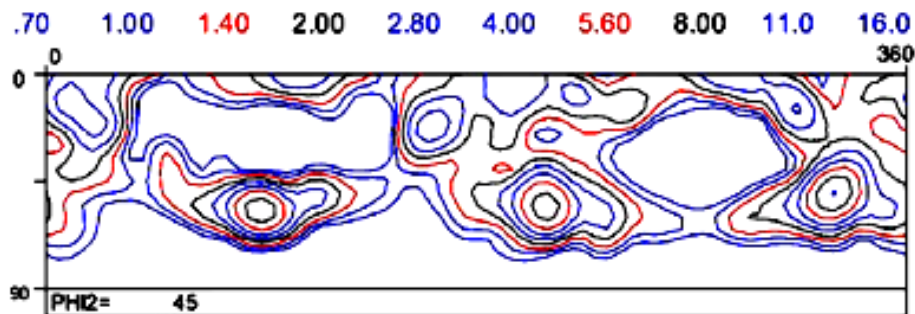


Figura 27 - Textura obtida em laminação assimétrica da liga de alumínio 6016 por Sidor. Representações do espaço de Euler para  $\phi_2= 45^\circ$  (SIDOR *et al.*, 2008).

Na laminação assimétrica o número de variáveis influenciando os parâmetros de deformação é maior do que na deformação ECA. O atrito entre os cilindros e a chapa deve ser alto para impedir o escorregamento e garantir a aplicação do esforço de cisalhamento. As figuras 28a e 28b mostram os resultados da textura na superfície e no centro de uma chapa laminada em um laminador com diferença de velocidade de rotação entre os cilindros superior e inferior de 2:1 obtidos por Kim *et al.* (KIM *et al.*, 2013). A intensidade da fibra  $\gamma$  é fraca e a orientação predominante é  $\{115\}\langle 552 \rangle$ , próxima à textura cubo na fibra  $\langle 100 \rangle // ND$ .

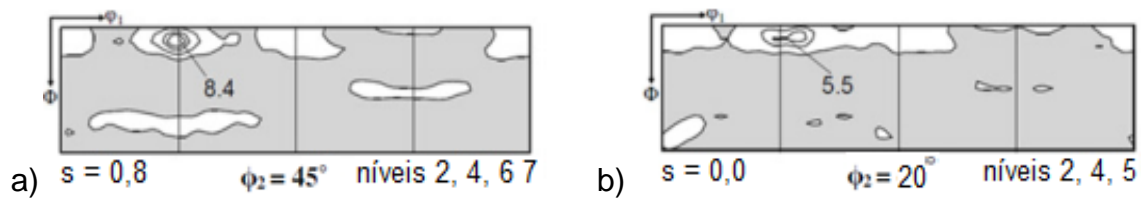


Figura 28 - Resultados de textura obtida em laminação assimétrica por Kim et al.(2013): a) na região da superfície da chapa; b) região do centro da chapa. Representações do espaço de Euler para  $\varphi_2 = 45^\circ$  (KIM *et al.*, 2013).

Resumindo, tanto em ECA como na LA as texturas de deformação são resultantes de uma rotação da textura original ao redor do eixo transversal, tendo a superfície da chapa como referencial.

A tabela 2 apresenta um resumo das orientações cristalográficas obtidas por laminação convencional, laminação assimétrica e ECA.

Tabela 2 - Principais orientações ao longo das fibras de cisalhamento e de laminação descritas por seus índices de Miller  $\{h\ k\ l\} \langle uvw \rangle$  e ângulos de Euler para seções de FDOs de  $\varphi_2 = 45^\circ$  (KIM *et al.*, 2013; LI *et al.*, 2005).

Notação	Componente de textura	$\Phi$	$\varphi_1$	
Cubo rod	$\{100\} \langle 110 \rangle$	0	0; 90; 180; 270; 360	Componentes de cisalhamento
A	$\{112\} \langle 110 \rangle$	35.26	0; 180; 360	
B ( $\gamma$ )	$\{111\} \langle 110 \rangle$	54.7	0; 60; 120; 180; 240; 300; 360	
C	$\{110\} \langle 110 \rangle$	90	0; 180; 360	
A*	$\{110\} \langle 113 \rangle$	90	54.74; 125.26; 234.74; 305.26	
$(115) \langle 552 \rangle$	$(115) \langle 552 \rangle$	15.79	90; 180; 270; 360	
Cubo	$\{100\} \langle 001 \rangle$	0	45; 135; 225; 315	Componentes de laminação
Cobre	$\{112\} \langle 111 \rangle$	35	90; 270	
Goss	$\{110\} \langle 001 \rangle$	90	90; 270	
Latão	$\{110\} \langle 112 \rangle$	90	55; 125; 235; 305	

### 3.8. ANISOTROPIA PLÁSTICA E FATOR R

Materiais com textura acentuada irão apresentar diferenças de comportamento plástico (alongamento total, tensão máxima) em função da direção de deformação. Essa variação nas propriedades do material que depende da direção da deformação é denominada anisotropia plástica.

Para se medir e analisar o grau de anisotropia de chapas metálicas, Lankford *et al.*, (1950) propuseram o fator  $r$  que envolve a medição da deformação em três direções (ASTM E-517-00). A norma E-517 estabelece que corpos de prova para ensaio de tração sejam seccionadas na chapa conforme a figura 29.

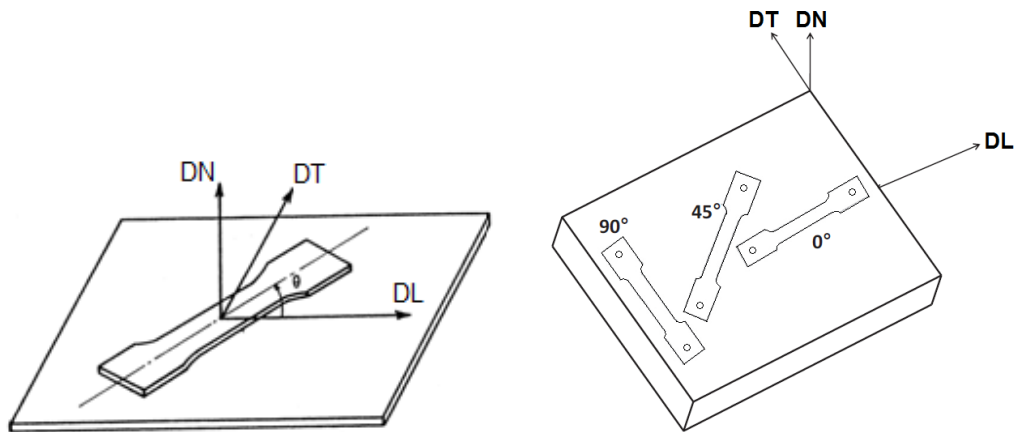


Figura 29 - Posicionamento da seção na chapa dos corpos de prova para ensaio de tração nas três direções (GHOSH *et al.*, 2015; ZAKY *et al.*, 1998).

O índice  $r$  (de anisotropia plástica) está relacionado com a razão entre deformação real na largura pela deformação real na espessura:

$$r = \frac{\left(\ln \frac{w_i}{w}\right)}{\left(\ln \frac{t_i}{t}\right)} \quad (5)$$

Onde  $w_i$  e  $t_i$  são largura e espessura iniciais respectivamente, e,  $w$  e  $t$  são largura e espessuras finais.

Como existe uma dificuldade em se medir a espessura, a expressão é adaptada em termos da deformação na largura e no comprimento da amostra como mostra a equação 6.

$$r = \frac{\ln\left(\frac{w_i}{w}\right)}{\ln\left(\frac{w_i l_i}{w l}\right)} \quad (6)$$

onde  $w_i$  e  $l_i$  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  $0^\circ$ ,  $45^\circ$  e  $90^\circ$  em relação à direção da laminação. Com os valores de  $r$  para cada direção ( $0^\circ$ ,  $45^\circ$  e  $90^\circ$ ) 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  $\Delta r$  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.

Quando  $r_0 = r_{45} = r_{90} = 1$  a isotropia é total; se  $r_0 = r_{45} = r_{90} \neq 1$  só há anisotropia normal; e se  $r_0 \neq r_{45} \neq r_{90} \neq 1$  há anisotropia planar e normal.

A capacidade de conformação pode ser comparada em função do valor de  $r_m$ . Se  $r_m < 1$  o material escoia mais na espessura do que no plano da chapa e se  $r_m > 1$  o material escoia mais no plano da chapa. Quanto menor o  $r_m$  pior a capacidade de conformação, um alto valor de  $r_m$  com  $\Delta r \approx 0$  indica boa conformabilidade.

Laqueu e Jonas (LEQUEU; JONAS, 1988) calcularam os valores de anisotropia para diferentes orientações cristalográficas em metais cúbicos e propuseram um método numérico para o cálculo de  $r$  em função da textura. As estimativas para várias orientações cristalográficas são apresentados na Tabela 3. A melhor combinação de anisotropia normal e alta anisotropia planar baixa se dá para as orientações  $\{111\}\langle 110 \rangle$  e  $\{111\}\langle 112 \rangle$ , ou seja na chamada fibra  $\gamma$ .



Tabela 3 - índices  $r_m$  e  $\Delta r$  obtidos por simulação para diversos componentes de textura (LEQUEU; JONAS, 1988).

Componente de Textura	$\bar{R}$		$\Delta R$	
	Modelo de Taylor	Modelo de Kochendorfer	Modelo de Taylor	Modelo de Kochendorfer
{100}<001>	0.408	<b>0.528</b>	0.288	0.302
{100}<011>	0.408	<b>0.528</b>	0.288	0.302
{100}<012>	0.339	0.460	0.339	0.096
{110}<001>	2.873	2.688	3.041	2.702
{110}<112>	1.240	1.351	0.386	0.464
{111}<110>	1.814	1.913	0.357	0.035
{111}<112>	1.814	1.913	0.357	0.035
{112}<110>	1.400	1.287	0.551	0.341
{112}<111>	1.400	1.287	0.551	0.341
{123}<634>	1.357	1.271	0.372	0.346
{146}<211>	1.195	1.138	0.358	0.332
{554}<225>	1.805	1.891	0.389	0.331

Estudos teóricos baseados em programas de plasticidade de cristais mostram que durante a deformação por cisalhamento, metais cúbicos de face centrada (CFC) produzem forte intensidade da textura fibra  $\gamma$  resultando em valores de fator  $r$  comparáveis ao aço ou até maiores (SIDOR *et al.*, 2008). No caso do alumínio essa tendência em formar a textura fibra  $\gamma$  favorece uma diminuição considerável do grau de anisotropia do metal, quando comparada à da textura cubo, usual no alumínio laminado e recozido.

Resultados experimentais de uma liga AA6111 de Lapovok *et al.* (LAPOVOK *et al.*, 2008) para a deformação ECA sem recozimento mostraram uma tendência de aumento do índice planar  $r$  e redução do índice planar  $\Delta r$ , quando comparados ao material laminado e recozido com textura tipo cubo, como mostra a Tabela 4.

Tabela 4 - Resultados de anisotropia normal e planar de uma matriz ECA ângulo  $\Phi = 90^\circ$  para chapa de alumínio liga AA 6111 (LAPOVOK *et al.*, 2008).

Condição	r0	r45	r90	$r_m$	$\Delta r$
Recozido 300°C/1,5h	0,47	0,37	0,51	0,43	0,12
1 passe de ECA	0,32	0,33	0,56	0,39	0,11
2 passes de ECA(rota A)	0,57	0,63	0,58	0,60	0,06
2 passes de ECA(rota A)	0,53	0,65	0,61	0,61	0,08
$r_m = \frac{R0+R90+2R45}{4}; \Delta r = \frac{R0+R90-2R45}{2}$					

Han *et al.*, (2008) calcularam os valores da anisotropia utilizando o método proposto por Laqueu e Jonas para o alumínio AA1050 deformados por ECA em matriz de 120° (com recozimento) e obtiveram uma diminuição expressiva da anisotropia planar com o aumento do número de passes ECA principalmente nos primeiros 5 passes ECA, como mostra a Figura 30. Já a anisotropia normal não foi tão afetada, como mostra a figura 30b.

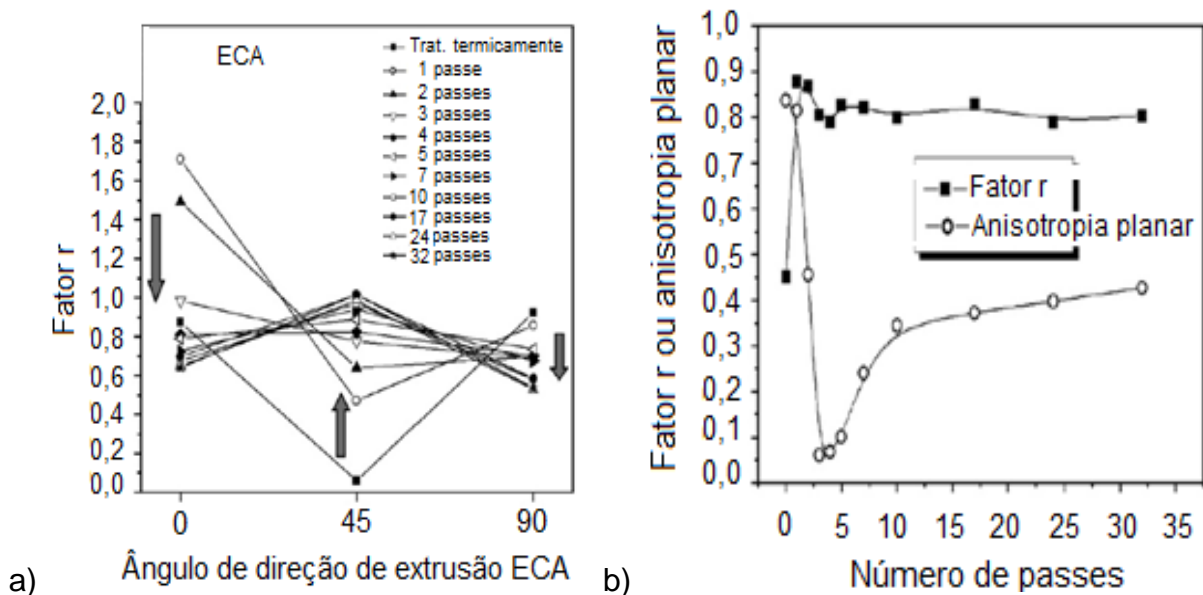


Figura 30 - Análise da anisotropia plástica em chapas de AA1050 deformadas por ECA a) Variação do fator r em função do ângulo da direção de extrusão ;b) Variação da anisotropia normal e anisotropia planar em função do número de passes(HAN *et al.*, 2008).

Na Figura 28 foi apresentado o resultado de laminação assimétrica de Kim (KIM *et al.*, 2013), que resultou em uma combinação de orientações próximas ao cubo e cubo rodado (fibra  $\langle 115 \rangle // ND$ ). Nesse trabalho foi também obtida uma melhora nas condições de conformabilidade com relação ao material laminado convencionalmente com  $r_m = 1,2$  e  $\Delta r = 0,17$  medidos experimentalmente.

## 4. MATERIAIS E MÉTODOS

### 4.1. MATERIAL

Foram utilizadas chapas de alumínio liga AA1050, obtidas por processo TRC (*twin roll caster*) que foram cedidas pela Companhia Brasileira de Alumínio – CBA.

Tabela 5 - Composição química nominal da chapa de Al liga AA1050 (%peso)

Al	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Zn	Ti
>99,5	<0,25	<0,40	<0,05	<0,05	<0,05	<0,07	<0,05

As chapas foram cortadas no sentido de laminação nas dimensões 7 x 25 x 70 mm.

### 4.2. CONFORMAÇÃO MECÂNICA

#### 4.2.1. Laminação Simétrica ou Convencional

A laminação foi realizada em laminador marca Coelho, modelo LE200, motor com potência de 5cv, instalado no campus UFSCar Sorocaba.

Foram feitas as seguintes deformações:

- Como recebido e laminado com redução de 70%.
- Inicialmente deformado por ECA e finalizado com laminação a frio com redução de 70%.
- Material recozido a 350 °C por 1h, seguido por laminação a frio com reduções de 30, 50, 70 e 90%.

#### 4.2.2. ECA

A Matriz foi construída em aço H13 e revestida superficialmente com nitreto de titânio para atenuar o atrito entre a parede do canal e a amostra, assim como o desgaste do ferramental. Possui canais de seção transversal retangular com dimensões 7 x 25 mm, com ângulos  $\Phi$  e  $\psi$  iguais a 120° e 25° respectivamente

(Figura 31). O punção de mesmo material e tratamento superficial possui seção transversal de 6,9 x 24,9 mm<sup>2</sup>. Esta matriz foi desenvolvida por Springer, (2012).

O processo de prensagem do material foi executado conforme a rota A em uma prensa Kratos – Campus São Carlos e Emic – Campus Sorocaba com velocidade do punção igual a 50 mm/min em temperatura ambiente. A extrusão ocorreu com o eixo de extrusão paralelo ao sentido da laminação. O Processo é mostrado na figura 23.

Para diminuir o atrito entre as paredes dos canais e a amostra durante o processo, a peça e o punção foram lubrificadas entre passes com graxa de MoS<sub>2</sub>.

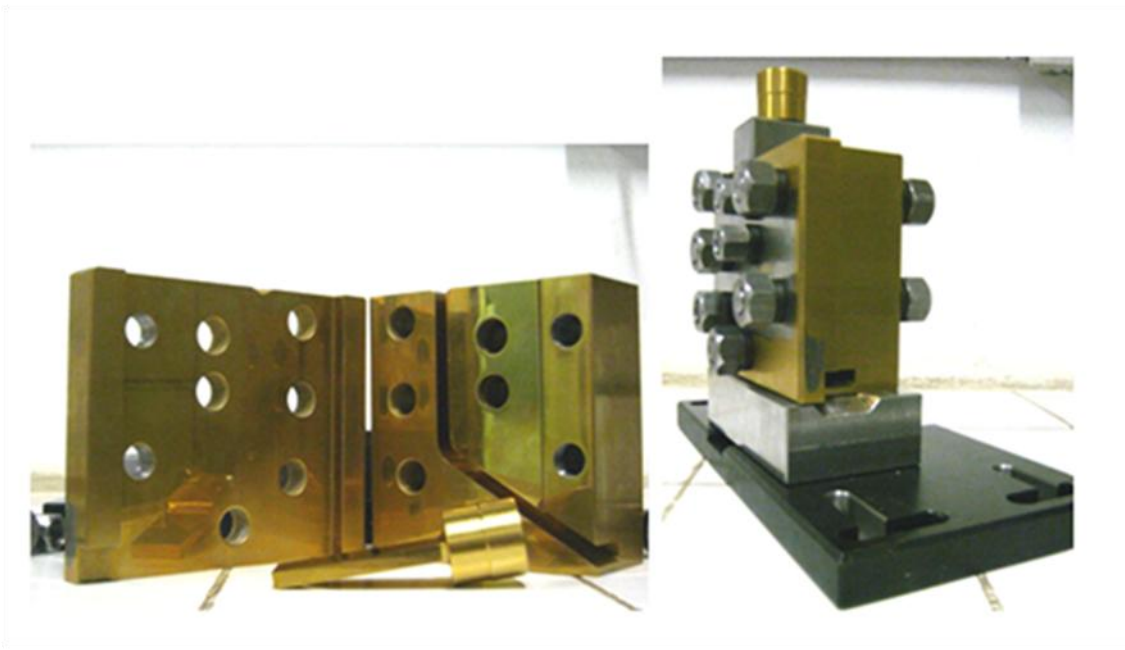


Figura 31 - Detalhes da matriz ECA (componentes e montada).

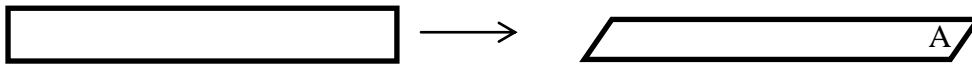
#### 4.2.3. Laminação Assimétrica

A laminação assimétrica foi realizada em um laminador modificado localizado no Instituto de Física de Rosário (IFIR) Argentina.

As amostras recebidas do Caster foram submetidas a um tratamento térmico em forno tipo mufla a 350°C por 30 min. Os diâmetros dos cilindros foram modificados (superior = 87mm e inferior = 74mm) e suas superfícies recartilhadas.

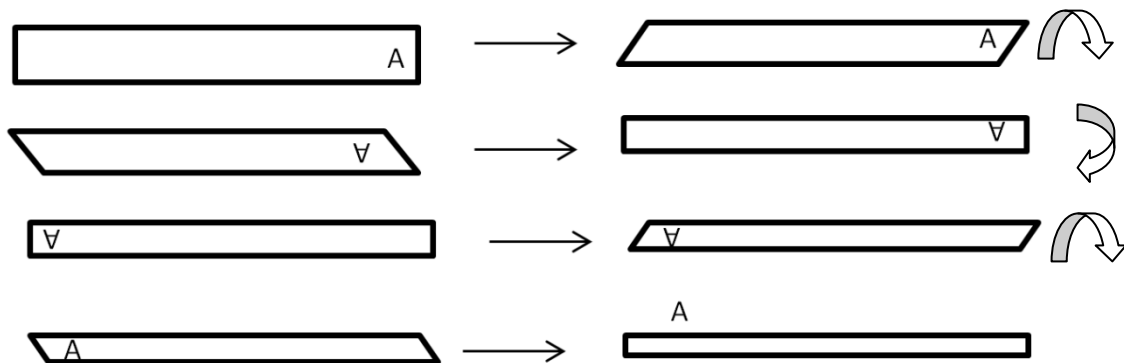
Foram obtidas amostras deformadas por três esquemas que serão descritos a seguir.

1) Cisalhamento e compressão com 10% de redução por passe sem rotação da amostra entre passes com redução total de 35% e 50%.



- a) Redução de 35%
- b) Redução de 50%

2) Cisalhamento redundante e compressão 10% de redução por passe. As amostras foram rotacionadas seguindo o esquema da figura abaixo gerando cisalhamento redundante.



- a) Redução de 35%
- b) Redução de 50%

3) Foram executados passes conforme o esquema 1 com pequenas reduções por passe (5%) até 50% de redução de espessura com o objetivo de aumentar a parcela de cisalhamento em relação à compressão.

#### 4.3. TRATAMENTO TÉRMICO

Para avaliar o efeito da deformação na microestrutura do material após recozimento, as amostras de cada tipo de deformação foram reservadas e submetidas a um tratamento térmico de recozimento em forno tipo mufla (UFSCar Sorocaba) a 350 °C por 1 hora seguido de resfriamento em água.

#### 4.4. NOMENCLATURA DAS AMOSTRAS

Para facilitar a distinção entre os tipos de deformação (ECA, Laminação convencional, combinação de ambos e Laminação Assimétrica) e tratamento térmico, foram denominados processos conforme as tabelas 6 e 7 a seguir.

Tabela 6 - Nomenclatura das amostras deformadas por ECA e laminação simétrica

Código	Descrição
OX	Como recebido
1X	1 passe de ECA
4X	4 passes de ECA
8X	8 passes de ECA
OXL	Como recebido com laminação convencional com 70% de redução
1XL	1 passe de ECA seguido por laminação convencional com 70% de redução
4XL	4 passes de ECA seguido por laminação convencional com 70% de redução

Tabela 7 - Nomenclatura das amostras de Laminação assimétrica

Código	Descrição
LA30	Laminação assimétrica com 30% de redução
LA50	Laminação assimétrica com 50% de redução
LARD30	Laminação assimétrica redundante com 30% de redução
LARD50	Laminação assimétrica redundante com 50% de redução
LAFS	Laminação assimétrica com 5% por passe

Obs.: As amostras com acréscimo de “R” designam o processo de recozimento.

#### 4.5. CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL E TEXTURA

##### 4.5.1. Preparação das amostras

As amostras foram serradas na cortadeira de serra diamantada Struers, embutidas em resina acrílica (Polimetil-metacrilato), lixadas convencionalmente com lixas d'água de granulometrias 180, 220, 400, 600 e 1200 e polidas com pasta de óxido de alumínio na lixadeira/politriz marca Arotec modelo Aropol 2v dupla. Para o polimento intermediário foi utilizada a pasta de diamante de granulometria 1µm na

politriz TECLAGO. O polimento final foi executado com a solução de sílica coloidal (30% Sílica + 70% água destilada) em politriz semi-automática marca Buehler, modelo Minimet 1000.

Como última etapa de preparação, a amostra foi anodizada eletroquimicamente em solução de  $\text{HBF}_4$  (2,5% em água destilada) a uma fonte de corrente contínua com 20V por 4,5 minutos.

A face observada foi sempre referente à superfície ortogonal ao plano transversal (DT) aos processos de deformação (Figura 32).

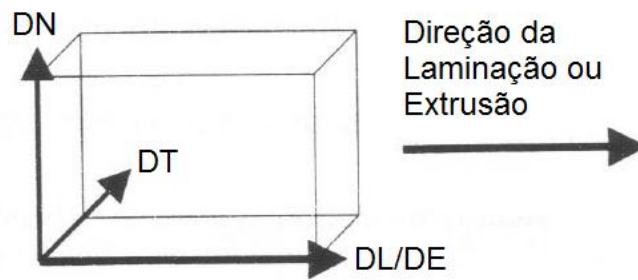


Figura 32 - Orientações e direções dos processos de ECA e Laminação.

#### 4.5.2. Microscopia óptica (MO)

Para análise microscópica óptica em luz polarizada foi utilizado o microscópio marca Olympus, modelo BX51M interligado a um microcomputador com câmera fotográfica e auxiliado na medição do tamanho de grão pelo *software Stream Essential*. Esses equipamentos estão instalados no laboratório LecMat no campus da UFSCar Sorocaba.

A medição do tamanho do grão foi obtido através do método planimétrico conforme a norma ASTM E112. Foram analisados 5 campos por amostra.

#### 4.5.3. Microscopia eletrônica de varredura (MEV-EBSD)

Para análise por EBSD foi utilizado o microscópio eletrônico de varredura FEI-QUANTA com câmera de aquisição TSL/EDad localizado no Instituto de Física de

Rosário (IFIR), Argentina. As amostras foram preparadas por polimento com pasta de diamante e finalizadas com sílica coloidal. Foi utilizado o mesmo plano de observação da análise metalográfica.

#### **4.5.4. Microscopia eletrônica de transmissão(MET)**

Para análise por MET foi utilizado o microscópio eletrônico de transmissão PHILIPS - CM120 (120kv) localizado no Dema UFSCar – Campus São Carlos. Para este ensaio as amostras sofreram as mesmas etapas de preparação do capítulo 4.5.1 sem o processo de anodização. Em seguida foram usinadas por eletroerosão até 0,5 mm de espessura e finalizadas com polimento eletrolítico no equipamento Tenupol-Struers, na solução de ácido perclórico em etanol (25%), a -40°C, com tensão de 20V.

#### **4.5.5. Difração de raios-X (DRX)**

As texturas foram obtidas em um difratômetro Philips X-pert pro MPD localizado no IFIR – Instituto de Física de Rosário, Argentina. As FDOs foram calculadas a partir de figuras de polo completas de planos {111}, {100} e {110} considerando a simetria triclinica, utilizando *software popLA "preferred orientation package Los Alamos"* ( Los Alamos National Laboratory, USA).

### **4.6. ENSAIOS MECÂNICOS**

#### **4.6.1. Ensaio de tração**

Os corpos de prova foram obtidos da região central das chapas deformadas com direção de ensaio paralela à direção de extrusão. O processo de corte foi executado por eletroerosão a fio na ESCOLA SENAI “GASPAR RICARDO JÚNIOR” – em Sorocaba conforme desenho técnico (figura 33), onde as dimensões úteis do ensaio de 4x3x2 mm estão indicadas.



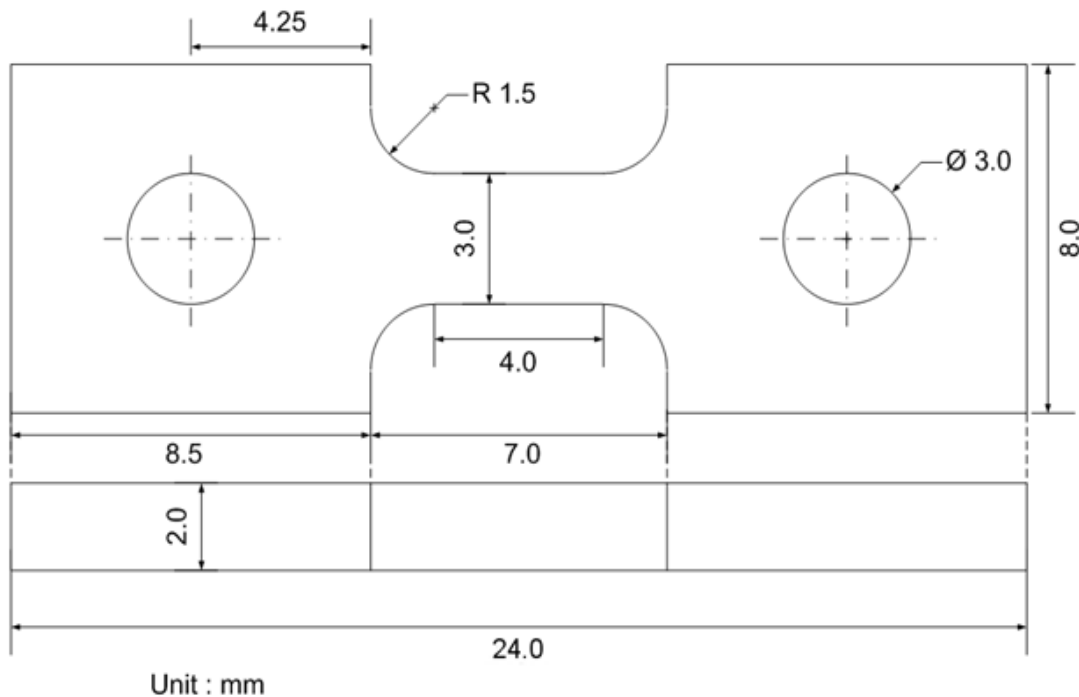


Figura 33 - Desenho técnico do corpo de prova do ensaio de tração.

Os ensaios foram realizados em máquina de ensaio universal Emic, modelo DL 30.000 com capacidade de esforços mecânicos até 300 kN, com transdutor de carga ( célula de carga ) de capacidade até 50 kN, instalado no Campus da UFSCar Sorocaba.

Para o estudo da anisotropia plástica foi utilizada a mesma máquina Emic citada anteriormente com corpos de prova seccionados em três direções ( $0^\circ$ ,  $45^\circ$  e  $90^\circ$ ) em relação a direção da laminação e/ou extrusão ECA. A medição, final e inicial, de comprimento e largura foi realizada em um projetor de perfil EASSON (EP-1) do Instituto Federal de Educação, Ciência e Tecnologia de São Paulo – Campus Itapetininga.

#### 4.6.2. Microdureza

As amostras foram preparadas com o mesmo método da caracterização microestrutural sem a anodização.

Foram aplicadas cargas de 0,5 a 0,3 kgf nas regiões transversais das amostras formando a linha do perfil de dureza (representada por endentações aplicadas desde a extremidade superior até a inferior a cada 0,5 mm de distância). Foram executados 3 perfis de dureza por amostra onde calculou-se a média.

Foi utilizado o durômetro marca Future-Tech, modelo FLC-50VX da UFSCar Sorocaba com medições em escala de microdureza Vickers.

#### 4.6.3. Ensaio de Erichsen

Para o ensaio de Erichsen foram preparadas 2 amostras de cada processo (1X, 4X, 8X, OXL, 1XL, 4XL e LAFS entre amostras recozidas e encruadas) e separadas duas de 0XR para comparar o efeito das extrudadas com a amostra “como recebido”. Foram seccionadas chapas de 2mm de espessura na região central da chapa de cada amostra. O ensaio foi aplicado em um dispositivo Erichsen segundo a norma ABNT NBR 5902. Os resultados apresentados referem-se a altura da calota no início da formação da trinca IE (índice de Erichsen) como ilustrado na figura 34.

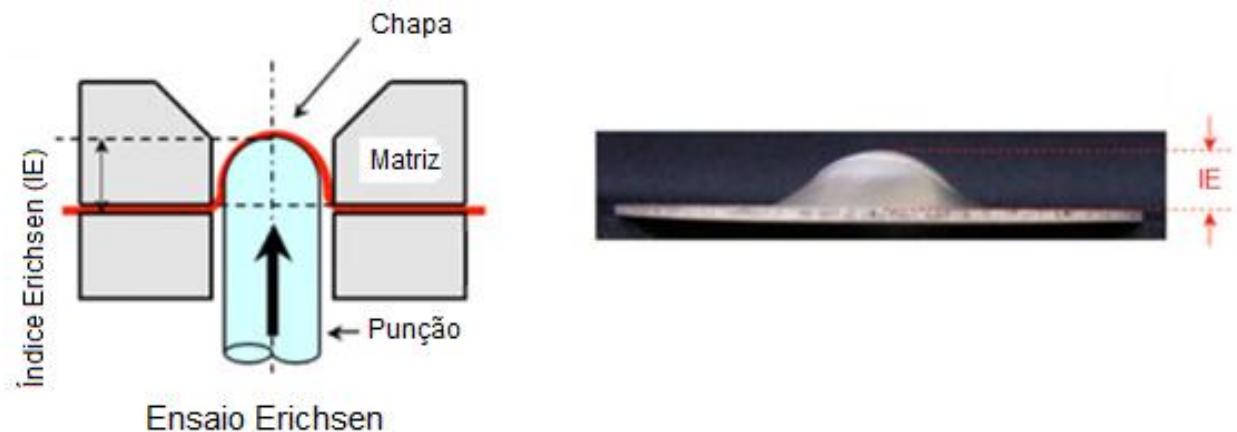


Figura 34 - Ilustração esquemática do ensaio de Erichsen com punção esférico e índice de Erichsen (ADVANCED INDUSTRIAL SCIENCE AND TECHNOLOGY, 2014).

## 5. RESULTADOS E DISCUSSÃO

Este capítulo apresentará inicialmente as curvas de compressão resultantes da extrusão ECA de duas peças processadas sequencialmente indicando as interações entre as peças na matriz. Em seguida serão apresentados, para todos os processos de conformação mecânica estudados, os ensaios de caracterização microestrutural, ensaios mecânicos (tração, dureza e Erichsen), deformação equivalente, análise de textura cristalográfica e resultados de índice de estampabilidade.

### 5.1. CURVAS DE COMPRESSÃO ECA

Para verificar os esforços de compressão durante a deformação ECA foram feitos ensaios na máquina de ensaios universal EMIC com velocidade de compressão de 1 mm/min. A figura 35 mostra o resultado das duas primeiras compressões.

Devido à geometria da matriz e dimensão da amostra, o punção não comprime diretamente a peça até saída da matriz. É necessário que uma segunda amostra atue como punção até a expulsão da primeira amostra e assim por diante. A primeira amostra (curva em vermelho) apresentou uma força de compressão máxima de 36 kN, que corresponde ao início da passagem pelo canal de extrusão. Já a segunda amostra (curva em azul) mostra um aumento da força necessária para a expulsão do primeiro corpo de prova (48,5 kN) assim como na força necessária para o início da segunda extrusão (41 kN). Portanto, no processo ocorreu uma pré-deformação em compressão antes do cisalhamento propriamente dito e o segundo corpo de prova irá sofrer uma deformação maior do que o primeiro.

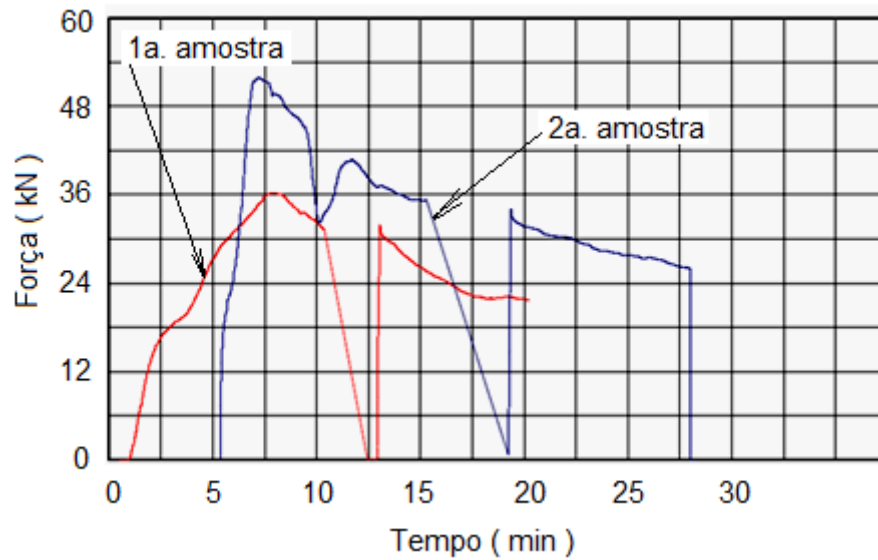


Figura 35 - Curva de compressão devido aos esforços de extrusão na primeira e segunda amostra deformadas na matriz ECA.

## 5.2. ESTADO ENCRUADO

Serão apresentadas as microestruturas do material de partida e as obtidas após a deformação por ECA, ECA seguida por Laminação Simétrica (L) e Laminação Assimétrica (LA).

### 5.2.1. Microscopia óptica (MO)

A caracterização metalográfica foi realizada na região central das amostras (1/2 espessura). Na figura 36 é apresentada a amostra OX (material de partida) e na figura 37 a região principal de cisalhamento em um ensaio interrompido durante o primeiro passe de ECA. O material de partida tem microestrutura heterogênea ao longo da espessura. Na superfície os grãos são mais refinados do que na região central da chapa em decorrência do processo caster.



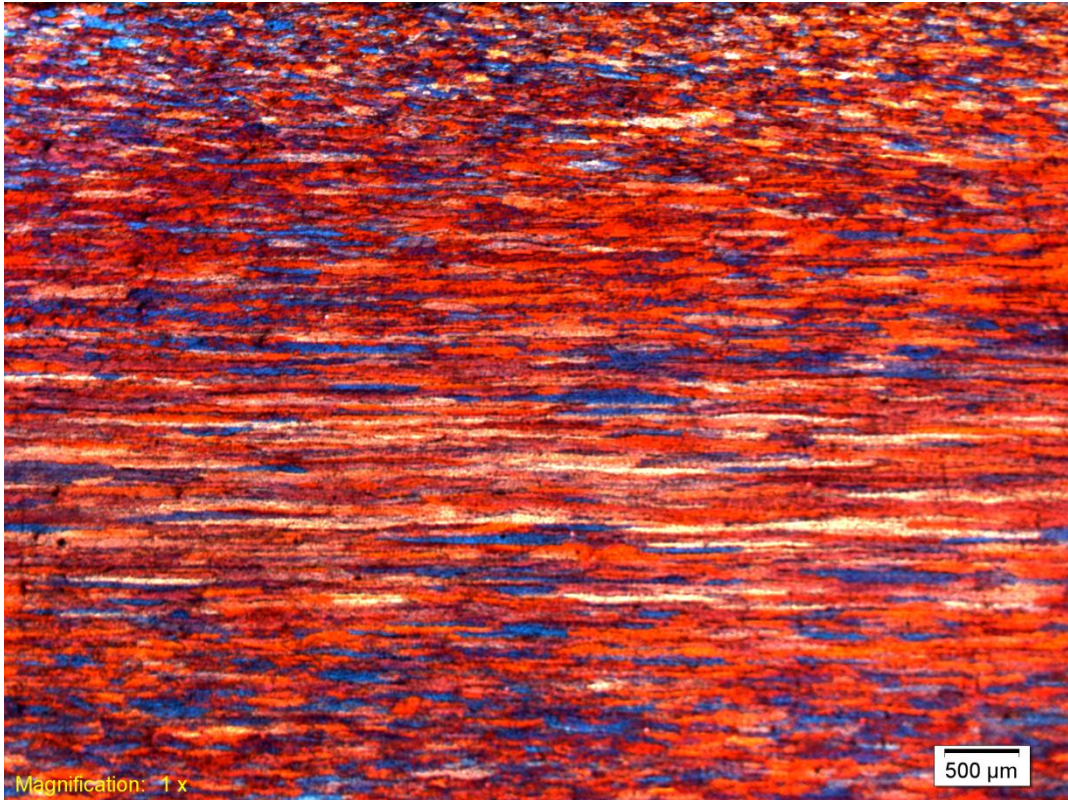


Figura 36 - Micrografia de luz polarizada da amostra ECA de OX.

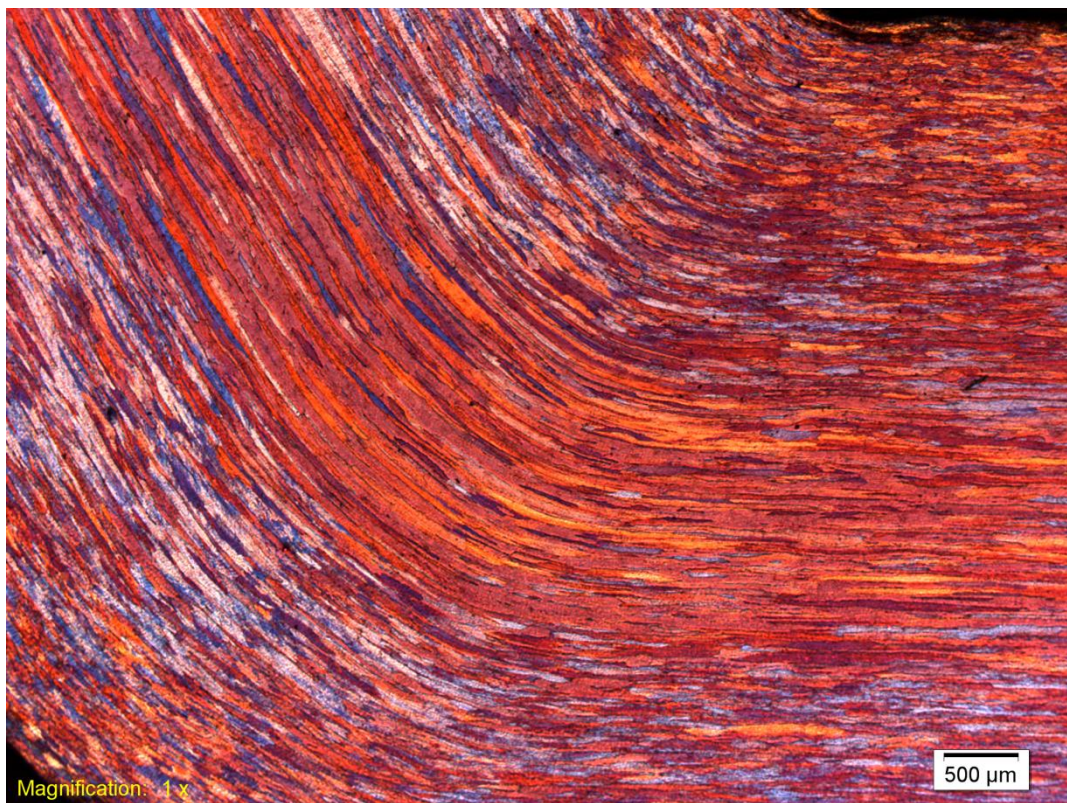


Figura 37 - Micrografia de luz polarizada da amostra ECA na Região de intersecção dos canais no ensaio interrompido durante o primeiro passe.



Nas Figuras 38 a 43 são apresentadas as microestruturas da região central das chapas no estado 0X (como recebida), após a deformação ECA (1,4 e 8 passes), ECA + laminação de 70% (4XL) e após laminação assimétrica com passes de 5% até uma redução total de 50% respectivamente.

A deformação ECA inicialmente causa a formação de bandas de deformação e de cisalhamento que, após sucessivos passes, dão origem aos contornos de grão geometricamente necessários. A figura 38 mostra que para a condição inicial (0X) os grãos apresentam deformação devido ao processo do Caster. A figura 39 (amostra 1X) apresenta o aspecto da deformação inicial com alongamento dos grãos e formação de bandas de deformação. Após 4 passes ECA (figura 40) os grãos já se apresentam refinados e inclinados na direção do plano de cisalhamento da matriz e o refinamento se mostra mais generalizado em 8X (figura 41). Após a laminação (figura 42) os grãos foram reorientados na direção da laminação. A laminação assimétrica apresentou aspecto semelhante à laminação convencional grãos alongados na direção de laminação (Figura 43).



Figura 38 - Micrografia de luz polarizada da amostra ECA de 0X (como recebido).

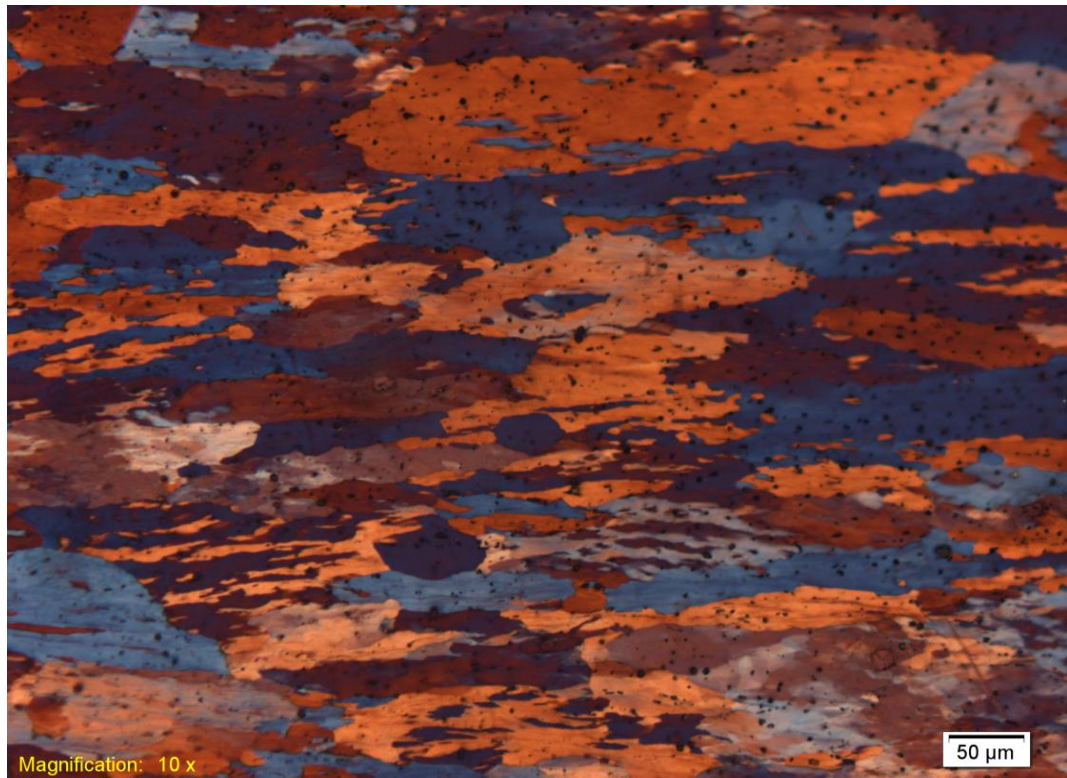


Figura 39 - Micrografia de luz polarizada da amostra ECA de 1 passe ECA(1X).

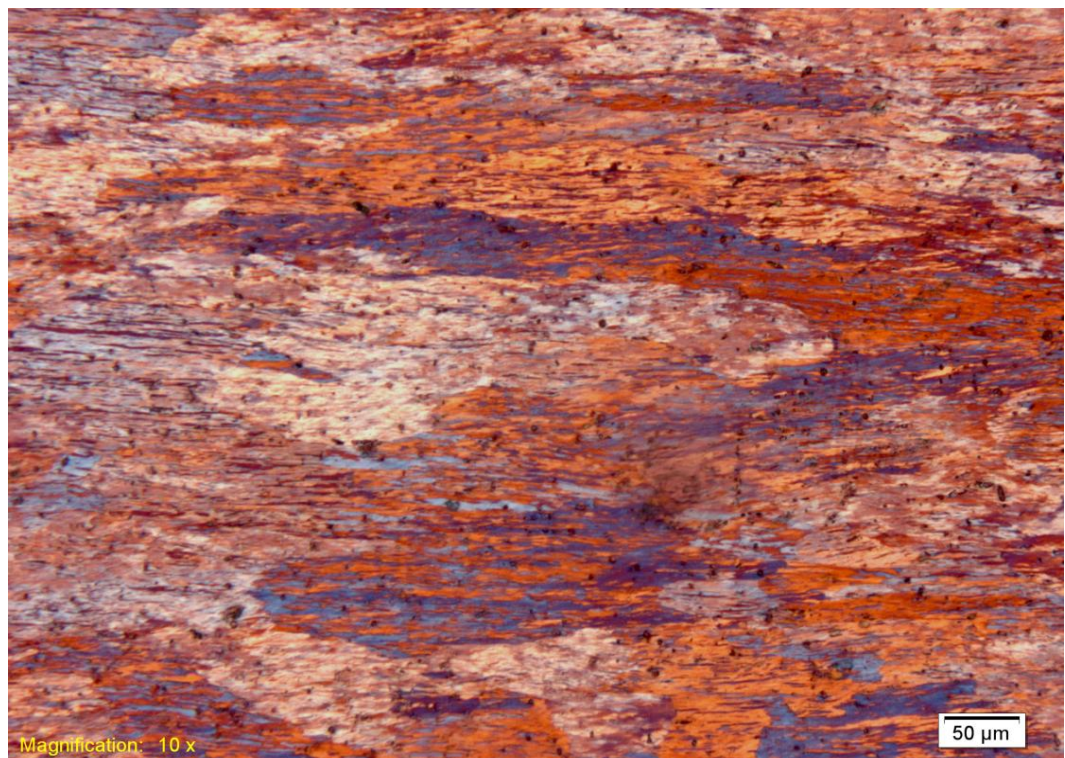


Figura 40 - Micrografia de luz polarizada da amostra ECA de 4 passes ECA (4X).



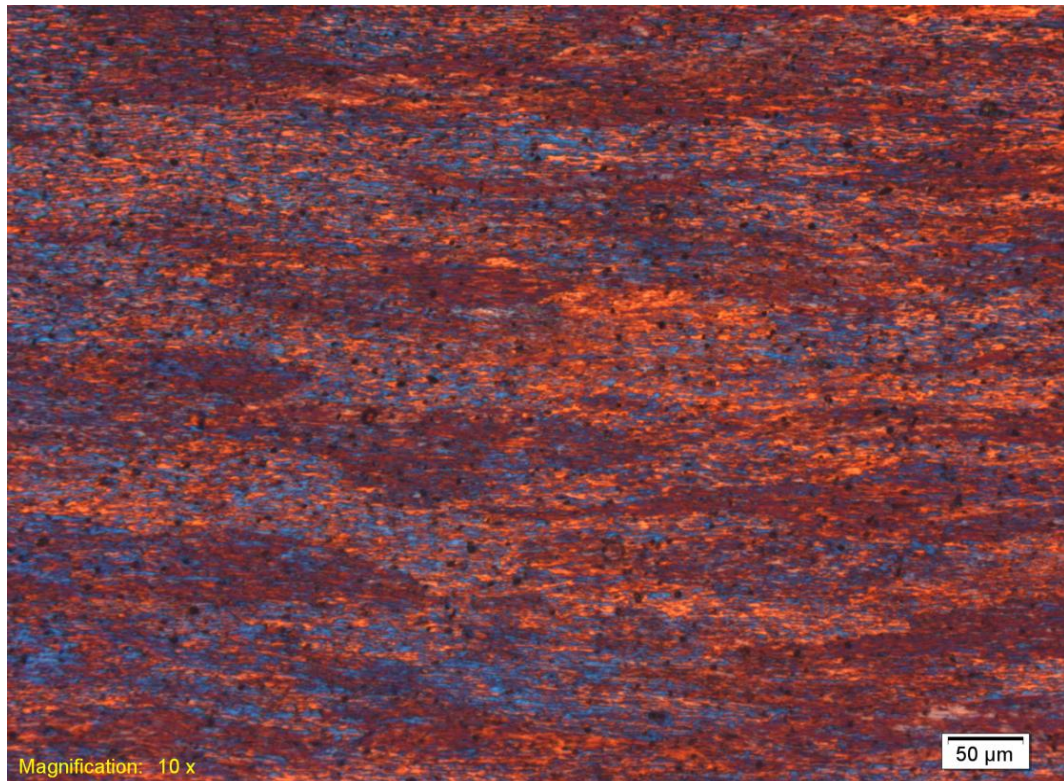


Figura 41 - Micrografia de luz polarizada da amostra ECA de 8 passes ECA(8X)

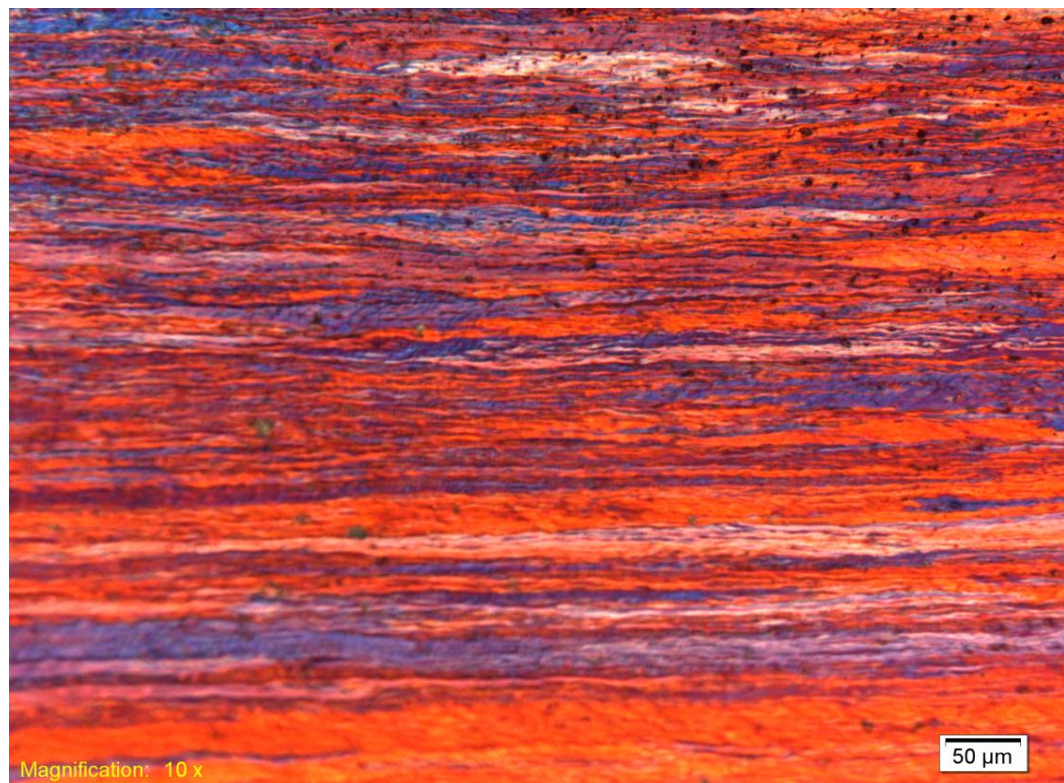


Figura 42 - Micrografia de luz polarizada da amostra ECA de 4 passes ECA + Laminação convencional com 70% de redução (4XL).



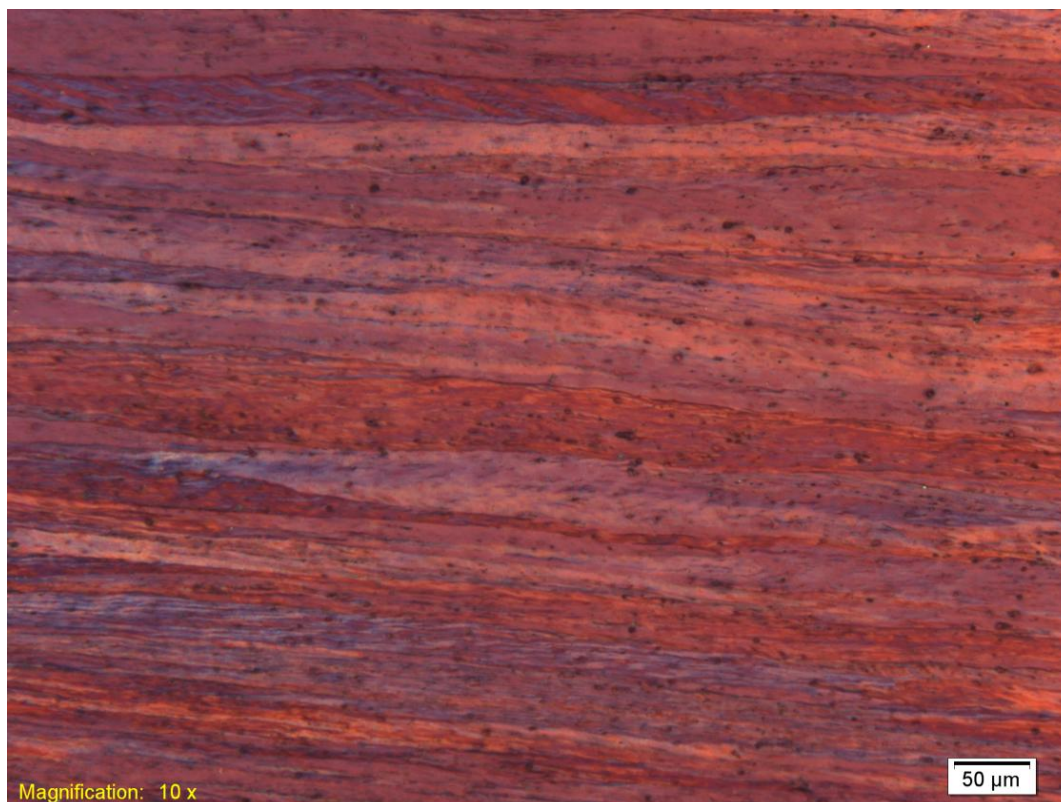


Figura 43 - Micrografia de luz polarizada da amostra ECA de Laminação assimétrica (LAFS).

## 5.2.2. Análise da deformação

### 5.2.2.1. Ensaio de dureza

Os perfis de dureza são apresentados nas figuras abaixo:

A figura 44 mostra “Como recebido” (0X) e deformados por ECA (1, 2, 3, 4 e 8 passes), a figura 45 “Como recebido” laminado com redução de 70%(0XL) e deformados por ECA seguido por laminação de 70% (1XL e 4XL) e a figura 46 Laminação Assimétrica como 30 e 50% de redução com e sem deformação redundante (LA30, LA50, LARD30 e LARD50).

No gráfico da figura 44, as amostras de passes iniciais (1x e 2x) apresentaram um gradiente de deformação da superfície superior para a inferior da chapa, mas a partir do 3º passe ocorreu uma distribuição mais homogênea da deformação.

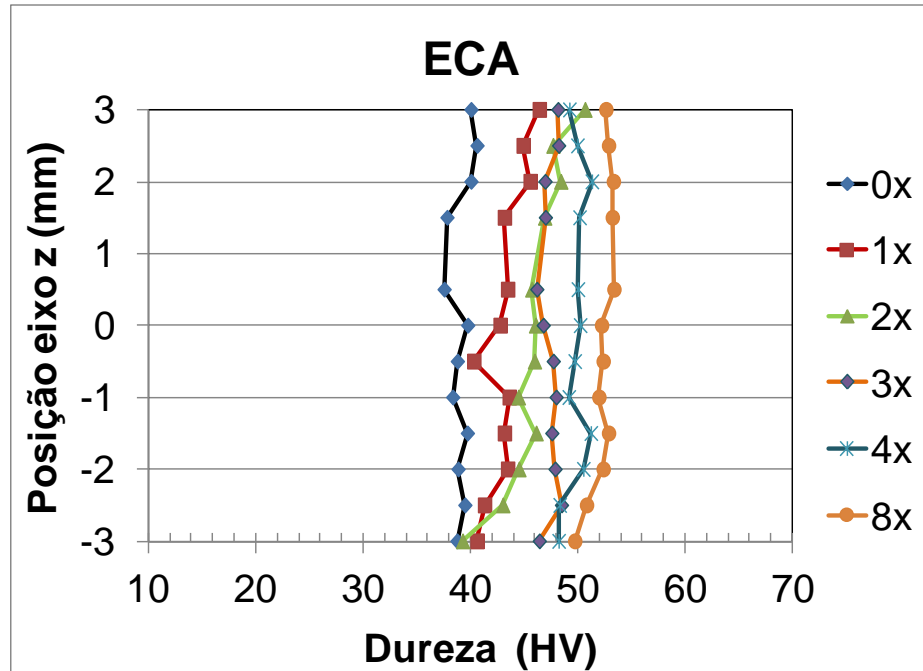


Figura 44 - Perfis de dureza das amostras deformadas por ECA.

As amostras deformadas por ECA seguido por laminação na figura 45 apresentaram a mesma faixa de dureza de aproximadamente 50 HV, com dureza maior no centro da chapa.

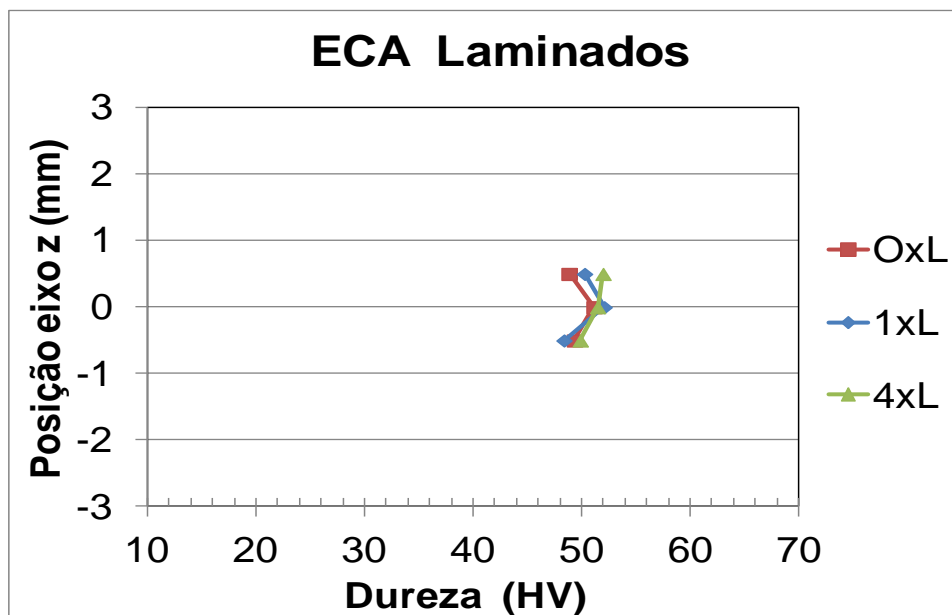


Figura 45 - Perfis de dureza das amostras deformadas por ECA seguido por laminação de 70%.

No gráfico da figura 46, os valores de LA apresentaram valores próximos de 40HV. O método de LA (Laminação assimétrica monótona) apresentou um gradiente de dureza entre as superfícies indicando uma deformação heterogênea. O processo LARD (Laminação assimétrica redundante) impôs uma deformação mais homogênea. Em LAFS foi obtida a maior dureza, porém na região central da chapa o encruamento foi mais intenso, que é uma consequência do alto atrito imposto devido às ranhuras presentes no cilindro de laminação.

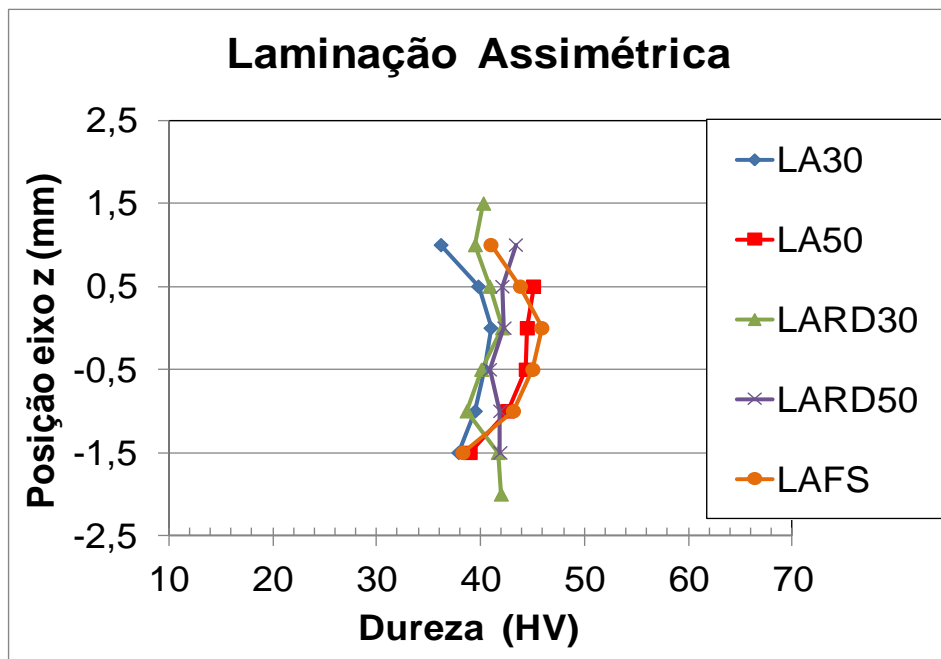


Figura 46 - Perfis de dureza das amostras deformadas por laminação assimétrica(LA).

#### 5.2.2.2. Ensaio de tração

As figuras 47 e 48 apresentam as curvas tensão versus deformação plástica obtidas para as amostras deformadas (ECA e ECA laminados).

Observou-se que o limite de escoamento e tensão máxima aumentaram com o número de passes de ECA principalmente a partir do 2º passe.

A amostra OXL apresentou a tensão máxima próxima dos valores do 2º e 3º passes de ECA (em torno de 145 MPa) que demonstra ter maior grau de encruamento do que 1 passe de ECA.

Os valores de limite de escoamento e tensão máxima cresceram com o aumento do número de passes de ECA e apresentaram maiores valores que ECA+laminação a partir do terceiro passe de ECA.

Amostra	LE(MPa)	T. Máx(MPa)	Along unif.(%)	Alongtotal(%)
0X	96 ±2	103 ±1	2,0±0,5	27±0,5
1X	106 ±2	112 ±1	1,2±0,3	22±0,8
2X	128 ±6	144 ±1	2,0±0,4	22±1,4
3X	133 ±6	146 ±3	1,9±0,2	22±0,5
4X	141 ±2	155 ±0	2,0±0,1	23±1,0
8X	171 ±1	188 ±1	2,0±0,4	23±0,6

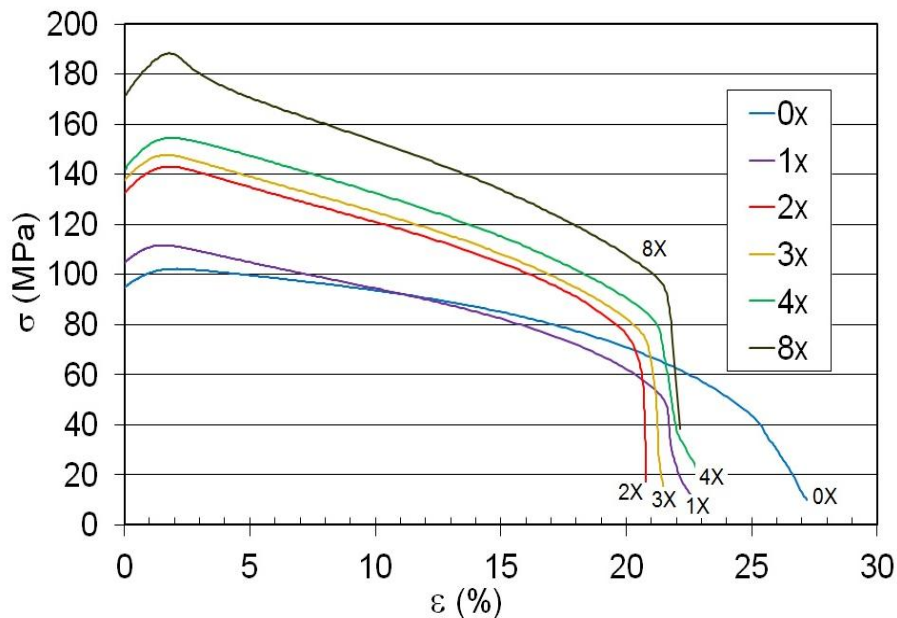


Figura 47 - Curva de tensão versus deformação plástica das amostras deformadas por ECA.

Amostra	LE(MPa)	T. Máx(MPa)	Along unif.(%)	Along total(%)
0XL	115 ± 5	149 ± 9	2,2 ± 0,3	19,0 ± 0,8
1XL	127 ± 8	169 ± 7	2,4 ± 0,1	20,4 ± 1,2
4XL	121 ± 4	175 ± 6	3,1 ± 1,6	23,2 ± 1,0
LAFS	97	109	1,8	22,7

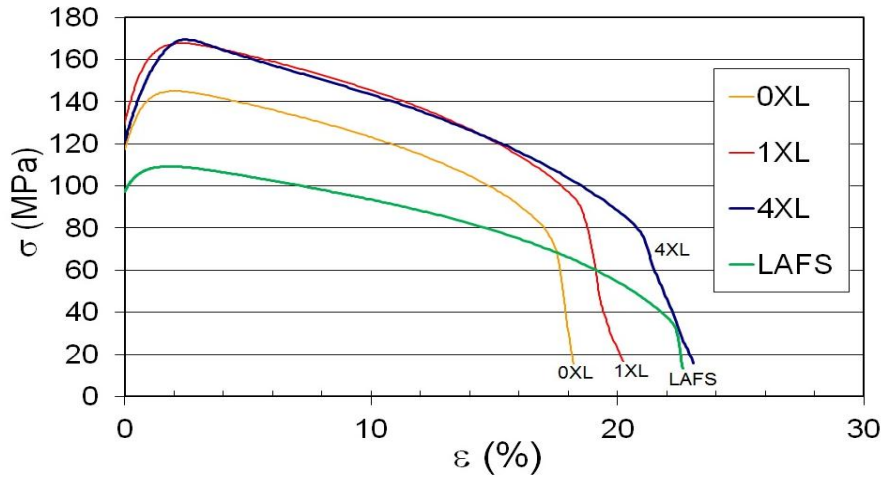


Figura 48 - Curva de tensão versus deformação plástica das amostras deformadas por ECA + laminação convencional com redução de 70%.

### 5.2.2.3. Deformação Equivalente

Para o cálculo de deformação equivalente, foram utilizadas as equações abaixo para os métodos de: Laminação simétrica (L), Extrusão em canal angular (ECA), Laminação assimétrica (LA) teórica e devido a dados experimentais (tabela 8).

Tabela 8 - Equações para Cálculo de deformação equivalente

No.	Equação	Processo
(1)	$\varepsilon_{eq} = \frac{2}{\sqrt{3}} \ln\left(\frac{hi}{hf}\right)$	L
(2)	$\varepsilon_{eq} = \frac{N}{\sqrt{3}} \left[ 2 \cot\left(\frac{\phi}{2} + \frac{\psi}{2}\right) + \psi \operatorname{cosec}\left(\frac{\phi}{2} + \frac{\psi}{2}\right) \right]$	ECA
(3)	$\varepsilon_{eq} = \frac{\sqrt{2}}{3} \left[ 6 \ln\left(1 - \frac{hi-hf}{hi}\right) \right]^2 + \frac{6}{(hi+hf)^2} \times \left[ R1 \cos^{-1}\left(\frac{2R1-(hi-hf)}{2R1}\right) - R2 \cos^{-1}\left(\frac{2R2-(hi-hf)}{2R2}\right) \right]^2 \right]^{1/2}$	LA(teórico)
(4)	$\varepsilon_{eq} = \frac{2}{\sqrt{3}} \ln\left(\frac{1}{1-r}\right) \left\{ 1 + \left[ \frac{(1-r)^2}{r(2-r)} \tan \theta \right]^2 \right\}^{1/2}$	LA(exper.)

Como a amostra OX (como recebido) possuía deformação prévia devido ao processo Caster e como existe uma relação entre dureza e ensaio de tração que representa o grau de encruamento, fez-se um levantamento da dureza entre várias etapas da deformação por laminação convencional (L) de uma amostra recristalizada conforme a sequência na figura 49. Para o valor da dureza medida na amostra OX (39,2HV) encontrou-se um valor de deformação equivalente de 0,85, que corresponde a um valor de deformação acumulada em uma laminação de 60%. Esse valor foi considerado no cálculo da deformação equivalente e acrescido aos valores calculados, obtendo-se assim os valores reais de deformação equivalente para as amostras OX, OXL 1X, 4X, 8X, 1XL e 4XL.

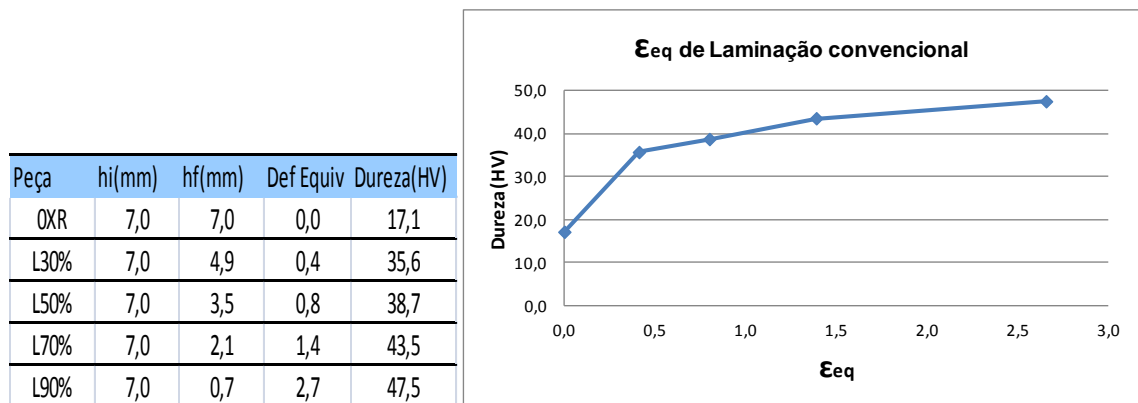


Figura 49 - Levantamento de deformação equivalente gradual e dureza correspondente.

Para a geometria da matriz ECA com  $\phi = 120^\circ$  e  $\psi = 26^\circ$  resulta uma deformação equivalente de aproximadamente 0,5 por passe.

Na laminação assimétrica as amostras foram recozidas inicialmente e o cálculo da deformação equivalente foi feito através das equações (3) e (4).

Nesta equação(4) se considerou o ângulo de inclinação das faixas de marcação nas laterais da amostra. Ao se utilizar a equação (3) obteve-se uma deformação equivalente de 0,65 para a amostra LA35% e de 0,76 para a amostra LA50%. Na amostra em que a taxa de redução por passe foi de 5%(LAFS), ocorreu um gradiente de deformação entre a frente e a cauda da chapa. Nesta amostra foi calculada uma variação de deformação entre estas regiões indo de 1,1 na frente e 0,6 na cauda.

A figura 50 ilustra os resultados das amostras LA 30%, LA 50% obtidas com 10% de redução por passe e LAFS 50% obtida com 5% de redução por passe com a equação (4) com valores médios de 0,63 e 0,72 e 0,95.

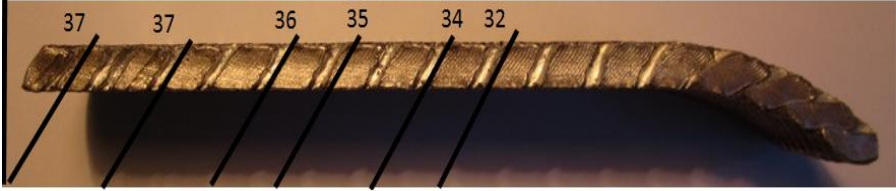

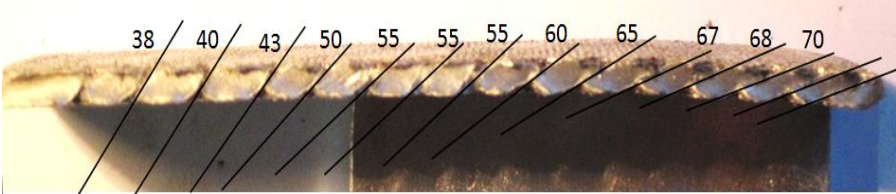
Laminação Assimétrica	$\theta$	$\epsilon_{eq}$
a) Redução de 35 %; 10% por passe	32	0,63
	34	0,63
	35	0,63
	36	0,64
	37	0,64
	b) Redução de 50 % ;10 % por passe	48
	50	0,71
	52	0,73
	54	0,75
b) Redução de 50 % ;5 % por passe	55	0,89
	55	0,89
	60	0,92
	65	0,98
	67	1,02
	68	1,04
	70	1,09

Figura 50 - Amostras de LA com deformação equivalente conforme a equação (4): a) LA 35%; Deformação equivalente = 0,63; b) LA 50%; Deformação equivalente 0,72; c) LAFS redução de espessura de 50% deformação equivalente variando de 0,89 a 1,09.

Nas amostras de deformação redundante o ângulo de inclinação da linha de referência não pôde ser medido, mas assumiu-se que a deformação equivalente total foi igual à das amostras LA. Um exemplo das linhas de referência pode ser visto na figura 51.





Figura 51 - Amostra LARD com 50% de redução de espessura.

Todos os resultados de propriedades mecânicas foram então correlacionados com a sua respectiva deformação equivalente independente do processo de deformação utilizado. A tabela 9 mostra os processos de deformação utilizados, a deformação equivalente obtida e os valores de dureza, limite de escoamento e tensão máxima obtidos.

Tabela 9 - Propriedades mecânicas e deformação equivalentes das amostras

Deformação	Amostra	Deformação equivalente	LE(MPa)	T. Máx(MPa)	Dureza (HV)
	recozida	0,00	45	75	17,1 ± 0,7
ECA	0X	0,85	96 ± 2	103 ± 1	39,2 ± 0,9
	1X	1,35	106 ± 2	112 ± 1	43,3 ± 1,8
	2X	1,85	128 ± 6	144 ± 1	46,0 ± 2,9
	3X	2,35	133 ± 6	146 ± 3	47,3 ± 1,0
	4X	2,85	141 ± 2	155 ± 0	49,7 ± 1,0
	8X	4,85	171 ± 1	188 ± 1	52,2 ± 1,1
ECA + Laminação	0XL	2,24	115 ± 5	149 ± 9	49,8 ± 1,2
	1XL	2,74	127 ± 8	169 ± 7	50,3 ± 1,9
	4XL	4,24	121 ± 4	175 ± 6	51,1 ± 1,1
Laminação Assimétrica	LAFS	0,90	97	109	43 ± 2,8
Laminação	L30	0,40	-	-	35,6 ± 1,0
	L50	0,80	-	-	38,7 ± 1,1
	L70	1,40	-	-	43,5 ± 0,6
	L90	2,70	-	-	47,5 ± 0,5



Nas Figuras 52 e 53 são apresentados os gráficos de dureza e de limite de escoamento versus deformação equivalente. Observa-se que dureza e limite de escoamento tendem a um valor de saturação (50 HV e 170 MPa respectivamente).

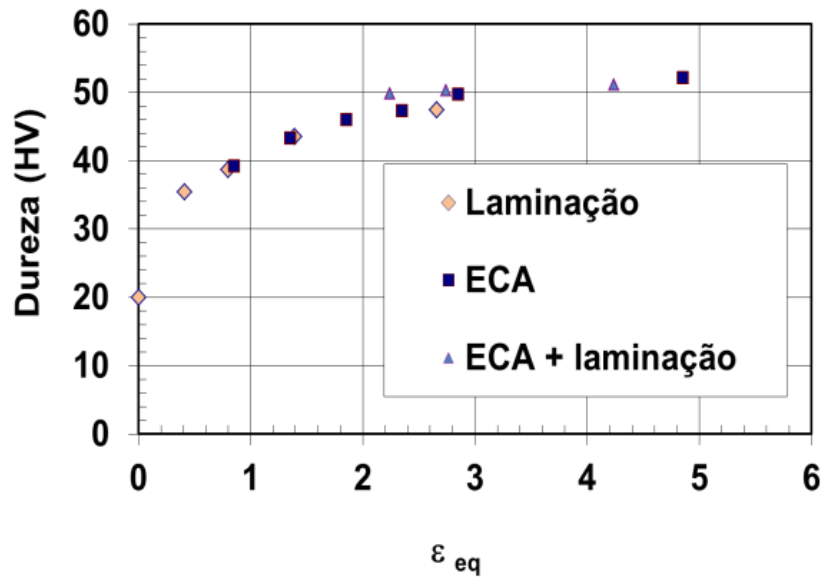


Figura 52 - Evolução da dureza em função da deformação equivalente.

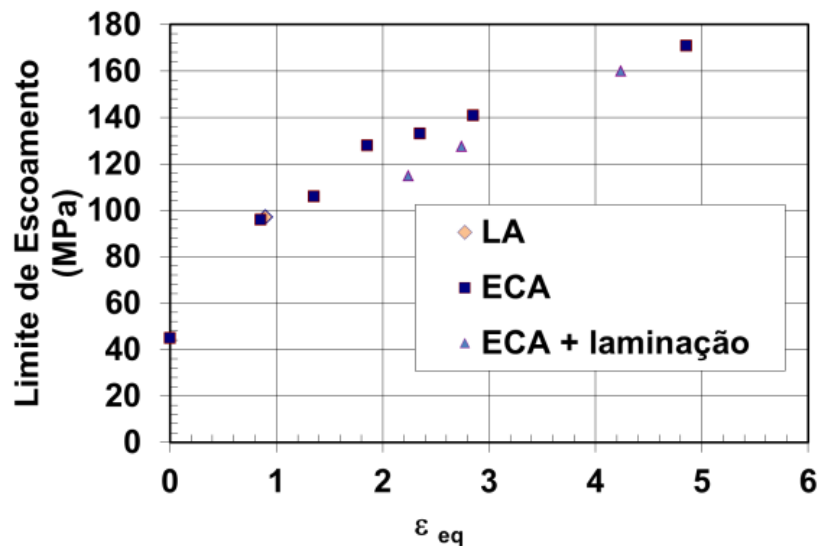


Figura 53 - Evolução do Limite de escoamento em função da deformação equivalente.

Durante a deformação plástica o encruamento é causado pela geração de discordâncias, que em materiais de alta EFE tenderão a se agrupar mais rapidamente em células de discordâncias tendendo a poligonização. Na DPS a saturação dos valores de dureza e de limite de resistência a partir de uma certa

deformação equivalente está correlacionado ao processo de recuperação e recristalização dinâmica que leva à formação de contornos de alto ângulo. A Equação de Taylor é a mais simples e conhecida fórmula para relacionar a tensão de cisalhamento com a densidade de discordâncias  $\rho$  (TAYLOR, 1934)

$$\sigma(\varepsilon) = \sigma_0 + M\alpha Gb\sqrt{\rho(\varepsilon)} \quad (9)$$

- onde  $\sigma_0$  é a tensão de Peierls ou a necessária para mover uma discordância em um cristal perfeito, M o fator de Taylor (0,3 a 0,6) e G o módulo de cisalhamento ( $3/8 E$ ) e  $\alpha$  um fator numérico que depende da interação entre discordâncias no material e varia de 0,5 a 1. Mais tarde o endurecimento por deformação foi tratado por Kocks, que utilizou como variável de estado apenas a densidade de discordâncias (KOCKS, 1976). De acordo com este modelo o endurecimento por deformação decorre de um estado de desequilíbrio entre multiplicação de discordâncias induzida por deslizamento (A) e aniquilação desses defeitos (B):

$$\frac{d\sigma}{d\varepsilon} = A - B \quad (10)$$

- onde A é  $k_1 \rho^{1/2}$ , sendo a constante proporcional à recíproca do caminho livre médio entre discordâncias. O parâmetro B de aniquilação de discordâncias está relacionado com a recuperação e/ou recristalização dinâmica imposta pela deformação plástica.

O modelo resumido pela expressão (10) é conhecido como *modelo de um só parâmetro*, e assume que a maior ou menor homogeneidade de distribuição das discordâncias pouco influi no valor da tensão externa que acomoda determinada taxa de deformação. Mais tarde surgiram modelos multiparamétricos como o de Estrin (1996), no qual a microestrutura é descrita como sendo composta por regiões "macias" (interior das células) circundadas por regiões "duras" (paredes das células).

Macroscopicamente, a equação de Taylor modificada pode ser correlacionada a um comportamento descrito pela equação de Voce (1948) que escreve o fenômeno de saturação na forma:

$$\sigma = \sigma_{sat} - (\sigma_{sat} - \sigma_0)e^{-n\varepsilon} \quad (11)$$

Onde  $\sigma_{sat}$  é a tensão de saturação no ponto em que a formação de novas discordâncias e a recuperação atingem o equilíbrio,  $\sigma_0$  é a tensão de escoamento

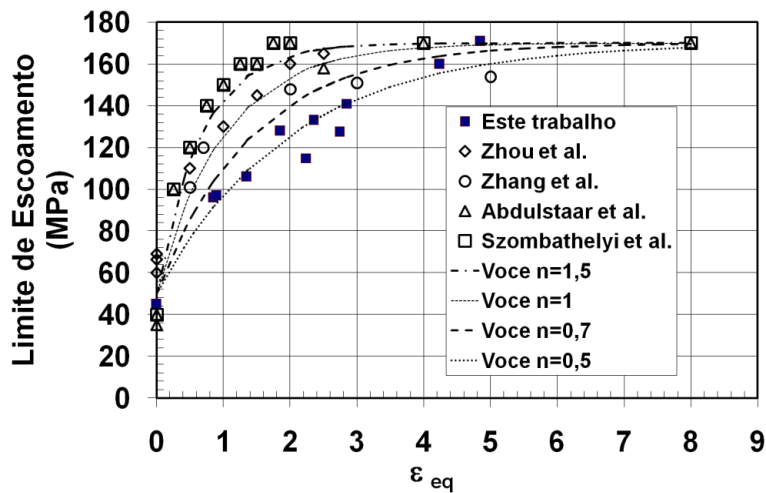
verdadeira no material recozido,  $\varepsilon$  é a deformação plástica verdadeira e  $n$  uma constante que depende da velocidade de recuperação dinâmica.

A determinação da equação de escoamento (*flow curve* em inglês também traduzido por curva de fluxo) é um parâmetro importante na simulação de processos de conformação mecânica. Na figura 54 os dados de dureza e de limite de escoamento deste trabalho são comparados aos publicados por Zhou *et al.* (2003), Zhang *et al.*(2011), Leszczyska-Madej *et al.*(2014), Abdulstaar e Mhaede(2014), Szombathelyi e Krallics(2014). Observa-se (Figura 54 a) uma dispersão dos valores, principalmente na faixa inicial da deformação plástica, que tem grande sensibilidade à taxa de deformação e que não foi considerada nesta comparação. Os dados da literatura para o limite de escoamento são maiores do que os obtidos neste trabalho. O limite de escoamento do material recozido varia entre 30-60 MPa, mas todos os valores de tensão de escoamento convergem para uma tensão de saturação de aproximadamente 170 MPa, que irá ocorrer para deformações equivalentes maiores que 4, independente do tipo de processamento empregado. Considerando uma tensão de escoamento inicial de 50MPa os dados experimentais podem ser ajustados a um coeficiente de recuperação dinâmica  $0,5 < n < 1,5$ . Para o material utilizado:

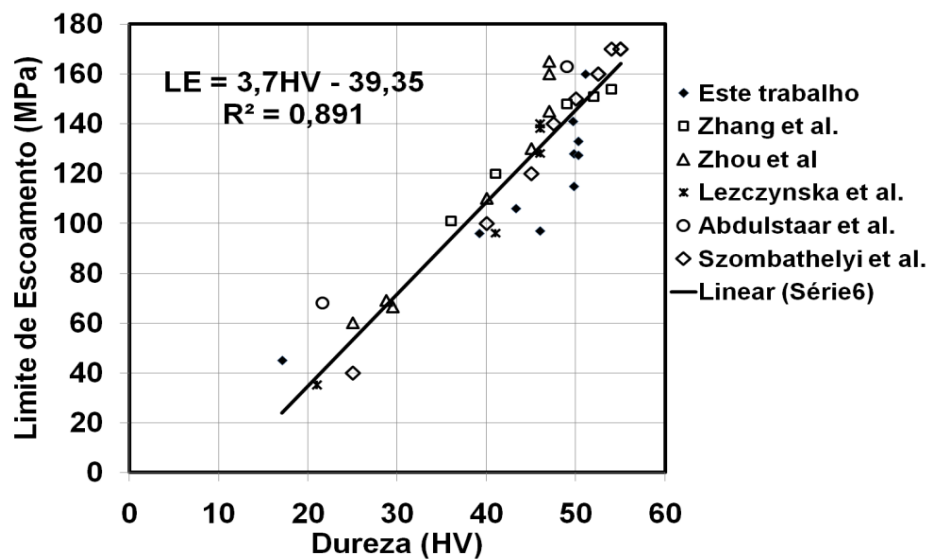
$$\sigma = 170 - (120)e^{-0,5} \text{ (MPa)} \quad (12)$$

Foi também obtida uma relação aproximada entre dureza e limite de escoamento considerando os dados experimentais deste trabalho e os encontrados na literatura, como mostra a Figura 54b:

$$LE = 3,7 \times HV - 39,35 \text{ (MPa)} \quad (13)$$



a)



b)

Figura 54 - Relação entre: a) deformação equivalente e limite de escoamento; b) dureza e limite de escoamento. Dados experimentais deste trabalho e das referências:(ABDULSTAAR; MHAEDE, 2014; LESZCZYNSKA-MADEJ *et al.*, 2014; ZHANG *et al.*, 2011; ZHOU *et al.*, 2003).

### 5.2.3. Evolução Microestrutural

A figura 55 apresenta a distribuição de frequência do diâmetro do grão da amostra 0X (como recebido) onde valor médio é 22,6  $\mu\text{m}$ .

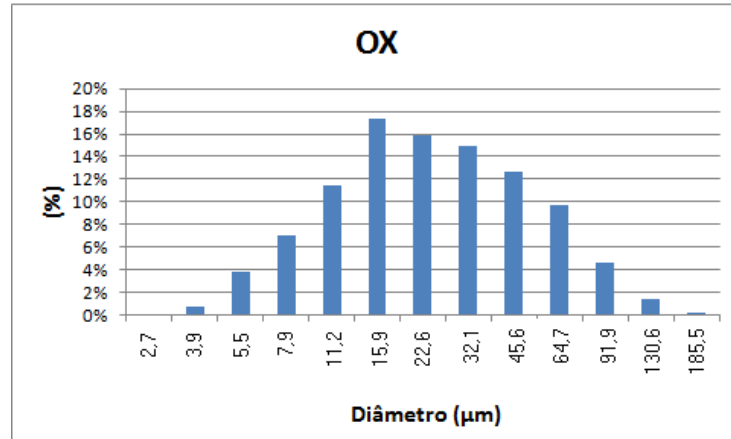


Figura 55 - Distribuição de frequência de diâmetro médio de grãos da amostra 0X- como recebido.

#### 5.2.3.1. Microscopia eletrônica de transmissão (MET) e Difração de elétrons retro-espalhados (EBSD)

Para avaliar o grau de subdivisão dos grãos iniciais foram preparadas amostras para microscopia eletrônica de transmissão para amostras deformadas por ECA. Foram analisadas as amostras de 1X a 8X e medidos os tamanhos de contornos de célula e/ou grãos em pelo menos 10 campos diferentes. As mesmas amostras foram analisadas por EBSD.

As células em evolução na deformação por ECA são percebidas pela distribuição de frequência dos gráficos das figuras 56 e 57. Para a amostra 1X (Figura 56) o maior valor encontra-se na classe de 1,1 – 1,3 μm com uma frequência de 16%. A poligonização das células de discordâncias evidencia o processo de recuperação. Para o gráfico de 8X (Figura 57) a classe de maior frequência está bem definida com porcentagem acima de 18% e valores entre 1,0 e 1,2 μm. Este é o limite da redução do tamanho de grão possível para o alumínio puro que é apresentado na literatura devido a sua alta energia de falha de empilhamento (HUANG *et al.*, 2007). Além disso, pela imagem de MET, é possível perceber que as células formadas em 1X possuem aspecto mais alongado ou menos equiaxial que em 8X, pois estas já atingiram o limite de redução.

O tamanho de célula encontrado é compatível com o encontrado por outros autores (KAWASAKI *et al.*, 2009; VALIEV; LANGDON, 2006) mostrando que o tamanho de célula de equilíbrio obtido por deformação plástica severa para o alumínio comercialmente puro se situa entre 1 e 1,5  $\mu\text{m}$ .

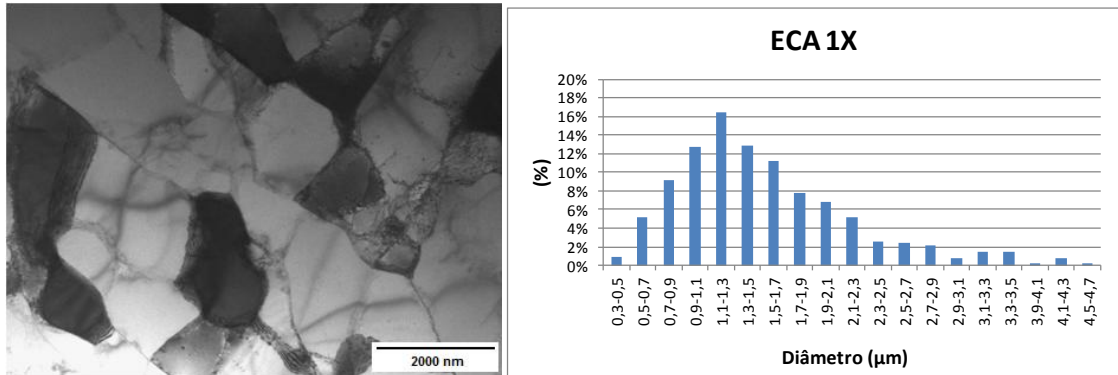


Figura 56 - Imagem de MET e distribuição de frequência de diâmetro médio de célula/grãos da amostra 1 passe ECA.

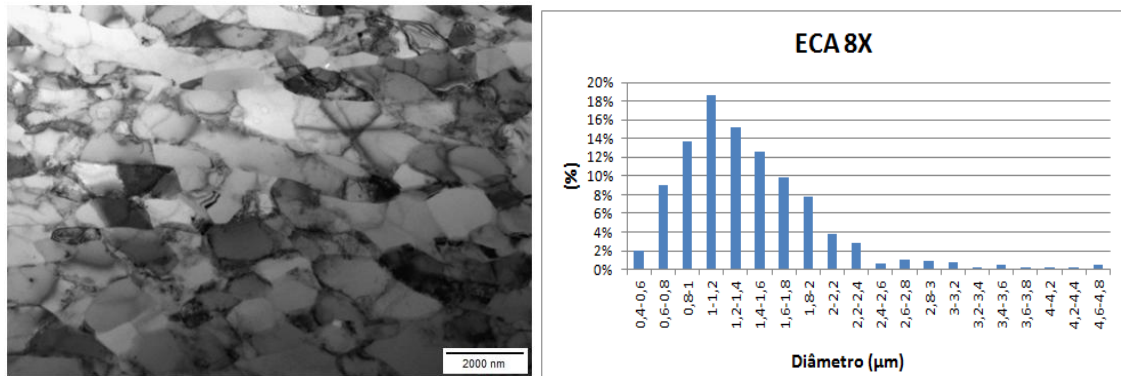


Figura 57 - Imagem de MET e distribuição de frequência de diâmetro médio de célula/grãos da amostra 8 passes ECA.

Nas figuras 58 a 61 as imagens de EBSD apresentam o desenvolvimento dos grãos e subgrãos na sequência dos processos. As linhas mais escuras (pretas) referem-se aos contornos de alto ângulo (acima de  $15^\circ$  de desorientações) e as vermelhas os contornos de baixo ângulo ( $3 < \alpha < 14^\circ$ ).

Nas figura 58 e 59 é apresentada a evolução dos contornos de alto ângulo com o aumento do número de passes ECA. Percebe-se que em 0X a distribuição é bem heterogênea. Com o aumento do número de passes a densidade de contornos

aumenta, até que atinge um grau de distribuição mais homogêneo em 8X (figura 59). Os grãos formados em 4X e 8X possuem formatos alongados inclinados  $30^\circ$  com relação à direção da extrusão, compatível com o esperado pela relação de rotação imposta no canal.

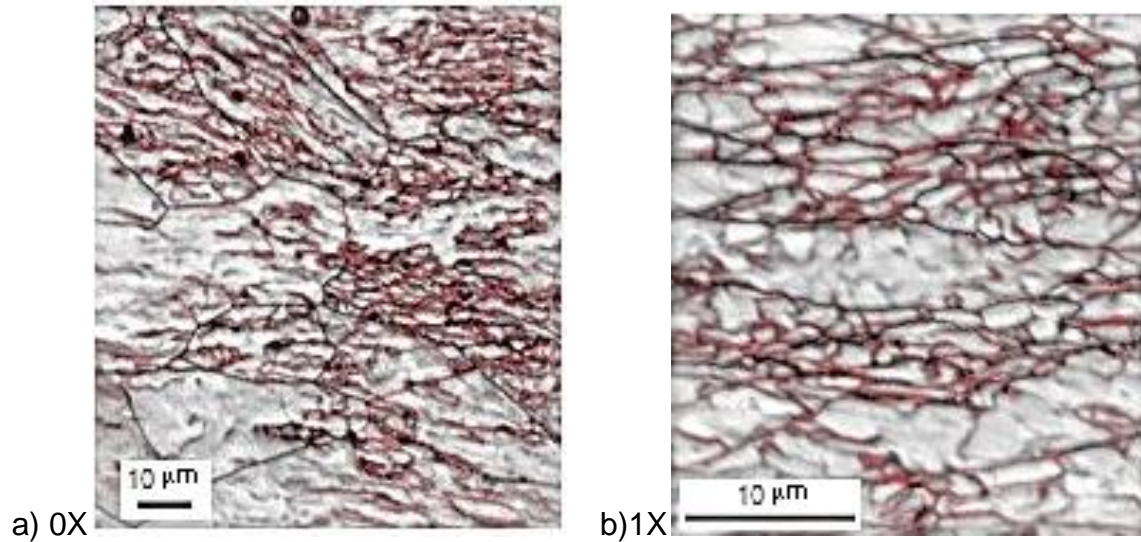


Figura 58 - Imagem de EBSD de amostras deformadas por ECA para 0X e 1X.

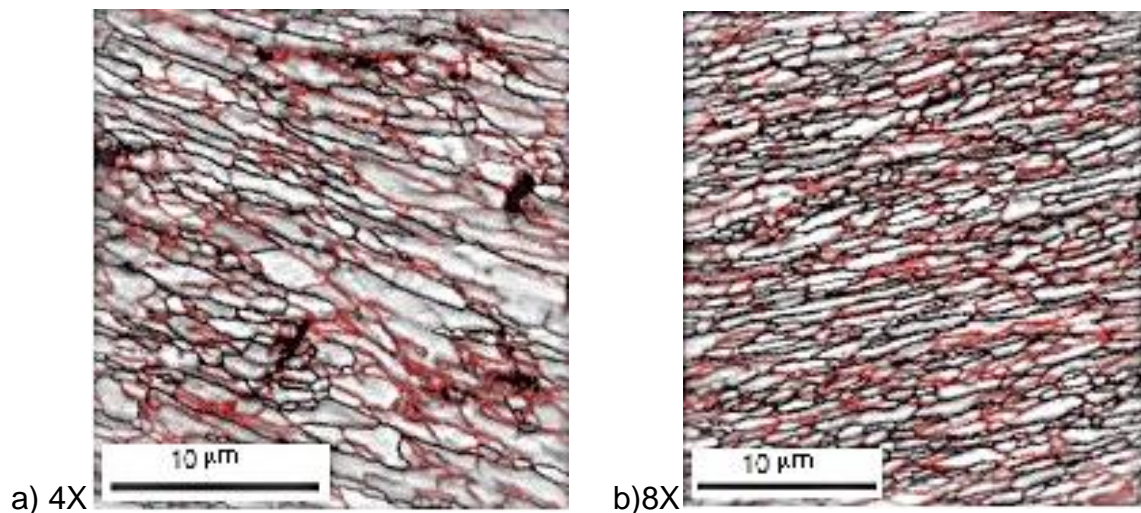


Figura 59 - Imagem de EBSD de amostras deformadas por ECA para 4X e 8X.

Nas Figura 60 e 61 são apresentadas as amostras deformadas por ECA seguido por laminação simétrica com 70% de redução. Inicialmente o aumento do número de contornos favorece os contornos de baixo ângulo em 0XL e a quantidade é mais equilibrada entre contornos de alto e baixo ângulo em 1XL e 4XL.



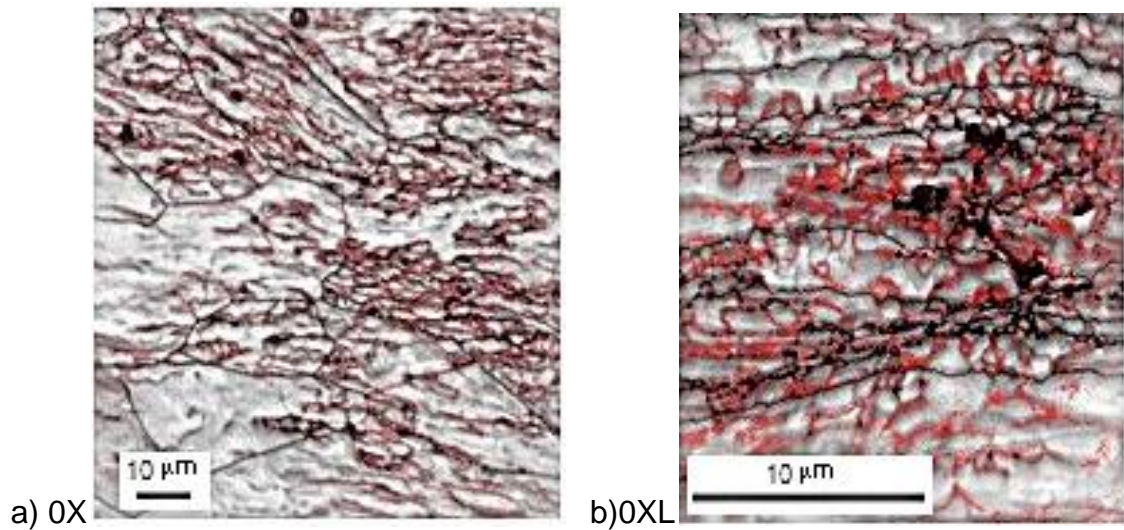


Figura 60 - Imagem de EBSD de amostras deformadas por 0X e 0XL.

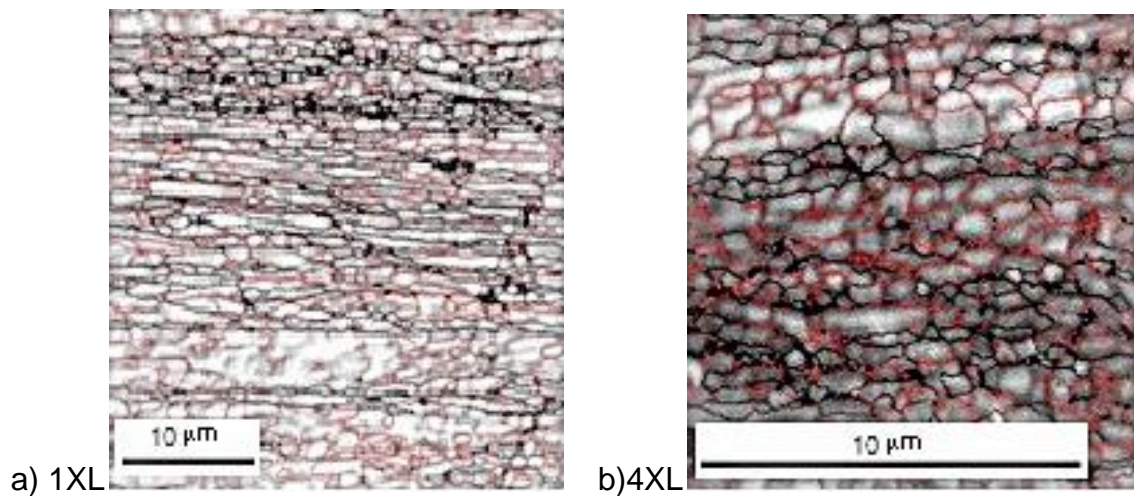


Figura 61 - Imagem de EBSD de amostras deformadas por 1XL e 4XL.

Os gráficos da evolução dos contornos de alto e baixo ângulo são apresentados na figuras 62 e 63:

Na figura 62 é apresentada a evolução dos contornos de grão nos processos de ECA. Partindo da amostra 0X, percebe-se um aumento bem intenso dos contornos de baixo ângulo no primeiro passe (1X) e decréscimo da quantidade de alto ângulo. Porém entre 4X e 8X ocorre uma transição para o aumento da quantidade contornos de alto ângulo e diminuição de baixo ângulo. É nesse ponto de transição que ocorre a formação dos grãos ultrafinos bem definidos em 8X.



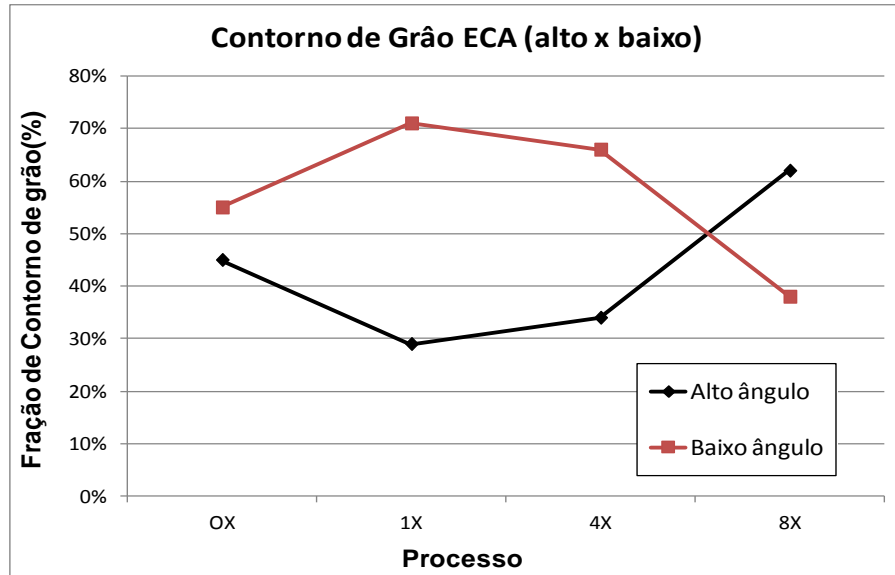


Figura 62 - Proporção entre contornos de alto e baixo ângulo para as amostra deformadas por ECA.

No segundo gráfico da figura 63 a evolução dos contornos, na deformação ECA seguido por laminação simétrica, também ocorre um aumento da quantidade de baixo ângulo em 0XL. Entretanto em 1XL a quantidade entre alto e baixo ângulo é equilibrada e esse equilíbrio permanece em 4XL que demonstra que a laminação após ECA produz grãos ultrafinos a partir de 1XL, mas não é tão eficiente quanto a extrusão em canal angular.

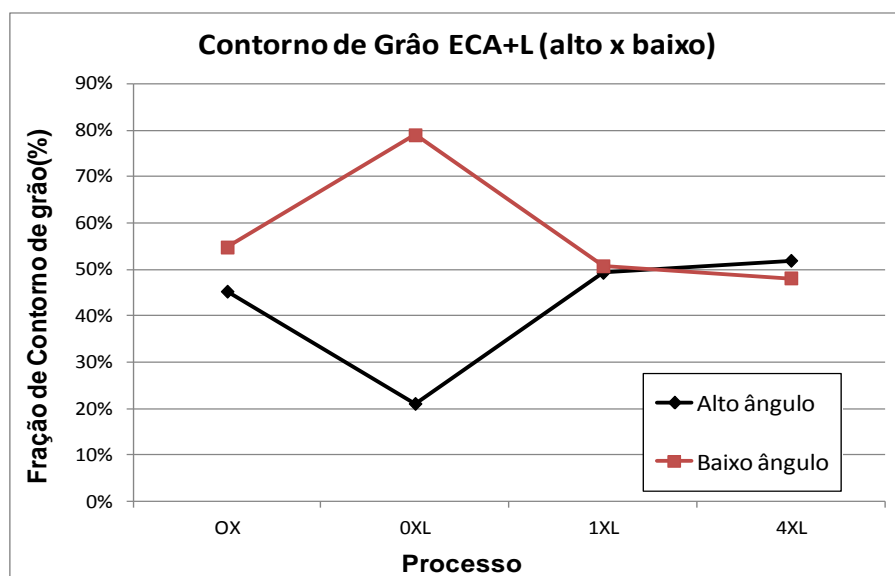


Figura 63 - Proporção entre contornos de alto e baixo ângulo para as amostra deformadas por ECA+ laminação.

Uma outra diferença entre os dois modos de deformação é a formação de bandas de mesma orientação cristalográfica na laminação, enquanto que nas amostras ECA o cisalhamento favorece maior dispersão das orientações e a formação de bandas é menos intensa, como mostra a figura 64.

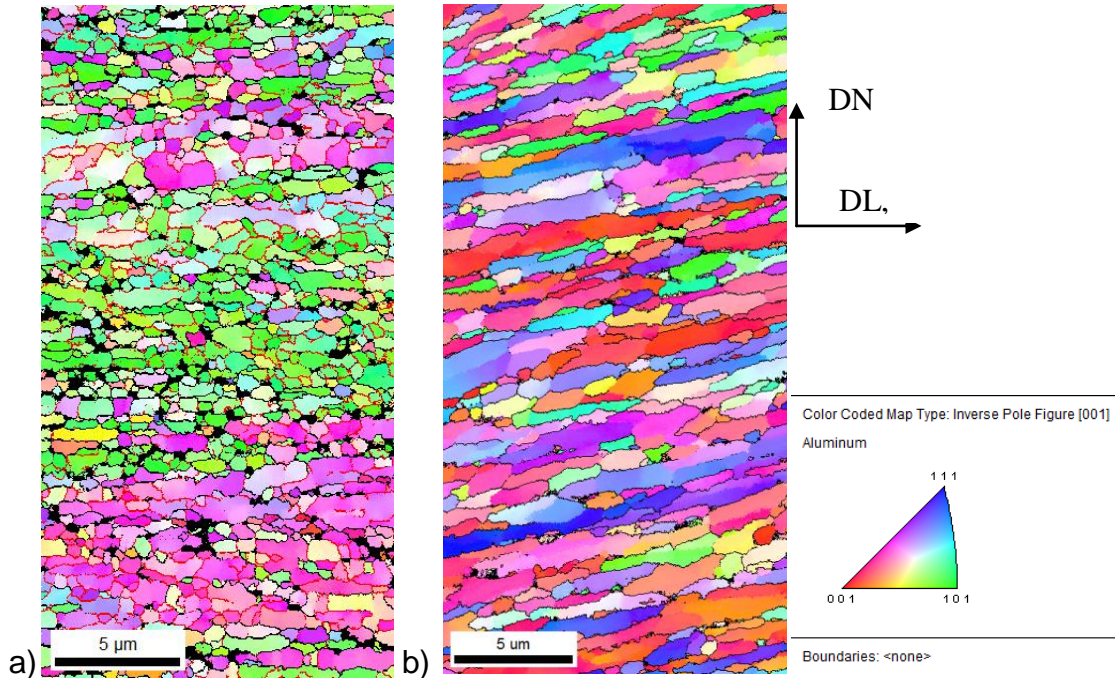


Figura 64 - Mapa de figura de polo inversa mostrando a) bandas de mesma orientação na amostra 4XL; e b) amostra 8X com uma maior dispersão de orientações entre grãos vizinhos.

#### 5.2.4. Textura

Juntando as informações das referências (BEYERLEIN; TÓTH, 2009; KIM *et al.*, 2013; MCKENZIE; LAPOVOK, 2010; PARK; LEE, 2008; SIDOR *et al.*, 2008, 2010) foi construída a figura 65 como mapa de referência para as FDOs com  $\varphi_2=0^\circ$  e  $\varphi_2=45^\circ$ ,  $\varphi_1$  variando de  $0^\circ$  a  $360^\circ$  e  $\varphi$  variando de  $0^\circ$  a  $90^\circ$ . Para a seção  $\varphi_2=0^\circ$  são mostradas as posições das orientações cubo e cubo rodado e as orientações Goss, A1\*, A2\* (coincidentes com a orientação Latão) e C. Para a seção  $\varphi_2=45^\circ$  estão indicadas as localizações das intensidades: fibra  $\theta$   $\langle 100 \rangle // ND$ , fibra  $\langle 112 \rangle // ND$ , fibra  $\gamma$   $\langle 111 \rangle // ND$  e fibra  $\alpha$   $\langle 110 \rangle // ND$  com suas respectivas orientações.

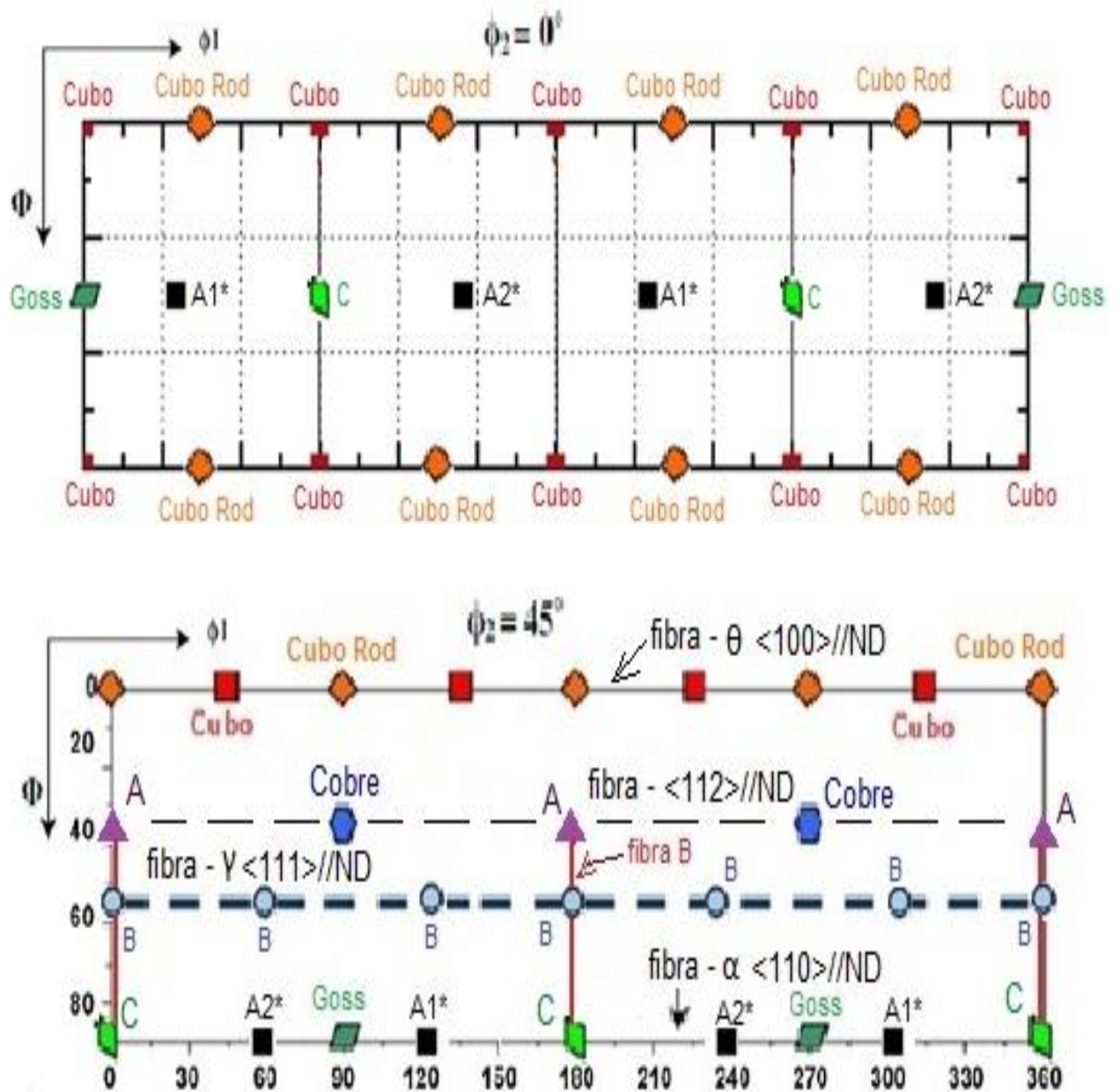


Figura 65 - Principais texturas e fibras típicas para deformação por cisalhamento previstas em ECA e Laminação Assimétrica  $\phi=0^\circ$  e  $\phi=45^\circ$  (BEYERLEIN; TÓTH, 2009; KIM *et al.*, 2013; MCKENZIE; LAPOVOK, 2010; PARK; LEE, 2008; SIDOR *et al.*, 2008, 2010).

Serão apresentados a seguir os resultados da textura de deformação para os processos ECA, ECA+L e LA. Os resultados serão discutidos em função das fibras descritas acima.

#### 5.2.4.1. ECA e ECA seguido por Laminação Simétrica

Na tabela 10 são mostradas as texturas típicas da figura 65 para comparação com os processos realizados para ECA.

A intensidade do material “como recebido” (OX) apresentou textura típica de chapas laminadas a quente com componentes Cubo devido à recristalização dinâmica e orientações de deformação Cobre, Latão (ou A\*) e Goss. Essa característica está relacionada ao processo Caster.

Com um passe de ECA (1X), é verificada a manutenção da textura Cubo e percebe-se o início da formação da fibra  $\gamma$ .

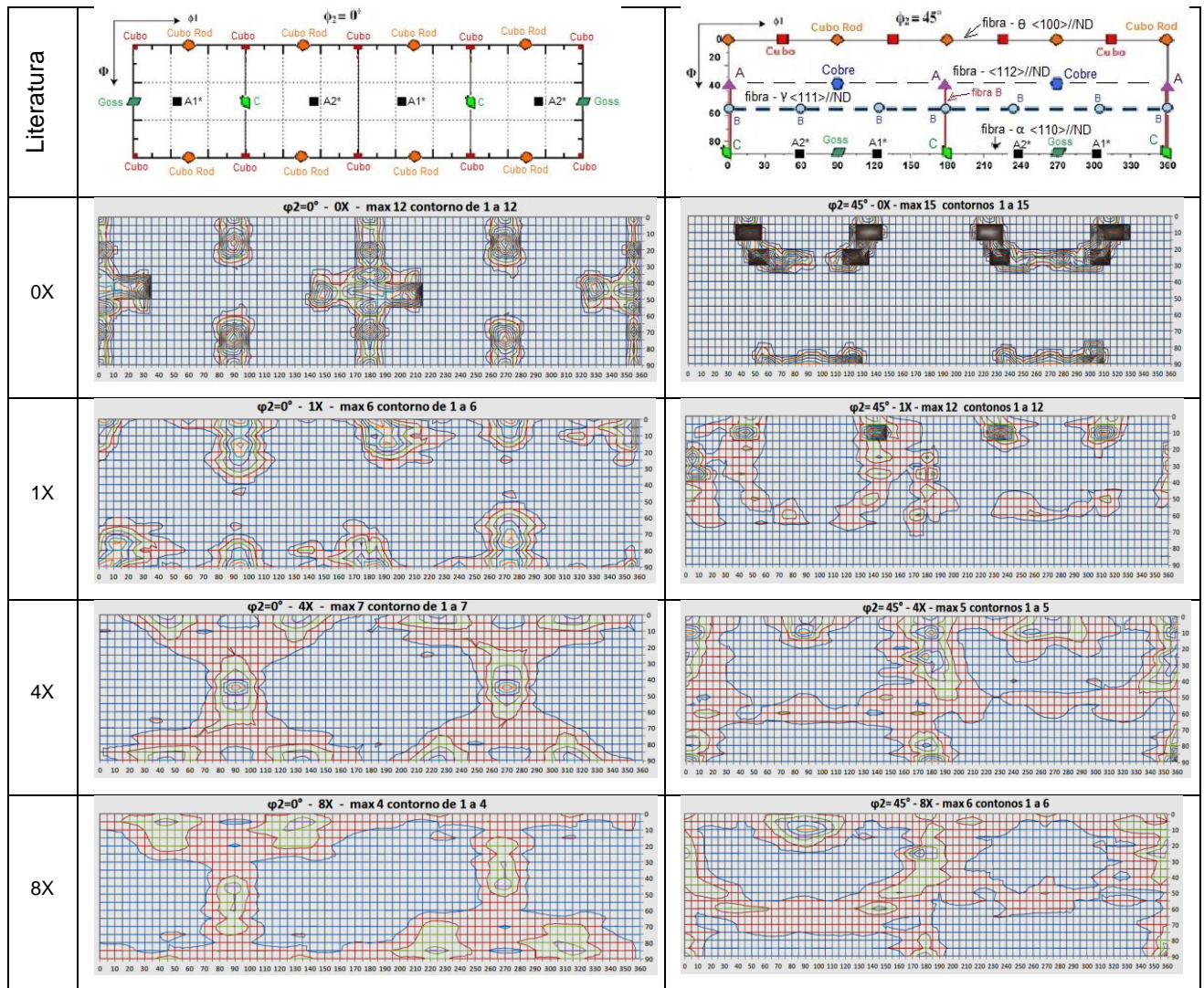
Após 4 passes de ECA(4X) formaram-se as fibras B e  $\gamma$  e a textura Cubo foi substituída pela Cubo rodado. A deformação por cisalhamento é caracterizada devido à presença da intensidade C e principalmente pela formação completa da fibra  $\gamma$ .

Depois de 8 passes de ECA(8X) verificou-se a presença das três fibras ( $\gamma$ , B e  $\theta$ ) com baixa intensidade do Cubo rodado e C.

A textura obtida para 4 e 8 passes ECA não reproduziu a calculada por Li e co-autores (LI *et al.*, 2005) para uma matriz de  $120^\circ$ , com ausência de orientações na fibra  $\langle 110 \rangle // ND$  e se aproxima mais das observadas experimentalmente por Kim *et al.*, (2013), com uma fibra  $\gamma$  difusa. Este desvio pode ter sido causado pelo processo de compressão inicial das amostras indicado na figura 35, assim como pelo desenho da matriz, que com ângulo de ajuste da curvatura externa de  $26^\circ$  proporciona uma zona de deformação mais ampla na região do cotovelo e impõe um gradiente de cisalhamento ao longo da espessura da amostra (SEGAL, 1999; ZHILYAEV; OH-ISHI; *et al.*, 2006).



Tabela 10 - FDOs para  $\varphi_2=0^\circ$  e  $\varphi_2=45^\circ$  das amostras deformadas por ECA.



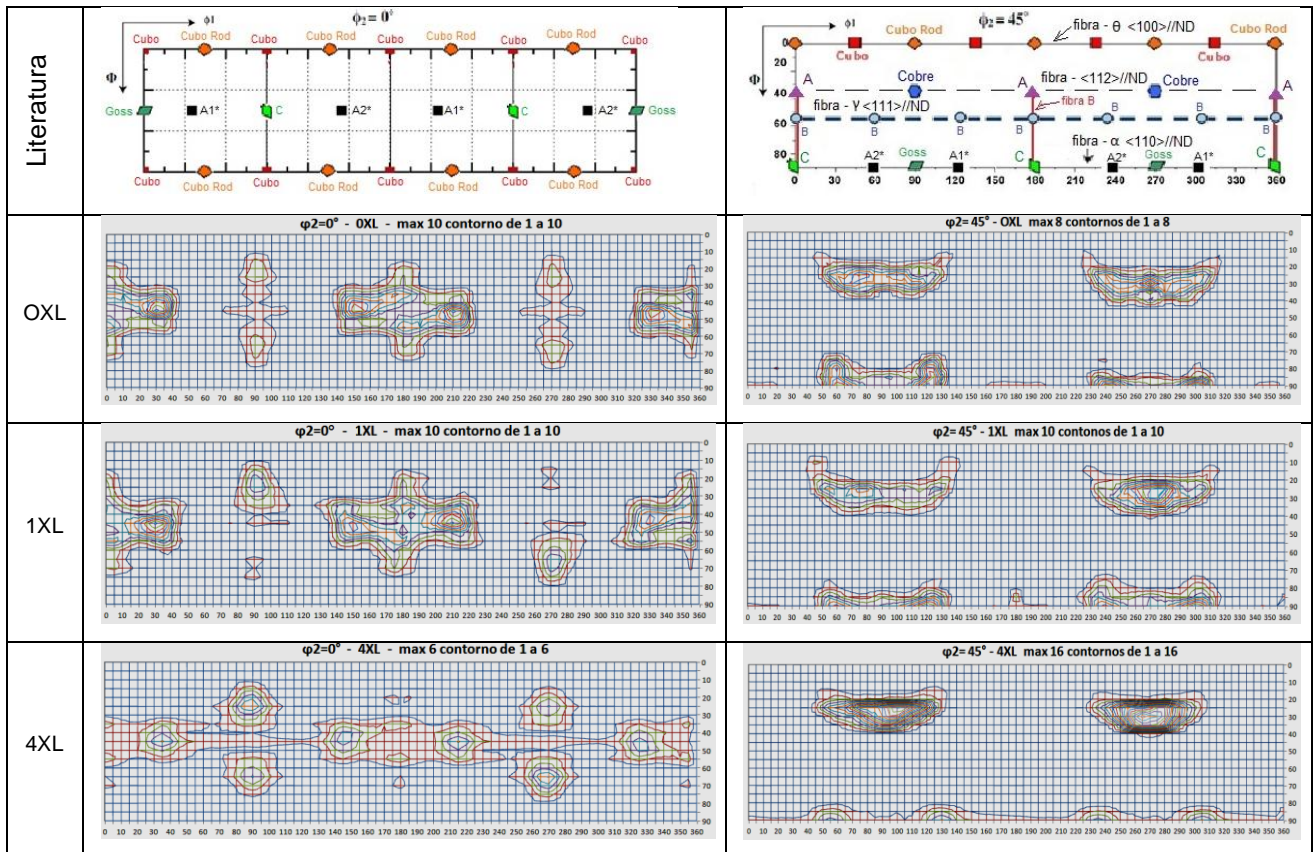
A tabela 11 apresenta as amostras deformadas por ECA seguido por laminação simétrica:

A amostra “como recebido” seguido por laminação simétrica (OXL) apresentou as texturas Latão (A1\* e A2\*), Goss e Cobre, caracterizadas pelas fibras  $\alpha$  e  $\beta$ , típicas de laminação simétrica.

Para as deformações de 1XL e 4XL as FDOs mostram que as texturas retornaram para as orientações típicas de laminação a frio independentemente da orientação existente antes da laminação, apresentando texturas Goss, Latão e Cobre. As intensidades das texturas também demonstram um aumento de 5 vezes o aleatório

(intensidade da orientação cristalográfica aleatória) da amostra 4X para 16 vezes o aleatório na amostra 4XL após laminação.

Tabela 11 - FDOs para  $\varphi_2=0^\circ$  e  $\varphi_2=45^\circ$  das amostras deformadas por ECA+ L



Comparando as intensidades obtidas nas fibras  $\langle 100 \rangle // ND$ ,  $\langle 112 \rangle // ND$ ,  $\langle 111 \rangle // ND$  e  $\langle 110 \rangle // ND$  nas amostras deformada por ECA e nas ECA + laminação (Figuras 66 e 67), observa-se que orientações do tipo cubo ou cubo rodado estão presentes para todos os graus de deformação nas amostras ECA e que o aumento da deformação tende a equilibrar a distribuição de orientações. Já nas amostras laminadas a intensidade cubo é bastante reduzida após a deformação e as orientações de maior intensidade são cobre na fibra  $\langle 112 \rangle // ND$  e Latão e Goss na fibra  $\langle 110 \rangle // ND$ .

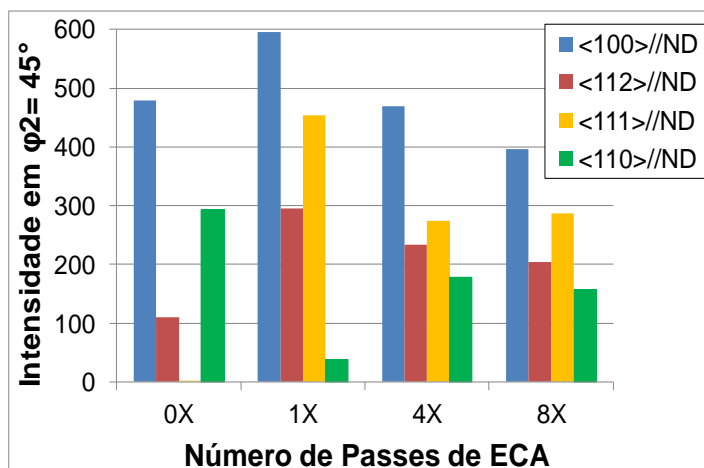


Figura 66 - Distribuição de intensidades nas fibras  $\langle 100 \rangle // ND$ ,  $\langle 112 \rangle // ND$ ,  $\langle 111 \rangle // ND$  e  $\langle 110 \rangle // ND$  nas amostras deformadas por ECA.

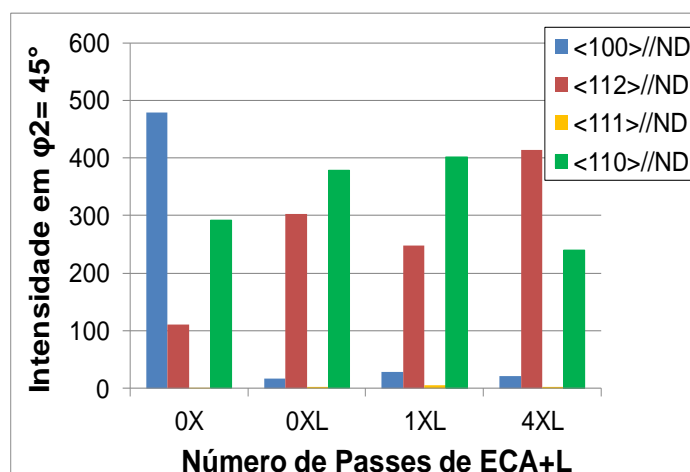


Figura 67 - Distribuição de intensidades nas fibras  $\langle 100 \rangle // ND$ ,  $\langle 112 \rangle // ND$ ,  $\langle 111 \rangle // ND$  e  $\langle 110 \rangle // ND$  nas amostras deformadas por ECA + laminação.

Segundo Beyerlein e Tomé (2004) a deformação em uma matriz ECA com ângulo de  $120^\circ$  provoca uma rotação de corpo rígido de  $30^\circ$  ao redor do eixo transversal da matriz. Bolmaro e Kocks (1992) calcularam que na deformação por cisalhamento além da rotação de corpo rígido ocorre um efeito de rotação secundário, que leva à redução da intensidade de textura. Esta dispersão secundária foi medida experimentalmente por Albou *et al.* (2010), Huang e Prangnell (2008) e é causada pela intersecção de bandas de cisalhamento, que contribuem para a formação de novos grãos. Portanto, na deformação por ECA a textura inicial e o tipo de rota empregado têm grande influência na textura final. Han *et al.* (2004), mostraram que em rota A a componente  $\{001\}\langle 110 \rangle$  provém da orientação S  $\{123\}\langle 634 \rangle$  enquanto que a textura  $\langle 111 \rangle // ND$  pode ser obtida de texturas  $\{112\}\langle 111 \rangle$  Cu e  $\{110\}\langle 100 \rangle$

Goss. Estas mudanças de orientação são em grande parte provocadas pela rotação de corpo rígido e foram observadas no presente trabalho. As figuras de polo  $\{111\}$  do plano RDxND e EDxND das amostras 4XL e 8X (figura 68) evidenciam a rotação de  $30^\circ$  das orientações da amostra ECA com relação a amostra laminada, assim como o maior espalhamento no processo ECA.

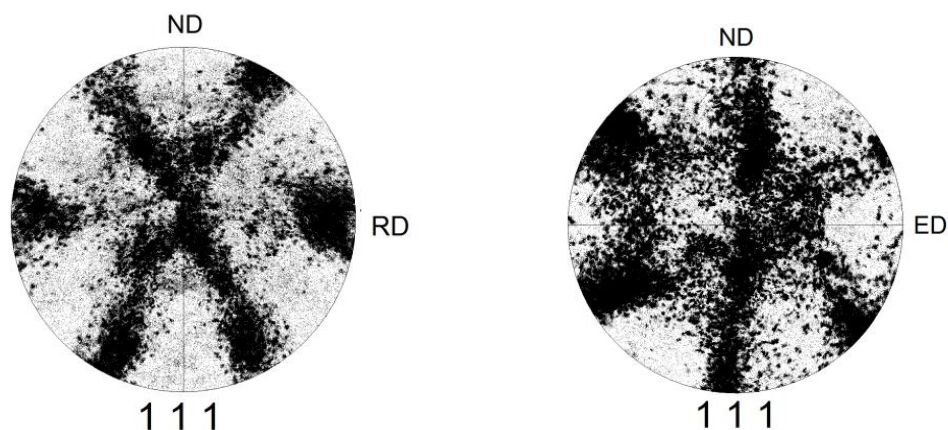


Figura 68 - Figuras de polo  $\{111\}$  na face lateral das chapas a) laminada e b) deformada por ECA.

Já na deformação por laminação ocorre apenas a orientação dos planos  $\{111\}$  com relação ao plano de cisalhamento externo, que permanece constante durante todo o processo favorecendo o aumento da textura e um maior alinhamento das regiões de subcontornos geradas pela recuperação dinâmica, e a variação de orientação entre microbandas de cisalhamento é bem menor; Hurley e Humphreys (2003), por exemplo, obtiveram variações de  $5^\circ$  de desorientação entre células e/ou subgrãos no interior das bandas de cisalhamento.

#### 5.2.4.2. Amostras LA

Para verificar dentre os vários esquemas de deformação por laminação assimétrica, foram analisadas inicialmente as figuras de polo dos processos, 0X, LA30, LA50, LARD50 na figura 69.

A deformação LA30 apresentou alguma modificação na textura Cubo reduzindo pouco a intensidade máxima da textura de 6,57 para 4,86. A amostra LA50 apresentou maior mudança na textura, porém com uma orientação de alta intensidade máxima de 8,38. Para deformação redundante (LARD50) a intensidade



máxima também foi reduzida para 4,40, mas orientações ficaram próximas das esperadas em um material de laminação convencional.

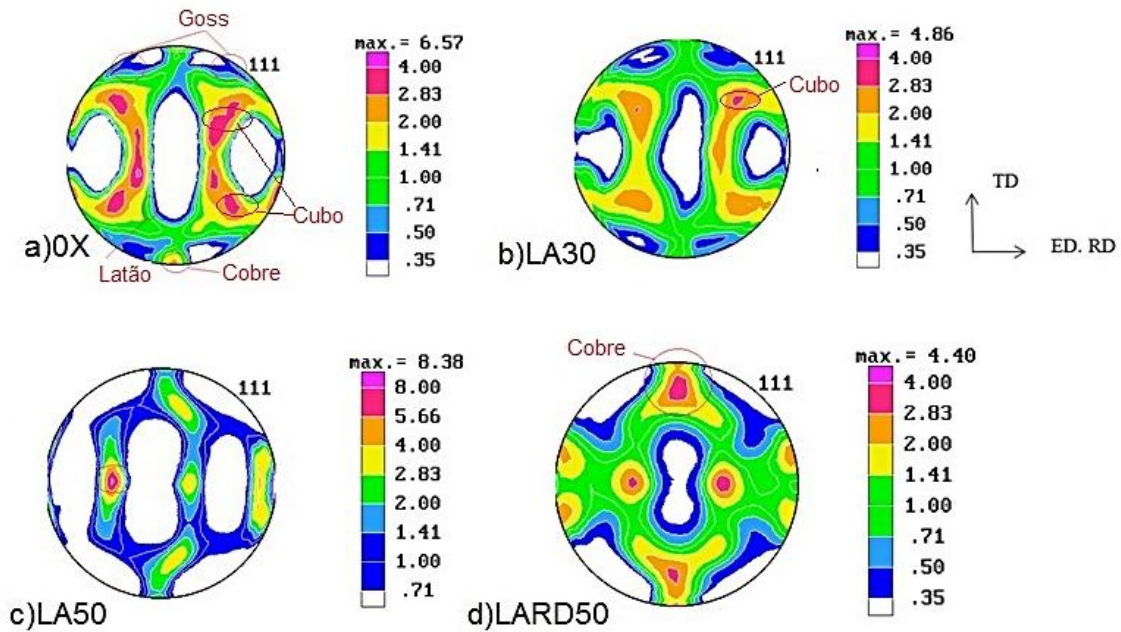


Figura 69 - Figuras de polo das amostras de laminação assimétrica: a) amostra como recebida; b) LA de 30%; c) LA de 50%; d) LA redundante de 50%.

Devido à pouca alteração na textura destes modos de deformação por Laminação assimétrica, fez-se análise por FDO apenas nas deformações LAFS pois neste processo o cisalhamento ocorreu com mais intensidade.

#### 5.2.4.2.1. Amostra de Laminação assimétrica com 5% por passe (LAFS)

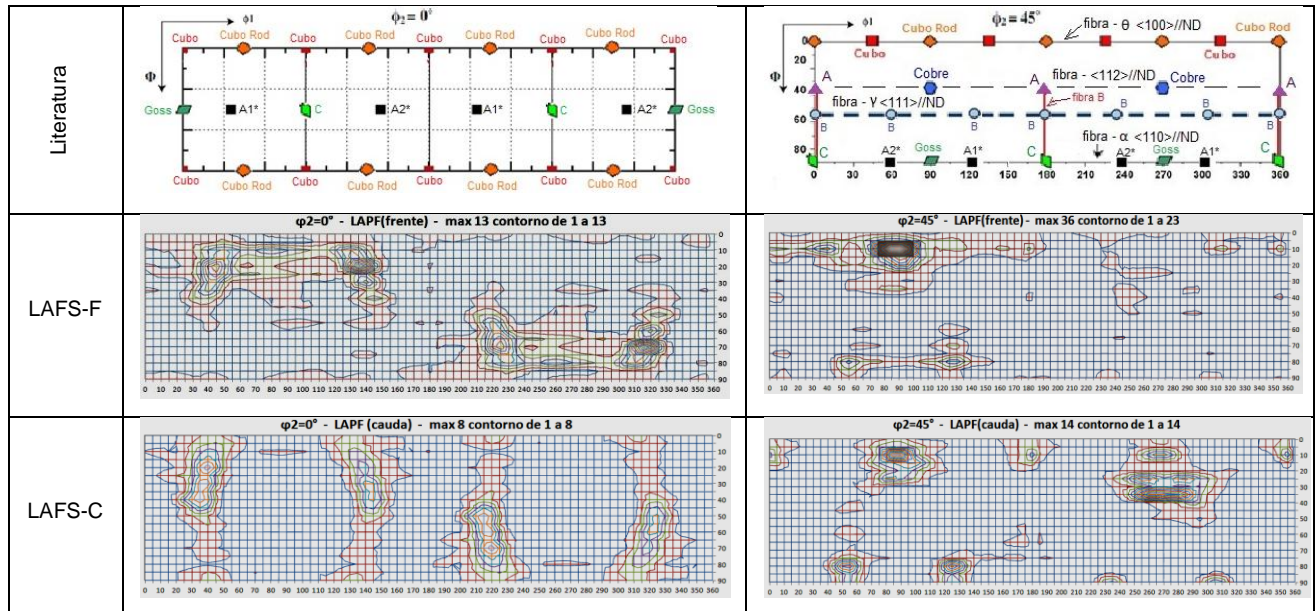
A tabela 12 apresenta as amostras deformadas por LAFS da frente da chapa (LAFS-F) e na região da cauda (LAFS-C)

Para a chapa (LAFS-F), as orientações A1\* e A2\* e C, características de deformação por cisalhamento, estão presentes com baixa intensidade. As orientações Cubo e Cubo Rodado também estão presentes nesta região da chapa. Em  $\varphi_2=45^\circ$ ,  $\varphi_1=90^\circ$  e  $\Phi=5^\circ$  existe uma orientação Cubo rodado bem intensa.

Para a amostra (LAFS-C) as texturas Latão (A1\*, A2\*) e Cubo Rodado, apresentam-se mais definidas que a região da frente da chapa. Há também no corte  $\varphi_2=0^\circ$  a

evidência da formação de uma fibra cubo rodado – Goss que indica um cisalhamento mais acentuado que na deformação da frente da chapa.

Tabela 12 - FDOs para  $\varphi_2=0^\circ$  e  $\varphi_2=45^\circ$  das amostras deformadas por LAFS



O gráfico da Figura 70 apresenta a soma das intensidades na região correspondente às Fibras:  $\langle 100 \rangle // ND$ ,  $\langle 112 \rangle // ND$ ,  $\langle 111 \rangle // ND$ ,  $\langle 110 \rangle // ND$ .

Comparando a amostra laminada 0XL (figura 67) com as amostras de laminação assimétrica, nota-se que na laminação assimétrica ocorre manutenção de orientações na fibra  $\langle 100 \rangle // ND$ . A maior intensidade nesta fibra é causada pelo aparecimento de orientações próximas ao cubo rodado, semelhantes às observadas por Kim *et al.* (2013). Existe também uma pequena evolução da orientação  $\langle 111 \rangle // ND$  evidenciando a presença de cisalhamento. Já na amostra laminada, a orientação cubo é transformada na orientação Cobre  $\{112\} \langle 111 \rangle$  e a intensidade na fibra  $\langle 112 \rangle // ND$  aumenta após a laminação de 70%.

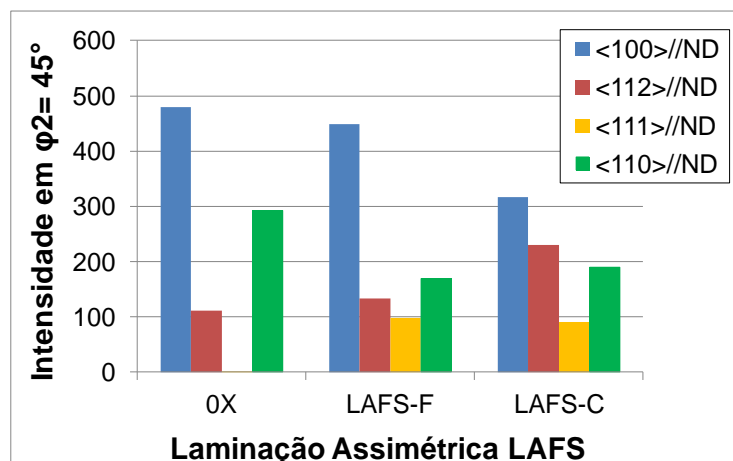


Figura 70 - Gráfico da soma das intensidade na região das fibras:<100>//ND), <112>//ND, <111>//ND,<110>//ND para as amostras inicial, laminada 70%, e LAFS nas regiões frente e cauda.

### 5.2.5. Ensaio de Erichsen

Foram separadas amostras deformadas por ECA, ECA+Laminação Simétrica e LAFS utilizando chapas de 2 mm de espessura, deformadas na região central.

Nas figuras 71 a 74 são apresentados os resultados dos ensaios de Erichsen. Os valores são apresentados como força/espessura em função do deslocamento da deformação. Neste ensaio ficou evidente a influência das diferentes texturas. Na figura 74, observa-se que para deformações equivalentes de mesma intensidade (dureza e limite de escoamento semelhantes), as amostras ECA apresentaram maior profundidade de penetração que as amostras laminadas. No processamento ECA ocorreu uma diminuição da profundidade de penetração no primeiro passe, mas quando se inicia o processo de recuperação/recristalização dinâmica (4 e 8 passes) este valor voltou a aumentar estando coerente com o aumento da deformação equivalente.

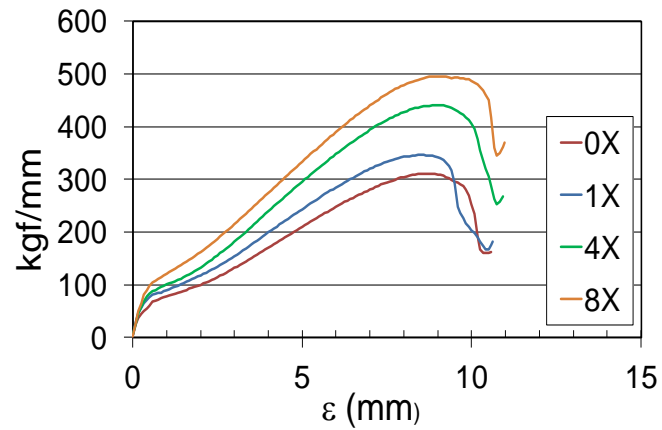


Figura 71 - Curvas do ensaio de Erichsen para amostras como recebido(0X) e ECA(1X, 4X e 8X).

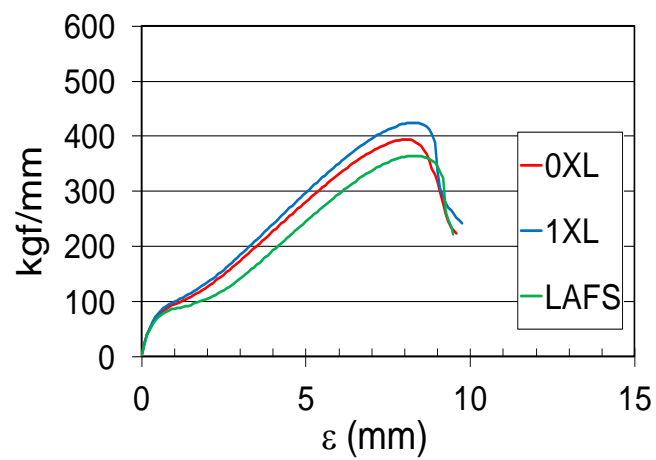


Figura 72 - Curvas do ensaio de Erichsen para amostras Laminadas(0XL e 1XL) e Laminação assimétrica(LAFS).

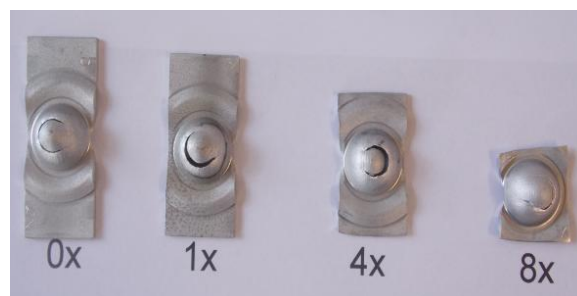


Figura 73 - Imagem das amostras ECA de ensaio de Erichsen.

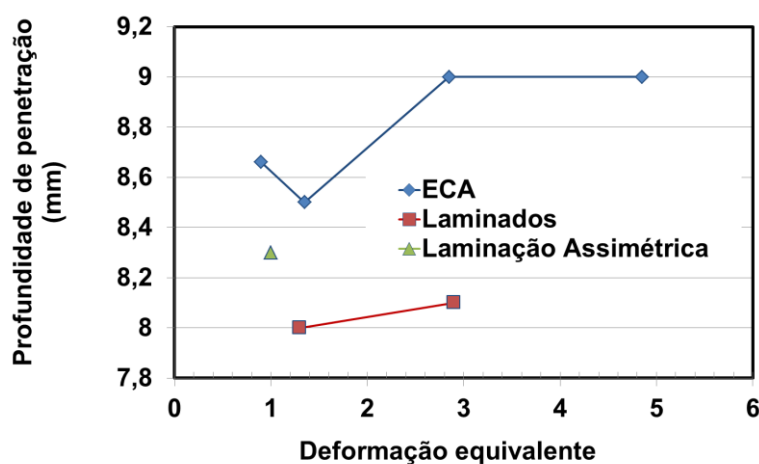


Figura 74 - Índice Erichsen(IE) em função da deformação equivalente de ECA, Laminados(ECA+Laminados) e Laminação Assimétrica(LAFS).

### 5.3. ESTADO RECOZIDO

Como foi visto anteriormente, apesar da deformação plástica severa levar à formação de uma estrutura recristalizada após 8 passes ECA, as propriedades em tração são caracterizadas por um alongamento útil muito reduzido. Para aplicações de estampagem profunda é necessário que o material apresente alongamento uniforme mais elevado, além de baixa anisotropia planar. Por isso o tratamento de crescimento de grão e /ou recristalização se faz necessário.

Serão apresentados as amostras recozidas de ECA, ECA seguida por Laminação Simétrica (L) e Laminação Assimétrica (LA).

#### 5.3.1. Microscopia Óptica (MO)

O aspecto das imagens após o tratamento térmico de 350°C por 1 hora (Figuras 75 a 80) revela que todas as amostras foram recristalizadas e o tamanho de grão recristalizado tende a diminuir com o aumento da deformação equivalente.



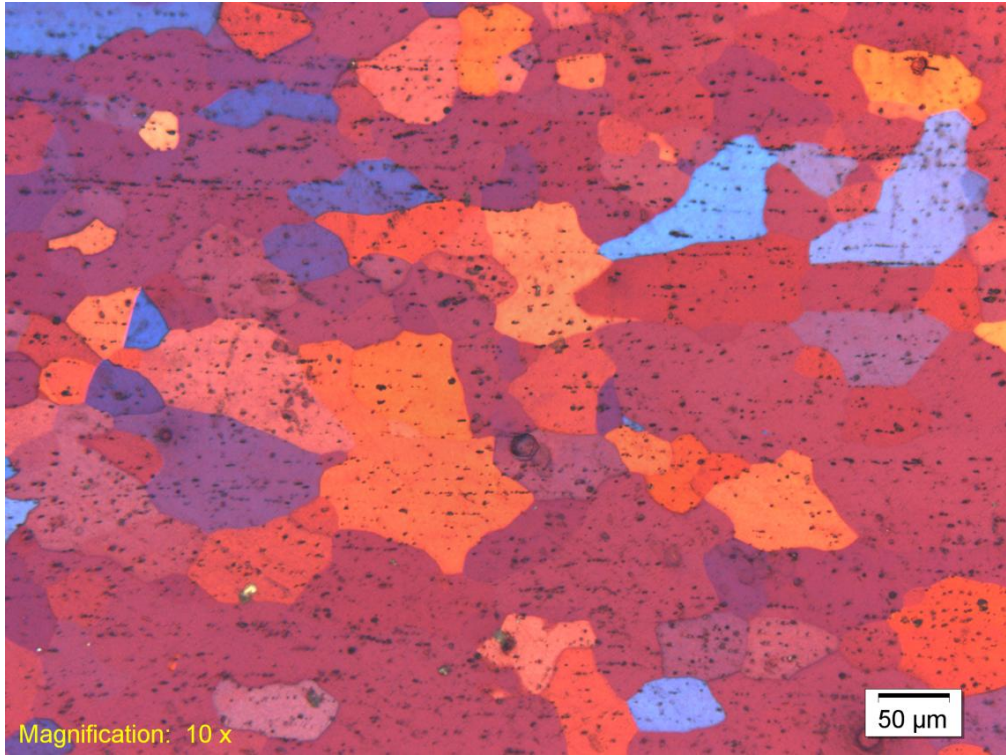


Figura 75 - Micrografia de luz polarizada da amostra ECA de 0XR.

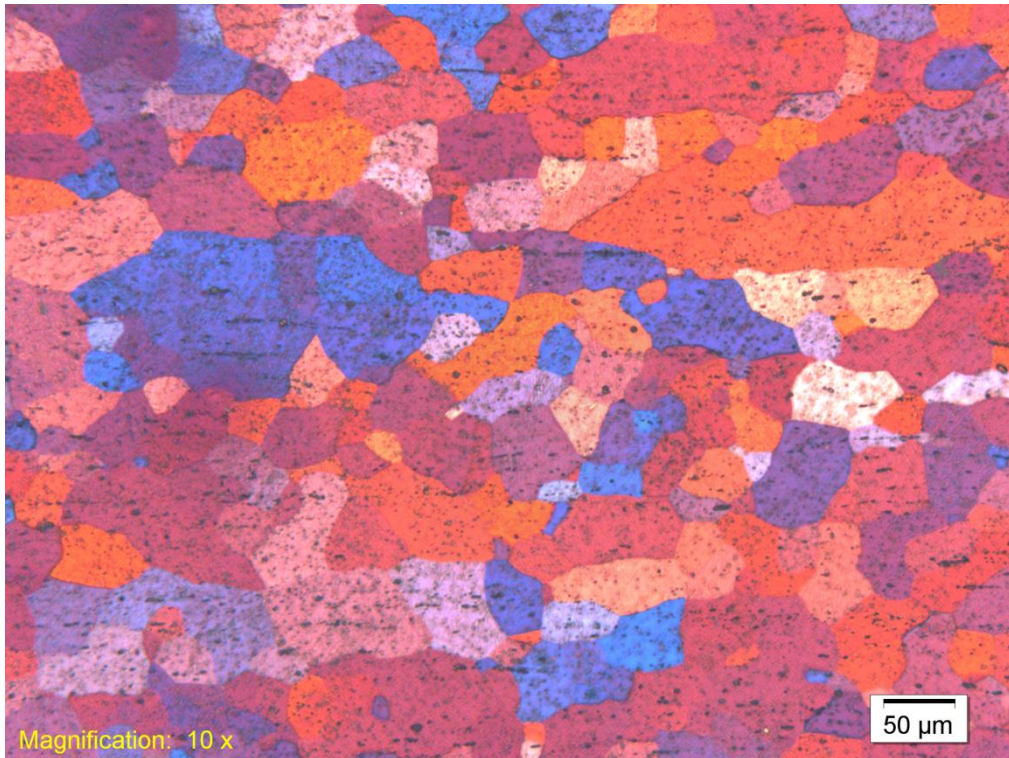


Figura 76 - Micrografia de luz polarizada da amostra ECA 1XR.



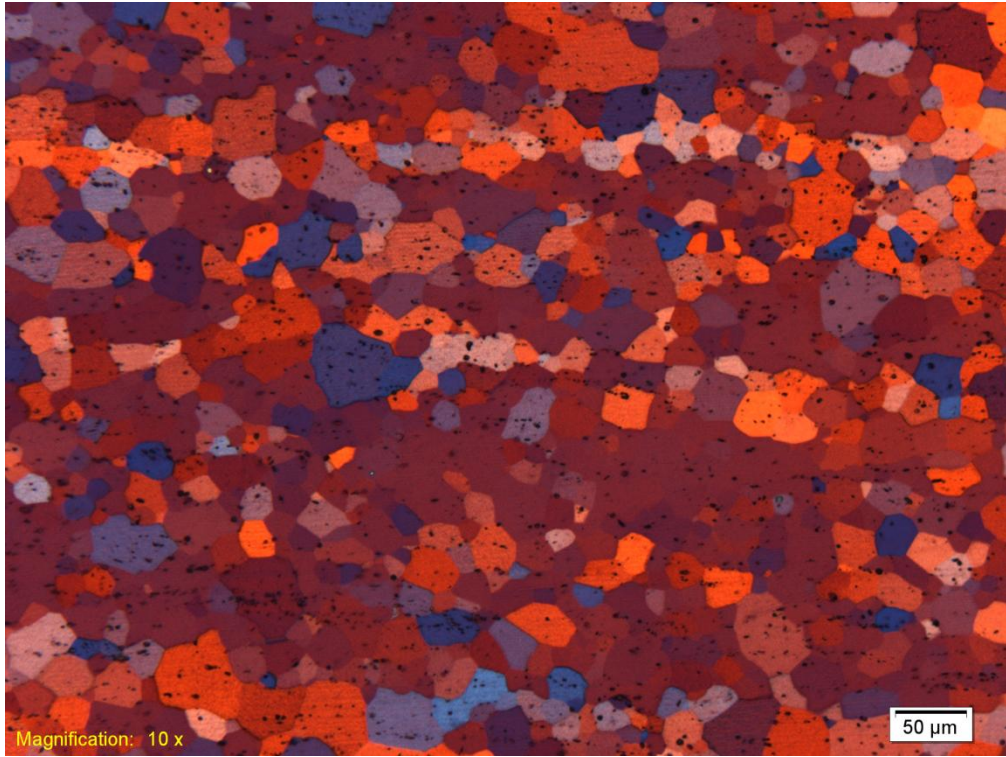


Figura 77 - Micrografia de luz polarizada da amostra ECA 4XR.

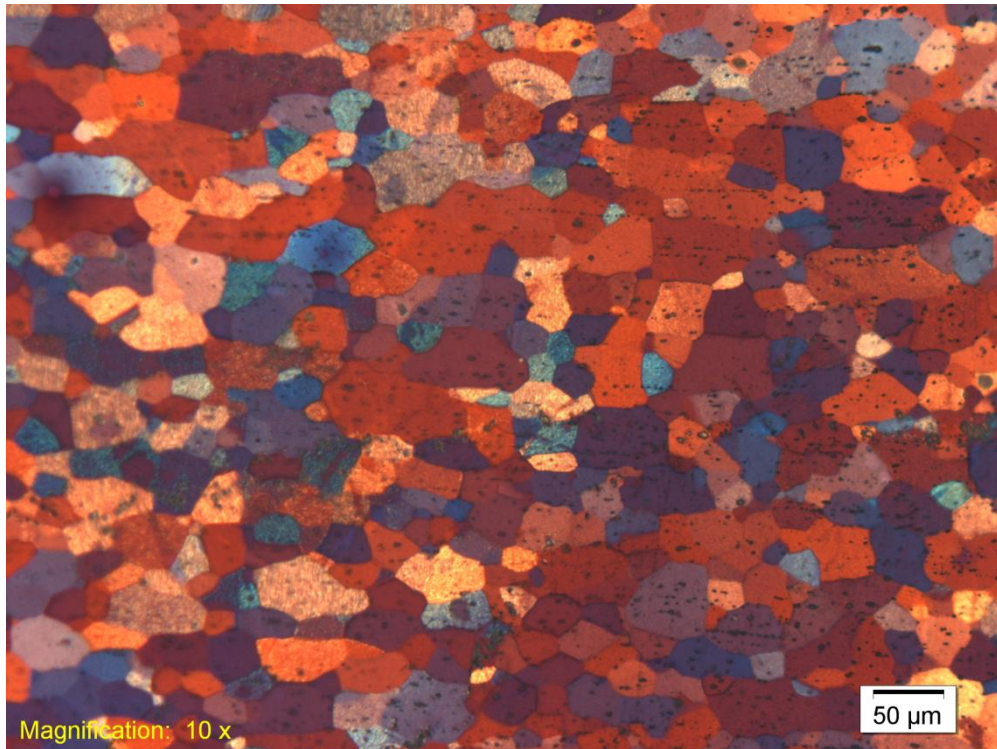


Figura 78 - Micrografia de luz polarizada da amostra ECA 8XR.



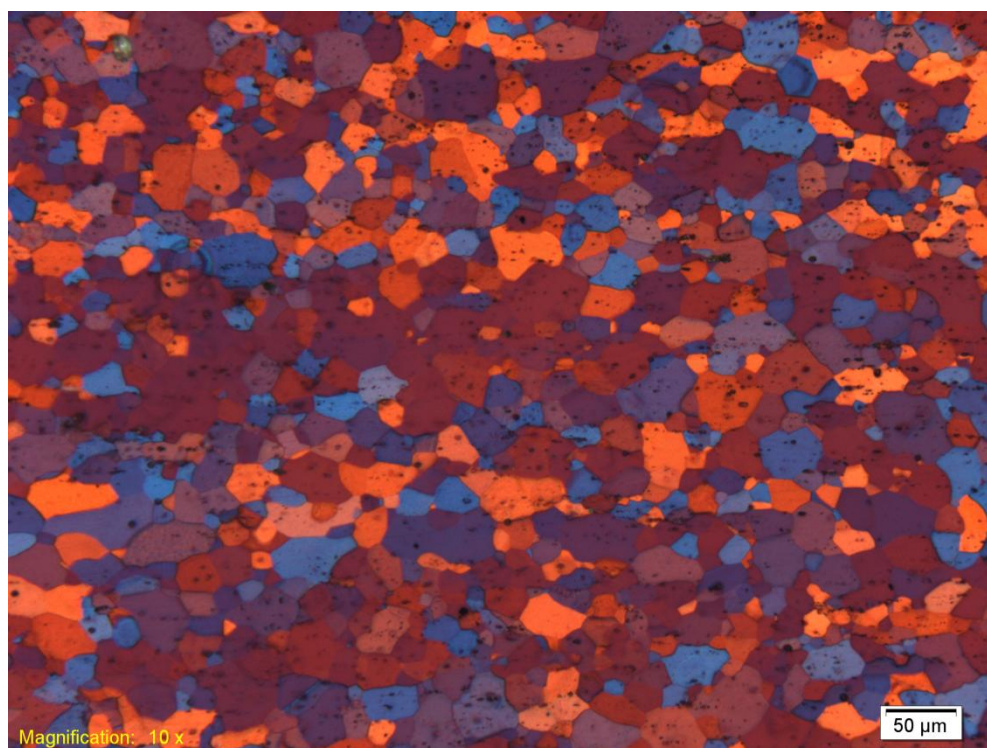


Figura 79 - Micrografia de luz polarizada da amostra ECA 4XLR.

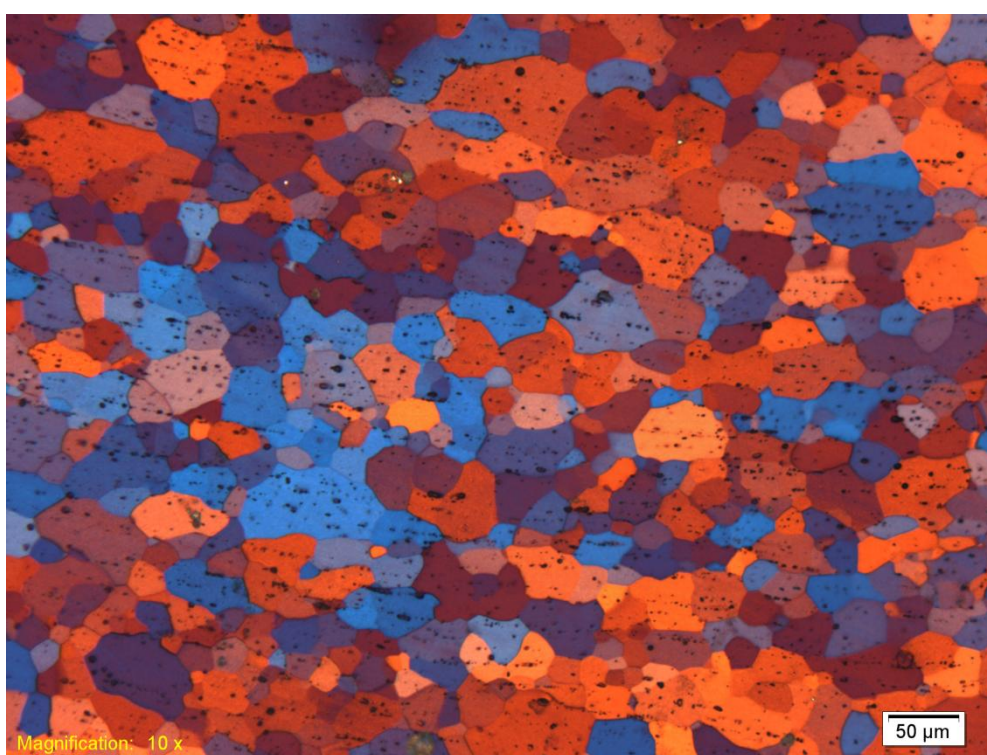


Figura 80 - Micrografia de luz polarizada da amostra Laminação assimétrica (LAFSR).

### 5.3.2. Propriedades após tratamento térmico de recristalização

Na Tabela 13 e na Figura 81 são apresentados os valores de deformação equivalente antes do recozimento, tamanho de grão e dureza após recozimento em função do processo de deformação.

A dureza de todas as peças apresentou valor próximo de 20 HV. O tamanho de grão diminuiu com o aumento da deformação imposta antes do tratamento térmico variando de 42  $\mu\text{m}$  na amostra 0X a 19  $\mu\text{m}$  na amostra 4XL. O tamanho de grão diminuiu com o aumento da deformação, como esperado, mas nas amostras laminadas há uma tendência a grãos recristalizados menores para uma mesma deformação equivalente.

Tabela 13 - Dureza (HV) e Tamanho de grão ( $\mu\text{m}$ ) em função da deformação equivalente antes do recozimento.

Amostra	$\varepsilon_{eq}$ antes do recozimento	Dureza HV	Tamanho de Grão (350°C 1h) $\mu\text{m}$
0X	0,85	17,1 $\pm$ 0,7	42 $\pm$ 4
1X	1,35	21,6 $\pm$ 1,2	34 $\pm$ 3
4X	2,85	22,0 $\pm$ 0,3	24 $\pm$ 4
8X	4,85	21,6 $\pm$ 0,3	25 $\pm$ 1
0XL	2,24	21,7 $\pm$ 0,4	25 $\pm$ 11
1xL	2,74	21,3 $\pm$ 0,2	21 $\pm$ 2
4xL	4,24	21,8 $\pm$ 0,3	19 $\pm$ 2
LAFS	0,95	21,2 $\pm$ 0,3	27 $\pm$ 6

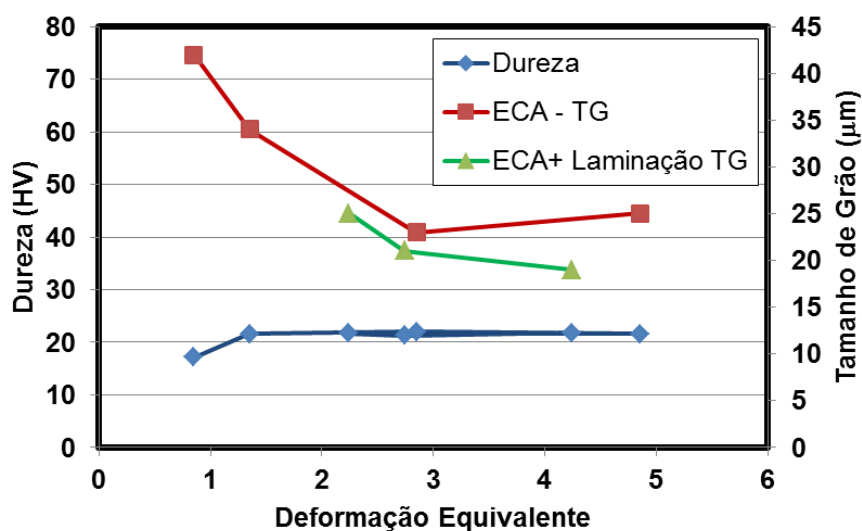


Figura 81 - Tamanho de grão, dureza e deformação equivalente em função das deformações ECA e ECA+L.

#### 5.3.2.1. Ensaio de tração (3 direções )

Nas Figuras 82 a 84 são apresentados os respectivos comportamentos mecânicos devido ao ensaio de tração das amostras nas 3 direções para o índice de anisotropia.

O material recozido apresentou valores de limite de escoamento entre 40 e 50 MPa para amostras deformadas por ECA como pode ser verificado nas Figuras 82 e 83. Ao se analisar as três direções dos corpos de provas seccionados a 0°, 45° e 90°, com relação à direção de extrusão ou Laminação, é possível perceber que na amostra 0XR os limites de escoamento são bem distintos, já nas amostras ECA(1XR,4XR e 8XR) as curvas tensão x deformação tendem a se aproximar com o aumento da deformação indicando uma maior homogeneidade de propriedades. Nas amostras ECA+ laminação (4XLR) e de laminação assimétrica (LAFSR) (Figura 84), as amostras voltam a apresentar heterogeneidade no limite de escoamento e na taxa de encruamento.

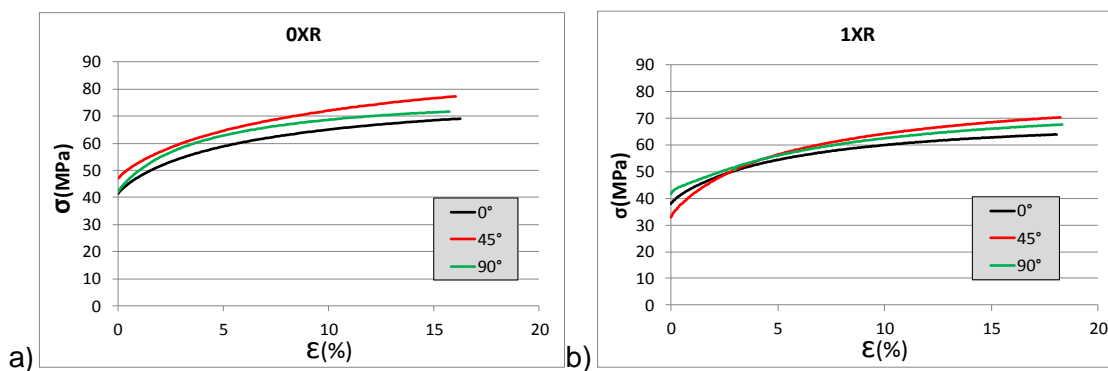


Figura 82 - Ensaio de tração interrompido nas 3 direções(0°, 45° e 90°) em relação a direção da extrusão/laminação para as amostras ECA: a) 0XR e b) 1XR.

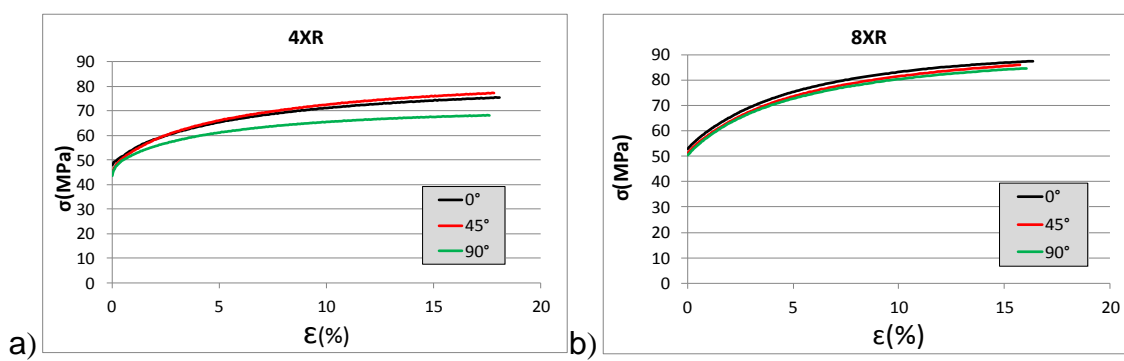


Figura 83 - Ensaio de tração interrompido nas 3 direções(0°, 45° e 90°) em relação a direção da extrusão/laminação para as amostras ECA: a) 4XR e b) 8XR).

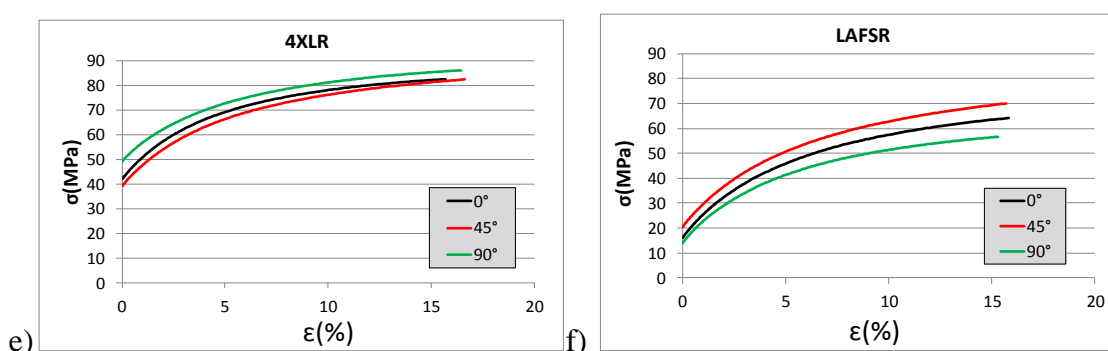


Figura 84 - Ensaio de tração interrompido nas 3 direções(0°, 45° e 90°) em relação a direção da extrusão/laminação para as amostras Laminadas: a)4XLR e b) LAFSR.

### 5.3.3. Textura

As tabelas 14,15 e 16 apresentam os resultados das texturas (FDO para  $\phi_2=0^\circ$  e  $45^\circ$ ) para amostras recozidas:



Tabela 14 - FDOs para  $\varphi_2=0^\circ$  e  $\varphi_2=45^\circ$  das amostras deformadas por ECA e recozidas a  $350^\circ\text{C}$  por 1h.

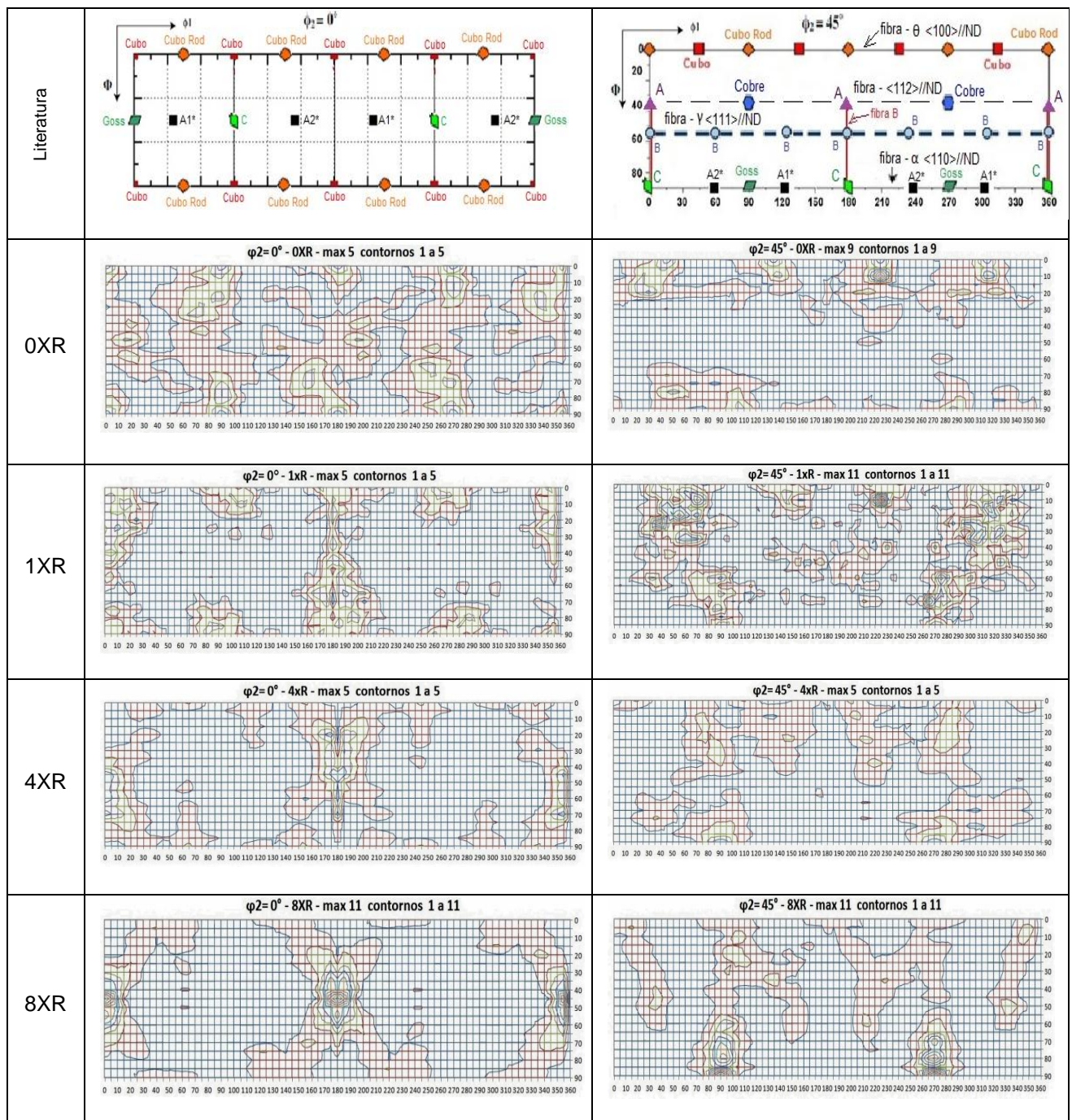




Tabela 15 - FDOs para  $\varphi_2=0^\circ$  e  $\varphi_2=45^\circ$  das amostras deformadas por ECA+ laminação e recozidas a  $350^\circ\text{C}$  por 1h.

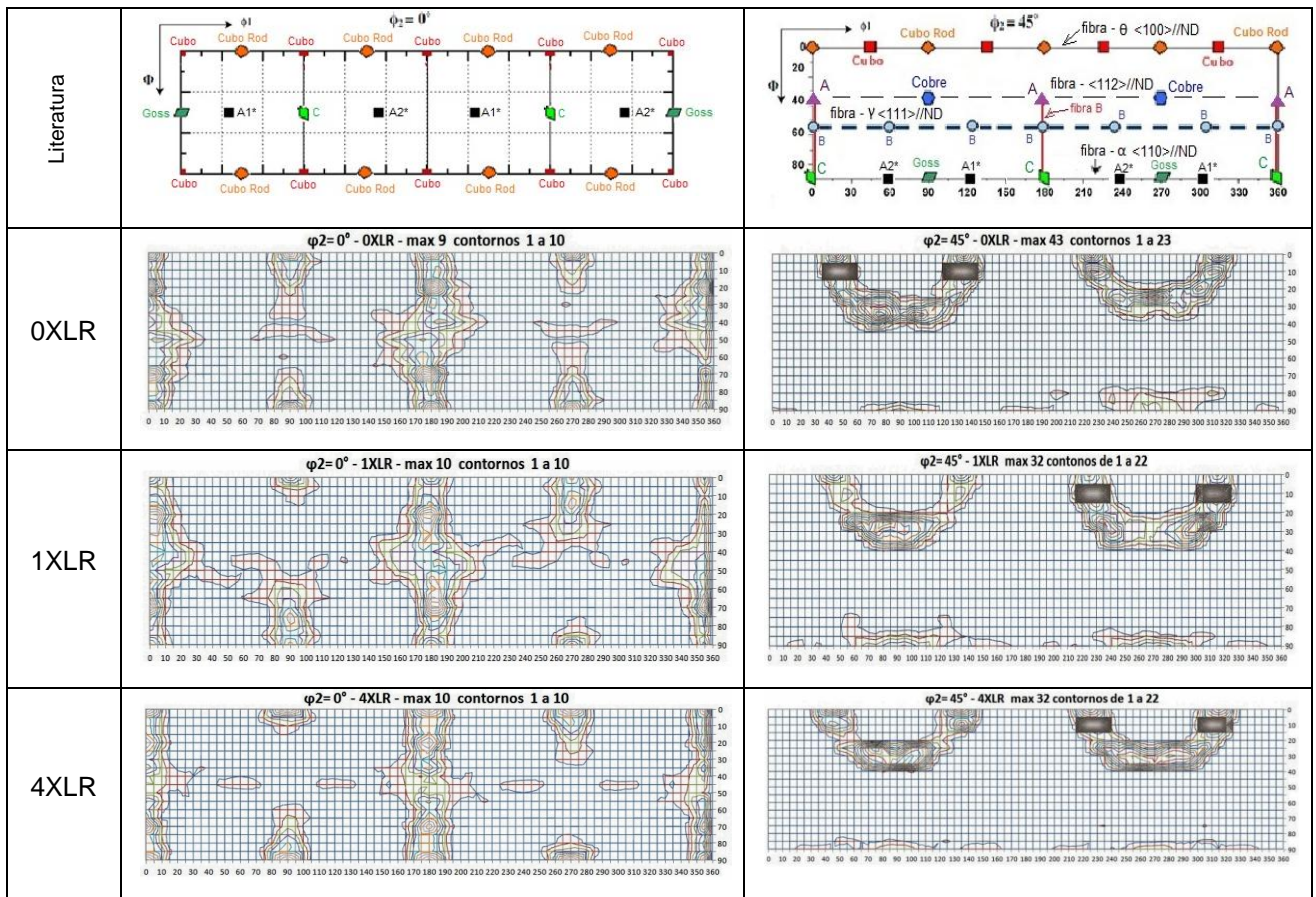
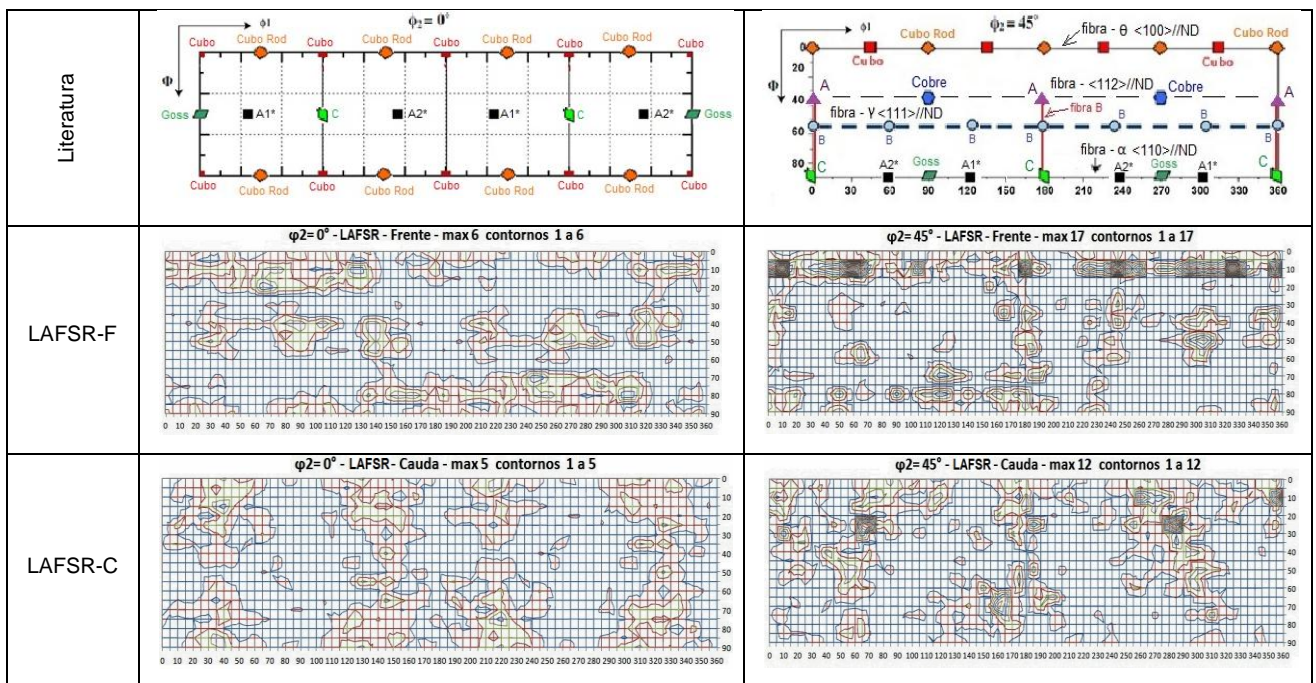


Tabela 16 - FDOs para  $\varphi_2=0^\circ$  e  $\varphi_2=45^\circ$  das amostras deformadas por laminação assimétrica e recozidas a  $350^\circ\text{C}$  por 1h.



A textura das amostras ECA apresentam ligeira modificação com relação ao estado encruado e as intensidades permaneceram baixas. Ocorreu uma dispersão das orientações  $\langle 111 \rangle // ND$  na amostra 1XR, mas as intensidades das orientações cubo ainda são intensas. Para 4XR, Cubo Rodado e C estão presentes e diminuiu a intensidade da fibra  $\langle 111 \rangle // ND$ . Após 8 passes (8XR), a orientação Goss foi a mais intensa e se observa a manutenção de orientações na fibra  $\langle 111 \rangle$  assim como da orientação cubo rodado.

Nas amostras ECA+ laminação a textura de recristalização é a típica de material laminado com altas taxas de deformação: ocorre textura cubo intensa e a textura de laminação (orientações cobre, latão e Goss) foi parcialmente retida. As intensidades de textura são mais altas do que nas amostras ECA recozidas.

Nas amostras de laminação assimétrica, percebe-se uma diferença entre frente e cauda na mesma amostra evidenciando a heterogeneidade da deformação ao longo da amostra. Nesta amostra a fibra  $\langle 100 \rangle // ND$  teve a maior intensidade e apresentou tanto orientações cubo como cubo rodado. A Fibra  $\langle 111 \rangle // ND$  apesar de pouco intensa também está presente, assim como intensidades dispersas nas fibras  $\langle 112 \rangle // ND$  e  $\langle 110 \rangle // ND$ . As intensidades são comparáveis às obtidas nas amostras ECA.

Os gráficos das figuras 85 a 87 apresentam a soma das intensidades na região correspondente às texturas:  $\langle 100 \rangle // ND$ ,  $\langle 112 \rangle // ND$ ,  $\langle 111 \rangle // ND$ ,  $\langle 110 \rangle // ND$ .

Nos processos onde o cisalhamento está presente (ECA e LAFS) há uma tendência de redução da intensidade de textura e de uma distribuição de orientações mais homogênea, tendendo ao aleatório, Já nas amostras laminadas ocorrem orientações bem específicas e de mais alta intensidade. Para todos os processos há ocorrência predominante de orientações na fibra  $\langle 100 \rangle // ND$ , mas estas são mais concentradas nas amostras laminadas. A fibra  $\langle 111 \rangle // ND$  permanece após a recristalização, mas não é a de maior intensidade nas amostras ECA e o aumento da deformação tende a intensificar a orientação do tipo Goss.



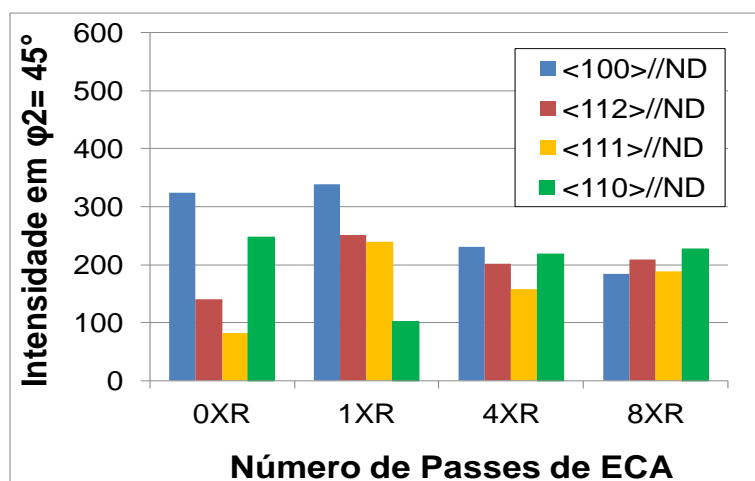


Figura 85 - Gráfico da soma das intensidade na região das fibras:<100>//ND), <112>//ND, <111>//ND,<110>//ND para as amostras recozidas de ECA

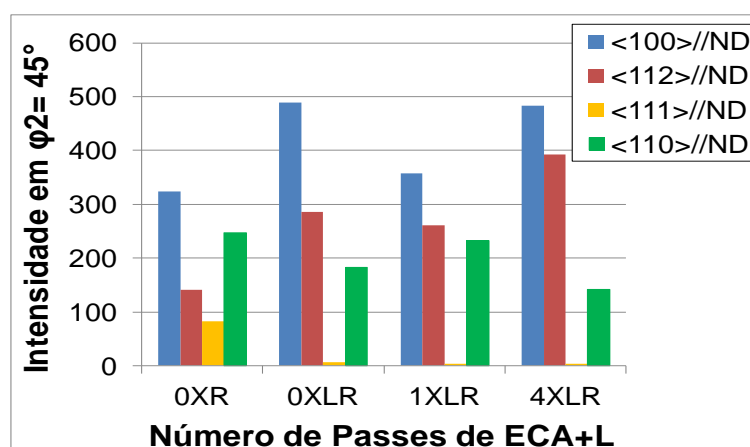


Figura 86 - Gráfico da soma das intensidade na região das fibras:<100>//ND), <112>//ND, <111>//ND,<110>//ND para as amostras recozidas ECA+L.

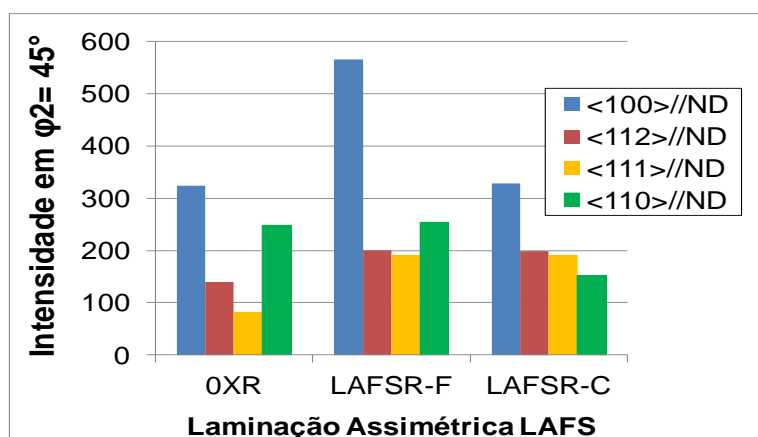


Figura 87 - Gráfico da soma das intensidade na região das fibras:<100>//ND), <112>//ND, <111>//ND,<110>//ND para as amostras recozidas de Laminação assimétrica(LAFSR).

Na literatura há um número maior de trabalhos sobre a textura de deformação, mas poucos trabalhos sobre a textura de recozimento após a deformação ECA. Os resultados do presente trabalho se assemelham aos obtidos por Park e Lee (2008). Alí foi observada uma variação da intensidade de cisalhamento ao longo da espessura das chapas deformadas por ECA, com cisalhamento mais intenso na superfície do que no centro da amostra. Após o recozimento as orientações de deformação foram mantidas e houve aumento da intensidade da contribuição do cubo rodado.

Na laminação assimétrica, os resultados de textura após a deformação na literatura (JIN; LLOYD, 2005, 2007; LEE; DONG, 2008) apontam para o surgimento da fibra  $\langle 111 \rangle // ND$ . Após a recristalização os autores apontam para uma dispersão das orientações, mas a manutenção da fibra  $\langle 111 \rangle // ND$  tem diferentes resultados dependendo das condições experimentais aplicadas. Como não são dadas as condições de atrito entre cilindros a intensidade de cisalhamento imposta não pode ser comparada. Os resultados do presente trabalho se aproximam dos apresentados por Kim et al. (2013), embora a intensidade de cisalhamento nominal imposta por este autor seja maior.

#### **5.3.4. Anisotropia plástica**

A figura 88 apresenta os resultados do índice  $r$  de ECA ( $a$ ) onde o  $r$  normal cresce com o aumento do número de passes, mas o valor de  $r$  planar também é aumentado. Com o primeiro passe (1XR)  $r$  normal é reduzido, mas a partir de 4XR seu valor aumenta até alcançar 1,23 que é mesma tendência apresentada por Lapovok *et al.* (2008).

Processo	Direção	r	r normal	r planar
0XR	0°	0,90	0,96	0,23
	45°	0,84		
	90°	1,25		
1XR	0°	0,89	0,91	0,60
	45°	0,61		
	90°	1,54		
4XR	0°	1,51	0,94	0,43
	45°	0,73		
	90°	0,81		
8XR	0°	2,38	1,23	0,98
	45°	0,74		
	90°	1,05		

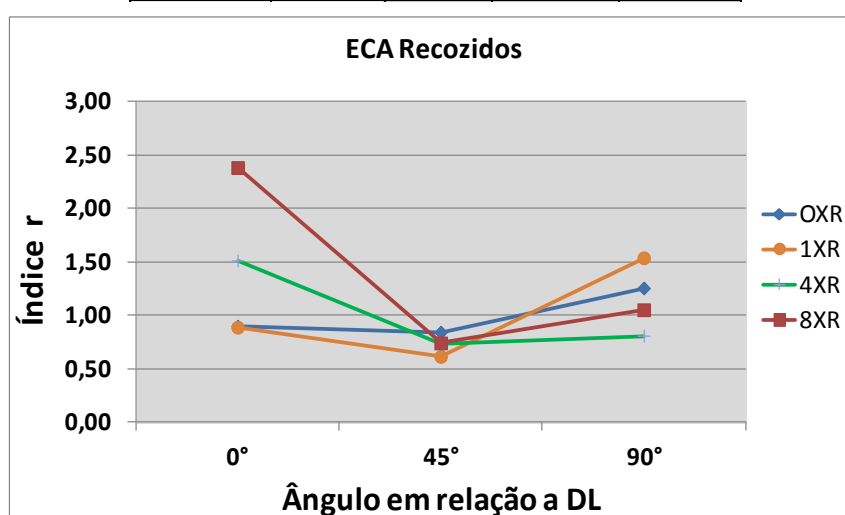


Figura 88 - Índice r (normal e planar) das amostras ECA (0XR, 1XR, 4XR e 8XR).

Na figura 89a, o gráfico do índice r em função do número de passes ECA mostra um maior ganho de conformabilidade do r normal em decorrência de uma menor perda em r planar. No caso de 8X ocorre um aumento no r normal que é bom resultado para estampagem profunda, porém o grande aumento do r planar indica um aumento da anisotropia do fluxo do material no plano da chapa que pode causar orelhamento. Se considerarmos uma melhor combinação entre os dois parâmetros o 4X tem valores mais equilibrados.

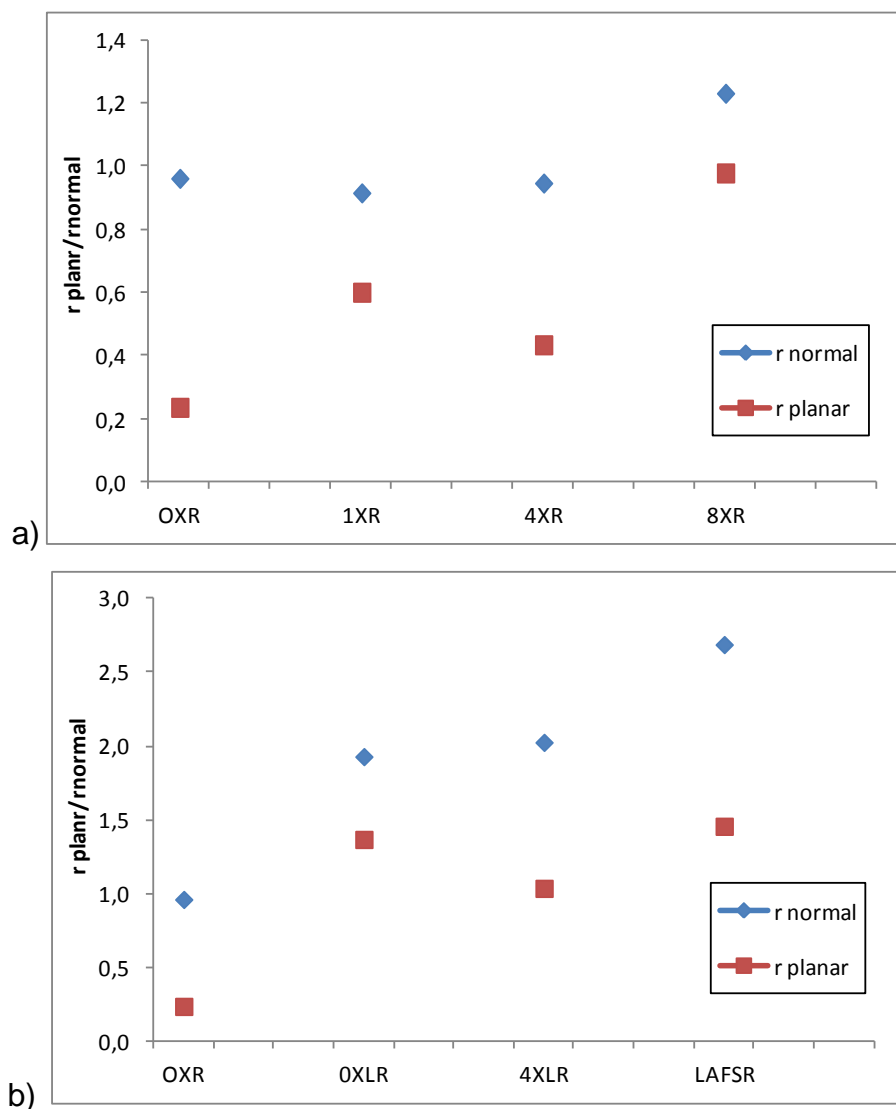


Figura 89 - Variação da anisotropia normal e planar em função do tipo de deformação: a)deformação ECA, b)deformação ECA +L e Laminação Assimétrica LAFS.

A figura 90 apresenta os resultados de  $r$  dos materiais laminados. O valor de  $r$  normal se afasta demasiadamente de 1 bem como  $r$  planar se afasta de 0, demonstrando que a conformabilidade não é tão favorável quanto a apresentada nas amostras de ECA.

Processo	Direção	r	r normal	r planar
OXR	0°	0,90	0,96	0,23
	45°	0,84		
	90°	1,25		
0XLR	0°	1,26	1,93	1,37
	45°	2,61		
	90°	1,23		
4XLR	0°	1,24	2,02	1,03
	45°	2,54		
	90°	1,77		
LAFSR	0°	1,53	2,69	1,46
	45°	3,42		
	90°	2,39		

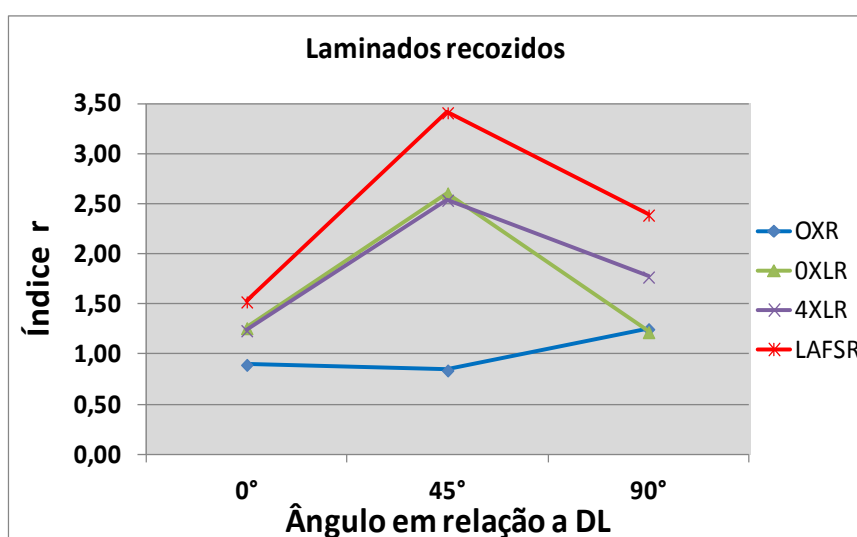


Figura 90 - Índice r (normal e planar) das amostras Laminadas(0XR, 0XLR, 4XLR e LAFSR).

As amostras de ensaio Erichsen de ECA (0XR, 1XR e 4XR) conseguiram uma melhora na profundidade atingindo valores próximos de 10 mm conforme a figura 91. A amostra LAFSR rompeu com profundidade de 9,2 mm.

Embora não tenha havido manutenção da intensidade da fibra  $\langle 111 \rangle // ND$ , os resultados de anisotropia e de estampagem mostraram uma melhora da estampabilidade das amostras deformadas por ECA com relação às amostras laminadas.

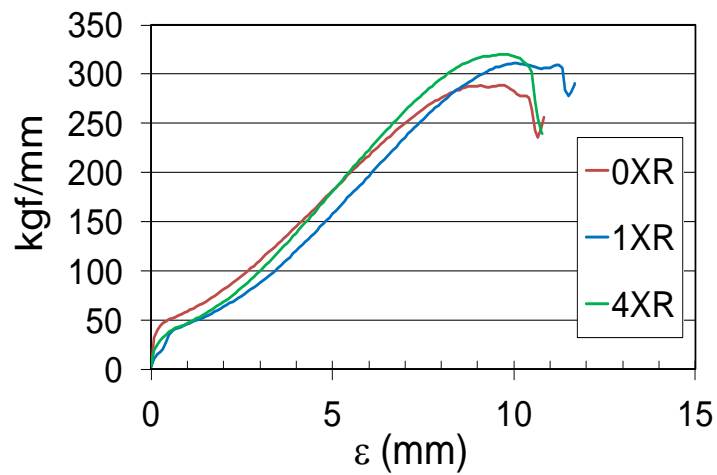


Figura 91 - Resultados de ensaio de Erichsen para amostras ECA e Laminadas recozidas.

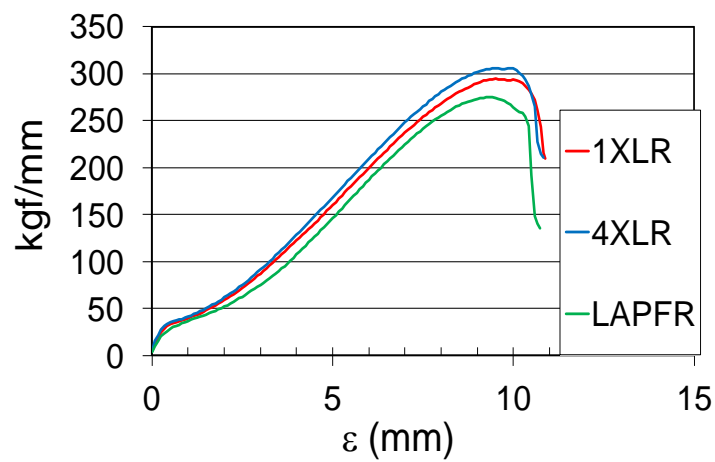


Figura 92 - Resultados de ensaio de Erichsen para amostras ECA e Laminadas recozidas.

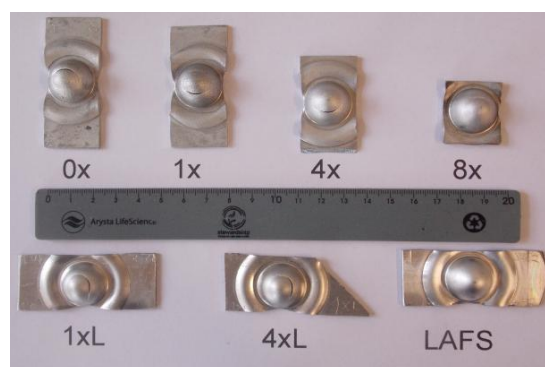


Figura 93 - Resultados de ensaio de Erichsen para amostras ECA e Laminadas recozidas.

## 6. CONCLUSÕES

Neste trabalho foram estudadas rotas de processamento visando melhorar a estampabilidade de chapas de alumínio AA1050. Foram comparados três processamentos: extrusão em canal angular (ECA). Laminação e laminação assimétrica (LA).

O tamanho de grão foi reduzido por ECA, por processo de recristalização dinâmica induzida pela deformação plástica severa. A evolução da deformação equivalente comparada com o aumento da dureza indicou uma estabilização do tamanho de grão/célula após 8 passes ou uma deformação equivalente de 5.

A textura após um passe de ECA se aproximou da textura ideal para matriz ECA de  $120^\circ$ , com uma rotação de corpo rígido de aproximadamente  $30^\circ$ . Para deformações com 4 e 8 passes, a textura evoluiu para um espalhamento das orientações do tipo  $\gamma$   $\{111\} \langle 110 \rangle$ , de orientação do tipo Cubo rodado  $\{100\} \langle 110 \rangle$  e C  $\{110\} \langle 110 \rangle$ . O aumento da deformação causou a diminuição da intensidade de textura.

A laminação convencional após ECA retornou às orientações típicas de laminação: Latão, Cobre e Goss e um aumento da intensidade de textura.

O processo de laminação assimétrica é muito influenciado pelo atrito entre os cilindros de laminação e a chapa, somente com a modificação da rugosidade dos cilindros foi possível eliminar o escorregamento. Taxa de redução por passe também é uma variável que influencia na quantidade de cisalhamento imposto no processo. A diminuição da taxa de redução de 10 para 5% por passe aumentou a rotação da orientação. Após estas modificações foi introduzido um cisalhamento que causou mudança perceptível na textura do material.

A rotação de corpo rígido obtida por LA foi menor do que a atingida pelo processo ECA, com efeito fraco na formação de fibra  $\langle 111 \rangle // ND$  e aparecimento de intensidades cubo rodado na fibra  $\langle 100 \rangle // ND$ . A simetria da deformação de laminação foi destruída e a intensidade de textura do material deformado reduzida.



Na condição como deformado ECA e LAFS produziram um aumento da profundidade de penetração no ensaio Erichsen, com relação ao material laminado convencionalmente.

Para os diferentes métodos de deformação foi possível definir uma única relação constitutiva ajustando os dados experimentais deste trabalho a uma equação do tipo Voce:

$$\sigma = 170 - (120)e^{-0,5} \quad (\text{MPa})$$

e uma relação experimental entre tensão de escoamento e dureza:

$$LE = 3,7 \times HV - 39,35 \quad (\text{MPa})$$

No entanto, foi observada uma diferença na distribuição da deformação e de orientações cristalográficas entre a deformação ECA e a laminação. Esta distribuição teve influência significativa na textura obtida após o recozimento.

A orientação de fibra  $\gamma$   $\langle 111 \rangle // \text{ND}$  obtida na deformação ECA não permaneceu estável após o recozimento e o aumento da deformação embora tenha mantido uma intensidade baixa reforçou a orientação Goss após o tratamento térmico.

As amostras laminadas apresentaram textura típica de recozimento após a laminação independente do grau de encruamento aplicado antes do tratamento térmico, com textura cubo intensa e alguma retenção das orientações de laminação.

No ensaio de anisotropia, a amostra deformada por ECA 4 passes recozida apresentou a melhor combinação entre índices de anisotropia planar (0,43) e normal (0,98) e um alta penetração no ensaio Erichsen, mostrando uma melhora de propriedades com relação às amostras produzidas por laminação convencional.

A amostra de laminação assimétrica recozida apresentou forte intensidade de orientações na fibra  $\langle 100 \rangle // \text{ND}$  com a presença concomitante de orientações cubo e cubo-rodado. Esta amostra apresentou alta anisotropia planar (1,46) e uma

profundidade de penetração no ensaio Erichsen menor do que as amostras laminadas convencionalmente.

A deformação por cisalhamento se mostrou adequada para diminuir anisotropia de deformação em chapas de alumínio, sendo a deformação por ECA 4 passes a mais eficiente. A laminação assimétrica é um método alternativo de indução de cisalhamento na deformação, no entanto a relação diferença de velocidade entre os cilindros de laminação de 1,2 não foi suficiente para gerar uma textura equivalente à deformação por ECA.



## REFERÊNCIAS

ABDULSTAAR, M. A.; MHAEDE, M. Fatigue behaviour of commercially pure aluminium processed by rotary swaging. **Journal of Materials Science**, Norwell, v. 49, p. 1138-1143, 2014.

ADVANCED INDUSTRIAL SCIENCE AND TECHNOLOGY. **Development of a new rolling process for commercial magnesium alloy sheets with high room-temperature formability.** Disponível em: <[http://www.aist.go.jp/aist\\_e/latest\\_research/2010/20100217/20100217.html](http://www.aist.go.jp/aist_e/latest_research/2010/20100217/20100217.html)>. Acesso em: 11 mar. 2014.

ALBOU, A.; DRIVER, J. H.; MAURICE, C. Microband evolution during large plastic strains of stable  $\{110\}$ -Al-Mn crystals. **Acta Materialia**, Oxford, v. 58, p. 3022-3034, 2010.

AZUSHIMA, A. et al. Manufacturing Technology Severe Plastic Deformation (SPD) processes for metals. **CIRP Annals: Manufacturing Technology**, Paris, v. 57, p. 716-735, 2008.

BAY, B. et al. Overview no. 96 evolution of f.c.c. deformation structures in polyslip. **Acta Metallurgica et Materialia**, New York, v. 40, n. 2, p. 205-219, 1992.

BEYERLEIN, I. J.; TOMÉ, C. N. Analytical modeling of material flow in equal channel angular extrusion (ECAE). **Materials Science & Engineering A**, Lausanne, v. 380, p. 171-190, 2004.

BEYERLEIN, I. J.; TÓTH, L. S. Progress in Materials Science Texture evolution in equal-channel angular extrusion. **Progress in Materials Science**, London, v. 54, n. 4, p. 427-510, 2009.

BOLMARO, R. E.; KOCKS, U. F. A comparison of the texture development in pure and simple shear and during path changes. **Scripta Metallurgica et Materialia**, Elmsford, v. 27, p. 1717-1722, 1992.

CHOI, S. et al. Effect of reduction ratio on annealing texture and r -value directionality for a cold-rolled Al - 5 % Mg alloy. **Materials Science & Engineering A**, Lausanne, v. 519, p. 77-87, 2009.

CRYSTAL texture. Disponível em: <[http://www.crystaltexture.com/ibp\\_1.htm](http://www.crystaltexture.com/ibp_1.htm)>. Acesso em: 5 nov. 2014.

DIETER, G. E. **Mechanical metallurgy**. Singapore: McGraw-Hill, 1988. p. 751.

ESTRIN, Y. **Unified constitutive laws of plastic deformation**. Orlando: Academy Press, 1996. p. 69.

ESTRIN, Y.; MURASHKIN, M.; VALIEV, R. Z. Ultrafine grained aluminium alloys: processes, structural features and properties. In: LUMLEY, R. (Ed.). **Fundamental of aluminium metallurgy**: production, processing and applications. Cambridge: Woodhead Publishing Limited, 2010. p. 468-503.

ESTRIN, Y.; VINOGRADOV, A. Extreme grain refinement by severe plastic deformation: A wealth of challenging science. **Acta Materialia**, Oxford, v. 61, n. 3, p. 782-817, 2013.

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**, Lousanne, v. 619, p. 585-591, Jan. 2015.

GODINHO, W. Obtenção de produtos laminados de alumínio através do vazamento contínuo de bobina. In: SEMINÁRIO ALUMÍNIO PARA UTENSÍLIOS DOMÉSTICOS, 1., 2004, São Paulo. **Anais...** São Paulo: ABAL, 2004. Não paginado.

HAN, J. et al. Evaluation of formability and planar anisotropy based on textures in aluminum alloys processed by a shear deforming process. **Materials Science & Engineering A**, Lausanne, v. 477, p. 107-120, 2008.

HAN, J.-H. et al. Effects of the deformation history and the initial textures on the texture evolution in an Al alloy strip during the shear deforming process. **Acta Materialia**, Oxford, v. 52, p. 4907-4918, 2004.

HATCH, J. E. **Properties and physical metallurgy**. [S.I.]: American Society for Metals, 1984. p. 424.

HIRSCH, J.; AL-SAMMAN, T. Superior light metals by texture engineering: Optimized aluminum and magnesium alloys for automotive applications. **Acta Materialia**, Oxford, v. 61, n. 3, p. 818-843, 2013.

HUANG, C. X. et al. Formation mechanism of nanostructures in austenitic stainless steel during equal channel angular pressing. **Philosophical Magazine**, London, v. 87, n. 31, p. 4949-4971, 2007.

HUANG, Y.; PRANGNELL, P. B. Orientation splitting and its contribution to grain refinement during equal channel angular extrusion. **Journal of Materials Science**, Norwell, v. 43, p. 7273-7279, 2008.

HUGHES, D. A.; HANSEN, N. High angle boundaries formed by grain subdivision mechanics. **Acta Materialia**, Oxford, v. 45, n. 9, p. 3871-3886, 1997.

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**, Oxford, v. 51, p. 1087-1102, 2003.

INTRODUCTION to Orientation Imaging Microscopy. Disponível em: <<http://web.stanford.edu/group/snl/SEM/OIMIntro.htm>>. Acesso em: 5 nov. 2014.

IWAHASHI, Y. et al. Principle of equal-channel angular peessing for the processing of ultra-fine grained materials. **Scripta Materialia**, Bethesda, v. 35, n. 2, p. 143-146, 1996.

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

JIN, H.; LLOYD, D. J. The reduction of planar anisotropy by texture modification through asymmetric rolling and annealing in AA5754. **Materials Science & Engineering A**, Lausanne, v. 399, p. 358-367, 2005.

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

KANG, S.-B. et al. Efect of Asymetric rolling on the texture and mechanical properties of AA6111- Aluminum sheet. **Transactions, Metallurgical and Materials**, [S.l.], v. 36, p. 3141-3149, 2005.

KAWASAKI, M.; HORITA, Z.; LANGDON, T. G. Microstructural evolution in high purity aluminum processed by ECAP. **Materials Science & Engineering A**, Lausanne, v. 524, p. 143-150, 2009.

KIM, H. et al. Materials science & engineering a high-formability Al alloy sheet produced by asymmetric rolling of strip-cast sheet. **Materials Science & Engineering A**, Lausanne, v. 574, p. 31-36, 2013.

KIM, H.-K.; LEE, D. N. Analysis of deformation textures of asymmetrically rolled aluminum sheets. **Acta Materialia**, Oxford, v. 49, p. 2583-2595, 2001.

KIM, K.-H.; LEE, D. N. Analysis of deformation textures of asymmetrically rolled aluminum sheets. **Acta Materialia**, Oxford, v. 49, p. 2583-2595, 2001.

KOCKS, U. F. Laws for work-hardening and low-temperature creep. **Journal of Engineering Materials and Technology**, New York, p. 76-85, 1976.

KUHLMANN-WILSDORF, D.; HANSEN, N. Geometrically necessary, incidental and subgrain boundaries. **Scripta Metallurgica et Materialia**, Elmsford, v. 25, n. 18, p. 1557-1562, 1991.

LANKFORD, W. T.; SNYDER, S. C.; BAUSHER, J. A. New criteria for predicting the press performance of deep drawing sheets. **Trans. ASM**, [S.I.], v. 42, p. 1197-1205, 1950.

LAPOVOK, R. et al. Processing and properties of ultrafine-grain aluminium alloy 6111 sheet. **Journal of Engineering Materials and Technology**, New York, v. 200, p. 441-450, 2008.

LEE, J.; DONG, N. L. Texture control and grain refinement of AA1050 Al alloy sheets by asymmetric rolling. **International Journal of Mechanical Sciences**, Elmsford, v. 50, p. 869-887, 2008.

LEE, S. H.; LEE, D. N. Analysis of deformation textures of asymmetrically rolled steel sheets. **International Journal of Mechanical Sciences**, Elmsford, v. 43, n. 9, p. 1997-2015, 2001.

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

LESZCZYSKA-MADEJ, B.; PALKA, P.; RICHTER, M. Effect of severe plastic deformation on microstructure and properties of polycrystalline aluminium Al99.5. **Archives of Metallurgy and Materials**, [S.l.], v. 59, n. 1, p. 313-316, 2014.

LI, S.; BEYERLEIN, I. J.; BOURKE, M. A. M. Texture formation during equal channel angular extrusion of fcc and bcc materials: comparison with simple shear. **Materials Science & Engineering A**, Lausanne, v. 394, p. 66-77, 2005.

MCKENZIE, P. W. J.; LAPOVOK, R. ECAP with back pressure for optimum strength and ductility in aluminium alloy 6016 . Part 1: Microstructure. **Acta Materialia**, Oxford, v. 58, n. 9, p. 3198-3211, 2010.

NAKASHIMA, K. et al. Development of a multi-pass facility for equal-channel angular pressing to high total strains. **Materials Science & Engineering A**, Lausanne, v. 281, n. 1-2, p. 82-87, Apr. 2000.

PADILHA, A. F. Encruamento, recuperação, recristalização e textura do alumínio e suas ligas. In: SEMINÁRIO DE METAIS NÃO-FERROSOS, 10., 2002, São Paulo. **Anais...** São Paulo: ABM, 2002. p. 493-522.

PADILHA, A. F.; SICILIANO JR., F. **Encruamento, recristalização, crescimento de grão e textura**. 3. ed. São Paulo: ABM, 2005. p. 232.

PARK, J. Y.; LEE, D. N. Deformation and annealing textures of equal-channel angular pressed 1050 Al alloy strips. **Materials Science & Engineering A**, Lausanne, v. 497, p. 395-407, 2008.

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

ROUMINA, R.; SINCLAIR, C. W. Deformation geometry and through-thickness strain gradients in asymmetric rolling. **Metallurgical and Materials Transactions A**, Warendalle, v. 39, n. 10, p. 2495-2503, July, 2008.

SAKAI, T.; YONEDA, K.; SAITO, Y. Control of Through-thickness shear texture by asymmetric rolling. **Material Science Forum**, [s.l.], v. 396-402, p. 309-14, 2002.



SCHUWARTZ, A. J. et al. (Ed.). **Electron** backscatter diffraction in materials science. 2<sup>nd</sup>. ed. New York: Springer Science, 2009. p. 402.

SEGAL, V. Processing mechanics and structure formation during SPD. In: ALTAN, B. S. (Ed.). **Severe plastic deformation**. [S.I.]: Nova Science Publishers, 2006. p. 1-22.

SEGAL, V. M. Equal channel angular extrusion: from macromechanics to structure formation. **Materials Science & Engineering A**, Lausanne, v. 271, p. 322-333, 1999.

SEVILLANO, J. G.; HOUTTE, P. VAN; AERNOUDT, E. Large strain work hardening and textures. **Progress in Materials Science**, London, v. 25, p. 69-412, 1980.

SIDOR, J. et al. Microstructural and crystallographic aspects of conventional and asymmetric rolling processes. **Acta Materialia**, Oxford, v. 56, p. 2495-2507, 2008.

SIDOR, J.; PETROV, R. H.; KESTENS, L. A. I. Deformation , recrystallization and plastic anisotropy of asymmetrically rolled aluminum sheets. **Materials Science & Engineering A**, Lausanne, v. 528, n. 1, p. 413-424, 2010.

SIGNORELLI, J. W.; BERTINETTI, M. D. L. A. Self-consistent homogenization methods for predicting forming limits of sheet metal. In: KAZEMINEZHAD, M. (Ed.). **Metal forming**: process, tools, design. Rosario: [s.n.], 2012. p. 175-210.

SPRINGER, P. **Simulação computacional, projeto, construção e análise do desempenho de uma matriz para extrusão em canal angular dedicada ao processamento de chapas**. 2012. 94 f. Dissertação (Mestrado em Ciência e Engenharia dos Materiais) - Universidade Federal de São Carlos, São Carlos, 2012.

SZOMBATHELYI, V.; KRALLICS, G. Comparison of mechanical and microstructural properties of conventional and severe plastic deformation processes. **Nano SPD 6**. [S.I.]: Metz, 2014. .

TAYLOR, G. I. The mechanism of plastic deformation of crystals. Part I. Theoretical. **Proceedings of the Royal Society of London. Series A**, London, v. 145, p. 362, 1934.

TÓTH, L. S.; ESTRIN, Y.; LAPOVOK, R.; GU, C. A model of grain fragmentation based on lattice curvature. **Acta Materialia**, Oxford, v. 58, p. 1782-1794, 2010.

TOTTEN, G. E.; MACKENZIE, D. S. **Physical metallurgy and processes: handbook of aluminium**. New York: [s.n.], 2003. p. 1260

VALIEV, R. Z. et al. Producing bulk ultrafine-grained materials by severe plastic deformation. **JOM**, Warrendale, v. 4, p. 33-39, 2006.

VALIEV, R. Z.; ISLAMGALIEV, R. K.; ALEXANDROV, I. V. **Bulk nanostructured materials from severe plastic deformation**. [S.l: s.n.], 2000. v. 45

VALIEV, R. Z.; LANGDON, T. G. Principles of equal-channel angular pressing as a processing tool for grain refinement. **Progress in Materials Science**, London, v. 51, p. 881-981, 2006.

VERLINDEN, B.; LEUVEN, K. U.; ENGINEERING, M. Severe plastic deformation of metals. **MJOM Metalurgija: Journal of Metallurgy**, [s.L.], p. 165-182, 2004.

VIANA, C. S. C.; PAULA, A. S. Textura de deformação. In: WORKSHOP SOBRE TEXTURA E RELAÇÕES DE ORIENTAÇÃO, 2., 2003, São Paulo. **Anais...** São Paulo: [s.n.], 2003. p. 35-54.

VOCE, E. The relationship between stress and strain for homogeneous deformation. **Journal of the Institute of Metals**, London, v. 74, p. 537-562, 1948.

WENK, H.; HOUTTE, P. VAN. Texture and anisotropy. **Reports on Progress in Physics**, Bristol, v. 67, p. 1367-1428, 2004.

YU, H. et al. Asymmetric cryorolling for fabrication of nanostructural aluminum sheets. **Scientific Reports**, [S.l.], art. 2, p. 1-5, 2012.

ZAKY, A.; NASSR, A.; EL-SEBAIE, M. Optimum blank shape of cylindrical cups in deep drawing of anisotropic sheet metals. **Journal of Materials Processing Technology**, Amsterdam, v. 76, n. 1-3, p. 203-211, Apr. 1998.

ZHANG, J.; GAO, N.; STARINK, M. J. Microstructure development and hardening during high pressure torsion of commercially pure aluminium: strain reversal experiments and a dislocation based model. **Materials Science & Engineering A**, Lausanne, v. 528, n. 6, p. 2581-2591, 2011.

ZHILYAEV, A. P. et al. Influence of ECAP processing parameters on texture and microstructure of commercially pure aluminum. **Materials Science & Engineering A**, Lausanne, v. 441, p. 245-252, 2006.

ZHILYAEV, A. P. et al. Microtexture and microstructure evolution during processing of pure aluminum by repetitive ECAP. **Materials Science & Engineering A**, Lausanne v. 429, p. 137-148, 2006.

ZHOU, S. X. et al. Experimental study on material properties of hot rolled and continuously cast aluminum strips in cold rolling. **Journal of Materials Processing Technology**, Lausanne, v. 134, p. 363-373, 2003.

ZHU, Y. T.; LOWE, T. C. Observations and issues on mechanisms of grain refinement during ECAP process. **Materials Science and Engineering**, Lausanne, v. 291, p. 46-53, 2000.

ZUO, F. G. et al. Shear deformation and grain refinement in pure Al by asymmetric rolling. **Transactions of Nonferrous Metals Society of China**, [S.l.], v. 18, p. 774-777, 2008.