

AVALIAÇÃO DE MICROESTRUTURAS DE LIGAS DE ALUMÍNIO NO ESTADO SEMI-SÓLIDO UTILIZANDO MICROSCOPIA ÓTICA E EBSD ¹

Estéfano Aparecido Vieira²

Andrea M. Kliauga³

Maurizio Ferrante³

Resumo

Produtos fundidos no estado semi-sólido (ESS) apresentam melhores propriedades mecânicas do que os produzidos por fundição convencional, o que se deve às suas especiais características microestruturais, que por sua vez dependem do tipo de condicionamento da matéria prima. A característica mais importante é a forma esferoidal das partículas de Al primário. Neste trabalho, parâmetros microestruturais de ligas de Al processadas no ESS foram medidos e comparados visando entender melhor os mecanismos que governam a formação e evolução destas microestruturas. A análise dos resultados foi efetuada assumindo a clássica lei de crescimento competitivo (*Ostwald Ripening*) modificada para sistemas no ESS; com isso estimou-se o valor da constante de crescimento em função da temperatura para as liga Al-7SiMg e Al-4%Cu. Algumas ligas quando tixoconformadas com alta fração sólida apresentam partículas primárias com fator de forma menos favorável e com maior quantidade de líquido aprisionado, tendo sido analisadas as razões dessas diferenças. Medidas por EBSD de ligas condicionadas pelos processos de deformação plástica seguida de refusão parcial (TTM) e por agitação eletromagnética (MHD) mostram que na primeira técnica a formação das partículas equiaxiais se faz a partir da subdivisão das dendritas de solidificação e que este mecanismo é mais eficiente em termos de capacidade de esferoidização do que o de coalescimento e crescimento de rosetas, que ocorre na refusão parcial de lingotes MHD.

Palavras-chave: Al7Si0,3Mg; Al4%Cu; Tixoconformação; Semi-sólido; Microestrutura.

MICROSTRUCTURAL EVALUATION OF ALUMINIUM ALLOYS IN SEMI-SOLID STATE USING OPTICAL MICROSCOPY AND EBSD

Abstract

Parts formed in the semi-solid-state (SSS) exhibit better mechanical properties than those obtained by conventional casting processes; this is a consequence of their special microstructural features, in their turn dependent of the raw material conditioning process employed. The important microstructural characteristics are the shape, size and contiguity of the solid phase primary particles. In the present work microstructural parameters of Al alloys processed in the SSS were measured and compared, aiming to understand the mechanisms that control the formation and evolution of microstructures in the SSS. Experimental results were analyzed making use of the classic law of competitive growth of precipitates (*Ostwald Ripening* – LSW) adapted to semi solid state, thus obtaining estimates of the kinetic growth constant (k) as a function of temperature, for both Al7Si and Al4Cu alloys. When thixoformed alloys characterized high f_s , exhibit primary particles with a less favorable shape factor and much more entrapped liquid; this differences were analyzed in order to identify their causes. Analysis using EBSD in samples pre-conditioned by plastic deformation and partial remelting (TTM) and by electromagnetic stirring (MHD), shows that in the former case the new particles are formed from a division of dendritics arms giving a shape factor closer to unity. This mechanism appear to be more efficient in terms of spheroidization capacity than the rosette coarsening and growth mechanism that takes places in partially remelted MHD ingots.

Key words: Al7Si; Al4Cu; Tixoforming; Semi-solid; Microstructure.

¹ Contribuição técnica ao 62º Congresso Anual da ABM – Internacional, 23 a 27 de julho de 2007, Vitória – ES, Brasil.

² Depto. de Metalurgia e Materiais – CEFET – ES. estefanovieira@cefetes.br

³ Depto. de Materiais – DEMa - UFSCar – SP. ferrante@power.ufscar.br

1 INTRODUÇÃO

Os primeiros estudos relacionados com a obtenção, comportamento e propriedades de ligas metálicas no ESS começaram a ser realizados no MIT no início da década de '70 por Flemings e colaboradores,^[1] e logo ficaram evidentes as modificações microestruturais causadas pela agitação mecânica imposta durante a solidificação. Surgiu a hipótese de que a conformação no ESS, ou tixoconformação, poderia trazer melhorias ao processo de fundição sob pressão. Trabalhos posteriores demonstraram que produtos tixoconformados exibiam propriedades mecânicas superiores aos fundidos sob gravidade ou injetados sob pressão;^[2] em alguns casos as propriedades chegam a ser próximas às dos produtos forjados. Os processos de conformação no ESS iniciam com a operação denominada *condicionamento microestrutural*, que objetiva formar uma matéria prima com microestrutura composta por finos grãos, equiaxiais, e bem isolados um do outro, que proporciona melhores condições de fluxo nos moldes.^[3] Os principais modos de condicionamento são: (i) TTM: baseia-se na refusão, homogenização, deformação plástica e aquecimento da liga até a temperatura de coexistência das fases sólida e líquida; (ii) MHD: resfriamento da liga líquida, sob agitação eletromagnética. Desta forma impede-se a formação de dendritas, favorecendo a formação de uma estrutura semi-globularizada, que será refundida parcialmente quando da thixofundição; (iii) Vazamento em baixa temperatura –VBT: a liga é vazada entre 5 e 10° C acima da temperatura *liquidus*, com taxa de resfriamento controlada. Pequenas dendritas em forma de “rosetas” evoluem para uma estrutura globular, de modo semelhante ao processo MHD.

2 MATERIAIS E MÉTODOS

2.1. Materiais

(i) liga comercial A356 (Al-7Si0,3Mg), adquirida da empresa METALUR sob forma de lingotes de 11 kg; (ii) liga Al-4%Cu obtida de Al comercialmente puro e Cu eletrolítico, preparados em forno a indução. A composição química (%-peso) das ligas A356 na Tabela I. Os métodos de condicionamento microestrutural empregados foram: TTM, VBT e MHD. No caso da liga condicionada por MHD, esta foi gentilmente cedida pela ORMET.

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

LIGA	Si	Mg	Fe	Mn	Cu
A356*	6,60 – 7,13	0,34 – 0,40	0,15 – 0,12	- 0,007	- 0,01

(* o primeiro número refere-se ao lingote modificado por TTM e o segundo ao lingote MHD).

2.1. Caracterização Microestrutural

Amostras oriundas de refusão parcial e resfriamento rápido foram submetidas a caracterização microestrutural via microscopia ótica e análise automática de imagens (*software Image Pro Plus*®). A preparação seguiu métodos metalográficos convencionais: lixamento, polimento em Cr₂O₃ e ataque químico utilizando solução de 90 ml de H₂O, 15 ml de HCl e 10 ml de HF. Foram determinados os seguintes parâmetros microestruturais: tamanho médio das partículas (R), contigüidade (Q), fator de forma (F) e líquido aprisionado (f_{ia}). Esses foram obtidos sobre amostras submetidas a diferentes tempos de encharque na temperatura do semi-sólido e diversas frações sólidas (f_s). A fração sólida foi calculada pela equação de Scheil, para cada temperatura de encharque no ESS.

2.2. Medidas de Textura

Visaram estudar como os diferentes métodos de condicionamento influem na textura cristalográfica e na natureza dos contornos de partículas de Al- α (mesotextura). A técnica EBSD (*Electron Backscattering Diffraction*) foi aplicada a amostras condicionadas por MHD e TTM com $f_s = 0,5$, e o tratamento dos dados executado pelos *softwares* “OIM Acquire” e “OIM Analysis 3”, que geram informação sobre a natureza dos contornos de grão. As amostras destinadas à análise por EBSD passaram pelas seguintes etapas de preparação: (i) lixamento (ii) polimento em Cr₂O₃ por um período de 5 a 10 min; (iii) limpeza por agitação ultra-sônica em álcool por 15 min; (iv) polimento com sílica coloidal por um período de 5 a 10 min; (v) polimento eletrolítico por 3 s a 20 V em solução de 64% álcool etílico + 18% glicerol + 18% ácido perclórico. Após esta última etapa as amostras foram imediatamente conduzidas a um microscópio de varredura Philips XL-30, operando a 20 kV, e com tamanho do feixe entre 5 e 9. Nesta etapa é importante evitar a oxidação superficial que pode dificultar as medidas. Para maximizar a intensidade das linhas de Kikuchi que se formam na tela de fósforo do EBSD, a amostra foi inclinada em 75° com relação à horizontal.

As medidas por EBSD foram efetuadas de dois modos: (i) mapeamento de uma região selecionada da amostra estabelecendo assim a orientação ponto a ponto. Neste tipo de medida, após a aquisição, os dados são tratados utilizando o *software* “OIM analysis 3”; (ii) no segundo caso as medidas foram executadas partícula a partícula; a análise é feita manualmente ponto a ponto e 100 partículas vizinhas foram analisadas para cada amostra. Neste modo de operar o uso do referido *software* é desnecessário, e foram obtidos histogramas relacionando a desorientação de grãos contíguos.

3 RESULTADOS E DISCUSSÃO

3.1 Mecanismo de Crescimento das Partículas de Al- α

Foi verificado que o engrossamento das partículas com o tempo de encharque ocorre por crescimento competitivo controlado por difusão. Os dados foram tratados seguindo a teoria do crescimento competitivo de precipitados (LSW), modificada por Hardy e Vorhees.^[4] A equação cinética clássica tem a seguinte forma geral, com $n = 3$ para controle por difusão:

$$R^n - R_0^n = k t \quad (1)$$

onde R e R_0 são respectivamente o tamanho médio das partículas no tempo t e no tempo zero, e k a constante cinética. A expressão para k , modificada para sistemas no ESS é dada por [4]:

$$k = \frac{8 \Gamma \Gamma D}{9 M_L (C_S - C_L)} f(f_s) \quad (2)$$

onde: Γ é o coeficiente de Gibbs-Thomson [m], D é coeficiente de interdifusão no líquido [$m^2 \cdot s^{-1}$], M_L é a inclinação da curva *liquidus* [$K \cdot at^{-1} \cdot \%Si^{-1}$], C_L e C_S são a concentração de soluto [%-p] no líquido e no sólido, respectivamente, e $f(f_s)$ é uma função da fração sólida, que varia entre 1 para $f_s = 0$ e 9,57 para $f_s = 0,95$.

A literatura mostra que há muita controvérsia sobre a natureza dos mecanismos que controlam o engrossamento microestrutural.^[5,6,7,8] A Figura 1 mostra um gráfico do cubo do raio das partículas contra o tempo de encharque, cuja linearidade mostra que o engrossamento microestrutural da liga A356 ocorre por crescimento competitivo. A Tabela 2 compara as constantes cinéticas experimentais com as calculadas pela equação de Hardy e Vorhees e observa-se que as primeiras são quase duas vezes menores do que as calculadas pela expressão 2. Isso exclui coalescimento de partículas¹ como mecanismo de crescimento, mas deixa dúvidas quanto a ser controlado por difusão. A esse respeito é razoável supor que a presença de dispersóides e impurezas retardem de algum modo a migração da interface Al- α /líquido, fazendo com que a cinética seja ligeiramente menor que a limitada por difusão.

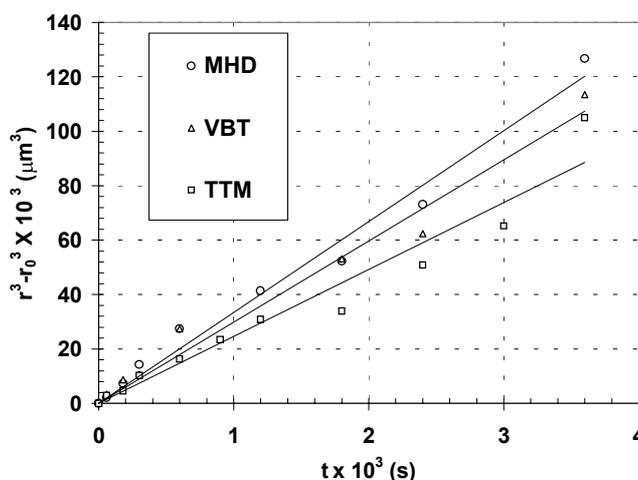


Figura 1. Gráfico de $R^3 - R_0^3$ em função do tempo de encharque, para amostras de A356 condicionadas por diferentes métodos. 580°C, correspondendo a $f_S = 0,5$.

Tabela 2. Valores de k obtidos experimentalmente e calculados considerando crescimento competitivo, para a liga A356 em duas temperaturas.

Condição-namento	k [$\mu\text{m}^3/\text{s}$] (580° C)		k [$\mu\text{m}^3/\text{s}$] (600° C)	
	experimental	calculado	experimental	calculado
MHD	33,4	55	-	57
VBT	24,6		-	
TTM	29,8		32	
C_i [%]	11,7		8,5	
C_s [%]	1,5		1,1	
M_L [%/K]	6,8			
Γ [m]	$2,46 \times 10^{-10}$			
D [m^2/s]	$1,16 \times 10^{-7} \times e^{(-21330/8,32 \cdot T)}$ [9]			

Em outros sistemas encontram-se comportamentos diferentes; por exemplo, na liga Al-4%Cu, Ferrante e de Freitas observaram coalescimento de partículas em algumas amostras e para estas concluiu que o crescimento era acelerado por altas frações de sólido, portanto coalescimento por contato partícula-partícula, ou pelo tipo de pré-condicionamento; isto é, amostras com maior grau de textura apresentavam tendência ao coalescimento.^[10] Tzimas e Zavaliangos utilizaram gráficos tipo $D^3 - D_0^3 = k t$; seus valores de k são oito vezes maiores do que se a relação fosse em

¹ Em uma microestrutura como a de ligas metálicas no ESS, é comum o encontro e união de partículas, especialmente quando f_S é alto. Esse fenômeno é denominado coalescimento e a taxa de engrossamento a ele associada é maior do que a de crescimento competitivo

termos de R^3 , mas recalculando os resultados em base a R obtém-se k da ordem de $200 \mu\text{m}^3 \text{ s}$. Já para liga Al-7SiMg Loué e Suéry^[5] mediram as constantes cinéticas como igual a $60,3 \mu\text{m}^3 \text{ s}^{-1}$ e $90,3 \mu\text{m}^3 \text{ s}^{-1}$ para amostras condicionada por MHD e fundida, respectivamente. Comparando estes resultados com os valores teóricos calculados no presente trabalho ($55 \mu\text{m}^3 \text{ s}^{-1}$), conclui-se que o crescimento competitivo de partículas é o mecanismo dominante. Outro aspecto estudado foi a influência da temperatura na taxa de engrossamento microestrutural. A Figura 2 compara valores de k experimental para a liga A356 a 580 e 600°C; observa-se que a temperatura pouco afeta a velocidade de crescimento; porém, para Al-4%Cu verifica-se maior sensibilidade neste sentido,^[10] ver Figura 3, que compara valores de $k = f(T)$, calculados pela equação 2, utilizando os dados da Tabela 2. Observa-se que para a liga Al-Cu a constante cinética é mais sensível à temperatura, e cerca de 2 vezes maior do que para A356 a um mesmo ΔT . O gráfico confirma que a cinética de crescimento da liga A356 é pouco afetada pela temperatura.

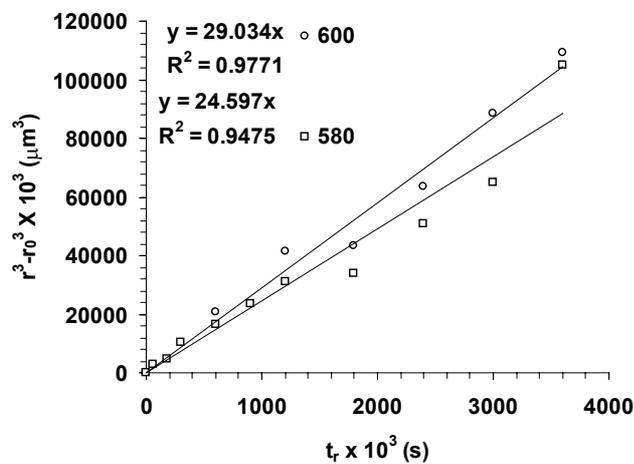


Figura 2. Gráfico de $R^3 - R_0^3$ em função do tempo para duas temperaturas, 580 e 600 °C. Liga A356 condicionada por TTM.

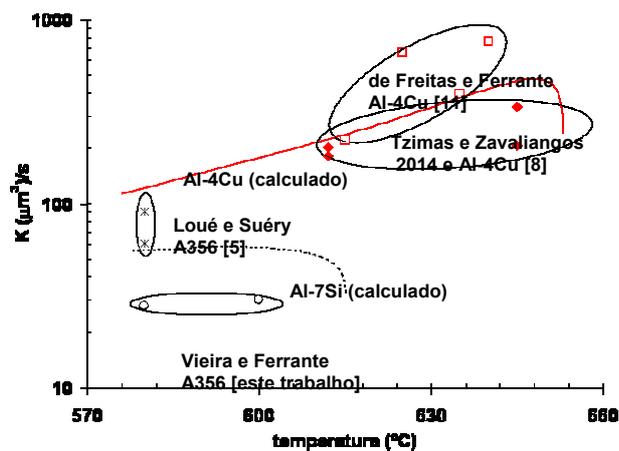


Figura 3. Valores teóricos e experimentais da constante cinética em função da temperatura. Ligas Al-4%Cu e Al-7SiMg. Para comparação são apresentados dados de outros autores.

3.2 Influência dos Parâmetros de Processo sobre a Evolução Microestrutural

3.2.1 Fator de forma e contigüidade

Vários trabalhos foram desenvolvidos para entender a evolução microestrutural da liga Al-7SiMg no ESS,^[5,8,10] a força motriz para essa evolução é a redução da área de interface sólido/líquido e por isso tem-se uma progressiva globularização e engrossamento da fase Al- α .^[12] A Figura 4-a mostra a evolução do fator de forma da liga A356 condicionada por TTM (580 e 600 °C). De Freitas e Ferrante^[3] estudando a liga Al-4%Cu a 635 °C e 615 °C (intervalo de temperatura igual ao do presente trabalho) observaram uma evolução de F, bastante diferente, ver Figura 4-b. A justificativa da diferença entre as duas ligas reside na maior presença de líquido na liga A356 que provavelmente favorece a globularização. Mesma observação vale para a liga Al-4%Cu, que esferoidiza-se mais rapidamente para a fração de sólido mais baixa. Estes resultados sugerem que altas frações de sólido dificultam o fenômeno da globularização, por promover encontro e coalescimento de partículas (maior contigüidade). Esses eventos modificam a forma das partículas, que se altera a cada encontro invés de, isoladamente, procurar a menor relação área-volume. Contudo vale lembrar que conforme observado neste e em outros trabalhos, o grau de globularização depende também do modo de condicionamento original da liga^[13] e sob este aspecto a liga TTM foi a que se mostrou mais eficiente. O condicionamento por TTM gera altos valores do fator de forma, provavelmente devido ao processo de formação de partículas que se originam de mecanismos de divisão de grãos conforme mostrado adiante.

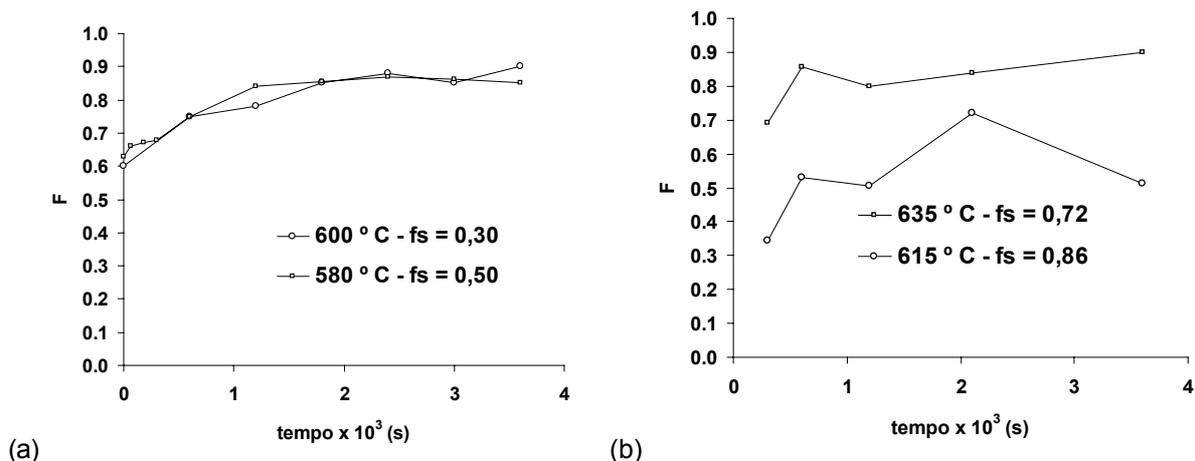


Figura 4. Fator de forma em função do tempo de espera no ESS para ligas condicionadas por TTM (a) A356 (b) Al-4Cu.^[3]

Do exposto resulta que contigüidade é um parâmetro muito importante, e sua evolução serve de indicativo do tempo que o material deve permanecer no ESS antes da conformação (tempo de encharque). No caso da liga A356, aproximadamente 45% em volume corresponde à fase eutética, portanto, devido à grande quantidade de líquido formado a contigüidade passa de valores próximos a 0,45 ($t = 0$ min) para valores bem baixos (0,2 a 0,3) nos primeiros 3 min. De Freitas^[11] em seu trabalho com 2024 e Al-4%Cu verificou que 10 min eram suficientes para molhamento total das partículas de Al- α . Para a liga A356, embora a contigüidade não mude muito entre 10 e 30 min, na prática durante um processo de tixoconformação, as diferenças de morfologia das partículas de Al- α são bastante significativas. Por exemplo, a Figura 5 mostra resultados obtidos em experimentos de fluidez,^[14] variando apenas o tempo de encharque observa-se que para 30 min a distância percorrida é 56% maior.

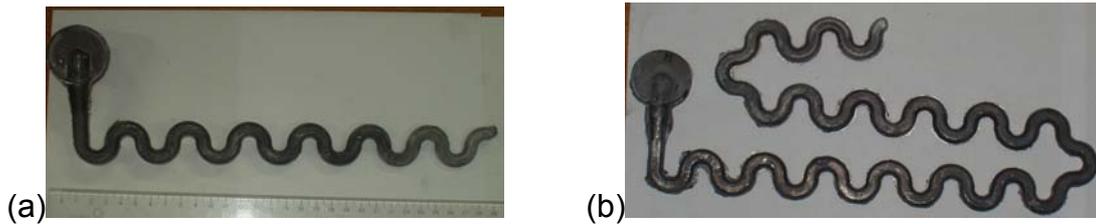


Figura 5. Meandros tixofundidos usando-se a liga A356 condicionada por TTM; $f_s = 0,4$ (a) 10 min de espera (b) 30 min de espera.^[14]

Lembrando que a contigüidade é igual nas duas amostras, a Figura 5 sugere que a microestrutura obtida após 10 min no ESS estaria mais “emaranhada” provavelmente devido a menor esferoidização (F). Isso é mostrado pela Figura 4: após 10 min no ESS o fator de forma é $\approx 0,7$ enquanto após 30 min F aproxima-se de 0,85.

Porém, com micrografias bidimensionais não há condições de avaliar a forma exata das partículas formadas, nem a real contigüidade. Para exemplificar melhor a questão do modo de condicionamento a Figura 6 mostra uma seqüência de microestruturas para diferentes tempos no ESS, (TTM e MHD). Nota-se que para amostras condicionadas por TTM as partículas são mais equiaxiais e também menos aglomeradas, especialmente para o tempo mais curto, logo, estes resultados explicam a maior fluidez para esta condição, uma conclusão importante pois com maior fluidez tem-se melhores condições de preenchimento do molde e redução nos esforços de conformação.

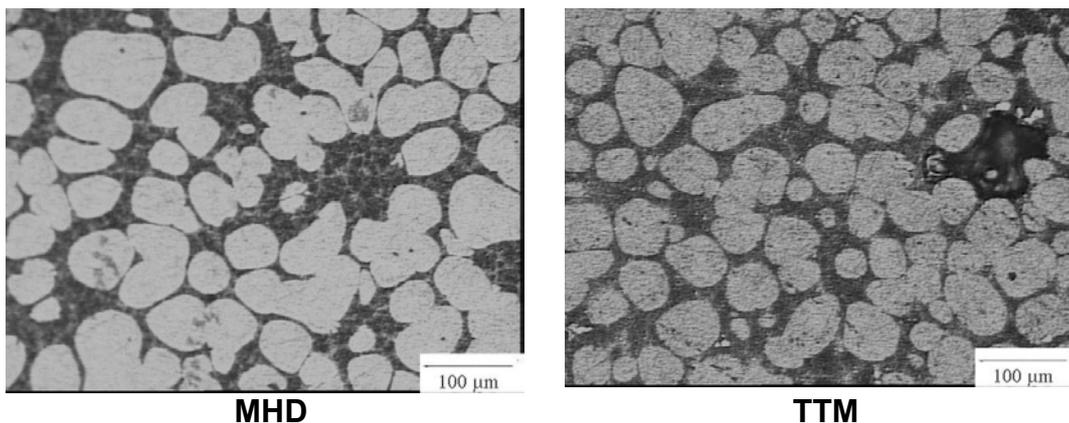


Figura 6. Micrografias da liga A356 no ESS para 10 min; $f_s = 0,5$. A liga TTM possui fator de forma mais favorável.

3.2.2 Líquido aprisionado (f_{la})

O controle desta variável também é importante, porque f_{la} subtrai fase líquida interpartículas e com isso afeta diretamente o comportamento reológico. No presente estudo observou-se sempre pouca presença de líquido aprisionado; o fenômeno ocorreu com maior intensidade somente em amostras MHD. O líquido aprisionado forma-se quando do coalescimento dos braços das rosetas e a relação desse evento com o modo e condições de processamento foi estudado sem muito êxito por vários autores.^[3,5,8,15] No entanto é consenso que f_{la} diminui com o tempo de espera no ESS. Comparando a liga Al-4%Cu com a liga A356 (ambas processadas por TTM) tem-se que para um mesmo tempo de encharque a f_{la} da primeira é quase uma ordem de grandeza maior. Seria lógico supor que o líquido aprisionado fosse removido pela difusão do soluto (Cu e Si, respectivamente) em estado sólido, com o fluxo de átomos dado pela primeira lei de Fick: $J = -D (dC/dX)$. No entanto, analisando os diagramas de equilíbrio dos dois sistemas resulta que o gradiente de concentração é

bastante semelhante. Mesma conclusão para o coeficiente de difusão: Cu \rightarrow $D = 1,5 \times 10^{-5} \times e^{(-126000/8,32.T)}$ ^[16] e Si \rightarrow $D = 2,0 \times 10^{-4} \times e^{(-136100/8,32.T)}$ ^[17] Lembrando que as temperaturas de encharque são diferentes: 580°C para A356 e 635°C para Al-4%Cu, o cálculo mostra que os coeficientes de difusão são praticamente iguais; logo, a mobilidade atômica do Si e Cu não explica as diferenças nos dois sistemas. Uma possível explicação para o gradual desaparecimento do líquido aprisionado encontra-se analisando o mecanismo 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.^[18] Como consequência o líquido contido nas partículas em dissolução incorpora-se à fase eutética e efetivamente f_{la} diminui. Mecanismo semelhante foi aventado por Annavaparu e Doherty para explicar a homogeneização de uma liga de Al.^[19]

3.3 Efeito do Tipo de Condicionamento na Taxa de Crescimento Volumétrico de Partículas

Medidas de textura deduzidas de figuras de polo mostraram que as intensidades I/I_0 para todos os tipos de condicionamento realizados na presente investigação são baixas.^[14] Ainda, as medidas de microtextura por EBSD sugerem um mecanismo diferente da recristalização^[20] para a formação de partículas esferoidais. A Figura 7 mostra pares de micrografias óticas e mapas de orientação cristalográfica da liga A356 em duas condições: laminada (a-c) e no ESS, zero min a 580°C (b-d). Nota-se que a liga laminada compõe-se de partículas alongadas de Al- α , com orientação individual praticamente única, enquanto uma vez surgida a fase líquida as partículas estão mais “soltas” e livres para girar, resultando em espalhamento de orientação cristalográfica. O principal, porém, é a grande mudança morfológica: de grãos alongados pela deformação, para partículas equiaxiais.

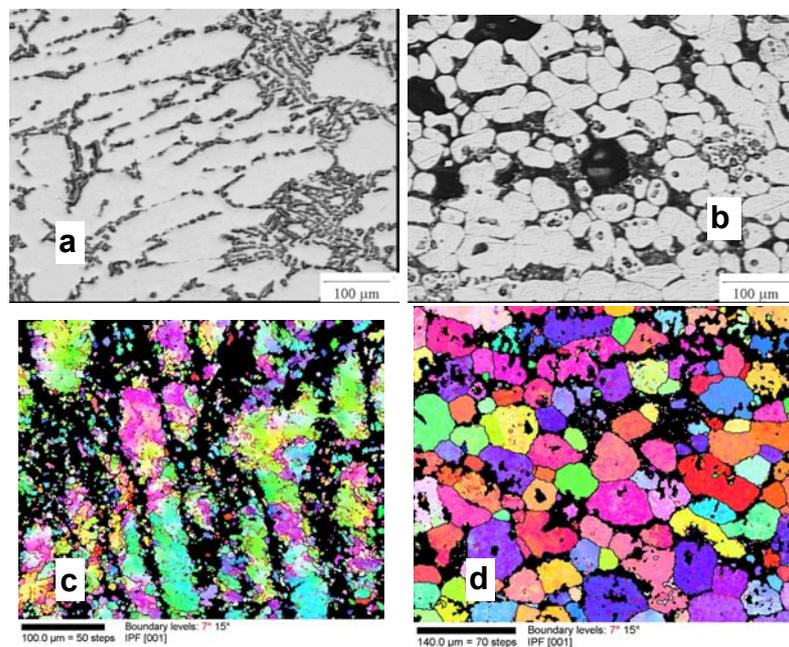


Figura 7. Micrografias (a,b) e mapas de orientação cristalográfica (c,d) da liga A356 condicionada por TTM (a,c) laminada (b,d) refundida parcialmente, zero min no ESS.

A Figura 8 é uma imagem de EBSD de duas dendritas, uma proveniente de uma amostra condicionada por MHD e outra por TTM, ambas em liga A356. Observa-se que na segunda existe variação de orientação cristalográfica ao longo de seu eixo, enquanto a dendrita MHD exibe uma única orientação. Este resultado sugere que na liga condicionada por TTM tenha ocorrido um processo de “particionamento” das dendritas, dando origem a várias novas partículas. Uma visão geral da evolução do tipo de contorno de partículas está na Figura 9. Conforme pode ser visto, antes da refusão parcial as amostras apresentam uma grande quantidade de contornos de baixo ângulo (α entre 7° e 15°), que desaparecem dando lugar a contornos de alto ângulo ($> 30^\circ$) desde os primeiros minutos no ESS. No caso da amostra TTM, próximo a zero min no ESS observa-se um significativo incremento no número de contornos de alto ângulo, que diminui em seguida. A explicação para este comportamento reside no mecanismo de “fragmentação” das dendritas, ou seja, os contornos de grão de baixa energia formados por esse mecanismo evoluem para contornos de alto ângulo por efeito da temperatura.

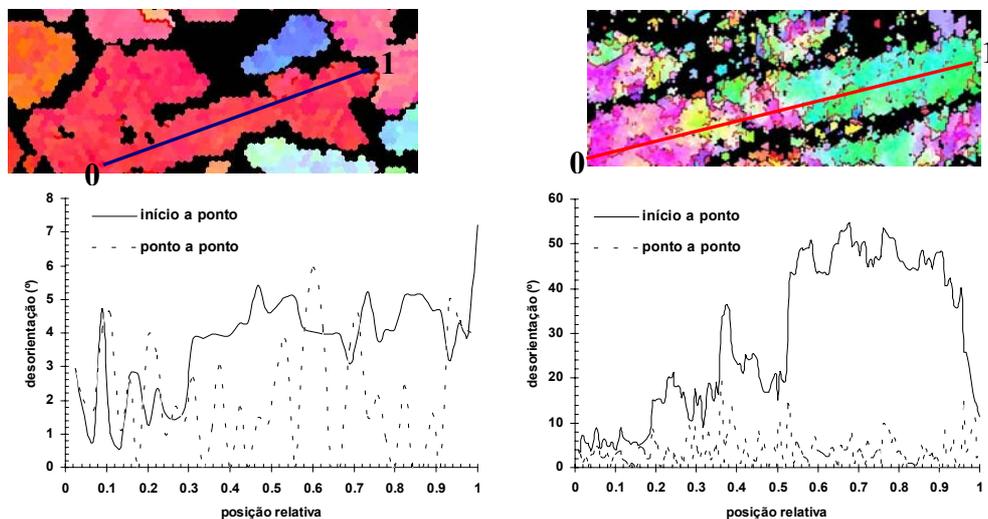


Figura 8. Desorientação entre pontos adjacentes para liga A356 condicionada (a) por MHD (b) por TTM. Na amostra TTM as medidas mostram grande desorientação quando comparado com o ponto inicial. Amostra MHD: como fundida; amostra TTM: laminada 350°C , $\epsilon = 30\%$.

Na refusão parcial da liga condicionada por MHD o processo de partição das dendritas obviamente não ocorre. A Figura 10 mostra micrografias de uma amostra dendritica condicionada por TTM, que provavelmente está passando pela etapa de partição. Esta amostra foi retirada durante o aquecimento, e o tempo para chegar a 570°C foi de 3 min.

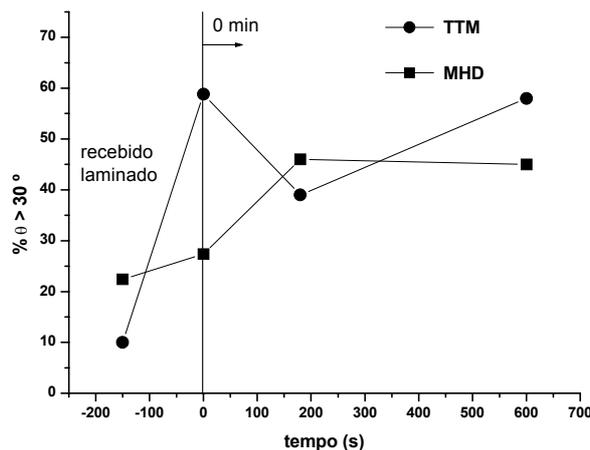


Figura 9. Fração de desorientação (f_c) > 30° em função do tempo no ESS para amostras condicionadas por MHD e TTM.

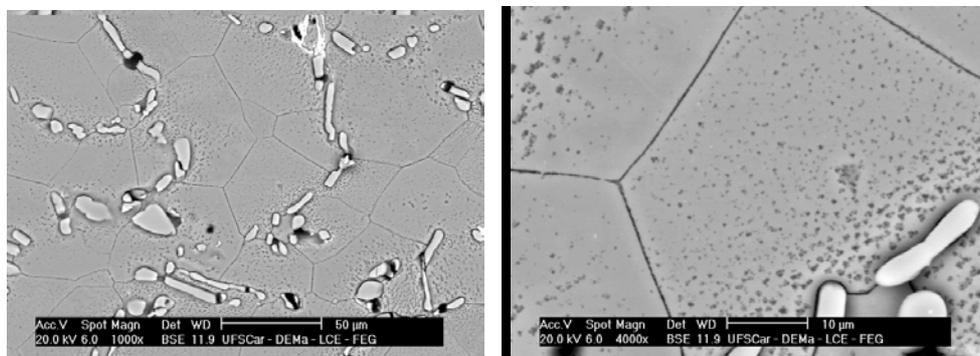


Figura 10. Micrografias da liga A356 condicionada por laminação (TTM), aquecida até 570 °C e resfriada em água. Observa-se partição interna das dendritas (circundadas por partículas de Si primário).

Outro aspecto interessante é a diminuição do número de contornos com $\alpha > 15^\circ$, observado em partículas contíguas de amostras laminadas. Lembrando que contornos de alto ângulo têm alta energia γ_{ss} e que uma vez satisfeita a relação $\gamma_{ss} > 2\gamma_{sl}$ a dendrita subdivide-se em partículas, com a subdivisão deixam de existir os contornos daquele tipo. Esse fenômeno obviamente não ocorre para amostra MHD. Em suma, no material laminado surge uma grande quantidade de contornos de alto ângulo durante o aquecimento e até que seja alcançado o ESS. Em seguida rapidamente desaparecem após o total molhamento das novas partículas.

4 CONCLUSÕES

1. Os mecanismos de formação da microestrutura equiaxial são específicos para cada modo de condicionamento; logo: (i) TTM - há evidência de que as dendritas (deformadas) fragmentam-se quando do aquecimento até o ESS; (ii) MHD - as dendritas são do tipo rosetas, que levadas ao ESS provavelmente mantêm-se íntegras sofrendo apenas esferoidização e crescimento. Ambas as conclusões baseiam-se em estudos de microtextura;

2. Para as condições estudadas ($f_s = 0,5$ e liga Al7Si0,3Mg), a cinética de engrossamento microestrutural se dá por crescimento competitivo (Ostwald ripening) das partículas de Al- α , não tendo sido observada contribuição do mecanismo de coalescimento. Os valores da constante de crescimento “k” baseada na teoria modificada de crescimento competitivo obtidos experimentalmente neste trabalho são menores que o previsto reforçando assim o não coalescimento de partículas. Contudo, existem trabalhos de outros autores em que a cinética de crescimento é suficientemente

grande para se suportar este último mecanismo. O estabelecimento das condições em que o coalescimento irá ocorrer ou não ainda não está esclarecido completamente.

3. Comparando as ligas Al-7SiMg e Al-4%Cu nota-se no segundo material que a cinética de crescimento das partículas primárias é menos influenciada pela temperatura do que na liga com Si. Além disso, a liga Al-4%Cu possui maior tendência ao aprisionamento da fase líquida e as teorias baseadas apenas em difusão do soluto não foram suficientes para explicar este fenômeno.

4. Em termos do fator de forma as ligas com f_s maior ($>0,7$) exibem valores de F mais desfavoráveis. Com o aumento da temperatura a esferoidização se acentua, provavelmente porque a fração de líquido aumenta favorecendo os processos de difusão e transferência de massa.

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 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.
- 4 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.
- 5 LOUÉ, W.R., SUÉRY, M.: Microstructural evolution during partial remelting of Al-Si7Mg alloys. **Materials Science Engineering**, A203, (1995), 1-13.
- 6 DE FREITAS, E.R.; FERRANTE, M.; SUÉRY, M.: Controlling factors of the microstructural evolution and corresponding deformation behaviour of the Al-4Cu alloy, in the semi-solid state. **Materials Science Engineering**, 19, (2002), 1021-1026.
- 7 DOHERTY, R.D.; MARTIN J. W.: Recrystallization in two phase aluminum-copper alloys. **Transactions ASM**, 57, 1964, 875-884.
- 8 TZIMAS, E.; ZAVALIANGOS, A.: Evolution of near-equiaxed microstructure in the semisolid state. **Materials Science and Engineering**, v. A289, (2000), 228-240.
- 9 CHERNE III, F. J.; DEYMIER, P. A.: Calculation of the transport properties of liquid aluminum with equilibrium and non-equilibrium molecular dynamics, **Scripta Materialia**. v.45, (2001), 985-991.
- 10 FERRANTE, M.; DE FREITAS, E.R.: Rheology and microstructural development of a Al-4wtCu alloy in the semi-solid state. **Materials Science & Engineering**, A271, (1999), 172-180.
- 11 DE FREITAS, E. R.: Identificação dos fatores microestruturais e de processo que controlam a conformação de ligas Al-Cu no estado semi-sólido, **Tese de Doutorado**, UFSCar (2001), 233p.
- 12 HUMPHREYS, F. J.; HATHERLY, M.: Recrystallization and related annealing phenomena, **BCP Wheatons Ltd**, Britain, (1996), 447-448
- 13 PIBWORTH, K.; ATKINSON, H. V.; KIRKWOOD, D.H.: Thixoforming of a normally wrought aluminium alloy. **2th Int. Conf. on Semi-Solid Processing of Alloys and Composites**, Sheffield-England, 1996, 83-86.

-
- 14 VIEIRA, E. A.: Interações entre comportamento reológico e evolução microestrutural da liga Al-7Si0,3Mg no estado semi-sólido. **Tese de doutorado**, UFSCar (2004), 141 p.
 - 15 LOUÉ, W.R.; SUÉRY M.; QUERBES, J.L.: **Microstructure and rheology of partially remelted AlSi-alloys**. 2th Int. Conf. on Semi-Solid Processing of Alloys and Composites, TMS Warrendale - PA, USA, (1992), 266-275.
 - 16 VOLLER, R. V., SUNDARRAJ, S.: Modelling of microsegregation. **Material Science Technology**, v. 9, (1993), 474-481.
 - 17 KOBAYASHI, H.; ODE, M.; KIM, S. G.; KIM, W. T.; SUZUKI, T.: Phase-field model for solidification of ternary alloys coupled with thermodynamic database. **Scripta Materialia**, v. 48, (2003), 689-694.
 - 18 FERRANTE, M. DOHERTY R. D.: Precipitate growth kinetics in aluminium – silver alloys. **Scripta Metallurgica 10 (12)**, v. 10(12), (1976), 1059-1064.
 - 19 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, (1995), 3207-3230.
 - 20 KENNEY, M. P.; COURTOIS, J. A.; EVANS, R. D.; FARRIOR, G. M.; KYONKA C. P.; KOCH A. A.; YOUNG K. P.: Semisolid Metal casting and forging, *Metals Handbook*, 9th edition (ed. B.P. Bardes), v.15, (1988), 327-327.