

SOLIDIFICAÇÃO DE UMA LIGA DE MAGNÉSIO E CORRELAÇÃO ENTRE OS PARÂMETROS DE RESFRIAMENTO E A MORFOLOGIA¹

Arlan Pacheco Figueiredo²

Thiago Vieira Ferri²

Carlos Raimundo Frick Ferreira³

Carlos Alexandre dos Santos⁴

Jaime Álvares Spim Jr.⁵

Resumo

O desenvolvimento de novas ligas de magnésio para aplicações em altas temperaturas tem sido objeto de estudo nos últimos anos, principalmente pela indústria automobilística interessada em diminuir o peso dos veículos, visando uma melhor eficiência no consumo de combustível e diminuição na emissão de gases poluentes. O principal elemento de liga nas ligas de magnésio é o alumínio, que aumenta a resistência mecânica da liga através de endurecimento por solução-sólida e pela formação do composto intermetálico β -Mg₁₇Al₁₂ no contorno de grão. Contudo, em aplicações que envolvem temperaturas acima de 150°C, o composto β -Mg₁₇Al₁₂ pode sofrer amolecimento e engrossamento devido ao aceleração do processo de difusão, resultando na fragilização dos contornos de grão. Para melhorar a resistência à fluência, uma série de ligas têm sido estudadas nos últimos anos visando formar compostos mais estáveis no contorno de grão e/ou evitar a formação da fase β -Mg₁₇Al₁₂. Pesquisas com ligas do sistema Mg-Al-RE-Ca mostraram uma melhor resistência a fluência em temperaturas acima de 150°C. Contudo, essas pesquisas objetivaram somente a caracterização da microestrutura, correlacionando-nas com propriedades mecânicas sem observar a influência das variáveis térmicas na formação dessas estruturas. O presente trabalho tem como objetivo realizar um estudo na liga Mg-4%Al-3%La-1%Ca, analisando a influência das variáveis de solidificação, formação de estruturas e transição colunar-equiaxial. A liga estudada foi submetida à solidificação unidirecional vertical ascendente.

Palavras-chave: Ligas de magnésio; Solidificação unidirecional; Transição colunar-equiaxial; Variáveis térmicas de solidificação.

SOLIDIFICATION OF MAGNESIUM ALLOYS AND CORRELATION BETWEEN THE PARAMETERS OF COOLING AND MORPHOLOGY

Abstract

The development of new magnesium alloys for applications at high temperatures has been the object of study in recent years, mainly by the automotive industry interested in reducing the weight of vehicles, better efficiency in fuel consumption and reduction in emission of gases. The main solute element in the magnesium alloys is the aluminum which increases the mechanical strength through hardening by solid-solution and formation of β -Mg₁₇Al₁₂ intermetallic compound in the grain boundary. However in applications involving temperatures above 150°C, the intermetallic compound β -Mg₁₇Al₁₂ may suffer softening and thickening due to the acceleration of the diffusion process, resulting in the weakening of the grain boundary. To improve the creep resistance, a series of alloys have been studied in recent years seeking to form stable compounds in the grain boundary and/or prevent the formation of phase β -Mg₁₇Al₁₂. Researches with the alloys of system Mg-Al-RE-Ca have been showed better creep resistance at temperatures above 150°C. However these researches objective only the characterization of the microstructure correlating with mechanical properties, without observing the influence of solidification thermal variables in the formation of these structures. The objective of this work is to study of the Mg - 4wt%Al - 3wt%La - 1wt%Ca alloy, examining the influence of the solidification variables in the formation of structures and columnar-to-equiaxed transition. The alloy in study was submitted to upward directional solidification.

Key words: Magnesium alloys; Directional solidification; Columnar-to-equiaxed transition; Solidification thermal variables.

¹ *Contribuição técnica ao 63º Congresso Anual da ABM, 28 de julho a 1º de agosto de 2008, Santos, SP, Brasil*

² *Eng. Metalúrgico, Mestrando LAFUN – CT - EE - UFRGS.*

³ *Eng. MSc, Doutorando LAFUN – CT - EE - UFRGS.*

⁴ *Prof. Adjunto, NUCLEMAT – FENG – PGETEMA - PUCRS*

⁵ *Prof. Adjunto, Coordenador LAFUN – CT - EE – PPGEM - UFRGS*

1 INTRODUÇÃO

Magnésio e suas ligas têm adquirido importância cada vez mais significativa como material estrutural de baixo peso. Os campos mais conhecidos de sua aplicação consistem na construção de veículos, na aeronáutica, manipulação industrial (robôs, automatização) e tecnologia de comunicação. Em particular a indústria automobilística tem crescentemente ampliado a utilização de ligas de magnésio na produção de peças que vão desde caixas de câmbio até aros de rodas. As principais razões para este desenvolvimento são mudanças na legislação ambiental, exigências de cliente e objetivos incorporados que requerem veículos mais leves, diminuindo o consumo de combustível.⁽¹⁾

Historicamente as ligas binárias de Mg-Al foram as primeiras a serem desenvolvidas. Diversas ligas de magnésio contendo alumínio são utilizadas atualmente nas mais variadas aplicações. O alumínio melhora a fundibilidade da liga, reduz a faixa de solidificação e aumenta a resistência através da precipitação da fase β -Mg₁₇Al₁₂.⁽²⁾ Embora as ligas do sistema Mg-Al ofereçam uma boa combinação de propriedades mecânicas, resistência à corrosão e fundibilidade, essas ligas são todas propensas à deformação por fluência quando expostas a temperaturas acima de 100°C. Estudos recentes têm mostrado que a precipitação descontínua da fase intermetálica β -Mg₁₇Al₁₂, de baixo ponto de fusão (437°C), é a principal responsável pela deterioração das propriedades de fluência em altas temperaturas já que pode prontamente sofrer amolecimento e engrossamento devido ao aceleração do processo de difusão, resultando na fragilização dos contornos de grãos.⁽³⁻⁶⁾

Diversas ligas de magnésio têm sido desenvolvidas visando melhorar a resistência à fluência em altas temperaturas. Ligas com adição de metais terras raras na forma de mischmetal rico em cério (50%Ce–25%La–20%Nd– 5%Pr), têm sido desenvolvidas para satisfazer simultaneamente as necessidades de alta resistência e boas propriedades de fundibilidade. O alumínio reage prontamente com metais terras raras formando o composto acicular Al₁₁RE₃ de alto ponto de fusão nos contornos de grãos melhorando a resistência à fluência.⁽⁶⁾ Entretanto, tem sido registrado que o composto Al₁₁RE₃ se decompõe durante regime de fluência e conduz a formação de compostos Al₂RE e β -Mg₁₇Al₁₂.^(7,8) Pesquisas recentes mostraram que a adição de lantânio no sistema Mg-Al-RE fornece uma melhoria nas propriedades de fluência. A adição de lantânio resulta na cristalização de uma grande quantidade de compostos aciculares Al₁₁La₃ cruzando contornos de grãos, sendo mais estáveis e constituindo obstáculos muito efetivos ao deslizamento de grãos.⁽³⁾

Sabe-se que a propriedade mecânica de um componente fundido está diretamente relacionada com os tipos de microestruturas presentes formadas durante processo de solidificação e de fatores tais como tamanho e morfologia dos grãos, porosidades, tamanho, forma e distribuição das inclusões, heterogeneidades de composição química, presença de partículas de segunda fase etc.

A transição colunar-equiaxial (TCE) tem sido objeto de inúmeros estudos nas últimas décadas, uma vez que é de fundamental importância a compreensão das relações entre variáveis de solidificação e a estrutura resultante para o desenvolvimento de melhorias de processo para obtenção de peças de alta qualidade. Para a análise quantitativa dessa transição, a literatura apresenta o modelo de Flood e Hunt,⁽⁹⁾ no qual expressões analíticas apresentadas em relação a gradientes térmicos, velocidade de solidificação, composição química e parâmetros

de nucleação, permitem definir uma região de transição. A maioria dos critérios da literatura é baseada em um gradiente térmico mínimo, para o qual ocorreria a transição.⁽¹⁰⁻¹²⁾

Entretanto trabalhos recentes^(13,14) evidenciam que nenhum critério baseado isoladamente ou na velocidade da isoterma liquidus (V_L) ou no gradiente de temperaturas à frente desta isoterma (G_L) poderia justificar a ocorrência da transição colunar/equiaxial. Os autores propõem um critério de TCE envolvendo tanto a velocidade de crescimento quanto o gradiente térmico, através da taxa de resfriamento da isoterma liquidus (\dot{T}_L). O crescimento colunar prevaleceria ao longo do lingote para taxas de resfriamento maiores do que um valor crítico que só dependeria do sistema binário. Esses trabalhos foram realizados variando composição de ligas Al-Cu e Sn-Pb, mantendo as mesmas condições de solidificação. O objetivo desse trabalho é a realização de análise térmica em uma liga de magnésio Mg-4%Al-3%La-1%Ca-0,5%Zn (ZAXLa05413), para verificação das temperaturas de início e fim da solidificação (T_L e T_S) e das temperaturas de transformações de fases, além de analisar a influência das condições de solidificação na formação de estruturas e verificar o critério de taxa de resfriamento crítica na TCE, alterando somente variáveis de solidificação tais como \dot{T}_L , V_L e G_L .

2 MATERIAIS E MÉTODOS

A Figura 1a mostra o esquema do dispositivo de solidificação vertical ascendente utilizado no presente trabalho. O metal é fundido dentro do dispositivo e, quando a temperatura do metal líquido atinge um valor pré-determinado, a solidificação se inicia pelo acionamento da água de refrigeração na parte inferior do molde. A fusão é realizada em forno elétrico sob condições de atmosfera controlada e inerte com composição de argônio - 5% hexafluoreto de enxofre (Ar-5%SF₆). Nestas condições, a solidificação se processa na forma vertical ascendente. Uma série de termopares inseridos dentro do metal em diferentes posições a partir da base, conectados a uma placa de aquisição de dados, permite o registro da evolução térmica durante o processo de solidificação. Os termopares utilizados são do tipo K com diâmetro de 1,6mm e bainha de aço inoxidável AISI 420. Os dados obtidos são utilizados posteriormente para o levantamento das variáveis térmicas da solidificação, tais como V_L , G_L e \dot{T} .

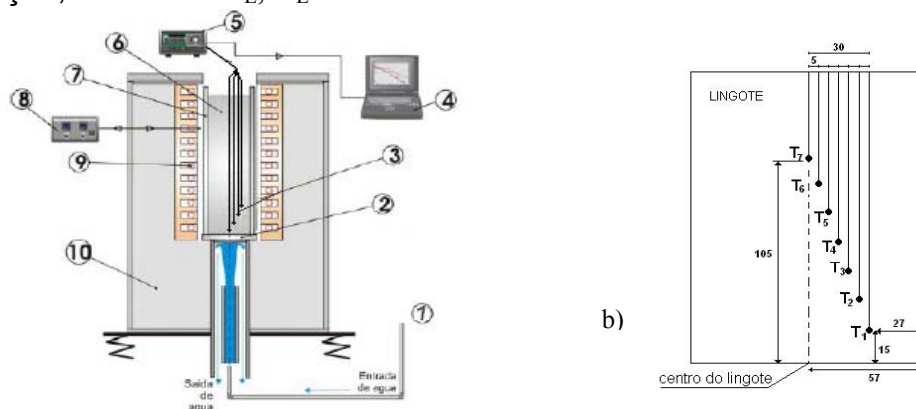


Figura 1. a) Dispositivo de solidificação vertical ascendente: 1) entrada de água; 2) chapa molde; 3) termopares; 4) computador; 5) placa de aquisição de dados; 6) lingote; 7) lingoteira; 8) controle de temperatura; 9) resistências elétricas; 10) paredes de isolamento (adaptado Garcia 2005⁽¹⁵⁾). b) Esquema representativo da distribuição dos termopares no lingote (medidas em milímetros).

Os termopares foram posicionados distantes da base nas seguintes posições: 15 mm; 30 mm; 45 mm; 60mm; 75mm; 90 mm e 105 mm, separados lateralmente 5 mm um do outro conforme o esquema da Figura 1b. A liga em estudo nesse trabalho tem composição semelhante a liga pesquisada por Anyanwu,⁽³⁾ que estudou a influência da microestrutura na resistência à fluência em altas temperaturas. A composição química foi medida via espectrometria de emissão óptica com plasma indutivamente acoplado (ICP OES). Os resultados são mostrados na Tabela 1.

Tabela 1. Composição química da liga obtida via espectrometria de emissão óptica com plasma indutivamente acoplado (ICP OES).

Elemento	(%) especificado (ZAXLa05413)	(%) medido
Alumínio	3,80 – 4,50	4,15
Cálcio	0,80 – 1,00	1,13
Lantânio	3,20 – 3,90	3,00
Zinco	0,50 max.	0,10
Magnésio	balanço	balanço

Como se trata de uma liga não comercial e ainda em estudo, foi realizado um primeiro experimento com solidificação da liga ocorrendo dentro de forno desligado para promoção de baixas taxas de resfriamento, visando a determinação da temperatura liquidus (T_L) e temperatura solidus (T_S). Outros três experimentos com solidificação unidirecional vertical ascendente foram realizados, sendo os dois primeiros sob condições de alto valor de superaquecimento (ΔT_V) e o terceiro com baixo valor de superaquecimento. A Tabela 2 mostra os parâmetros de solidificação adotados nos experimentos.

Tabela 2. Parâmetros iniciais do processo de solidificação observados antes do início do resfriamento.

Experimento	Resfriamento	(T_1)	(T_7)	$\Delta T_V(T_1)^*$	$\Delta T_V(T_7)^{**}$
1)	Lento	760°C	807°C	23%	31%
2)	Unidirecional	786°C	832°C	27%	35%
3)	Unidirecional	789°C	823°C	28%	33%
4)	Unidirecional	690°C	732°C	12%	18%

*Superaquecimento observado no termopar mais próximo da base

** Superaquecimento observado no termopar mais distante da base

A determinação da temperatura liquidus (T_L) e da temperatura solidus (T_S) é obtida por análise das curvas de resfriamento, observando a mudança de inclinação da curva, conforme mostrado na Figura 2a. As taxas de resfriamento são obtidas conforme esquema da Figura 2b, dividindo o intervalo de temperatura pelo intervalo de tempo observado até o momento de T_L e T_S . A partir da obtenção de T_L e seus respectivos tempos, é possível a construção da curva da posição da isoterma liquidus em função do tempo. A partir da derivada dessa curva é obtida a função que correlaciona V_L com o tempo, conforme mostra o esquema da Figura 2c.

De posse dos resultados de V_L e de \dot{T}_L , é obtido o G_L através da relação $G_L = \frac{\dot{T}_L}{V_L}$. Dessa forma, são determinadas as expressões que correlacionam essas variáveis com tempo e posição, obtendo seus valores na TCE.

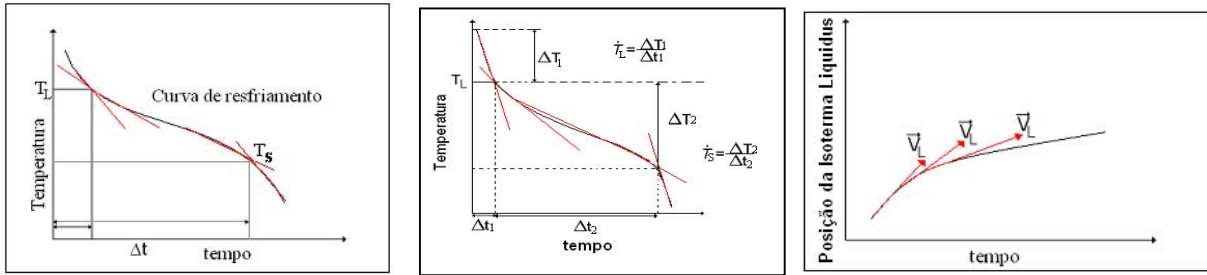


Figura 2. Esquema representativo dos procedimentos adotados para: a) obtenção de T_L e T_S e b) obtenção de taxas de resfriamento e c) obtenção de V_L .

3 RESULTADOS E DISCUSSÕES

A Figura 3a mostra as curvas de resfriamento registradas pelos termopares durante o processo de solidificação com resfriamento lento. O termopar a 105 mm registrou uma interferência ou ruído elétrico, porém isso não impediu o registro da taxa de resfriamento do líquido e das temperaturas de transformações de fases.

A Figura 3b mostra a curva de resfriamento obtida pelo termopar localizado a 90 mm da base com as temperaturas T_L e T_S , além do detalhe da transformação de fase registrada na região pastosa próximo de 608°C e da temperatura de transformação em estado sólido ocorrendo próximo de 528°C . A Tabela 3 mostra as temperaturas de transformação observadas nos experimentos.

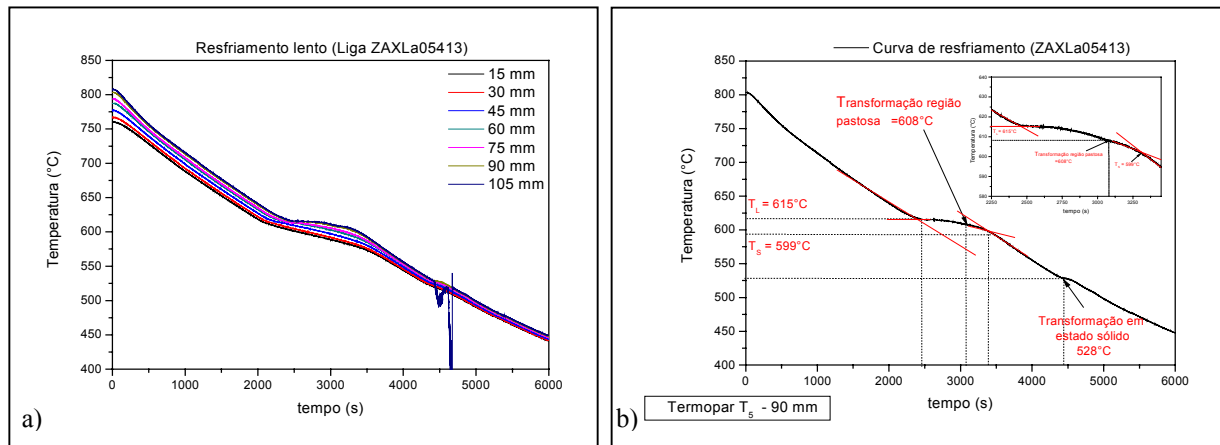


Figura 3. a) Curvas de resfriamento obtidas pelos termopares e b) Curvas de resfriamento registrado pelo termopar localizado a 90 mm, com detalhe da transformação na zona pastosa e no sólido.

Tabela 3. Temperaturas de transformações observadas no experimento 1 com resfriamento lento.

Posição	T_L ($^\circ\text{C}$)	T_S ($^\circ\text{C}$)	Transf. Região Pastosa ($^\circ\text{C}$)	Transf. Estado sólido ($^\circ\text{C}$)
15	613	568	---	523
30	615	575	---	524
45	617	578	606	524
60	619	588	608	527
75	616	592	609	528
90	615	599	608	528
105	616	602	608	-----
Média	615	586	607	525

A transformação observada na zona pastosa próxima de 608°C está relacionada à transformação que ocorre na região interdendrítica ou contorno de grão, uma vez que nessas regiões haverá maior concentração de elementos de liga segregados durante o processo de solidificação. A transformação que ocorre em estado sólido provavelmente pode estar relacionada a mudança de estrutura de βCa para αCa , nos compostos ricos em Al-Ca, conforme indicado no diagrama da Figura 4^a.

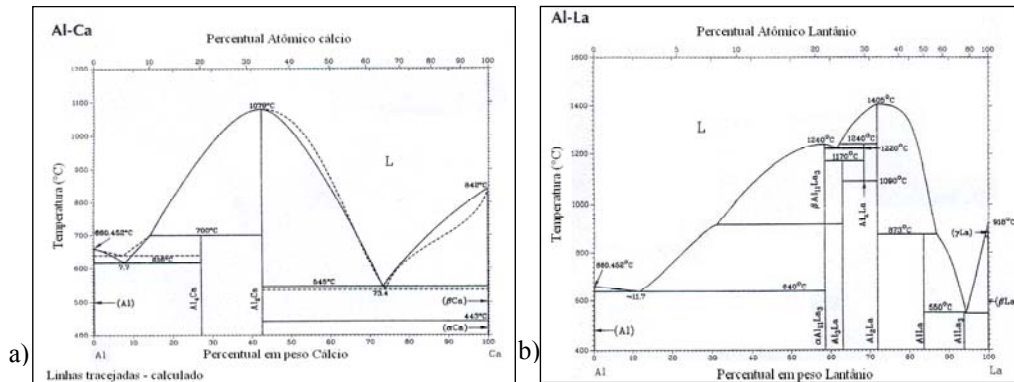


Figura 4. a) Diagrama de fases Al-Ca e b) Diagrama de fases Al-La.

Observações em microscopia eletrônica da varredura (MEV) da amostra revelaram diferenças na morfologia dos compostos ricos em alumínio e lantânio, conforme mostra a Figura 5a e 5b. Além do composto na forma acicular são observados pequenos precipitados facetados. Foram realizadas análises em espectrometria de energia dispersiva (EDS) nesses compostos nas regiões indicadas pelos círculos em vermelho.

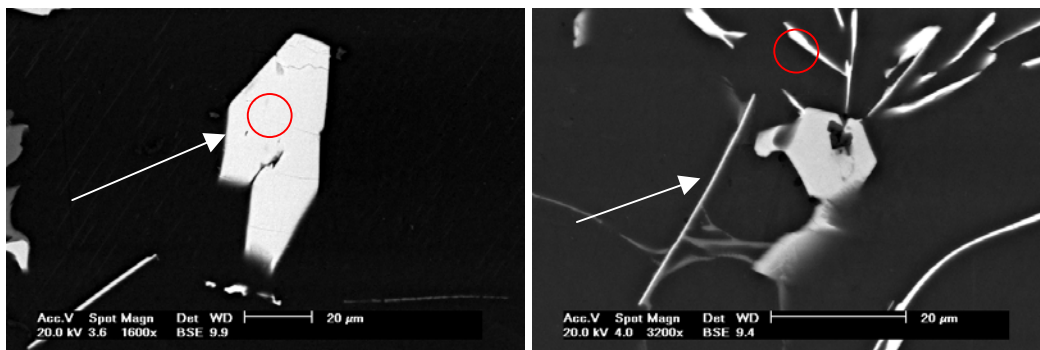


Figura 5. Compostos ricos em alumínio e lantânio formados durante solidificação da liga: a) precipitado de forma facetado e b) Precipitado de forma acicular.

Desconsiderando-se o percentual de magnésio dos precipitados ricos em Al-La, verifica-se que existe uma relação de 65% La com 35% Al para o precipitado facetado e de 50% La com 50% Al para os compostos aciculares. Embora esses resultados sejam apenas de natureza qualitativa, pode-se dizer que o precipitado facetado é provavelmente o composto $\text{Al}_{11}\text{La}_3$ que não se dissolveu para formar o precipitado acicular, ou pode estar havendo a formação do composto Al_3La indicado no diagrama Al-La (Figura 4b) e que apresenta uma composição de Al-63%La.

As Figuras 6a e 6b mostram os espectros obtidos dessas análises e as composições químicas são indicadas na Tabela 4.

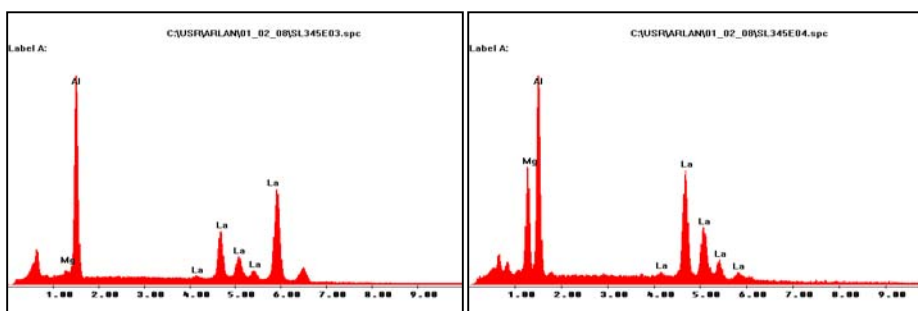


Figura 6. Espectros obtidos das análises via EDS nos compostos ricos em Al-La: a) Espectro do precipitado facetado, b) Espectro do precipitado acicular.

Tabela 4. Resultados de composição química obtidos via EDS para os compostos ricos em alumínio e lantânio.

EDS Precipitado facetado		EDS Precipitado acicular	
<i>Elemento</i>	Porcentual	<i>Elemento</i>	Porcentual
<i>Mg</i>	18,49%	<i>Mg</i>	4,03%
<i>Al</i>	30,06%	<i>Al</i>	48,53%
<i>La</i>	51,46%	<i>La</i>	47,45%
<i>Ca</i>	---	<i>Ca</i>	---

Foram observados dois tipos de estruturas lamelares, sendo uma com espaçamento entre lamelas menor e outro com espaçamento mais grosseiro e denso, conforme indicado na Figura 7. Os resultados em EDS (Tabela 5 e Figura 8) realizados nas lamelas mais claras nos dois compostos (indicado pelos círculos vermelhos na Figura 7) revelam a presença de lantânio no composto lamelar grosseiro e ausência do mesmo no composto lamelar mais fino. Esses resultados indicam que provavelmente a estrutura lamelar mais fina seja o composto $Al_2Ca + \beta Ca$, conforme indicado no diagrama Al-Ca da Figura 4a.

A formação de um tipo de composto lamelar ou de outro parece depender das condições de solidificação. Provavelmente nas regiões onde houver maior segregação de alumínio e cálcio ocorrerá a formação do composto lamelar Al_2Ca , enquanto que o outro composto lamelar grosseiro parece estar relacionado à presença de alumínio, cálcio e lantânio que conduz o sistema a formação de uma estrutura que lembra os compostos aciculares de forma mais espaçada.

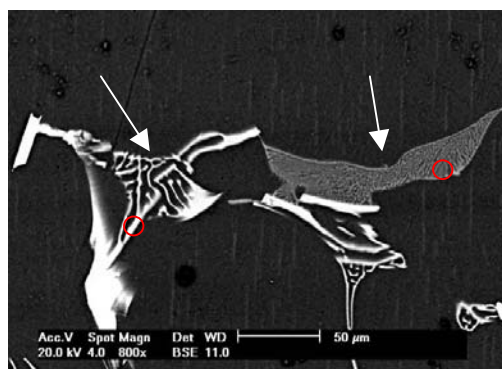


Figura 7. Estruturas lamelares encontradas na amostra: a) Lamelar grosseira (mais clara) e b) Lamelar fina (mais escura).

Tabela 5. Resultado de composição obtido via EDS para os compostos lamelares observados na Figura 7.

EDS composto lamelar grosso		EDS composto lamelar fino	
Elemento	Porcentual	Elemento	Porcentual
<i>Mg</i>	16,56%	<i>Mg</i>	67,71%
<i>Al</i>	42,50%	<i>Al</i>	13,22%
<i>La</i>	9,15%	<i>La</i>	0,89%
<i>Ca</i>	32,04%	<i>Ca</i>	18,18%

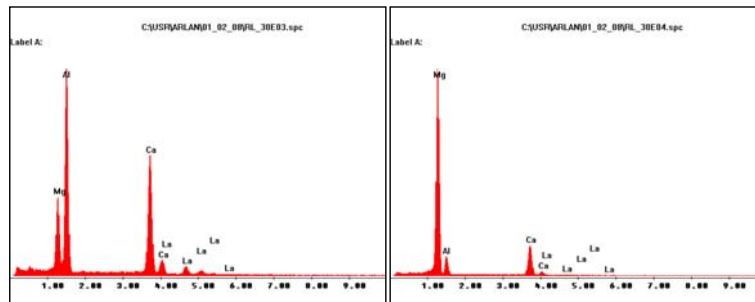


Figura 8. Espectros obtidos nas análises via EDS: a) Espectro referente ao composto lamelar grosso e b) Espectro referente ao composto lamelar fino.

A Figura 9 mostra as macrografias obtidas nos experimentos, onde se observam somente grãos equiaxiais no experimento 1 com resfriamento lento. Os experimentos com resfriamento unidirecional mostram grãos colunares crescendo da base em direção ao topo do lingote. No experimento 4, com baixo superaquecimento do líquido, obteve-se uma estrutura colunar mais refinada em relação aos experimentos com alto superaquecimento.

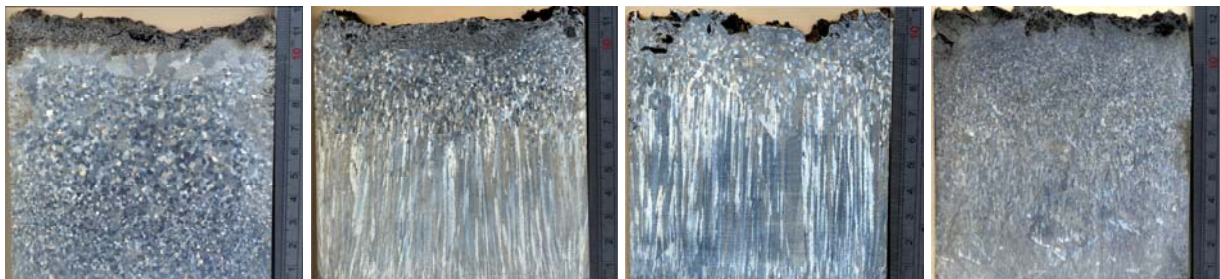


Figura 9. Macrografias obtidas dos experimentos: a) Resfriamento lento, b) e c) Solidificação unidirecional e alto superaquecimento, d) Solidificação unidirecional e baixo superaquecimento.

As taxas de resfriamento tanto no líquido quanto na região pastosa verificadas no experimento 1 com resfriamento lento, são praticamente iguais conforme mostrado na Tabela 6. Entretanto, são observados grãos equiaxiais de tamanhos diferentes ao longo da amostra, e que portanto, não poderiam ser explicados por diferentes taxas de resfriamento. No entanto, os resultados mostram um avanço da frente de solidificação de baixo para cima que obteve maiores velocidades nas regiões mais próximas da base. Como o G_L é extremamente baixo, não houve condições propícias de crescimento de grãos colunares. Dessa forma, a isoterma líquida avançou sob intensa nucleação e crescimento de grãos equiaxiais. Esse fato explicaria os grãos menores presentes nas regiões mais próximas da base. A Figura 10 mostra as curvas obtidas a partir de T_L e seus respectivos tempos correlacionando posição da isoterma líquida com tempo e V_L com o tempo.

Tabela 6. Valores dos parâmetros de solidificação obtidos no processo de solidificação com resfriamento lento.

Posição (mm)	tempo (s)	\dot{T}_L (K/s)	\dot{T}_s (K/s)	V_L (mm/s)	G_L (K/mm)
15	23	0,074	0,028	0,47	0,16
30	55	0,075	0,027	0,32	0,24
45	89	0,077	0,026	0,26	0,30
60	160	0,078	0,024	0,20	0,40
75	247	0,076	0,021	0,16	0,47
90	381	0,076	0,016	0,13	0,57
105	399	0,074	0,015	0,13	0,57

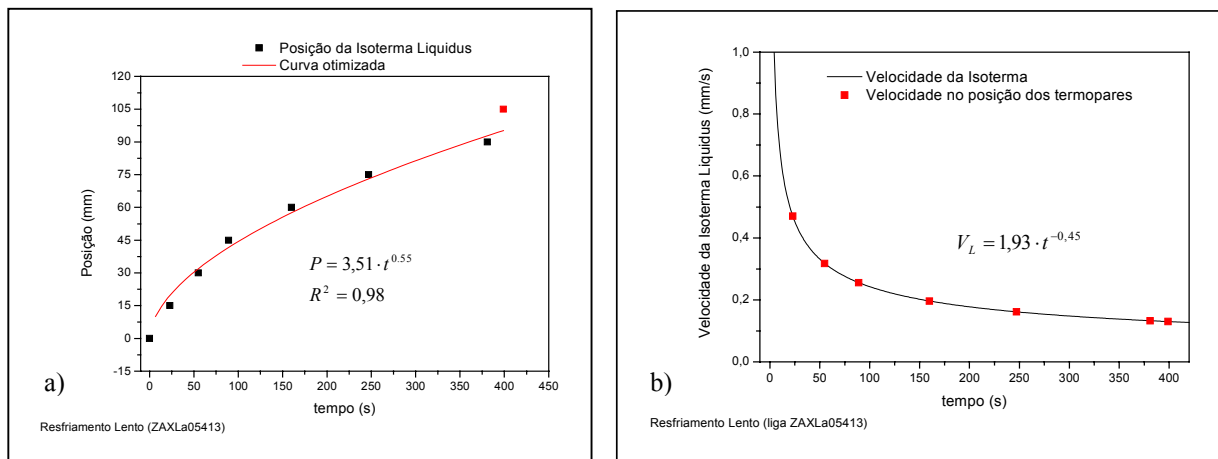


Figura 10. a) Correlação entre posição da isoterma liquidus com o tempo e b) Correlação entre V_L e tempo no experimento 1 com resfriamento lento.

A Figura 11a mostra um exemplo de curva de resfriamento obtida no experimento 4 registrada pelo termopar localizado a 45 mm da base. A Tabela 7 mostra os resultados das variáveis térmicas \dot{T}_L , V_L e G_L no momento da TCE nos experimentos 2, 3 e 4. Os resultados mostram que os valores de V_L e G_L apresentaram diferenças no momento da transição entre os experimentos. No entanto os valores de \dot{T}_L foram muito semelhantes. A variação do grau de superaquecimento provocou diferenças no comportamento de V_L e G_L , conforme observado nos gráficos da Figura 11b, 11c e 11d.

Os resultados permitem observar uma relação entre o superaquecimento e essas variáveis, sendo que altos valores de superaquecimento provocam maiores G_L e menores V_L , e baixos valores de superaquecimento provocam menores valores de G_L e maiores V_L .

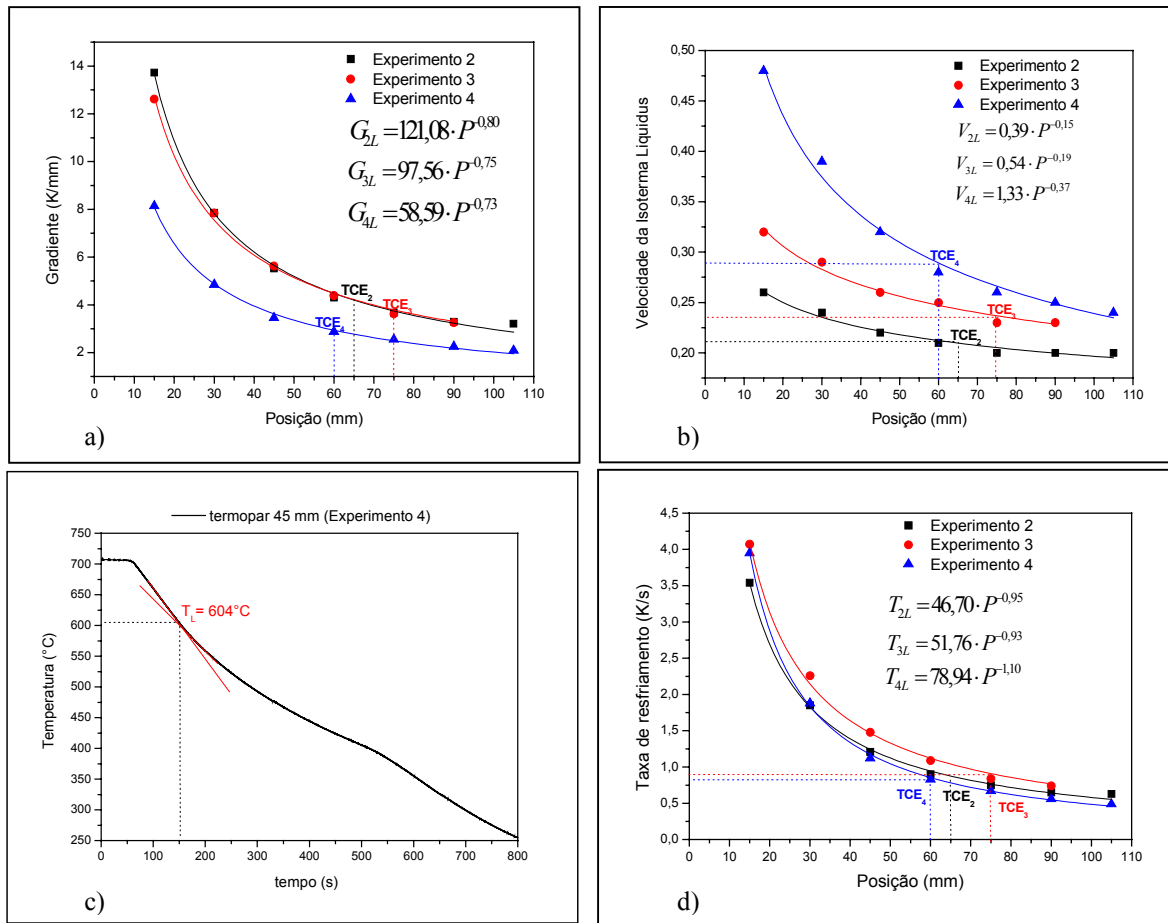


Figura 11. a) Curva de resfriamento obtida no experimento 4 na posição de 45 mm, b) Variação de \dot{T}_L com a posição, c) Variação de G_L com posição e d) Variação de V_L com posição.

Tabela 7. Valores das variáveis de solidificação no momento da TCE nos experimentos 2,3 e 4.

Experimento	V_L (mm/s)	G_L (K/mm)	\dot{T}_L (K/s)
2	0,20	4,3	0,87
3	0,23	3,6	0,84
4	0,28	2,88	0,83

Os resultados sobre o critério de TCE baseado em taxas de resfriamento crítico (\dot{T}_c), para a liga em estudo e nessas condições de solidificação, estariam entre $0,83 \text{ K/s} < \dot{T}_c < 0,87 \text{ K/s}$

4 CONCLUSÕES

Os experimentos realizados permitiram as seguintes conclusões:

- Foi possível uma determinação aproximada de T_L e T_S da liga em estudo, sendo os valores médios encontrados de 615°C e 586°C respectivamente;
- As curvas de resfriamento indicam transformação de fase ocorrendo na zona pastosa em torno de 608°C provavelmente relacionada às reações que ocorrem no contorno de grão ou regiões de segregação interdendríticas;
- As curvas de resfriamento também indicam outra transformação de fase ocorrendo após o fim do processo de solidificação próximo de 526°C . Análises dos

diagramas de fase indicam que a reação mais provável seja a transformação de βCa para αCa , uma vez que as demais reações previstas são de natureza eutética;

- Há diferenças na morfologia dos compostos ricos em alumínio e lantânio, sendo encontrado precipitado acicular e facetado, sugerindo que, ou o composto acicular $\text{Al}_{11}\text{La}_3$ não se dissolveu sob a forma acicular, ou ocorre a formação de outro composto mais rico em lantânio (Al_3La). Parece haver uma relação nos percentuais de alumínio e lantânio entre os dois tipos de precipitados, sendo 65% La com 35% Al para o precipitado facetado e de 50% La com 50% Al para os precipitados aciculares;
- Há diferenças significativas entre os dois compostos lamelares observados na liga. No composto lamelar mais grosseiro há presença de grandes quantidades de alumínio, lantânio e cálcio, enquanto que no composto lamelar mais fino somente presença de alumínio e cálcio. A formação de um ou de outro composto lamelar vai depender das condições de segregação dos elementos de liga;
- Parece haver uma influência maior de V_L na diferença dos grãos equiaxiais observados na macroestrutura do lingote solidificado lentamente;
- Os experimentos indicam que crescimentos de grãos equiaxiais ocorrem com baixos gradientes e crescimento de grãos colunares ocorre com altos valores de V_L e G_L ;
- O critério de transição colunar-equiaxial baseado em termos de taxas de resfriamento crítico também foi adotado, sendo a faixa encontrada entre: $0,83 \text{ K/s} < \dot{T}_c < 0,87 \text{ K/s}$;
- Foi verificado que diferentes valores de superaquecimento do líquido promovem alterações em V_L e G_L . Alto superaquecimento promove maiores valores de G_L e menores valores de V_L , enquanto que superaquecimento baixo promove menores valores de G_L e maiores valores de V_L .

REFERÊNCIAS

- 1 K. Weinert, M. L., D. Opalla, M. Schroer (2003). Magnesium Alloys and Technology. High-Tech Machining of Magnesium and Magnesium Composites. Weinheim, WILEY-VCH Verlag GmbH & Co. KG aA,: 293.
- 2 Jing, B., S. Yangshan, et al. (2006). "Microstructure and tensile creep behavior of Mg-4Al based magnesium alloys with alkaline-earth elements Sr and Ca additions." *Materials Science and Engineering: A* **419**(1-2): 181-188.
- 3 Anyanwu, I. A., Y. Gokan, et al. (2004). "Effect of substituting cerium-rich mischmetal with lanthanum on high temperature properties of die-cast Mg-Zn-Al-Ca-RE alloys." *Materials Science and Engineering* **380**: 93-99.
- 4 Jing, B., S. Yangshan, et al. "Effect of Al contents on microstructures, tensile and creep properties of Mg-Al-Sr-Ca alloy." *Journal of Alloys and Compounds* **In Press, Corrected Proof**.
- 5 Mordike, B. L. (2002). "Creep-resistant magnesium alloys." *Materials Science and Engineering A* **324**(1-2): 103-112.
- 6 Pettersen, G., H. Westengen, et al. (1996). "Microstructure of a pressure die cast magnesium--4wt.% aluminium alloy modified with rare earth additions." *Materials Science and Engineering A* **207**(1): 115-120.

- 7 Moreno, I. P., T. K. Nandy, et al. (2003). "Microstructural stability and creep of rare-earth containing magnesium alloys." *Scripta Materialia* **48**(8): 1029-1034.
- 8 Powell, B. R., V. Rezhets, et al. (2002). "Microstructure and Creep Behavior in AE42 Magnesium Die-Casting Alloy." *JOM* **54**: 34-38.
- 9 S.C. Flood, J. D. H. (1988). *Metals Handbook*, ASM INTERNATIONAL. **V 15**: 130-36.
- 10 Mahapatra, R. B. W., F (1987). "The columnar to equiaxed transition in lead-tin alloys." *Metall. Trans. B* **v. 18B**: p. 425-432.
- 11 Suri, V. K. E.-K., N.; Berry, J. T. (1991). "Control of macrostructure in aluminum casting." *AFS Trans.* **v. 99**: p. 187-191.
- 12 Ziv, I. W., F. (1989). "The columnar to equiaxed transition in Al 3 pct Cu " *Metall. Trans. B* **v. 20b**: p. 731-734.
- 13 Siqueira, C. A., N. Cheung, Garcia, A; (2003). "The columnar to equiaxed transition during solidification of Sn-Pb alloys." *Journal of Alloys and Compounds* **351**(1-2): 126-134.
- 14 Siqueira, C. A., Cheung N. ; Garcia, A; (2002). "Solidification Thermal Parameters Affecting the Columnar to Equiaxed Transition." *Metall. Mater. Trans. A*, **33A**: 2107-2118.
- 15 Garcia, A. (2005). Influência das variáveis térmicas de solidificação na formação da macroestrutura e da microestrutura e correlação com propriedades decorrentes. *Revista Projeções.* **v. 23** p. 13-32.