

Caracterização da liga de alumínio A356 solidificada rapidamente por centrifugação e fundida em areia

Maurício Mbirdani Peres

Cássia de Paula Pinto

Carlos Triveño Ríos

Claudio Shyinti Kiminami

Walter José Botta F^z

Claudemiro Bolfarini

Resumo

O objetivo do presente trabalho foi caracterizar a microestrutura e propriedades mecânicas resultantes da liga A356 preparada por solidificação rápida e por fundição em molde de areia, ambas na condição não-modificada e modificada com Sr. A elevada taxa de resfriamento durante a solidificação rápida por centrifugação promoveu uma microestrutura dendrítica bastante refinada, com espaçamento secundário de $\sim 3,3 \mu\text{m}$. A região interdendrítica é constituída por uma microestrutura eutética irregular (Al- α)-Si na liga não-modificada e eutética fibrosa na liga modificada, sendo também identificadas as fases intermetálicas Mg_2Si e $\text{Al}_8\text{Mg}_8\text{Si}_6\text{Cu}_2$. Análises de DSC mostraram que as temperaturas de transformação sólido/líquido e do eutético na liga modificada foram ligeiramente menores que na liga não-modificada. A solubilidade de Si em Al em ligas não-modificadas, quando solidificadas rapidamente, foi superior à máxima solubilidade de Si em equilíbrio, mostrando estar em solução sólida supersaturada. O efeito do modificador Sr não influenciou significativamente nos valores de dureza e no limite de escoamento, devendo-se o aumento de dureza principalmente ao refino microestrutural, quando solidificadas rapidamente, cerca de 1,5 vezes superior. Entretanto, por ensaio de compressão, as melhorias em relação ao limite de escoamento não foram significativas.

Palavras-chave: Liga de alumínio A356; Fundição; Solidificação rápida.

Aluminium alloy A356 characterization in the rapidly solidified and sand casting condition

Abstract

The objective of the present work was to characterize the microstructure and the resulting mechanical properties of the A356 cast alloy, prepared by rapid solidification and by sand casting, both in the non-modified and Sr modified conditions. The dendritic microstructure, produced by the high cooling rate during the centrifugal rapid solidification, appeared to be quite refined with secondary arm spacing of $\sim 3.3 \mu\text{m}$. In the non-modified alloy, the interdendritic region is constituted by an irregular eutectic microstructure (Al- α)-Si and in the modified one by a fibrous eutectic microstructure, it was also been identified the Mg_2Si and $\text{Al}_8\text{Mg}_8\text{Si}_6\text{Cu}_2$ intermetallic phases. DSC analysis showed that the solid/liquid and the eutectic transformation temperatures were slightly smaller in the modified alloy than in the non-modified alloy. The Si solubility in Al, rapidly solidified non-modified alloys, was superior to the maximum Si equilibrium solubility, showing that it was in super saturated solid solution. The Sr modifier didn't have significant influence in the hardness and in the yield strength values. The hardness increasing (about 1.5 times) is due mainly to the microstructural refinement when rapidly solidified. However, analysis accomplished through compression tests showed that the yield strength didn't have significant improvements.

Keywords: A356 aluminium alloy; Casting process; Rapid solidification; Microstructure.

Introdução

Ligas do sistema Al-Si são as mais importantes entre as ligas fundidas de alumínio, principalmente por sua alta fluidez, baixa contração nos fundidos, elevada resistência à corrosão, boa soldabilidade, fácil brasagem

e seu baixo coeficiente de expansão térmica (Kori; Murty; Chakraborty, 2000). As ligas de alumínio com 5-20% de Si (em porcentagem em peso) são as mais comuns e as mais usadas na indústria. A característica marcante destas ligas é que elas consistem de uma fase primária, de alumínio ou de silício, e de uma estrutura

Endereço para correspondência:

UFSCar – Departamento de Engenharia de Materiais

Rod. Washington Luiz, km 235 – 13565-905 – São Carlos-SP

Fone: (16) 3351-8545

E-mail: mmperes@iris.ufscar.br

eutética composta por esses 2 elementos. Dependendo da quantidade de Si, as ligas podem ser divididas em: a) ligas hipereutéticas, as mais comuns, encontram-se na faixa de 13-20% de Si; b) liga eutética com 12,6% de Si em peso; e c) ligas hipoeutéticas com teor de Si menor que da liga eutética. As ligas hipoeutéticas são formadas por uma fase primária de alumínio com morfologia dendrítica constituídas por ramos secundários, terciários e até de maior ordem. Os vazios entre esses ramos dendríticos são preenchidos por fases intermetálicas e por uma estrutura eutética (Grugel, 1993). A estrutura eutética no estado não-modificado exibe a fase Si com morfologia acicular na forma de grandes plaquetas. No entanto, essa morfologia pode ser controlada em seu crescimento por modificadores (Na, Sr) que permitem um refino da estrutura eutética e pode melhorar a ductilidade das peças fundidas. A adição de modificadores diminui a temperatura de nucleação e de crescimento na interface sólido/líquido, em razão do refino da estrutura eutética, o que força a fase Si a adotar uma morfologia fibrosa e irregular (Chadwick, 1972).

Por outro lado, um refino da estrutura das ligas metálicas também é obtido usando elevadas taxas de resfriamento mediante processos de solidificação rápida, onde podem ser conseguidas taxas de resfriamento na ordem de 10^4 - 10^8 K/s, contrariamente às fundidas convencionalmente, onde são conseguidas taxas na ordem de 10^{-2} a 10^2 K/s (Anantharaman; Suryanarayama, 1987). Ligas solidificadas rapidamente caracterizam-se por apresentar estruturas refinadas, homogêneas sem segregações, fases em estado metaestável ou amorfo, o

que as torna materiais interessantes com excelentes combinações de propriedades físicas e mecânicas.

Entre as ligas comerciais do sistema Al-Si, destaca-se a liga A356 (Al-7Si-0,3Mg), mais especificamente a A356.2, sendo utilizada em muitas aplicações da engenharia elétrica, marinha, automotiva e aeroespacial (Jeng; Chen, 1997). O atrativo de suas características ocorre por ela apresentar baixas quantidades de impurezas e de fases intermetálicas, além de sua boa fluidez no estado líquido, elevada relação resistência/peso e baixo custo (Liou; Lui; Chen, 1997).

O objetivo do presente trabalho é produzir a liga de alumínio A356.2 com propriedades mecânicas otimizadas pelo seu processamento por solidificação rápida e pela adição do elemento estrôncio (Sr) como modificador. Para isso, foram estudadas 4 condições de processamento, sendo produzidas uma composição modificada com Sr e outra não-modificada (sem Sr), tanto por fundição em areia como por solidificação rápida. Cada produto foi caracterizado microestruturalmente via calorimetria diferencial de varredura (DSC), microscopia óptica e eletrônica de varredura, enquanto as propriedades mecânicas foram avaliadas por ensaios de dureza e compressão.

Procedimento experimental

A liga A356.2 foi analisada no estado não-modificado e modificado com Sr, mediante fundição por gravidade em areia e por solidificação rápida. A composição nominal das duas ligas é observada na Tabela 1.

Tabela 1 – Composição nominal da liga A356.2 (%peso)

Liga A356.2	Si	Mg	Mn	Fe	Sr	Cu
Não-Modificado	6,71	0,26	0,01	0,04	0,00	0,02
Modificado	6,64	0,26	0,01	0,04	0,01	0,02

Nos experimentos de fundição em areia, as duas ligas foram fundidas em um forno por indução INDUCTOTHERM modelo VIP Power Trach 50-30R com potência de 50KV e frequência de 3KHz, sendo desgaseificadas com hexacloroetano sólido e logo vazadas à 720°C em moldes de areia.

Nos experimentos de solidificação rápida as amostras foram processadas por fundição por centrifugação adaptada a um equipamento Melt Spinner RF da Bühler, tal como é observado na Figura 1. Tal equipamento consiste basicamente de uma câmara com sistema de aquecimento indutivo, sistema de vácuo e injeção de argônio, pirômetro óptico, sistema de

refrigeração interno à água na coquilha de cobre e ajuste vertical do cadinho de quartzo. A unidade de centrifugação possui uma roda de coquilha de cobre que apresenta duas cavidades: uma para preenchimento do metal e a outra para evitar o desbalanceamento da roda durante a rotação. O metal dentro do cadinho foi aquecido pela bobina de indução até atingir 820°C, sob atmosfera de argônio. Uma pressão de 200 mbar promove a injeção do metal líquido para dentro da coquilha refrigerada, a qual gira com velocidade de 22 m/s e força o metal líquido a preencher toda a sua cavidade na forma de barras de 4 x 4 x 50 mm, como mostrado na Figura 2.

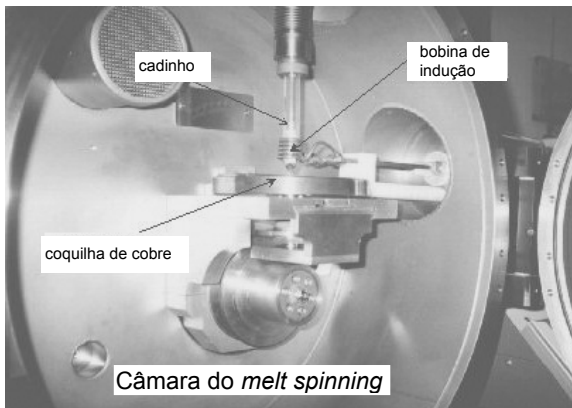


Figura 1 – Equipamento de fundição por centrifugação em coquilha de Cu

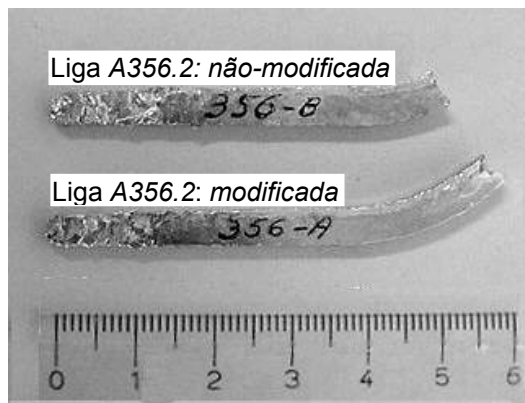


Figura 2 – Lingotes obtidos pela fundição por centrifugação (solidificação rápida)

Amostras de 50 mg de cada condição processada foram analisadas por calorimetria diferencial de varredura (DSC), sendo usadas taxa de aquecimento e resfriamento de 10°C/min em um equipamento Netzsch 404. Seções transversais de cada condição foram cortadas, lixadas e polidas com pasta de diamante de 0,25 µm e analisadas por microscopia óptica e eletrônica de varredura com espectroscopia de energia dispersiva (EDS). Foram realizados ensaios de dureza Vickers em

um equipamento Stiefelm tipo KL2, aplicando-se 200 gf de carga durante 15 s e calculando-se a média de um total de 10 medidas efetuadas para cada amostra. Os valores de microdureza foram calculados segundo a

$$\text{equação } H_V = \frac{1854,4 * P}{a^2} \left(\frac{\text{kgf}}{\text{mm}^2} \right),$$

onde P é a carga em gramas-força e a é o comprimento das diagonais em µm. Foram realizados também ensaios de compressão segundo a norma ASTM E 9-89a, à temperatura ambiente e com velocidade de compressão de 0,5 mm/min em uma máquina Instron 5500R, sendo usados corpos de prova retangulares de 3,85 x 3,85 x 9,80 mm e com as superfícies lixadas até a grana 1.200.

Resultados e discussões

Conforme os ensaios de DSC, na curva de aquecimento (Figura 3a) da liga modificada ocorreu um pico de transformação à 553°C que possivelmente corresponde à dissolução de fases do eutético complexo: $\text{Al} + \text{Si} + \text{Mg}_2\text{Si} + \text{Al}_8\text{Si}_6\text{Mg}_3\text{Fe} \rightarrow \text{L}$ (Massalski et al., 1990), indicando maior nível de segregação de impurezas que na liga não-modificada.

Já no resfriamento, Figura 3b, o início da solidificação da liga não-modificada ocorreu à 612,5°C, sendo 3,5°C superior que a da modificada (609°C) e 6°C a mais que no trabalho de Jeng e Chen (1997). No entanto, a reação eutética na liga modificada começou na temperatura de 560°C e na liga não-modificada em 568°C, sendo 17°C e 9°C abaixo da temperatura no estado de equilíbrio (Massalski et al., 1990). Esse super-resfriamento é influenciado por fatores como composição química, impurezas e taxa de solidificação, e foi maior na liga modificada, possivelmente, ao efeito do Sr. Segundo Backerud; Chai; Tamminen, (1990), os modificadores afetam os mecanismos de nucleação e crescimento dos cristais de Si eutético e as temperaturas de transformação podem ser reduzidas cerca de 12°C em relação a materiais não-modificados.

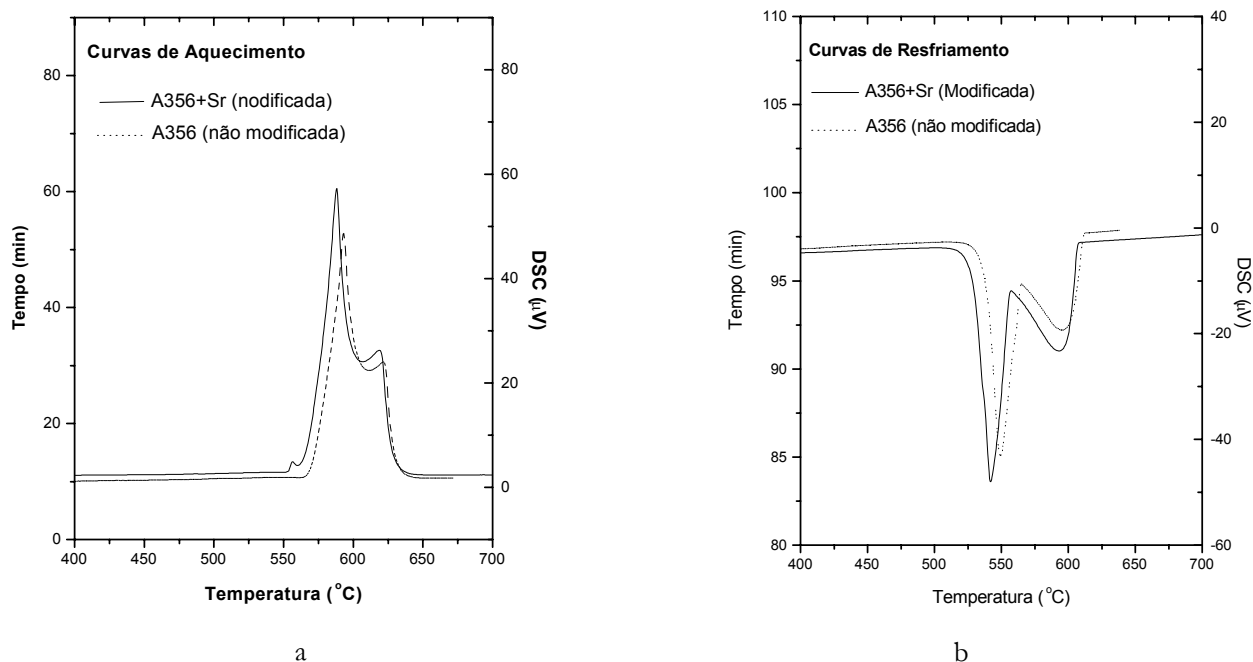


Figura 3 – Curvas de DSC a) de aquecimento, e b) de resfriamento, obtidas em taxa de 10°C/min

As Figuras 4a-b mostram a microestrutura da liga não-modificada solidificada em areia. Ela é formada basicamente por dendritos de α -Al (fase clara) e por um eutético binário Al-Si entre os ramos dendríticos contendo Si acicular (fase escura).

O eutético, do tipo facetado/não-facetado, ocorre por não apresentar arranjo ordenado das fases e por elas geralmente exibirem diferentes taxas de crescimento. Essa estrutura irregular está relacionada com fatores como a grande diferença entre os pontos de fusão entre o Al e o Si, a diferença na proporção relativa de tais

constituintes (88,5% da fase α -Al e 11,5% de Si) e a diferença na entropia de fusão de ambos (1,35 para Al e 7,15 J.mol⁻¹K⁻¹ para Si) (Fisher; Kurz, 1980). Em razão da elevada entropia de fusão da fase facetada, o Si nucleia e cresce antes que o Al inicie a solidificação no eutético. Esse crescimento ocorre de forma anisotrópica pela formação de maclas entre os planos {111}. Tais planos de maclação se alinham paralelamente à direção $\langle 211 \rangle$, que é a direção preferencial de crescimento (Chadwick, 1972; Magnim; Mason; Trivedi, 1991).

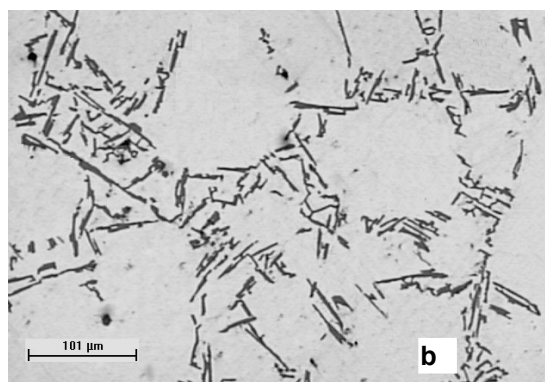
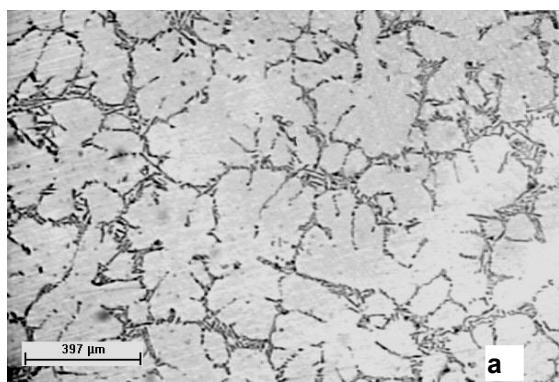


Figura 4 – a) Microestrutura da liga não-modificada, correspondente à solidificação em areia, e b) ampliação da região eutética acicular de Al-Si

A microestrutura da liga solidificada em areia e modificada com Sr é mostrada na Figura 5. Observa-se, no detalhe da Figura 5b, que a região interdendrítica é constituída por uma estrutura eutética fibrosa contendo estruturas complexas de Si (região A), diferente da liga não-modificada. A formação da morfologia fibrosa é favorecida pela redução da tensão superficial do alumínio, o que altera a energia superficial interfacial entre o Al e o Si e influencia tanto na nucleação como no crescimento. De acordo com Magnim et al. (1991), os modificadores dificultam o crescimento do Si pelo

mecanismo de maclação, onde átomos de Sr no líquido são adsorvidos nos entalhes das maclas, reduzindo a taxa de aderência dos átomos de Si nesses locais de crescimento, suprimindo assim a formação de plaquetas de Si primário. Por outro lado, a Figura 5c mostra fases intermetálicas com morfologia *escrita-chinesa*. A composição da fase peritética π -Al₈Si₆Mg₃Fe (47,3Al, 18,8Mg, 28,5Si e 5,4Fe em % at.) foi determinada por meio de EDS. Tal fase foi observada em maior proporção que a fase Mg₂Si e geralmente foram encontradas próximas à base dos ramos dendríticos e no interior dos dendritos.

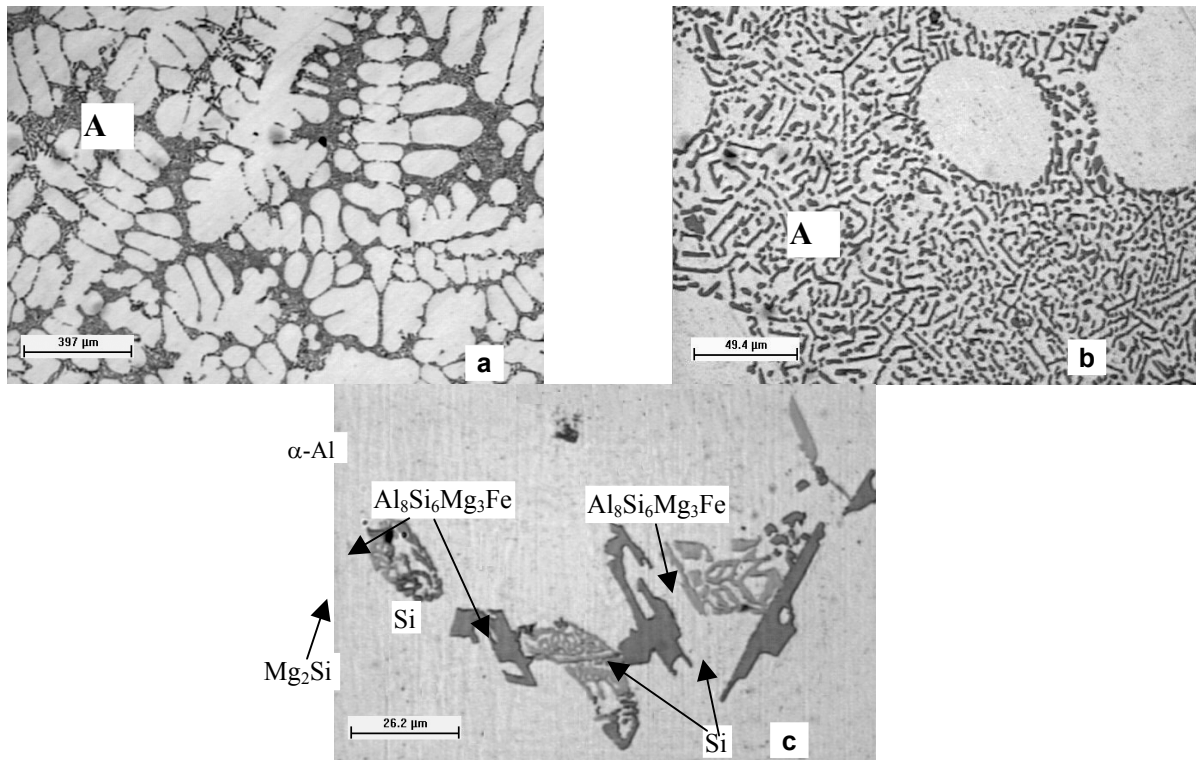


Figura 5 – a) Microestrutura da liga modificada, correspondente à solidificação em areia, b) ampliação da região eutética fibrosa Al-Si, e c) fases intermetálicas formadas por segregação de impurezas

Nas Figuras 6a-b são observadas micrografias das ligas solidificadas rapidamente no estado não-modificado e modificado, respectivamente. Em ambas houve um refino dos dendritos, apresentando-se na forma equiaxial e com espaçamento dendrítico da ordem de 3,3 μm. Tal espaçamento corresponderia a uma taxa de resfriamento de aproximadamente $3,0 \times 10^3$ °C/s quando comparado à liga A319 (Rios et al., 2002). Na região interdendrítica da Figura 6a, observa-se a presença de Si primário acicular, diferente da Figura 6b, onde é

mantido o efeito do Sr como modificador do Si. Por meio de medidas EDS/MEV, a solubilidade máxima de Si em Al foi de 1,95% em peso na liga não-modificada, superior à máxima solubilidade de Si em equilíbrio (1,65% em peso). No entanto, tal efeito não foi observado na liga modificada. As fases intermetálicas π -Al₈Si₆Mg₃Fe e Mg₂Si não foram encontradas nas amostras solidificadas rapidamente, possivelmente em virtude de as impurezas no líquido não terem tempo suficiente para segregar na região interdendrítica.

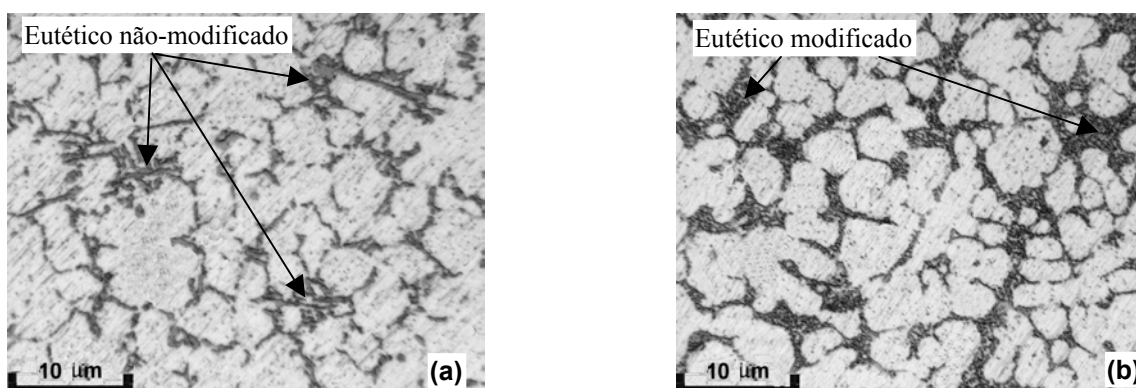


Figura 6 – Micrografias da liga A356.2, solidificadas rapidamente: a) não-modificada, e b) modificada

Os valores de microdureza Vickers, Figura 7, têm relação inversamente proporcional ao espaçamento dendrítico secundário. Nas amostras fundidas em areia, a dureza da liga modificada foi ligeiramente superior à da liga não-modificada em virtude do menor espaçamento dendrítico, sendo ambos próximos ao valor de 56 kgf/mm² obtido por Liou et al. (1997). No entanto,

as amostras solidificadas rapidamente apresentaram dureza ~1,5 vezes superior que as fundidas em areia. Neste caso, o efeito modificador do Sr não se mostra apreciável sobre a dureza, sendo o aumento atribuído principalmente ao refino da microestrutura solidificada rapidamente e também à maior solubilidade de Si na matriz de Al- α .

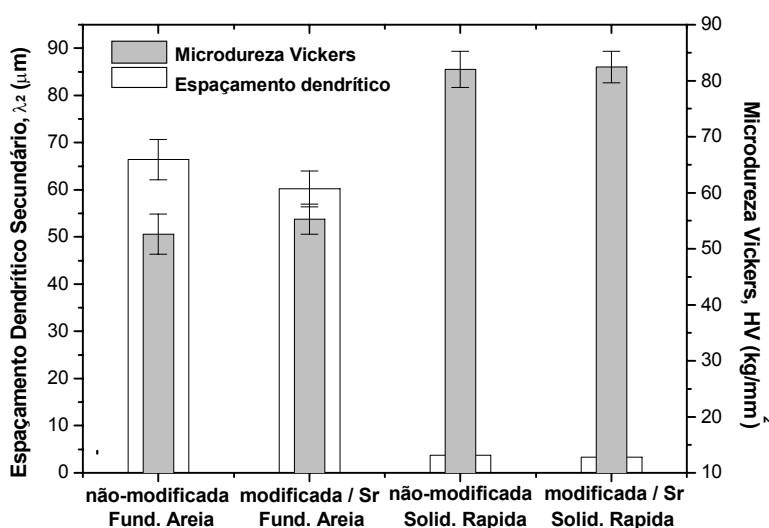


Figura 7 – Medidas de microdureza Vickers e de espaçamento dendrítico

A Tabela 2 mostra que o modificador Sr e o processo de solidificação rápida não influenciaram significativamente no limite de escoamento durante os ensaios de compressão. Porém, após 36% de deformação, a

tensão compressiva das amostras solidificadas rapidamente foi ~25% superior à das fundidas em areia. Isso por causa da maior dureza das amostras solidificadas rapidamente e do fenômeno de encruamento.

Tabela 2 – Limite de escoamento e deformação durante ensaios de compressão

Material	Limite de escoamento por compressão (MPa)	Deformação compressiva em:	
		12% (MPa)	36% (MPa)
Liga não-modificada	108,7 ± 16,3	243,5 ± 5,5	391,8 ± 15,0
Liga modificada	107,9 ± 8,9	212 ± 01,4	359,5 ± 12,8
Solidificação rápida – não-modificada	109,1 ± 4,0	297 ± 17,2	489,4 ± 35,4
Solidificação rápida – modificada	103,7 ± 7,7	298 ± 02,1	474,8 ± 03,8

Conclusões

O processo de solidificação rápida na liga A356.2 resultou no alto refinamento da microestrutura com a redução do DAS para 3,3 µm e a formação de solução sólida supersaturada de Si em Al-α, promovendo valores de dureza 1,5 vezes superiores em relação às ligas fundidas em areia. Porém, a adição de 0,01% de Sr não influenciou significativamente a dureza e o limite de escoamento, apesar de promover o refino da estrutura eutética com a formação de Si fibroso.

Agradecimentos

Os autores agradecem à Capes e à Fapesp pelo financiamento da pesquisa e à Alcoa pela doação da liga A356.

Referências

ANANTHARAMAN, T. R.; SURYANARAYAMA, C. *Rapidly solidified metals – A technological overview*. Suíça: Trans Tech, 1987.

BACKERUD, L.; CHAI, G.; TAMMINEN, J. *Solidification characteristics of aluminum alloys – Foundry alloys*. Suécia: AFS/Skanaluminium, 1990. v. 2.

CHADWICK, G. A. *Metallography of phase transformations*. Londres: Butterworth, 1972. 302 p.

FISHER, D. J.; KURZ, W. A theory of branching

limited growth of irregular eutectics. *Acta Metallurgica*, v. 28, p. 777, 1980.

GRUGEL, R. N. Secondary and tertiary dendrite arm spacing relationships in directionally solidified Al-Si alloys. *J. Materials Science*, v. 28, p. 677, 1993.

JENG, S. C.; CHEN, S. W. The solidification characteristics of 6061 and A356 aluminum alloys and their ceramic particle-reinforced composites. *Acta Mater.*, v. 45, n. 12, p. 4887-4899, 1997.

KORI, S. A.; MURTY, B. S.; CHAKRABORTY, M. Development of an efficient grain refiner for Al-7Si alloy and its modification with strontium. *Materials Science and Engineering*, v. A283, p. 94-104, 2000.

LIU, J. W.; LUI, T. S.; CHEN, L. H. SiO₂ particle erosion of A356.2 aluminum alloy and the related microstructural changes. *Wear*, v. 211, p. 169-176, 1997.

MAGNIM, P.; MASON, J. T.; TRIVEDI, R. Growth of irregular eutectics and the Al-Si system. *Acta Metall. Mater.*, v. 39, n. 4, 1991, p. 469-480.

MASSALSKI, T. B.; OKAMOTO, H.; SUBRAMANIAM, P. R.; KACPRZACK, L. Binary alloy phase diagrams. *Materials Park, OH: ASM*, v. 1, 1990.

RIOS, C. T.; KIMINAMI, C. S.; BOTTA, W. F.; BOLFARINI, C. Solidificação rápida de ligas do sistema Al-Si-Cu. In: CBECIMAT-CONGRESSO BRASILEIRO DE CIÊNCIA E ENGENHARIA DE MATERIAIS, 15., 2002, Natal. *Anais...* Natal – RN, 2002.

Sobre os autores:

Maurício M. Peres é mestre e doutorando em Engenharia de Materiais pela UfsCar.

Cássia P. Pinto é engenheira de materiais pela UfsCar.

Carlos T. Rios é engenheiro metalúrgico pela Universidad Nacional San Abad Del Cusco, Peru; mestre e doutor em Engenharia dos Materiais pela Unicamp e pesquisador pós-doutorando na UfsCar.

Claudio S. Kiminami é engenheiro de materiais pela UfsCar, com especialização em Administração da Produção pela UFPB, mestrado em Engenharia Mecânica, doutorado na Alemanha e pós-doutorado pela Universidade da Flórida (USA). É professor adjunto do Departamento de Engenharia de Materiais da UfsCar.

Walter J. Botta F^o é engenheiro de materiais pela UfsCar, com mestrado em Engenharia da Produção pela USP, doutorado pela Universidade de Oxford (Inglaterra) e pós-doutorado no INPG (França). É professor adjunto do Departamento de Engenharia de Materiais da UfsCar.

Claudemiro Bolfarini é engenheiro de materiais pela UfsCar, com mestrado em Engenharia Metalúrgica e de Materiais pela UFRJ e doutorado na Alemanha. É professor adjunto do Departamento de Engenharia de Materiais da UfsCar.