

SOLUBILIZAÇÃO E ENDURECIMENTO POR PRECIPITAÇÃO EM LIGAS QUATERNÁRIAS DE Al-Si-Cu- Sn *

Larissa Fernandes Nunes¹

Paulo Vinicius Pelegrini²

Lucas Barbosa Balthazar²

Júlio Cesar Soares de Oliveira³

Andersan dos Santos Paula⁴

Sergio Neves Monteiro⁵

Resumo

Tratamentos térmicos de solubilização seguido de envelhecimento têm por finalidade elevar as propriedades mecânicas, em termos de resistência mecânica, das ligas de alumínio através da precipitação controlada. Este trabalho objetivou estudar a relação de duas composições químicas de ligas quaternárias de alumínio submetidas a diferentes condições de tratamentos térmicos de solubilização e envelhecimento artificial. A sequência de tratamentos térmicos aplicados consistiu em: solubilização em dois estágios sendo o primeiro realizado por 5 h e o segundo pelos tempos de 5 h, 6 h, 7 h e 8 h, ambos na temperatura de encharque de $520\text{ }^{\circ}\text{C} \pm 10\text{ }^{\circ}\text{C}$ com resfriamento em água a $20\text{ }^{\circ}\text{C}$ e envelhecimento na temperatura de $160\text{ }^{\circ}\text{C}$ para os tempos de 2 h, 4 h, 8 h, 12 h, 18 h e 24 h. Através da análise dos resultados observou-se que as amostras da liga com maior fração de silício apresentaram o maior perfil de endurecimento para o tempo de envelhecimento de 4 h. Enquanto a outra liga apresentou constância no perfil de endurecimento para os tempos de envelhecimento de 8 h e 12 h.

Palavras-chave: Ligas de Alumínio; Endurecimento por precipitação; Microestrutura.

SOLUTION AND PRECIPITATION HARDENING OF QUATERNARY ALLOYS OF Al-Si-Cu-Sn

Abstract

Solution heat treatment followed by ageing aim to elevate the mechanical properties in terms of mechanical strength of aluminum alloys by controlled precipitation. This work aimed to study the relationship of two chemical compositions of aluminum quaternary alloys subjected to different conditions of solution heat treatments and artificial ageing. The heat treatments applied consisted of: solution in two stages, the first being directed by 5 h and the second by 5 h, 6 h, 7 h and 8 h, both at the soaking temperature $520\text{ }^{\circ}\text{C} \pm 10\text{ }^{\circ}\text{C}$ with cooling in water at $20\text{ }^{\circ}\text{C}$ and ageing at $160\text{ }^{\circ}\text{C}$ for 2 h, 4 h, 8 h, 12 h, 18 h and 24 h. Through the analysis of the results was observed that the samples of the alloy with a higher fraction of silicon showed the greatest hardening profile for ageing for 4 h. While the other alloy presented constancy in the hardening profile for ageing for 8 h and 12 h.

Keywords: Aluminum alloys; Precipitation hardening; Microstructure.

¹ Engenheira Metalurgista, Mestranda em Ciência dos Materiais do Programa de Pós-graduação em Ciência dos Materiais, Seção de Engenharia Mecânica e de Materiais – SE/4, Instituto Militar de Engenharia - IME, Rio de Janeiro, RJ, Brasil.

² Graduando em Engenharia de Materiais, Seção de Engenharia Mecânica e de Materiais - SE/4, Instituto Militar de Engenharia – IME, Rio de Janeiro, RJ, Brasil.

- ³ *Engenheiro Metalurgista, Mestre em Ciência dos Materiais, Professor da Graduação em Ciência dos Materiais, Seção de Engenharia Mecânica e de Materiais – SE/4, Instituto Militar de Engenharia - IME, Rio de Janeiro, RJ, Brasil.*
- ⁴ *Engenheira Metalurgista, Mestre e Doutora em Ciência dos Materiais, Professora Adjunta do Programa de Pós-graduação em Ciência dos Materiais e Graduação, Seção de Engenharia Mecânica e de Materiais – SE/4, Instituto Militar de Engenharia - IME, Rio de Janeiro, RJ, Brasil*
- ⁵ *Engenheiro Metalúrgico, PhD em Materials Science and Engineering, Instituto Militar de Engenharia, Rio de Janeiro, Rio de Janeiro – Brasil.*

1 INTRODUÇÃO

O alumínio é um dos metais com maior consumo mundial sendo presente em grande quantidade na crosta terrestre. Entretanto, devido a sua baixa resistência mecânica para aplicações de engenharia, sua utilização nem sempre foi apreciada [1].

Adições de elementos de liga no alumínio podem causar modificações nas propriedades mecânicas promovendo sua utilização para aplicações de engenharia. A adição de diferentes elementos e proporções promove uma vasta gama de combinações de propriedades mecânicas, térmicas e elétricas [2].

Elementos de liga tais como Si, Cu e Sn podem ser dissolvidos na presença de alumínio fundido com distintos graus de solubilidade. Durante o resfriamento da liga formada, os elementos de liga adicionados podem ser retidos na solução sólida substitucional ou precipitados na forma de segunda fase. Distorções provocadas por esses elementos em solução sólida ou na forma de precipitados finos, com interface coerente/semicoerente com a matriz, criam tensões que favorecem o aumento do perfil de endurecimento da liga, sendo este um dos principais objetivos dessas adições [3-6].

O Si, quando adicionado em teores mais elevados, além de proporcionar o endurecimento por solução sólida da matriz Al também aumenta a fluidez do Al fundido, favorecendo o melhor preenchimento da matriz e reduz a ocorrência de trincas a quente. Adições de Cu proporcionam um aumento da resistência mecânica através do fortalecimento da solução sólida na matriz de Al, que pode ocorrer com a precipitação de intermetálicos tais como Al_2Cu , melhorando a resistência à falha por fadiga. Enquanto o Sn favorece a redução do atrito em utilizações como rolamentos e buchas. A fase rica em Sn funde em temperaturas muito baixas (na faixa de 227,7°C) e caso as buchas e rolamentos sejam superaquecidas durante o trabalho, esse elemento pode se liquefazer atuando como um lubrificante. Ligas quaternárias de Al-Si-Cu-Sn podem ser endurecidas por precipitação e são facilmente tratadas termicamente [4, 5, 7, 8, 9, 10].

A realização de tratamentos térmicos em ligas de alumínio simplesmente fundidas permite modificar as propriedades mecânicas. Normalmente, busca-se elevar a dureza, o módulo de elasticidade e a tensão de ruptura através de um processo denominado envelhecimento estrutural. Este tratamento é baseado no aquecimento, manutenção em campo de temperatura específico e arrefecimento acelerado da liga alterando a solubilidade dos elementos de liga na solução sólida favorecendo a formação de precipitados, em tratamento posterior, que aumentam o endurecimento da matriz de alumínio. Os tratamentos consistem em inicialmente realizar a solubilização da microestrutura e em seguida o envelhecimento [11].

A solubilização é o processo onde objetiva-se solubilizar os elementos de liga na matriz metálica. Nesta etapa, a solubilidade total dos elementos de liga é influenciada pela temperatura e limite de solubilidade dos elementos de soluto em relação ao solvente alumínio, sendo maior com a elevação da mesma. Assim, objetivando um endurecimento por precipitação, é importante obter uma solução sólida supersaturada em elementos de liga. A realização do tratamento em temperaturas elevadas possibilita reter em solução um maior percentual em massa de elementos que favoreçam o endurecimento posterior pela precipitação controlada [12].

O envelhecimento é realizado após a solubilização objetivando o endurecimento da liga metálica, sendo classificado em envelhecimento natural (acontece a temperatura ambiente) e envelhecimento artificial (ocorre em faixa de temperatura acima da

ambiente em função da natureza da solução sólida supersaturada e precipitados metaestáveis que serão formados). O envelhecimento ocorre através de mecanismos de segregação na solução sólida supersaturada que formam os precipitados. Os precipitados interagem com os campos de tensões das discordâncias dificultando o movimento das mesmas. Essas interações são influenciadas pelo tamanho dos precipitados, sendo descritas por duas leis distintas: o Efeito Friedel e o Mecanismo de Orowan. Precipitados pequenos e macios são cortados pelas discordâncias (Efeito Friedel); entretanto, precipitados maiores e mais rígidos desfavorecem o corte, induzindo que as discordâncias tenham que os contornar (Mecanismo de Orowan). O endurecimento se torna mais eficiente com precipitados pequenos e mais rígidos induzindo que eles sejam cortados pelas discordâncias. Além do tamanho dos precipitados, o potencial de endurecimento também está relacionado a cristalografia do precipitado formado e da natureza da interface entre o precipitado e a matriz metálica, ou seja, interface de natureza coerente e semicoerente apresentam maior potencial de endurecimento quando comparadas a incoerente [11,13].

O objetivo do trabalho proposto foi avaliar em qual das condições de tratamentos térmicos utilizados obteve o maior endurecimento das ligas em estudo. Para isso, duas ligas quaternárias de Al-Si-Cu-Sn foram fundidas a $1050^{\circ}\text{C} \pm 10^{\circ}\text{C}$ e solidificadas em coquilha de aço inoxidável, em condições transitórias de fluxo de calor, de modo a obter uma estrutura fundida mais homogênea e tentar reduzir a ocorrência de segregação central de soluto. Em seguida elas foram submetidas ao tratamento térmico classificado como T6 por [14]. O tratamento consistiu na realização de solubilização em dois estágios, sendo o primeiro por 5 h e o segundo por 5 h, 6 h, 7 h e 8 h ambos utilizando a temperatura de encharque de $520^{\circ}\text{C} \pm 10^{\circ}\text{C}$ e resfriadas em água a 20°C . O envelhecimento subsequente foi realizado na temperatura de 160°C para os tempos de 4 h, 8 h, 12 h, 16 h, 20 h e 24 h. Para avaliações das modificações estruturais, foram realizadas análises via Espectroscopia de Energia Dispersiva de Raio-X (EDS) acoplado ao Microscópio Eletrônico de Varredura (MEV), Microscopia Óptica (MO) e macrodureza Rockwell-B (HRB) para se determinar, respectivamente, a composição química global das ligas, a microestrutura e o perfil de endurecimento.

2 DESENVOLVIMENTO

2.1 Materiais e Métodos

Os materiais estudados neste trabalho são duas ligas quaternárias Al-Si-Cu-Sn elaboradas em escala laboratorial e posteriormente foram solidificados em coquilha de aço inoxidável formando lingotes cilíndricos com 15 mm de diâmetro e comprimento de 120 mm. A composição química global das ligas estimadas por EDS/MEV é apresentada na Tabela 1.

Tabela1. Composição química das ligas em estudo.

	Elemento	Al	Si	Cu	Sn
Fração Mássica (%)	Liga 01	56,93	37,40	4,85	0,40
	Liga 02	58,62	35,14	4,69	0,85

Os lingotes foram cortados em discos de aproximadamente 4 mm de espessura e em seguida os discos foram divididos em 4 partes aproximadamente iguais. Após o

corte, uma amostra de cada liga foi retirada para que se pudesse caracterizá-la no estado como solidificado, e o restante seguiu para as etapas de tratamento térmico. A primeira etapa do tratamento térmico consistiu em inserir as amostras em um forno mufla pré-aquecido na temperatura de encharque de $520\text{ }^{\circ}\text{C} \pm 10\text{ }^{\circ}\text{C}$, onde permaneceram por 5 h com resfriamento em água a $20\text{ }^{\circ}\text{C}$. Em seguida elas foram inseridas novamente no forno mufla pré-aquecido na mesma temperatura anterior ($520\text{ }^{\circ}\text{C} \pm 10\text{ }^{\circ}\text{C}$) e mantidas por tempos distintos de 5 h, 6 h, 7 h e 8 h com resfriamento em água a $20\text{ }^{\circ}\text{C}$ para realização do segundo estágio de solubilização. Após foi avaliado o melhor tempo do segundo estágio de solubilização e prosseguiu para a realização do envelhecimento artificial. Este envelhecimento foi realizado em um forno pré-aquecido a $160\text{ }^{\circ}\text{C}$, onde permaneceram por 2h, 4h, 8h, 12h, 18h e 24h sendo as amostras resfriadas ao ar.

Com o intuito de relacionar as modificações microestruturais com a resistência mecânica, em termos de dureza, das ligas após as ciclagens térmicas realizadas, as superfícies das amostras foram preparadas seguindo procedimento comum. Os corpos de prova foram submetidos ao lixamento até a granulometria de 2000 mesh seguido por polimento mecânico com alumina de $1\text{ }\mu\text{m}$ e $0,3\text{ }\mu\text{m}$. Em seguida, foram atacadas quimicamente com solução de HF (0,5% HF em álcool etílico) durante 60 s de aplicação.

Aspectos microestruturais (determinação dos microconstituintes e morfologia) e modificações resultantes das ciclagens térmicas adotadas foram analisadas com auxílio da microscopia óptica (MO), e quanto a natureza química das partículas de segunda fase com auxílio de análise pontuais com espectrômetro de energia dispersiva de raios X (EDS) acoplado a um microscópio eletrônico de Varredura (MEV) com canhão FEG. Foram realizados ensaios de macrodureza Rockwell-B no durômetro Pantec modelo RBS com pré-carga de 10kgf e carga de 100kgf. Foram realizadas 5 endentações em cada amostra.

2.2 Resultados e Discussão

Os resultados dos ensaios de dureza HRB realizados nas amostras em todas as condições de processamento são apresentados na Figura 1. As siglas adotadas no eixo horizontal da Figura 1 são referentes a: como solidificado (CS1), primeiro estágio de solubilização com duração de 5h (Sol. 01), segundo estágio de solubilização com duração de 5h (Sol. 02) e o restante das barras que são nomeadas inicialmente por T6. e o valor em horas (exemplo: T6. 2h), são referentes ao envelhecimento e ao tempo do tratamento.

Através das análises dos resultados de dureza HRB observa-se que no estado como solidificado (CS1), as amostras já apresentavam valores de dureza mais elevados do que o Al puro, que segundo [15] é de 16 HRB. Em relação a realização da solubilização em dois estágios (o segundo estágio do tratamento também foi realizado no tempo de 5 h, sendo este o que apresentou distribuição mais homogênea da segunda fase na liga) para ambas as amostras e tempos, verifica-se pouca variação no perfil de endurecimento das ligas. Através do envelhecimento artificial realizado observou-se que para o tempo de 4h ocorreu o maior valor de dureza (96 HRB) para a liga 1. O aumento do tempo de envelhecimento para esta liga pode ter provocado o fenômeno de superenvelhecimento, evidenciado pela diminuição dos valores de dureza obtidos com o aumento do tempo de tratamento após 4 h. Longos períodos de envelhecimento favorecem a formação de precipitados que apresentam interface incoerente que não são favoráveis para o

endurecimento da matriz. A liga 2 não apresentou um pico de máximo endurecimento. Entretanto, para os tempos de 8 h e 12 h, observou-se uma constância nos valores de dureza. Estudos realizados por [15] evidenciam que adições em conjunto de Si e Cu em ligas de Al favorecem o aumento dos valores de dureza podendo chegar até 128 HRB após a realização de tratamentos térmicos de envelhecimento.

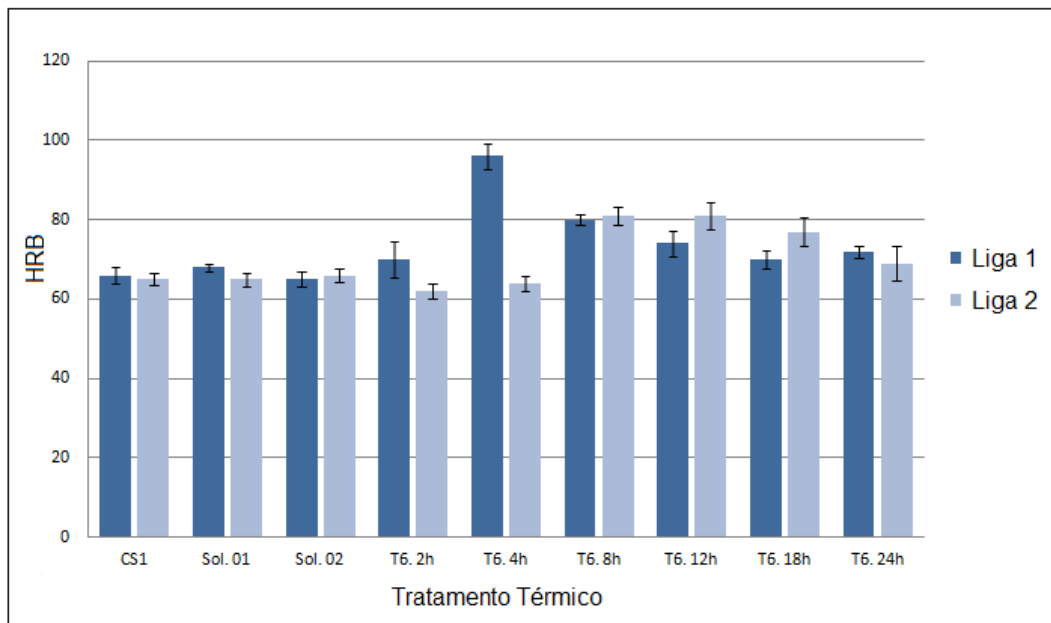


Figura 1. Valores de dureza HRB para as condições estudadas.

Análises da microestrutura realizadas em todas as etapas de processamento permitem avaliar a evolução microestrutural e propriedade mecânica dureza. Para observação da microestrutura utilizou o MO com aumento de 200x.

Em relação a microestrutura bruta de solidificação (Figura 2) é observado, para ambas as ligas, a presença de partículas com formato facetado e dimensões distintas de segunda fase sendo representada em tons de cinza médio. Análises pontuais de EDS indicam que essa fase é referente ao silício primário. Também apresentaram partículas de segunda fase mais finas em tons de cinza claro homogeneamente dispersa na matriz metálica. As análises de EDS indicam que essas partículas podem conter Cu e Sn.

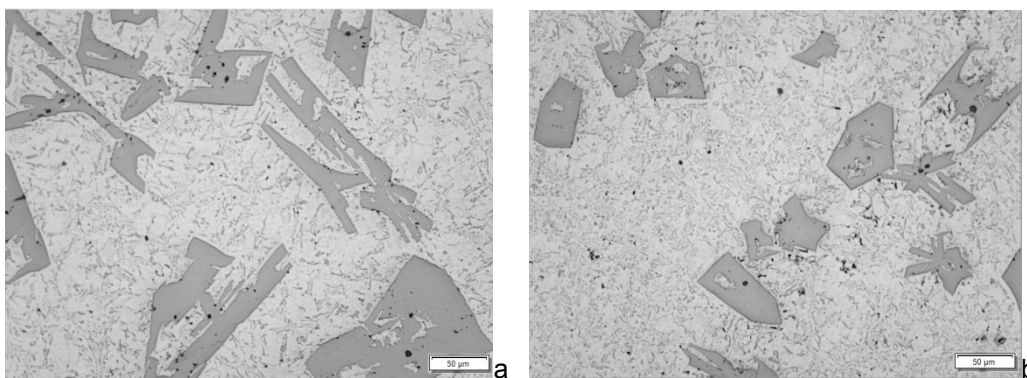


Figura 2. Microestrutura bruta de solidificação da liga (a) 1 e (b) 2 com aumento de 200x.

Após o primeiro estágio do tratamento térmico de solubilização (Figura 3), as partículas grosseiras (associadas ao Si precipitado), presentes nas ligas na condição bruta de solidificação, mantiveram praticamente intactas em termos de forma, dimensão e distribuição. Enquanto as partículas finas modificaram em parte a sua forma com incrementando do seu tamanho, sendo esta mudança mais significativa para a liga 2, onde se observa uma significativa globulização das mesmas. O aumento do tamanho dessas partículas de segunda fase pode estar relacionado ao coalescimento durante a realização do tratamento de solubilização em função da natureza química destas e limite de solubilidade na matriz metálica na temperatura e tempo de encharque adotado. Uma segunda fase em tons mais claros também pode ser observada nas amostras após o primeiro estágio de solubilização.

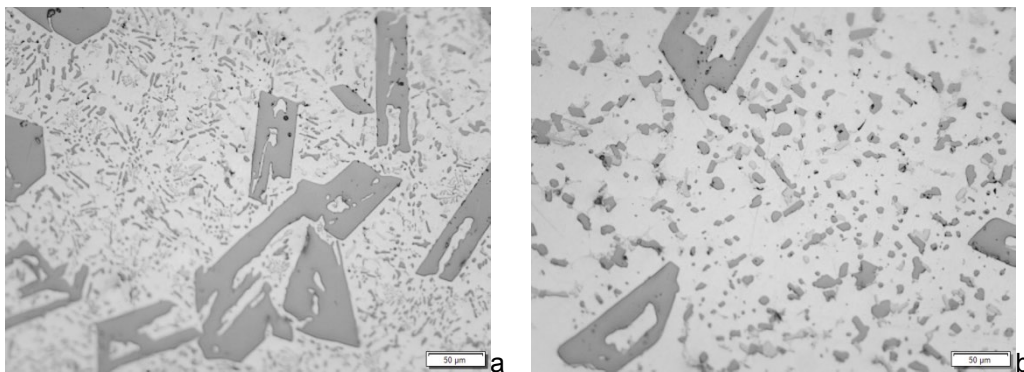


Figura 3. Microestrutura da liga (a) 1 e (b) 2 referente ao primeiro estágio de solubilização por 5 h com aumento de 200x.

Nas Figuras 4 e 5 são ilustradas, para ambas as ligas em estudo, as micrografias referentes ao segundo estágio de solubilização com duração de 5 h e 8 h, respectivamente. Essas micrografias foram selecionadas por representarem, de um modo geral, o comportamento das ligas durante o tratamento para todos os tempos aplicados. Em relação a esta etapa de tratamento observa-se que quanto maior o tempo e para a mesma temperatura, maiores, mais globulares e menos dispersas na matriz de Al se tornaram as partículas de segunda fase que antes dos tratamentos apresentavam tamanhos pequenos. Relacionando as micrografias do primeiro estágio com o segundo (para o tempo de 5 h) são observadas, de um modo geral, reduções das partículas menores de segunda fase e a presença de uma maior dispersão das mesmas na matriz. Para a liga 1, verificou-se que elas passaram a apresentar formatos globulares. Através da análise da liga 1 e 2, para o tempo de 5 h no segundo estágio de tratamento de solubilização (Figura 4), observou-se que as partículas menores distribuídas homogeneamente na matriz apresentam tamanhos próximos. Entretanto, com o aumento do tempo de tratamento, verificou-se que para a liga 2 elas apresentaram tamanhos maiores quando comparadas a liga 1 (Figura 5).

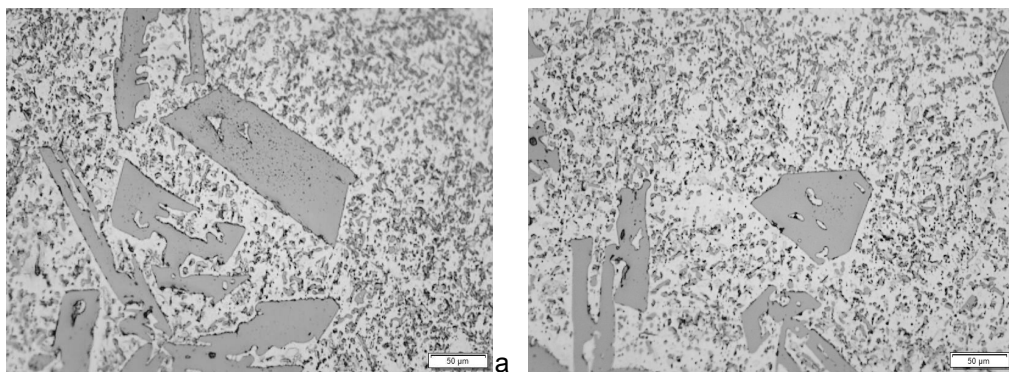


Figura 4. Microestrutura da liga (a) 1 e (b) 2 referente ao segundo estágio de solubilização por 5 h com aumento de 200x.

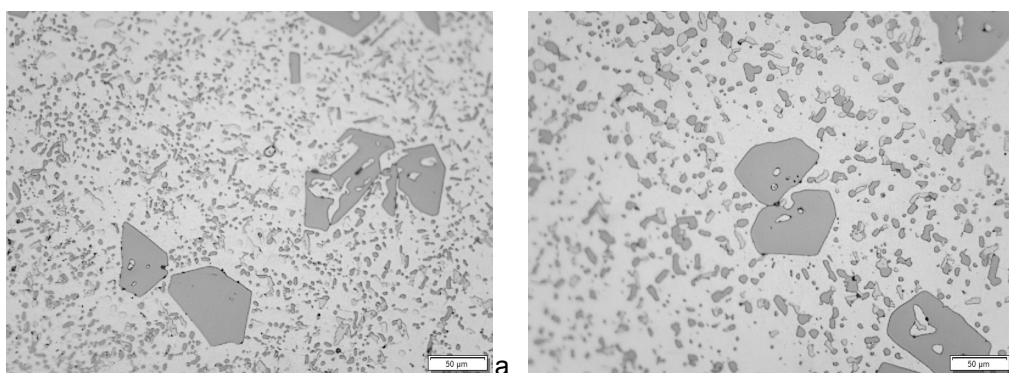


Figura 5. Microestrutura da liga (a) 1 e (b) 2 referente ao segundo estágio de solubilização por 8 h com aumento de 200x.

Ao analisarmos as micrografias da microestrutura bruta de fusão (Figura 2) e as micrografias referentes ao segundo estágio de solubilização, para o tempo de 5 h (Figura 4), observa-se que a distribuição da segunda fase na matriz se apresentou de forma mais homogênea após o tratamento para ambas as ligas. Uma menor dispersão da segunda fase pode afetar as propriedades mecânicas do material, neste caso a dureza avaliada (Figura 1). Então esses estágios de tratamento foram eficientes se tratando da distribuição homogênea da segunda fase na matriz de Al para as 2 ligas.

Análises da microestrutura realizadas após o tratamento de envelhecimento artificial permitem compreender a relação da propriedade mecânica dureza (Figura 1) com a precipitação na matriz. As micrografias apresentadas na Figura 6 são referentes ao T6.2 h e T6.4 h para a liga 1. Enquanto, na Figura 7 são apresentadas as micrografias referentes ao T6.2 h e T6.8 h para a liga 2. As imagens referentes ao T6.4h para a liga 1 e T6.8h para a liga 2 foram selecionadas por apresentarem os maiores valores de endurecimento (a micrografia referente a T6.12 h para a liga 2 também poderia ter sido utilizada por apresentar valor de dureza próximo ao tratamento T6.8 h). Todas as micrografias presentes nas Figuras 6 e 7 são referentes as amostras que passaram pelos 2 estágios de solubilização a 520 °C $\pm$ 10 °C por 5 h e envelhecidas a 160 °C em distintos tempos de acordo com a nomenclatura (exemplo: T6.4 h foi envelhecida por 4 h).

Análises das micrografias das amostras que apresentam os maiores valores de endurecimento permitem observar que a segunda fase, presente em partículas menores, possui dimensões mais grosseiras quando comparada ao estágio T6.2 h para as duas ligas.

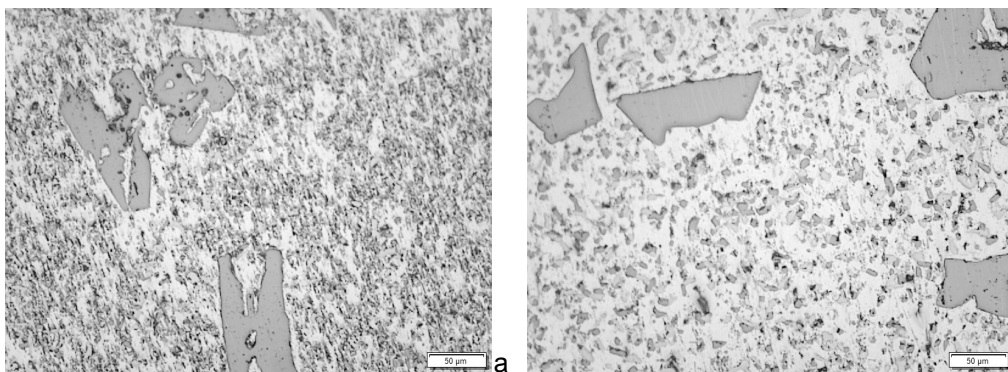


Figura 6. Microestrutura da liga 1 referente ao (a) T6.2 h e (b) T6.4 h com aumento de 200x.

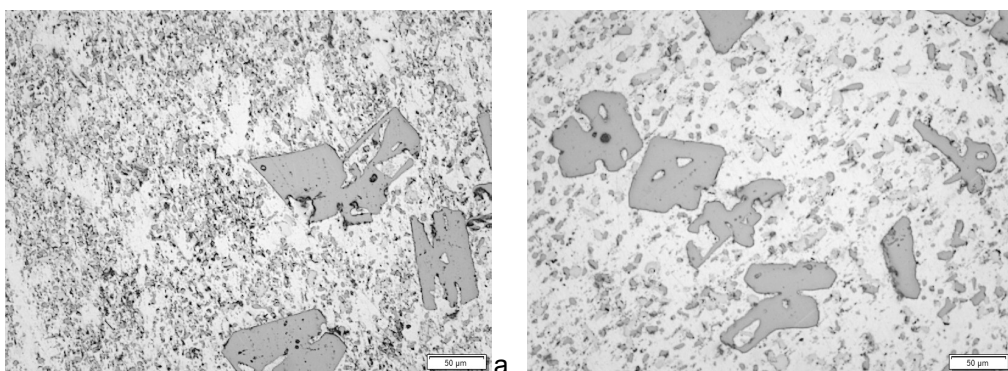


Figura 7. Microestrutura da liga 2 referente ao (a) T6.2 h e (b) T6.8 h com aumento de 200x.

Com base no exposto, análises complementares estão sendo conduzidas de modo a entender melhor o que ocorreu durante a solubilização e o envelhecimento artificial das ligas. A citar:

- Análises de microscopia eletrônica de varredura (MEV) utilizando os detectores de elétrons secundários, retroespalhados e realização de medidas pontuais de espectroscopia de energia dispersiva de raio-X (EDS) para investigação precisa dos precipitados;
- Investigação precisa de precipitados com dimensões nanométricos que podem estar presentes nas ligas após o envelhecimento artificial por microscopia eletrônica de transmissão (MET) utilizando a técnica de deposição de filme fino de carbono na superfície das amostras;
- Análise de FRX para análise da composição química global e de EDS/MEV para mapeamento microestrutural, a fim de avaliar as composições das fases presentes;
- Análise de difração de elétrons retroespalhados (EBSD)/MEV a fim de melhor definir a estrutura das fases presentes no material resultantes da condição bruta de solidificação, dos estágios de solubilização e do envelhecimento artificial.
- Realização de tratamentos de envelhecimentos em tempos superiores a 24 h para observar adequadamente o superenvelhecimento da liga 2.

3 CONCLUSÃO

- O segundo estágio de solubilização, para todos os tempos de tratamento, ocasionou mudanças na morfologia das partículas de segunda fase apresentando formatos mais globulares. Elas se tornaram maiores proporcionalmente ao aumento do tempo de tratamento.
- Os parâmetros de tratamentos térmicos empregados neste estudo provocaram alterações significativas nos valores de dureza da liga. O tratamento T6.4 h

(referente aos 2 estágios de solubilização a $520\text{ }^{\circ}\text{C} \pm 10\text{ }^{\circ}\text{C}$ por 5 h e envelhecimento a $160\text{ }^{\circ}\text{C}$ por 4 h) para a liga 1, que apresenta maiores adições de Si e Cu, apresentou o maior valor de endurecimento sendo este 45% maior do que o estado bruto de solidificação. A liga 2 apresentou uma constância no valor de endurecimento para os tratamentos T6.8 h, T6.12 h, sendo estes aproximadamente 23% superiores ao estado como solidificado.

- Tempos de envelhecimento superiores a 4 h para a liga 1 podem ter provocado o superenvelhecimento da liga indicado pela redução dos valores de dureza.

Agradecimentos

Os autores agradecem ao IME pelos recursos disponibilizados para realização deste trabalho. L.F. Nunes agradece a bolsa de mestrado da agência CAPES.

REFERÊNCIAS

- 1 TOTTEN, G. E.; MACKENZIE, S. Handbook of Aluminum. In. EUA: Marcel Dekker, Inc., 2003. vol. 1: Physical Metallurgy and processes.
- 2 HIRSCH, J.; GOTTSTEIN, G.; SKROTZKI, B. Aluminium Alloys. Wiley, 2008.
- 3 ABAL. Fundamentos e Aplicações do Alumínio. Associação Brasileira do Alumínio (ABAL). São Paulo, 2007.
- 4 HATCH, J. E. Properties of pure aluminum. 4. ed. Ohio: American Society for Metals, 2003.
- 5 SCHOUWENAARS, R., TORRES, J. A., JACOBO, V. H., ORTIZ, A. Tailoring the Mechanical Properties of Al-Sn Alloys for Tribological Application. Mater Sci Forum. 317: 539-43, 2007.
- 6 KAUFMAN, J.G., ROOY, E.L., Aluminum Alloy Castings: Properties, Processes, and Applications. Materials Park, ASM International. p. 340, 2004.
- 7 APELIAN, D. Aluminium Cast Alloys: Enabling Tools for Improved Performance. North American Die Casting Association Wheeling, Illinois, 2009.
- 8 KOTADIA, H., DOERNBERG, E., PATEL, J., FAN, Z., SCHMID-FETZER, R. Solidification of Al-Sn-Cu Based Immiscible Alloys under Intense Shearing. Metall Mater Trans A. 2009; 40A: 2201-1.
- 9 ASM- Metals Handbook Volume 4: Heat treating. In ASM Handbook Committee. vol. 4, p. 1861-1960, 1991.
- 10 BARBOSA, C., CARVALHO, S. S. DE, ABUD, I. DE C., LIMA, L. G. DE, FREITAS, D. S. DE. Caracterização Microestrutura de Liga de Alumínio para Componentes Antifricção. Contribuição técnica ao 70º Congresso Anual da ABM – Internacional e ao 15º ENEMET, 2015.
- 11 MOHAMED, A.M.A., SAMUEL, F.H. A Review on the Heat Treatment of Al-Si-Cu/Mg Casting Alloys. Heat Treatment - Conventional and Novel Applications. 2012.
- 12 SJÖLANDER, E., SEIFEDDINE, S. The heat treatment of Al-Si-Cu-Mg casting alloys. Journal of Materials Processing Technology. 2010; 210(10): p. 1249-1259.
- 13 PABEL, T., et al., Improved mechanical properties of the high pressure die casting alloy $\text{AlSi}_9\text{Cu}_3(\text{Fe})(\text{Zn})$ as a result of the combination of natural and artificial ageing. International Journal of Materials Research, 2007; 98(6): p. 516-520.
- 14 KAUFMAN, J. G.- Introduction to aluminum Alloys and Tempers. ASM International, 2000.
- 15 BELOV, N.A. AKOPYAN, T.K. GERSMAN, I.S. STOLYAROVA, O.O. YAKOVLEVA, A.O. Effect of Si and Cu additions on the phase composition, microstructure and properties of Al-Sn alloys. Journal of Alloys and Compounds. 2017; 695: p. 2730-2739.