

## ANÁLISE MICROESTRUTURAL DE LIGAS Al-Mg-Si POR DISSOLUÇÃO DA MATRIZ DE ALUMÍNIO<sup>1</sup>

Miguel Borodiak<sup>2</sup>  
Francisco de Paula Pinheiro<sup>3</sup>  
Marcelo Paes<sup>4</sup>

### Resumo

Perfis de alumínio produzidos por extrusão de tarugos obtidos por vazamento semi-contínuo podem apresentar defeitos causados pela presença de intermetálicos que se formam ao longo dos contornos de grão durante a solidificação. A caracterização destas partículas é imprescindível para entender seu mecanismo de formação, e conseqüentemente controlar o processo. Neste trabalho, utilizamos a liga AA6351 (Al-Mg-Si) produzidas por “Direct Chill” em uma mesa de vazamento modelo Wagstaff. As amostras brutas de fusão e homogeneizadas foram cortadas com volume de 1cm<sup>3</sup> e submetidas a um ataque à base de metanol que tem como objetivo corroer apenas a matriz de alumínio, deixando as fases intermetálicas intactas, permitindo a observação de sua morfologia através de microscopia eletrônica por elétrons secundários e a determinação de sua composição química por EDS. Foram identificadas as fases intermetálicas Mg<sub>2</sub>Si, α-(Fe, Mn)<sub>3</sub>Si<sub>2</sub>Al<sub>15</sub>, nas amostras brutas de fusão, que são nocivas ao produto, pois algumas não se dissolvem por completo durante o tratamento térmico de homogeneização. A permanência dessas fases no perfil acabado pode gerar riscos. A identificação dessas fases propiciou uma otimização dos parâmetros de processo de vazamento dos tarugos, eliminando esses problemas.

**Palavras-chave:** Liga Al-Mg-Si; Matriz de alumínio; Partículas intermetálicas.

### MICROSTRUCTURAL ANALYSIS OF Al-Mg-Si ALLOYS BY MATRIX DISSOLUTION

#### Abstract

Extruded shapes produced by Direct Chill (DC) Casting, can show defects caused by intermetallic particles that are formed along grain boundaries during solidification. The characterization of these particles is important to understand its formation mechanism and process control. It was used AA6351 alloy (Al-Mg-Si) produced by DC casting in a Wagstaff equipment. Samples were cut with 1cm<sup>3</sup> in volume and submitted to chemical solution based on methanol that corrodes only the aluminum matrix and the intermetallic phases keep intact, after, samples were analyzed by SEM and their chemical composition were determined by EDS. They were identified intermetallic phases as Mg<sub>2</sub>Si, α-(Fe, Mn)<sub>3</sub>Si<sub>2</sub>Al<sub>15</sub> on as-cast and homogenized samples that are harmful to final product because they do not break during heat treatment. Stay of these phases on final extruded shape can generate scratches and pinholes. The identification of these phases provided an optimization of casting process parameters writing off this problem.

**Key words:** Al-Fe-Si alloy; Aluminum matrix; Intermetallic particles.

<sup>1</sup> Contribuição técnica ao 12º Seminário de Metais Não-ferrosos, 31 de outubro a 1 de novembro de 2011, São Paulo, SP.

<sup>2</sup> Tecnólogo Químico, Desenvolvimento Produtos, Votorantim Metais-CBA.

<sup>3</sup> Mestrando, Consultor de Engenharia, Desenvolvimento Produtos, Votorantim Metais-CBA.

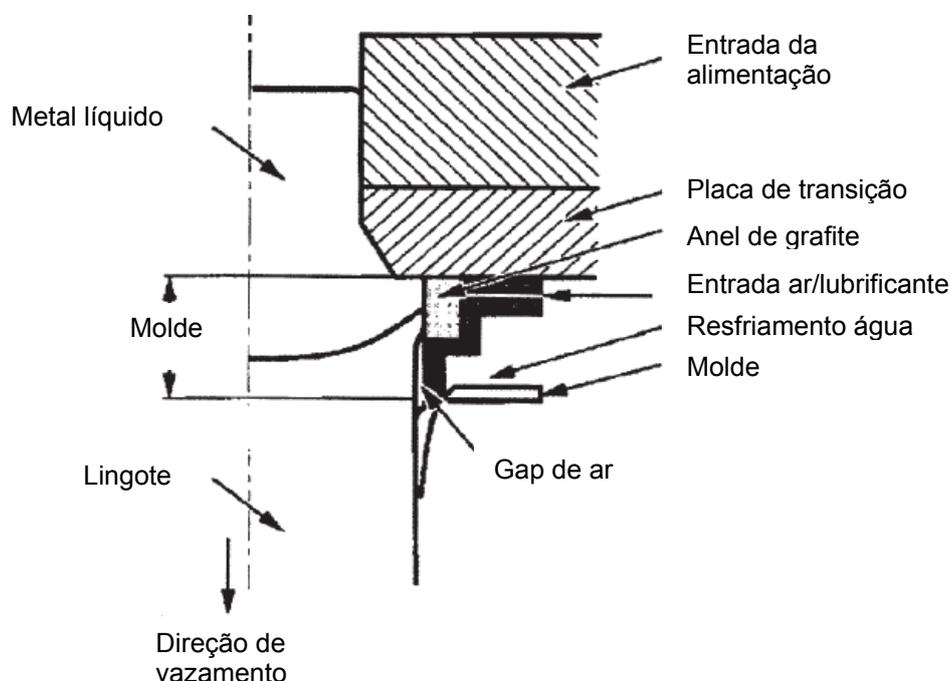
<sup>4</sup> Doutor, Consultor de Engenharia, Desenvolvimento Produtos, Votorantim Metais-CBA.

## 1 INTRODUÇÃO

Perfis extrudados de alumínio têm atualmente uma ampla aplicação desde a construção civil, para caxilharia, indústria automotiva e aeroespacial. O aumento da demanda destes produtos, tem resultado num aumento da necessidade de pesquisa e desenvolvimento. Nas ligas comerciais da série AA6XXX, uma grande quantidade de fases intermetálicas se forma durante a solidificação, a homogeneização e processamento termomecânico.<sup>(1)</sup>

A formação destas fases intermetálicas é influenciada pela composição química da liga e da taxa de resfriamento durante a solidificação e quando estas não se dissolvem adequadamente durante o tratamento térmico ou mesmo pelo simples fato de terem sido formadas em função de alguma falha de controle de processo, riscos, trincas e redução na resistência à fadiga podem ocasionar uma falha no material.<sup>(2)</sup>

O processo convencional para produção de tarugos é o processo Direct Chill (DC), que consiste em vaziar a liga de alumínio previamente preparada, ou seja, após passar pelo sistema de adição do refinador de grão, pelo sistema de degaseificação e pela filtragem, através de uma mesa de vazamento que é composta por um sistema de moldes com a tecnologia Airslip<sup>®</sup>. Em sistemas convencionais de vazamento, existe a formação da “Shell zone” que é uma camada de grãos grosseiros com óxido formada na superfície do tarugo e nociva ao processo subsequente, a extrusão. Neste sistema, o metal não tem contato com as paredes do molde, mas sim, com um filme de ar/lubrificante reduzindo sua formação e reduzindo a segregação inversa. A Figura 1 apresenta este sistema de vazamento.<sup>(3)</sup>



**Figura 1.** Desenho esquemático do sistema Airslip<sup>®</sup>.<sup>(3)</sup>

Para obtermos um material com estrutura adequada, não só os controles dos parâmetros de vazamento como citado acima são importantes. O tratamento térmico de homogeneização do material fundido também se torna muito crítico para o processo de extrusão. Um tratamento de homogeneização ideal elimina microsegregação, modifica a morfologia de partículas insolúveis e precipita na matriz de alumínio, uma dispersão fina de  $Mg_2Si$ .

A caracterização de fases intermetálicas em duas dimensões (microscopia ótica convencional) não é tão acurada, quanto uma análise em MEV (microscopia eletrônica de varredura), que por sua vez, necessita de uma amostra preparada para realizar tal medição. Para tanto, um ataque que dissolva apenas a matriz de alumínio e deixe intactas as partículas intermetálicas, se faz necessário. Alguns autores<sup>(4,5)</sup> mostraram excelentes análises deste tipo realizadas e que permitem uma análise mais complexa dessas fases através de seus isolamento da matriz de alumínio.

Este trabalho tem como objetivo desenvolver um método de ataque para dissolução da matriz de alumínio em ligas Al-Mg-Si produzidas por DC a fim de promover uma melhoria na análise dos parâmetros do processo produtivo e conseqüentemente melhorar a qualidade do produto e a satisfação do cliente final.

## 2 MATERIAL E MÉTODOS

Para este trabalho, utilizou-se a liga AA6351 produzida por DC com tarugos de 8 polegadas de diâmetro de acordo com a composição química da Tabela 1.

**Tabela 1.** Composição química da liga AA6351, conforme ASTM (% em peso)

Liga	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti
AA6351	0,7-1,3	0,5	0,1	0,4-0,8	0,4-0,8	-	0,20	0,2

Na sequência, as amostras sofreram um tratamento térmico de homogeneização química. Para a caracterização macroestrutural, amostras foram seccionadas no sentido transversal de vazamento e atacadas com solução fluobórica  $HBF_4$  1,8% por 3 min., apresentando a microestrutura típica dos tarugos produzidos por esse método conforme Figura 2. As análises das microestruturas (Figura 3) foram realizadas em microscópio ótico Olympus com ataque de reagente de Keller (5 ml  $HNO_3$ , 5ml  $HCl$  e  $H_2O$ ) por 10 s.

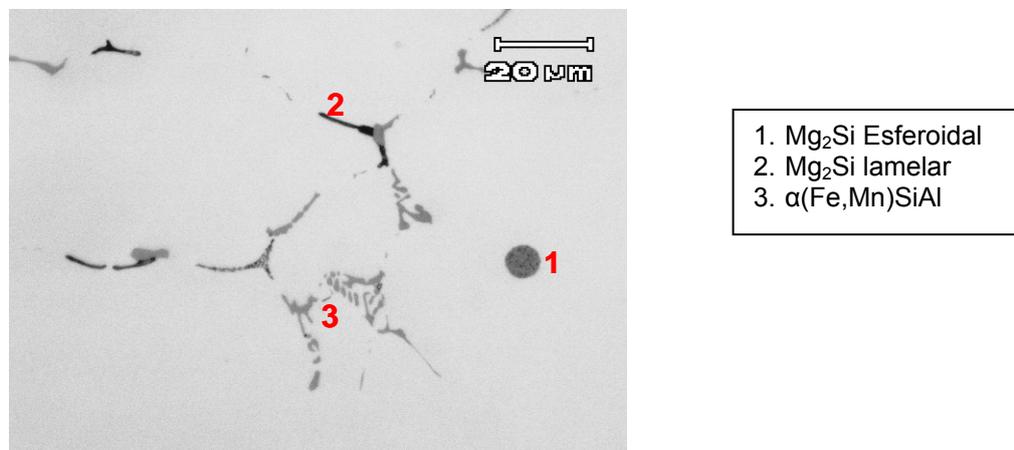


**Figura 2.** Macroestrutura do tarugo AA6351 bruta de fusão com luz polarizada. Ataque ( $HBF_4$  1,8%).

Amostras do tarugo foram seccionadas com dimensão de 1 cm<sup>3</sup> para realização do ataque de dissolução da matriz de alumínio. Os corpos de prova foram imersos em copo tipo Becker contendo uma solução iodo sublimado + ácido acético (1:3) em meio ao metanol (10 ml) por 12 horas e em seguida analisadas por elétrons secundários em microscópio eletrônico de varredura (MEV) para visualização da morfologia das partículas. Na sequência, foi realizada uma análise por EDS a fim de determinar as fases presentes.

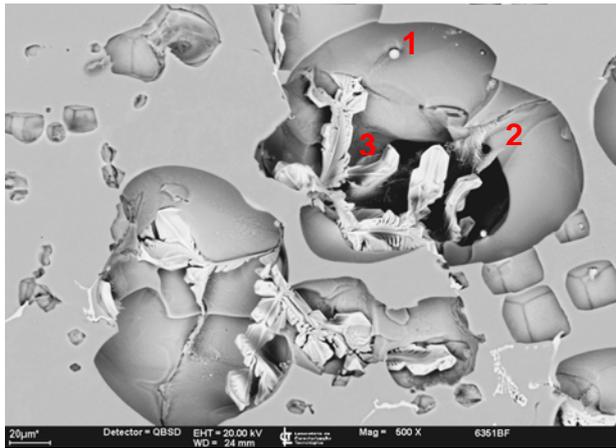
### 3 RESULTADOS E DISCUSSÕES

A Figura 3 apresenta a micrografia bruta de fusão em microscópio ótico. É possível observar as fases, Mg<sub>2</sub>Si esferoidal (1); Mg<sub>2</sub>Si lamelar (2); e α(Fe,Mn)SiAl (3). Os constituintes (1) e (2), não apresentam efeito nocivo para o produto final, pois os mesmos se dissolvem durante o tratamento de homogeneização. Já a fase identificada pelo ponto 3 não se dissolve durante o tratamento térmico.



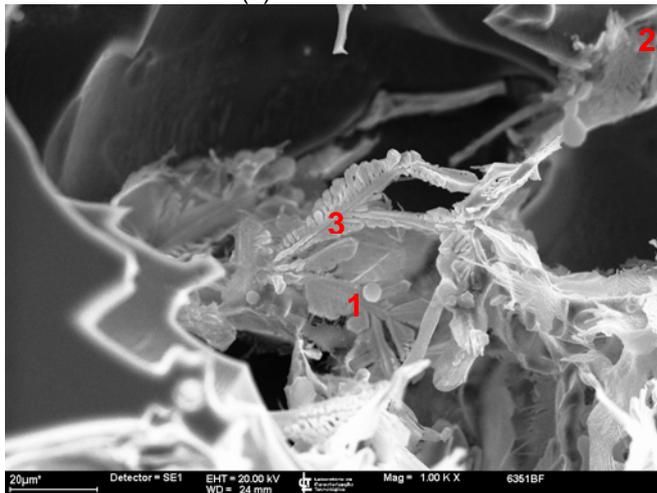
**Figura 3.** Imagem da liga AA6351 bruta de fusão sob microscopia ótica com as fases identificadas.

A Figura 4a apresenta a liga AA6351 bruta de fusão, vista por elétrons secundários após o ataque de dissolução parcial da matriz de alumínio, onde conseguimos ver as mesmas fases que na Figura 3, só que em 3 dimensões.



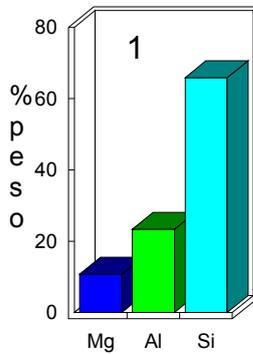
- 1. Mg<sub>2</sub>Si Esferoidal
- 2. Mg<sub>2</sub>Si lamelar
- 3. α(Fe,Mn)SiAl

(a)

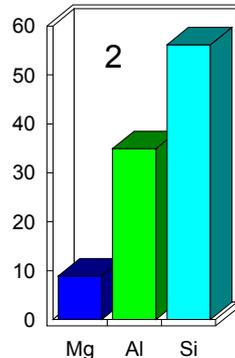


- 1. Mg<sub>2</sub>Si Esferoidal
- 2. Mg<sub>2</sub>Si lamelar
- 3. α(Fe,Mn)SiAl

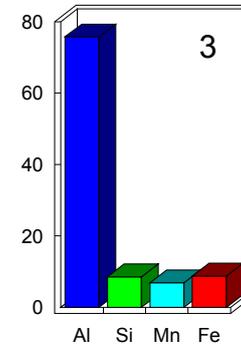
(b)



(c)



(d)



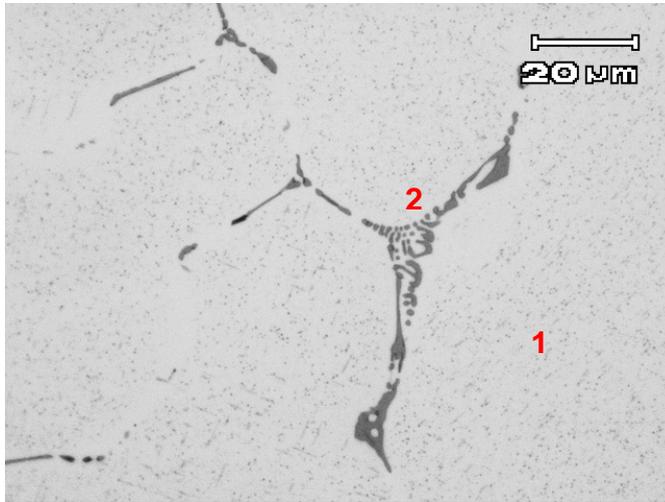
(e)

**Figura 4.** Micrografias da liga AA6351 bruta de fusão analisadas por elétrons secundários. (a) Magnitude 500X; e (b) Magnitude de 1.000X. Espectro de composição química por EDS (c), (d) e (e) nos pontos 1, 2 e 3, respectivamente.

Na Figura 4b, conseguimos ver num aumento maior as três fases separadamente. No ponto 1 temos o Mg<sub>2</sub>Si esférico. Em 2, ao longo do contorno do grão, temos o Mg<sub>2</sub>Si lamelar e em 3, temos a fase α(Fe,Mn)SiAl. Os espectros apresentados nas Figuras 4c e 4d comprovam a formação do Mg<sub>2</sub>Si, e a Figura 4e a formação da fase α(Fe,Mn)SiAl. No eixo y dos espectros, tem-se os valores de % peso.

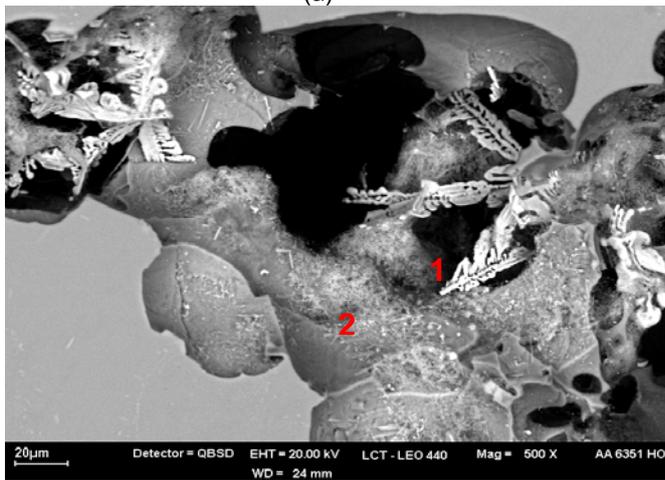
As amostras homogêneas podem ser vistas na Figura 5. Na imagem (a), temos a imagem em microscópio óptico convencional. Verificamos a presença da fase α com os braços secundários coalescidos (ponto 2) e a ausência do Mg<sub>2</sub>Si ao longo dos

contornos e na forma esferoidal, sugerindo como é esperado para esta liga, que esta fase precipite na matriz de alumínio e pode ser observado no ponto 1. Os espectros vistos nas Figuras 5c e 5d, mostram as composições químicas das fases analisadas.



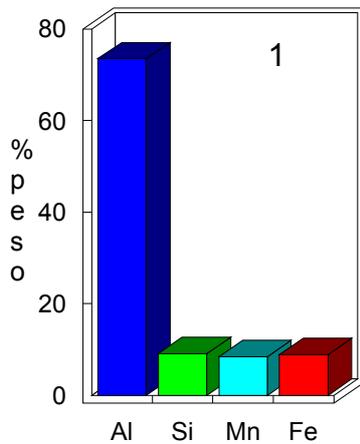
1.  $Mg_2Si$  precipitado  
 2.  $\alpha(Fe,Mn)SiAl$

(a)

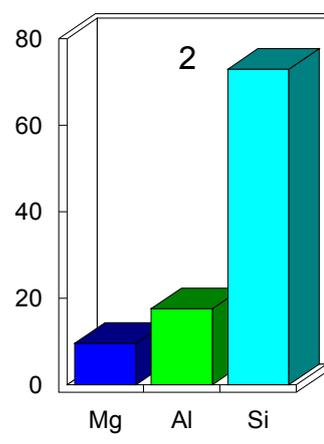


1.  $\alpha(Fe,Mn)SiAl$ .  
 2.  $Mg_2Si$

(b)



(c)



(d)

**Figura 5.** Micrografias da liga AA6351 homogeneizadas analisadas por microscopia ótica (a) Magnitude 500X e elétrons secundários; e (b) Magnitude de 500X. Espectro de composição química por EDS (c), (d) nos pontos 1, 2 respectivamente.

## 4 CONCLUSÕES

Através de investigações com variantes nos parâmetros do ataque químico para dissolver a matriz de alumínio, foram encontrados os mais eficazes e em conjunto com a análise por microscopia eletrônica, uma melhor caracterização da morfologia dos constituintes encontrados bem como do espectro de composição química na liga AA6351 produzida por DC, foi determinada.

Observamos também, que a fase  $Mg_2Si$  apresentou pelo menos duas morfologias diferentes antes da homogeneização, lamelar e esferoidal, mas apresentam o mesmo espectro como característica. Após a homogeneização, estas fases distintas simplesmente desaparecem gerando uma fina distribuição dos intermetálicos pela matriz de alumínio. Para a fase  $\alpha(Fe,Mn)SiAl$  após a homogeneização, é possível observar apenas um coalescimento das ramificações secundárias, com a composição química mantida. Este estudo continuará a ser realizado e será divulgado em trabalhos futuros.

## Agradecimentos

Os autores gostariam de agradecer à Votorantim Metais – CBA pela oportunidade de realização deste desenvolvimento.

## REFERÊNCIAS

- 1 NOWOTNIK, G. M., ET AL., Intermetallic Phase Particles in 6082 Aluminum Alloy, Archives of Material Science and Engineering, v. 28, pp. 69-76, 2007.
- 2 GOULART, P. R., ET AL., Investigation of Intermetallics in Hypoeutectic Al-Fe alloys by Dissolution of the Al Matrix, Intermetallics, v. 17, pp.753-761, 2009.
- 3 CANTOR, B., REILLY, K. O., Solidification and Casting, Institute Of Physics, Series in Material Science Engineering, Ed. IOP, 2003.
- 4 FERNANDES NETO, M., ET AL., Investigação de Inclusões Não-Metálicas em Fios Elétricos de Alumínio, Revista Escola de Minas, v.55, nº2, Ouro Preto, 2002.
- 5 KUIJPERS, N. C. W., Intermetallic Phase Transformations during Homogenization of 6XXX Al Alloys, Netherlands Institute for Metal Research, 2000.