

CONDICIONAMENTO ESTRUTURAL EM LIGAS DE AI A SEREM SUBMETIDAS AO PROCESSO NECAE¹

Saulo Brinco Diniz²
Valmir Martins Monteiro³
Bruna Godoi Meirelles⁴
Luis Celso da Silva⁵
Andersan dos Santos Paula⁶

Resumo

Objetivando no futuro a produção de amostras de alumínio com características superplásticas com grão ultrafinos oriundos de materiais submetidos ao processo de deformação severa NECAE (*Non-Equal Channel Angular Extrusion*) e posterior recristalização, foram realizados tratamentos térmicos de solubilização, em ligas de alumínio de nomenclatura 1200, 3105 e 8011. O presente trabalho faz a caracterização microestrutural e mecânica destas ligas na forma de chapas em 2 condições: (i) como recebida, ou seja, laminadas a quente; e (ii) após um tratamento térmico de solubilização. As avaliações de natureza microestrutural / composicional e mecânica foram feita por, Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV), Espectroscopia de Energia Dispersiva de Raios-X (EDS), Difração de Raios-X (DRX) e ensaios de microdurezas. Os ensaios permitiram avaliar a eficiência dos tratamentos de solubilização quanto a dissolução de distintos precipitados em relação à composição e forma, além da garantir a homogeneidade microestrutural e mecânica ao longo da espessura das chapas.

Palavras-chave: Precipitados; Solubilização; Ligas de alumínio.

STRUCTURAL CONDITIONING IN AI ALLOYS TO BE SUBMITTED TO NECAE PROCESS

Abstract

In order to produce aluminium alloys with superplastic characteristics, aluminium alloys naming 1200, 3105 and 8011, there were heat treatments solubilization aiming at the production of future samples with ultrafine grain originating materials subjected to severe deformation process NECAE (*non-Equal Channel Angular Extrusion*) and subsequent recrystallization. The present study is the characterization of the mechanical and microstructural samples of alloys in the form of plates studied in two conditions: (i) as received, or hot-rolled, and (ii) after heat treatment for solubilization. Evaluations of nature microstructural / compositional and mechanics were made by scanning electron microscopy (SEM), Energy Dispersive Spectroscopy X-ray (EDS), X-ray diffraction (XRD) and microhardness tests. The tests allowed to assess the efficiency of solubilization treatments as the dissolution of precipitates over different composition and form, as well as ensuring the mechanical and microstructural uniformity throughout the thickness of the sheets.

Keywords: Precipitates; Solubilization, Al alloys.

¹ *Contribuição técnica ao 50º Seminário de Laminação – Processos e Produtos Laminados e Revestidos, 18 a 21 de novembro de 2013, Ouro Preto, MG, Brasil.*

² *M.Sc., Mestrando em Eng. Metalúrgica, UFF-EEIMVR-PPGEM, Volta Redonda, RJ – Brasil.*

³ *Graduando de Eng. Metalúrgica, UFF-EEIMVR-VMT, Volta Redonda – RJ, Brasil*

⁴ *Graduada em Eng. Metalúrgica, Votorantim Metais, Alumínio - SP, Brasil*

⁵ *Msc ., Técnico do Lab. de Microscopia Eletrônica, UFF/EEIMVR, Volta Redonda – RJ, Brasil*

⁶ *D.Sc., Professora Adjunta, UFF/EEIMVR-VMT e PPGEM, Volta Redonda – RJ, Brasil*

1 INTRODUÇÃO

Dentre todos os metais o alumínio por apresentar uma série de vantagens sendo ele o segundo metal mais produzido mundialmente^(1,2) e é o primeiro metal não-ferroso mais consumido no mundo.⁽³⁾

Dentre uma série de propriedades, as principais propriedades do alumínio e suas ligas são: densidade relativamente baixa, aproximadamente 2,7 g/cm³; alta condutividade elétrica e térmica; resistência à corrosão em alguns ambientes; são facilmente conformadas em virtude da alta ductilidade, uma vez que o alumínio tem uma estrutura cúbica de face centrada (CFC), sua ductilidade é mantida mesmo em temperaturas muito baixas, é paramagnético; é atóxico. A principal limitação do alumínio é a sua baixa temperatura de fusão (660°C quando a pureza é de 99,80%), que limita a temperatura de trabalho de suas ligas, no qual geralmente são menores do que a do alumínio puro.⁽¹⁻⁴⁾

O alumínio puro tem baixa resistência mecânica inviabilizando assim seu uso, por isso sua resistência pode ser aumentada através da adição de elementos de liga e por trabalho a frio.^(1,3)

As ligas de alumínio são classificadas como ligas fundidas ou trabalháveis.^(1,3,4) A composição química para ambos os tipos é designada por um número de 4 dígitos, no qual o primeiro número indica o elemento de liga principal adicionado à liga. Para as ligas trabalháveis, as ligas da série 1XXX são as ligas comercialmente puras, as ligas da série 3XXX são as ligas em que o Manganês é o principal elemento de liga, já as ligas da série 8XXX são as ligas que geralmente o Estanho e o Lítio são os principais elementos de liga, porém estas ligas podem não apresentar necessariamente Lítio ou/estanho como principais elementos de liga, fugindo assim um pouco da classificação das ligas trabalháveis.

Com a máxima redução de grão proveniente da laminação, não se consegue obter materiais com características superplásticas, pois segundo T.G.NIEH o principal pré-requisito para se obter materiais com características superplásticas, é ter uma estrutura de grãos finos. Neste caso, acredita-se que os materiais se deformam principalmente por um mecanismo de deslizamento de contornos de grãos. Para que ocorra este tipo de mecanismo, o tamanho do grão deve ser pequeno. Tipicamente, para os metais o tamanho de grão deve ser menor que 10 µm.⁽⁵⁾ Para se obter uma estrutura de grãos ultra-finos métodos de Deformação Plástica Severa (DPS) ou *Severe Plastic Deformation* (SPD),⁽⁶⁾ tem sido usados ultimamente. Dentre os vários DPS um que proporciona uma grande redução do tamanho de grão é a Extrusão Angular em Canais Não-Iguais (*Non-Equal Channel Angular Pressing – Necap* ou *Non-Equal Channel Angular Extrusion – Neca*).⁽⁷⁻⁹⁾

Quase sempre, é difícil observar superplasticidade em grãos muito finos principalmente em materiais monofásicos, porque o crescimento do grão é muito rápido a temperaturas, nas quais o deslizamento do contorno ocorre. Portanto, para manter um tamanho de grão fino no intervalo de comportamento superplástico, a presença de uma segunda fase, ou de precipitados nos contornos de grãos, é necessária.⁽⁵⁾

No presente trabalho amostras laminadas de ligas de alumínio (1200, 3105 e 8011) na forma de chapas laminadas a quente foram submetidas um tratamento térmico de solubilização, afim de se promover a dissolução dos precipitados pré-existente, para facilitar uma futura obtenção de superplasticidade através do processamento destas ligas pelo método Neca.

2 MATERIAIS E MÉTODOS

2.1 Material

Os materiais em estudo são ligas de alumínio de nomenclatura 1200, 3105, 8011, na forma de chapas laminadas a quente com as espessuras de 7,25mm, 7,00mm, e 6,95 mm respectivamente, cedidas pela Votorantim Metais. A Tabela 1 mostra os elementos principais da composições químicas .

Tabela 1. Composição química das ligas 1200, 3105 e 8011(% em peso)

Composição Química		Liga		
		1200	3105	8011
Elemento	Si	0,1110	0,2100	0,6500
	Fe	0,4300	0,5400	0,7400
	Cu	-	0,0900	0,0310
	Mn	0,0100	0,5800	0,0050
	Mg	-	0,5900	0,0003
	Ti	0,0300	0,0230	0,0210
	Cr	-	0,0100	0,0023
	Ni	-	-	0,0040
	Zn	-	0,0400	0,0040
	Li	-	-	0,0012
	Outros	0,0400	0,0400	0,0505
	Al	Restante	Restante	Restante

2.2 Métodos

As amostras para o presente trabalho foram extraídas de chapas laminadas a quente das distintas ligas por meio de um processo de corte abrasivo em uma máquina de corte sob refrigeração com disco de carbeto de silício. As amostras foram cortadas com as dimensões de aproximadamente 2 cm de altura na direção de laminação (DL) por 1 cm de comprimento na direção transversal a de laminação (DT).

Após este corte, foi feito um tratamento térmico de solubilização em um forno de resistência elétrica a uma temperatura aproximada de 500°C durante 60 minutos. Após as condições serem atingidas os corpos de provas foram retirados ao mesmo tempo e logo em seguida foram mergulhados em água a temperatura ambiente. Para se promover um melhor resfriamento, as amostras foram agitadas dentro da água.

Após o embutimento a quente, as amostras foram lixadas com lixas de carbeto de silício com a seguinte sequência de lixamento: 220, 350, 600, 800, 1000, 1200, 2500 e 4000 mesh. Após a etapa de lixamento prosseguiu-se para a etapa de polimento com abrasivos de pasta de diamante de 6 μm , 3 μm e 1 μm , o tempo de permanência foi de aproximadamente 30 minutos em cada condição de polimento.

Foi feito o ensaio de microdureza Vickers na condição de como recebida (CR) e tratada termicamente (TT), das respectivas amostras embutidas no qual utilizou-se uma carga de 100 g (0,1 kgf) e tempo de permanência de 25 segundos. Para as amostras como recebida e após tratamento térmico foram realizadas 10 medidas de

microdureza a $\frac{1}{4}$ e a $\frac{1}{2}$ de espessura de cada uma das condições e ligas. Tal procedimento foi realizado para verificar se há variação microestrutural/mecânica significativa ao longo da espessura dos materiais em estudo.

As caracterizações microestruturais foram realizadas por meio de Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV) com intuito de observar a presença de precipitados bem como foram feitas análises de composição química elementar através de EDS, do material como recebido e do material pós tratamento térmico de solubilização. Esta amostragem de composição química foi realizada nos pontos que acreditava-se ser os precipitados com morfologias distintas.

Para a realização da análise microestrutural e de composição química elementar, o MEV foi setado com os seguintes parâmetro : tensão de aceleração de 12 kV com detector de elétrons secundários (*spot size* de 500 e distância de trabalho de 11 mm).

A análise de difração de raio-x foi efetuada com o objetivo de identificar as fases presentes nas amostras em estudo neste trabalho. Esta análise foi realizada com um difractometro 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 fichas JCPDS (*Joint Committee on Powder Diffraction Standards*) utilizadas nestes trabalhos foram 89-4037 (fase α) e 89-1981 (Al_2Cu).

3 RESULTADOS

3.1 Material Como Recebido (CR) – Laminado a Quente

Na Tabela 2, estão apresentados os valores obtidos de dureza Vickers (média e desvio padrão), em relação as regiões de $\frac{1}{4}$ e de $\frac{1}{2}$ espessura analisadas em cada uma das amostras das ligas em estudo na condição como recebida.

Tabela 2. Resultados da media e desvio padrão de dureza Vickers, antes do tratamento térmico de solubilização, na condição como recebida

	Região	Média	Desvio Padrão
Chapa liga 8011	1/4 da espessura	44,28	1,81
	1/2 da espessura	43,38	1,30
Chapa liga 3105	1/4 da espessura	62,48	1,64
	1/2 da espessura	63,26	1,08
Chapa liga 1200	1/4 da espessura	39,50	3,62
	1/2 da espessura	37,51	2,89

Na Figura 1 segue as microestruturas de como recebida, na região de $\frac{1}{4}$ e $\frac{1}{2}$ da espessura da direção de laminação, visualizadas através do MEV das ligas em estudo. A figura apresenta as características morfológicas dos precipitados que se fazem presentes em cada uma das ligas nas distintas condições de processamento em análise. Os principais precipitados são apontados nas imagens por índices numéricos, os quais são referenciados pela sua composição química avaliada durante análise com a sonda de EDS e listados na Tabela 3.

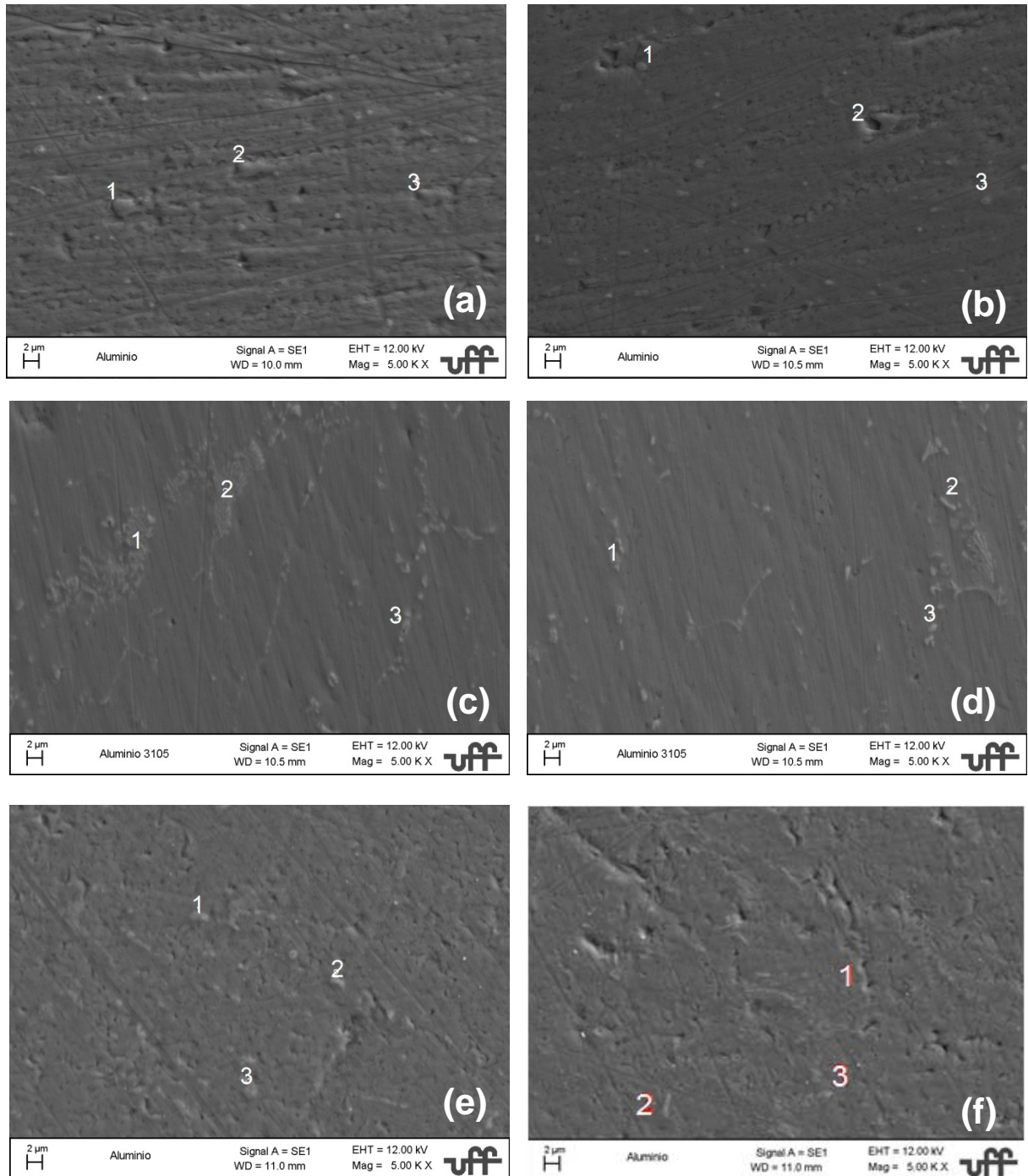


Figura 1. (a) Liga 1200 como recebido a $\frac{1}{4}$ da espessura; (b) Liga 1200 como recebido a $\frac{1}{2}$ da espessura; (c) Liga 3105 como recebido a $\frac{1}{4}$ da espessura; (d) Liga 3105 como recebido a $\frac{1}{2}$ da espessura; (e) Liga 8011 como recebido a $\frac{1}{4}$ da espessura; (f) Liga 8011 como recebido a $\frac{1}{2}$ da espessura.

Tabela 3. Composição química obtida dos pontos analisados na condição de como recebido, conforme indicações na Figura 1. Valores em porcentagem de peso

Como Recebido			Elementos						
			Si	Fe	Cu	Mn	Al	O	C
Liga 1200	1/2 da espessura	Ponto 1	-	4,57	1,32	-	93,38	0,72	-
		Ponto 2	-	3,38	1,32	-	94,59	0,71	-
		Ponto 3	-	4,1	1,36	-	93,88	0,65	-
	1/4 da espessura	Ponto 1	-	3,71	1,3	-	94,24	0,75	-
		Ponto 2	-	3,21	1,29	-	94,74	0,77	-
		Ponto 3	-	3,29	1,34	-	94,59	0,78	-
Liga 3105	1/2 da espessura	Ponto 1	-	-	1,36	13,15	85,48	-	-
		Ponto 2	-	5,79	1,12	3,31	89,78	-	-
		Ponto 3	-	4,97	1,58	-	92,78	0,68	-
	1/4 da espessura	Ponto 1	-	9,47	-	19,84	80,16	-	-
		Ponto 2	-	9,47	1,33	-	89,20	-	-
		Ponto 3	-	4,62	1,59	14,75	79,04	-	-
Liga 8011	1/2 da espessura	Ponto 1	8,46	3,16	-	-	76,77	-	11,62
		Ponto 2	2,43	4,06	-	-	75,78	1,40	16,33
		Ponto 3	1,70	5,60	-	-	79,51	0,43	12,75
	1/4 da espessura	Ponto 1	4,47	10,32	-	-	74,29	0,88	10,04
		Ponto 2	3,76	11,35	-	-	76,23	0,67	7,99
		Ponto 3	5,03	11,35	-	-	70,53	0,95	12,14

Os dados obtidos das análises de difração de raio-x para a condição de como recebida, serão apresentados juntamente com os dados obtidos para a condição de pós tratamento térmico de solubilização no item 3.2.

3.2 Material Pós Tratamento Térmico de Solubilização

Na Tabela 4 estão apresentados os valores da média de dureza Vickers e o desvio padrão de 10 medições, em relação as regiões de $\frac{1}{4}$ e de $\frac{1}{2}$ espessura analisadas em cada uma das amostras das ligas em estudo na condição após tratamento térmico de solubilização.

Tabela 4. Resultados de microdureza Vickers após o tratamento térmico de solubilização

	Região	Média	Desvio Padrão
Chapa liga 8011	1/4 da espessura	30,97	1,71
	1/2 da espessura	31,17	1,84
Chapa liga 3105	1/4 da espessura	44,28	2,25
	1/2 da espessura	43,80	4,44
Chapa liga 1200	1/4 da espessura	26,54	2,78
	1/2 da espessura	26,70	2,24

Na Figura 2, seguem as microestruturas de pós tratamento térmico de solubilização, na região de $\frac{1}{4}$ e $\frac{1}{2}$ da espessura, visualizadas através do MEV das ligas em estudo. A figura apresenta as características morfológicas dos precipitados que se fazem presentes em cada uma das ligas nas distintas condições de processamento em análise. Os principais precipitados são apontados nas imagens por índices

numéricos, os quais são referenciados pela sua composição química avaliada durante análise com a sonda de EDS e listados na Tabela 5.

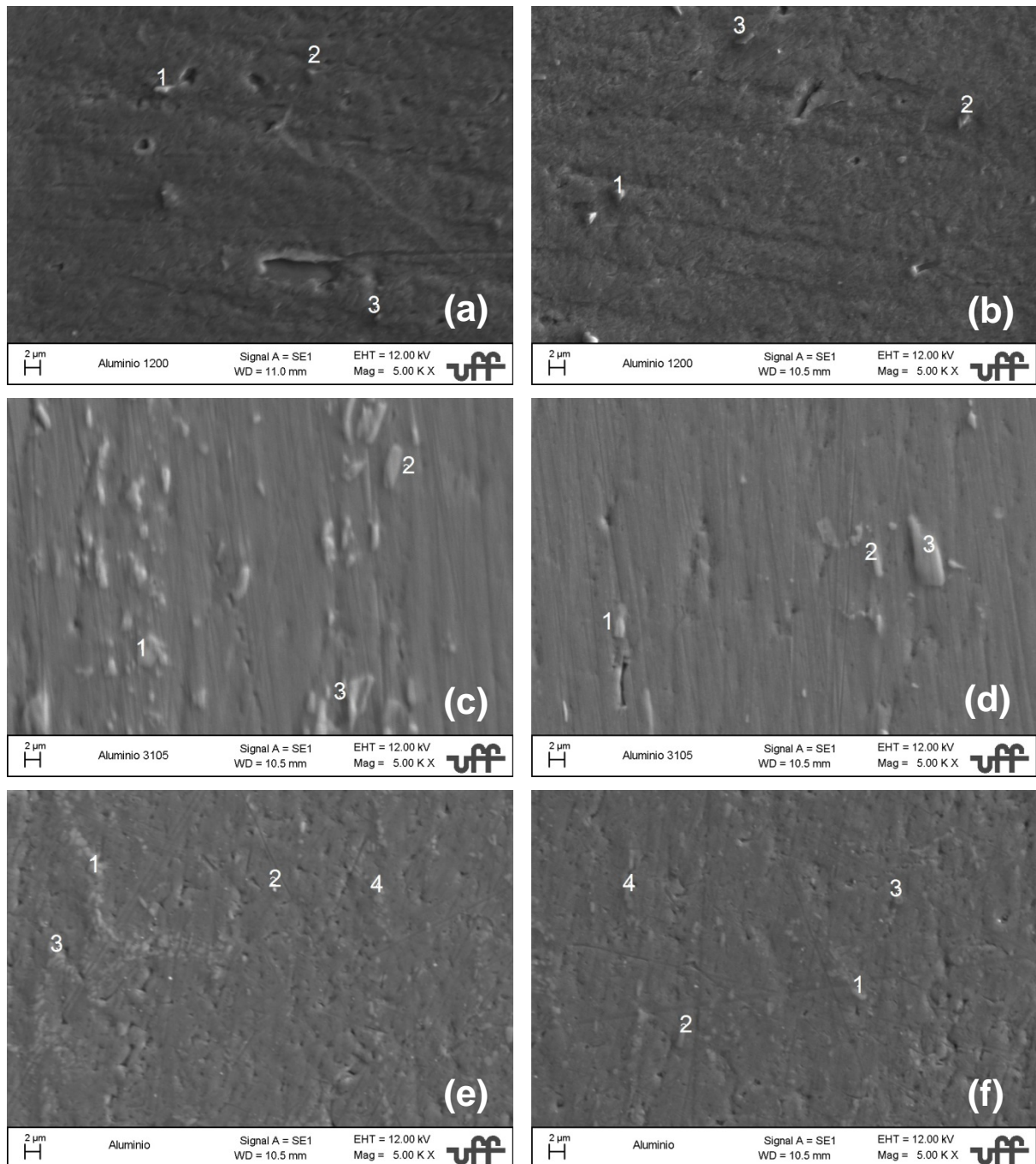


Figura 2. (a) Liga 1200 após tratamento térmico de solubilização a $\frac{1}{4}$ da espessura; (b) Liga 1200 pós tratamento térmico de solubilização a $\frac{1}{2}$ da espessura; (c) Liga 3105 pós tratamento térmico de solubilização a $\frac{1}{4}$ da espessura; (d) Liga 3105 pós tratamento térmico de solubilização a $\frac{1}{2}$ da espessura; (e) Liga 8011 pós tratamento térmico de solubilização a $\frac{1}{4}$ da espessura; (f) Liga 8011 pós tratamento térmico de solubilização a $\frac{1}{2}$ da espessura.

Tabela 5. Composição química obtida dos pontos analisados após tratamento térmico de Solubilização, conforme indicações na Figura 2. Valores em porcentagem de peso

Tratado Termicamente			Elementos						
			Si	Fe	Cu	Mn	Al	O	C
Liga 1200	1/2 da espessura	Ponto 1	-	0,77	0,5	-	97,08	1,64	-
		Ponto 2	-	0,41	0,36	-	97,83	1,41	-
		Ponto 3	-	0,75	0,5	-	97,14	1,61	-
	1/4 da espessura	Ponto 1	-	0,91	0,51	-	97,62	0,96	-
		Ponto 2	-	0,74	0,54	-	97,72	0,99	-
		Ponto 3	-	3,74	1,27	-	94,05	0,94	-
Liga 3105	1/2 da espessura	Ponto 1	-	19,87	-	5,16	74,97	-	-
		Ponto 2	-	3,94	-	-	96,06	-	-
		Ponto 3	-	13,78	-	5,70	80,52	-	-
	1/4 da espessura	Ponto 1	-	14,26	-	7,25	78,49	-	-
		Ponto 2	-	7,45	1,16	3,23	88,16	-	-
		Ponto 3	-	6,06	0,86	3,08	90,00	-	-
Liga 8011	1/2 da espessura	Ponto 1	5,53	12,08	-	-	74,57	-	7,82
		Ponto 2	0,48	2,09	-	-	85,72	0,64	11,06
		Ponto 3	1,34	4,72	-	-	81,16	0,64	12,14
		Ponto 4	3,07	5,44	-	-	78,01	0,96	12,52
	1/4 da espessura	Ponto 1	6,75	13,22	-	-	64,15	1,19	14,69
		Ponto 2	0,91	2,56	-	-	77,01	1,24	18,28
		Ponto 3	1,69	2,66	-	-	76,82	1,32	17,52
		Ponto 4	5,39	11,62	-	-	65,34	1,07	16,58

A Figura 3 faz um comparativo entre as durezas do material como recebido e após o tratamento térmico de solubilização em relação ao posicionamento da medição de dureza.

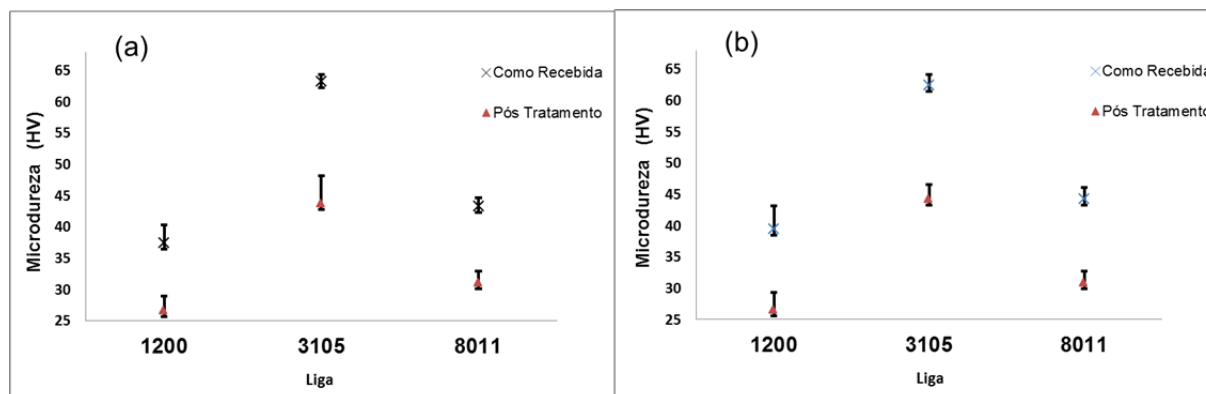


Figura 3. Comparação de microdureza do material como recebido e pós tratamento térmico. (a) 1/2 da espessura; (b) 1/4 da espessura.

A Figura 4 apresenta os resultados da análise de DRX para as amostras das ligas em estudo nas condições como recebida e após tratamento térmico de solubilização. Para uma melhor visualização e análise dos dados obtidos através da difração de raio-x, foi-se plotado um gráfico para cada liga estudada (Figura 4), onde se sobrepôs os dados das duas condições analisadas. Os valores apresentados na Figura 4 representam os valores das intensidades obtidas durante o ensaio de difração de raio-x, já normalizados, ou seja, o valor demonstrado é a porcentagem em relação a maior intensidade obtida durante o ensaio daquela liga.

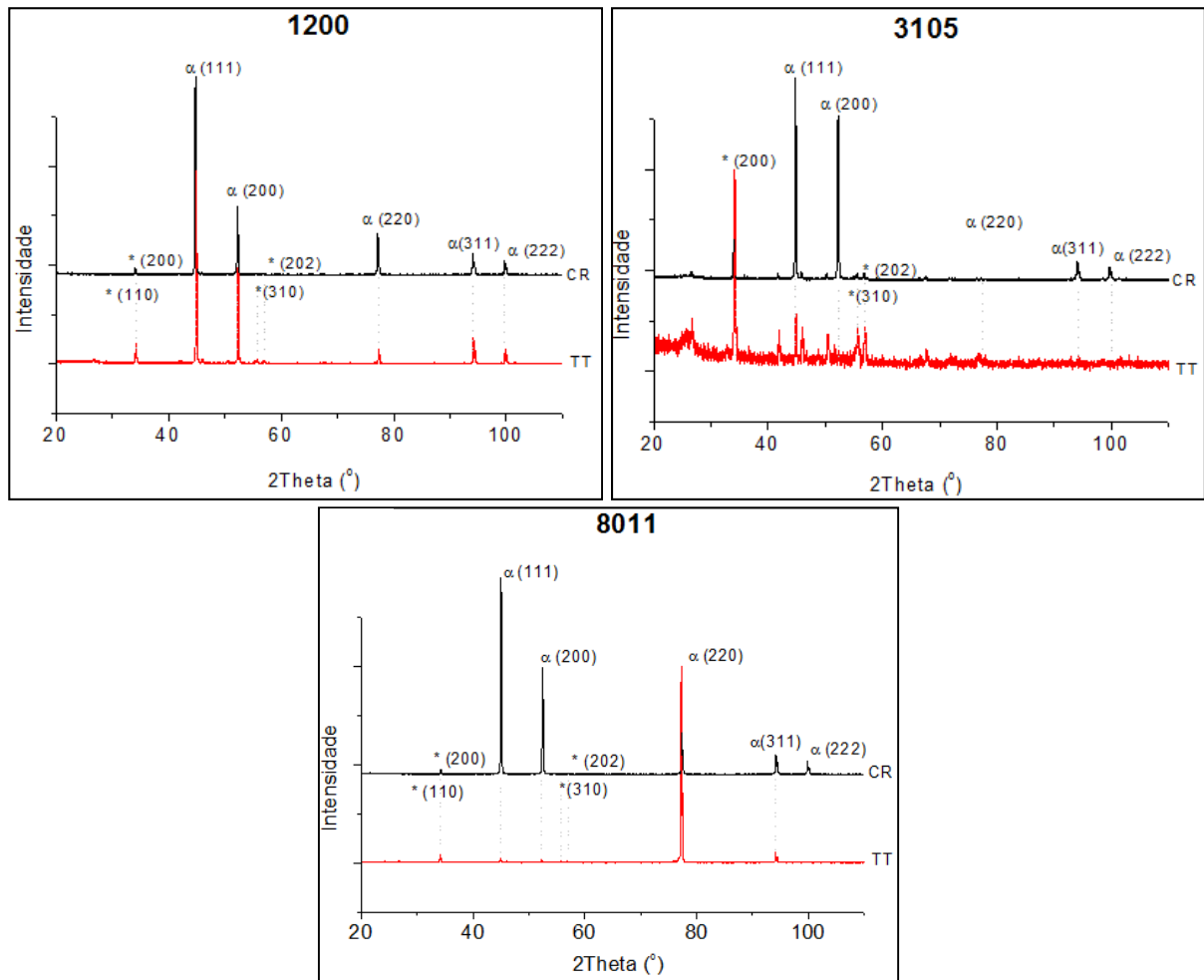


Figura 4. Resultados das análises de difração de raio-x para as ligas 1200, 3105 e 8011 nas condições de CR (Como Recebida) e TT (Tratado Termicamente). Na figura (*) representa o composto Al_2Cu .

4 DISCUSSÃO

Comparando os valores de dureza Vickers obtidos tanto na condição de como recebido e pós tratamento de solubilização (Tabelas 2 e 4, e Figura 3), das ligas em estudo, a que apresentou uma maior dureza foi a liga 3105, e a que apresentou a menor dureza foi a liga 1200, estes valores foram proporcionados devido ao elemento de liga de maior concentração em cada liga analisada, como era de se esperar a liga 1200 que é considerada uma liga sem adição de elementos de liga apresentou a menor dureza. Em relação ao posicionamento da medição de dureza, ou seja, a $\frac{1}{2}$ e $\frac{1}{4}$ da espessura, não se observou uma diferença significativa de dureza. Comparando os valores de dureza das amostras nas condições de como recebidas e pós tratamento térmico de solubilização (Tabela 2 e 4, e Figura 3), constata-se um decréscimo de dureza do material, no qual era esperado.

Fazendo-se uma comparação entre a morfologia dos precipitados encontrados (Figuras 1 e 2), tanto na condição de como recebido e na condição de pós tratamento térmico de solubilização, observa-se que estes são de formatos semelhantes. Exceto para os precipitados evidenciados na liga 3105 na condição como recebida, os quais devido a segregação de soluto entre as dendritas da fase α (rica em alumínio) compõe uma estrutura de morfologia eutética (fundo da fase α e

precipitados). Também pode-se constatar uma aparente redução de dimensão dos precipitados e de sua fração volumétrica após o tratamento térmico realizado.

Segundo Metals Handbook 2, adições de elementos como o Si, Fe, Mn, Cu aumentam a dureza em ligas de alumínio. Comparando as análises feitas de composição química apresentadas nas tabelas 3 e 5, pode-se constatar que há um decréscimo da porcentagem em peso destes elementos detectados nos pontos associados a precipitados (pontos analisados por EDS – Figuras 1 e 2) da condição como recebido para a condição como tratado termicamente. Pois provavelmente uma parte do percentual destes elementos que faziam-se presentes nos precipitados contribuindo para sua dimensão, foram reincorporados a solução sólida na matriz pela dissolução parcial dos mesmos, reduzindo assim a dureza da liga devido ao decréscimo da dimensão dos precipitados.

Para as condições como recebido e após tratamento térmico de solubilização, constatou-se a presença de oxigênio provavelmente associado a óxidos na liga 1200 e 3105, e de oxigênio e carbono provavelmente associado a óxidos e carbonetos, respectivamente, na liga 8011, no qual provavelmente são frutos de uma contaminação e de impurezas oriundas do processo de elaboração destas ligas.

De acordo com os picos demonstrados na Figura 4 relativa à análise de DRX, e com o auxílio das fichas JCPDS (indicadas na seção 2 de Materiais e Métodos) relativas as possíveis fases que poderiam se fazer presentes nestes materiais com base nos elementos evidenciados pelas análises de EDS (Tabelas 3 e 5), para a liga 1200 foi-se encontrado para a fase α (Alumínio), os planos (111), (200), (220), (311), (222) e para o composto Al_2Cu os planos (110), (200), (310), (202); para a liga 3105 foi-se encontrado para a fase α (Alumínio), os planos (111), (200), (220), (311), (222) e para o composto Al_2Cu os planos, (200), (310), (202); para a liga 8011 foi-se encontrado para a fase α (Alumínio), os planos (111), (200), (220), (311), (222) e para o composto Al_2Cu os planos (110), (200), (310), (202).

Comparando as condições de como recebido (CR) para a de pós tratamento de solubilização (TT) (Figura 4), pode-se constatar através dos picos de intensidades obtidos, a diminuição de intensidades de alguns picos da condição de CR para a condição de (TT), no qual tal comportamento era esperado. Há também casos onde os picos tem suas intensidades aumentadas da condição de CR para a de TT, tal comportamento se deve, pela dissolução de outros precipitados propiciando um crescimento destes precipitados.

Comparando os dados obtidos com a análise de difração de raio-x (Figura 4) com os dados de composição química (Tabelas 3 e 5), pode-se constatar que nos dados da Figura 4 há a ocorrência de precipitados que tem como elemento formador o Cu, e já nas tabelas 3 e 5 de composição química obtidas através do equipamento de EDS do MEV, o Cu aparece em alguns precipitados analisados das ligas 1200 e 3105 e não aparece nos precipitados da liga 8011. Em contrapartida, elementos como por exemplo Si, Fe, Mn, O e C, aparecem nas análises de EDS (tabela 3 e 5) e não aparecem nas análises de DRX (Figura 4). Os motivos que explicam possivelmente este acontecimento é que :

- no MEV, devido o aumento usado (5000x) para se fazer as análises, analisou-se pontos específicos os quais possuem uma área muito menor do que a área utilizada para a análise de DRX;
- os precipitados dos elementos Fe, Si, Mn, O e C, podem ter uma dimensão tão pequena que o equipamento do DRX não foi capaz de detectá-los na análise;

- outro fator que também pode ter influenciado nesta diferença é que as regiões analisadas pelos métodos provavelmente foram diferentes, podendo assim ter precipitados distintos.

5 CONCLUSÃO

Com base no confronto dos resultados do material como recebido e tratado termicamente realizados nas ligas de alumínio 1200, 3105 e 8011, pode-se concluir que: o tratamento térmico de solubilização realizado nas condições estabelecidas foi efetivo, afim de se obter amostras com precipitados finos dispersos ao longo da matriz, objetivando no futuro o processamento destes materiais através do método de deformação plástica severa Necae.

Agradecimentos

Os autores agradecem à Votorantim Metais pelo fornecimento dos materiais para execução deste trabalho, a Capes pela bolsa de mestrado (S.B.Diniz) e ao Laboratório Multiusuário de Microscopia Eletrônica (LMME) da Universidade Federal Fluminense pela utilização do Microscópio Eletrônico de Varredura e equipamentos de preparação e análise de amostras.

REFERÊNCIAS

- 1 CALLISTER, W. D. Ciência e Engenharia dos Materiais: Uma introdução. John Wiley & Sons, Inc. 2002.
- 2 CHIAVERINI, V. Tecnologia Mecânica Materiais de Construção Mecânica Vol. 3, 2ª Edição, Mc Graw-Hill, 1986
- 3 ABAL, Fundamentos e Aplicações do Alumínio, São Paulo, Associação Brasileira do Alumínio (ABAL), 2004.
- 4 ASM Handbook Properties and Selection: Nonferrous Alloys and Special-Purpose Materials Vol. 2, ASM International, 1990.
- 5 NIEH, T.G.; WADSWORTH J.; SHERBY O.D. Superplasticity in Metals and Ceramics, Cambridge University, 1997.
- 6 SANTOS, M. O. Processamento do cobre por EACI, Dissertação de Mestrado, UFMG, 2008.
- 7 VERNECK, P. R. et. al. Evolução microestrutural de liga de zinco deformada pelo método NECAE. In: 67º CONGRESSO ANUAL DA ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE METALURGIA E MATERIAIS, 2012, Rio de Janeiro. Anais... Rio de Janeiro: ABM, 2012, p. 1282 - 1289
- 8 HASANI, A.; TÓTH, L. S.; BEAUSIR, B. Principles of Nonequal Channel Angular Pressing, Journal of Engineering Materials and Technology, Vol. 132, p. 031001-1 – 031001-9, 2010.
- 9 TÓTH, L.S. et. al. Non-equal channel angular pressing of aluminum alloy, Scripta Materialia, Vol. 61, p. 1121 - 1124, 2009.