

Lei de Crescimento de Parâmetro Microestrutural para Ligas Monotéticas à base de Alumínio

Growth Law of Microstructural Parameter for Monotectic Aluminum-based Alloys

José F. A. Braga¹; Cássio A. P. Silva²; José E. Spinelli³; Amauri Garcia⁴; Adrina P. Silva⁵

Resumo

Ligas monotéticas apresentam aplicações promissoras em componentes automotivos resistentes ao desgaste. Muitos estudos têm sido realizados a fim de melhor compreender a reação monotética. Algumas pesquisas assumem que a evolução do espaçamento interfásico (λ) nas ligas monotéticas obedece à clássica relação utilizada para eutéticos: $\lambda v^a G^b = C$, ou ainda a relação de crescimento dendrítico, em que v é a velocidade de solidificação e C uma constante para ambos os casos, G é o gradiente de temperatura e a e b são constantes, entretanto, para alguns casos, as leis apresentadas não se mostraram válidas. No presente trabalho foram analisados os resultados desses experimentos de solidificação unidirecional em regime não estacionário, com as ligas hipomonotéticas Al-0,9%Pb e Al-5,5%In, com a liga monotética Al-1,2%Pb e com as ligas hipermonotéticas Al-5,0%Bi, Al-7,0%Bi e Al-2,1%Pb em configurações de extração de calor ascendente e descendente, a fim de propor nova lei de crescimento unicamente para sistemas monotéticos. Pôde-se estabelecer uma lei para crescimento de monotéticos em função da posição a partir da interface metal/molde, $\lambda = k \cdot (P)^{0.5}$.

Palavras-chave: Solidificação direcional transitória. Sistemas monotéticos. Leis de crescimento. Posição.

Abstract

Monotectic alloys show promising applications in wear-resistant automotive components. Much research has been devoted in order to better comprehend monotectic reactions. Some researches assume that the interphase spacing evolution in monotectic alloys follows the classical relationship used for eutectics: $\lambda v = C$, or the dendritic growth relationship, where v is the solidification velocity and C a constant value for both cases, G is the thermal gradient and a and b are constants. However, some studies reported that the aforementioned growth laws seem not to be valid for some cases. In the present study, the results of directional unsteady-state solidification experiments with hypomonotectic Al-0.9wt%Pb and Al-5.5wt%In, monotectic Al-1.2wt%Pb and hypermonotectic Al-5.0wt%Bi, Al-7.0wt%Bi and Al-2.1wt%Pb alloys, under different heat extracting configurations (upward and downward) were taken into account to propose a new and exclusive growth law for monotectic systems. It was possible to establish a single monotectic growth law as a function of position from the metal/mold interface, $\lambda = k \cdot (P)^{0.5}$.

Keywords: Unsteady-state directional solidification. Monotectic systems. Growth laws. Position.

¹ Aluno de mestrado do Programa de Pós-Graduação em Engenharia Industrial da Universidade Federal do Pará; jofrabraga@bol.com.br

² Aluno de graduação do curso Engenharia Mecânica da Universidade Federal do Pará; Cássio.augusto92@hotmail.com

³ Professor do Departamento de Engenharia de Materiais da Universidade Federal de São Carlos; spinelli@ufscar.br

⁴ Professor da Universidade Estadual de Campinas; amaurig@fem.unicamp.br

⁵ Professora do Curso de Engenharia Mecânica da Universidade Federal do Pará e do Programa de Pós-Graduação em Engenharia Industrial da Universidade Federal do Pará; adrina@ufpa.br

Introdução

As ligas monotéticas têm como característica determinante a solubilidade limitada no estado líquido. Algumas dessas ligas possuem especial importância, como as ligas de alumínio dispersas com chumbo, bismuto e índio, utilizadas como componentes automotivos autolubrificantes (PHANIKUMAR et al., 2004; RATKE et al., 1995; WANG; WEI, 2003). O bismuto, o chumbo e o índio dispersos na matriz de alumínio apresentam baixo ponto de fusão, o que reduz a dureza do material, mas podem melhorar o desempenho em serviço frente ao desgaste abrasivo, uma vez que são capazes de fluir facilmente em condições de deslizamento. O somatório dessas características resulta em um comportamento tribológico favorável. Segundo Silva (2008), as ligas Al-Bi são consideradas potenciais substitutas para materiais contendo adições de chumbo.

Das ligas para mancais utilizadas hoje na indústria automobilística, destaca-se o bronze com chumbo distribuído irregularmente. Os carros do futuro requerem um material de mancal com coeficientes de fricção e desgaste mais baixos, além de poder sustentar pressões dinâmicas mais altas comparadas às oferecidas pelas ligas bronze-chumbo (RATKE, 2005). Além disso, investigações recentes apontaram a possibilidade de fabricação do alumínio poroso com poros profundos utilizando ligas monotéticas e ataque eletroquímico, pois com esse método é possível produzir meios porosos anisotrópicos com tamanhos de poros entre 5 μm e 20 μm , menores do que os obtidos por meio de procedimentos clássicos para fabricação de materiais porosos (YASUDA et al., 2004, 2006).

As distintas morfologias dos sistemas monotéticos têm sido alvo de intensos estudos (AN et al., 2006; CALBERG; BERGMAN, 1985; DERBY; FAVIER, 1983; GRUGEL; LOGRASSO; HELLAWELL, 1984; GRUGEL; HELLAWELL, 1981; KAMIO et al., 1984; KAUKLER; ROSEMBERGER; CURRERI, 1997; OZAWA; MOTEGI, 2004;

RATKE, 2005; RATKE; MULLER, 2005; SILVA; SPINELLI; GARCIA, 2009a, 2009b, SILVA et al., 2010; YANG; LIU, 2001) durante as últimas décadas. Um dos parâmetros microestruturais normalmente investigados é o espaçamento interfásico, λ , sendo bastante comum a utilização da clássica relação para crescimento de sistemas eutéticos de Hunt e Jackson (GARCIA, 2007; STOCKER; RATKE, 1999): $\lambda^2 v = C$ para representá-lo, ou ainda a relação de crescimento dendrítico proposta por Calberg e Bergman (1985), $\lambda v^a G^b = C$, em que v é a velocidade de solidificação e C uma constante para ambos os casos, G é o gradiente de temperatura e a e b são constantes. Não há uniformidade nos valores de C determinados experimentalmente nos diversos trabalhos que se propuseram a encontrar uma relação $\lambda \times v$, nem há concordância quanto à validade dessas leis de crescimento para caracterizar o crescimento de sistemas monotéticos. A imensa maioria desses estudos é baseada na utilização de dispositivos de solidificação do tipo Bridgman que impõe um regime estacionário de extração de calor, com poucos avaliando processos de solidificação de ligas monotéticas em condições transitórias, levando em consideração os efeitos do escoamento das partículas ricas em soluto no volume líquido remanescente, e correlacionando os parâmetros térmicos de solidificação medidos com as estruturas monotéticas obtidas, o que tende a aproximar as experiências da realidade industrial (SILVA et al., 2012; SILVA; GARCIA; SPINELLI, 2013). São também escassos os estudos que analisam a influência da direção de crescimento nos espaçamentos interfásicos e nas dimensões das partículas de bismuto, chumbo e índio.

No que tange às leis de crescimento para sistemas monotéticos, não há lei específica que possa reger o crescimento desses sistemas. Como já foi dito, utilizam-se relações de crescimento dendrítico como aproximação, entretanto essas leis não se mostraram válidas em determinadas condições de solidificação, como no caso da ocorrência de morfologia fibrosa (SILVA, 2011). Nota-se, portanto, a necessidade

da formulação de uma lei específica que possa caracterizar o crescimento de ligas monotéticas.

Procedimento Experimental

No presente trabalho, utilizaram-se para as análises os resultados dos trabalhos de Silva (2008, 2011) referentes à solidificação vertical, ascendente e descendente, de ligas monotéticas do sistema Al-Bi, Al-Pb e Al-In, e de Feitosa (2013) referentes à solidificação vertical ascendente de ligas monotéticas do sistema Al-Bi e Al-Pb, cujos resumos de materiais e métodos são descritos neste trabalho, entretanto detalhamentos são encontrados nas referidas literaturas.

A Tabela 1 apresenta: a relação dos experimentos de solidificação unidirecional realizados com o dispositivo usado, a composição da liga, as temperaturas da linha *liquidus* (ligas hipomonotéticas e hipermonotéticas) ou monotéticas no equilíbrio (T_L ou T_M , respectivamente), vazamento (T_v) junto com o percentual do superaquecimento da temperatura *liquidus* (ΔT_v %).

Tabela 1 - Ensaios experimentais realizados com ligas do sistema Al-Bi, Al-Pb e Al-In.

Dispositivo	Liga	Temperaturas (°C)		
		T_L ou T_M	T_v	ΔT_v (%)
Ascendente (Silva)	Al-3,2%Bi	658,0	690	5,00
Ascendente (Feitosa)	Al-3,2%Bi	658,0	690,9	5,00
Descendente (Silva)	Al-3,2%Bi	658,0	690	5,00
Ascendente (Silva)	Al-5,0%Bi	708,6	744	5,00
Ascendente (Silva)	Al-7,0%Bi	750	788	5,00
Ascendente (Silva)	Al-0,9%Pb	659,6	692	≈ 5
Descendente (Silva)	Al-0,9%Pb	659,6	692	≈ 5

Dispositivo	Liga	Temperaturas (°C)		
		T_L ou T_M	T_v	ΔT_v (%)
Ascendente (Silva)	Al-3,2%Bi	658,0	690	5,00
Ascendente (Feitosa)	Al-3,2%Bi	658,0	690,9	5,00
Descendente (Silva)	Al-3,2%Bi	658,0	690	5,00
Ascendente (Silva)	Al-5,0%Bi	708,6	744	5,00
Ascendente (Silva)	Al-1,2%Pb	659,0	692	5,00
Descendente (Silva)	Al-1,2%Pb	659,0	692	5,00
Ascendente (Silva)	Al-2,1%Pb	720,6	798	10,00
Ascendente (Feitosa)	Al-2,5%Pb	745	782,25	5
Ascendente (Silva)	Al-5,5%In	652,2	671	3,00

Fonte: Adaptado de Silva (2011).

Dessa forma foram utilizados todos os pontos dos resultados experimentais de Silva (2008, 2011) e Feitosa (2013) para espaçamentos interfásicos e diâmetros das partículas para cada posição, e adimensionalizaram-se os resultados dividindo-se cada ponto pelo valor de espaçamento ou diâmetro médio para cada estrutura observada, ou seja, para um lingote no qual se encontrou estrutura de partículas de 0 mm a 40 mm e de fibras de 60 mm a 90 mm, e chamando de λ_i o valor do espaçamento para uma posição i nessa estrutura, tem-se:

- λ_{MED} para a estrutura de partículas = λ_{20} [μm]
- valor da adimensionalização para uma posição i nessa estrutura = λ_i / λ_{20} adimensional
- λ_{MED} para a estrutura de fibras = λ_{75} [μm]
- valor da adimensionalização para uma posição i nessa estrutura = λ_i / λ_{75} adimensional

A adimensionalização tem fundamental importância em análises físicas devido à grande

redução de esforço experimental para se estabelecer a relação entre duas variáveis, além de produzir melhor aproximação do que as próprias variáveis.

Após a adimensionalização, plotaram-se todos os pontos em função da posição da velocidade, calculando-se também o coeficiente de determinação (R^2).

Uma das formas de avaliar a qualidade do ajuste do modelo é por intermédio do coeficiente de determinação. Basicamente, esse coeficiente indica quanto o modelo foi capaz de explicar os dados coletados. O coeficiente de determinação é dado pela expressão

$$R^2 = \frac{SQR}{SQT} = 1 - \frac{SQE}{SQT} = \frac{\tilde{\beta} \sum_{i=1}^n (x_i - \bar{x}) Y_i}{\sum_{i=1}^n (Y_i - \bar{Y})^2} \quad (1)$$

ou seja, é a razão entre a soma de quadrados da regressão e a soma de quadrados total. No modelo com intercepto, pode-se escrever

$$R^2 = \frac{\tilde{\beta} \sum_{i=1}^n (x_i - \bar{x}) Y_i}{\sum_{i=1}^n (Y_i - \bar{Y})^2}$$

$$R^2 = \frac{\sum_{i=1}^n (x_i - \bar{x}) Y_i \sum_{i=1}^n (x_i - \bar{x}) Y_i}{\sum_{i=1}^n (x_i - \bar{x})^2 \sum_{i=1}^n (Y_i - \bar{Y})^2} \quad (2)$$

$$R^2 = \frac{(\sum_{i=1}^n (x_i - \bar{x}) Y_i)^2}{\sum_{i=1}^n (x_i - \bar{x})^2 \sum_{i=1}^n (Y_i - \bar{Y})^2}$$

em que $0 \leq R^2 \leq 1$. Evidentemente, quanto mais próximo da unidade for o coeficiente de determinação, tanto maior será a validade da regressão.

O R^2 é, portanto, uma medida descritiva da qualidade do ajuste obtido. Em geral refere-se ao R^2 como a quantidade de variabilidade nos dados que é explicada pelo modelo de regressão ajustado. Entretanto, o valor do coeficiente de determinação depende do número de observações (n), tendendo a crescer quando diminui. Se $n=2$, tem-se sempre $R^2 = 1$.

O R^2 deve ser usado com precaução, pois é sempre possível torná-lo maior pela adição de um número suficiente de termos ao modelo. Assim,

se, por exemplo, não há dados repetidos (mais do que um valor y para um mesmo x um polinômio de grau $(n - 1)$ dará um ajuste perfeito ($R^2 = 1$) para n dados. Quando há valores repetidos, o R^2 não será nunca igual a 1, pois o modelo não poderá explicar a variabilidade, devido ao erro puro.

Embora R^2 aumente com a adição de termos ao modelo, isso não significa necessariamente que o novo modelo é superior ao anterior. A menos que a soma de quadrados residuais do novo modelo seja reduzida para uma quantidade igual ao quadrado médio residual original, o novo modelo terá um quadrado médio residual maior do que o original, devido à perda de 1 grau de liberdade. Na realidade esse novo modelo poderá ser pior do que o anterior.

A magnitude de R^2 também depende da amplitude de variação da variável regressora (x). Geralmente, R^2 aumentará com maior amplitude de variação dos x e diminuirá em caso contrário. Pode-se mostrar que

$$E [R^2] \cong \frac{\hat{\beta}_1^2 \sum_{i=1}^n (x_i - \bar{x})^2}{\hat{\beta}_1^2 \sum_{i=1}^n (x_i - \bar{x})^2 + \sigma^2} \quad (3)$$

Assim, um valor grande de R^2 poderá ser grande simplesmente porque x variou em uma amplitude muito grande. Por outro lado R^2 poderá ser pequeno porque a amplitude dos x 's foi muito pequena para permitir que uma relação com y fosse detectada. Em geral, também, R^2 não mede a magnitude da inclinação da reta. Um valor grande de R^2 não significa uma reta mais inclinada. Além do mais, ele não leva em consideração a falta de ajuste do modelo; ele poderá ser grande, mesmo que y e x estejam não linearmente relacionados (FONSECA; MARTINS, 1993; WONNACOTT; WONNACOTT, 1990). Dessa forma, vê-se que apesar de neste trabalho ter-se tomado como base de ajuste os valores de R^2 , sendo este amplamente aceito na literatura (FEITOSA, 2013; SANTOS et al., 2014; SILVA; GARCIA; SPINELLI, 2013; SILVA, 2011), este não deve ser considerado sozinho, mas sempre aliado a outros diagnósticos do modelo.

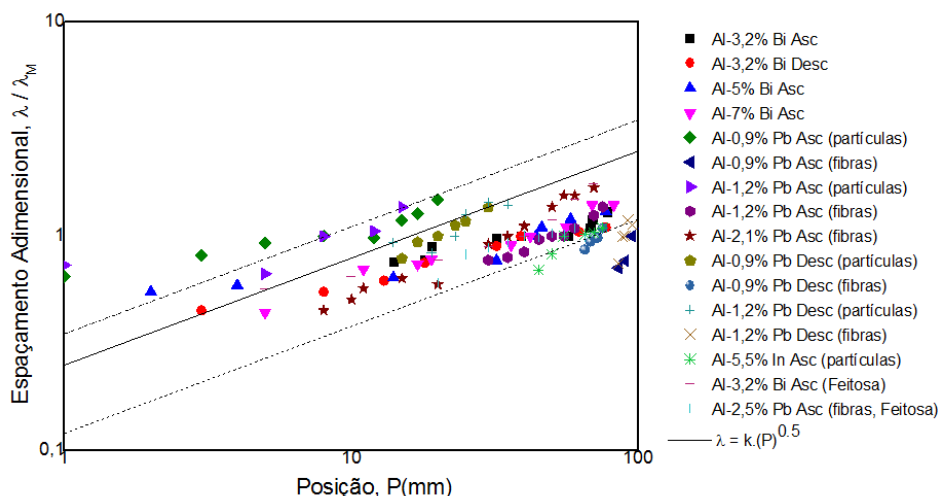
Resultados e Discussões

Os gráficos das Figuras 1 e 2 apresentam os valores dos espaçamentos interfásicos e diâmetro das partículas (quando houver), respectivamente, em função da posição, para todas as estruturas monotéticas analisadas. Nos casos em que houve a ocorrência de morfologias diferentes no mesmo lingote, este foi dividido de acordo com o tipo de morfologia encontrada (globular ou fibrosa). Para esses casos, a posição adotada como referência para adimensionalização foi a posição média de cada estrutura. Como se pode perceber, houve um colapso entre todos os resultados obtidos para ambos os casos e uma única lei de crescimento pode ser estabelecida em cada caso, da forma $\lambda = k.(P)^{0,5}$. Observa-se, além dos pontos colapsados, que as curvas tendem a certo paralelismo entre elas, fato utilizado para poder encontrar o valor de k que melhor representasse cada uma das situações experimentais obtidas. O colapso entre os pontos é melhor visualizado em escala log-log, que possui a capacidade de reduzir a dispersão dos dados e, portanto, apresentar melhor qualidade em relação à escala linear para esse caso.

As Tabelas 2 a 4 apresentam os valores de k obtidos para os melhores coeficientes de

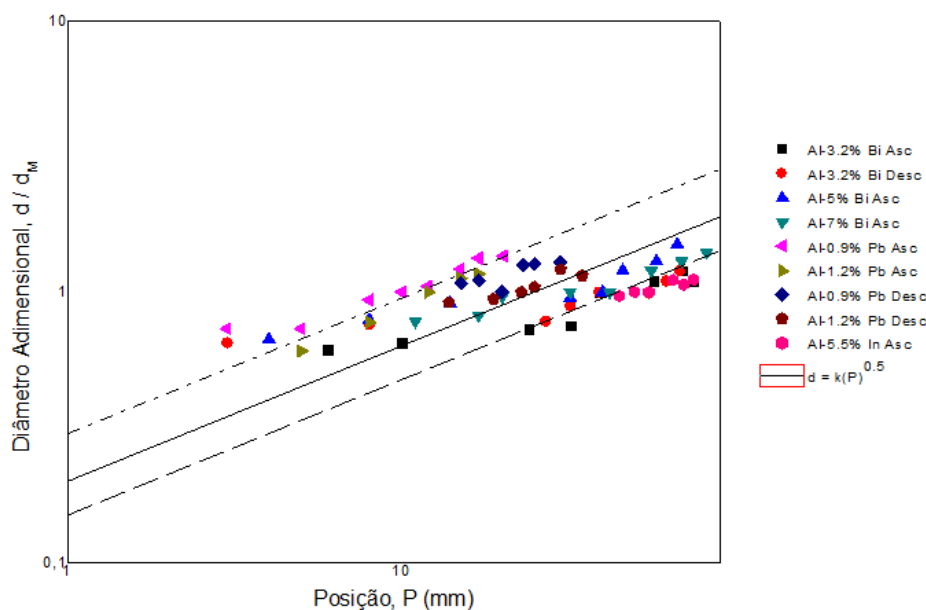
correlação encontrados para cada caso, separados por liga. Observando as tabelas, nota-se que nenhum coeficiente de determinação ficou na faixa considerada de intensidade fraca (0 a 0,3), encontrando-se a maioria na faixa de intensidade moderada (0,3 a 0,7) e alguns na faixa de intensidade forte (acima de 0,7), o que é considerado um resultado satisfatório dado o número de experimentos analisados. Nota-se ainda que os valores de k , tanto para fibras quanto para partículas, encontram-se na faixa de 0,1 a 0,19, com exceção das partículas de chumbo, que se encontraram todas com valores de k acima dos referidos anteriormente, sendo estes ainda mais altos quando tomados os resultados obtidos nos experimentos com configuração ascendente (k variando de 0,32 a 0,33). Além disso, pode-se perceber que os valores de k , quando observados nos experimentos com ocorrência de partículas, são bastante próximos em determinadas situações, o que induz à elaboração da Tabela 5, que mostra os novos valores de k obtidos para cada situação, evidenciando que para esses casos uma única função pode ser estabelecida para representar a evolução dos espaçamentos e diâmetros das partículas em função da posição a partir da interface metal/molde em cada sistema, à exceção da liga Al-Pb, onde se diferem os casos ascendente e descendente.

Figura 1 – Espaçamentos interfásicos globulares e fibrosos em função da posição para todas as ligas estudadas



Fonte: Autoria própria.

Figura 2 - Diâmetro das partículas em função da posição para todas as ligas estudadas em que houve a ocorrência de partículas.



Fonte: Autoria própria.

Tabela 2 – Valores da constante k obtida e respectivos coeficientes de correlação para a função espaçamento/diâmetro versus posição encontrados para os experimentos realizados com as ligas do sistema Al-Bi.

Liga/Parâmetro	Tipo de Experimento	Estrutura	k	R^2
Al-3,2%Bi, espaçamento - Silva	Ascendente	Partícula	0,15	0,60
Al-3,2%Bi, diâmetro	Ascendente	Partícula	0,14	0,81
Al-3,2%Bi, espaçamento - Feitosa	Ascendente	Partícula	0,19	0,78
Al-3,2%Bi, espaçamento	Descendente	Partícula	0,14	0,72
Al-3,2%Bi, diâmetro	Descendente	Partícula	0,16	0,48
Al-5%Bi, espaçamento	Ascendente	Partícula	0,15	0,70
Al-5%Bi, diâmetro	Ascendente	Partícula	0,17	0,60
Al-7%Bi, espaçamento	Ascendente	Partícula	0,16	0,83
Al-7%Bi, diâmetro	Ascendente	Partícula	0,16	0,67

Fonte: Autoria própria.

Tabela 3 – Valores da constante k obtida e respectivos coeficientes de correlação para a função espaçamento/diâmetro versus posição encontrados para os experimentos realizados com as ligas do sistema Al-Pb.

Liga/ Parâmetro	Tipo de Experimento	Estrutura	K	R ²
Al-0,9%Pb, espaçamento	Ascendente	Partícula	0,33	0,67
Al-0,9%Pb, diâmetro	Ascendente	Partícula	0,32	0,63
Al-0,9%Pb, espaçamento	Descendente	Partícula	0,23	0,71
Al-0,9%Pb, diâmetro	Descendente	Partícula	0,25	0,51
Al-1,2%Pb, espaçamento	Ascendente	Partícula	0,33	0,54
Al-1,2%Pb, diâmetro	Ascendente	Partícula	0,33	0,61
Al-1,2%Pb, espaçamento	Descendente	Partícula	0,24	0,58
Al-1,2%Pb, diâmetro	Descendente	Partícula	0,21	0,62
Al-0,9%Pb, espaçamento	Ascendente	Fibra	0,10	0,60
Al-0,9%Pb, espaçamento	Descendente	Fibra	0,12	0,35
Al-1,2%Pb, espaçamento	Ascendente	Fibra	0,14	0,77
Al-1,2%Pb, espaçamento	Descendente	Fibra	0,11	0,36
Al-2,1%Pb, espaçamento	Ascendente	Fibra	0,19	0,84
Al-2,5%Pb, espaçamento - Feitosa	Ascendente	Fibra	0,15	0,62

Fonte: Autoria própria.

Tabela 4 – Valores da constante k obtida e respectivos coeficientes de correlação para a função espaçamento/diâmetro versus posição encontrados para os experimentos realizados com as ligas do sistema Al-In.

Liga/ Parâmetro	Tipo de Experimento	Estrutura	k	R ²
Al-5,5%In, espaçamento	Ascendente	Partícula	0,12	0,66
Al-5,5%In, diâmetro	Ascendente	Partícula	0,13	0,50

Fonte: Autoria própria.

Tabela 5 – Valores ajustados da função obtida e respectivos coeficientes de correlação para a função espaçamento/diâmetro versus posição encontrados para os experimentos realizados com as ligas do sistema Al-Bi, Al-Pb e Al-In.

Liga	Tipo de Experimento	Função	R ²
Al-Bi	Ascendente e Descendente	$\lambda = 0,152.(P)^{0,5}$	0,48 – 0,82
Al-Pb	Ascendente	$\lambda = 0,33.(P)^{0,5}$	0,54 – 0,67
	Descendente	$\lambda = 0,23.(P)^{0,5}$	0,37 – 0,71
Al-In	Ascendente	$\lambda = 0,125.(P)^{0,5}$	0,33 - 0,65

Fonte: Autoria própria.

Conclusões

Baseado nos resultados das investigações conduzidas ao longo deste trabalho, somados às comparações realizadas, e tendo como referência os demais estudos contidos na literatura no assunto, observou-se que quando tomados os valores de espaçamento *versus* posição e diâmetro *versus* posição para as ligas estudadas, uma única lei experimental pôde ser proposta, da forma $\lambda = k.(P)^{0,5}$, com nenhum coeficiente de determinação encontrado na faixa considerada de “intensidade fraca”, o que é considerado satisfatório, dado o número de experimentos analisados.

Agradecimentos

Os autores agradecem ao Conselho Nacional de Desenvolvimento Científico e Tecnológico (CNPq), ao Instituto Federal de Educação, Ciência e Tecnologia do Pará (IFPA), à Universidade Federal do Pará (UFPA), pelos apoios na concessão de bolsas de Iniciação Científica e financeiro.

Referências

AN, J.; SHEN, X. X.; LU, Y.; LIU, Y. B. Microstructure and tribological properties of Al-Pb alloy modified by high current pulsed electron beam. *Wear*, Lausanne, v. 261, p. 208-215, 2006.

CALBERG, T.; BERGMAN, A. On the Formation of irregular monotectic structures, *Scripta Metallurgica*, Elmsford, v. 19, p. 333-336, 1985.

DERBY, B.; FAVIER, J. J. A criterion for the determination of monotectic structure. *Acta Metallurgica*, Elmsford, v. 31, p. 1123-1130, 1983.

FEITOSA, E. S. F. Desenvolvimento de correlações entre microestruturas de solidificação e resistências ao desgaste e à corrosão. 2013. Tese (Doutorado em Engenharia Mecânica) - Universidade Estadual de Campinas, Campinas.

FONSECA, J. S.; MARTINS, G. A. *Curso de estatística*. 4. ed. São Paulo: Atlas, 1993.

GARCIA, A. *Solidificação: fundamentos e aplicações*. São Paulo: Unicamp, 2007.

GRUGEL, R. N.; HELLAWELL, A. Alloy solidification in systems containing a liquid miscibility gap. *Metallurgical Transactions A*, New York, v. 12, p. 669-681, 1981.

GRUGEL, R. N.; LOGRASSO, T. A.; HELLAWELL, A. The solidification of monotectic alloys: microstructures and phase spacings. *Metallurgical Transactions A*, New York, v. 15, p. 1003-1012, 1984.

KAMIO, A.; TEZUKA, H.; KUMAI, S.; TAKAHASHI, T. Unidirectional solidification structure of Al-In monotectic alloys. *Transactions of the Japan Institute of Metals*, Sendai, v. 25, p. 569-574, 1984.

KAUKLER, W. F.; ROSEMBERGER, F.; CURRERI, P. A. In situ studies of precipitate formation in Al-Pb monotectic solidification by x-ray transmission microscopy. *Metallurgical and Materials Transactions A*, Warrendale, v. 28, p. 1705-1710, 1997.

- OZAWA, S.; MOTEGI, T. Solidification of hypermonotectic Al-Pb alloy under microgravity using a 1000-m drop shaft. *Materials Letters*, Amsterdam, v. 58, p. 2548-2552, 2004.
- PHANIKUMAR, G.; DUTTA, P.; GALUN, R.; CHATTOPADHYAY, K. Microstructural evolution during remelting of laser surface alloyed hypermonotectic al-bi alloy. *Materials Science and Engineering A*, Lausanne, v. 371, p. 91-102, 2004.
- RATKE, L.; DIEFENBACH, S.; DREES, S.; ALKEMPER, J.; PRINZ, B.; ROMERO, A.; AHLBORN, H. Multi-droplet marangoni motion in immiscible Al-Si-Bi alloys – results of a d-2 experiment. *Advanced in Space Research*, Oxford, v. 16, n. 7, p. 185-190, 1995.
- RATKE, L. Theoretical considerations and experiments on microstructural stability regimes in monotectic alloys. *Materials Science and Engineering A*, Lausanne, v. 413-414, p. 504-508, 2005.
- RATKE, L.; MULLER, A. On the destabilisation of fibrous growth in monotectic alloys. *Scripta Materialia*, Bethesda, v. 54, p. 1217-1220, 2005.
- SANTOS, W. L. R.; BRITO, C.; QUARESMA, J. M. V.; SPINELLI, J. E.; GARCIA, A. Plate-like cell growth during directional solidification of a Zn-20wt%Sn high-temperature lead-free solder alloy. *Materials Science and Engineering B*, Lausanne, v. 182, p. 29-36, 2014.
- SILVA, A. P. et al. Microstructural development during transient directional solidification of a hypomonotectic Al-In alloy. *Philosophical Magazine Letters*, London, v. 92, p. 442-450, 2012.
- SILVA, A. P.; GARCIA, A.; SPINELLI, J. E. Microstructural morphologies and experimental growth laws during solidification of monotectic and hypermonotectic Al-Pb alloys. *Journal of Materials Science & Technology*, United Kingdom, p. 1-7, 2013.
- SILVA, A. P.; SPINELLI, J. E.; GARCIA, A. Microstructural evolution during upward and downward transient directional solidification of hypomonotectic and monotectic Al Bi alloys, *Journal of Alloys and Compounds*, Lausanne, v. 480, p. 485-493, 2009b;
- SILVA, A. P.; SPINELLI, J. E.; GARCIA, A. Thermal Parameters and microstructure during transient directional solidification of a monotectic Al-Bi alloy, *Journal of Alloys and Compounds*, Lausanne, v. 475, p. 347-351, 2009a.
- SILVA, A. P.; SPINELLI, J. E.; MANGELINCK-NOËL, N.; GARCIA, A. Microstructural development during transient directional solidification of hypermonotectic Al-Bi alloys, *Materials & Design*, v. 31, pp. 4584-4591, 2010.
- SILVA, M. A. P. S. Solidificação transitória de ligas hipomonotética e monotéticas do sistema Al-Bi. 2008. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) - Universidade Estadual de Campinas, Campinas.
- SILVA, M. A. P. S. *Solidificação transitória de ligas dos sistemas monotéticos Al-Bi, Al-Pb e Al-In*. 2011. Tese (Doutorado em Engenharia Mecânica) - Universidade Estadual de Campinas, Campinas.
- STOCKER, C.; RATKE, L. A New Jackson-Hunt model for monotectic composite growth. *Journal of Crystal Growth*, Amsterdam, v. 203, p. 582-593, 1999.
- WANG, N.; WEI, B. Phase separation and structural evolution of undercooled Fe-Sn monotectic alloy. *Materials Science and Engineering A*, Lausanne, v. 345, p. 145-154, 2003.
- WONNACOTT, T. H.; WONNACOTT, R. J. *Introductory statistics*. New York: John Wiley & Sons, 1990.
- YANG, S.; LIU, W. J. Effects of transverse magnetic field during directional solidification of monotectic Al-6,5wt%Bi alloy. *Journal of Materials Science*, Norwell, v. 36, p. 5351-5355, 2001.
- YASUDA, H.; OHNAKA, I.; FUJIMOTO, S.; SUGIYAMA, A.; HAYASHI, Y.; YAMAMOTO, M.; TSUCHIYAMA, A.; NAKANO, T.; UESUGI, K.; KISHIO, K. Fabrication of porous aluminum with deep pores by using Al-In monotectic solidification and electrochemical etching. *Materials Letters*, Amsterdam, v. 58, p. 911-915, 2004.

YASUDA, H.; OHNAKA, I.; FUJIMOTO, S.; TAKEZAWA, N.; TSUCHIYAMA, A.; NAKANO, T.; UESUGI, K. Fabrication of aligned pores in aluminum by eletrochemical dissolution of monotectic alloys solidified under a magnetic field. *Scripta Materialia*, Bethesda, v. 54, p. 527-532, 2006.

Recebido em 5 Agosto, 2014 – Received on August 5, 2014
Aceito em 28 Setembro, 2015 – Accepted on September 28, 2015