

Influência do tempo de espera na fluidez da liga comercial A356 com estrutura globular no estado semi-sólido

Resting time influence on the fluid flow of commercial A356 alloy with globulitic structure in semi-solid state

Estéfano Aparecido Vieira

Prof. Dr., Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais
Ifes - Instituto Federal de Educação, Ciência e Tecnologia do Espírito Santo
estefanovieira@ifes.edu.br

Emerson Reginaldo de Freitas

Dr., Departamento de Engenharia de Materiais
Universidade de São Paulo,
Escola de Engenharia de São Carlos.
emersonfreitas@yahoo.com

Maurizio Ferrante

Prof. Dr., Departamento de Engenharia de Materiais
Universidade Federal de São Carlos,
Centro de Ciências Exatas e de Tecnologia.
ferrante@power.ufscar.br

Resumo

O processo de conformação de ligas no estado semi-sólido (ESS) é uma tecnologia que, devido às vantagens, é uma realidade na indústria automobilística em especial para ligas de Al-Si. Um dos aspectos mais importante, nesse processo, é o comportamento reológico dessas ligas, pois, tal comportamento afeta diretamente as condições de fluxo e, também, as propriedades mecânicas finais das peças tixoconformadas. Uma maneira empírica para avaliar esse parâmetro é através do teste de fluidez. O objetivo do presente trabalho foi estudar a influência do tempo de espera sobre a fluidez da liga A356, no estado semi-sólido (ESS). Amostras foram semifundidas até uma temperatura de 590°C, processo este seguido de tempos de espera de 10min e 30min. A liga refundida foi injetada em uma matriz com um longo canal contínuo. Os resultados obtidos foram discutidos, tendo, como base, teorias preexistentes para sistemas de coexistência sólido/líquido. Parâmetros microestruturais foram medidos, com o intuito de explicar os fenômenos observados. O grau de fluidez da liga A356 sofre intensa influência do tempo de espera no ESS.

Palavras-chave: A356, tixoconformação, semi-sólido, reologia, fluidez.

Abstract

Semi-solid state forming process (SS) is a technology that, due its benefits, is a reality for automotive industry applications, especially for aluminum silicon alloys. In this forming process, one of the most important aspects is alloy rheological behavior because it directly affects the flux condition and mechanical properties of tixoformed parts. An empiric way for measuring this parameter is the fluidity test. The aim of this work was to study the influence of waiting time on the fluidity of an A356 alloy in a semi-solid state. Samples were heated until partial melting at 590°C, followed by waiting times of 10min and 30min. The alloy was injected into a long and continuous channel. The results obtained were discussed using pre-existent theories for semi-solid state systems with coexisting solid and liquid phases. Some microstructural parameters were measured to explain the observed phenomena. The degree of fluidity of A356 alloy is strongly affected by waiting time.

Keywords: A356, tixoforming, semi-solid, rheology, fluidity.

1. Introdução

A conformação de ligas no estado semi-sólido (ESS), ou a chamada *tixoconformação*, é uma tecnologia na qual conformam-se peças a uma temperatura onde coexistem líquido e sólido. Quando a maior fração de sólido “ f_s ” é a fase predominante no processo, dá-se o nome de *tixoforjamento*. No caso de $f_s < 0,5$, o termo utilizado é *tixofundição*. Se partirmos da liga no estado líquido e resfriarmos

sob agitação até uma temperatura no ESS com a subsequente conformação, temos o processo de *reofundição*. Um aspecto importante, nesses processos, é a obtenção de uma liga com partículas equiaxiais, que ficam dispersas em uma matriz líquida. As partículas equiaxiais melhoram as propriedades mecânicas e reológicas das ligas e podem ser obtidas através de metodologias diversas (Loué

& Suéry, 1995; Tzimas et al., 1998; Kapranos et al., 2001). A essas metodologias dá-se o nome de condicionamento e, na Figura 1, comparam-se as microestruturas de amostras da liga A356, mantidas no ESS a 580°C por 60min, microestrutura não-condicionada e microestruturas condicionada, pelo método de agitação eletromagnética (MHD) (Vieira, 2004).

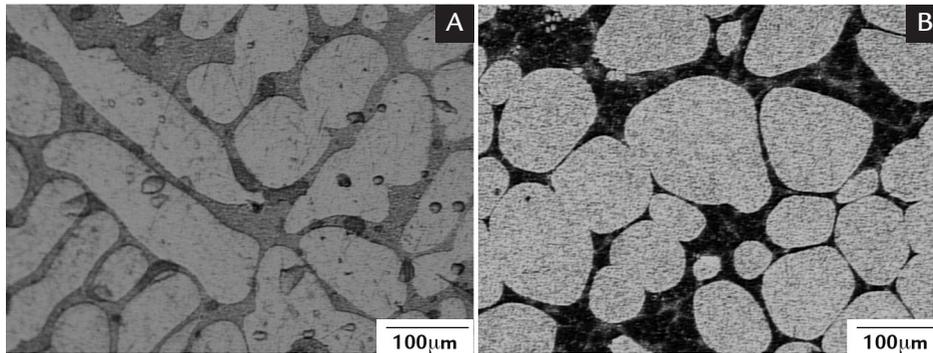


Figura 1
Microestruturas da liga A356 no ESS a 580°C por 60min (a) microestrutura não-condicionada (b) microestrutura condicionada (Vieira, 2004).

Existem várias técnicas para obtenção da estrutura globular (Tzimas et al., 1998; Atkinson, 2005). A Figura 2 apresenta possíveis rotas para o processamento de ligas no ESS. A estrutura globular garante forças de conformação da ordem de 10 a 100 vezes menores e é de fundamental importância avaliar, também, o

comportamento reológico da liga. A análise reológica mais simples de sistemas no ESS é a que considera a viscosidade apenas como função da temperatura ou fração sólida correspondente, ignorando a tixotropia e a evolução de parâmetros microestruturais, durante a deformação. Nesse caso, os experimentos e suas análises

são relativamente simples, mas, muitas vezes, os resultados não descrevem, corretamente, o que ocorre em operações reais de conformação no ESS. De fato, durante o ensaio, surgem condições, tais como segregação de líquido, deformação localizada e alterações microestruturais, que devem ser levadas em conta.

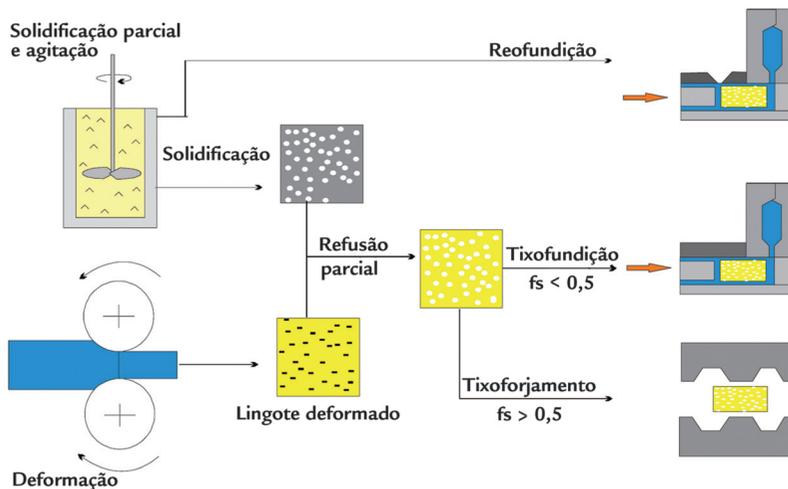


Figura 2
Rotas para o processamento no ESS (Vieira, 2004).

Analisando as características de sistemas reais, podemos descrever o comportamento reológico de ligas no ESS através de duas diferentes abordagens: a da *viscosidade única* e *bifásico* (Suéry & Zavaliangos, 2000). No caso da *vis-*

cosidade única, várias expressões foram desenvolvidas para descrever o comportamento mecânico e reológico das ligas no ESS (Suéry & Flemings, 1982; Laxmanan & Flemings, 1980; Nguyen et al., 1994; Lalli, 1985), sendo que Freitas e

Ferrante (2001) aplicaram, com sucesso, uma delas. Esses modelos são utilizados, com maior frequência, para sistemas com $f_s > 0,5$ e vários autores propõem a validade da lei das potências: (Joly & Mehrabian, 1976; Suéry & Flemings, 1982):

$$\tau = k_c \dot{\gamma}^n \quad (1)$$

onde “ τ ” é a tensão necessária para promover a deformação, dada em $[N/m^2]$,

“ k_c ” é uma constante que depende da microestrutura, “ n ” é um adimensional

que indica se o material é pseudoplástico, para $n < 0$, ou dilatante, caso $n > 0$.

Para ligas no ESS, n é menor que 0,5, logo, são sistemas com comportamento pseudoplástico. Por fim, “ γ ” representa a taxa de cisalhamento dado em $[s^{-1}]$. Em sistemas semi-sólidos com $f_s \leq 0,5$, o com-

portamento reológico pode ser descrito por outros modelos matemáticos (Joly & Mehrabian, 1976; Mada & Ajersch, 1990; Kattamis & Piccone, 1991). Nestes relaciona-se, por exemplo, a viscosi-

dade no estado estacionário com a taxa de cisalhamento e considera-se que a lei das potências, ou de Ostwald-De-Waele, descreve, satisfatoriamente, o comportamento reológico e assim:

$$\eta = C \dot{\gamma}^m \quad (2)$$

Onde “ η ” é a viscosidade, dada em [Pa.s], o adimensional “ m ” relaciona-se com o índice “ n ” da Equação 1 da seguinte forma: $m=n-1$ e o termo “ C ” é denominado *consistência da liga* semi-sólida e depende de parâmetros de processo e microestruturais.

Para a abordagem *bifásica* ou heterogênea, onde se tem a coexistência de duas fases, sólido mais líquido, o problema da segregação deve ser levado em conta, pois diferentes regiões da amostra

terão diferentes viscosidades. A relação entre gradientes de pressão intersticial e velocidade relativa líquido/sólido é dada pela Lei de Darcy, que correlaciona a velocidade do fluido “ V_f ” com o gradiente de pressão, a viscosidade do líquido e a permeabilidade (Lalli, 1985). Nessa situação, os modelos para prever o comportamento reológico são complexos.

O comportamento reológico de uma liga no ESS não é afetado somente pelo condicionamento inicial da matéria-prima,

$$Q = \frac{(P_L)_{\alpha\alpha}}{(P_L)_{TOT}} \quad (3)$$

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 ao número de contatos partícula/partícula e

número total de interceptos, respectivamente; Q é um número adimensional e vale zero para molhamento total e 1 se todas as partículas estiverem interconectadas.

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

onde “ A ” é a área total das partículas, dada em $[m^2]$, e “ P ” é o perímetro total medido das partículas em $[m]$. 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 α , dividida pela quantidade de líquido total “ f_l ”. É um parâmetro impor-

tante, pois aumenta a fração sólida efetiva da amostra, tornando-a mais viscosa a pasta no ESS. O líquido aprisionado é eliminado por processos de difusão.

A modelagem matemática e a criação de dispositivos capazes de medir o comportamento reológico das ligas no ESS não são simples e daí surge o teste de fluidez. O teste de fluidez, embora empí-

mas, também, pela etapa de refusão parcial que muda a microestrutura em função do tempo. Quando uma liga é mantida no ES, os eventos que tem lugar são:

- i) Formação do líquido e penetração deste ao longo dos contornos de grão, que depois de totalmente molhados, podem ser chamados de partículas.
- ii) Isolamento total ou parcial das partículas ou grãos, em outras palavras, diminuição da contiguidade “ Q ”, definida pela seguinte expressão:
- iii) Crescimento das partículas.
- iv) Esferoidização, parâmetro medido pelo fator de forma “ F ”, que pode ser definido pela expressão:

rico, é capaz de avaliar se as condições de fluxo de uma liga podem ser melhoradas por meio da mudança de algum parâmetro de processo. Esse método comparativo não requer montagem de dispositivos complexos e nem modelagem matemática, para avaliar se essas condições de fluxo são mais favoráveis ou não. Nesse trabalho, foi estudada a fluidez para a liga A356 e variou-se o tempo de espera no ESS.

2. Materiais e métodos

O objetivo do presente trabalho foi testar o grau de fluidez da liga, A356, condicionada por deformação a quente, seguida de recristalização (TTM) (Vieira, 2004) e variou-se o tempo de espera. A liga objeto do presente estudo A356 foi adquirida da empresa METALUR

LTDA e a Tabela 1 apresenta a sua composição química.

Lingotes comerciais de 8kg foram refundidos e conformados em coquilha de aço na forma de placas com dimensões de 250mm x 135mm x 55mm e espessura de 52mm. Adicionaram-se

inoculante Al5Ti1B (refinador) e 0,01% de Sr como agente modificador do silício. Após a conformação, homogeneizou-se a liga a 540°C por 24h. As placas foram aquecidas a 330°C e laminadas até redução de 30%, obtendo-se, assim, material condicionado para estudo.

Tabela 1
Composição química dos lingotes da liga A356 % em peso.

	Si	Mg	Cu	Fe	Mn	Zn	Ti
TTM	7,13	0,40	0,01	0,12	0,007	0,007	0,006

Teste de fluidez

Para os testes de fluidez um mol-

de metálico foi construído e o acoplamento deste com a base de uma prensa,

com capacidade de 30t, está mostrado na Figura 3. O traçado escolhido ou meandro é apropriado para esse tipo de teste, permitindo que o fluxo semi-sólido percorra um longo caminho, podendo atingir até 1650mm dentro de um molde relativamente pequeno, com apenas 578mm² e com constantes mudanças na direção de fluxo.

A matriz ficou posicionada entre as colunas da prensa, sendo fixada por duas tiras de aço que se cruzavam, e presas a quatro parafusos laterais, conforme mostrado na Figura 3b. Além disso, a matriz foi fechada com oito parafusos e, para favorecer o fluxo, foi aquecida por três resistências,

as quais foram embutidas dentro da mesma, através de furos com, aproximadamente, 20cm de comprimento. As resistências foram acopladas a controladores de temperatura. Também, para favorecer o fluxo, foram adaptadas saídas de ar no final do meandro. O material a ser tixoconformado foi aquecido dentro de um molde por um forno à indução, sendo este suspenso, em relação ao canal de entrada, por um sistema de alavanca. Para evitar perdas térmicas, depois do sistema totalmente montado, este foi revestido por mantas isolantes e, para impedir que a liga aderisse às reentrâncias da matriz, foi pulverizado o desmoldante

spray de grafite, da marca *Acheson*, nas cavidades do molde. Todo material a ser tixoconformado foi preparado por usinagem, na forma de geratrizes cilíndricas com dimensões de 38,1mm de diâmetro por 50mm de altura. Durante a injeção, a velocidade do pistão foi fixada em 300mm/s e a área do canal de alimentação foi de 77mm², proporcionando velocidade de fluxo (V_{fl}) de 4,5m/s, procurando-se não fugir muito dos valores normalmente empregados nas tixofundições. A pressão de injeção foi de ~ 215MPa ($F = 25t$) e variou-se o tempo de espera (Te) de 10min e 30min a uma temperatura de 590°C, visando-se a obter $f_s=0,4$.

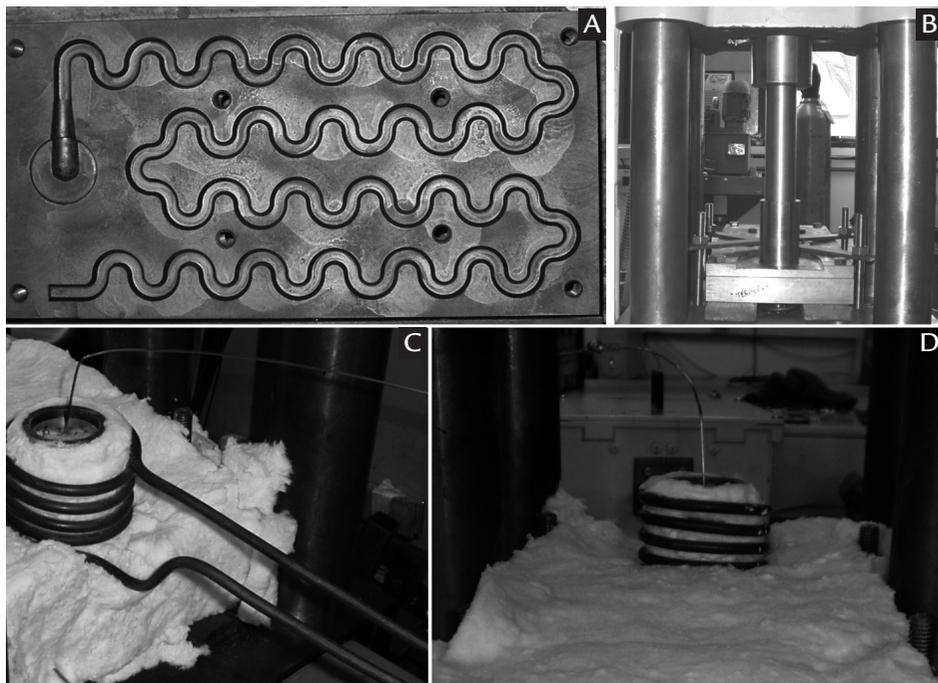


Figura 3 Molde utilizado nos experimentos de fluidez (a) e sua fixação por entre as colunas da prensa (b); detalhes mostrando o posicionamento da bobina de indução para aquecimento, o termopar para controle de temperatura da liga e o revestimento, usando-se lâ cerâmica para impedir a perda de calor da matriz (c e d).

3. Resultados e discussão

A Figura 4 mostra os resultados obtidos nos experimentos de fluidez, variando-se apenas o tempo de espera. Pode-se observar que, para 30min, tem-se uma distância percorrida 56% maior.

Vários trabalhos foram desenvolvidos para entender a evolução microestrutural da liga A356 no ESS e suas relações com as condições fluxo. É sabido que, durante a refusão, a força-motriz, para essa evolução, é a redução da área de in-

terface sólido/líquido e, por isso, tem-se uma progressiva globulização e engrossamento das partículas da fase Al- α . A Figura 5a mostra a evolução do fator de forma da liga A356 condicionada por TTM a 580°C e 600°C. De Freitas e Ferrante (2001), estudando a liga Al-4Cu a 635°C e 615°C, ou seja, em um intervalo de temperatura igual ao do presente trabalho, observaram uma evolução de F bastante diferente (ver Figura 5b). A

justificativa para essas diferenças entre as ligas Al-4Cu e A356 reside nas menores frações sólidas, o que, provavelmente, favoreceu a globulização. Esses resultados sugerem que a fração sólida desempenha um papel importante na globulização e, quando alta, dificulta o fenômeno. Contudo vale lembrar que, conforme observado em outros trabalhos, o grau de globulização depende também do modo de condicionamento original da

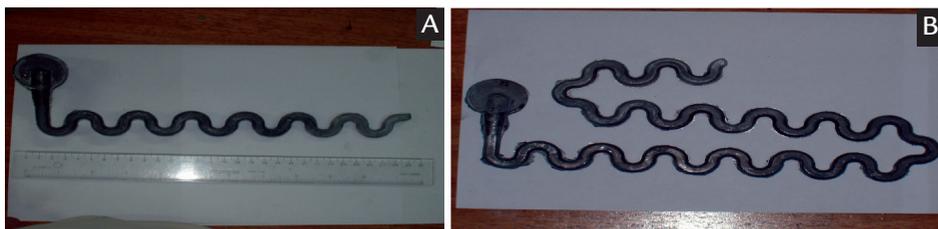
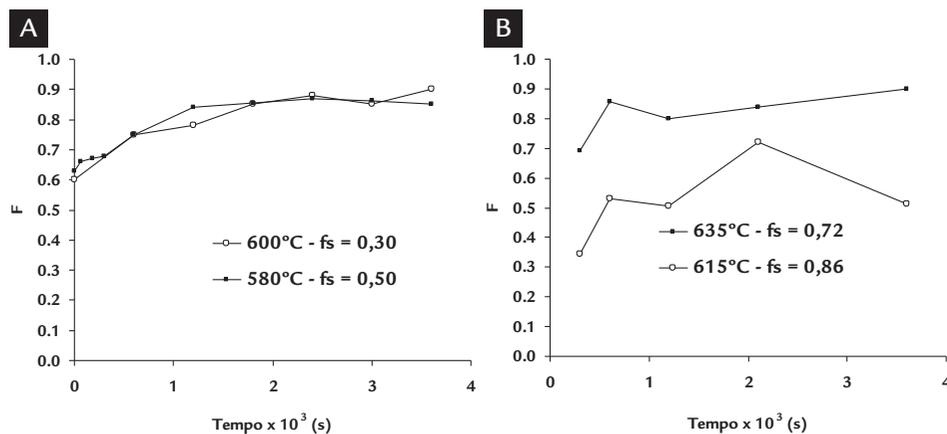


Figura 4 Meandros tixofundidos usando-se a liga A356 condicionada por TTM; $f_s=0,4$; a) 10min de tempo de espera e b) 30min de tempo de espera.

Figura 5
Fator de forma em função do tempo de espera no ESS para ligas condicionadas por TTM;
a) A356 e
b) Al-4Cu (de Freitas, 2001).



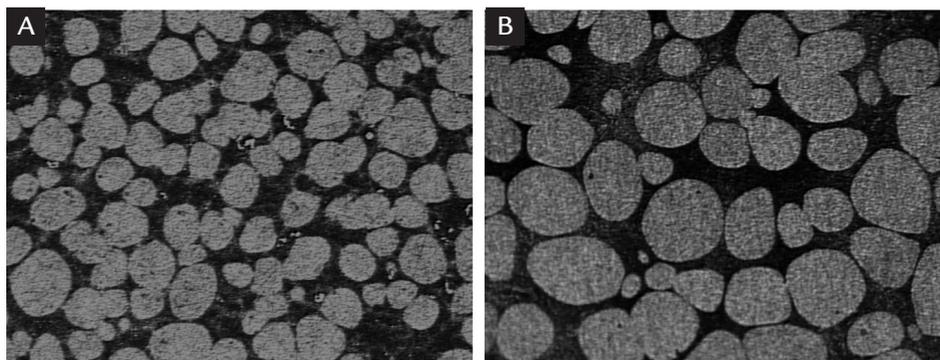
liga e, sob esse aspecto, a liga TTM é a que se mostra mais adequada. O condicionamento por TTM é muito eficiente, provavelmente devido ao processo de formação de partículas, que se originam de mecanismos de recristalização (Vieira et al., 2007).

Medidas feitas nas amostras das ligas, apresentadas na Figura 6, mostram que o fator de forma F pode explicar a significativa melhora para as condições de fluxo para o tempo de espera igual a 30min, onde foi obtido um valor de F igual a 0,83 contra 0,75 para 10min. Contudo outros pontos devem ser ava-

liados. Por exemplo, o fator de forma relaciona-se, também, com o grau de aglomeração de partículas, ou seja, a relação entre a somatória de fronteiras sólido/sólido dividido pela somatória de fronteiras total sólido/sólido + sólido/líquido. Enfim a contiguidade “ Q ” também é muito importante nos processos de conformação no ESS. Sua evolução serve de indicativo do tempo que o material deve permanecer no ESS, antes da conformação, ou tempo de espera para que se atinja a máxima fluidez. No caso dessa liga, para todas as amostras, encontrou-se que a contiguidade vale aproximada-

mente 0,2. Aproximadamente 45% em volume correspondem à fase eutética, portanto, devido à grande quantidade de líquido formado, a contiguidade passa de valores próximos a 0,5 para $t = 0$ min para valores bem baixos (0,2 a 0,3) nos primeiros 3min. De Freitas e Ferrante (2001), em seus trabalhos com as ligas 2024 e Al-4Cu, verificaram que 10min eram suficientes para molhamento total das partículas de Al- α . Para a liga A356, embora a contiguidade não mude muito entre 10min e 30min, na prática, durante um processo de tixoconformação, as diferenças de fluidez são bastante signi-

Figura 6
Influência do tempo de espera sobre o fator de forma (amostras TTM – A356).
a) $t = 10$ min - $f_s = 0,50$ - $F = 0,75$
b) $t = 30$ min - $f_s = 0,50$ - $F = 0,83$



ficativas e podem estar relacionadas com esse parâmetro. Considerando que a contiguidade é a mesma para todas as amostras, pode-se observar, na Figura 6, que a microestrutura obtida após 10min no ESS está mais “emaranhada”, provavelmente devido à menor esferoidização (F). Porém, com micrografias bidimensionais, não há condições de avaliar a forma exata das partículas formadas, nem a real contiguidade.

Outro aspecto importante é o tamanho de partícula. A Figura 6 mostra que o tamanho de partícula é menor para o tempo de espera igual 10min e, sob o aspecto da fluidez, partículas

menores tendem a tornar a liga menos fluida, porque aumenta-se o número de choques entre elas, contudo é difícil mensurar essa influência. Finalmente, outro parâmetro que afeta a fluidez das ligas no ESS é o líquido aprisionado “ f_{la} ”. A presença de líquido aprisionado subtrai fase líquida interpartículas e com isso afeta diretamente o comportamento reológico. No presente estudo observou-se, sempre, pequena presença de líquido aprisionado (menor que 1% em volume). O líquido aprisionado forma-se quando do coalescimento dos braços das dendritas e a relação desse evento com o modo e condições de processamento foi estuda-

da sem muito êxito por vários autores. No entanto, é consenso que f_{la} diminui com o aumento do tempo de espera no ESS. Outros trabalhos mostram que a quantidade de líquido aprisionado pode ser bastante alta. Por exemplo, comparando a liga Al-4Cu (De Freitas & Ferrante, 2001) com a liga A356 (ambas processada por TTM), tem-se que, para um mesmo tempo de espera, a f_{la} da primeira é quase uma ordem de grandeza maior que a da segunda. A quantidade de líquido aprisionado reduzido por difusão dos solutos Cu e Si, em estado sólido, pode ser dada pela primeira lei de Fick:

$$J = -D \frac{dC}{dx} \quad (5)$$

Onde J é o fluxo de átomos que pode ser dado em [mol/s], D é a difusão, dada em m^2/s , dC é a diferença de concentração de átomos de soluto, dada em [mol/ m^3], em uma distância dx [m].

Analisando as microestruturas e os diagramas de equilíbrio dos dois sistemas, percebe-se que a diferença de concentração de soluto entre o sólido e o líquido é menor para a liga Al4Cu. A variação de concentração em peso para o sistema Al-4Cu vale aproximadamente $\Delta C = 8\%$ a $635^\circ C$ contra $\Delta C = 11\%$ a $580^\circ C$ para o sistema A356. Assim, dois fatores colaboram para que no sistema Al-Cu tenha maior quantidade de líquido aprisionado: i) a distância total a ser percorrida pelo soluto é maior tendo em vista que a fração sólida para liga Al-4Cu é maior e vale aproximadamente 0,8; ii) A diferença de concentração para transporte de massa por difusão para o sistema Al-Si é um pouco maior. A difusão para ambos os sistemas é muito semelhante sendo para o Cu: $D = 1,5 \times 10^{-5}$

$\times e^{(-126000/8,32.T)}$ e para o Si: $D = 2,0 \times 10^{-4} \times e^{(-136100/8,32.T)}$ (Voller & Sundarraj, 1993, Kobayashi et al., 2003). Lembrando que as temperaturas de encharque são diferentes, $580^\circ C$ para A356 e $635^\circ C$ para Al-4Cu, logo essas características podem explicar as diferenças nos dois sistemas, porém necessita-se fazer um estudo mais aprofundado. Outra possível explicação para o gradual desaparecimento do líquido aprisionado baseia-se na migração das interfaces sólido/líquido na fase de engrossamento microestrutural. Esse fenômeno ocorre por crescimento competitivo, o que implica que as partículas pequenas estão se dissolvendo e as acima de certo raio médio estão crescendo. Como consequência, o líquido contido nas partículas em dissolução incorpora-se à fase eutética. Mecanismo semelhante foi citado por Annavapuru e Doherty (1995), para explicar a homogeneização de uma liga de Al.

Confrontados os resultados experimentais obtidos, mostrados na Figura

4, com o conhecimento teórico, podemos concluir que o aumento do tempo de espera favorece o aumento do tamanho de partícula, diminui a contiguidade, melhora o fator de forma e reduz a quantidade de líquido aprisionado. Todos estes aspectos são favoráveis para melhorar a condição de fluxo em um processo de conformação no ESS. Dependendo dos parâmetros operacionais e do tipo de liga, as características microestruturais podem mudar significativamente. Um parâmetro como, por exemplo, a fração de líquido aprisionado pode ter forte influência sobre o comportamento reológico, ou não. Assim, separar quantitativamente a influência de cada fator é difícil, mas, se existir um controle do processo preciso, associado a um estudo da evolução microestrutural da liga que se deseja conformar, é possível prever qual será as condições de fluxo sem haver a necessidade de medir a viscosidade ou o comportamento reológico.

4. Conclusões

O teste de fluidez mostrou que a liga A356 sofre intensa influência do tempo de espera no ESS. Sendo assim, pode-se concluir que o tempo de espera afeta diretamente o preenchimento de peças. Os resultados mostram, ainda, que esse comportamento está ligado aos

parâmetros microestruturais. Com base nas variáveis estudadas - fator de forma, contiguidade, tamanho de partícula e líquido aprisionado, ficou bem estabelecido que, para esse caso, as três primeiras são as responsáveis pelas condições de fluxo, embora seja muito difícil distin-

guir qual desses parâmetros é o fator que predomina.

A partir das análises efetuadas, pode-se verificar que, para liga A356, existe uma menor tendência a formação de líquido aprisionado, portanto, para essa situação, esse parâmetro não é relevante.

5. Referências bibliográficas

- ANNAVARAPU, S., DOHERTY, R. D. Inhibited coarsening of solid-liquid microstructures in spray casting at high volume fractions of solid. *Acta Metallurgical et Materialia*, v.43, p. 3207-3230, 1995.
- ATKINSON, H. V. Modelling the semisolid processing of metallic alloys. *Progress in Materials Science*, v.50, n.3, p. 341-412, 2005.
- DE FREITAS, E. R., FERRANTE, M. Rheological behaviour and deformation characteristics of a commercial and a laboratory-cast Al-4Cu alloy in the semi-solid state. *Acta Materialia*, v.49, p. 3839-3847, 2001.
- JOLY, P. A., MEHRABIAN, R. The rheology of a partially solid alloy. *Journal of Materials Science*, v.11, p. 1393-1415, 1976.
- KAPRANOS, P. et al. Investigation into the rapid compression of semi-solid alloy slugs. *Journal of Materials Processing Technology*, v.111, p. 31-36, 2001.
- KATTAMIS, T. Z., PICCONE, T. J. Rheology of semisolid Al-4,5Cu-1,5Mg alloy. *Material Science Engineering*, v.A131, p. 265-272, 1991.
- KOBAYASHI, H. et al. Phase-field model for solidification of ternary alloys coupled with thermodynamic database. *Scripta Materialia*, v.48, p. 689-694, 2003.
- LALLI, L.A. A model for deformation and segregation of solid-liquid mixtures. *Metallurgical Transactions*, v.16A, p. 1393-1403, 1985.
- LAXMANAN, V., FLEMINGS, M.C. Deformation of semi-solid Sn-15 pct Pb alloy. *Metallurgical Transactions*, 11A, p. 1927-1937, 1980.
- LOUÉ, W.R., SUÉRY, M. Microstructural evolution during partial remelting of Al-Si7Mg alloys. *Materials Science Engineering*, A203, p. 1-13, 1995.
- MADA, M., AJERSCH, F. Thixotropic effects in semi-solid Al-6Si alloy reinforced with

- SiC particles. In: CONF. ON METAL & CERAMIC MATRIX COMPOSITES: PROCESSING, MODELLING & MECHANICAL BEHAVIOUR. *Anais...* Warrendale: TMS, 1990, p. 337-340.
- NGUYEN, T. G., FAVIER, D., SUÉRY, M. Theoretical and experimental study of isothermal mechanical behaviour of alloys in the semi-solid state, *International Journal Plasticity*, v.10, p. 663-693, 1994.
- SUÉRY, M., FLEMINGS, M. C. Effect of strain rate on deformation behaviour of semi-solid dendritic alloys. *Metallurgical Transactions*, v.13A, p. 1809-1819, 1982.
- SUÉRY, M., ZAVALIANGOS, A. Key problems in rheology of semi-solid alloys. In: INT. CONF. ON SEMI-SOLID PROCESSING OF ALLOYS AND COMPOSITES, 6. *Anais...* Turin: 2000, p. 129-135.
- TZIMAS, E., ZAVALIANGOS, A., LAWLEY, A. The effect of microstructure on the rheological properties of alloys in the semi-solid: a comparison between MHD, SIMA and spray cast alloys. In: INT. CONF. ON SEMI-SOLID PROCESSING OF ALLOYS AND COMPOSITES, 5. *Anais...* Colorado: 1998, p. 345-352.
- VIEIRA, E. A. *Interações entre comportamento reológico e evolução microestrutural da liga Al-7Si0,3Mg no estado semi-sólido*. São Carlos: Curso de Pós-Graduação em Engenharia de Materiais, UFSCAR, 2004. 140 p. (Tese de Doutorado).
- VIEIRA, E. A., KLIAUGA, A. M., FERRANTE, M. On the formation of spheroidal microstructures in a semi-solid Al-Si alloy by thermomechanical processing. *Scripta Materialia*, v. 57, n.12, p. 1165-1168, 2007.
- VOLLER, R. V., SUNDARRAJ, S. Modelling of microsegregation. *Material Science Technology*, v.9, p. 474-481, 1993.

Artigo recebido em 18 de fevereiro de 2010. Aprovado em 09 de junho de 2011.