



Tema: Metalurgia Física e comportamento de materiais em temperaturas elevadas

ESTUDO MICROESTRUTURAL E MECÂNICO DE UMA LIGA DE AI SUBMETIDA A TÉCNICAS DE DEFORMAÇÃO PLÁSTICA SEVERA*

Saulo Brinco Diniz¹
 Emanuel Alejandro Benatt²
 Andersan dos Santos Paula³
 Raúl Eduardo Bolmaro⁴
 Bruna Godoi Meirelles⁵

Resumo

O presente trabalho faz a caracterização microestrutural e mecânica da liga de alumínio 3105 submetida a duas técnicas de Deformação Plástica Severa (NECAE - Extrusão em Canais Não-Equiangulares, e Laminação Assimétrica), a fim de se eleger entre as duas técnicas a melhor para se obter uma microestrutura mais encruada e refinada. As avaliações microestrutural e mecânica foram feitas por Difração de Raios-X (DRX), análise dilatométrica e ensaio de dureza Vickers, as quais permitiram avaliar de forma indireta o grau de encruamento / refinamento da estrutura resultante de cada processo de Deformação Plástica Severa, avaliando o incremento de dureza, perfil do pico de DRX e temperatura de início de recristalização. Conclui-se que a técnica mais efetiva no encruamento/refinamento da estrutura foi a Laminação Assimétrica, tendo em vista a geometria adotada na técnica de NECAE.

Palavras-chave: NECAE; Laminação assimétrica; Deformação plástica severa; Liga de alumínio.

MICROSTRUCTURAL AND MECHANICAL STUDY OF AI ALLOYS PROCESSED BY SEVERE PLASTIC DEFORMATION TECHNIQUES

Abstract

On the current study it is performed a microstructural and mechanical characterization of aluminium alloy 3105 subject to two techniques of Severe Plastic Deformation (NECAE - Non-Equal Channel Angular Extrusion, and Asymmetric Rolling), in order to choose between the two techniques the best for achieving more refined microstructure and, consequently, a harder material. The microstructural and mechanical evaluation were made by X-ray diffraction (XRD), dilatometry analysis and Vickers hardness test. They allow to assess indirectly the level of refinement/hardening of the structure resulting from each process of Severe Plastic Deformation, by measuring hardness, peak broadening and starting recrystallization temperature. It is concluded that the more effective technique for refinement/hardening is Asymmetric Rolling, according to the geometry adopted in NECAE technique.

Keywords: NECAE; Asymmetric rolling; Severe plastic deformation; Aluminum alloy.

¹ M.Sc. em Engenharia Metalúrgica, Engenheiro Metalurgista, Doutorando em Ciências dos Materiais, IME, Rio de Janeiro, RJ, Brasil.

² Doutorando do curso de Pós-graduação em Engenharia, Faculdade de Ciências Exatas, Engenharia e Agrimensura, UNR, Província Santa Fé, Argentina.

³ D.Sc., Professora Adjunta, EEIMVR, VMT e PPGEM, UFF, Volta Redonda, RJ, Brasil.

⁴ D.Sc. Professor de Pós-graduação em Engenharia e Física, Faculdade de Ciências Exatas, Engenharia e Agrimensura, UNR, Província Santa Fé, Argentina.

⁵ Engenheira Metalurgista, Trainee, Votorantim Metais, Alumínio, SP, Brasil.

* Contribuição técnica ao 69º Congresso Anual da ABM – Internacional e ao 14º ENEMET - Encontro Nacional de Estudantes de Engenharia Metalúrgica, de Materiais e de Minas, 21 a 25 de julho de 2014, São Paulo, SP, Brasil.



1 INTRODUÇÃO

Como fruto de uma simples deformação plástica, a frio ou a morno, em um material acontece o encruamento, modificação das propriedades mecânicas do material, consequência da acumulação de energia de deformação. Essa modificação nas propriedades mecânicas do material é mais elevada quanto maior for a intensidade da deformação a frio, pois maior será o encruamento [1].

O encruamento é muito importante para metais que não tem sua resistência mecânica aumentada por tratamentos térmicos, como por exemplo, algumas ligas de alumínio, sendo assim, a deformação plástica é realizada a fim de aumentar a resistência mecânica desses metais [2]. Também ocorre o refinamento do grão [3], o que contribui ao encruamento ocasionado pela deformação plástica, e este também modifica as propriedades mecânicas (como por exemplo, resistência mecânica, ductilidade e tenacidade) dos materiais [4].

Com o advento de novas tecnologias foram criadas novas técnicas de deformação de materiais que provêm o desenvolvimento de uma estrutura extremamente encruada e que são capazes de obter após a recristalização grãos muito menores do que os processos convencionais de deformação plástica conseguem obter. Podem-se obter em alguns casos tamanhos de grãos na escala nanométrica, no qual são chamadas de técnicas de Deformação Plástica Severa (DPS), ou *Severe Plastic Deformation* (SPD) [5-9].

Dentre os métodos de DPS que introduzem um grande encruamento e um refinamento na estrutura do material está a Extrusão Angular em Canais Não-Iguais (*Non-Equal Channel Angular Pressing – NECAP* ou *Non - Equal Channel Angular Extrusion – NECAE*) no qual consiste em submeter um corpo de prova a grandes deformações por meio de sua passagem por uma matriz que contém o canal de saída com dimensão menor do que o canal de entrada, os quais se interceptam formando um ângulo. O refinamento do grão obtido através desta técnica é devido ao cisalhamento simples e a compressão do material após passar pela região de intercessão entre os canais durante o processamento [6].

Outra técnica de Deformação Plástica Severa que consegue um bom refinamento e encruamento da estrutura é a Laminação Assimétrica (LA), o qual tem metodologia similar à laminação convencional (simétrica), ou seja, o material a ser laminado passa entre os cilindros de laminação, porém para se introduzir a assimetria durante o processo de laminação, alguns parâmetros são necessários de serem mudados, como por exemplo, diferentes condições de lubrificação dos cilindros; cilindros com velocidades circunferenciais de rotação diferentes, no qual esta diferença pode ser introduzida alterando o diâmetro de um dos cilindros e mantendo a mesma velocidade angular, ou mantendo o mesmo diâmetro, mas variando a velocidade de rotação, ou mantendo um dos cilindros livres [3,8,10-14]. Esta assimetria durante a laminação introduz no material laminado, além da deformação por compressão usual da laminação simétrica, uma deformação adicional por cisalhamento [3,8,12-15].

Dentre os fatores que influenciam na microestrutura final do material submetido à LA os principais são: redução da espessura durante a LA [10,12]; maior assimetria durante a laminação [12-14]; quantidade de passes [3] e rota de laminação [8].

O presente trabalho utiliza a caracterização microestrutural e mecânica da liga de alumínio 3105 submetida as duas técnicas de Deformação Plástica Severa (LA e NECAE), a fim de se eleger dentre as duas técnicas, com suas particularidades, qual é a mais efetiva em propiciar uma estrutura mais encruada e com granulometria mais fina. As caracterizações microestrutural e mecânica foram

* Contribuição técnica ao 69º Congresso Anual da ABM – Internacional e ao 14º ENEMET - Encontro Nacional de Estudantes de Engenharia Metalúrgica, de Materiais e de Minas, 21 a 25 de julho de 2014, São Paulo, SP, Brasil.



realizadas por Difração de Raios-X (DRX), análise de dilatométrica e ensaios de durezas Vickers.

2 MATERIAIS E MÉTODOS

2.1 Material

O material utilizado foi uma liga de alumínio laminada a quente de nomenclatura 3105, com espessura de 7 mm, doada pela Votorantim Metais. Tal chapa de alumínio apresenta a seguinte composição química descrita na Tabela 1.

Tabela 1. Composição química da liga em estudo, em percentual.

Composição Química Liga 3105 (% em peso)									
Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Ti	Cr	Zn	Outros	Al
0,2100	0,5400	0,0900	0,5800	0,5900	0,0230	0,0100	0,0400	0,0400	Restante

Fonte: Votorantim Metais

2.2 Métodos

Para o processamento NECAE foi utilizado uma matriz bipartida com dois canais de seções transversais distintas. O canal de entrada é um canal de seção transversal quadrada de 14 x 14 mm, o qual forma um ângulo externo de $\psi = 81^\circ$ e um ângulo interno de $\phi = 150^\circ$ com o canal de saída, que tem uma seção transversal retangular de 12 x 14 mm. Para tal ensaio foi usado um lubrificante a fim de minimizar o atrito entre o corpo de prova e a matriz. Para a realização do ensaio NECAE, foi-se utilizado um par de corpos de prova (cada um com a dimensão de 7 x 14 x 45 mm (direção normal - DN x direção transversal - DT x direção de laminação - DL)) da liga 3105, no qual durante o processamento se coincidiu a direção de laminação da chapa com a direção de extrusão. O ensaio NECAE foi conduzido a temperatura ambiente.

Para a realização da Laminação Assimétrica (nomeada de LA neste trabalho) do corpo de prova foi-se utilizado um laminador piloto no qual os cilindros de laminação giravam com a mesma velocidade (1,676 rad/s) e sentido, e ambos os cilindros possuíam o mesmo coeficiente de fricção. Porém o que introduzia a assimetria durante a laminação é a razão dos diâmetros dos cilindros de laminação, que foi de aproximadamente 1,18 (diâmetro do cilindro superior = 87 mm e diâmetro do cilindro inferior = 74 mm). O corpo de prova laminado assimetricamente tinha a geometria de 7 x 14 x 45 mm (direção normal - DN x direção transversal - DT x direção de laminação - DL). A direção de laminação da chapa laminada foi a mesma da direção de LA. Tal ensaio foi conduzido a temperatura ambiente e sem lubrificação. Para a LA do corpo de prova foram realizados 90 passes com uma redução da espessura aproximada de 4,7%; não houve nenhuma rotação na direção de laminação do corpo de prova; a cada 10 passes de laminação, a amostra laminada era endireitada e a cada 10 passes de laminação, os cilindros de laminação eram 'raspados'.

Após os processamentos as amostras foram cortadas através de uma máquina de corte de precisão com disco de diamante, e foram embutidas a frio, a fim de que se pudesse realizar uma melhor preparação metalográfica da face em que foi-se realizada a medição de dureza Vickers. Após o embutimento, as amostras foram lixadas com lixas de carvão de silício com granulometria de 220 a 4000 mesh e polidas com pastas de diamante de 6 μm , 3 μm e 1 μm .

* Contribuição técnica ao 69º Congresso Anual da ABM – Internacional e ao 14º ENEMET - Encontro Nacional de Estudantes de Engenharia Metalúrgica, de Materiais e de Minas, 21 a 25 de julho de 2014, São Paulo, SP, Brasil.



O ensaio de dureza Vickers foi realizado em microdurômetro (Fabricante Spectru Instrumental Científico LTDA) com uma carga de 100 g (0,1 kgf) e com um tempo de permanência de 18 segundos. Para a amostra na condição de como recebida (nomeada de CR), ou seja, antes do processamento pela técnica de Deformação Plástica Severa, e para a amostra processada por NECAE (nomeada de 3105-CR-NE) foram realizadas 10 medidas de dureza Vickers a $\frac{1}{4}$ e $\frac{1}{2}$ da espessura associada a direção transversal de laminação, já para a amostra processada por LA (nomeada de 3105-CR-LA) foram realizadas 10 medidas de dureza Vickers a $\frac{1}{4}$, $\frac{1}{2}$ e $\frac{3}{4}$ da espessura associada a direção transversal de laminação. Tal procedimento foi realizado para verificar se há variação microestrutural / mecânica significativa ao longo da espessura das amostras estudadas.

A análise de difração de Raios-X foi realizada com um difratômetro com radiação $\text{CoK}\alpha$ e goniômetro padrão. Foi aplicada uma tensão de 30 kV e 30 mA de corrente durante as varreduras com acoplamento de $\theta/2\theta$ no intervalo de 20° a 110° para 2θ , como intervalo de 2θ e velocidade de 2° por minuto (equivalente ao tempo de aquisição de 0,6 s por ponto). As medidas relativas a intensidade relativa (%), a área, a posição e largura a meia altura dos picos da fase α , a partir dos espectros de DRX foram verificadas com auxílio da função “Spectroscopy / Baseline and Peaks” disponível no “software Origin Pro 8”. Esta análise foi realizada com o intuito de observar e inferir a evolução microestrutural das ligas em estudo submetidas aos processamentos DPS adotados neste trabalho (NECAE e LA) a partir da condição prévia CR.

Com o intuito de verificar as temperaturas associadas aos processos de restauração da estrutura deformada por meio de recuperação e recristalização da mesma, foram realizados ensaios de dilatométrica em um analisador termomecânico (TMA). Os corpos de prova, das amostras processadas via NECAE e LA tiveram dimensões aproximadas de 5 x 5 x 5 mm (largura x comprimento x espessura). Após a extração dos corpos de prova, todas as faces dos mesmos foram lixadas com lixas de abrasivos de carbeto de silício com granulometria de 320 a 4000 mesh e imersas em uma solução de 50% de ácido nítrico (HNO_3) e 50% de ácido Fluorídrico (HF) durante aproximadamente 10 minutos, a fim de que se removesse a camada encruada pelo corte e lixamento. Para tal ensaio aqueceu-se um corpo de prova da temperatura ambiente até a temperatura de 500°C , com uma taxa de aquecimento de $8^\circ\text{C}/\text{min}$, e posterior resfriamento natural.

3 RESULTADOS E DISCUSSÃO

3.1 Dureza Vickers

Após a realização da medição de dureza foi-se calculado a média e o desvio padrão das medições de dureza em relação o seu posicionamento na face ($\frac{3}{4}$, $\frac{1}{2}$ e $\frac{1}{4}$ da espessura). A Tabela 2 apresenta os resultados das médias e desvios padrões da dureza Vickers das amostras 3105-CR, 3105-CR-NE e 3105-CR-LA.

* Contribuição técnica ao 69º Congresso Anual da ABM – Internacional e ao 14º ENEMET - Encontro Nacional de Estudantes de Engenharia Metalúrgica, de Materiais e de Minas, 21 a 25 de julho de 2014, São Paulo, SP, Brasil.

Tabela 2. Dureza Vickers das amostras 3105-CR-NE e 3105-TT-NE.

Dureza (HV) da liga 3105			
	Região	Média	Desvio Padrão
3105-CR	¼ da espessura	62,48	1,64
	½ da espessura	63,26	1,08
3105-CR-NE	¼ da espessura	76,57	4,37
	½ da espessura	74,29	4,29
3105-CR-LA	¼ da espessura	77,59	2,04
	½ da espessura	81,72	3,77
	¾ da espessura	83,69	4,64

Com base nos resultados apresentados na Tabela 2, os valores de dureza para as amostras 3105-CR e 3105-CR-NE são próximos quando se compara o posicionamento da medição de dureza ($\frac{1}{2}$ e $\frac{1}{4}$ da espessura). Já para a amostra 3105-CR-LA quando se compara a região $\frac{1}{4}$ com a $\frac{3}{4}$ da espessura, pode-se observar uma maior variação de dureza do que das amostras 3105-CR e 3105-CR-NE apresentaram. Tal comportamento de dureza entre as regiões a $\frac{1}{4}$ e $\frac{3}{4}$ da espessura para a amostra 3105-CR-LA já era esperada, pois o refinamento de grão ao longo da espessura de amostras laminadas assimetricamente não é homogêneo [8, 12, 13].

Os desvios padrão para as amostras 3105-CR-LA e 3105-CR-NE são maiores do que o da amostra 3105-CR, porém pode-se observar que o valor do desvio padrão aumentou com o incremento da dureza após o processamento por NECAE e LA. De uma maneira geral estes desvios padrões não são muito grandes.

De acordo com os valores apresentados, pode-se observar que o valor da dureza da amostra 3105-CR-LA é maior do que o valor de dureza da liga 3105-CR-NE. Como se tratam de amostras oriundas da mesma chapa laminada a quente e ambos os processamentos são realizados a temperatura ambiente, tal aumento de dureza é explicado por MINATEL (2009) [16] e MEYERS (1982) [4], que atribui após a deformação plástica de materiais o aumento da dureza ser consequência do refinamento de grão e do encruamento da estrutura, sendo assim pode-se inferir dentre as técnicas de DPS utilizadas neste trabalho, com suas particularidade, a LA é a que obtém um menor tamanho de grão e encruamento final.

3.2 Análise Dilatométrica

A Figura 1 apresenta as curvas de dilatométrica, representada pela variação da espessura das amostras ensaiadas em função da temperatura, para as amostras 3105-CR-LA e 3105-CR-NE.

* Contribuição técnica ao 69º Congresso Anual da ABM – Internacional e ao 14º ENEMET - Encontro Nacional de Estudantes de Engenharia Metalúrgica, de Materiais e de Minas, 21 a 25 de julho de 2014, São Paulo, SP, Brasil.

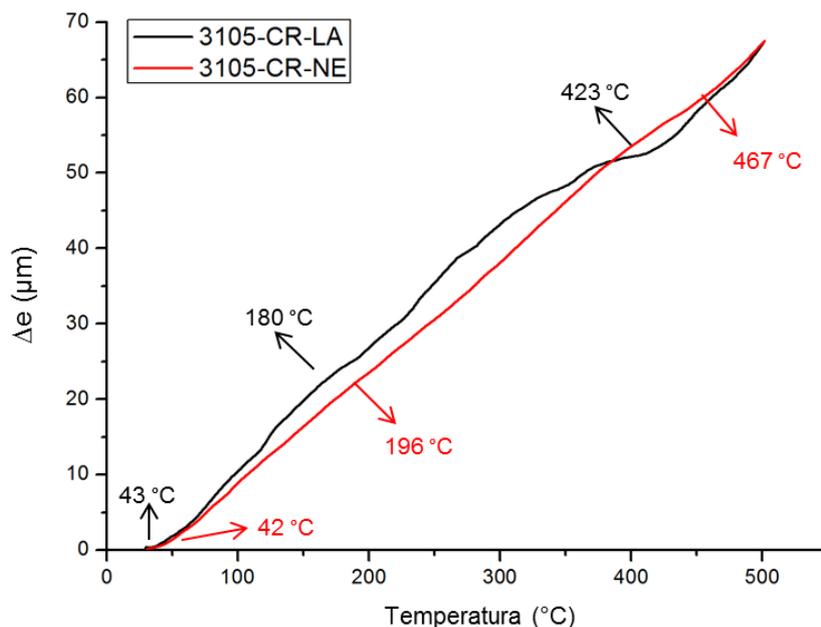


Figura 1 - Curva de dilatométrica da Variação da Espessura (Δe) x Temperatura para as amostras 3105-CR-LA e 3105-CR-NE.

De acordo com os dados apresentados na Figura 1, para a amostra 3105-CR-NE há uma primeira mudança de inflexão na curva, a uma temperatura aproximada de 42°C e para a amostra 3105-CR-LA foi de 43°C. Tais mudanças de inflexão nas curvas estão possivelmente associadas ao início do processo de recuperação do material, pois o processo de recuperação para o alumínio ocorre em temperaturas próximas a da temperatura ambiente devido a baixa temperatura de fusão do alumínio e suas ligas. Ambas as temperaturas de início de recuperação, tiveram uma variação muito pequena, no qual pode ser atribuída ao erro da análise visual da curva ou limitações para equipamento detectar este fenômeno na liga em questão.

As segundas mudanças de inflexão das curvas, as quais possivelmente estão associadas ao final da recuperação e início da recristalização do material para a amostra 3105-CR-NE ocorre a uma temperatura aproximada de 196°C, e para a amostra 3105-CR-LA ocorre a uma temperatura aproximada de 180°C.

Tais diferenças de temperaturas de início da recristalização se devem aos diferentes níveis de encruamentos [17] introduzidos nas amostras 3105-CR-LA e 3105-CR-NE no qual, pode se concluir em conjunto com os resultados de dureza Vickers obtidos (Tabelas 2), que a LA é mais efetiva em obter um maior grau de encruamento na liga 3105 do que o processamento NECAE.

A terceira mudança de inflexão das curvas, no qual está provavelmente associada ao final da recristalização, para a amostra 3105-CR-NE e 3105-CR-LA é de aproximadamente 467 e 423°C, respectivamente.

3.3 Análise de DRX (Perfil dos Picos)

A Figura 2 apresenta os espectros de DRX das amostras 3105-CR, 3105-CR-NE e 3105-CR-LA.

* Contribuição técnica ao 69º Congresso Anual da ABM – Internacional e ao 14º ENEMET - Encontro Nacional de Estudantes de Engenharia Metalúrgica, de Materiais e de Minas, 21 a 25 de julho de 2014, São Paulo, SP, Brasil.

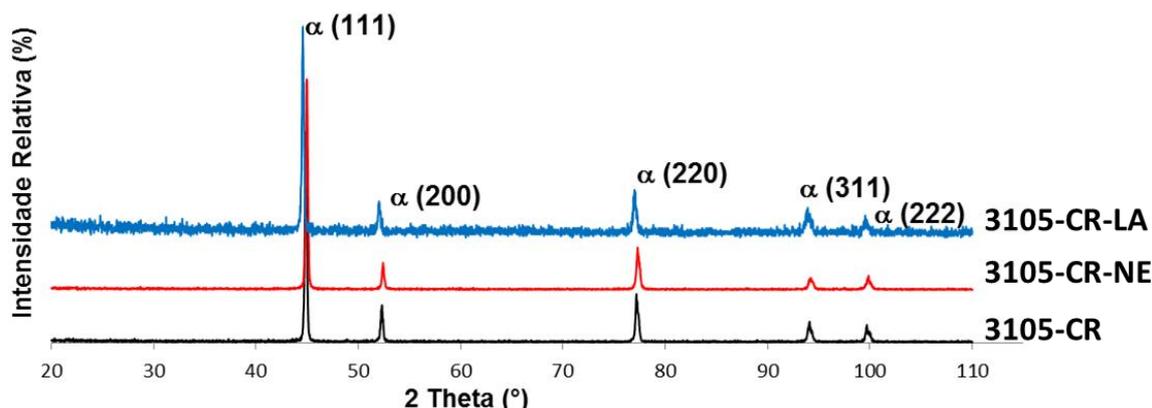


Figura 2 - Resultados das análises de difração de Raios-X das amostras 3105-CR, 3105-CR-NE e 3105-CR-LA para a liga 3105.

De acordo com a Figura 2, foram evidenciados picos de difração de Raios-X referentes aos planos da fase α (111), (200), (220), (311) e (222). Nesta análise de DRX não foram evidenciados picos referentes a compostos (precipitados) que se fizessem presentes na liga 3105. A não evidência de precipitados deve estar vinculada ao limite do equipamento na detecção de precipitados de menor dimensão e / ou fração volumétrica diminuta, uma vez que se trata de uma liga (3105) e não alumínio puro, e sendo assim é esperada a existência de precipitados dispersos na fase α , que podem ser evidenciados por outras técnicas, como por exemplo, a técnica de Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV) [18].

Com base nos resultados apresentados na Figura 2, foram analisados os picos de DRX da fase α em termos de ordem de intensidade relativa (%) e perfil do pico de maior intensidade, neste caso o pico (111) da fase α .

A Figura 3, apresenta os picos da análise de DRX das amostras 3105-CR, 3105-CR-NE e 3105-CR-LA. Os valores apresentados referentes às análises de DRX têm os valores das intensidades obtidas (eixo vertical) normalizados, ou seja, o valor demonstrado é a porcentagem em relação a maior intensidade obtida durante o ensaio daquela liga, sendo assim denominadas de intensidade relativa (%).

Analisando a Figura 3 pode-se verificar que não ocorreu uma mudança na ordem de intensidades dos picos de difração de Raios-X ((111), (220), (200), (311) e (222) em ordem decrescente de intensidade) da fase α independente da amostra analisada (3105-CR, 3105-CR-LA e 3105-CR-NE). Desta forma, a análise do perfil do pico de difração de Raios-X foi realizada para o plano (111), pois devido à sua maior intensidade, é esperado que a maior fração volumétrica dos grãos nas amostras tenha esta orientação.

* Contribuição técnica ao 69º Congresso Anual da ABM – Internacional e ao 14º ENEMET - Encontro Nacional de Estudantes de Engenharia Metalúrgica, de Materiais e de Minas, 21 a 25 de julho de 2014, São Paulo, SP, Brasil.

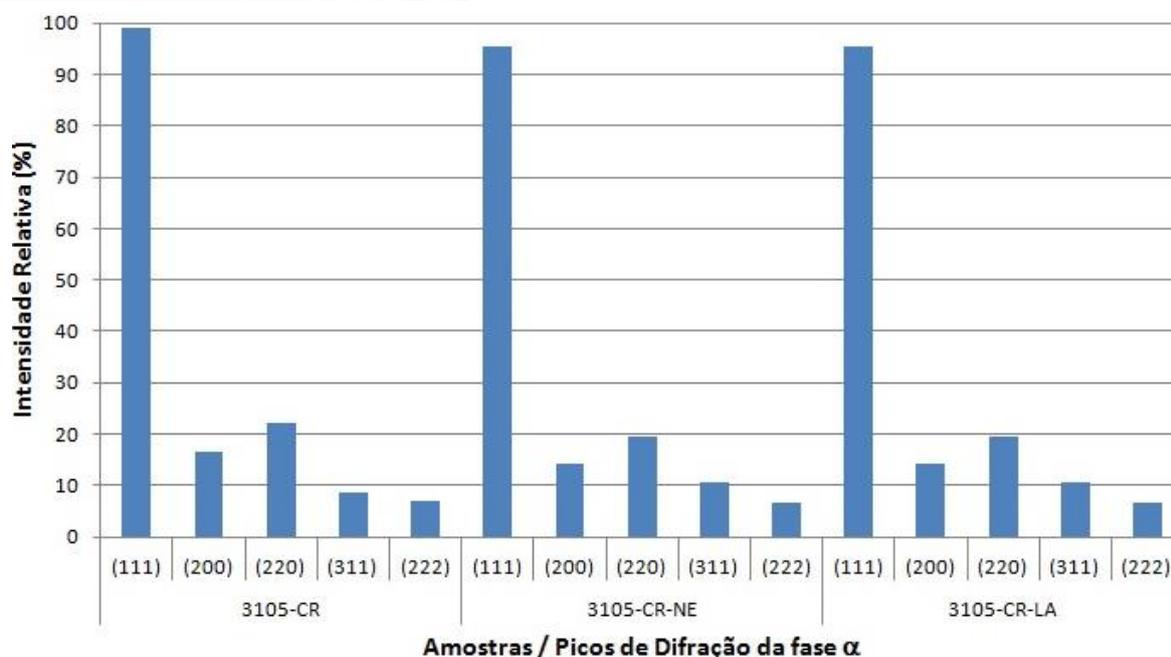


Figura 3 - Análise comparativa do efeito do processamento NECAE e LA nas intensidades relativas (%) dos picos de difração de Raio-X da fase α para a liga 3105.

A Figura 4 apresenta os 4 aspectos do perfil do pico de difração de Raio-X (posição do pico, intensidade relativa (%), largura à meia altura e área do pico), das amostras 3105-CR, 3105-CR-NE e 3105-CR-LA.

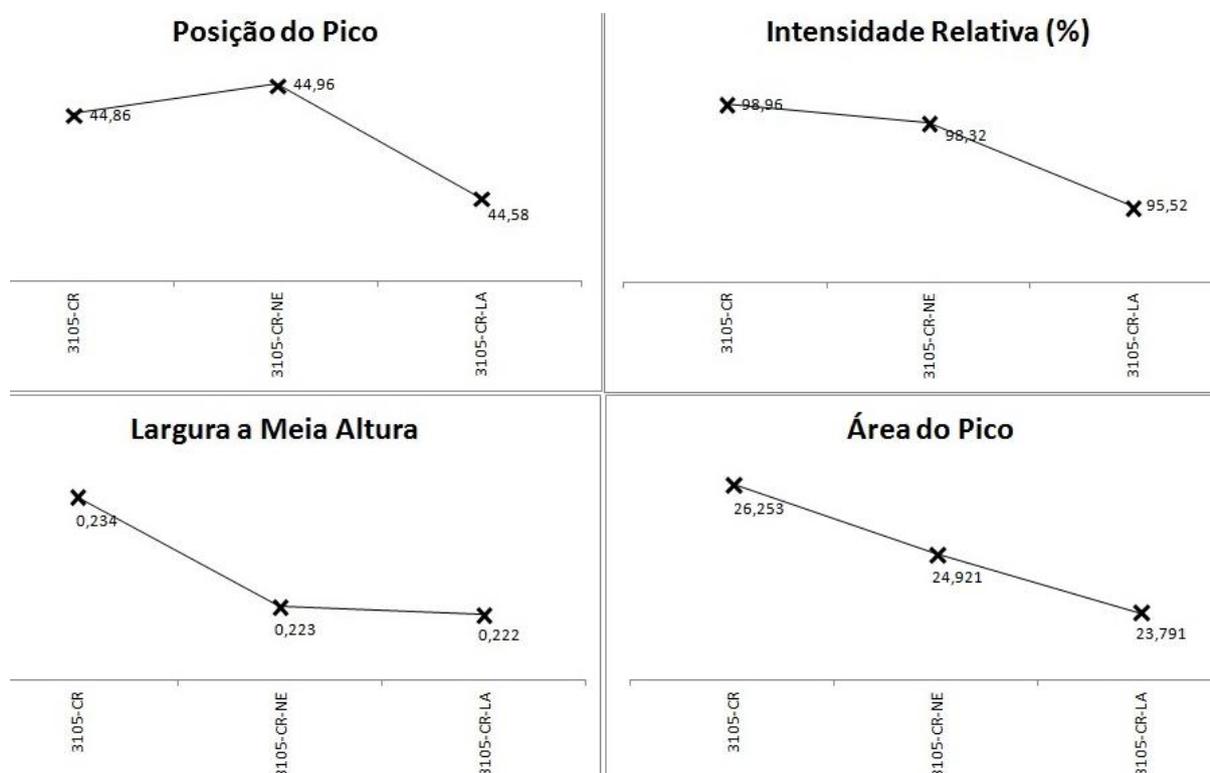


Figura 4 - Análise comparativa do efeito do processamento NECAE e no perfil do pico de difração de Raios-X (111) da fase α para a liga 3105.



Ao analisar o perfil do pico de difração de Raio-X (111) da fase α (Figura 4), verifica-se um efeito mais pronunciado na área do pico com decréscimo da mesma comparando os processamentos NECAE e LA. Este comportamento pode ser atribuído às tensões internas introduzidas na matriz da fase α que influencia no decréscimo na difratabilidade em função do aumento do encruamento introduzido nos grãos do material deformado. Estes resultados corroboram com as análises de dureza (Tabela 2) e análise de dilatométrica (Figura 1) anteriormente apresentadas, os quais revelaram um maior potencial de encruamento da matriz de fase α para a amostra processada via LA.

4 CONCLUSÃO

De acordo com a comparação entre os resultados apresentados para o processamento da liga 3105, através do NECAE e Laminação Assimétrica (com a particularidade de cada técnica utilizada neste trabalho), pode-se inferir que a Laminação Assimétrica é mais eficaz na introdução de encruamento / refinamento da estrutura do que o NECAE, visto que tal conclusão se faz devido os resultados da dureza Vickers, análise dilatométrica e análise dos picos da difração de Raio-X.

Agradecimentos

Os autores agradecem à Votorantim Metais pelo fornecimento do material para execução deste trabalho, a CAPES pela bolsa de mestrado (S.B. Diniz), Fundação Euclides da Cunha (FEC) da Universidade Federal Fluminense (UFF) pelos recursos financeiros que contribuíram para o deslocamento, à Universidade Nacional de Rosário pela infraestrutura oferecida para o processamento via NECAE e Laminação Assimétrica das amostras.

REFERÊNCIAS

- 1 Padilha AF, Siciliano Jr F. Encruamento, Recristalização, Crescimento de Grão e Textura, Volume Único, Terceira Edição, Revisada e Ampliada. São Paulo: ABM Livros, 2005.
- 2 Bresciani Filho E, *et al.* Conformação Plástica dos Metais, Volume Único. 4ª Edição Revisada e Ampliada. São Paulo: Editora da Unicamp, 1991.
- 3 Hallberg H. Influence of Process Parameters on Grain Refinement in AA1050 Aluminum During Cold Rolling. International Journal of Mechanical Sciences, 2012; 66: 260 – 272.
- 4 Meyers MA Chowla KK. Princípios de Metalurgia Mecânica, Volume Único, Primeira Edição. Editora Edgar Blucher, LTDA, 1982.
- 5 Calado WR. Ultra-Refino de Grão Através de Deformação Plástica Severa por Ensaios de Torção: Simulação do Processo ARB. Tese de Doutorado – Programa de Pós Graduação em Engenharia Metalúrgica, Materiais e de Minas, Universidade Federal de Minas Gerais, Belo Horizonte, 2012.
- 6 Gu CF, Tóth LS. Texture Development and Grain Refinement in Non Equal Channel Angular Pressed Al. Scripta Materialia, 2012; 67: 33-36.
- 7 Lee JK, Lee DN. Texture Control and Grain Refinement of AA1050 Al Alloy Sheets by Asymmetric Rolling. Int. J. of Mech. Sciences, 2008; 50: 869-887.
- 8 Santos M. O. Processamento do Cobre por EACI. Belo Horizonte. Dissertação de Mestrado – Programa de Pós Graduação em Engenharia Metalúrgica e de Minas, Universidade Federal de Minas Gerais, Belo Horizonte, 2008.

* Contribuição técnica ao 69º Congresso Anual da ABM – Internacional e ao 14º ENEMET - Encontro Nacional de Estudantes de Engenharia Metalúrgica, de Materiais e de Minas, 21 a 25 de julho de 2014, São Paulo, SP, Brasil.



- 9 Utsunomiya H, Ueno T, Sakai T. Improvement in the R-Value of Aluminum Sheets by Differential-Friction Rolling. *Scripta Materialia*, 2007; 57: 1109 - 1112.
- 10 Kim KH, Lee DN. Analysis of Deformation Textures of Asymmetrically Rolled Aluminum Sheets. *Acta Materialia*, 2001; 49: 2583 - 2595.
- 11 Kim JK, *et al.* Formation of Textures and Microstructures in Asymmetrically Cold Rolled and Subsequently Annealed Aluminum Alloy 1100 Sheets. *Journal of Materials Science*, 2004; 39: 5365-5369.
- 12 Zuo FQ, *et al.* Shear Deformation and Grain Refinement in Pure Al by Asymmetric Rolling. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 2008; (18): 774 - 777.
- 13 Ji HY, Park JJ. Development of Severe Plastic Deformation by Various Asymmetric Rolling Processes. *Materials Science and Engineering*, 2009; 499: 14-17.
- 14 Ko YGL. Microstructure Evolution and Mechanical Properties of Severely Deformed Al Alloy Processed by Differential Speed Rolling. *Journal of Alloys and Compounds*, School of Materials Science and Engineering, Yeungnam University, Gyeongsan, South Korea, 2011.
- 15 Jiang J. *et al.* Mechanical Properties and Microstructures of Ultrafine -Grained Pure Aluminum by Asymmetric Rolling. *Scripta Materialia*, 2009; 60: 905 - 908.
- 16 Minatel R. Um Estudo Comparativo Sobre a Recristalização de Chapas de Alumínio AA1200 e AA3003 Obtidas por Lingotamento Contínuo (Twin RollCaster) e por Fundição de Placas (Direct Chill). *Dissertação de Mestrado - Escola Politécnica, Universidade de São Paulo, São Paulo, 2009.*
- 17 Humphreys FJ, Hatherly M. *Recrystallization and Related Annealing Phenomena*, Volume Único. 2º Edição. Oxford: Editora Pergamon, 2004.
- 18 Diniz SB. Condicionamento Estrutural em Ligas de Al a Serem Submetidas ao Processo NECAE. In: 50º Seminário De Laminação – Processos e Produtos Laminados e Revestidos – Internacional, 2013, Ouro Preto. *Anuais. São Paulo: ABM, 2013, p. 284 - 294.*

* *Contribuição técnica ao 69º Congresso Anual da ABM – Internacional e ao 14º ENEMET - Encontro Nacional de Estudantes de Engenharia Metalúrgica, de Materiais e de Minas, 21 a 25 de julho de 2014, São Paulo, SP, Brasil.*