

ANÁLISE DOS EFEITOS DA COMPOSIÇÃO QUÍMICA, POROSIDADE E TRATAMENTOS TÉRMICOS NA DUREZA EM LIGAS DE AL-SI-MG FUNDIDAS
ANALYSIS OF THE EFFECTS OF CHEMICAL COMPOSITION, POROSITY AND THERMAL TREATMENTS IN THE HARDNESS IN AL-SI-MG CAST ALLOYS

Albino Moura Guterres¹

Carlos Alexandre dos Santos²

Resumo: O objetivo do presente trabalho foi analisar o efeito da composição química, porosidade e tratamentos térmicos na propriedade mecânica de dureza em ligas de Al-Si-Mg fundidas. Duas ligas Al-3,8%Si-0,25%Mg (Liga I) e Al-6,5%Si-0,6%Mg (Liga II) foram preparadas, fundidas e solidificadas em molde metálico, com e sem processo desgaseificação. Amostras transversais foram extraídas ao longo do comprimento dos lingotes para análises do percentual de porosidade e determinação da dureza. Parte das amostras foram submetidas a tratamentos térmicos de endurecimento por precipitação. Em relação à porosidade, observou-se que a Liga II apresentou maior percentual de porosidade por ter mais Fe na sua composição, já que, esse elemento contribui para a maior formação de intermetálicos de ferro Al₅FeSi (forma de agulhas), durante a solidificação, que impedem que o metal líquido possa preencher os espaços entre as agulhas ramificadas, gerando a nucleação de poros. Durante a análise das propriedades mecânicas, observou-se que, com a aplicação do tratamento térmico, a Liga II apresentou os melhores resultados, gerando aumento de 23% na dureza. Dessa forma, a Liga II por apresentar maior percentual de Mg respondeu melhor ao tratamento térmico, visto que, o Mg é o elemento necessário para precipitação da fase Mg₂Si, base do endurecimento por precipitação e responsável pelo acréscimo na dureza.

Palavras-chave: Ligas de Al-Si-Mg; Endurecimento por Precipitação; Porosidade; Dureza.

Abstract: The objective of the present work was to analyze the effect of the chemical composition, porosity and thermal treatments in the mechanical properties of hardness in Al-Si-Mg cast alloys. Two Al-3.8% Si-0.25% Mg (Alloy I) and Al-6.5% Si-0.6% Mg (Alloy II) alloys were prepared, cast and solidified in metal mold, with and without the degassing process. Transverse samples were extracted along the length of the ingots for porosity percentage analysis and determination of hardness. Part of the samples were subjected to precipitation hardening heat treatments. In relation to the porosity, it was observed that Alloy II presented a higher percentage of porosity because it had more Fe in its composition, since, this element contributes to the higher formation of Al₅FeSi (needles) iron intermetallic during solidification, which prevent the liquid metal from filling the spaces between the branched needles, generating pore nucleation. During the analysis of the mechanical properties, it was observed that, with the application of heat treatment, Alloy II presented the best results, generating a 23% increase in hardness. Thus, Alloy II, due to the higher percentage of Mg, responded better to the heat treatment, since Mg is the element necessary for precipitation of the Mg₂Si phase, the precipitation hardening base and responsible for the increase in hardness.

Keywords: Al-Si-Mg alloys; precipitation hardening; porosity; hardness.

¹Prof. Dr., Instituto Federal Sul-rio-grandense, albino.moura@passofundo.ifsul.edu.br.

²Prof. Dr., Pontifícia Universidade Católica do Rio Grande do Sul, carlos.santos@pucrs.br

1 INTRODUÇÃO

O uso de peças fundidas de alumínio na indústria aeroespacial, indústria de engenharia automotiva e em geral, têm aumentado drasticamente ao longo das últimas três décadas (GOPIKRISHNA e BINU, 2013). A excelente fluidez, os custos de produção relativamente baixos, e a alta resistência em relação ao peso fazem das ligas fundidas de Al-Si-Mg uma opção atraente para produção de peças de alta resistência com baixo peso nas indústrias automotiva e aeroespacial (SERRANO-MUNOZ, 2016).

Devido a excelente fluidez, custos de produção relativamente baixos e a alta resistência relativa ao peso, ligas de Al-Si-Mg vêm sendo amplamente aplicadas, especialmente nas indústrias aeroespacial e de engenharia automotiva (GOPIKRISHNA e BINU, 2013), para produção de peças fundidas de alumínio com alta resistência e baixo custo (SERRANO-MUNOZ, 2016).

Conforme Kaell (2013), o sistema de ligas alumínio – silício é um dos mais importantes para a indústria de fundição, principalmente devido a sua alta fluidez conferida pela presença do eutético AlSi. A adição de magnésio torna as ligas tratáveis termicamente. Desta forma, as ligas de Al-Si-Mg são atualmente as mais populares para obtenção de peças fundidas comerciais, dois importantes membros desta família de liga são as ligas A356.0 e A357.0 (segundo as designações de liga do *Aluminum Association*), para essas ligas a *Aluminum Association* (ASM HANDBOOK, CASTING, 2002) especifica composição química, conforme Tabela 1.

Tabela 1 - Composição química das ligas A356.0 e A357.0 de acordo com a Aluminum Association.

Limites máximos e faixas para composição química (%)								
Liga	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Zn	Ti	Outros
A356.0	6,5 -7,5	0,60	0,25	0,35	0,2 -0,45	0,35	0,25	0,15
A357.0	6,5 -7,5	0,15	0,05	0,03	0,45 -0,6	0,05	0,2	0,15

Fonte: ASM Handbook Casting (2002).

As propriedades mecânicas dessas ligas fundidas, vazadas em coquilhas e na condição T6 (tratamento térmico de endurecimento por

precipitação) estão na faixa de 85-100 HB para dureza, 228-310 MPa para resistência à tração, 152-248 MPa para resistência de escoamento e 3% para alongamento (ASM, 2002 e 11. ASTM B 108).

As propriedades mecânicas das ligas fundidas de alumínio são significativamente dependentes de características microestruturais. Os espaçamentos dendríticos são parâmetros, que controlam as propriedades mecânicas das peças fundidas (SHABANI *et al.*, 2011). A taxa de resfriamento, durante a solidificação do metal líquido, afeta o espaçamento dos braços dendríticos secundários (DOBRZANSKI *et al.*, 2006).

Em relação a composição química das ligas de Al-Si-Mg, segundo Dwivedi *et al.* (2013), um aumento em massa de Si, provoca um aumento da quantidade do microconstituente eutético (Al- α +Si). Como o microconstituente eutético é mais resistente em comparação com a fase Al- α (matriz), o aumento na resistência à tração e da dureza pode ser esperado com o aumento do teor de silício. Segundo Teichmann (2012), nas ligas Al-Si-Mg, certas combinações de magnésio e silício apresentam efeitos quando ligados ao alumínio. Os dois elementos são capazes de formar um composto intermetálico Mg₂Si para originar o sistema quase binário (Al-Mg₂Si), o Mg₂-Si é uma fase endurecedora.

Já a aplicação de tratamentos térmicos modifica as características microestruturais e melhoraram as propriedades tecnológicas das ligas Al-Si-Mg. O tratamento térmico de endurecimento por precipitação é o método mais comum para aumentar a resistência das ligas de Al-Si-Mg. Segundo Yao e Taylor (2012), esse tratamento faz a dissolução do Mg contido nos microconstituintes Mg₂Si enriquecendo assim o teor de Mg e Si na solução sólida de alumínio, sendo a base para o endurecimento por precipitação e responsável pelo aumento da resistência mecânica das ligas de Al-Si-Mg.

Segundo Puparattanapong e Limmaneevichitr (2016), nas peças fundidas de ligas de alumínio, a porosidade é o defeito que ocorre mais frequentemente. A presença de porosidade é acompanhada por um decréscimo nas propriedades mecânicas, isto é, tensão de ruptura, ductilidade e resistência à fadiga, etc. A porosidade é considerada a principal causa de rejeição das peças fundidas nas aplicações industriais.

Neste sentido, o presente estudo pretende analisar os efeitos da composição química, porosidade e dos tratamentos térmicos na variação da dureza em ligas de Al-Si-Mg fundidas.

2 METODOLOGIA

Foram obtidas ligas do sistema Al-Si-Mg com duas composições distintas (Liga I: Al-3,8%Si-0,25%Mg e Liga II: Al-6,5%Si-0,6%Mg - % em massa). Buscou-se obter a Liga II com composição química semelhante à liga comercial A356.0, conforme mostrada na Tabela 1, mas com teores reduzidos de zinco e manganês, e sem a presença de titânio. Desta forma, a Liga II apresenta-se como uma liga alternativa de menor preço que a liga comercial A356.0, visto que, o titânio é um elemento químico de alto valor comercial. Já em relação à Liga I, buscou-se reduzir a presença dos elementos de liga em torno de 50%, em relação à Liga II, com a finalidade de analisar a influência da composição química na variação das propriedades mecânicas.

Essas ligas foram produzidas a partir da fusão de alumínio primário, alumínio-silício (12% de silício) e magnésio metálico. Após a obtenção das ligas a análise química foi realizada em um Espectrômetro de Emissão Óptica (EEO) da marca SpectroMax®. Este modelo possui base para detecção de metais ferrosos e não ferrosos, e foi utilizada a base para ligas de Al. A caracterização química foi feita em amostras das ligas retiradas dos lingotes em três posições diferentes após processo de fusão.

Na obtenção das temperaturas Liquidus (T_L) e Solidus (T_S) das Ligas I e II, após a elaboração e homogeneização, estas foram aquecidas a uma temperatura de 700°C, e vazadas em moldes cilíndricos de areia-shell descartável, com cerca de 30 mm de diâmetro e 60 mm de altura, contendo em seu centro um termopar do tipo K (Cromel-Alumel) com isolamento mineral e protegido por uma bainha de aço inox 310, de diâmetro igual a 1,5 mm. O termopar foi conectado em um sistema de aquisição de dados modelo CAD 12/36 (conversor analógico digital) com um módulo condicionador de sinal analógico MSC 1000. O software utilizado para o registro dos dados foi o

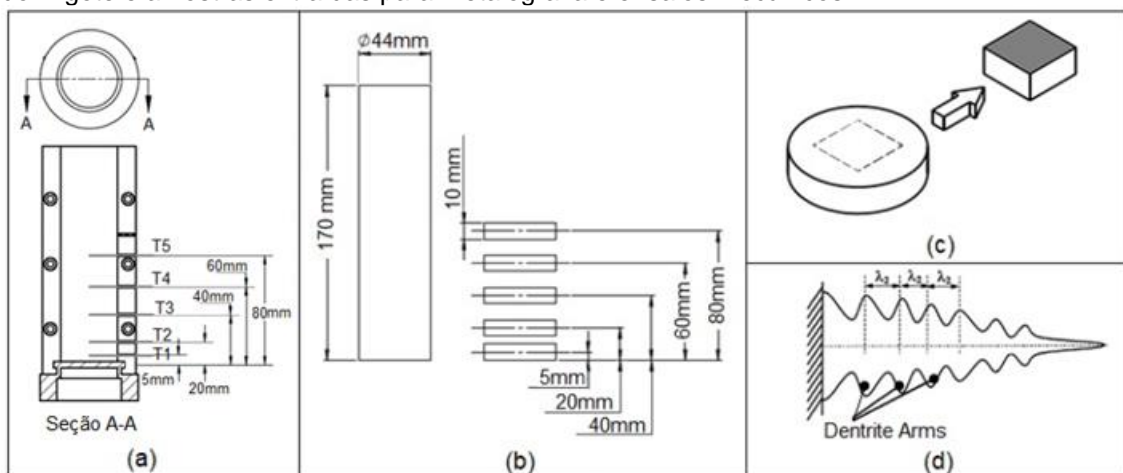
Revista Mundi Engenharia, Tecnologia e Gestão. Paranaguá, PR, v.4, n.1, março de 2019.

AqDados v.5.06. A frequência de aquisição de dados foi de quatro leituras por segundo. Assim obteve-se o armazenamento dos dados pelo equipamento de aquisição, permitindo uma posterior construção gráfica da curva de resfriamento das ligas, possibilitando identificar as temperaturas de transformações Liquidus e Solidus.

Já para determinar as taxas de resfriamento (R), analisou-se de forma detalhada as curvas de resfriamento obtidas durante solidificação de lingotes das ligas base. Estes lingotes foram obtidos com a fusão das ligas em um forno tipo poço e cadinho de grafite. A temperatura do metal líquido no forno foi mantida entre 720°C e 730°C. A temperatura de vazamento foi de 700°C. O metal líquido foi vazado em uma lingoteira, de aço inoxidável AISI 304, com diâmetro interno de 44 mm, altura de 180 mm e espessura de parede de 13 mm. A lingoteira foi pré-aquecida a 400°C. A solidificação ocorreu de forma natural.

Obtiveram-se as curvas de resfriamento durante a solidificação dos lingotes, utilizando-se termopares para registro das temperaturas durante a evolução da solidificação. Sendo que foram utilizados cinco termopares posicionados na lingoteira conforme representação na Figura 1(a), os termopares T₁, T₂, T₃, T₄ e T₅ foram posicionados respectivamente a 5, 20, 40, 60 e 80 mm da base da lingoteira.

Figura 1 - (a) Representação da lingoteira e posição termopares; (b, c, d, e, f, g) representação do lingote e amostras extraídas para metalografia e ensaios mecânicos.



Os termopares utilizados são do tipo K, com bainha em aço inoxidável SAE 304 de 1 m de comprimento e diâmetro de 1,6 mm. Os termopares foram

conectados no sistema de aquisição de dados, já mencionado na metodologia de obtenção das temperaturas Liquidus (T_L) e Solidus (T_s), e a frequência de aquisição de dados foi de quatro leituras por segundo.

Através desse sistema montado foi feito o registro das leituras obtidas nos termopares e, assim, o perfil térmico concernente à solidificação natural das Ligas I e II foi construído. Com as curvas de resfriamento, foram obtidas as taxas de resfriamento, baseando-se em Feitosa (2013), Gomes (2012) e Moutinho (2012), onde as taxas de resfriamento ($R = \Delta T/\Delta t$) à frente da isoterma *Liquidus* podem ser calculadas através da derivada da curva ajustada na região próxima ao instante de tempo onde o perfil térmico atinge a temperatura *Liquidus*.

Na sequência, das ligas base, foram produzidos 12 lingotes para cada liga. Para isso, manteve-se as temperaturas do metal líquido no forno, de vazamento e temperatura da lingoteira semelhantes às utilizadas para obtenção das curvas de resfriamento. Metade dos lingotes, de ambas as ligas, foram submetidos a processo de desgaseificação. Durante a fusão, o metal líquido foi desgaseificado com 15 gramas de pastilhas de Hexacloroetano (C_2Cl_6), com auxílio de sino de imersão e tempo de espera de 10 minutos. Os lingotes restantes não sofreram processo de desgaseificação. Durante a fusão, as ferramentas como sino e lanças utilizadas foram de aço inoxidável AISI 304.

A partir dos lingotes produzidos foram retiradas amostras da seção transversal circular utilizadas para a análise do espaçamento dendrítico secundário, da microestrutura, do percentual de porosidade e determinação das propriedades mecânicas. As amostras foram obtidas realizando cortes transversais ao longo do comprimento dos lingotes. As amostras retiradas ao longo do lingote foram denominadas de P1, P2, P3, P4, P5 e foram obtidas a uma distância da base da lingoteira de 5mm, 20mm, 40mm, 60mm e 80mm, respectivamente, conforme observa-se na Figura 1(b).

Para investigar as medidas de espaçamentos dendríticos secundários, tornou-se necessário a realização de análise micrográfica. Na realização da análise da micrografia, utilizou-se amostras referentes a 2 lingotes de cada liga (1 lingote estado bruto de solidificação e 1 lingote no estado bruto de

solidificação desgaseificado), sendo que de cada amostra circular, referente a cada posição em análise nos lingotes, foi retirada uma amostra de seção quadrada de aproximadamente 15x15 mm, como observa-se na Figura 1(c), a medição dos espaçamentos dendríticos secundários foi realizada na seção transversal em destaque. As amostras foram lixadas e polidas. Para revelação da micrografia realizou-se ataque com solução de 5% de HF (95 ml de H₂O + 5 ml de HF).

As amostras foram então observadas e examinadas em um microscópio óptico. Já os espaçamentos dos braços dendríticos secundários (λ_2) foram investigados conforme procedimento proposto por McCartney e Hunt (McCartney, 1981), que se baseia em calcular a média das distâncias entre o centro geométrico dos braços secundários adjacentes. Assim, para a medição dos espaçamentos dendríticos secundários foi obtido à distância média de quatro braços dendríticos, conforme ilustra a Figura 1 (d). Foram executadas cerca de 20 medidas para cada posição em análise, sendo que, ao final, obteve-se a média dos valores e o intervalo de dispersão.

Na análise da porosidade foram utilizadas amostras circulares, da seção transversal dos lingotes, referentes a 10 lingotes da Liga I e 10 lingotes da liga II, divididos igualmente entre as condições brutas de solidificação e bruta de solidificação desgaseificada. Nessa análise foram executadas 5 medidas para cada posição em análise, sendo que, ao final, obteve-se a média dos valores e o intervalo de dispersão.

Para medir a porosidade, usou-se a técnica denominada picnometria (BUENO, 1980), que é um processo de comparação das massas específicas relativas do sólido e do líquido, onde foi possível medir a massa específica aparente das amostras. O método picnométrico empregado é conforme a técnica proposta por Moutinho (2012), que baseia-se na norma ASTM B 311-93 (reaprovada em 2002). Após a determinação da massa específica aparente (ρ_A) das amostras, foi possível estimar a porosidade, utilizando a Eq. (1):

$$\% \text{ Poros} = [(\rho_T - \rho_A)/\rho_T]*100 \quad (1)$$

onde: ρ_T : massa específica teórica das amostras.

Para determinar a massa específica teórica das amostras, foi utilizada a porcentagem em massa dos elementos químicos obtidos na caracterização química realizada por Espectrometria de Emissão Óptica. Com a porcentagem em massa de cada elemento constituinte das ligas, buscou-se na bibliografia (Ashby e Jones, 2005) a massa específica de cada elemento e calculou-se a massa específica teórica das ligas em estudo.

A metade das amostras (utilizadas na análise de porosidade) obtidas para as diferentes condições e posições em análise, referentes às Ligas I e II, foram submetidas ao tratamento térmico de envelhecimento por precipitação (T6), sendo a etapa de solubilização realizada na temperatura de $540^{\circ}\text{C} \pm 10^{\circ}\text{C}$, durante 6 h, seguido de resfriamento em água morna na temperatura entre $60^{\circ}\text{C} \pm 5^{\circ}\text{C}$. O envelhecimento artificial foi realizado na temperatura de 180°C , durante período de 4 horas.

A caracterização das fases das microestruturas foi realizada nas amostras utilizadas anteriormente para medição dos espaçamentos dendríticos, e também, em amostras referentes a mais 2 lingotes de cada liga (1 lingote estado bruto de solidificação e 1 lingote no estado bruto de solidificação desgaseificado), que foram submetidas a tratamento térmico e posteriormente a procedimentos para a análise de micrografia. Para a análise da microestrutura foi utilizado o Microscópio Eletrônico de Varredura (MEV-FEG). Na análise da microestrutura foi usado o detector BSE (elétrons retroespalhados), onde se conseguiu distinguir os precipitados através das tonalidades. A identificação da composição química dos precipitados presentes foi obtida pela técnica de EDS.

Na sequência, todas as amostras de seção transversal circular restantes, representativas de ambas as posições em análise e condições (bruta de solidificação sem desgaseificação, bruta de solidificação desgaseificada, sem desgaseificação tratada termicamente e desgaseificada tratada termicamente), foram utilizadas para medição de dureza. Para obtenção das durezas nas amostras aplicou-se as técnicas de ensaio de dureza Brinell. Para isso, utilizou-se um Durômetro Brinell, um penetrador esférico de aço de $\varnothing 5$

mm, uma carga de 2500 N (250 kgf) e tempo de penetração de 20 segundos, segundo a norma ABNT NBR NM ISO 6506-1:2010. Foram realizadas três medidas em cada amostra.

Por último, foram obtidos gráficos, a partir dos dados empíricos, com objetivo de relacionar a dureza Brinell em função da composição química, percentual de porosidade e as condições em análise (brutas de solidificação e tratadas termicamente).

3 RESULTADO E DISCUSSÃO

Após a preparação das cargas, fusão e solidificação das Ligas I (Al-3,8%Si-0,25%Mg) e II (Al-6,5%Si-0,6%Mg), obteve-se a caracterização da composição química das mesmas por Espectroscopia de Emissão Óptica, conforme a Tabela 2.

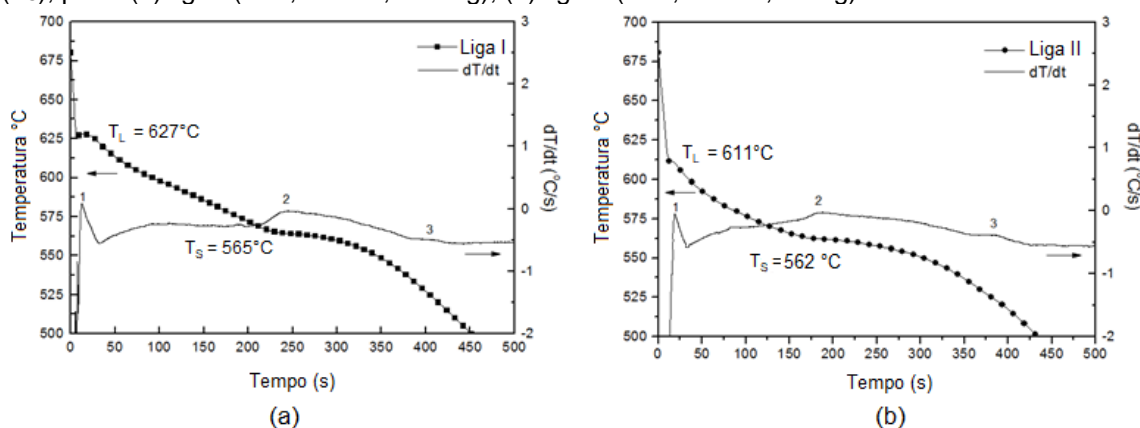
Tabela 2 - Composição química média (% em massa) das Ligas I e II.

	Al	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Zn	Outros
Liga I	95,17	3,80	0,35	0,14	0,08	0,25	0,08	0,13
Liga II	91,43	6,50	0,60	0,27	0,12	0,60	0,21	0,27

Comparando a composição química das Ligas I (Al-3,8%Si-0,25%Mg) e II (Al-6,5%Si-0,6%Mg), observa-se que a Liga I apresenta os teores de Si e Mg aproximadamente 42% e 58%, respectivamente, menores do que os obtidos na Liga II. Constatou-se também, que além dos elementos químicos principais Al, Si e Mg, o elemento químico Fe apresentou-se com teor significativo, oriundo da matéria prima e ferramentas utilizadas no processo de fusão.

A determinação das temperaturas *Liquidus* (T_L) e *Solidus* (T_S) foi possível analisando as curvas de resfriamento experimentais que foram traçadas a partir das informações do termopar localizado no centro do molde de areia-shell descartável, para as Ligas I (Al-3,8%Si-0,25%Mg) e II (Al-6,5%Si-0,6%Mg). Essas curvas de resfriamento podem ser visualizadas na Figura 2.

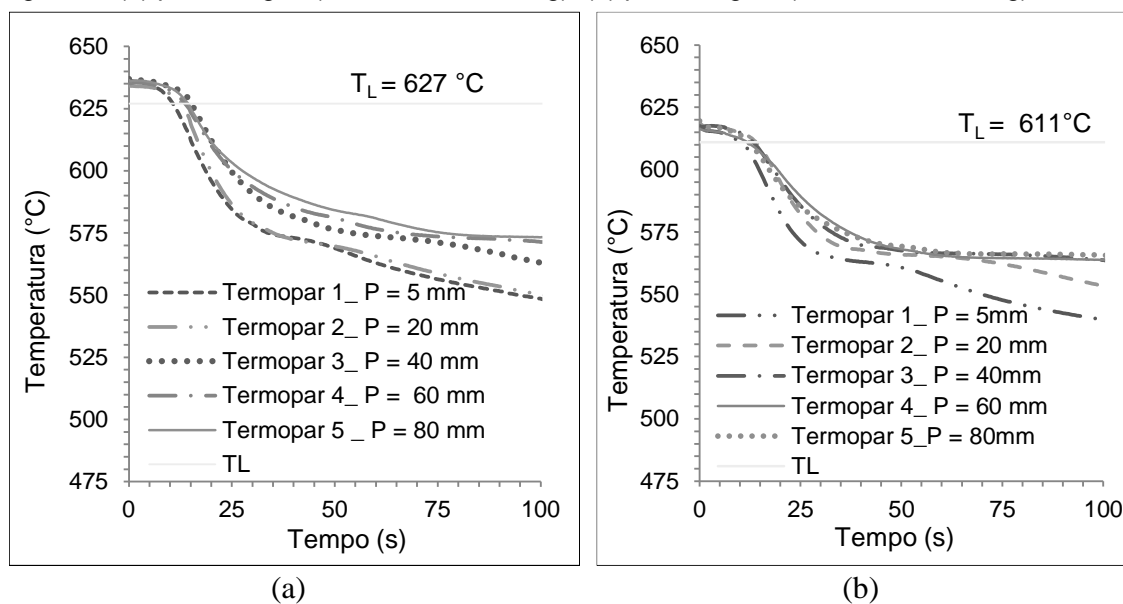
Figura 2 - Curva de resfriamento com identificação das Temperaturas *Liquidus* (T_L) e *Solidus* (T_S), para: (a) liga I (Al-3,8%Si-0,25%Mg); (b) liga II (Al-6,5%Si-0,6%Mg)



Segundo Barlow e Stefanescu (1997), as temperatura de líquidos e sólidos correspondem as inflexões na curva de resfriamento, são os mínimos da derivada da temperatura pelo tempo, sendo melhor determinada a partir da primeira derivada da curva de resfriamento. Sendo assim, conforme observa-se na Figura 2, nas curvas de resfriamento é possível observar os patamares característicos das Temperaturas Liquidus e Solidus das Ligas I e II, que corresponde ao início e fim da solidificação, respectivamente. Os valores determinados para as duas ligas foram: Liga I ($T_L = 627 \text{ °C}$ e $T_S = 565 \text{ °C}$) e Liga II ($T_L = 611 \text{ °C}$ e $T_S = 562 \text{ °C}$).

As curvas de resfriamento experimentais para os cinco termopares inseridos na lingoteira durante a solidificação das Ligas I (Al-3,8%Si-0,25%Mg) e II (Al-6,5%Si-0,6%Mg), e podem ser visualizadas nas Figura 3.

Figura 3 - Curvas de resfriamento correspondentes aos termopares posicionados no interior da lingoteira: (a) para a Liga I (Al-3,8%Si-0,25%Mg); (b) para a Liga II (Al-6,5%Si-0,6%Mg).



A partir das curvas apresentadas na Figura 3 e das temperaturas de líquidos obtidas na Figura 2, foram realizados os cálculos das taxas de resfriamento, variável térmica de grande influência na formação microestrutural das ligas de Alumínio, conforme Dong *et al.* (2012) e Patakaham *et al.* (2013).

A Tabela 2 apresenta dados que confrontam os espaçamentos dos braços dendríticos secundários (λ_2) e as taxas de resfriamento (R) com as diferentes posições em análise nos lingotes.

Tabela 2 - Espaçamentos dos braços dendríticos secundários e taxas de resfriamento (R) em função da posição ao longo do lingote para: (a) Liga I (Al-3,8%Si-0,25%Mg); (b) Liga II (Al-6,5%Si-0,6%Mg).

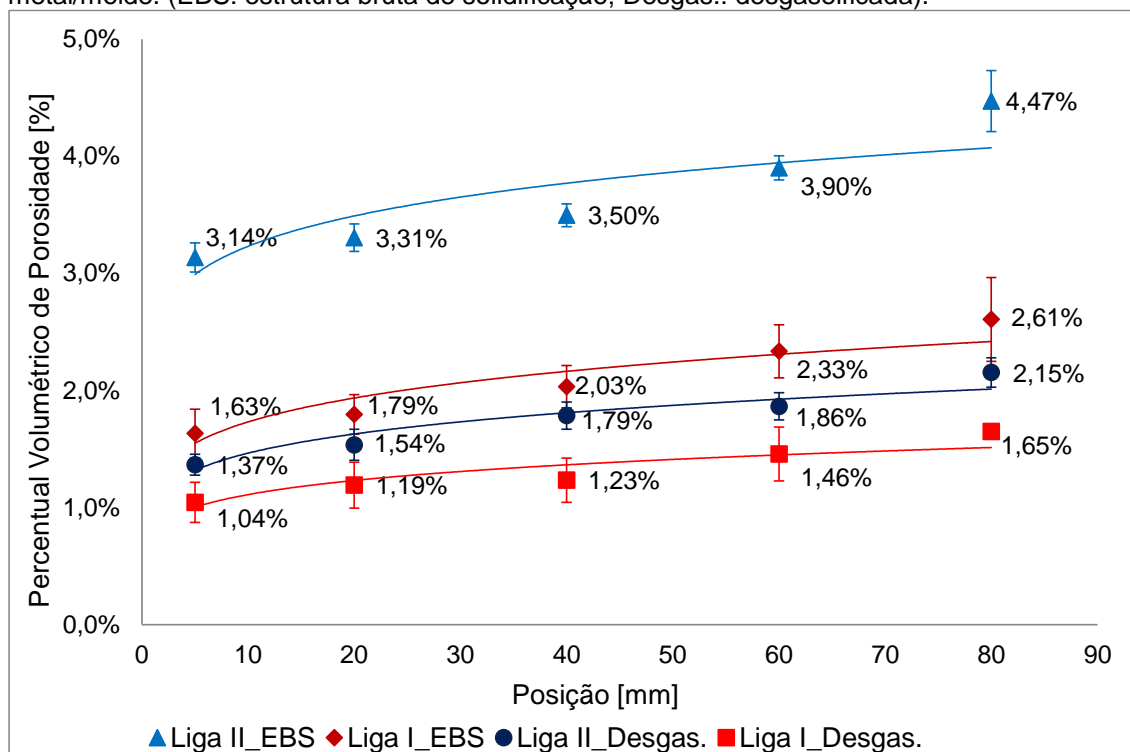
Liga	Posição (em relação a base da lingoteira)	Taxa de resfriamento	Espaçamentos dos braços dendríticos secundários (λ_2)	
			Médio	Desvio Padrão
Liga I	5mm	2,45	53,8	5,9
	20mm	2,47	52,3	4,9
	40mm	2,38	54,2	5,9
	60mm	2,35	55,7	10,4
	80mm	2,28	56,9	7
Liga II	5mm	1,96	44,4	6,9
	20mm	1,97	47,1	4,2
	40mm	1,93	48,1	4,2
	60mm	1,90	52,9	4,9
	80mm	1,88	53,2	5,8

Conforme Tabela 2, observa-se uma pequena variação na taxa de resfriamento apresentada entre as Ligas I e II acredita-se ser proveniente da diferença no intervalo de solidificação apresentado pelas ligas, devido à diferença de composição química das mesmas. A Liga I apresentou taxas de resfriamento ligeiramente maiores, mesmo mantendo as mesmas condições de solidificação, devido ao intervalo de solidificação ser um pouco maior do que o da Liga II, conforme se observa na Figura 2.

Durante a solidificação, segundo Patakham *et al.* (2013), a taxa de resfriamento é a variável térmica de maior influência nas variações dos espaçamentos dendríticos secundários. Segundo Dong *et al.* (2012), os espaçamentos dos braços dendríticos secundários apresentam influência nas propriedades mecânicas das ligas de alumínio. Sendo assim, conclui-se que durante o processo de solidificação, devido à taxa de resfriamento apresentar uma variação muito pequena, os espaçamentos dos braços dendríticos secundários, nas amostras ao longo do lingote, apresentaram pequenas variações que não irão influenciar na variação das propriedades mecânica das ligas em estudo.

A partir dos dados obtidos sobre o percentual volumétrico de porosidade, gerou-se um gráfico que acompanha a evolução do percentual de porosidade para a liga em função das diferentes condições e posições em análise, em ambas as ligas. Cabe salientar, que para a apresentação dos resultados dessa pesquisa, nas legendas dos gráficos, a sigla “EBS” refere-se a condição bruta de solidificação e “desgas,” refere-se a condição bruta de solidificação com tratamento de desgaseificação. A Figura 4 apresenta uma comparação entre os resultados experimentais da quantidade (%) de poros com a posição no lingote em relação à base da lingoteira.

Figura 4 – Percentual volumétrico de porosidade em função da posição em relação à interface metal/molde. (EBS: estrutura bruta de solidificação; Desgas.: degaseificada).



Na Figura 4 observa-se que as amostras da Liga II (Al-6,5%Si-0,6%Mg) apresentam maior percentual volumétrico de porosidade do que a Liga I (Al-3,8%Si-0,25%Mg), para ambas as posições na condição bruta de solidificação.

A diferença de composição química das ligas pode explicar a diferença do percentual volumétrico de porosidade encontrado entre as ligas no estado bruto de solidificação. Conforme Moustafa (2009), a presença do ferro facilita a formação de porosidade em ligas alumínio. Sendo assim, a Liga II por apresentar aproximadamente o dobro do teor de ferro (0,6% de ferro) contribuindo para a maior formação de intermetálicos de ferro Al_5FeSi (forma de agulhas), durante a solidificação, que impedem que o metal líquido possa preencher os espaços entre as agulhas ramificadas, gerando a nucleação de poros.

A variação do percentual de porosidade em função da posição das amostras em relação à base da lingoteira, em ambas as ligas, é devido à presença do gás hidrogênio no alumínio líquido. Durante a solidificação, à medida que a viscosidade da massa líquida diminui, devido à queda de temperatura, fica mais difícil a fuga desses gases, os quais ficam retidos em

maiores proporções nas proximidades da superfície dos lingotes, na forma de bolhas, resultando na presença de maior porosidade nas amostras retiradas de posições mais distantes da base da lingoteira.

As Ligas I e II, desgaseificadas com pastilha de Hexacloroetano, apresentaram reduções significativas no percentual volumétrico de porosidade comparadas com as mesmas ligas no estado bruto de solidificação sem desgaseificação. Mas cabe salientar que a amostra retirada da posição 1 (5 mm da base da lingoteira), da Liga I, após processo de desgaseificação, apresenta menor percentual volumétrico de porosidade, cerca de 1,04% em volume de porosidade. Esse nível de porosidade é considerado elevado, na visão de Gomes (2012). O nível de porosidade em ligas fundidas de alumínio deve ser menor que 0,5% em volume, percentuais de porosidade mais elevados podem resultar propriedades mecânicas inferiores.

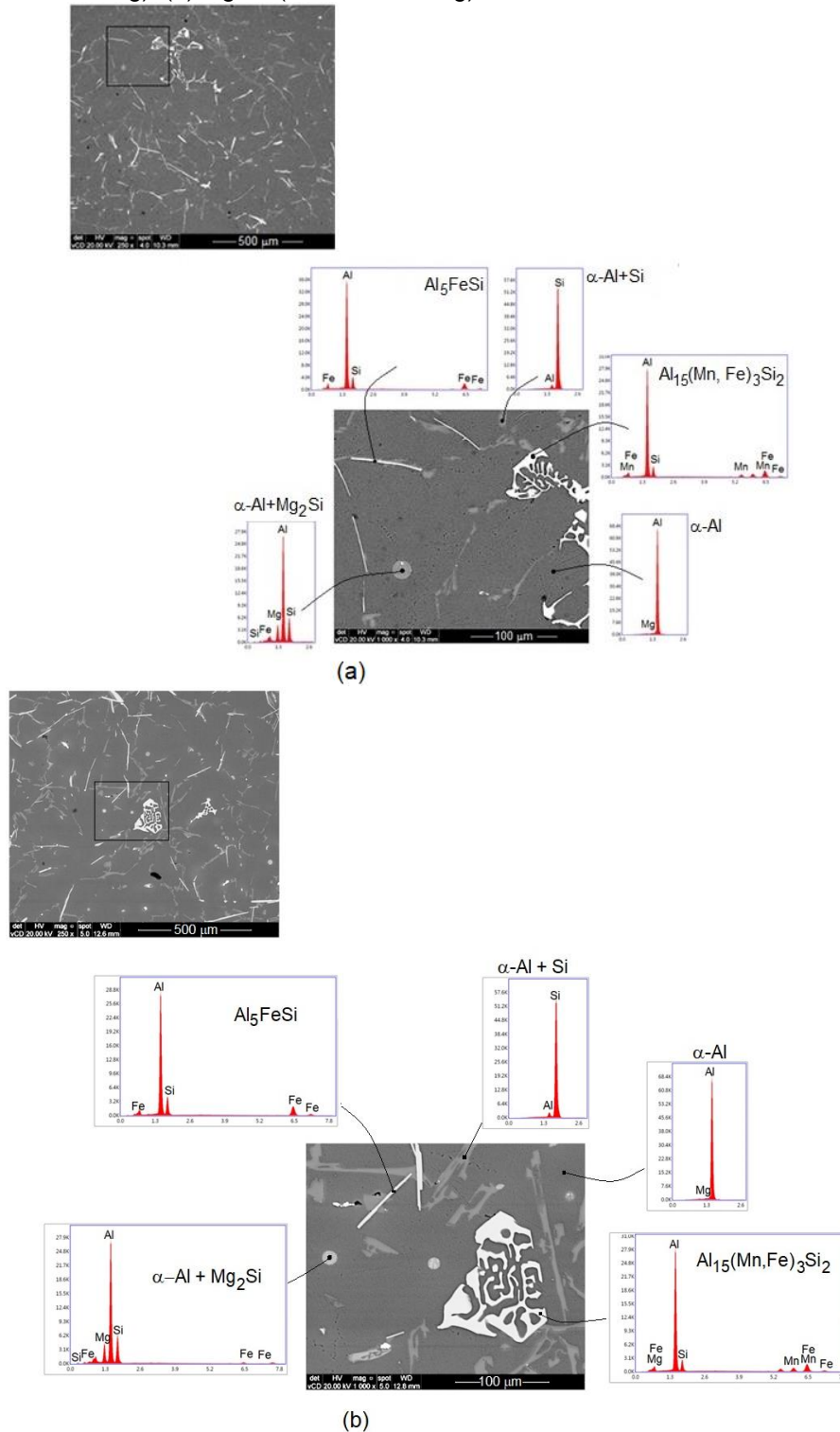
Em relação às microestruturas das Ligas I e II, nas amostras referentes a cada posição em análise no lingote, encontraram-se as mesmas estruturas e distribuídas de forma semelhante para ambas às condições de solidificação. Essa semelhança também se observou nas microestruturas de ambas as ligas após a aplicação do tratamento térmico.

Dessa forma, visto que, as microestruturas apresentaram-se de forma similar, optou-se em apresentar apenas as imagens das microestruturas das amostras das Ligas I e II desgaseificada (com e sem aplicação de tratamentos térmicos), referente a posição 5, isso porque as amostras desgaseificadas apresentaram uma menor presença de porosidade, facilitando a visualização e caracterização das estruturas.

Sendo assim, a Figura 5 apresenta as morfologias e a composição química das estruturas presentes na microestrutura correspondentes amostras desgaseificada das Ligas I e II, sem realização de tratamentos térmicos e retirada da posição 5 (ou seja, a 80 mm da base da lingoteira).

A Figura 5(a) e 5(b) apresentam a imagem da microestrutura com uma região em destaque, região onde observa-se os diferentes microestruturas presentes ao longo das amostras. Já na direita das Figuras, encontra-se a ampliação da região em destaque, com a especificação das microestruturas.

Figura 5 - Morfologias e composição química das estruturas presentes na microestrutura correspondentes a amostras desgaseificadas sem realização de tratamentos térmicos: (a) Liga I (Al-3,8%Si-0,25%Mg); (b) Liga II (6,5%Si-0,6%Mg).



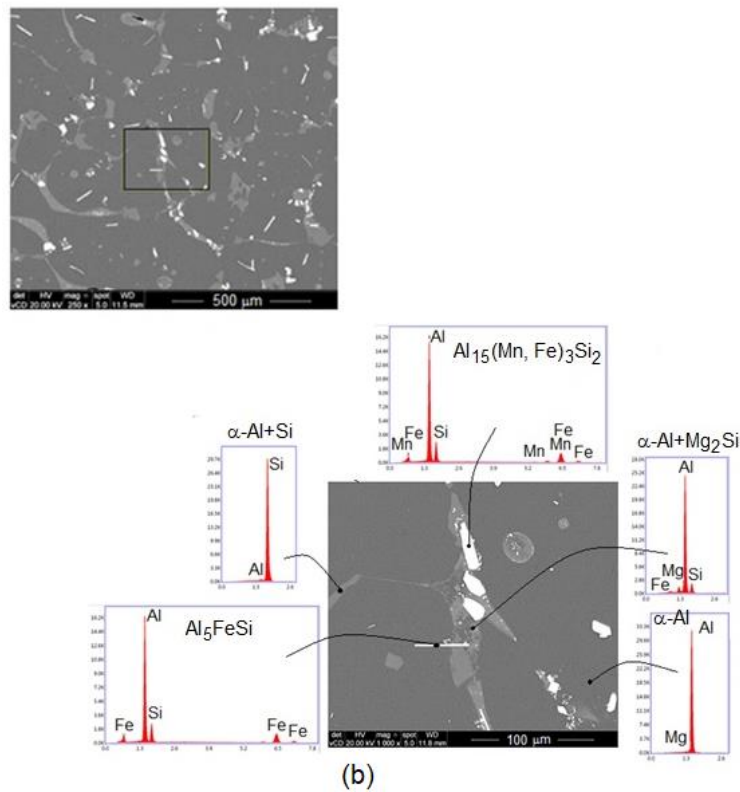
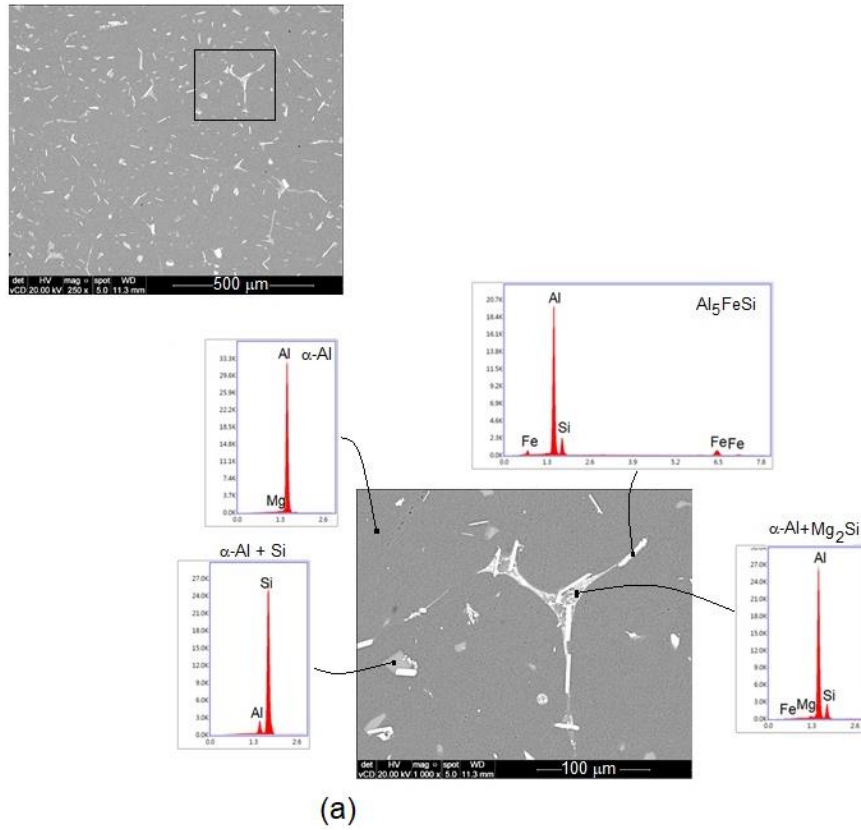
Analisando a morfologia e a composição química das estruturas consegue-se identificá-las. A estrutura em forma de escrita chinesa é composto por Al, Si, Mn e Fe, já a estrutura em forma de agulha, com coloração branca, é

composto por Al, Si e Fe. Em relação às estruturas contendo Ferro, segundo Taylor (2012) e Budmeshki *et al.* (2015), os intermetálicos em formato de agulhas possuem estrutura com a composição Al_5FeSi , e conforme Taylor (2012), os intermetálicos do tipo escrita chinesa massiva possuem estrutura com a composição $Al_{15}(Mn, Fe)_3Si_2$. A matriz com coloração mais escura, conforme observado pela composição química, trata-se da fase Al- α matriz. A fase de coloração cinza claro, apresenta na sua composição Si e Al, o que pode caracterizá-lo como o microconstituente eutético Al- α +Si. Já a estrutura com teores elevados de silício e magnésio de forma circular, segundo Li *et al.* (2009) e Emamy *et al.* (2013), apresentam um forte tendência de serem microconstituintes eutéticos de Al- α + Mg_2Si .

A microestrutura das Liga I e II, na condição desgaseificada e após aplicação do tratamento térmico T6, pode ser observadas nas Figuras 6(a) e 6(b), onde, essas Figuras apresentam a ampliação da região em destaque a direita.

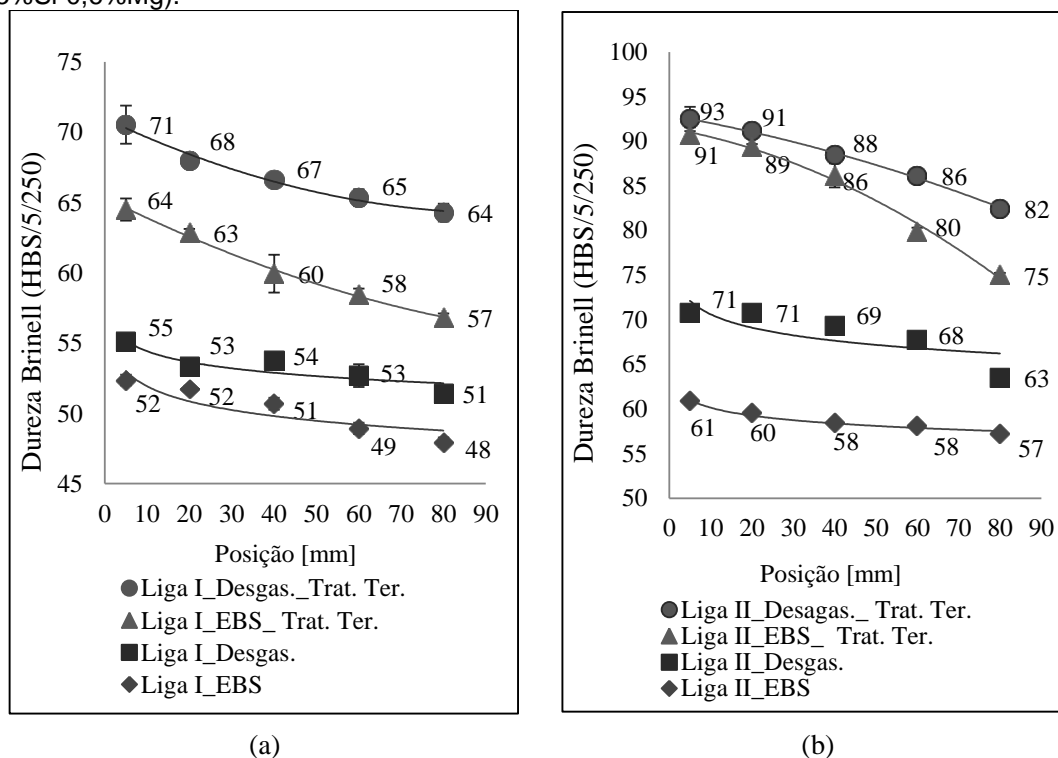
Nas Figuras 6(a) e 6(b) observam-se a microestrutura das Ligas I e II após tratamento térmico. Observa-se a presença de grandes partículas de silício eutético; os intermetálicos Al_5FeSi não sofreram alterações; os microconstituintes eutéticos de Al- α + Mg_2Si (no formato circular) se dissolveram na matriz de alumínio; nota-se que os intermetálicos massivos de $Al_{15}(Mn, Fe)_3Si_2$, em forma de escrita chinesa, se dissolveram, formando intermetálicos menores e dispersos; nota-se também, o crescimento de fases com morfologia irregular, de coloração semelhante a do silício e aspecto fibroso, sendo que após a análise da morfologia e da composição química dessa estrutura, observou-se que trata-se de microconstituintes eutéticos Al- α + Mg_2Si , e acredita-se que os mesmos contribuem para o endurecimento por precipitação.

Figura 6 - Morfologias e composição química das estruturas presentes na microestrutura correspondentes a amostras desgaseificadas após aplicação de tratamentos térmicos: (a) Liga I (Al-3,8%Si-0,25%Mg); (b) Liga II (6,5%Si-0,6%Mg)



Após a realização dos ensaios dureza, obteve-se os dados de dureza das amostras circulares, das Ligas I e II, referentes às condições e posições em análise, sendo que dados podem ser visualizados nas Figura 7.

Figura 7 - Durezas Brinell em função da posição nas diferentes condições de solidificação, com e sem aplicação do tratamento térmico: (a) Liga I (Al-3,8%Si-0,25%Mg), e (b) Liga II (Al-6,5%Si-0,6%Mg).



Em relação às ligas I e II sem aplicação de tratamentos térmicos, analisando a Figura 7, observa-se que a Liga II (Al-6,5%Si-0,6%Mg) apresenta maiores valores de dureza Brinell do que a Liga I (Al-3,8%Si-0,25%Mg), nas condições brutas de solidificação e desgaseificadas. As amostras retiradas das posições mais próximas da base da lingoteira apresentaram os maiores valores de dureza Brinell, visto que, próximo à base da lingoteira apresenta-se menor percentual de porosidade, aumentando à resistência da liga a penetração e gerando maiores valores de dureza Brinell nessas posições. Além do teor de porosidade, o teor de silício também influencia na diferença de dureza Brinell entre as Ligas I e II. Para Dwivedi *et al.* (2013), o aumento do teor de Si provoca um aumento na proporção das fases de silício eutético que são mais duras que as fases de Al- α , isso pode resultar no aumento de dureza.

Já em relação as ligas I e II tratadas termicamente, observando a Figura 7 é possível visualizar que a aplicação dos tratamentos melhoraram a dureza das amostras das Liga I e II, nas condições sem desgaseificação e desgaseificadas. Com a aplicação do tratamento térmico T6, as amostras desgaseificadas da Liga II apresentaram o maior resultado de dureza, atingindo o valor de 93 HB, na posição 1, onde identificou-se o menor percentual volumétrico de porosidade, cerca de 1,37%. Sendo assim, observa-se que o processo de desgaseificação das ligas, juntamente com a aplicação do tratamento térmico T6, influenciou positivamente no aumento da dureza das ligas.

Analisando a Figura 7 observa-se que a Liga II respondeu melhor a aplicação do tratamento térmico T6, em relação ao aumento na dureza, isso deve-se principalmente a diferença de composição química entre as ligas. A Liga II apresenta maior percentual em massa de Mg (aproximadamente 0,6%, já a Liga I, apenas 0,25%). O Mg é o elemento necessário para precipitação da fase Mg_2Si , base do endurecimento por precipitação e responsável pelas boas propriedades mecânicas nas condições de tratamento térmico (KAYGISIZ e MARAŞLI, 2015).

4 CONCLUSÕES

Com relação à obtenção das ligas, foi possível desenvolver duas ligas com diferentes composições químicas: Liga I (Al-3,8%Si-0,25%Mg) e Liga II (Al-6,5%Si-0,6%Mg). A composição química da Liga II assemelha-se a da liga comercial 356. Em relação às propriedades mecânicas, as amostras da Liga II (como menor porosidade), após tratamento térmico, apresentaram limites de durezas semelhantes aos da liga comercial AA356.0 T6 e AA357, conforme especificado pela norma ASTM B 108.

Conclui-se que durante o processo de solidificação de ambas as ligas, as condições de solidificação permitiram taxas de resfriamento semelhantes durante a solidificação ao longo de todo o lingote, o que explica as pequenas

alterações nos espaçamentos dos braços dendríticos secundários. Constatou-se também que essas pequenas alterações não influenciaram na variação das propriedades mecânica das ligas em estudo.

Em relação à porosidade, identificou-se a presença de maior porosidade nas amostras retiradas de posições mais distantes da base da lingoteira. Já, o processo de desgaseificação reduziu em torno de 50% o percentual volumétrico de porosidade em todas as amostras.

Durante a análise da dureza nas ligas nos estados bruto de solidificação, observou-se que as amostras referentes à Liga II, na condição desgaseificada, apresentaram maiores limites de resistência à tração e dureza. Sendo que, para as amostras retiradas da posição mais próxima da base da lingoteira, onde o efeito negativo da porosidade é menor, obteve-se a maior dureza Brinell.

Quando se analisou a dureza após a aplicação dos tratamentos térmicos, pode-se concluir que o tratamento térmico (T6) proporcionou um aumento significativo na dureza de ambas as ligas. No entanto, foi na Liga II que observou-se maior eficácia com a realização do tratamento térmico. Dessa forma, conclui-se que a Liga II, por apresenta maior percentual em massa de Mg, respondeu melhor ao tratamento térmico, já que o Mg é o elemento necessário para precipitação da fase Mg_2Si , base do endurecimento por precipitação e responsável pelo acréscimo na dureza.

Sobre a influência da porosidade nas propriedades mecânicas das ligas I e II, nos estados brutos de solidificação e tratadas termicamente, pode-se confirmar o efeito negativo da porosidade nas propriedades em análise.

REFERÊNCIAS

- ABNT NBR NM ISO 6506-1:2010. Materiais metálicos – Ensaio de dureza Brinell. **Associação Brasileira de Normas Técnicas**, 2010.
- ASTM – American Society for Testing Materials. **ASTM B 108 – 06** - Standart Specification for Aluminum – Alloy Permanent Mold Castings. In Annual Book of ASTM, 2006.
- Revista Mundi Engenharia, Tecnologia e Gestão. Paranaguá, PR, v.4, n.1, março de 2019.**

- American Society for Testing and Materials, Philadelphia. **ASTM Standart B311-93**; Test Method for Density Determination for Powder Metallurgy (P/M) Materials Containing Less Than Two Percent Porosity. PA
- Ashby, M. F. e Jones, D. R. H.; **Engineering Materials 1: An Introduction to Properties**, Applications and Design, 3a ed., Butterworth Heinemann, 2005
- ASM – Castings, **ASTM International**, V. 15, 9th, Edition Metals Handbook, 2002.
- ASTM E 8M – 04. Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials. **ASTM International**, West Conshohocken, PA, 2004.
- BARLOW, O.; STEFANESCU, D. M. Computer-AIDED Cooling Curve Analysis Revisited. In: TRANSACTION OF THE AMERICAN FOUNDRYMEN'S SOCIETY. 1997. Alabama – Estados Unidos. University of Alabama Tuscaloosa, Alabama, 1997. v. 105 p. 349-354.
- BUENO, A. W.; DEGREVE, L. **Manual de Laboratório de Físico-química**. McGraw-Hill, São Paulo, 1980.
- BIDMESHKI, C.; ABOUEI, V.; SAGHAFIAN, H.; SHABESTARI, S.G.; NOGHANI, M.T. Effect of Mn addition on Fe-rich intermetallics morphology and dry sliding wear investigation of hypereutectic Al-17,5%Si alloys. **J. Mater. Res. Technol.** 2016. Disponível em: <http://dx.doi.org/10.1016/j.jmrt.2015.11.008>.
- DOBRZAŃSKI, L. A.; BOREK, W.; MANIARA, R. Influence of the crystallization condition on Al-Si-Cu casting alloys structure. **Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering**, v. 18, n. 1-2, pp. 211-214, 2006.
- DONG, Q-Z; CHOI, Y-S; HONG, J-H; HWANG, H-Y. Prediction of mechanical properties of Al alloys with change of cooling rate. **Overseas Foundry**, v.9 n.4, 2012.
- DWIVEDI, D. K.; SHARMA, Rajesh; KUMAR, Anesh. Influence of silicon content and heat treatment parameters on mechanical properties of cast Al–Si–Mg alloys. **International Journal of Cast Metals Research**. 2013.

- EMAMY, M. et al. The effect of Fe-rich intermetallics on the microstructure, hardness and tensile properties of Al–Mg 2 Si die-cast composite. **Materials & Design**, v. 46, pp. 881-888, 2013
- GOMES, L. G. **Microestrutura Dendrítica, Macrossegração e Microporosidade na Solidificação de Ligas Ternárias Al-Si-Cu**. (Tese apresentada ao Curso de Doutorado da Faculdade de Engenharia Mecânica da Universidade Estadual de Campinas – SP). Universidade Estadual de Campinas. Campinas/São Paulo. 2012.
- GOPIKRISHNA. S; BINU. C. Y. Study on effects of T6 heat treatment on grain refined A319 alloy with magnesium and strontium addition. **International Journal on Theoretical and Applied Research in Mechanical Engineering**, v.2, 2013.
- KAEEL, A. J. Study the effect of solution treatment on mechanical properties of Al-7%Si-0.3%Mg alloy. **Natural and Applied Sciences**. v. 4 n. 4, 2013.
- KAYGISIZ, Y.; MARAŞLI, N. Microstructural, mechanical and electrical characterization of directionally solidified Al–Si–Mg eutectic alloy. *Journal of Alloys and Compounds*, v. 618, p. 197-203, 2015.
- LI, Chong et al. Microstructural formation in hypereutectic Al–Mg 2 Si with extra Si. **Journal of Alloys and Compounds**, v. 477, n. 1, pp. 212-216, 2009.
- MANENTE, Andrea; TIMELLI, Giulio. Optimizing the heat treatment process of cast aluminium alloys. **INTECH Open Access Publisher**, 2011.
- MOUSTAFA, M.A. Effect of iron content on the formation of β -Al₅FeSi and porosity in Al–Si eutectic alloys. **Journal of Materials Processing Technology**, 209, pp. 605-610, 2009.
- MOUTINHO, D. J. C. **Análise da evolução microestrutural e da formação de macrossegração e microporosidade na solidificação unidirecional transitória de ligas ternárias Al-Cu-Si**. (Tese apresentada ao Curso de Doutorado da Faculdade de Engenharia Mecânica da Universidade Estadual de Campinas – SP). Universidade Estadual de Campinas. Campinas/São Paulo. 2012.
- PATAKHAM, Ussadawut; KAJORNCHAIYAKUL, Julathap; LIMMANEEVICHITR, Chaowalit. Modification mechanism of eutectic silicon

- in Al-6Si-0.3 Mg alloy with scandium. **Journal of Alloys and Compounds**, v. 575, p. 273-284, 2013.
- PUPARATTANAPONG, K.; LIMMANEEVICHITR, C. Effect of scandium on porosity formation in Al-6Si-0.3Mg alloys. **The Indian Institute of Metals – IIM**. pp. 1-8. 2016.
- SERRANO-MUNOZ, I; BUFFIERE, J. Y; VERDU, C; Y. GAILLARD, Y; MU, P; NADOT, Y. Influence of surface and internal casting defects on the fatigue behaviour of A357-T6 cast aluminium alloy. **International Journal of Fatigue**, Volume 82, Part 3, pp. 361-370, 2016.
- SHABANI, M. O.; MAZAHERY, A. Prediction of mechanical properties of cast a356 alloy as a function of microstructure and cooling rate. **Archives of Metallurgy and Materials**, v. 56, 2011.
- TAYLOR, J.A. Iron-Containing Intermetallic Phases in Al-Si Based Casting Alloys. **Procedia Materials Science**, 1, pp. 19-33, 2012.
- TEICHMANN, K.; MARIORA, C. D.; ANDERSEN, S. J.; MARTHINSEN, K. The effect of preaging deformation on the precipitation behavior of an Al-Mg-Si Alloy. **Metall. Mater. Trans.** v. 43, p. 4006, 2012
- YAO, J.Y.; TAYLOR, J.A. Characterisation of intermetallic particles formed during solution treatment of an Al-7Si-0,4Mg-0,12Fe alloy. **Journal of Alloys and Compounds**, 519, pp. 60-66, 2012.

Enviado em: 31 out. 2018

Aceito em: 05 mar. 2019

Editor responsável: Mateus das Neves Gomes