

# TEXTURA E FATOR DE LANKFORD DA LIGA AA1050 DEFORMADA POR EXTRUSÃO EM CANAL ANGULAR E TRATADA TERMICAMENTE<sup>1</sup>

Andrea Maderia Kliauga<sup>2</sup>  
Willam Rogerio Sussai<sup>3</sup>  
Maurizio Ferrante<sup>4</sup>  
Vitor Luis Sordi<sup>4</sup>  
Raul Eduardo Bolmaro<sup>5</sup>

## Resumo

Este trabalho estuda a influência da extrusão em canal angular (ECA) e do tratamento de recozimento na textura e no fator de Lankford da liga AA1050 produzida pelo processo caster. Foi analisada a região central das placas de com textura inicial do tipo {011}(211) (latão) e intensidade inicial igual a 25. As amostras foram deformadas em matriz de seção 14x14mm com ângulo interno de 120° seguindo três diferentes rotas de deformação e 1 e 4 passes de extrusão e deformação equivalente a 0,67 por passe. O recozimento foi realizado a 350° C por 1 hora. Com exceção da rota A com eixo de rotação no ECA paralelo à direção transversal de laminação da chapa, todas as rotas testadas resultaram em diminuição da intensidade (aproximadamente 2 a 3 vezes o aleatório) e diminuição do fator de Lankford.

**Palavras-chave:** Alumínio AA1050; Extrusão em canal angular; Textura; Anisotropia de deformação.

## TEXTURE AND LANKFORD FACTOR OF A AA 1050 ALUMINUM ALLOY DEFORMED BY EQUAL CHANNEL ANGULAR PRESSING AND ANNEALED

## Abstract

This work studies the influence of equal channel angular pressing (ECAP) and of the recrystallization heat treatment on texture and Lankford factor of the AA 1050 aluminum alloy produced by the roll casting process. The middle region of the material exhibited a strong brass texture - {011}(211) – with the intensity of 25 times random. The samples were deformed in a die with cross section of 14x14 mm and internal angle of 120° following three different deformation routes and 1 and 4 deformation passes with an equivalent deformation of 0,67 per pass. The annealing heat treatment was performed at 350 °C for 1 hour. With the exception of route A having the transverse to rolling direction parallel to the transverse to extrusion direction, all the tested routes diminished the texture intensity (to approximately 2 to 3 times random) and lowered the Lankford factor.

**Key-words:** AA1050 aluminum alloy; Equal channel angular pressing; Texture; Anisotropy factor.

<sup>1</sup> Contribuição técnica ao 67<sup>o</sup> Congresso ABM - Internacional, 31 de julho a 3 de agosto de 2012, Rio de Janeiro, RJ, Brasil.

<sup>2</sup> Dr. Eng. Materiais Prof. Dep. Eng. Produção Campus Sorocaba, UFSCar, Sorocaba, Brasil

<sup>3</sup> Eng. Materiais. Mestrando Dep. Eng. Materiais, São Carlos UFSCar; Brasil

<sup>4</sup> Dr. Eng. Materiais. Prof. Dep. Eng. Materiais, São Carlos UFSCar; Brasil

<sup>5</sup> Dr. Física Prof. Instituto de Física Rosario (IFIR)- C- UFSCar Rosario, Argentina

## 1 INTRODUÇÃO

Os métodos de deformação plástica severa (DPS) de metais e ligas ativam mecanismos de redução do tamanho de grão, o que por sua vez resulta em acentuado aumento de resistência mecânica. Ainda, esses mesmos métodos promovem alterações na textura cristalográfica dos materiais. A extrusão em canal angular (ECA) é o método mais utilizado para o estudo deste tipo de conformação. A deformação ECA destaca-se por: (i) ser um processo relativamente simples, necessitando apenas de uma matriz, prensa, e sistemas de controle; (ii) a deformação é razoavelmente homogênea no volume do material. As matrizes são providas de dois canais com a mesma seção transversal, que se interceptam segundo um ângulo ( $\Phi$ ) normalmente igual a  $90^\circ$  ou  $120^\circ$ . A amostra passa por esses canais e é deformada por cisalhamento simples, que se transfere de uma extremidade à outra. Como a seção transversal da peça mantém-se constante durante o processo, a passagem (passe) pode ser repetida várias vezes gerando graus de deformação crescentes.

Ligas de alumínio conformadas por laminação convencional costumam apresentar textura inadequada para estampagem profunda, predominante tipo cubo ( $C - \{100\} \langle 001 \rangle$ ). A ocorrência de texturas que limitam a conformabilidade de chapas metálicas é um inconveniente que motivou numerosos estudos.<sup>(1-4)</sup> Nestes procurava-se obter uma orientação do tipo ND// $\langle 111 \rangle$  com planos  $\{111\}$  paralelos à superfície da chapa (denominada fibra  $\gamma$ ), o que aumenta o fator de Lankford em metais CFC.<sup>(1)</sup> Alguns autores obtiveram a orientação desejada após laminação assimétrica<sup>(5)</sup> e ECA.<sup>(6)</sup> Isto se deve ao fato da deformação por cisalhamento estabelecer texturas específicas, muitas vezes apresentando rotação com respeito à textura ideal que se obteria em cisalhamento simples. A esse respeito, um trabalho recente de Park e Lee<sup>(6)</sup> mostrou como apenas dois passes ECA foram suficientes para remover textura inadequada a ulterior conformação profunda de chapas em AA1050. No entanto embora estes autores tenham obtido fibra  $\gamma$  durante a deformação por cisalhamento, foi observado o retorno à textura tipo cubo após o recozimento a  $350^\circ\text{C}$  por 1h.

Até o presente há poucos estudos sobre a textura de recristalização de material deformado por ECA assim como sobre a conformabilidade do produto final. Este trabalho aborda juntamente estes aspectos.

## 2 MATERIAIS E MÉTODOS

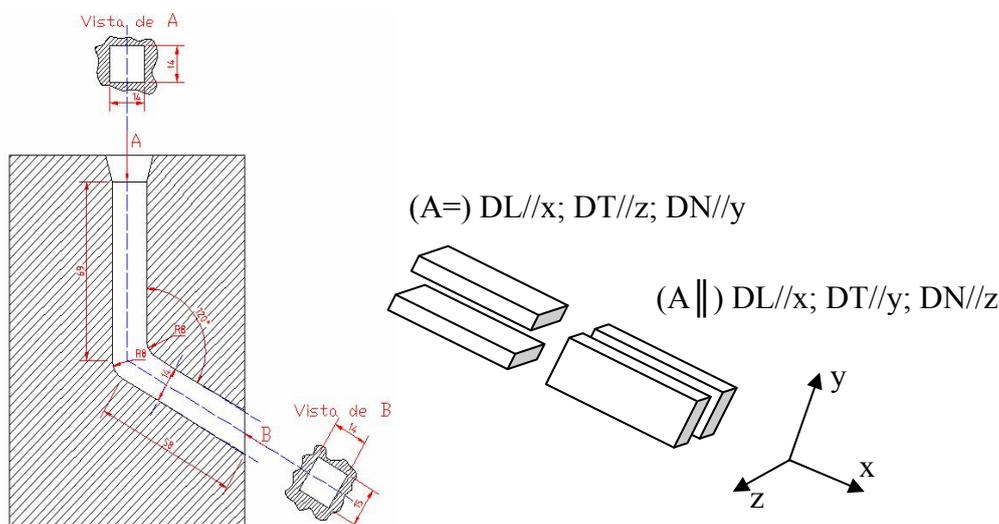
Foi utilizada a liga AA1050 com composição (% em peso) 0,098% Si; 0,29% Fe; 0,002 % Cu; 0,001% Mn; 0,003% Mg 0,001% Cr 0,011% Ti em formato de chapas com espessura de aproximadamente 7 mm produzidas por processo de roll casting, fornecida pela Companhia Brasileira de Alumínio (CBA).

A extrusão foi realizada em matriz bipartida construída em aço H13, temperado e revenido, provida de canais com a seguinte geometria: (i)  $\Phi = 120^\circ$ ; (ii)  $\Psi = 0^\circ$ , correspondendo a raios de curvatura interno e externo de 8 mm; (iii) comprimento total  $69 + 58 = 127$  mm. Essa configuração impõe um nível de deformação de 0,67 por passe. A região dos canais foi submetida a tratamento de nitretação para melhor resistência ao desgaste (gentileza da Brasimet S/A) e em seguida polida manualmente.

As chapas foram cortadas em tiras de 14 mm de largura e 70 mm de comprimento e sobrepostas de modo a preencher a cavidade da matriz. Foram realizadas extrusões utilizando:

- rota A (sem rotação da posição das amostras entre passes) em duas configurações: (=) com duas amostras sobrepostas mantendo direção de laminação e direção normal paralelas à direção de extrusão e normal de extrusão respectivamente e (||) posicionando a direção de transversal paralela à direção normal de extrusão, como ilustra a Figura 1;
- rota Bc ( com rotação das amostras de 90° ao redor do eixo de extrusão, x, entre passes).

Para impedir o deslizamento relativo entre as tiras de chapa uma barra de alumínio com seção 14x14 mm foi posicionada à frente do primeiro conjunto de amostras. A matriz foi posicionada operada com velocidade constante do travessão igual a 5 mm min<sup>-1</sup>. Foram realizados 1 e 4 passes para cada rota. As amostras foram respectivamente denominadas 4xA=, 4xA|| e 4xBc.



**Figura 1:** Desenho esquemático da matriz de ECA e do posicionamento das amostras para a deformação seguindo rota A.

A homogeneidade de deformação foi verificada por ensaios de dureza Vickers (Durômetro Futuretec FLC 50V, carga 1kg) ao longo do eixo y e de deformação.

Amostras de tração, em formato de gravata com dimensões úteis de 4 mm x 2 mm x 1 mm e direção longitudinal a 0°, 45° e 90° da direção de extrusão, foram retiradas da região central das chapas por eletro-erosão. Os ensaios foram realizados em uma máquina universal de tração/compressão INSTRON 5500R em temperatura ambiente e mantendo velocidade constante de 1 mm min<sup>-1</sup>. Para os ensaios de anisotropia as amostras foram ensaiadas até uma deformação permanente de 15% e as dimensões de comprimento e largura inicial/final foram medidos em um perfilômetro. O fator de Lankford foi calculado segundo a equação:

$$r = \frac{\varepsilon_w}{\varepsilon_t} \quad \text{ou} \quad r = \frac{\ln \frac{w}{w_0}}{\ln \frac{w_0 l_0}{wl}} \quad (1)$$

onde  $l_0$  é o comprimento inicial e  $l$  o comprimento final,  $w_0$  a largura inicial e  $w$  a largura final.

A observação microestrutural foi feita no plano xy das amostras de ECA. As amostras para microscopia óptica (MO) foram polidas até pasta de diamante, 1 mm e eletropolidas em solução de 9% ácido perclórico em etanol, 40V em temperatura ambiente e em seguida anodizadas em solução 2,5% ácido fluorbórico em água destilada a 20V e cerca de 3 minutos. A observação foi feita sob luz polarizada. A microscopia eletrônica de transmissão foi realizada em um microscópio Phillips CM 120 operado a 120 kV. As amostras foram afinadas eletroliticamente em um equipamento Tenupol3 (Struers). O eletrólito e as condições de polimento foram: 700 ml de metanol, 300 ml de HNO<sub>3</sub> concentrado, 15 / 20 V, - 30°C.

A textura foi medida com relação ao plano de laminação inicial das amostras em um difratômetro marca Panalytical MPD, operando com radiação de Cu. Medidas e tratamento dos dados foram realizados nos laboratórios do Instituto de Física Rosário (IFIR).

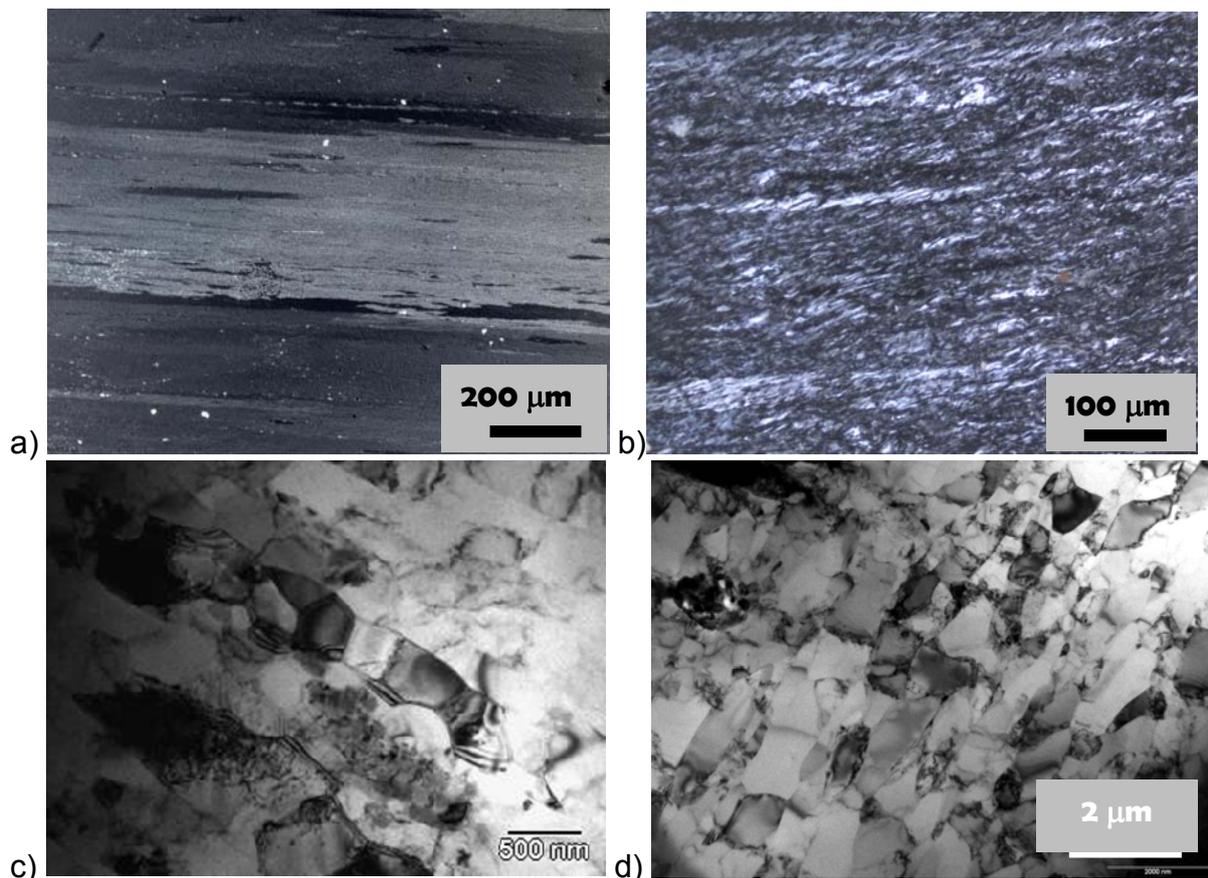
### 3 RESULTADOS E DISCUSSÃO

#### 3.1 Análise Microestrutural

A microestrutura inicial do centro da chapa apresentou grãos grosseiros, alongados na direção de extração do processo caster, como mostra a Figura 2a, sem evidência da presença de processo de recristalização dinâmica. A deformação em ECA quebra a estrutura e ao final de quatro passes (Figura 2b) os grãos foram achatados e alongados na direção x, as bandas de cisalhamento mantiveram uma inclinação de 20° a 70° com relação ao este eixo.

Segundo Iwahasi et al.<sup>(7)</sup> e Zhu e Lowe<sup>(8)</sup> a subdivisão macroscópica do grão ocorre basicamente pelo cruzamento dos planos de cisalhamento durante os passes de deformação. Um estudo recente da evolução microestrutural de Al puro submetido a 12 passes ECA mostrou que o refinamento dos grãos ocorre entre o primeiro e o quarto passe.<sup>(9)</sup>

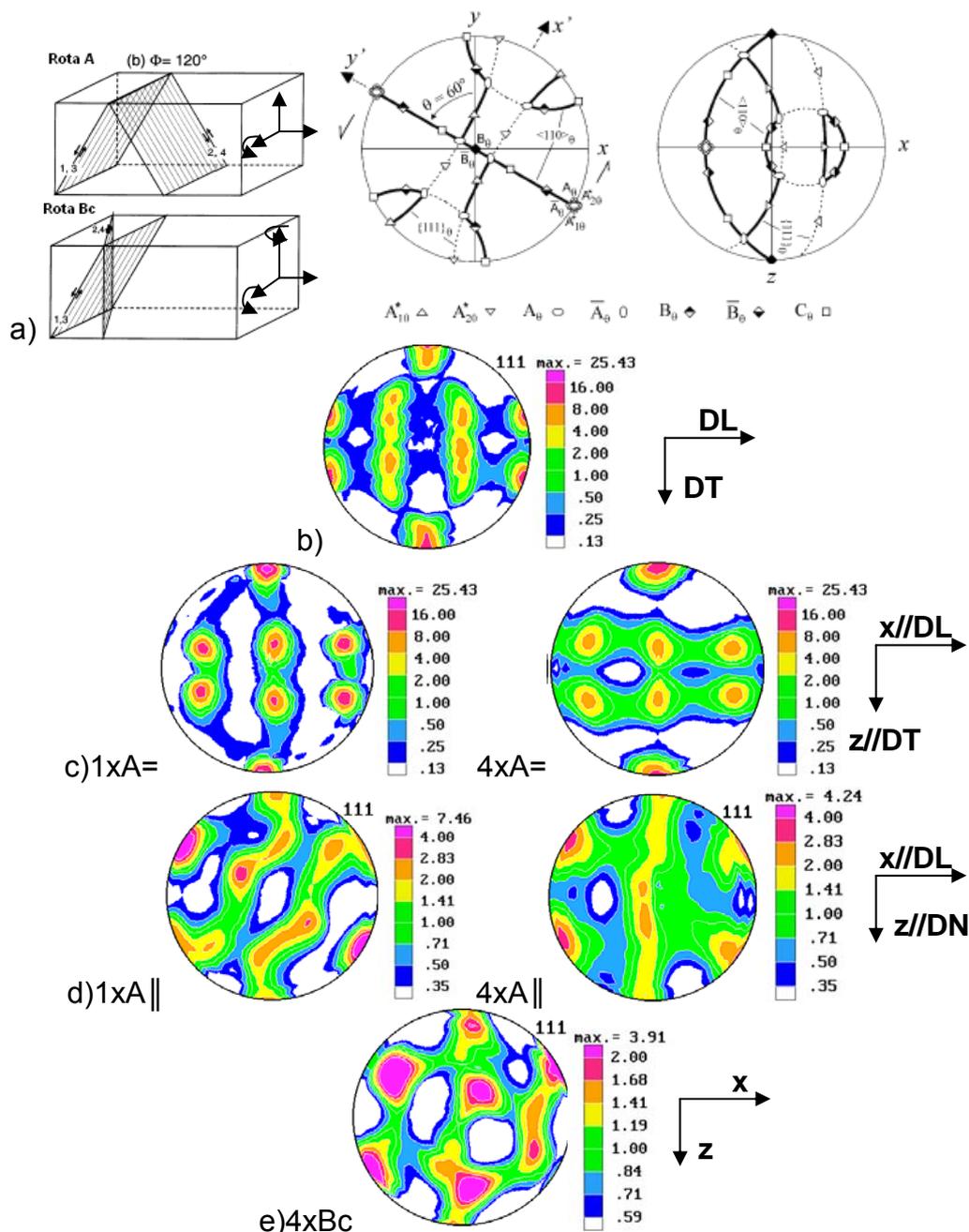
A observação das amostras deformadas em MET - apresentada nas Figuras 2c(amostra 4xA=) e 2d (amostra 4xBc) – mostrou bandas de cisalhamento evidentes para as amostras da rota A e rota BC. Na rota A, a estrutura de subgrãos e de paredes de discordância formando estruturas celulares de cerca de 300 nm de diâmetro, mas com pouca evidência da formação de contornos de grande ângulo. Já para a rota Bc a estrutura de subgrãos apresentou um diâmetro médio de 1 μm com contornos mais bem definidos do que nas amostras da rota A.



**Figura 2:** Microestrutura: a) do material como recebido obtida por MO; b) da amostra 4xA= por MO; c) amostra 4xA= obtida por MET e d) amostra 4xBc obtida por MET.

O material como recebido apresentou textura típica de deformação com uma componente do tipo latão  $\{011\}\langle 211\rangle$  intensa (25 vezes o aleatório) e uma componente tipo cobre  $[112]\langle 211\rangle$  de baixa intensidade (3 vezes o aleatório) (Figura 3b).

Em materiais CFC a deformação ocorre preferencialmente pela ativação do escorregamento nos sistemas  $\{1\ 1\ 1\}\langle 1\ 1\ 0\rangle$ . Na deformação em ECA com matriz de ângulo de  $120^\circ$  os planos de cisalhamento estão rotacionados de  $60^\circ$  com relação à direção de extrusão,<sup>(10)</sup> sendo que a rotação ocorre ao redor do eixo y (direção transversal à extrusão). Os planos de escorregamento tendem a se alinhar com esta direção,<sup>(10,11)</sup> o que fica muito evidente após o primeiro passe. As principais componentes de textura para este tipo de conformação mecânica são:  $A_{1,2}\{111\}\langle 112\rangle$ ,  $A_{+}\{111\}\langle 110\rangle$ ,  $B_{+}\{112\}\langle 110\rangle$  e  $C\{001\}\langle 110\rangle$ . Esta configuração está esquematizada na Figura 3a, que mostra a localização destas orientações para as figuras de pólo do plano  $\{111\}$  projetada nos planos xy e xz.<sup>(10)</sup>



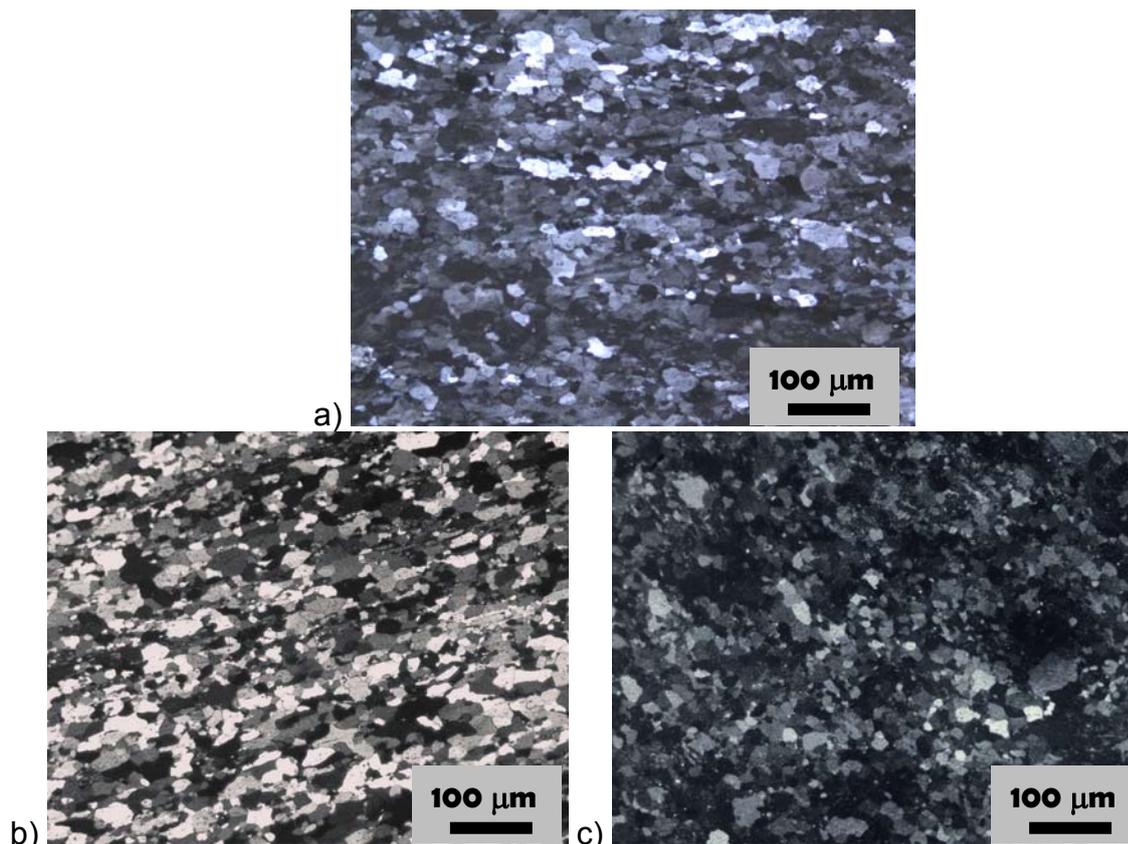
**Figura 3:** a) Representação esquemática das direções de cisalhamento impostas pela deformação em ECA com matriz de ângulo de  $120^\circ$  e orientações cristalográficas dos planos  $\{111\}$  projetada nos planos  $xy$  e  $xz$ . <sup>(10)</sup> b) Figura de pólo dos planos  $\{111\}$  do material como recebido. Figuras de pólo dos planos  $\{111\}$  obtidas após 1 e 4 passes de ECA para as rotas: c) A=; d) A||; e) Bc.

Para as deformações utilizando rota A, a textura da região central sofreu rotação de forma a alinhar os planos  $\{111\}$  com os planos de cisalhamento impostos pela geometria da matriz, ou seja: planos  $\{111\}$  a aproximadamente  $\pm 60^\circ$  da direção normal de extrusão. Como na configuração A= o plano de rotação coincide com a direção transversal da chapa laminada a direção  $(1\bar{1}1)[110]$  já existente na textura inicial da chapa e coincidente com o eixo de rotação permaneceu estável, conforme indicado na Figura 3c se intensificando com o aumento de passes de ECA enquanto que as intensidades nas outras direções cristalográficas reduziram de intensidade. Para a configuração A|| (Figura 3d) a rotação ao redor do eixo z de

extrusão corresponde a rotação ao redor do eixo DN de laminação. Para esta configuração de rotação foram observadas as orientações  $A_1(111)[\bar{1}\bar{1}2]$ ,  $A_2(111)[11\bar{2}]$ ,  $A_+(1\bar{1}1)[110]$ ,  $A_-(\bar{1}\bar{1}\bar{1})[\bar{1}\bar{1}0]$  com intensidade máxima de 7 vezes o aleatório e a orientação  $C\{001\}\langle 110\rangle$  com menor intensidade (cerca de 2 vezes o aleatório). O aumento do número de passes enfraqueceu a intensidade da textura, mantendo as orientações do tipo A.

Na rota Bc são realizadas rotações ao redor dos eixos x e y. A deformação foi iniciada na configuração  $A_{\parallel}$ . A textura resultante se diferenciou bastante da deformação via rota A por apresentar componentes mais intensas nas direções de orientação do tipo  $B_+ \{112\}\langle 110\rangle$  e  $C\{001\}\langle 110\rangle$ . A intensidade da textura foi a mais baixa de todas as rotas testadas, com intensidade máxima final de 3 vezes o aleatório.

Após o tratamento térmico de 350 °C por 1 hora todas as amostras deformadas com 4 passes tinham a recristalização completa e o tamanho de grão variou entre 30 μm a 40 μm, como mostra a Figura 4. A principal diferença entre as amostras foi de orientação cristalográfica. No entanto não houve mudança de orientação entre o estado encruado e o recozido, ocorrendo apenas a diminuição de intensidade de textura nas amostras  $4xA_{\parallel}$  recozida e  $4xBc$  recozida e aumento da textura na direção  $(1\bar{1}1)[110]$  para a amostra  $4xA_{\parallel}$  recozida, como mostra a Figura 5.



**Figura 4:** Microestrutura no estado recozido das amostras deformadas segundo as rotas a)  $4xA_{\parallel}$ ; b)  $4xA_{\parallel}$  e c)  $4xBc$ .

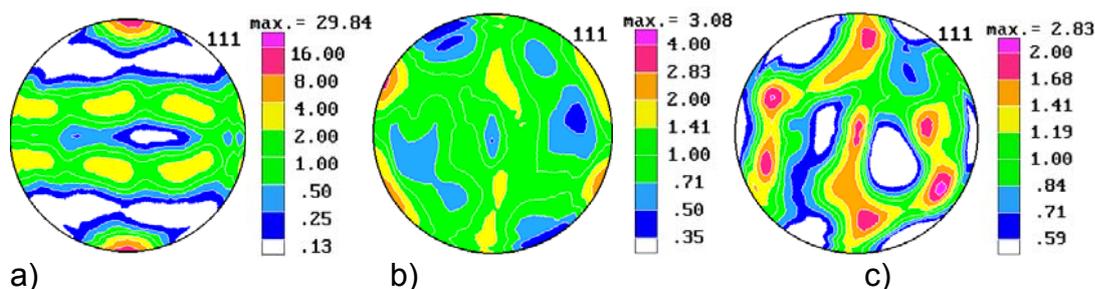


Figura 5: Figuras de pólo das amostras no estado recozido deformadas segundo as rotas a)4xA=; b) 4xA $\parallel$  e c)4xBc.

### 3.2 Propriedades Mecânicas

A Figura 6 mostra o perfil de dureza ao longo do eixo normal ao plano de laminação da chapa no estado como recebido, após 4 passes de ECA nas três rotas estudadas e após o tratamento térmico. Como já evidenciado na análise microestrutural, o material caster apresenta uma deformação inerente ao processo de fabricação e tinha dureza inicial média de 36 HV, sendo que a superfície da chapa estava ligeiramente mais deformada do que o centro. As amostras de ECA apresentaram dureza média 50-55 HV; a parte inferior das amostras se encontrava ligeiramente menos encruada do que a superfície nas rotas A, aspecto comum na deformação ECA que é função dos ângulos externo e interno da curva do molde e que influenciam na homogeneidade da deformação. A região central das amostras, porém apresentou dureza constante. Após o recozimento dureza média ficou entre 22HV e 28 HV.

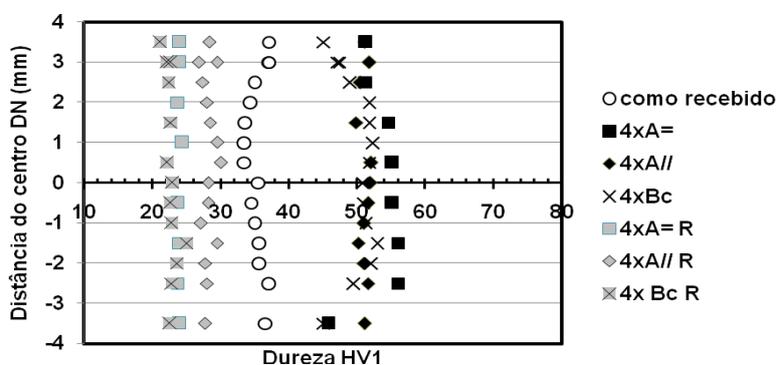
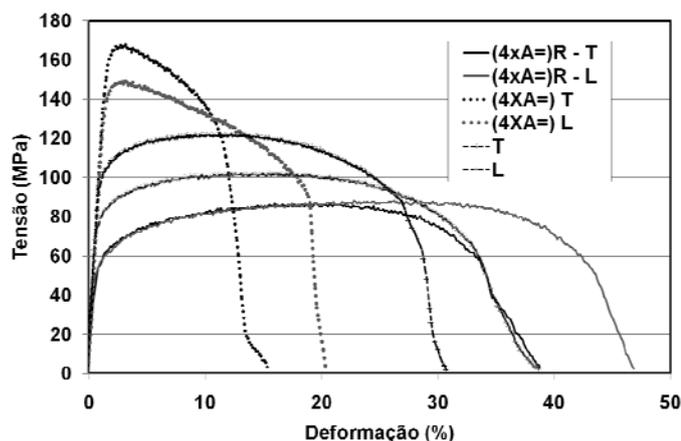


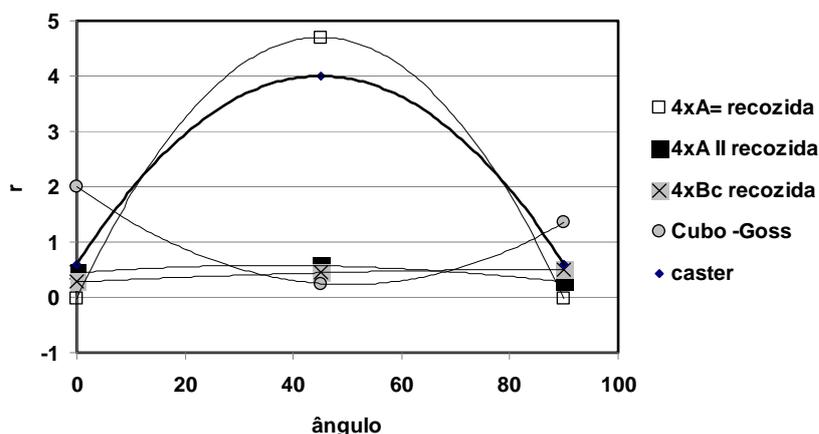
Figura 6: Medidas de dureza ao longo da direção normal ao plano de laminação da chapa para as amostras no estado como recebido, encruadas e recristalizadas.

A Figura 7 mostra os resultados dos ensaios de tração das amostras no estado como recebido, após a deformação 4xA= e o recozimento na direção de laminação e na direção transversal da chapa. O material como recebido apresentou ainda um encruamento diferente nas direções de laminação e transversal, com um maior encruamento na direção transversal. Esta diferença continuou existindo após a deformação por ECA, que provocou um aumento do limite de escoamento de 80-100 MPa para 140-160 MPa. O aumento do limite de escoamento foi acompanhado de uma redução no alongamento uniforme 18% – 20% para 4%. O tratamento de recristalização eliminou a diferença de encruamento existente nas duas direções da chapa e evidenciou um a diferença de alongamento entre as mesmas



**Figura 7** Curvas tensão –deformação das amostras de caster no estado como recebido, encruado (rota 4xA=) e recristalizado evidenciando as diferenças de comportamento obtidas nas direções de laminação (L) e transversal (T) da chapa.

Para que o encrimento inicial da chapa não mascarasse o ensaio de anisotropia as amostras de caster foram também recozidas a 350°C por uma hora. Este tratamento causou apenas recuperação da microestrutura sem a ocorrência de recristalização. Os resultados dos ensaios de anisotropia estão apresentados na Figura 8. Uma boa conformabilidade é atingida quando os  $r$ 's da equação (1) são maiores do que um, e são constantes em diferentes direções ( $\Delta r \approx 0$ ). A amostra inicial apresentou grande heterogeneidade de deformação, que não foi alterada pela aplicação da rota A=, que não alterou a forte textura inicial da chapa. Uma redução da anisotropia foi obtida nas rotas A $\parallel$  e BC, onde ocorreu redução significativa da intensidade de textura. Não sendo possível identificar diferença significativa entre estas duas últimas rotas de deformação.



**Figura 8** Resultados dos ensaios de anisotropia de deformação medidos para as amostras como recebida, deformadas e recozidas e obtidas por laminação e recozimento (textura cubo-goss) de Otomar.<sup>(12)</sup>

No gráfico também é apresentado o resultado de fator de Lankford obtido no trabalho de Otomar<sup>(12)</sup> obtido através de laminação e recozimento convencional do mesmo material deste estudo. Observou-se que a deformação por ECA seguida de recozimento também representou uma melhora na direção de homogeneizar os

valores de  $r$ , o mesmo foi observado por Han, Oh e Lee<sup>(13)</sup> após o recozimento de chapas de AA1050 deformadas por ECA.

#### 4 CONCLUSÕES

Para as deformações a textura sofreu rotação de forma a alinhar os planos {111} com os planos de cisalhamento impostos pela geometria da matriz, ou seja: planos {111} a aproximadamente  $\pm 60^\circ$  da direção normal de extrusão. Com exceção da rota A com eixo de rotação do ECA paralelo à direção transversal de laminação da chapa, todas as rotas testadas resultaram em diminuição da intensidade (aproximadamente 2 a 3 vezes o aleatório) e diminuição do fator de Lankford.

#### Agradecimentos

Os autores agradecem à Fapesp (Fundação de Apoio à Pesquisa no Estado de São Paulo) pelo financiamento do trabalho e à Companhia Brasileira de Alumínio (CBA) por ter doado o material.

#### REFERÊNCIAS

- 1 ENGLER O., KIM HC., HUH MY., Formation of [111] fibre texture in recrystallised aluminum sheet, *Met. Sci Tech.* vol17, 75-86, 2001.
- 2 CHOI S-H, CHOIA J-K, KIM H-W, KANG S-B., Effect of reduction ratio on annealing texture and  $r$ -value directionality for a cold-rolled Al-5% Mg *Materials Science and Engineering A* 519 ,p. 77–87, 2009.
- 3 KIM K.-H., LEE D.N.: Analysis of deformation textures of asymmetrically rolled aluminum sheets. *Acta Mater.*, (2001), vol. 49, pp. 2583–9
- 4 UM K.-K., JEONG H.-T., AN J.-K, LEE D.N., KIM G., KWON O., Effect of initial sheet thickness rolling of IF steel sheets. *ISIJ Int.* v. 40 58–64, 2000.
- 5 SIDOR J., MIROUX A., PETROV R., KESTENS L., Microstructural and crystallographic aspects of conventional and asymmetric rolling processes *Acta Mater.*, V. 56, p. 2495–2507, 2008.
- 6 PARK J.Y., LEE D.N., Deformation and annealing textures of equal-channel angular pressed 1050 Al alloy strips *Mat. Sci. Eng.*, V. A 497, p. 395–407, 2008.
- 7 IWAHASHI, Y. ZENJI, H. NEMOTO, M. LANGDON, T. G. Factors influencing the equilibrium grain size in equal-channel angular pressing: role of Mg additions to aluminum. *Acta Materialia*, v. 46, p. 3317-3331, 1998.
- 8 ZHU, Y. T.; LOWE, T. C., Observations and issues on mechanisms of grain refinement during ECAP process, *Mat Sci Eng A*, v.291, (2000) p. 46-53,.
- 9 KAWASAKI, M. ZENJI, H. LANGDON, T. G. Microstructural evolution in high purity aluminum processed by ECAP, *Mat Sci Eng A*, v.524, (2009) p. 143-150.
- 10 Li S., Beyerlein I J., Bourke MAM Texture formation during equal channel angular extrusion of fcc and bcc materials: comparison with simple shear *Mat Sci Eng A* 394 (2005) 66–77
- 11 Li S, Li Hao, Texture evolution in pure copper processed by equal channel angular extrusion with extended processing routes, *Mat. Sci Fórum* vol. 667-669 (2011) PP 271-276
- 12 OTOMAR H. P., Estudo comparativo da estampabilidade da liga de alumínio AA1050 partindo de placas obtidas por vazamento direto e bobinas obtidas por vazamento contínuo, *Dissertação de Mestrado, EPUSP*, 2010, 151pgs.
- 13 HAN J-H, OH K H, LEE J-C, Texture analysis and R-value variation after severe shear deformed and heat treated Al alloy sheets *Met Mat. Trans. A* Vol 34A, 1675- 1681, 2003.