

# INFLUÊNCIA DO Sn NAS INTERAÇÕES ENTRE O LÍQUIDO EUTÉTICO E A FASE PRIMÁRIA DA LIGA A356 NO ESTADO SEMI-SÓLIDO<sup>1</sup>

*Estéfano Aparecido Vieira<sup>2</sup>  
Andréa Madeira Kliauga<sup>3</sup>  
Maurizio Ferrante<sup>4</sup>*

## Resumo

Atualmente a liga A356 tem sido muito utilizada nos processos de conformação no estado semi-sólido em especial na indústria automobilística. A microestrutura globular traz melhorias significativas em termos de conformação e propriedades mecânicas do produto. Durante a tixoconformação a estrutura equiaxial é o principal parâmetro que garante redução da viscosidade melhorando as condições de fluxo com menores esforços e índices de segregação. O uso de diferentes pré-condicionamentos produz ligas no estado semi-sólido com propriedades reológicas específicas. Outra forma de melhorar o comportamento reológico é a adição de elementos de ligas. O presente trabalho estudou a influência do Sn nas interações entre líquido e a fase primária para liga A356. Os resultados mostram que o Sn reduz a viscosidade do líquido eutético e melhora a molhabilidade das partículas primárias provavelmente devido à redução da energia interfacial entre o líquido e a fase sólida. Os resultados mostram também que o Sn reduz a cinética de crescimento das partículas primárias.

**Palavras-chave:** A356; Tixoconformação; Semi-sólido; Viscosidade; Sn.

## TIN INFLUENCY BETWEEN LIQUID EUTECTIC AND PRIMARY PHASE OF A356 ALLOY IN SEMI-SOLID STATE

### Abstract

Presently A356 alloy has been very used in semi-solid conformation process, mainly automobilist industry. Globular microstructure brings improvements in conformation processes and mechanical properties. During tixofforming equiaxial microstructure is main parameter that reduces viscosity improving flux condition with lower efforts and segregation index. The use of differs pre-treatments forms an alloy in semi-solid state with specific properties. Another way to improve rheological condition is throughout chemical elements additions. The present work studied the tin influence and its interaction between liquid eutectic and primary phase of A356 alloy. From the analysis of the results it was possible to establish that tin reduces the eutectic liquid viscosity, and the solid/liquid interface energy. Another result was that tin reduces growing kinetics of primary particles.

**Key words:** A356; Tixofforming; Semi-solid; Viscosity; Tin.

<sup>1</sup> *Contribuição técnica apresentada na 61º Congresso Anual da ABM, de 24 a 27 de julho de 2006, Rio de Janeiro – RJ*

<sup>2</sup> *Coord. de Metalurgia e Materiais – CEFET – ES. estefanovieira@cefetes.br*

<sup>3</sup> *Depto. de Metalurgia e Materiais – EPUSP – SP. pamk@power.ufscar.br*

<sup>4</sup> *Depto. de Eng. de Materiais – DEMA – UFSCar – SP. ferrante@power.ufscar.br*

## 1 INTRODUÇÃO

O processamento de ligas metálicas no estado semi-sólido (ESS) é uma tecnologia relativamente nova, que vem ganhando destaque como alternativa aos processos convencionais de fundição sob pressão e forjamento. Estudos relacionados com o comportamento dinâmico de ligas metálicas no ESS começaram a ser realizados no MIT no início da década de 70 por Flemings e colaboradores,<sup>(1)</sup> e logo ficaram evidentes as modificações microestruturais causadas pela agitação mecânica imposta durante a solidificação. Surgiu a hipótese de que a conformação no ESS utilizando estrutura globular poderia trazer melhorias sob o ponto de vista dos esforços necessários à fabricação de peças. Trabalhos posteriores demonstraram que produtos tixoconformados exibem propriedades mecânicas superiores aos produtos fundidos ou injetados sob pressão, ver Tabela 1;<sup>(2)</sup> em alguns casos as propriedades eram muito próximas às dos produtos forjados.<sup>(3)</sup> Neste contexto, algumas das vantagens que consolidaram a tixoconformação (ou reofundição) são: alta produtividade; aumento da vida útil das matrizes, pois os processos no ESS têm lugar em temperaturas mais baixas do que as convencionais; maior rendimento energético devido a menores temperaturas de conformação; fabricação de peças mais integras (peças tixoconformadas possuem estrutura uniforme, contém menos porosidade e exibem menor contração durante a solidificação. Sendo assim podem ser submetidas a tratamentos térmicos (T5 e T6) e soldagem); fabricação de peças com seção fina: devido às altas pressões utilizadas neste processo é possível produzir peças complexas (*near net shape*); as propriedades mecânicas e o acabamento final são excelentes, inferiores somente ao forjamento. Contudo, a fabricação de peças via tixoconformação também apresenta algumas desvantagens, que são: alto custo do material de partida; alto custo de investimento para os equipamentos de processo; em alguns casos, tem-se difícil controle da microestrutura porque esta é muito sensível à temperatura (sendo assim é necessário rigoroso controle da mesma durante o processamento); a microestrutura afeta diretamente a viscosidade da pasta no ESS e muda bastante as condições de fluxo; dependendo do processo existe a possibilidade de aparecimento de inclusões devido à formação de óxidos.

**Tabela 1.** Propriedades mecânicas da liga A356-T6 obtidas por diferentes processos de conformação.

	Limite de escoamento (MPa)	Limite de resistência (MPa)	Alongamento (%)
“Squeeze casting” <sup>1</sup> (4)	265	309	5
Molde permanente (3)	186	262	5
Fundição em areia (2,3)	150	180	3
SS (globular) (2)	257-280	318-344	6-13

Além das vantagens já citadas, peças tixoconformadas em ligas de Al apresentam excelente resistência à fadiga e por isso os produtos despertaram à atenção da indústria automobilística.

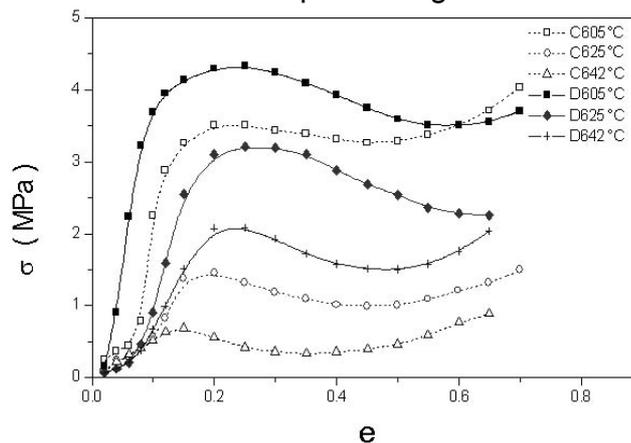
1. *Squeeze casting* – a liga é aquecida até a temperatura correspondente à linha *liquidus*. Logo que a mesma começa a solidificar entrando no campo do ESS, faz-se a conformação sob pressão em baixa velocidade (bem menor que o processo *die casting*) evitando fluxo turbulento.

Na última década o interesse pelo processamento no ESS se intensificou e várias metodologias para obtenção da estrutura globular foram desenvolvidas. Estas vão ser aqui denominadas *condicionamento microestrutural*, e as principais são: (i) reofundição (RF); (ii) agitação eletromagnética (MHD); (iii) tratamento termomecânico (TTM); (iv) processos baseados em vazamento em baixa temperatura denominados “*nova reofundição*” (*new reocasting; cooling slope e low superheat casting*) (VBT). Outra forma de obter o material condicionado é através do uso do chamado “*Osprey*”. Neste processo o metal fundido é vazado por um bico situado no fundo de um cadinho. Um jato a alta pressão de gás inerte (normalmente N<sub>2</sub>) faz com que o líquido seja transformado em finas gotículas, rapidamente resfriadas em vôo (10<sup>3</sup> K s<sup>-1</sup>) e depositadas em um substrato móvel. Este processo forma uma estrutura com finas partículas caldeadas umas às outras, que quando reaquecidas até o ESS geram uma estrutura também globularizada, adequada aos processos no ESS.

O objetivo deste trabalho foi estudar a influência de pequenas adições de Sn sobre propriedades reológicas e microestruturais da liga A356. A importância prática de estudos de evolução microestrutural está associada ao fato de ser necessário que no ESS as partículas apresentem determinadas características morfológicas e dimensionais, que por sua vez dependem de fatores tais como tempo de permanência no ESS, microestrutura inicial, etc. Quanto à reologia, seu conhecimento é fundamental para prever o comportamento do material durante o enchimento dos moldes ou seja, suas características de fluxo.

### 1.1 Condicionamento Microestrutural

O objetivo do condicionamento é formar uma microestrutura composta por finos grãos equiaxiais que proporcionam melhores condições de formabilidade e na Figura 1 pode-se comparar o comportamento mecânico da liga Al4Cu no ESS com estrutura dendrítica (D) com outra devidamente condicionada (C). É possível observar que as forças de conformação são muito inferiores para a segunda amostra.



**Figura 1.** Curvas tensão versus deformação obtidas sob compressão entre placas paralelas em amostras da liga Al-4Cu no ESS: bruta de fusão (D) e previamente condicionada (C).<sup>(5)</sup>

## 2 MATERIAIS E MÉTODOS

### 2.1 Materiais

A liga objeto do presente estudo é a A356, organizada em três grupos de amostras de acordo com o processamento inicial recebido: TTM, MHD e VBT. Mais dois grupos foram criados adicionando-se 0,5% Sn à liga A356 (TTMS,VBTS). A Tabela 1 apresenta a composição química das ligas utilizadas.

**Tabela 1.** Composição química das ligas (% em peso)\*.

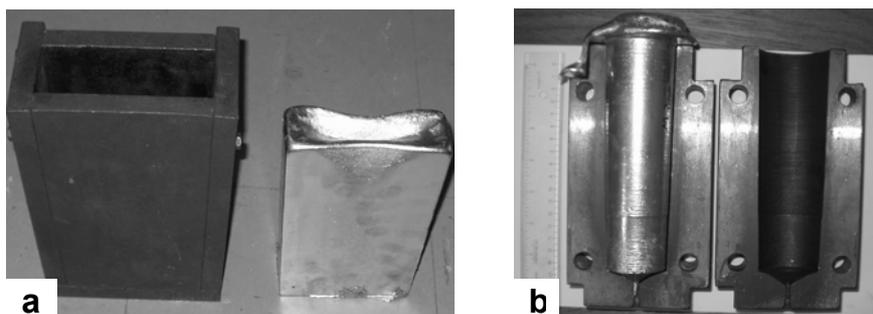
	Si	Mg	Cu	Fe	Mn	Zn	Ti	Sn
<b>TTM/VBT</b>	7,13	0,40	0,01	0,12	0,007	0,007	0,006	-
<b>MHD</b>	6,60	0,34	-	0,15	-	-	-	-
<b>TTMS,VBTS</b>	7,13	0,40	0,01	0,12	0,007	0,007	0,006	0,50

\*valores certificados pelo fabricante (METALLUR - TTM, VBT); analisado em laboratório por espectrometria de massa (ORMET - MHD).

Será agora descrito o condicionamento de cada grupo de amostras.

**TTM:** lingotes de A356 foram supridos pela empresa METALUR LTDA (A356) que foram refundidos na forma de placas, homogeneizadas, e laminadas a quente até 30% de deformação. A Figura 2(a) mostra a lingoteira utilizada e a placa obtida. Para o grupo TTMS (0,5 % Sn) a laminação foi conduzida a frio, pois o aquecimento provoca fragilização.

**MHD:** O processo MHD consiste em fazer o resfriamento da liga sob agitação eletromagnética. Desta forma impede-se a formação de dendritas longas favorecendo a formação de uma estrutura semi-globularizada. Este material apresentava-se como lingotes de A356, cedidos pela FORMCAST (EUA), com dimensões de 100 mm de diâmetro e 110 mm de comprimento.



**Figura 2.** (a) conjunto lingoteira e típica placa fundida (b) coquilha de cobre com lingote obtido após vazamento em baixa temperatura.

**VBT:** condicionamento feito por vazamento em baixa temperatura e com taxa de resfriamento controlada. A liga foi vazada na coquilha de cobre mostrada na Figura 2 (b). Este método garante uma estrutura formada por pequenas dendritas em forma de “rose-tas”, que evoluem para a estrutura globular adequada ao processo de tixotomização quando a liga é parcialmente refundida. O vazamento foi executado a 625 °C, logo, apenas 10 °C acima da temperatura *liquidus*.

## 2.2 Caracterização Reológica

A caracterização reológica foi realizada por reometria de torque utilizando-se um reômetro tipo *Couette*, marca *THETA*, Mod. LVDV3. O equipamento registra valores de torque com os quais é possível calcular a viscosidade aparente. O Al líquido é extremamente agressivo quando em contato com ligas de Fe; devido a este inconveniente os cadinhos e rotores destinados a medições de viscosidade da liga A356 no ESS foram construídos em aço inoxidável AISI304. Antes de sua utilização estes passaram por um tratamento de oxidação a 850°C por 24 h; forma-se assim uma espessa camada de Cr<sub>2</sub>O<sub>3</sub> na superfície impedindo o contato direto do Al com o cadinho e o rotor.

## 2.3 Caracterização Microestrutural

Amostras oriundas da refusão parcial foram submetidas à caracterização microestrutural utilizando microscopia ótica e análise automática de imagens (*software Image Pro Plus*). A preparação seguiu métodos metalográficos convencionais que consistem em: lixamento, polimento (em Cr<sub>2</sub>O<sub>3</sub>) e ataque químico utilizando solução de 90 mL de H<sub>2</sub>O, 15 mL de HCl e 10 mL de HF. Foram determinados os seguintes parâmetros microestruturais: tamanho médio das partículas (R), contigüidade (Q) conforme definido pela equação 1, fator de forma (F) conforme definido pela equação 2 e líquido aprisionado ( $f_{la}$ ). Esses parâmetros foram obtidos sobre amostras submetidas a diferentes tempos de encharque e fração sólida  $f_s = 0,5$ .

Os eventos que tem lugar na etapa de refusão e permanência no ESS (tempo de espera) são: (i) formação do líquido e penetração deste ao longo dos contornos de grão; (ii) isolamento total ou parcial das partículas, em outras palavras, diminuição da contigüidade “Q”, definida pela seguinte expressão:

$$Q = \frac{(P_L)_{\alpha\alpha}}{(P_L)_{TOT}} \quad (1)$$

onde  $P_L$  é o número de interceptos por unidade de comprimento de uma linha traçada sobre uma micrografia e os subscritos  $\alpha\alpha$  e TOT referem-se respectivamente ao número de contatos partícula/partícula e número total de interceptos respectivamente; Q vale zero para molhamento total e 1 se todas as partículas estiverem interconectadas; (iii) crescimento das partículas e (iv) esferoidização, parâmetro medido pelo fator de forma “F” que pode ser definido pela expressão:

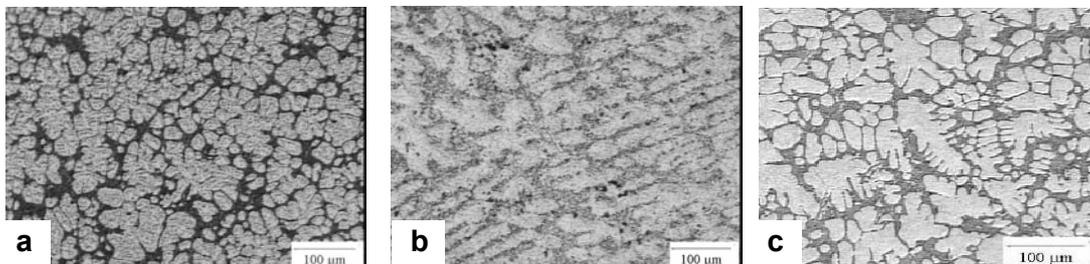
$$F = \frac{4 \cdot \pi \cdot A}{P^2} \quad (2)$$

onde A é a área total das partículas e P é o perímetro total das mesmas. Os valores extremos são 1 (esfera) e zero (agulha); (v) aprisionamento de líquido. A fração de líquido aprisionado  $f_{la}$  corresponde à quantidade de líquido que está presente dentro das partículas  $\alpha$  dividido pela quantidade de líquido total  $f_l$ . É um parâmetro importante pois, aumenta a fração sólida efetiva da amostra tornando mais viscosa a pasta no ESS.

### 3 RESULTADOS E DISCUSSÃO

#### 3.1 Microestruturas Iniciais (MHD, VBT e TTM)

Por microestruturas iniciais entende-se a microestrutura das ligas antes da refusão parcial: lingotes MHD e VBT e placa deformada por TTM. No caso da liga destinada ao processo TTM, devido ao fato da liga A356 não ser adequada para processos de conformação mecânica, esta foi fundida, modificada e inoculada, com Sr e AlTi5B; homogeneizada (540 °C/24 h). Este processo mostrou-se eficiente para o aumento da trabalhabilidade da liga A356, pois não houve dificuldades para laminar a placa em torno 30% que é o indicado para uma boa globularização das partículas primárias. A Figura 3(a), (b) e (c) mostram a liga A356 como laminada (TTM), condicionada por vazamento em baixa temperatura (VBT) e condicionados por agitação eletromagnética (MHD) respectivamente. Diferenças morfológicas são evidentes.



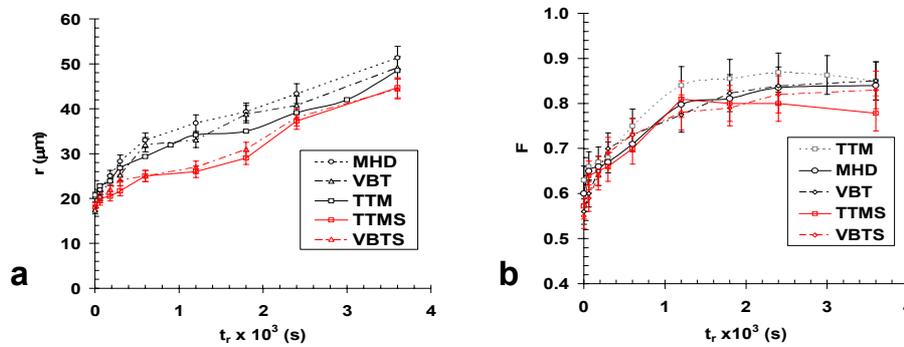
**Figura 3.** Microestruturas da liga A356 previamente condicionada antes da semi-fusão (a) agitação eletromagnética – MHD (b) fundida e laminada - TTM e (c) vazamento em baixa temperatura - VBT.

#### 3.2 Evolução Microestrutural das Ligas condicionadas

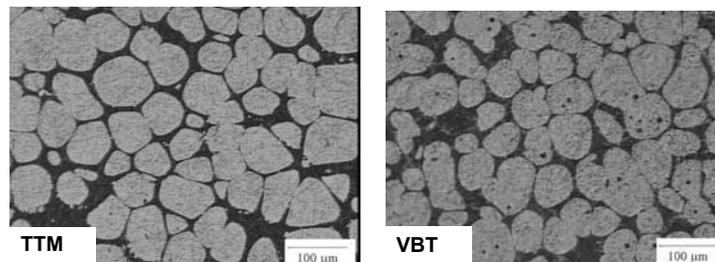
Os estudos da influência do tipo de condicionamento sobre a evolução dos parâmetros microestruturais ( $R, F, Q, f_s$ ) em função do tempo no ESS, foram feitos para temperatura igual a 580° C e a Figura 4 mostra os resultados. As amostras foram aquecidas até a temperatura desejada utilizando uma bobina de indução e a taxa de aquecimento foi de aproximadamente 5° C/s. O principal objetivo foi comparar a influência da rota de pré-tratamento e o tipo de liga sobre estes parâmetros microestruturais.

A Figura 4a apresenta o tamanho de partículas em função do tipo de condicionamento; todos conduzem a uma cinética de crescimento bastante semelhante, porém, para as ligas com adição de Sn a velocidade é menor. Na Figura 4b tem-se que o fator de forma é mais favorável para os materiais condicionados por deformação/recristalização e pode-se observar que este parâmetro é de fato, muito desfavorável no início da semi-fusão (0 min no ESS), porém, as ligas condicionadas por TTM mostram menor tendência á aglomeração. A Figura 5 apresenta típicas microestruturas obtidas para um tempo de encharque de 20 min, comum nos processos industriais. A contigüidade  $Q$  assumiu valores próximos a 0,6 caindo rapidamente no 1° minuto para  $\approx 0,3$  em todos os tipos de condicionamento. A explicação desse comportamento é que a liga possui concentração de Si já próxima ao eutético, e este elemento não tem solubilidade no Al- $\alpha$ . Durante o aquecimento, quando se atinge o patamar eutético (575° C), a liga entra em um regime “estacionário” (absorvendo calor sem que a fase eutética se transforme em líquido) e finalmente cerca de 45% do volume total da liga se transforma

em líquido. Quanto a ao líquido aprisionado, embora tenha-se observado diferenças, as quantidades medidas são inferiores a 1,5 % para todas as amostras, independentemente do tempo no ESS e este valor não é suficiente para afetar a viscosidade significativamente das ligas no ESS.



**Figura 4.** Evolução dos parâmetros microestruturais da liga A356 em função do tempo a 580°C; (a) tamanho médio de partículas; (b) fator de forma.



**Figura 5.** Microestruturas das amostras mantidas no ESS por 20 min sob diferentes condicionamentos.

### 3.3 Mecanismo de Crescimento das Partículas Al- $\alpha$

A literatura mostra que há muita controvérsia sobre a natureza dos mecanismos que controlam o engrossamento microestrutural.<sup>(6,7)</sup> Os dados tratados do presente trabalho mostram que a cinética de crescimento da fase sólida, ocorre por crescimento competitivo limitado por difusão (LSW). Os dados foram tratados seguindo esta teoria modificada por Hardy e Vorhees.<sup>(8)</sup> A equação cinética clássica do mecanismo de crescimento tem a seguinte forma geral:

$$R^n - R_0^n = k t \quad (3)$$

onde  $R$  e  $R_0$  são respectivamente o tamanho médio das partículas no tempo  $t$  e no tempo zero, e  $k$  uma constante cinética. O valor de  $k$  adaptado para sistemas no ESS é dado por:

$$k = \frac{8 T \Gamma D}{9 M_L (C_S - C_L)} f(f_s) \quad (4)$$

onde:  $T \cdot \Gamma$  é o coeficiente de Gibbs-Thomson ( $\text{m} \cdot \text{K}$ ),  $D$  é coeficiente de interdifusão no líquido ( $\text{m}^2 \cdot \text{s}^{-1}$ ),  $M_L$  é a inclinação da curva *liquidus* ( $\text{K} \cdot \text{at}^{-1} \cdot \% \text{Si}^{-1}$ ),  $C_L$  é a concentração de soluto no líquido (%),  $C_S$  é a concentração de soluto no sólido (%), e  $f(f_s)$  é uma função da fração sólida.

### 3.4 Efeito da Adição de Sn

Neste trabalho a adição de Sn teve por objetivo melhorar o grau de esferoidização e molhabilidade das partículas, e com isso reduzir a viscosidade da liga A356 semi-sólida. Os experimentos mostraram que não há diferenças significativas nos parâmetros microestruturais, exceto para a taxa de engrossamento da microestrutura, mais lenta para liga contendo Sn. A variação de  $R^3 - R_0^3$  com o tempo, para a série de amostras TTMS e VBTS e os valores de  $k_1$  foram 19,5 e 20,1  $\mu\text{m}^3/\text{s}$  respectivamente. Foi incluído para comparação o resultado obtido para a série TTM e verifica-se que para este grupo de amostras a taxa de crescimento das partículas é ligeiramente maior ( $\approx 30 \mu\text{m}^3/\text{s}$ ). A Figura 6 mostra que sob o ponto de vista reológico, o Sn promove a redução na viscosidade da liga A356 no ESS. Outros estudos mostraram que o Sn reduz a contigüidade das partículas. Neste contexto esse elemento foi escolhido objetivando melhorar as propriedades reológicas e mecânicas, pois: (i) reduz consideravelmente a tensão interfacial do Al; (ii) possui alto coeficiente de difusão, retardando a formação de zonas GP nas ligas Al-Cu e Al-Zn e aumentando o endurecimento pela formação de  $\text{Mg}_2\text{Si}$  em sistemas Al-Cu-Mg-Si; (iii) Em Al-4Mg e Al puro, o Sn segrega para o contorno de grão. A Figura 6 reproduz resultados de viscosidade para distintas concentrações de Sn e valores de igual  $f_s$ , ou seja, o objetivo desta experiência é provar que o efeito do Sn sobre a viscosidade é real e não somente um efeito de aumento de fração sólida. Esses resultados são bastante positivos no que diz respeito ao papel desse elemento na melhoria das condições de fluxo da liga A356, mas não explicam a origem do efeito. Para isso, duas hipóteses foram consideradas: (i) redução intrínseca da viscosidade do líquido; (ii) alteração da energia interfacial  $\gamma_{sl}$  e conseqüente melhoria da molhabilidade das partículas  $\alpha$  decorrente da segregação do Sn para o líquido devido sua imiscibilidade na fase  $\alpha$ . Com isso haveria diminuição da contigüidade, e a melhoria das condições de fluxo seria devida essencialmente ao melhor isolamento das partículas sólidas, pelo líquido eutético.

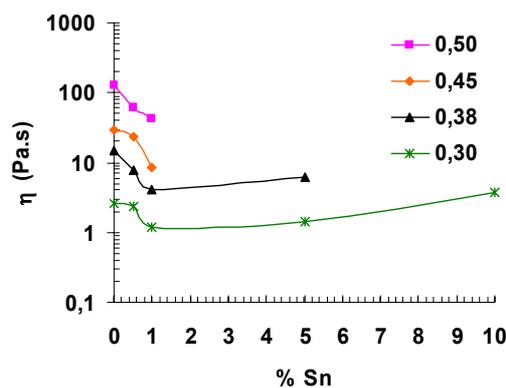


Figura 6. Viscosidade da liga A356 em função do teor de Sn.

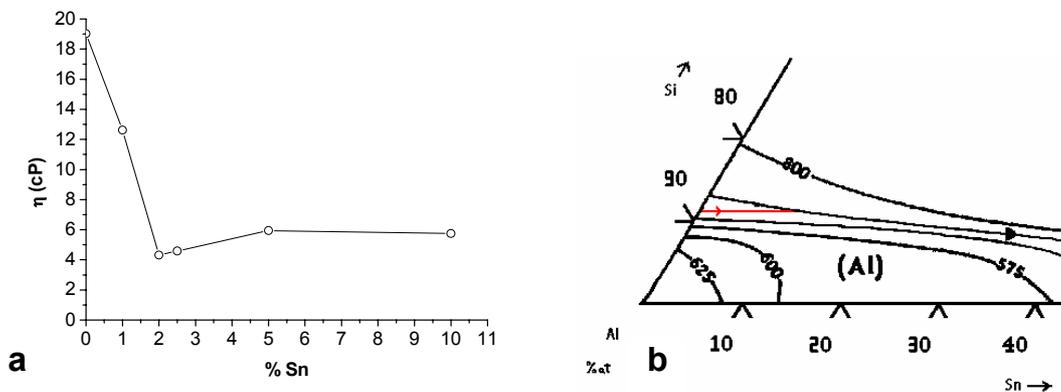
Objetivando avaliar a primeira hipótese foi produzido artificialmente o líquido eutético do sistema Al-Si, adicionando-se Si (e Sn) à liga A356. Assim, produziram-se ligas Al-12Si e Al-12Si-xSn ( $x=1; 2; 2,5; 5; 10\%$ ) e mediu-se a viscosidade. Os resultados estão na Figura 8, que mostra que a viscosidade da fase líquida diminui em  $\approx 80\%$ . O

líquido eutético que corresponde à liga Al-7Si-0,5Sn tem a composição Al-12Sn-1Sn<sup>2</sup>. A Figura 7a mostra também que o efeito na redução de  $\eta$  é eficiente até  $\approx 2\%$  Sn. O diagrama ternário Al-Si-Sn mostra que a adição de Sn tende a levar a liga para uma “condição mais eutética” (Figura 7b), logo, é de se esperar redução da viscosidade. Para pequenas adições de Sn tem-se um diagrama quasi-binário.

A segunda hipótese – influência do Sn sobre a molhabilidade – foi testada por um experimento que simula a interação entre a fase sólida e o líquido eutético. Para isso foram produzidos os seguintes materiais:

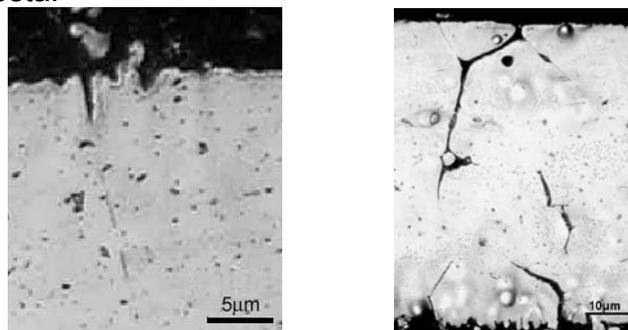
- (i) Liga Al-1,3Si em forma de placa. Essa composição equivale à da fase primária Al- $\alpha$ . A placa foi laminada até espessura de 2 mm ( $\epsilon = 80\%$ ) e recozida a 540 °C por 2 h para provocar acentuado crescimento de grão;
- (ii) ligas Al-12Si, com e sem adição de 1,0% Sn, simulando respectivamente o líquido eutético de amostras A356 (A) e A356 + 0,5% Sn (AS).

Após alguns minutos de imersão a placa é retirada e o grau de penetração do líquido caracteriza qualitativamente a molhabilidade da fase Al- $\alpha$  pelo líquido eutético.



**Figura 7.** Evolução da viscosidade da liga Al-12Si em função da concentração de Sn e  $T = 580^\circ\text{C}$  (a) Diagrama Al-Si-Sn mostrando o caminho da adição de Sn (b).

A Figura 8 mostra os resultados e verifica-se que de fato a liga eutética contendo Sn penetrou entre os grãos com maior facilidade evidenciando a redução de  $\gamma_{sl}$  confirmando a teoria proposta.



**Figura 8.** Micrografias mostrando o líquido eutético penetrando entre os contornos de grão a 580 °C: (a) placa de Al-1,3Si mergulhada na liga Al-12Si por 300s; (b) a mesma placa mergulhada em Al-12Si1Sn por 210 s.

2. O Sn é insolúvel na fase Al- $\alpha$ . Logo, quando da fusão parcial dissolve-se totalmente no líquido e para  $f_s = 0,5$  sua concentração deve ser 1,0%.

#### 4 CONCLUSÕES

1. Para as condições estudadas ( $f_s = 0,5$ ), a cinética de engrossamento microestrutural se dá por crescimento competitivo (Ostwald ripening) das partículas de Al- $\alpha$ , não tendo sido observada contribuição do mecanismo de coalescimento.
2. A adição de 0,5% Sn à composição-base reduz a taxa de crescimento volumétrico das partículas em  $\approx 11\%$ ;
3. A adição de Sn na liga A356 diminui sua viscosidade no estado semi-sólido. Não excluindo a possibilidade de haver outros fenômenos desconhecidos foram possíveis identificar duas causas: (i) redução de viscosidade do líquido eutético; (ii) redução da energia interfacial sólido/líquido.

---

#### REFERÊNCIAS

- 1 FLEMINGS, M. C.: Behaviour of metal alloys in the semisolid state, **Metallurgical Transactions**, 22A, (1991), p. 957– 981.
- 2 STUCKY M.; RICHARD, M.; SALVO, L.; SUÉRY, M.: **Influence of electromagnetic stirring, partial remelting and thixoforming on mechanical properties of A356 alloys**. 5th Int. Conf. on Semi-Solid Processing of Alloys and Composites, Colorado, USA, (1998), 513-520.
- 3 KIRKWOOD, D. H.: Semisolid metal processing, **International Materials Review**, 39, (1994), 173-189.
- 4 HAIZHI YE: An overview of the development of Al-Si-Alloy based material for engine applications, **Journal of Materials Engineering and Performance**, 12(3), (2003), 288-297.
- 5 FERRANTE, M.; DE FREITAS, E.R.: Rheology and microstructural development of an Al-4Cu alloy in the semi-solid state. **Materials Science Engineering**, A271, (1999), 172-180.
- 6 LOUÉ, W.R., SUÉRY, M.: Microstructural evolution during partial remelting of Al-Si7Mg alloys. **Materials Science Engineering**, v. A203, (1995), 1-13.
- 7 TZIMAS, E.; ZAVALIANGOS, A.: Evolution of near-equiaxed microstructure in the semisolid state. **Materials Science and Engineering**, v. A289, (2000), 228-240.
- 8 HARDY, S.C.; VOORHEES, P. W.: Ostwald ripening in a system with a high volume fraction of coarsening phase. **Metallurgical Transactions**, v. 19A, (1988), 2713-2725.