

A INFLUÊNCIA DA CONVECÇÃO NO LÍQUIDO NOS ESPAÇAMENTOS DENDRÍTICOS PRIMÁRIOS E SECUNDÁRIOS NA SOLIDIFICAÇÃO VERTICAL DESCENDENTE DE LIGAS Al-Cu

D. M. Rosa¹J. E. Spinelli²I. L. Ferreira³A. Garcia⁴

Resumo

Os espaçamentos dendríticos são parâmetros microestruturais importantes resultantes do processo de solidificação. Eles afetam os perfis de microsegregação e governam a formação de segundas fases na região interdendrítica, conseqüentemente, influenciam nas propriedades mecânicas do material. Poucos estudos têm analisado os efeitos da convecção no líquido interdendrítico, bem como a influência da direção de crescimento, em relação à gravidade, nos espaçamentos dendríticos. Com o intuito de analisar esses fatores ainda pouco explorados, um dispositivo de solidificação unidirecional descendente para condições transitórias de extração de calor foi construído, tendo como base de funcionamento uma câmara de refrigeração de aço inoxidável 310, posicionada sobre uma lingoteira do mesmo material. Ligas hipoeutéticas do sistema Al-Cu foram utilizadas nos experimentos. Após a obtenção dos lingotes e registro dos perfis térmicos experimentais, foram determinadas as variáveis térmicas de solidificação, as quais foram correlacionadas aos parâmetros microestruturais experimentais. Dessa forma, foram determinadas equações experimentais de crescimento. Realizou-se também uma análise comparativa dos espaçamentos dendríticos com resultados obtidos para solidificação vertical ascendente de ligas de mesma composição.

Palavras-chave: Solidificação; Espaçamento dendrítico; Crescimento dendrítico.

INFLUENCE OF MELT CONVECTION ON PRIMARY AND SECONDARY DENDRITE SPACINGS OF DOWNWARD UNSTEADY-STATE SOLIDIFICATION OF Al-Cu ALLOYS

Abstract

The dendritic spacing is important microstructural parameter involved in solidification processes. They can affect not only microsegregation profiles but also the formation of secondary phases within interdendritic regions, which influences mechanical properties of cast structures. A small number of studies have been carried out in order to analyze the effects of melt convection within the interdendritic region or to verify the influence of the direction of growth in the dendritic arm spacings. In this work, an experimental approach is developed to quantitatively determine the solidification thermal variables during downward unsteady state solidification of hypoeutectic Al-Cu alloys. Thus, those parameters are correlated with dendritic spacings, which have been measured along cross and longitudinal sections of ingots solidified under downward unsteady-state heat flow conditions. At last, it was conducted a comparison between upward and downward unsteady-state results.

Key words: Solidification; Dendritic spacing; Dendritic growth.

1 INTRODUÇÃO

Na grande maioria das condições reais de solidificação, como no caso dos processos de fundição e lingotamento contínuo, a morfologia da estrutura é tipicamente dendrítica e não apresenta

alterações significativas ao longo da peça solidificada exceto pelo tamanho dos espaçamentos dendríticos. A elevada importância tecnológica desses processos despertou o grande interesse de pesquisadores no sentido de

¹ Doutorando GPS/DEMA

² Doutor GPS/DEMA

³ Doutor GPS/DEMA

⁴ Professor Titular e Coordenador do GPS

correlacionar quantitativamente os parâmetros térmicos dos processos com os espaçamentos interdendríticos, pois é sabido que espaçamentos interdendríticos menores proporcionam melhores propriedades mecânicas nos produtos fundidos. A maioria dos trabalhos encontrada na literatura é para condições de extração de calor em regime estacionário, sendo necessários maiores esforços de pesquisa para condições de solidificação transitória.

Uma interessante forma de estudar o crescimento de dendritas em peças fundidas é através da análise de estruturas brutas obtidas a partir de sistemas de solidificação unidirecional.⁽¹⁾ Modelos teóricos, fundamentados nesses sistemas de solidificação, foram desenvolvidos para examinar a influência dos parâmetros térmicos da solidificação sobre os espaçamentos dendríticos primários e secundários.⁽²⁻⁶⁾ Somente os modelos de *Hunt-Lu*⁽⁴⁾ e *Bouchard-Kirkaldy*⁽⁶⁾ são aplicáveis a condições de solidificação em regime transitório de extração de calor, os demais são para regime estacionário. Esses estudos têm estabelecido um relacionamento direto desses parâmetros estruturais com os parâmetros térmicos de solidificação mostrados de forma generalizada pela Equação 1.

$$(\lambda_c, \lambda_1, \lambda_2) = C(G_L, V_L, \dot{T})^n, \quad [1]$$

onde, C é uma constante que depende do tipo de liga e n é um expoente que tem sido determinado experimentalmente na literatura para uma série de ligas, λ_c , λ_1 e λ_2 , são respectivamente, os espaçamentos celulares e dendríticos primários e secundários, G_L é o gradiente de temperatura frente à isoterma *liquidus*, V_L é a velocidade de deslocamento da isoterma *liquidus* e \dot{T} ($G_L V_L$) é a taxa de resfriamento.

O presente trabalho tem como objetivos principais correlacionar os parâmetros térmicos de solidificação (V_L e \dot{T}) com os espaçamentos dendríticos primários (λ_1) e secundários (λ_2) para condições de solidificação em regime transitório de extração de calor, levando em consideração o sentido de solidificação descendente, e comparando os resultados obtidos na solidificação vertical ascendente. Também são comparados os resultados experimentais obtidos de λ_1 e λ_2 com os modelos de *Hunt-Lu* e *Bouchard-Kirkaldy*, os quais são explicitados nas equações seguintes [Equações 2 a 6]:

$$\lambda_1 = 0,07798 V^{(a-0,75)} (V' - G')^{0,75} G'^{-0,6028} \quad (\text{Hunt-Lu}) \quad [2]$$

onde:

$$a = -1,131 - 0,1555 \log_{10}(G') - 0,007589 [\log_{10}(G')]^2 \quad [3]$$

$$\lambda_1 = \frac{\lambda_1 \Delta T}{I k_0}, \quad G' = \frac{G_L I k_0}{\Delta T^2} \quad \text{and} \quad V' = \frac{V_L I k_0}{D \Delta T} \quad [4]$$

$$\lambda_1 = a_1 \left(\frac{16 C_0^{1/2} G_0 \epsilon I D}{(1 - k_0) m_L G_L V_L} \right)^{1/2} \quad (\text{Bouchard-Kirkaldy}) \quad [5]$$

$$\lambda_2 = 2 \pi a_2 \left[\frac{4 \Gamma}{C_0 (1 - k_0)^2 T_F} \left(\frac{D}{V_L} \right)^2 \right]^{1/3} \quad (\text{Bouchard-Kirkaldy}) \quad [6]$$

onde C_0 é o teor de soluto (Cu), Γ é o coeficiente de Gibbs-Thomson, D a difusividade de soluto no líquido, $G_0 \epsilon$ é um parâmetro característico $\cong 600 \times 6 \text{ K.cm}^{-1}$, valor esse definido para compostos orgânicos,⁽⁶⁾ ΔT é a diferença entre as temperaturas *liquidus* (T_L) e *solidus* (T_S) de equilíbrio, T_F é a temperatura de fusão do solvente, m_L é a inclinação da linha *liquidus*, k_0 é o coeficiente de partição do soluto, λ_1' é o valor adimensional do raio da ponta da dendrita e a_1 e a_2 são fatores de calibração utilizados para corrigir os modelos correspondentes. O valor de λ_1 descrito no modelo de *Hunt-Lu* [Equações 2 a 4] é o comprimento em metros (SI) do raio da ponta da dendrita, o qual ainda deve ser multiplicado por dois ou por quatro para gerar os valores mínimo e máximo equivalentes ao espaçamento dendrítico primário teórico. Dessa forma, os valores calculados a partir das respectivas equações podem ser comparados com resultados experimentais.

Os espaçamentos dendríticos secundários dependem de V_L , \dot{T} e também do tempo local de solidificação (t_{SL}) que corresponde a diferença entre os tempos de passagem das isothermas *solidus* e *liquidus* por uma determinada posição.

Os valores de G_L experimentais utilizados no cálculo dos modelos teóricos foram obtidos a partir da relação de $\dot{T} = G_L V_L$.

Foram utilizados um sistema de solidificação unidirecional vertical refrigerado a água e três ligas do sistema Al-Cu (Al-3%Cu, Al-5%Cu e Al-8%Cu). Os resultados experimentais são comparados com modelos teóricos de crescimento dendrítico existentes na literatura para regime transitório de extração de calor.

2 PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

Foram utilizadas ligas dos sistemas Al-Cu, câmara de refrigeração, construída em aço inoxidável 310, de formato circular com espessura útil de contato de 3,0 mm e superfície polida, a qual foi apoiada sobre um cilindro vazado de aço inoxidável 310, com 157 mm de altura. Adotou-se, para todas as ligas superaquecimento de 10°C acima das temperaturas *liquidus* de cada liga.

O aparato de solidificação (Figura 1) foi projetado de tal modo que a extração de calor seja realizada somente pela parte superior

refrigerada a água, promovendo uma solidificação direcional vertical descendente.

As ligas foram fundidas *in situ* e as resistências elétricas laterais do forno vertical tiveram sua potência controlada a fim de permitir a obtenção de níveis de superaquecimentos desejados. Para começar a solidificação, as resistências elétricas foram desligadas e ao mesmo tempo o fluxo de água foi iniciado. As temperaturas no metal fundido foram monitoradas durante a solidificação através de um conjunto de sete termopares tipo K (bainha de inox com 1,5 mm de diâmetro) localizados no metal líquido nas seguintes posições em relação à interface metal/câmara: 5mm, 8mm, 13mm, 27mm, 41mm, 62mm e 90mm. Todos os termopares foram conectados por um cabo coaxial a um registrador de dados interligado com um computador, e os dados de temperaturas foram adquiridos automaticamente.

Os termopares foram inseridos lateralmente devido ao fato dessa configuração minimizar os erros de distorção da temperatura real. Portanto, quando instalados os termopares paralelos às isotermais no metal, os erros tornam-se menos agravados do que na situação de posicionamento na direção preferencial do fluxo de calor.⁽⁷⁾

Os lingotes foram seccionados longitudinalmente ao meio, lixados e atacados com uma solução ácida para revelação da macroestrutura. Somente lingotes com estrutura colunar puderam ser avaliados microscopicamente.

Amostras de seções longitudinais e transversais foram extraídas dos lingotes, sendo escolhidas 10 posições de análise da microestrutura ao longo do lingote. As amostras foram eletropolidas e atacadas com o reagente NaOH5%, com tempo de 15-60 s. Em seguida, foram realizadas análises microscópicas com auxílio do sistema de processamento de imagens Neophot 32 (Carl Zeiss, Esslingen, Germany) e Leica Quantimet 500 MC (Leica Imaging Systems Ltda, Cambridge, England), os quais foram utilizados para a quantificação dos espaçamentos dendríticos. Para medição dos espaçamentos dendríticos primários foi adotado o método dos triângulos. Ao passo que, para os espaçamentos dendríticos secundários utilizou-se a técnica das interseções entre os braços adjacentes de uma dendrita primária. Esses métodos para medição dos respectivos parâmetros microestruturais se

encontram esquematizados na Figura 2.⁽⁹⁻¹⁰⁾ Em ambos os métodos, 40 medidas de λ_1 e λ_2 foram realizadas para cada uma das posições previamente selecionadas.

Os valores de λ_2 podem ser medidos de acordo com esquema mostrado na Figura 2. O respectivo método se baseia em calcular o valor de λ_2 pela média das distâncias entres os braços adjacentes (ramificações secundárias) sobre a seção longitudinal (paralela ao fluxo de calor ou a direção de crescimento) de uma dendrita primária, onde n é o número de braços secundários.

As propriedades termofísicas das ligas Al-Cu assumidas neste trabalho foram baseadas na literatura.^(6,11,12)

Resultados obtidos para a solidificação vertical ascendente de ligas Al-Cu⁽¹³⁾ são utilizados como base comparativa para os resultados deste trabalho.

3 RESULTADOS E DISCUSSÕES

A macroestrutura do lingote obtido para a liga Al-5%Cu é mostrada na Figura 3. Nota-se que os grãos são colunares, o que permite uma análise mais confiável das ramificações dendríticas primárias em toda sua extensão. Microestruturas típicas de solidi-

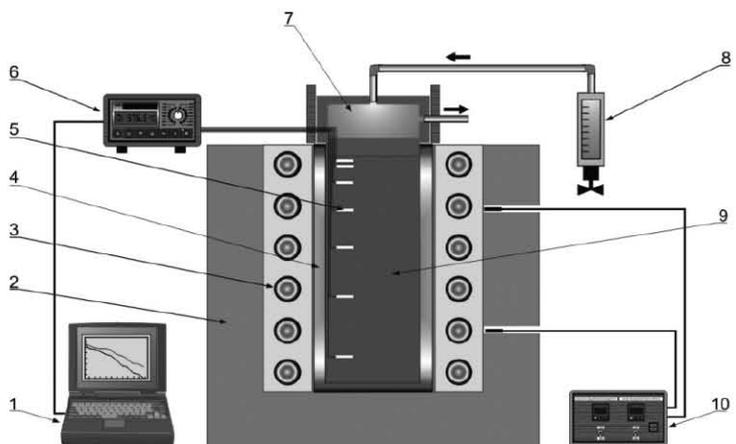


Figura 1. Aparato experimental: 1. Aquisição via computador; 2. Material refratário isolante; 3. Resistências elétricas (sistema de aquecimento); 4. Lingoteira bipartida; 5. Termosensores; 6. Registrador de dados térmicos; 7. Câmara de refrigeração; 8. Rotâmetro; 9. Metal líquido; 10. Controle de potência do forno.

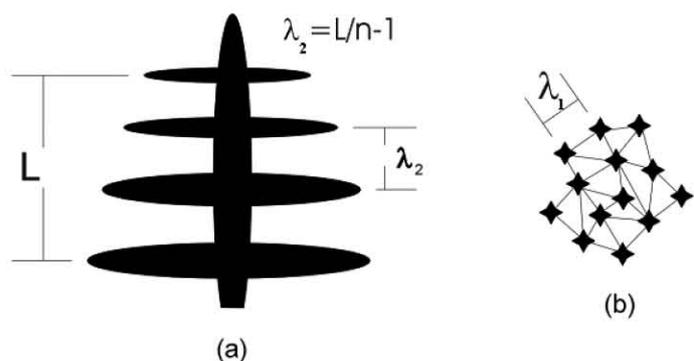


Figura 2. (a) Seção longitudinal de uma estrutura dendrítica para medição de λ_2 ; (b) Seção transversal de uma estrutura dendrítica para quantificação de λ_1 .

ificação observadas nas seções longitudinal e transversal dos lingotes de Al-5%Cu e Al-8%Cu são apresentadas na Figura 4.

Para ambas as ligas Al-5%Cu e Al-8%Cu foram levantados os perfis experimentais dos parâmetros microestruturais λ_1 e λ_2 em função da posição relativa à interface metal/câmara de refrigeração. Os valores médios medidos para os espaçamentos dendríticos primários e secundários da liga Al-5%Cu foram superiores aos obtidos para a liga Al-8%Cu (Figura 5). Considerando-se a variação de valores experimentais dos espaçamentos dendríticos primários e secundários em torno da média, e relacionando-os com as variáveis térmicas de solidificação \dot{T} e V_L , respectivamente, pode-se afirmar que C_0 praticamente não tem influência sobre os valores dos espaçamentos dendríticos, sendo possível representá-los por uma única lei experimental comum a todas as ligas examinadas, conforme mostra a Figura 6. Esses resultados estão concordantes com aqueles encontrados por Sharp e Hellawel,⁽¹⁴⁾ os quais determinaram em seus experimentos para ligas Al-Cu que os espaçamentos dendríticos primários são independentes de C_0 .

Para cada liga foram obtidos os mapeamentos de temperaturas para sete posições dos termopares no metal, através dos quais foram determinadas experimentalmente as velocidades de deslocamento da isoterma *liquidus* (V_L) e as taxas de resfriamento (\dot{T}), conforme procedimento descrito em artigo prévio.⁽¹⁵⁾

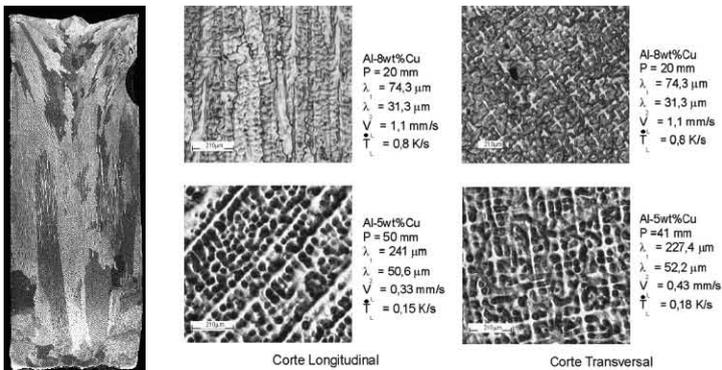


Figura 3. Macroestrutura da liga Al-5%Cu.

Figura 4. Microestruturas características das ligas solidificadas verticalmente na descendente. P é a posição relativa à interface metal/câmara. a) corte longitudinal; b) corte transversal.

[Neste caso, um expoente de $-2/3$ encontrado, para todas as ligas analisadas, caracteriza a lei experimental dos espaçamentos dendríticos secundários com V_L . Este expoente é o mesmo obtido em artigos recentes para vários sistemas de ligas: Sn-Pb, Al-Cu e Zn-Al.^(11,15,16) O expoente $-0,55$ obtido para a lei de crescimento de λ_1 com \dot{T} , está coerente com o valor $-0,50$ sugerido por Bouchard e Kirkaldy⁽⁶⁾ para solidificação transitória.

Como esperado nota-se menores valores de λ_2 para velocidades de deslocamento da isoterma *liquidus* maiores, bem como menores valores de λ_1 para maiores taxas de resfriamento.

A Figura 6 mostra também as leis determinadas para o caso da solidificação ascendente. Para os espaçamentos secundários, o comportamento em função da velocidade de deslocamento da isoterma *liquidus* é essencialmente o mesmo nos dois sentidos da solidificação, o que demonstra que as correntes convectivas induzidas na solidificação descendente são de pouca ou nenhuma influência sobre λ_2 .

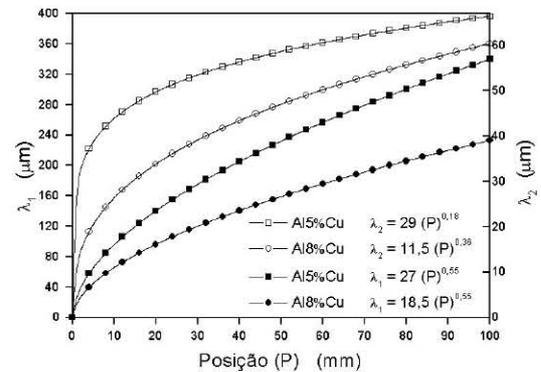


Figura 5. Valores médios de λ_1 e λ_2 em função da posição da interface metal/câmara (P) para ambas as ligas.

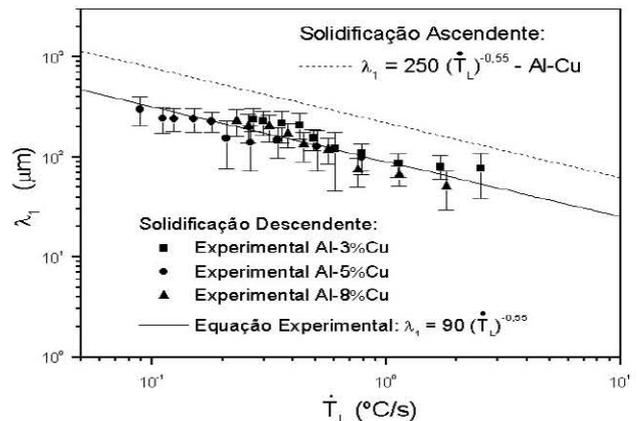
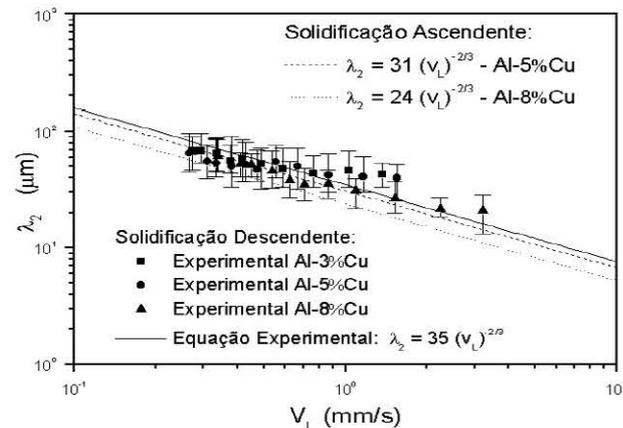


Figura 6. Comparação dos espaçamentos dendríticos em função das variáveis de solidificação para os casos de solidificação ascendente e descendente.

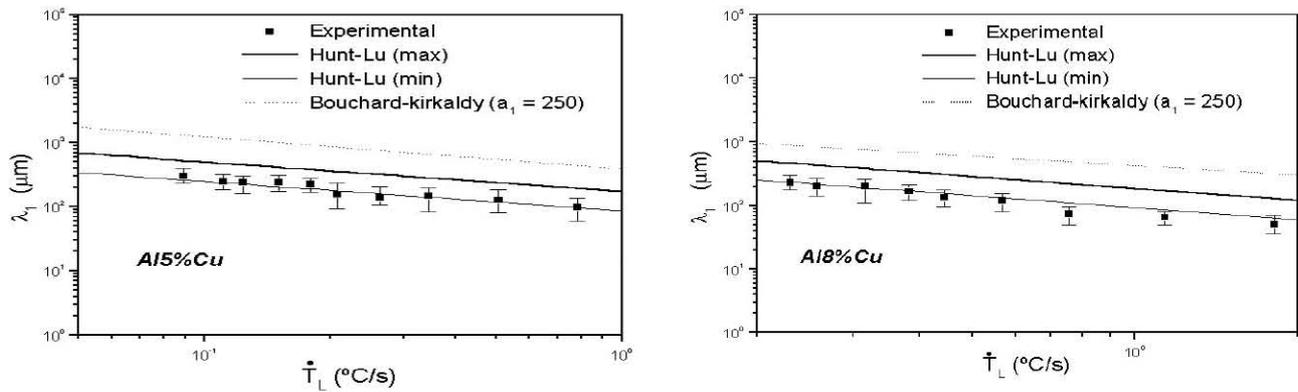


Figura 7. Comparação teórica e experimental dos espaçamentos dendríticos primários em função das taxas de resfriamento para as ligas Al-5%Cu e Al-8%Cu, em condições transitórias de extração de calor.

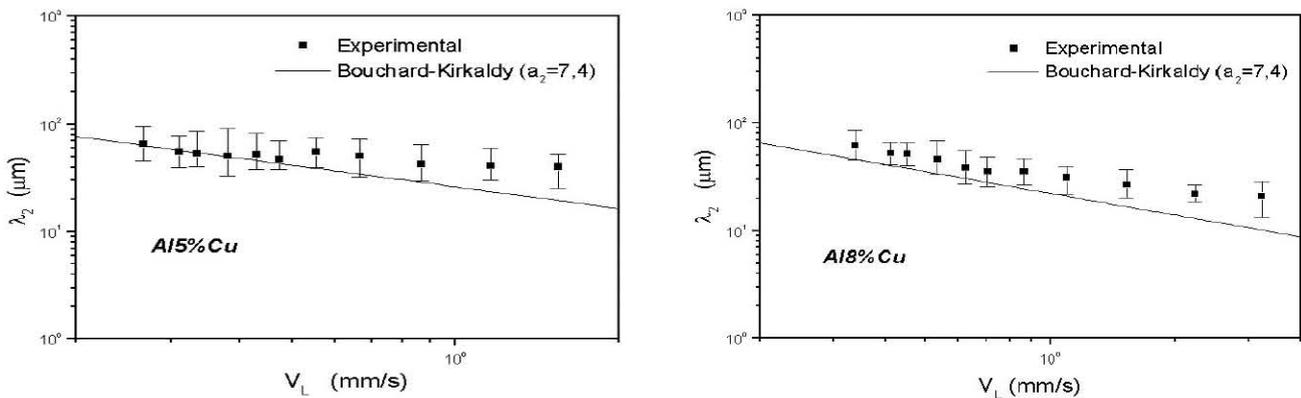


Figura 8. Comparação teórica e experimental dos espaçamentos dendríticos secundários em função das velocidades de deslocamento da isoterma liquidus para as ligas Al-5%Cu e Al-8%Cu, em condições transitórias de extração de calor.

Os espaçamentos primários obtidos em função das taxas de resfriamento para a solidificação descendente são bem menores (da ordem de 3X) que aqueles medidos nas amostras que foram solidificadas no sentido ascendente. Todas as três ligas analisadas representaram uma mesma lei experimental.

As Figuras 7 e 8 apresentam as comparações entre os resultados experimentais de λ_1 e λ_2 obtidos neste trabalho com os modelos teóricos propostos por Hunt-Lu [Equações 2 a 4] e Bouchard-Kirkaldy [Equações 5 e 6]. Os fatores de correção $a_1 = 250$ e $a_2 = 7,4$ foram sugeridos pelos respectivos autores. Observa-se na Figura 7, portanto, para as duas ligas investigadas que o modelo Bouchard-Kirkaldy superestima os valores experimentais, enquanto que o modelo proposto por Hunt-Lu apresenta boa concordância com os resultados obtidos.

Já na Figura 8 o modelo de Bouchard-Kirkaldy para o caso de espaçamentos secundários mostra boa concordância com os resultados experimentais.

O uso da água de refrigeração impõe elevados valores de velocidades e taxas de resfriamento próximo à câmara refrigerada, diminuindo ao longo do processo de solidificação devido ao aumento da resistência térmica pela formação gradativa de metal solidificado. Essa influência, para todas as composições analisadas, se translada para as observações realizadas para os espaçamentos dendríticos primários e secundários. A Figura 6, por exemplo, apresenta para a liga Al-5%Cu, os valores experimentais dos espaçamentos dendríticos primários como função da taxa de resfriamento. Observa-se, portanto, através da Figura 6 que os espaçamentos diminuem com o aumento de \dot{T}_L e V_L .

4 CONCLUSÕES

Os resultados obtidos neste trabalho permitem que sejam extraídas as seguintes conclusões:

Sob condições de fluxo de calor transitório os espaçamentos dendríticos primários e secundários diminuem com o aumento da velocidade de crescimento da isoterma liquidus e da taxa de resfriamento;

Para as ligas Al-Cu investigadas os espaçamentos dendríticos mostraram-se independentes da concentração de soluto da liga;

Para uma mesma taxa de resfriamento o espaçamento dendrítico primário é menor em condições de solidificação descendente do que o correspondente obtido para solidificação ascendente, mostrando ser afetado pelas correntes convectivas geradas nas regiões interdendríticas durante a solidificação descendente.

Para condições de solidificação em regime transitório os modelos de *Hunt-Lu* ($\lambda_1 x$) e *Bouchardy-Kirkaldy* ($\lambda_2 \times V_L$) geraram uma boa concordância com os dados experimentais obtidos para as ligas Al-5%Cu e Al-8%Cu.

Agradecimentos

Os autores agradecem o apoio financeiro da FAPESP, CAPES e do CNPq.

REFERÊNCIAS

- 1 GARCIA, A. **Solidificação: fundamentos e aplicações**. Campinas: Editora da Unicamp, 2001.
- 2 HUNT, J. D. Keynote address: cellular and primary dendrite spacings. In: INTERNATIONAL CONFERENCE ON SOLIDIFICATION AND CASTING OF METALS, 1979, Londres. [S.l.]: Metals Society, 1979. p.3.
- 3 KURZ, W.; FISHER, D.J. **Fundamentals of solidification**. Suíça: Trans Tech Publications, 1992. p. 85
- 4 HUNT, J. D.; LU, S.Z. Numerical modeling of cellular/dendritic array growth: spacing and structure predictions. **Metallurgical and Materials Transactions**, v.27A, n.3, p.611-623, Mar. 1996.
- 5 TRIVEDI, R. Interdendritic spacings: a comparison of theory and experimental. **Metallurgical and Materials Transactions A**, v. 15A, n. 6, p. 977, 1984.
- 6 BOUCHARD, D.; KIRKALDY, J. S. Prediction of Dendrite Arm Spacings in Unsteady and Steady-state Heat Flow of Unidirectionally Solidified Binary Alloys. **Metallurgical and Materials Transactions B**, v. 28B, n.4, p. 651-664, Aug. 1997.
- 7 PIWONKA, T.S.; WOODBURY, K.A.; WIEST, J.M. Modeling casting dimensions: effect of wax rheology and interfacial heat transfer. **Materials and Design**, v.21, n.4, p. 365-372, Aug. 2000.
- 8 GÜNDÜZ, M.; ÇARDILI, E. Directional of aluminium-copper alloys. **Materials Science and Engineering A**, v. 327A, n.2, p. 167-185, Apr. 2002.
- 9 ÇARDILI, E.; GÜNDÜZ, M. The directional solidification of Pb-Sn alloys. **Journal of Materials Science**, v. 35, n.15, p. 3837-3848, Aug. 2000.
- 10 LI, Q.; BECKERMANN, C. Evolution of the sidebranch structure in free dendritic growth. **Acta Materialia**, v. 47, n. 8, p. 2345-2356, June 1999.
- 11 QUARESMA, J. M. V.; SANTOS, C. A.; GARCIA, A. Correlation between unsteady-state solidification conditions, dendrite spacings and mechanical properties. **Metallurgical and Materials Transactions**, v. 31A, n.12, p. 3167-3178, Dec. 2000.
- 12 SIQUEIRA, C. A.; GARCIA, A. Solidification Thermal Parameter Affecting the Columnar-to-Equiaxed Transition. **Metallurgical and Materials Transactions**, v.33A, n.7, p.2107-2118, July 2002.
- 13 ROCHA, O. F. L. **Análise teórico-experimental da transição celular/dendrítica e da evolução da morfologia dendrítica na solidificação unidirecional em condições de fluxo de calor transitório**. 2003. 167p. Tese (Doutorado) – Faculdade de Engenharia Mecânica da Universidade Estadual de Campinas. Campinas: 2003.
- 14 SHARP, R. M.; HELLAWELL, A. The microscopy and composition of quenched solid-liquid Interfaces. **Journal of Crystal Growth**, v. 5, n.3, p. 155-161, June 1969.
- 15 ROCHA, O. F. L.; SIQUEIRA C. A.; GARCIA, A. Cellular/dendritic transition during unsteady-state unidirectional solidification of Sn-Pb alloys. **Materials Science Engineering A**, v. 347, n.1-2, p. 59-69, Apr. 2003.
- 16 OSÓRIO, W. R.; GARCIA A. Modeling dendritic structure and mechanical properties of Zn-Al alloys as a function of solidification condition. **Materials Science Engineering A**, v. 325, n.1-2, p. 103-111, Feb. 2002.

Recebido em: 30/03/05

Aceito em: 04/10/05

Proveniente de: CONGRESSO ANUAL DA ABM - INTERNACIONAL, 59., 2004, São Paulo. São Paulo : ABM, 2004.