

Tema: Estampagem

AVALIAÇÃO DAS CARACTERÍSTICAS MICROESTRUTURAIS DE LIGAS DE ALUMÍNIO SUBMETIDAS 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 avalia a influência de um tratamento térmico de solubilização na retenção do crescimento de grão de distintas ligas de alumínio (1200 e 8011), ao submeter estas ligas, após serem processadas por uma técnica de deformação plástica severa (Laminação assimétrica), a um tratamento térmico de recozimento para recristalização com tempos distintos de encharque. As caracterizações microestruturais e mecânicas das amostras em estudo foram avaliadas por Difração de Raios-X (DRX), análise de dilatométrica e ensaios de dureza Vickers. Após o estudo realizado, concluiu-se que as ligas 1200 e 8011 na condição solubilizada apresentaram indícios de “revezamento” entre as orientações (111) e (200) no que diz respeito ao crescimento do tamanho de grãos e ao aumento da fração volumétrica dos grãos associados a essas orientações.

Palavras-chave: Ligas de alumínio; Laminação assimétrica; Deformação plástica severa; Superplasticidade.

EVALUATION OF MICROSTRUCTURAL CHARACTERISTICS OF ALUMINUM ALLOY UNDER SEVERE PLASTIC DEFORMATION TECHNIQUES

Abstract

This work evaluates the influence of solubilization heat treatment on grain growth retention of distinct aluminium alloys (1200 and 8011), after being processed by a severe plastic deformation technique (Asymmetric Rolling) and further annealing heat treatment for recrystallization with distinct soaking times. The microstructural characterizations and mechanical properties of the samples were evaluated by X-Ray Diffraction (XRD), dilatometry analysis and Vickers hardness tests. After the study, it was concluded that the 1200 and 8011 alloys in the solubilized condition showed evidences of continuous switching between the (111) and (200) orientations, probably related to grain size growth and apparent volume fraction growing of the grains associated to those orientations.

Keywords: Aluminum alloys; Asymmetric rolling; Severe plastic deformation; Superplasticity.

- ¹ M.Sc. em Eng. Metalúrgica, Engenheiro Metalurgista, Doutorando em Ciências dos Materiais, IME, Rio de Janeiro, RJ, Brasil.
- ² Doutorando 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 69^o Congresso Anual da ABM – Internacional e ao 14^o 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

De acordo com o cenário atual, vem se buscando uma maior eficiência energética, e a redução de peso em estruturas metálicas nos setores aéreo e o automobilístico, tem sido uma alternativa viável. Tal redução de peso tem sido obtida através da eliminação de processos de união como, por exemplo, a soldagem e a rebiteagem. Para atingir tal objetivo, a conformação de peças com geometrias complexas é uma excelente opção e propriedade de superplasticidade, obtida através de materiais com grãos ultrafinos [1,2] tem ganhado interesse ao longo dos últimos anos e tem sido bastante estudada e posto em prática com diversas ligas de alumínio e também outros metais.

Simples métodos de conformação mecânica não são capazes de produzir materiais com o tamanho de grão na faixa em que ocorre a superplasticidade, sendo assim, técnicas chamadas de Deformação Plástica Severa (DPS) foram criadas e apresentam-se como uma alternativa viável na obtenção de materiais metálicos com grãos ultrafinos [3-5].

Para se obter a superplasticidade em materiais não é apenas necessário tamanho ultrafino de grão, mas também outras características como por exemplo, composição química do contorno de grão [1], grãos equiaxiais e recristalizados, alto ângulo de desorientação entre os grãos e a presença de precipitados ou partículas de segunda fase [1,6].

Esta última característica é muito importante para a superplasticidade, pois os materiais processados por técnicas de DPS a fim de que exibam um comportamento superplástico, experimentam até duas vezes a exposição a altas temperaturas, e durante esta exposição, sem uma certa fração e dispersão destes precipitados ou partículas de segunda fase, ocorreria o crescimento do grão, e sendo assim o tamanho de grão resultante sairia da faixa em que ocorre a superplasticidade.

O presente trabalho avaliou a influência de um tratamento térmico prévio de solubilização (TT) na retenção do tamanho de grão de distintas ligas de alumínio (1200 e 8011), ao submeter estas ligas, após serem processadas por uma técnica de DPS, a um tratamento térmico de recozimento para recristalização com tempos distintos de encharque.

2 MATERIAL E MÉTODOS

2.1 Material

Os materiais utilizados para o estudo foram ligas de alumínio de nomenclatura 1200 e 8011, na forma de chapas laminadas a quente com as espessuras de 7,25 mm e 6,95 mm, respectivamente, cedidas pela Votorantim Metais. A Tabela 1 mostra a composição química das chapas.

Tabela 1. Composição química das ligas 1200 e 8011 (% em peso)

Composição Química (%)												
Elemento	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Ti	Cr	Ni	Zn	Li	Outros	Al
Liga	1200	0,111	0,430	-	0,010	-	0,030	-	-	-	0,040	Restante
	8011	0,650	0,740	0,031	0,005	0,0003	0,021	0,0023	0,004	0,0012	0,0505	Restante

Fonte: Votorantim Metais

* 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.

A fim de avaliar o objetivo do presente trabalho, metades dos corpos de prova foram submetidas a um tratamento térmico prévio de solubilização (TT) a uma temperatura de 500°C por 1 hora e resfriamento em água com agitação, onde o detalhamento método para caracterização das ligas nesta condição prévia de estudo foram reportados por Diniz *et al.* 2013 [7] em seu trabalho.

2.2 Métodos

Para a realização da Laminação Assimétrica (nomeada de LA neste trabalho), foi-se utilizado um laminador piloto no qual os cilindros de laminação giravam com a mesma velocidade (1,676 rad/s), mesmo sentido e possuíam o mesmo coeficiente de fricção, com uma razão entre os cilindros de laminação de aproximadamente de 1,18. Os corpos de prova utilizados para a LA tinham a geometria de 7 x 14 x 45 mm (direção normal x direção transversal x direção de laminação). A direção de laminação da chapa laminada foi a mesma da direção de LA. Tal ensaio foi conduzido a temperatura ambiente, no qual foram realizados 90 passes com uma redução da espessura de aproximadamente 4,7% por passe. A cada 10 passes de laminação, as amostras laminadas eram endireitadas e os cilindros de laminação eram ‘raspados’.

Após a LA, pequenos corpos de provas com dimensões de aproximadamente 2 x 20 x 10 mm foram cortadas através de uma máquina de corte de precisão com disco de diamante, e submetidos a um tratamento térmico de recozimento para recristalização (TTRR) a uma temperatura de encharque de 350°C com os tempos de encharque de 15, 30, 45 e 60 minutos e posteriormente resfriados ao ar. Após o TTRR, as amostras foram embutidas a frio, e preparadas metalograficamente com lixas de carbetto de silício com granulometria de 220 a 4000 mesh e posteriormente polidas com pastas de diamante de 6 µm, 3 µm e 1 µm, de a modo a poder-se a analisar a seção transversal a direção transversal (DT) em relação a direção de laminação.

O ensaio de dureza Vickers (Fabricante Spectru Instrumental Científico LTDA) foi realizado com uma carga de 100 g (0,1 kgf) e com um tempo de permanência de 18 segundos. Para as amostras após a LA foram realizadas 10 medidas de dureza a ¼, ½ e ¾ da espessura associada à 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 2 θ , como intervalo de 2 θ 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 a 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.

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 equipamento de análise termomecânica (TMA). Os corpos de prova tiveram dimensões aproximadas de 5 x 5 x 2 mm, todas as faces dos mesmos foram lixadas com lixas de abrasivos de carbetto 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

* 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.

minutos. Para tal ensaio, aqueceu-se um corpo de prova deformado por LA da temperatura ambiente até a temperatura de 350°C (com uma taxa de aquecimento de 8°C/min) e com um tempo de encharque nesta temperatura de 60 minutos, e posterior resfriamento natural.

Para que a seção de Resultados e Discussão tivesse uma melhor fluidez de discussão, as amostras estudadas foram identificadas da seguinte forma:

- (i) os quatro primeiro dígitos representam a liga analisada (podendo ser 1200 ou 8011);
- (ii) os dois segundo dígitos indicam a condição inicial da liga (CR = como recebida e TT = submetida ao tratamento térmico de solubilização);
- (iii) os dois últimos dígitos indicam a condição final do processamento da amostra (LA = processada via LA; 15, 30, 45 ou 60 = processada via LA e submetida ao TTRR com os tempos de encharque de 15, 30, 45 e 60 minutos, respectivamente).

3 RESULTADOS E DISCUSSÃO

A Figura 1 representa a média da dureza Vickers em relação o posicionamento na face analisada para as amostras (a) 1200-CR, (b) 1200-TT, (c) 8011-CR e (d) 8011-TT. Na Figura 1, LA representa a amostra apenas processada por LA, e 15, 30, 45 e 60 representam o tempo de encharque utilizado para cada amostra após o processamento via LA.

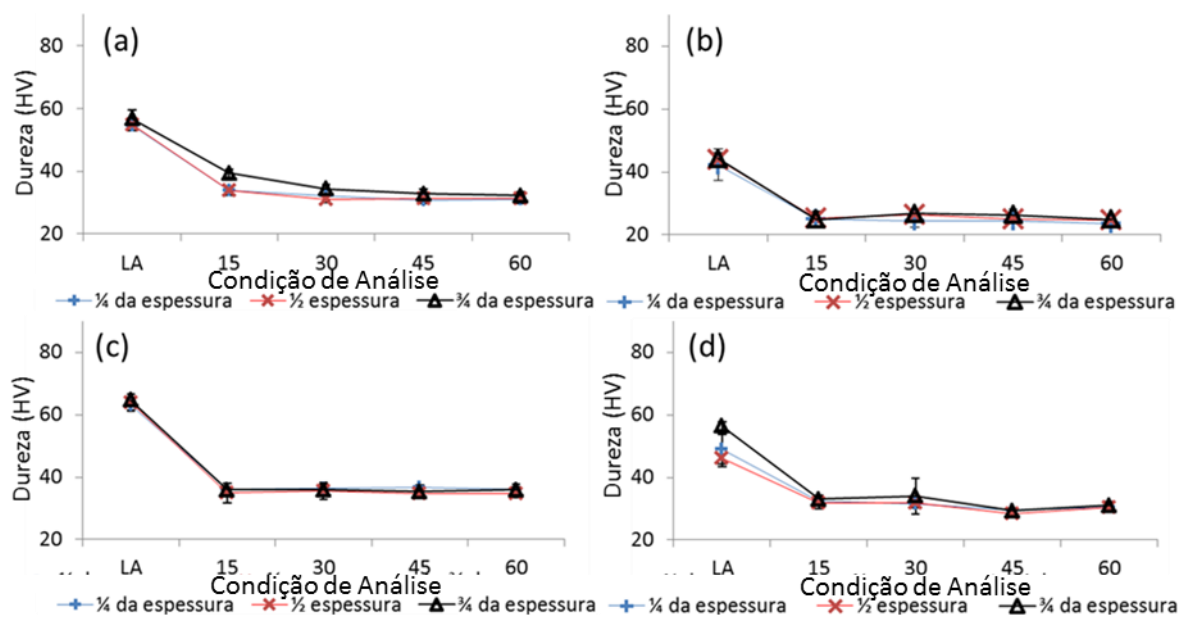


Figura 1. Evolução da dureza Vickers das amostras (a) 1200-CR, (b) 1200-TT, (c) 8011-CR e (d) 8011-TT, após o TTRR, em função do tempo de encharque, comparada a condição de LA.

De acordo com a Figura 1 para todas as amostras em estudo em suas distintas condições iniciais, há um decréscimo de dureza entre a condição de LA (laminada assimetricamente) e 15 (15 minutos de permanência no forno durante o TTRR). Entre os tempos de encharque de 15 e 30 minutos, para a amostra 1200-CR, verifica-se outro decréscimo de dureza, tal comportamento evidencia a não completa recristalização do material. Já neste mesmo intervalo de tempo para as amostras nas condições 8011-CR, 1200-TT e 8011-TT houve uma variação insignificante do valor de dureza, que pode ser atribuído ao desvio padrão das medições de dureza.

* 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.

A partir do tempo de 30 minutos do TTRR, não foram verificadas mudanças significativas no valor da dureza, sendo assim, no geral as amostras obtiveram a total recristalização em um tempo inferior a 30 minutos de encharque.

A Figura 2 apresenta as curvas da variação da espessura (Δe) versus variação da temperatura no aquecimento e versus tempo de manutenção de encharque, durante os ensaios de dilatometria, para as amostras 1200-CR-LA (curva inferior) e 1200-TT-LA (curva superior).

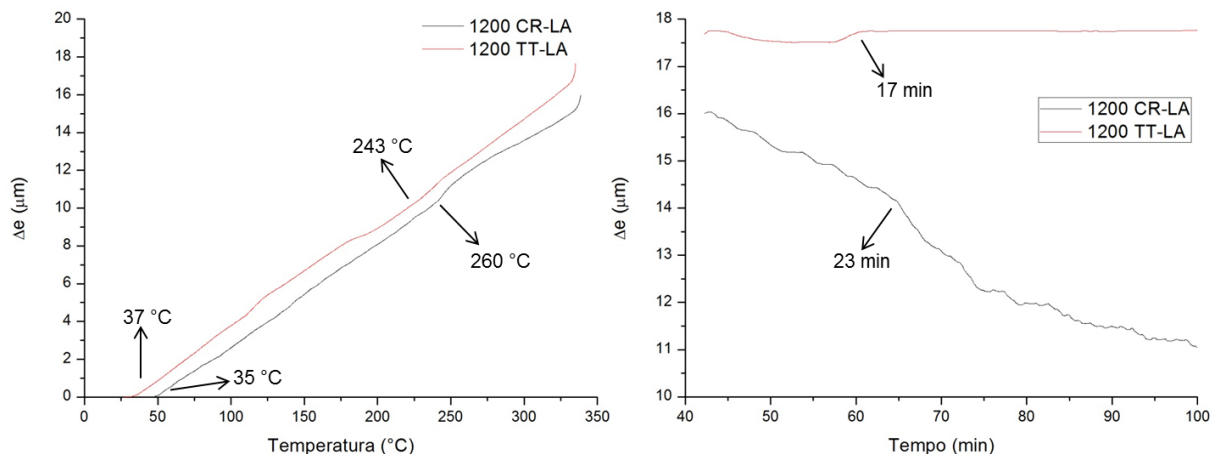


Figura 2. Curvas de Dilatometria em função da variação de (Δe) versus Temperatura e da variação de (Δe) x tempo, para as amostras 1200-CR-LA e 1200-TT-LA.

Como pode ser observado na Figura 2, as temperaturas provavelmente associadas ao início da recuperação para as amostras 1200-CR-LA e 1200-TT-LA foram 35°C e 37°C, respectivamente e a temperatura associada ao início da recristalização, para as amostras 1200-CR-LA e 1200-TT-LA são de 243°C e 260°C, respectivamente.

Após atingir a temperatura de patamar de 350°C, pode-se observar um comportamento bem distinto entre as curvas das amostras da liga 1200 na condição de CR e TT. Primeiramente para a amostra 1200-CR-LA, após a curva atingir a temperatura de 350°C há um pequeno decréscimo nos valores da variação da espessura da amostra, e após alguns minutos este valor se torna constante até o tempo aproximado de 17 minutos, no qual a curva sofre uma pequena perturbação no qual indica possivelmente o tempo para o final de recristalização.

Já para a curva que representa a variação da espessura da amostra 1200-TT-LA, após a curva atingir a temperatura de 350°C há uma sucessão de pequenos decréscimos e patamares de valores constantes na variação da espessura da amostra. Na curva da amostra 1200-TT-LA há uma mudança mais significativa de inflexão da curva em um tempo de aproximadamente 23 minutos, a qual provavelmente esta associada ao final da recristalização.

Comparando a curva Δe x temperatura da amostra 1200-CR-LA (Figura 2) com a curva que descreve a evolução da dureza Vickers com o TTRR em seus distintos tempos de encharque (Figura 1 (a)), pode-se observar que o último decaimento da dureza ocorreu no intervalo de 15 a 30 minutos, no qual indica que a amostra atingiu a completa recristalização neste intervalo [8]. Este resultado vai de encontro com o resultado obtido na curva Δe x temperatura no qual a possível total recristalização da amostra ocorre após um tempo de 17 minutos.

Fazendo-se uma comparação dos valores apresentados na Figura 2, com os valores de dureza da amostra 1200-TT-LA e submetida ao TTRR (Figura 1 (b)), pode-se

* 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.

observar que as medidas para dureza obtiveram um valor constante após o tempo de 15 minutos, sendo assim os valores apresentados para a análise de dilatometria não estão em concordância com os valores de dureza. Este comportamento está provavelmente associado às capacidades das técnicas / equipamentos utilizados em auxiliar na observação do fenômeno recristalização, em função dos valores da propriedade mecânica dureza (ensaio de dureza / microdurômetro) e a outra em função da organização da estrutura interna que afeta as dimensões lineares e volumétricas da amostra em análise (ensaio de dilatometria / TMA). Onde possivelmente as modificações em função da estrutura são mais bem percebidas do que a estabilização da dureza para tempos mais próximos à real recristalização final. A Figura 3 apresenta as curvas da variação da espessura (Δe) versus variação da temperatura no aquecimento e versus tempo de manutenção de encharque, durante os ensaios de dilatometria, para as amostras 8011-CR-LA (curva inferior) e 8011-TT-LA (curva superior).

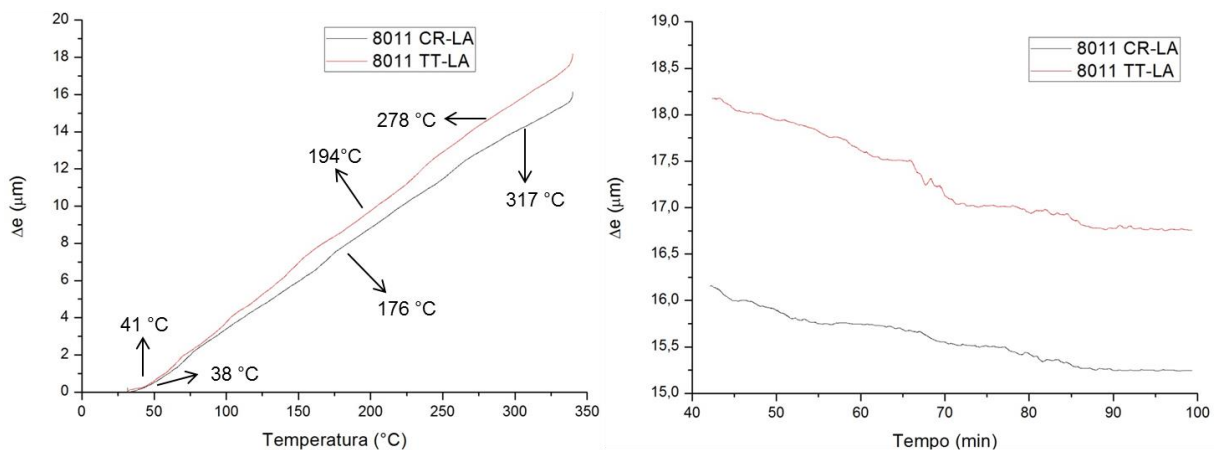


Figura 3. Curvas de Dilatometria em função da variação de (Δe) versus Temperatura e da variação de (Δe) versus tempo de encharque, para as amostras 8011-CR-LA e 8011-TT-LA.

Segundo a Figura 3 a temperatura que esta provavelmente associada ao início da recuperação para as amostras 8011-CR-LA e 8011-TT-LA são de 38°C e 41°C, respectivamente. Os inícios das recristalizações, para as amostras 8011-CR-LA e 8011-TT-LA, ocorrem a uma temperatura aproximada de 194°C e 176°C respectivamente. Já ao final do processo de recristalização ocorre antes do patamar de 350°C, os quais, para as amostras 8011-CR-LA e 8011-TT-LA ocorrem a uma temperatura de 317°C e 278°C, respectivamente.

Comparando as curvas Δe versus temperatura das amostras 8011-CR-LA e 8011-TT-LA (Figura 3) com as curvas que descrevem a evolução da dureza Vickers com o TTRR para estas mesmas amostras (Figuras 1 (c) e (d)), pode-se observar que ambas as curvas de dureza têm um grande decaimento de dureza na condição de LA para a condição de 15 minutos, e para tempos maiores de encharque o valor da dureza não se altera. Este comportamento está de acordo com os valores obtidos pela análise de dilatometria, ou seja, antes de atingir a temperatura de 350°C ocorre a total recristalização da amostra 8011-CR-LA.

Dentre os quatro aspectos do perfil do pico de difração de Raios-X (posição do pico, intensidade relativa (%), largura à meia altura e área do pico), os que mais são relevantes para caracterizar o crescimento de grão, associado a uma dada orientação, em um material, são a “Intensidade Relativa (%)” e a “Largura à Meia

* 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.

Altura (%). Pois se a “Intensidade Relativa (%)” de um plano aumenta, a difração de Raios-X deste plano será maior, logo é esperado que a fração volumétrica daquela orientação aumente, e se a “Largura à Meia Altura” diminuir, indica um aumento no tamanho de grão desta orientação em detrimento do decréscimo no tamanho do grão e fração volumétrica de outras orientações.

A evolução microestrutural não será estimada durante o TTRR através da “Posição do Pico”, pois esta teve uma variação pequena (em todas as condições independentes do plano analisado, tiveram uma variação inferior do que 0,6), e também não apresentou um comportamento nos valores que pudessem descrever um determinado comportamento, no qual tal comportamento é muito influenciado pelo posicionamento da mostra durante a análise. A evolução microestrutural também não foi estimada pela área do pico, pois está diretamente associada com as variações dos valores da “Largura a meia Altura” e “Intensidade Relativa”.

As Figuras 4 e 5 apresentam os dados referentes à análise da evolução estrutural de amostras 1200-CR-LA submetidas ao TTRR com tempos distintos de encharque.

Analisando a Figura 4 pode-se verificar que não ocorreu uma mudança do pico de maior intensidade de difração (111) e menor intensidade (222) da fase α , com exceção para o tempo de 60 minutos de encharque (1200-CR-LA), no qual o pico de menor intensidade foi o (311). Enquanto as posições intermediárias de intensidade se permutam entre os picos (200), (220) e (311) da fase α .

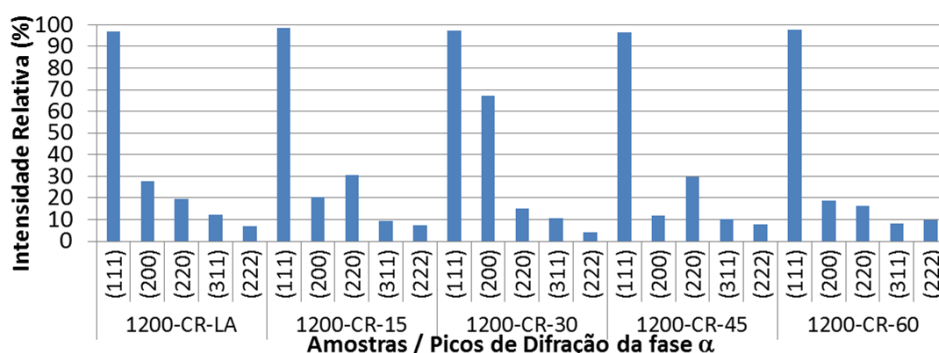


Figura 4. Efeito do TTRR nas intensidades relativas (%) dos picos de difração de Raios-X da fase α para a liga 1200 na condição previa de CR.

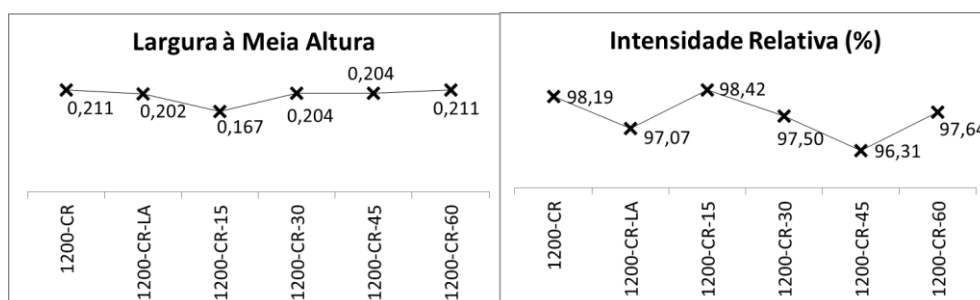


Figura 5. Efeito do TTRR no perfil do pico de difração de Raios-X (111) da fase α , em relação à largura a meia altura e intensidade relativa (%), para a liga 1200 a condição prévia de CR.

Com base no perfil do pico de difração de Raios-X (111) da fase α para a amostra 1200-CR-LA submetida ao TTRR (Figura 5), pode-se inferir de acordo com os resultados obtidos através da análise da “Intensidade Relativa (%)” que houve um aumento da fração volumétrica dos grãos com planos (111) paralelos a DT, das condições 1200-CR-LA para a 1200-CR-15 e da condição 1200-CR-45 para a

* 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.

1200-CR-60, e um decréscimo da fração volumétrica da condição 1200-CR-15 a 1200-CR-45.

De acordo com a “Largura à Meia Altura”, pode-se inferir que houve um crescimento do tamanho de grão para orientação (111), em detrimento do decréscimo do tamanho de grão e da fração volumétrica de outras orientações, da condição 1200-CR-LA para a 1200-CR-15, e um decréscimo do tamanho de grão da condição 1200-CR-15 para a 1200-CR-30. Já para os tempos de 30 minutos a 60 minutos de TTRR (condição 1200-CR-30 para a 1200-CR-60), não há mudança significativa da “Largura a Meia Altura”, no qual esta diferença pode estar associada a pequenos desvios durante a análise de DRX, logo pode se dizer que há certa estabilidade do tamanho de grão desta orientação (111), enquanto que sua fração volumétrica tende a diminuir no intervalo de tempo de 30 a 45 minutos e aumentar no intervalo de 45 a 60 minutos.

As Figuras 6 e 7 apresentam os dados referentes à análise da evolução estrutural de amostras 1200-TT-LA submetidas ao TTRR.

Analisando a Figura 6 pode-se verificar que ocorreu uma mudança do pico de maior intensidade de difração da fase α , no qual variou entre o pico de difração (111) e (200). O pico de difração de menor intensidade da fase α variou entre o (222) e (311). Enquanto as posições intermediárias de intensidade se permutam entre os picos de menor intensidade (200), (220) e (311) da fase α .

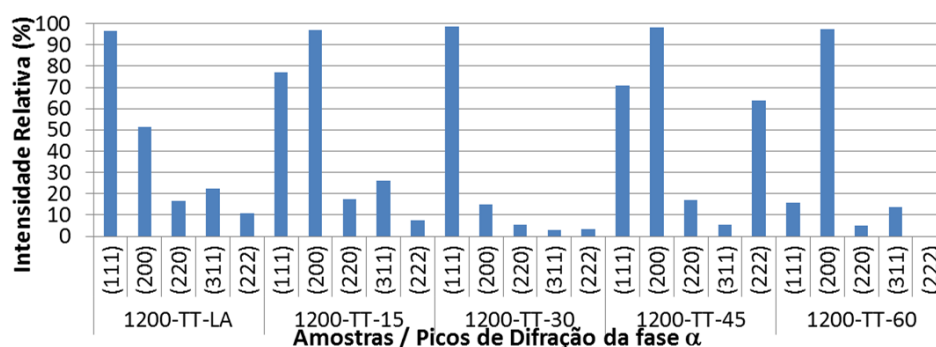


Figura 6. Efeito do TTRR nas intensidades relativas (%) dos picos de difração de Raios-X da fase α para a liga 1200 na condição prévia de TT.

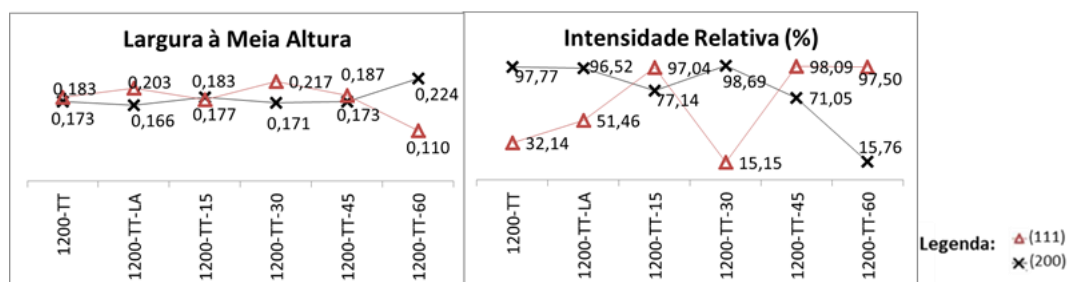


Figura 7. Efeito do TTRR nos perfis dos picos de difração de Raios-X (111) e (200) da fase α para a liga 1200, em relação à largura a meia altura e intensidade relativa (%), na condição prévia de TT.

Com base no perfil do pico (111) da fase α para a amostra 1200-TT-LA e submetida ao TTRR (Figura 7), pode-se inferir de acordo com os resultados obtidos através da análise da “Intensidade Relativa (%)” que houve um aumento da fração volumétrica dos grãos orientados a (111), das condições 1200-TT-15 para a 1200-TT-60, e um decréscimo da fração volumétrica da condição 1200-CR-LA para a condição

* 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.

1200-TT-15, 1200-TT-30 para a condição 1200-TT-45 e 1200-TT-45 para a condição 1200-TT-60.

De acordo com a “Largura à Meia Altura” do pico (111), pode-se inferir que houve um decréscimo do tamanho de grão desta orientação, em detrimento do crescimento da fração volumétrica de outras orientações, da condição 1200-TT-LA para a 1200-TT-15 e da condição 1200-TT-45 para a 1200-TT-60. No intervalo entre 15 e 45 minutos do TTRR (condição 1200-TT-15 para a 1200-TT-45), não houve uma variação significativa na “Largura à Meia Altura”, no qual esta diferença pode estar associada a pequenos desvios durante a análise de DRX, logo pode se dizer que há certa estabilidade do tamanho de grão desta orientação, enquanto que sua fração volumétrica tende a aumentar no intervalo de tempo de 15 a 30 minutos e diminuir no intervalo de 45 a 60 minutos.

Com base no perfil do pico (200) da fase α para a liga 1200-TT-LA submetida ao TTRR (Figura 7), pode-se observar que grãos com esta orientação no geral tiveram um comportamento oposto ao dos grãos com orientação (111). Com base na variação dos picos associados a outras orientações (220), (333) e (222), no qual não tiveram uma variação tão significativa em suas intensidades como os picos associados aos planos (111) e (200), pode-se dizer que houve certa “concorrência” entre os grãos com orientações (111) e (200), no qual quando um teve um decréscimo de fração volumétrica, houve o aumento da fração volumétrica do outro, e o mesmo comportamento se fez no tamanho de grão.

As Figuras 8 e 9 apresentam os dados referente a análise da evolução estrutural de amostras 8011-CR-LA submetidas ao TTRR com tempos distintos de encharque.

De acordo com a Figura 8, pode-se verificar que não ocorreu uma mudança do pico de maior intensidade de difração (111) e menor intensidade (222) da fase α . Enquanto as posições intermediárias de intensidade se permutam entre os (200), (220) e (311) da fase α .

Com base no perfil do pico (111) da fase α para amostra 8011-CR-LA e submetida ao TTRR (Figura 9), pode-se inferir de acordo com os resultados obtidos através da análise da “Intensidade Relativa (%)” que houve um aumento da fração volumétrica dos grãos orientados a (111), das condições 8011-CR-15 para a 8011-CR-30 e da condição 8011-CR-45 para a 8011-CR-60, e um decréscimo da fração volumétrica da condição 8011-CR-LA para a 8011-CR-15 e da condição 8011-CR-30 para a 8011-CR-45.

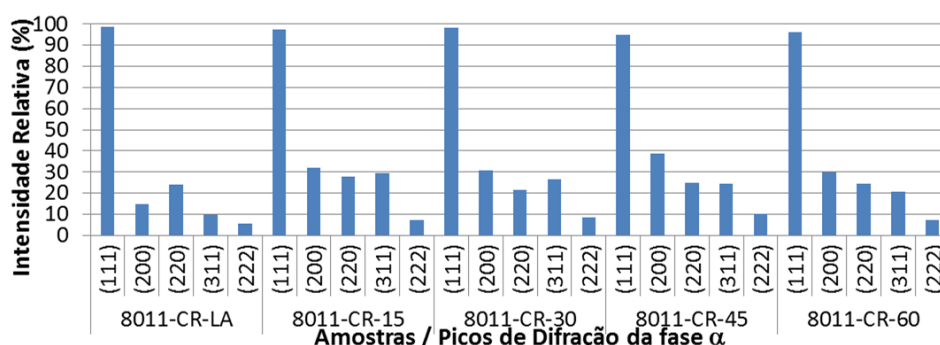


Figura 8. Efeito do TTRR nas intensidades relativas (%) dos picos de difração de Raios-X da fase α para a liga 8011 na condição prévia de CR.

De acordo com a “Largura à Meia Altura”, pode-se inferir que houve um crescimento do tamanho de grão associado a grãos de orientação (111), em detrimento do decréscimo e fração volumétrica de outras orientações, da condição 8011-CR-LA

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

para a 8011-CR-30, uma estabilidade do tamanho de grão da condição 8011-CR-30 para a 8011-CR-45 e um decréscimo do tamanho de grão da condição 8011-CR-45 para a 8011-CR-60.

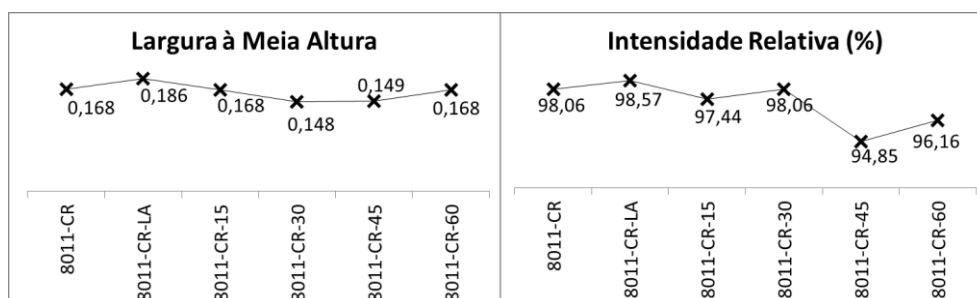


Figura 9. Efeito do TTRR no perfil do pico de difração de Raios-X (111) da fase α para a liga 8011, em relação à largura a meia altura e intensidade relativa (%), na condição prévia de CR.

As Figuras 10 e 11 apresentam os dados referentes à análise da evolução estrutural de amostras 8011-TT-LA submetidas ao TTRR em tempos distintos de encharque. Analisando a Figura 10 pode-se verificar que ocorreu uma mudança do pico de maior intensidade de difração da fase α , no qual variou entre o pico de difração (111) e (200). O pico de menor intensidade da fase α foi o (222) em todas as condições, enquanto as posições intermediárias de intensidade se permutam entre os picos (200), (220) e (311) da fase α .

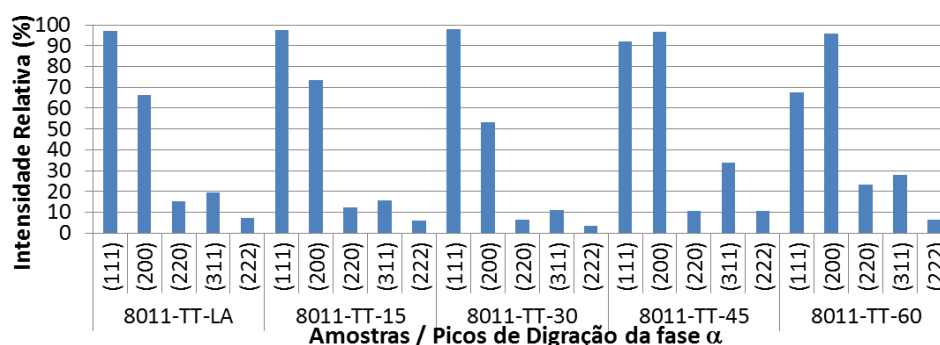


Figura 10. Efeito do TTRR nas intensidades relativas (%) dos picos de difração de Raios-X da fase α para a liga 8011 na condição prévia de TT.

Com base no perfil do pico (111) da fase α para a amostra 8011-TT-LA e submetida ao TTRR (Figura 11), pode-se inferir de acordo com os resultados obtidos através da análise da “Intensidade Relativa (%)” que houve um aumento da fração volumétrica dos grãos orientados a (111), das condições 8011-TT-LA a 8011-TT-30, e um decréscimo da fração volumétrica da condição 8011-TT-45 a 8011-TT-60. Já para os grãos orientados a (200) houve um decréscimo da fração volumétrica da condição 8011-TT-15 para a 8011-TT-30, e crescimento da fração volumétrica para as demais condições.

* 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.

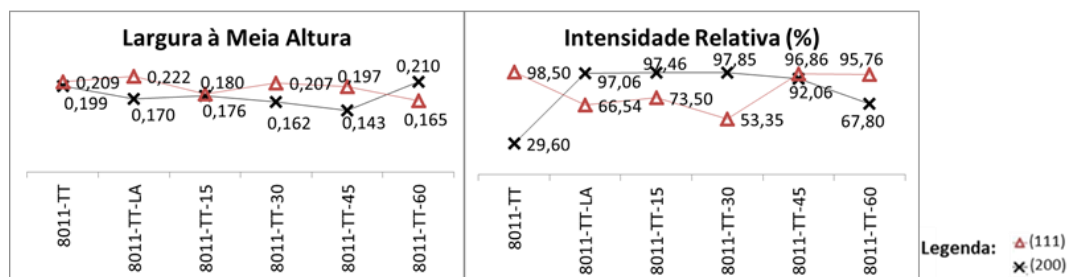


Figura 11. Efeito do TTRR no perfil dos picos de difração de Raios-X (111) e (200) da fase α , em relação à largura a meia altura e intensidade relativa (%), para a liga 8011 na condição prévia de TT.

De acordo com a “Largura à Meia Altura” do pico (111), pode-se inferir que houve um decréscimo do tamanho de grão, em detrimento do crescimento da fração volumétrica de outras orientações, da condição 8011-TT-45 para a 8011-TT-60, um crescimento de grão da condição 8011-TT-15 para a 8011-TT-45 e da condição 8011-TT-LA para a 8011-TT-15, não houve uma variação significativa na “Largura à Meia Altura”, no qual esta diferença pode estar associada a pequenos desvios durante a análise de DRX, logo pode se dizer que há certa estabilidade do tamanho de grão desta orientação, enquanto que sua fração volumétrica aumentar neste mesmo intervalo.

Da mesma forma que ocorreu com a liga 1200, os grãos de orientação (111), no geral, tiveram um comportamento oposto ao dos grãos com orientação (200) para a liga 8011 na condição prévia de TT, sendo assim pode-se dizer que houve certa “concorrência” entre os grãos com orientações (111) e (200), no qual quando um teve um decréscimo de fração volumétrica, houve o aumento da fração volumétrica do outro, e o mesmo comportamento se fez no tamanho de grão.

Com base nos resultados do perfil dos picos de difração de Raios-X, fazendo-se uma comparação da condição CR para a TT, pode-se supor que possivelmente o tratamento térmico de solubilização pode ter ocasionado certa estabilidade no crescimento dos grãos, pois quando se observa apenas na condição prévia de CR, observaram-se apenas picos de maiores intensidades associados ao plano (111) para todas as duas ligas em estudo, e este fato se manteve durante todo o TTRR (Figuras 4 a 11). Já para a condição de TT para as ligas 1200 e 8011, a maior intensidade já se fez presente para os planos associados a (111) e (200) (Figuras 7, 8, 11 e 12), sendo assim de acordo com a análise do perfil dos picos associados a estes planos, é possível que para as ligas 1200 e 8011 possa ter acontecido o “revezamento” do crescimento / decréscimo do tamanho dos grãos e aumento / diminuição da fração volumétrica para os grãos de orientação (111) e (200), uma vez que a variação da intensidade associada aos planos (220), (331) e (222) (Figuras 4, 6, 8 e 10), não foi tão significativa quanto às dos planos (111) e (200).

4. CONCLUSÃO

Com base nos resultados apresentados e discutidos, conclui-se que:

I - De acordo com os resultados da análise de dilatométrica e de dureza Vickers:

- Para a liga 1200 (nas condições de CR e TT) houve a total recristalização das amostras no decorrer do tempo de encharque estabelecido;
- Para a liga 8011 (nas condições CR e TT), houve a completa recristalização antes das amostras atingirem o patamar de 350°C.

* 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.



II - Com base nos resultados do perfil dos picos de difração de Raio-X, fazendo-se uma comparação da condição CR para a TT, pode-se supor que possivelmente o tratamento térmico de solubilização pode ter ocasionado uma certa estabilidade no crescimento dos grãos.

III - Quando se analisado a condição CR em comparação com a TT, para as ligas 1200 e 8011, pode-se supor que possa ter acontecido um “revezamento” do crescimento / decréscimo do tamanho dos grãos e aumento / diminuição da fração volumétrica para os grãos de orientação (111) e (200).

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 a Universidade Nacional de Rosário, e a Universidade Nacional de Rosário pela infraestrutura oferecida para o processamento via NECAE e Laminação Assimétrica das amostras.

REFERÊNCIAS

- 1 Nieh TG, Wadsworth J, Shelby OD. Superplasticity in metals and ceramics. New York: Cambridge University Press; 2005.
- 2 Furukawa M, Horita Z, Nemoto M, Langdon TG. Achieving superplasticity at high strain rates using equal channel angular pressing. Materials and Science and Technology. 2000;16:1330-33.
- 3 Segal VM. Materials processing by simple shear. Materials Science and Engineering A. 1995;197:157-164.
- 4 Santos MO. Processamento do cobre por EACI [dissertação de mestrado]. Belo Horizonte: UFMG; 2008.
- 5 Calado WR. Ultra-refino de grão através de deformação plástica severa por ensaios de torção: simulação do processo ARB [tese de doutorado]. Belo Horizonte: UFMG; 2012.
- 6 XU C, Furukawa M, Horita Z, Langdon TG. Using ECAP to achieve grain refinement, precipitate fragmentation and high strain rate superplasticity in a spraycast aluminum alloy. Acta Materialia. 2003;51:6139-49.
- 7 Diniz SB. Condicionamento estrutural em ligas de al a serem submetidas ao processo NECAE. In: Anais do 50º Seminário de Laminação – Internacional; 2013; Ouro Preto, Brasil. São Paulo: ABM; 2013. p.284-294.
- 8 ASM Handook, Heat Treating, v. 4. ASM International; 1991.

* 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.