

OBSERVAÇÃO MICROESTRUTURAL E DAS PROPRIEDADES MECÂNICAS DE LIGAS HIPEREUTÉTICAS Sn-Cu LIGAS LIVRES DE Pb UTILIZADAS EM SOLDAGEM DE COMPONENTES MICROELETRÔNICOS¹

Thiago Sartorello Spinola²
José Eduardo Spinelli³

Resumo

As ligas do sistema metálico eutético Sn-Cu consistem em alternativas promissoras para a substituição das ligas de solda contendo chumbo. As ligas Sn-Cu possuem baixo ponto de fusão e baixo custo de fabricação. Entretanto, pouco se conhece dos efeitos da taxa de resfriamento sobre a microestrutura de solidificação dessas ligas e as relações microestrutura-resistência mecânica. Neste trabalho foi utilizado um sistema de solidificação direcional transitória capaz de propiciar a avaliação de microestruturas geradas a partir de um amplo espectro de velocidades de solidificação (V_L). A taxa de resfriamento (\dot{T}) também foi determinada experimentalmente ao longo do comprimento dos lingotes das ligas hipereutéticas Sn-2%Cu e Sn-2,8%Cu. Tais parâmetros de processamento foram correlacionados com parâmetros microestruturais medidos ao longo dos lingotes, traduzidos pelos espaçamentos entre-braços (λ) do intermetálico Cu_6Sn_5 . As microestruturas típicas foram examinadas por meio de microscopia eletrônica de varredura e microscopia ótica. O tamanho e a morfologia das partículas Cu_6Sn_5 foram investigados para ambas as ligas. Os espaçamentos entre-braços variaram entre 16 μm e 37 μm e entre 2 μm e 12,5 μm para as posições avaliadas das ligas Sn-2%Cu e Sn-2,8%Cu, respectivamente. Equações do tipo Hall-Petch ($HV = a + b(\lambda)^{-1/2}$) foram propostas para traduzir as correlações entre microdureza Vickers e o parâmetro microestrutural λ . Os valores de microdureza obtidos para a liga Sn-2%Cu foram superiores àqueles determinados para a liga Sn-2,8%Cu.

Palavras-chave: Ligas de soldagem livres de Pb; Solidificação unidirecional; Propriedades mecânicas.

MICROSTRUCTURAL FEATURES AND MECHANICAL PROPERTIES OF HYPEREUTECTIC Sn-Cu SOLDER ALLOYS LEAD-FREE ALLOY USED FOR SOLDERING MICROELECTRONICS DEVICES

Abstract

The Sn-Cu alloys are considered promising alternatives for the replacement of solder alloys containing lead. The Sn-Cu alloys have low melting point and low manufacturing cost. However, little is known of the effects of cooling rate on the solidification microstructure of these alloys and the microstructure-strength relationships. In this study a transient directional solidification system was used, which is capable of providing assessment to microstructures produced from a wide spectrum of tip growth rates (V_L). Tip cooling rates (\dot{T}) were also experimentally determined along the Sn-2 wt% and 2.8 wt%Cu alloys castings lengths. Such processing parameters have been correlated with microstructural parameters measured along the castings, which were translated by the Cu_6Sn_5 inter-branch spacing (λ). The microstructural development was examined by scanning electron microscopy (SEM) and optical microscopy. The size and morphology of Cu_6Sn_5 particles have been investigated for both alloys. The Cu_6Sn_5 spacing varied from 16 μm to 37 μm and from 2 μm to 12.5 μm for the Sn-2 wt%Cu and Sn-2.8 wt%Cu alloys, respectively. Hall-Petch type relationships ($HV = a + b(\lambda)^{-1/2}$) have been proposed to represent Vickers microhardness against λ . The hardness values obtained for the Sn-2 wt%Cu alloy were higher than those found for the Sn-2.8wt%Cu alloy.

Keywords: Lead-free solder alloy; Directional solidification; Mechanical properties.

¹ Contribuição técnica ao 67º Congresso ABM - Internacional, 31 de julho a 3 de agosto de 2012, Rio de Janeiro, RJ, Brasil.

² Graduando, Departamento de Engenharia de Materiais, UFSCar.

³ Doutor. Professor, Departamento de Engenharia de Materiais, UFSCar.

1 INTRODUÇÃO

Diversas ligas alternativas de soldagem à base de estanho estão sendo estudadas para substituir as tradicionais ligas Sn-Pb. Dentre estas ligas temos: Sn-Zn, Sn-Cu, Sn-Bi, Sn-In etc. O chumbo é considerado uma substância perigosa e passa por restrições de comercialização nos dias atuais especialmente para o mercado europeu e norte-americano.⁽¹⁾ As ligas do sistema metálico eutético Sn-Cu consistem em alternativas promissoras para a substituição das ligas de solda contendo chumbo. As ligas Sn-Cu possuem baixo ponto de fusão e baixo custo de fabricação. A liga Sn-Cu apresenta composição eutética de 0,7%Cu e ponto de fusão de 227°C. A reação eutética acontece entre Sn e o intermetálico Cu₆Sn₅. Entretanto, pouco se conhece dos efeitos da taxa de resfriamento sobre a microestrutura de solidificação dessas ligas e as relações microestrutura-resistência mecânica.

A lista de atributos desejados para ligas alternativas de soldagem e recobrimento de superfícies inclui: Baixa toxicidade ao ambiente, boa condutividade elétrica e térmica, fácil reparo, baixo custo, disponibilidade dos metais base, compatibilidade com os materiais e processos existentes, baixo ponto de fusão (ou semelhante ao da liga estanho-chumbo) e adequada resistência mecânica. Çadirli et al.^(2,3) estabeleceram relações de dependência entre o espaçamento interfásico e a velocidade de solidificação para as ligas hipereutéticas Sn-1,2%Cu e Sn-3%Cu as quais se enquadraram na expressão proposta por Hunt⁽⁴⁾ para eutéticos: $\lambda^2 v = C$. Os valores de C encontrados foram 61,4 $\mu\text{m}^3/\text{s}$ e 76,5 $\mu\text{m}^3/\text{s}$ para as ligas Sn-1,2%Cu e Sn-3%Cu, respectivamente. Estes mesmos autores propõem diferentes métodos para medir os espaçamentos interfásicos com base nas seções longitudinais e transversais das amostras: método da interseção, método da área ou do triângulo.

Shen, Liu e Gao⁽⁵⁾ solidificaram as ligas eutética Sn-0,7%Cu e hipereutética Sn-1%Cu utilizando molde de cobre refrigerado. Taxas de resfriamento da ordem de 10²°C/s foram atingidas. Esses autores observaram que o aumento da taxa de resfriamento resultou na diminuição do espaçamento interfásico para a liga Sn-1%Cu sob condições de resfriamento rápido. Enquanto a liga Sn-0,7%Cu apresentou apenas o composto intermetálico Cu₆Sn₅, a liga hipereutética Sn-1%Cu apresentou a formação de ambos intermetálicos Cu₆Sn₅ e Cu₃Sn.

Em operações industriais de fundição, soldagem e lingotamento, a possibilidade de implantação de uma ampla gama de condições operacionais tem como decorrência direta a geração de uma diversidade de estruturas de solidificação. Parâmetros estruturais como tipo, orientação e tamanho de grão e espaçamentos interdendríticos são bastante influenciados pela taxa local de resfriamento, impondo conseqüentemente, uma correlação estreita entre o comportamento térmico do sistema metal/molde durante a solidificação e a estrutura resultante. Os dispositivos de solidificação unidirecional são ferramentas essenciais na avaliação da formação microestrutural em função da evolução dos parâmetros térmicos de solidificação como taxa de resfriamento (\dot{T}) e velocidade de deslocamento da interface de solidificação (v). De posse dos lingotes produzidos após a solidificação, tais parâmetros de processamento podem ser correlacionados com parâmetros microestruturais medidos ao longo dos lingotes, tais como espaçamentos dendríticos/celulares ou interfásicos. Os resultados dos ensaios mecânicos permitiram ainda estabelecer correlações entre os valores de dureza (HV), limite de resistência à tração (σ_u) com a evolução dos parâmetros microestruturais inclusive incluindo a natureza, distribuição, tamanho e morfologia dos compostos intermetálicos presentes nas regiões eutéticas.⁽⁶⁻⁸⁾

Este trabalho tem como objetivos a realização de experimentos de solidificação unidirecional com ligas de soldagem Sn-2%Cu e Sn-2,8%Cu, o levantamento das correlações entre o parâmetro microestrutural λ e os parâmetros térmicos de solidificação e por fim a determinação experimental dos perfis de microdureza Vickers no intuito de correlacionar as microestruturas obtidas ao longo dos lingotes Sn-Cu e esta propriedade.

2 PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

A solidificação direcional foi conduzida por meio da utilização de um dispositivo refrigerado a água capaz de promover o crescimento da fase sólida no sentido ascendente sem imposição de quaisquer parâmetros térmicos ao longo do processo. Os lingotes produzidos permitem não somente o exame microestrutural como também a extração de amostras para ensaios mecânicos. Detalhamentos do dispositivo utilizado nos experimentos de solidificação direcional podem ser encontrados em trabalhos anteriores envolvendo solidificação ascendente.⁽⁹⁾ O uso de moldes metálicos refrigerados permitiu a obtenção de lingotes com ampla variação nos valores dos parâmetros microestruturais resultantes ao longo dos mesmos, ou seja, um contraste de microestruturas refinadas e grosseiras em um mesmo fundido. As ligas foram fundidas *in situ* e as resistências elétricas laterais do forno vertical tiveram sua potência controlada a fim de permitir a obtenção das temperaturas desejadas para o metal fundido: 330°C e 350°C para as ligas Sn-2%Cu e Sn-2,8%Cu, respectivamente. 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 termopares tipo J (banha de inox com 1,5 mm de diâmetro) localizados no lingote a diferentes posições a partir da interface metal/molde: posições 3 mm, 7 mm, 11 mm, 21 mm, 37 mm, 52 mm e 88 mm. 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.

As taxas de resfriamento (\dot{T}) para cada posição dos termopares foram obtidas experimentalmente a partir das interseções das retas de cada temperatura líquida (T_L) com as curvas de resfriamento para cada posição dos termopares, e através do resultado da leitura direta do quociente das temperaturas imediatamente antes e depois da T_L e dos tempos correspondentes, isto é $\dot{T} = dT/dt$.

O lingote obtido foi seccionado longitudinalmente ao meio, lixado e atacado com uma solução composta por 3 mL de HCl, 10 g FeCl₃ e 100 mL de H₂O para revelação da macroestrutura. As posições monitoradas quanto à microestrutura das ligas foram 5 mm, 10 mm, 15 mm, 20 mm, 30 mm, 50 mm, 70 mm e 90 mm em relação à base do lingote. Após a operação de corte, as amostras foram embutidas a frio utilizando resina, lixadas com lixa de granulação de 240 mesh a 1.200 mesh, e polidas manualmente com auxílio de politriz rotativa, utilizando primeiramente suspensão metalográfica de alumina (granulometria 1 μ m), seguido de polimento final com pasta de diamante (1 μ m). Por fim, a microestrutura foi revelada com a utilização de reagente químico, 92% H₃COH, 5% HNO₃, 3% HCl. As análises microscópicas foram realizadas com auxílio do sistema de processamento de imagens do microscópio óptico Olympus BX41M-LED.

Após um ataque profundo (duração de 5 minutos com mesmo reagente mencionado) nas amostras transversais referentes às posições 5 mm, 30 mm e 70 mm, foi

realizada uma preparação com tinta prata e metalização superficial com ouro para obtenção de imagens no MEV (Philips XL30, Field Emission Gun - FEG). Também foram realizadas investigações de composição química das fases por meio de microsonda EDS-MEV (Oxford Link ISIS 300). Após a obtenção das imagens de MEV e microscopia ótica foram realizadas as medidas de espaçamento entre as ramificações tipicamente encontradas nos intermetálicos. Os intermetálicos apresentaram-se de modo geral na forma de “M” ou “H”, morfologias. Uma amostragem de ao menos 40 medições foi obtida para cada uma das oito posições escolhidas em cada liga examinada.

As impressões de microdureza foram feitas com penetrador do tipo Vickers (Stiefelmayer, modelo KL2) de diamante piramidal de base quadrada e carga de 1.000 g nas posições 2 mm, 5 mm, 10 mm, 15 mm, 20 mm, 30 mm, 40 mm, 50 mm, 70 mm e 90 mm em relação à base do lingote. Para cada posição foram realizadas 10 medidas de microdureza com intervalo entre elas segundo previsto em norma. Tais medidas foram feitas de acordo com a Normas ABNT NBR-6672⁽¹⁰⁾ e ASTM E92-82(92).⁽¹¹⁾

3 RESULTADOS E DISCUSSÕES

A Figura 1 apresenta os perfis térmicos de solidificação obtidos para termopares tipo J posicionados a partir da interface metal/molde nas seguintes posições: 3 mm, 7 mm, 11 mm, 21 mm, 37 mm, 52 mm e 88 mm para as ligas Sn-2%Cu e Sn-2,8%Cu. Tais registros térmicos são utilizados como base experimental para determinação dos parâmetros cinéticos, tais como velocidade da isoterma *liquidus* (V_L) e taxa de resfriamento (\dot{T}).

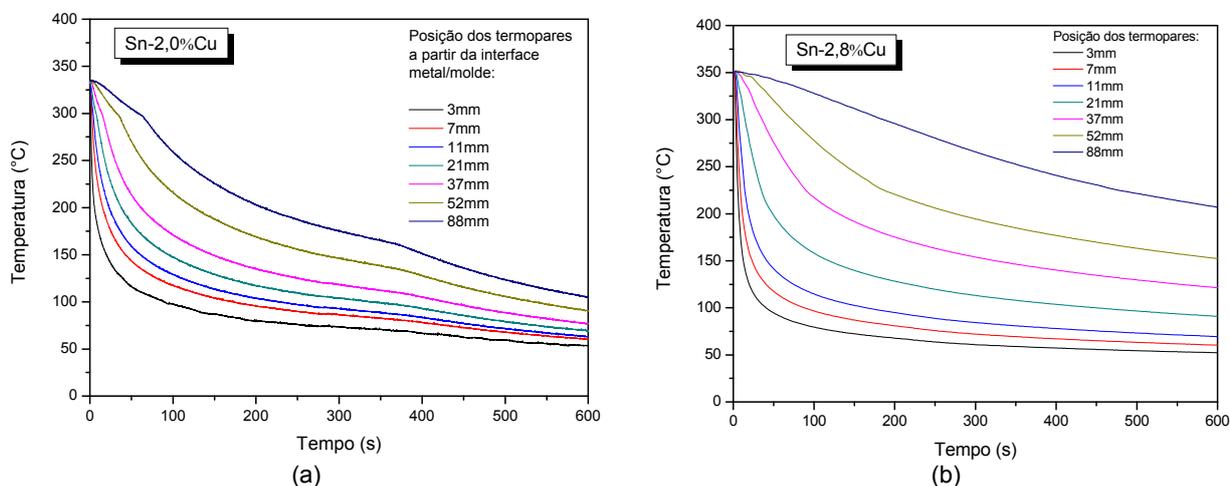


Figura 1. Perfis térmicos obtidos durante a solidificação direcional ascendente das ligas (a) Sn-2%Cu; e (b) Sn-2,8%Cu.

As leituras dos termopares foram utilizadas para gerar gráficos de posição (P) no lingote a partir da interface metal/molde em função do tempo (t) correspondente à passagem da frente *liquidus* por cada termopar. Através de uma técnica de ajuste por curva nesses pontos experimentais, foram produzidas funções de potência relacionando posição com o tempo. A partir das funções de potência representativas dos pontos experimentais na forma $P = a \cdot (t)^b$, devidamente derivadas em função do tempo, obtêm-se valores para as velocidades de deslocamento da isoterma *liquidus* (V_L).

A Figura 2 mostra o comportamento experimental das taxas de resfriamento e das velocidades de solidificação com a posição. A Figura 2 mostra não somente os pontos experimentais como também as respectivas tendências experimentais de evolução ao longo das ligas Sn-0,7%Cu e Sn-2,8%Cu. Os valores de \dot{T} e V_L são menores para posições mais afastadas da interface metal/molde. Menores velocidades e taxas de resfriamento foram obtidas para a liga Sn-2,8%Cu. Embora os valores de taxa de resfriamento sejam bastante próximos para os dois casos. A Figura 3 apresenta as macroestruturas das amostras a partir de um corte longitudinal do lingote, onde pode ser observado o predomínio de grãos equiaxiais. Microestruturas típicas de solidificação observadas na seção transversal dos lingotes Sn-Cu são apresentadas na Figura 4.

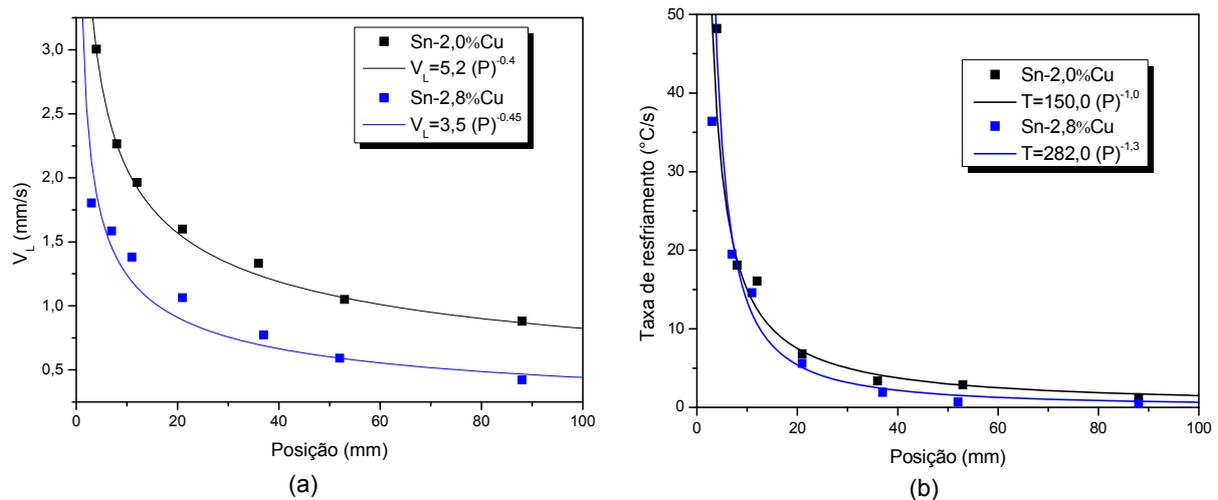


Figura 2. (a) Velocidade de deslocamento da isoterma *liquidus*; e (b) taxa de resfriamento vs. posição.

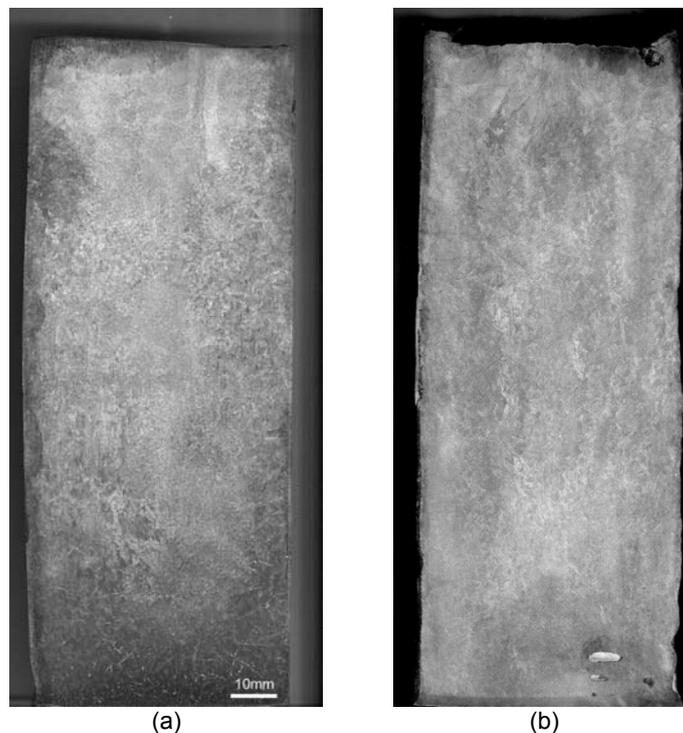


Figura 3. Macroestruturas reveladas para as ligas (a) Sn-2%Cu; e (b) Sn-2,8%Cu.

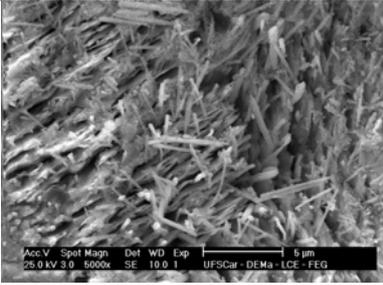
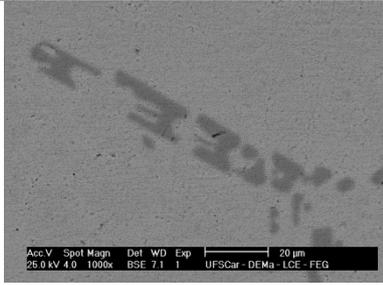
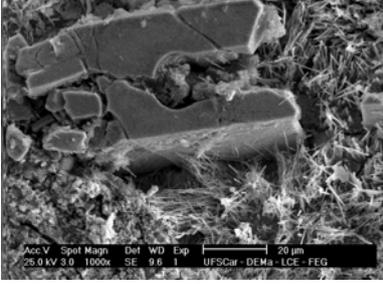
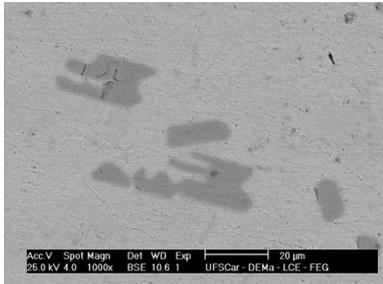
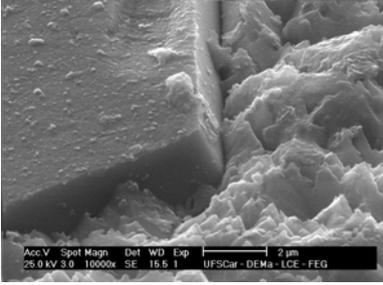
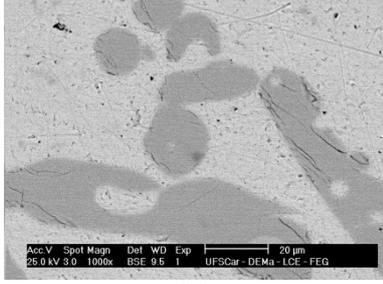
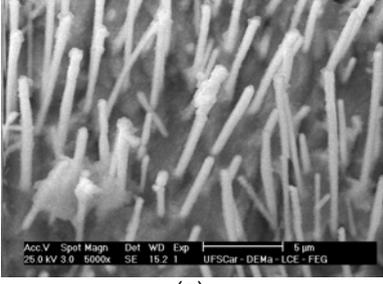
	Sn-2,0%Cu		Sn-2,8%Cu
<p>P = 5 mm T = 28,8°C/s $\lambda = 17,8 \mu\text{m}$</p>	 <p>(a)</p>	<p>P = 8 mm T = 17,5°C/s $\lambda = 2,7 \mu\text{m}$</p>	 <p>(f)</p>
<p>P = 30 mm T = 4,8°C/s $\lambda = 31 \mu\text{m}$</p>	 <p>(b)</p>	<p>P = 35 mm T = 2,45°C/s $\lambda = 5,9 \mu\text{m}$</p>	 <p>(g)</p>
<p>P = 70 mm T = 2,1°C/s $\lambda = 37,1 \mu\text{m}$</p>	 <p>(d)</p>	<p>P = 60 mm T = 1,2°C/s $\lambda = 9,9 \mu\text{m}$</p>	 <p>(h)</p>
	 <p>(e)</p>		

Figura 4. Microestruturas típicas obtidas por MEV para as duas ligas hipereutéticas Sn-Cu.

Após a obtenção das imagens de MEV e microscopia ótica foram realizadas as medidas de espaçamento entre as ramificações tipicamente encontradas nos intermetálicos Cu_6Sn_5 . Os intermetálicos apresentaram-se de modo geral na forma de “M” ou “H”, morfologias também observadas por Chinnam et al.⁽¹²⁾

A morfologia dos intermetálicos de primeira ordem Cu_6Sn_5 ficou evidenciada para as duas ligas Sn-Cu conforme apresentado por exemplo nas Figuras 4b, 4f e 4g. O exame da matriz rica em estanho mostrou uma estrutura de crescimento alternado entre uma fase α -Sn e Cu_6Sn_5 (Figuras 4a e 4e), uma vez que o ataque químico promoveu a dissolução da matriz evidenciando o intermetálico que foi encontrado na forma de fibras (*rod-like*). As Figuras 4c e 4d mostram placas com espessura limitada da ordem de $20\mu\text{m}$. Esta profundidade restrita indica que as placas Cu_6Sn_5 estão isoladas entre si, mostrando que não há interconexão entre os intermetálicos no volume de material. Também foram realizadas investigações de composição química das fases por meio de microsonda EDX-MEV. O intermetálico Cu_6Sn_5 apresentou composição variando entre 37%Cu e 39%Cu em peso, comprovando a existência desta fase por meio de comparação com o diagrama de fases Sn-Cu, que indica 39,1%Cu.

A Figura 5 mostra uma marca de dureza típica na liga Sn-2%Cu. No intuito de realizar medidas representativas das duas fases predominantes no material, o tamanho da marca foi planejado para incorporar estas fases. Na Figura 5 é possível observar que tanto a matriz rica em estanho quanto o intermetálico foram penetrados simultaneamente.

As Figuras 6a, 6b, 7a e 7b mostram as médias dos espaçamentos entre-braços do intermetálico Cu_6Sn_5 (λ) determinadas experimentalmente, assim como os valores de máximos e mínimos obtidos, correlacionando este parâmetro microestrutural com os parâmetros térmicos de solidificação, quais sejam: taxa de resfriamento e velocidade de deslocamento da isoterma liquidus. O desenvolvimento microestrutural foi correlacionado de acordo com as seguintes funções do tipo potência: $\lambda=80 (\dot{T})^{-0,55}$ e $\lambda=10 (\dot{T})^{-0,50}$ para as ligas Sn-2%Cu e Sn-2,8%Cu, respectivamente; $\lambda=40 (V_L)^{-1,0}$ e $\lambda=4,2 (V_L)^{-1,5}$ para as ligas Sn-2%Cu e Sn-2,8%Cu, respectivamente. Os expoentes -0,55 e -1,0 também foram reportados por diversos trabalhos da literatura.⁽¹³⁻¹⁵⁾ Nota-se nestes resultados que o valor de λ aumenta com

a diminuição tanto de V_L quanto da taxa de resfriamento, \dot{T} . Como os expoentes encontrados para a variação de λ em função de taxa são bastante próximos para as duas ligas, a curva experimental da liga Sn-2%Cu foi incluída na Figura 7 para comparação do valor de λ para uma mesma taxa. Os valores de λ encontrados para a liga Sn-2,8%Cu são menores que aqueles encontrados para a liga Sn-2%Cu.

Nas Figuras 6c e 7c são mostradas as variações de microdureza em função do parâmetro microestrutural $1/(\lambda)^{1/2}$.



Figura 5. Marca de microimpressão Vickers relativa à posição 2mm a partir da interface metal/molde da liga Sn-2%Cu.

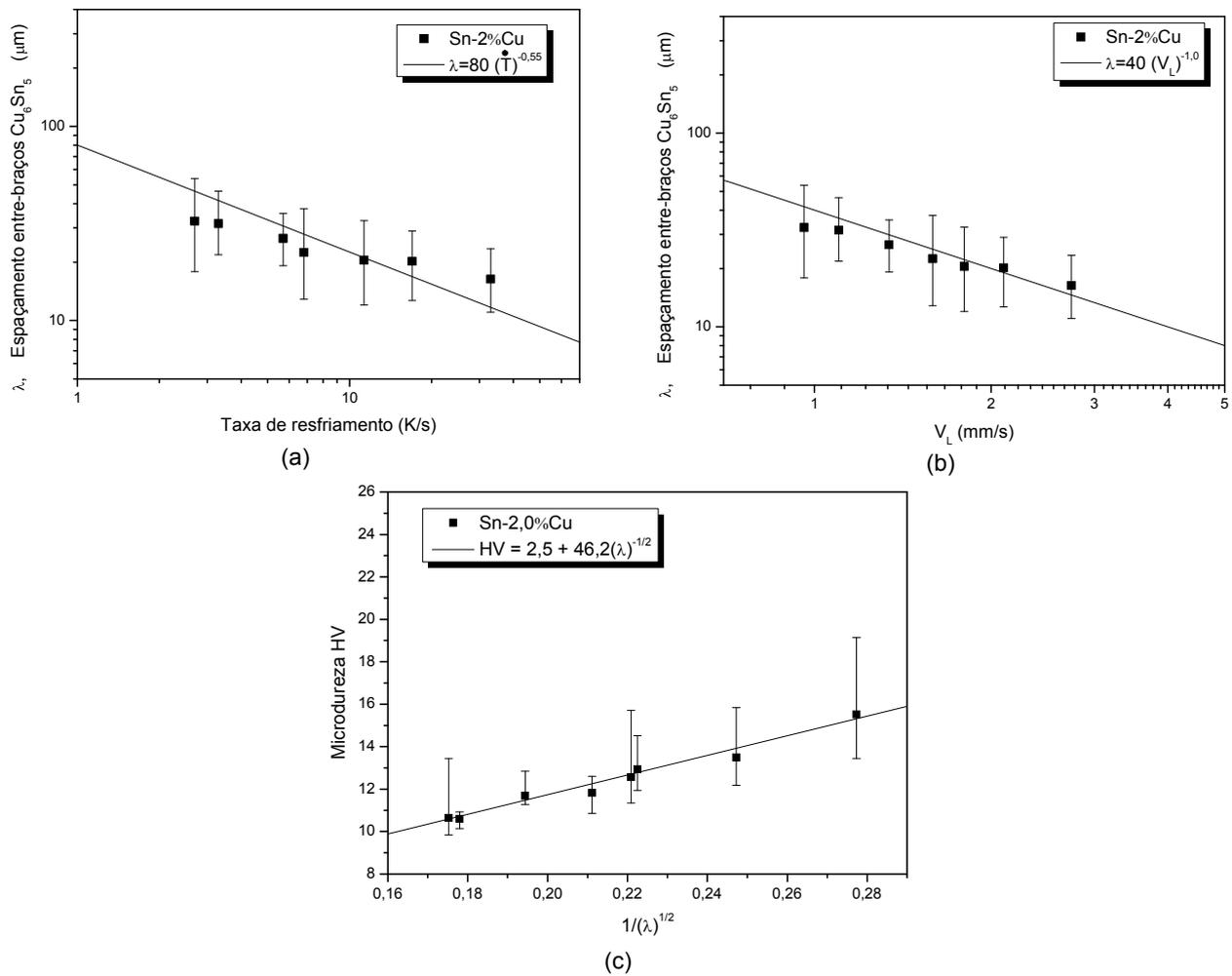


Figura 6. Variação do espaçamento entre-braços Cu_6Sn_5 em função (a) da taxa de resfriamento e (b) da velocidade de solidificação para a liga Sn-2%Cu; e (c) Microdureza Vickers vs. $\lambda^{-1/2}$.

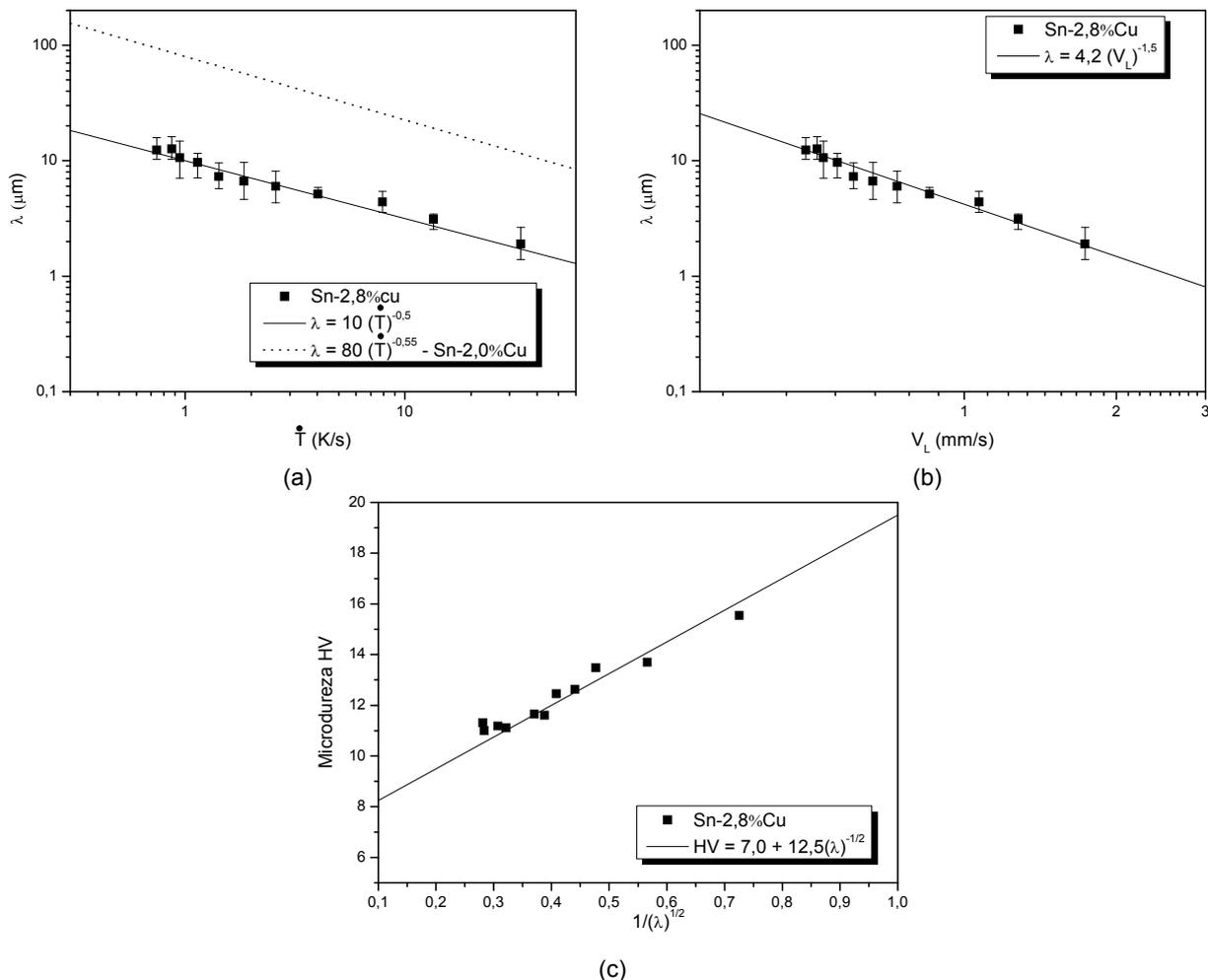


Figura 7. Variação do espaçamento entre-braços Cu_6Sn_5 em função (a) da taxa de resfriamento e (b) da velocidade de solidificação para a liga Sn-2,8%Cu; (c) Microdureza Vickers vs. $\lambda^{-1/2}$.

Conforme estabelecido por Hall e Petch a relação entre uma propriedade mecânica e o parâmetro microestrutural segue uma equação do tipo: $\sigma_x = \sigma_0 + k_e d^{-1/2}$, onde σ_x é uma propriedade mecânica e d é o parâmetro microestrutural, sendo σ_0 e k_e constantes dependentes do tipo de material. A lei proposta por Hall e Petch foi aplicada nos resultados obtidos conforme pode ser visto nas Figuras 6c e 7c. Nota-se claramente que menores valores de λ proporcionam um aumento no valor de dureza. Embora maiores espaçamentos entre-braços Cu_6Sn_5 tenham sido encontrados para a liga Sn-2,0%Cu, maiores valores de dureza foram medidos para este caso. Por exemplo, ao compararmos o valor $\lambda^{-1/2}$ de 0,28 para as duas ligas obtemos valores de dureza distintos: 16HV para a liga Sn-2,0%Cu e aproximadamente 11HV para a liga Sn-2,8%Cu, reforçando a afirmação anterior. Este comportamento pode ser explicado pela maior presença de partículas fibrosas na matriz rica em Sn no caso da liga Sn-2,0%Cu. As Figuras 4a e 4e elucidam esta característica. Evidentemente que a liga Sn-2,8%Cu também apresenta crescimento fibroso alocado na matriz de Sn. Porém, pela maior proximidade do ponto eutético (0,7%Cu) a liga Sn-2,0%Cu apresenta maior fração destas partículas fibrosas, as quais servem como reforço mecânico da fase α -Sn, incrementando dessa forma os valores de dureza.

4 CONCLUSÕES

À medida que a frente de solidificação avança no sentido ascendente de acordo com a configuração do sistema experimental utilizado, ocorre uma desaceleração da velocidade de deslocamento. A camada sólida aumenta sua espessura e como consequência há um aumento da resistência térmica, o que decreta a velocidade de solidificação e taxa de resfriamento, conforme observado experimentalmente no caso deste trabalho para ambas as ligas avaliadas.

O espaçamento entre-braços (λ) medido no intermetálico Cu_6Sn_5 aumenta com a diminuição de ambos os parâmetros térmicos determinados experimentalmente: taxa de resfriamento e a velocidade da isoterma *liquidus*. O conhecimento dos parâmetros térmicos de solidificação pode ser extremamente útil no controle dos processos industriais envolvendo soldagem de microcomponentes com ligas Sn-Cu. Evidentemente que a evolução não será necessariamente a mesma, mas certamente a dependência da microestrutura resultante com estes parâmetros será obedecida. No caso das ligas examinadas foram determinadas equações do tipo potência para exprimir estas relações. Os expoentes -0,55 ou -0,50 podem ser utilizados para exprimir a variação do parâmetro λ das ligas hipereutéticas Sn-Cu em função de \dot{T} .

Os valores de microdureza Vickers diminuem ao longo dos lingotes Sn-2%Cu e Sn-2,8%Cu visto que o espaçamento entre-braços (λ) do intermetálico Cu_6Sn_5 (fase dura e frágil) aumenta ao longo deste, decrementando a dispersão desta fase. Mesmo apresentando valores de λ superiores aos da liga Sn-2,8%Cu, a liga Sn-2%Cu revelou maiores valores de microdureza provavelmente associados ao crescimento fibroso Cu_6Sn_5 mais acentuado na sua matriz rica em Sn.

AGRADECIMENTOS

Os autores agradecem à Fapesp e ao CNPq.

REFERÊNCIAS

- 1 ISLAM, R. A., CHAN, Y. C., JILLEK, W., ISLAM, S. Comparative study of wetting behavior and mechanical properties (microhardness) of Sn-Zn and Sn-Pb solders. **Microelectronics Journal**, v.37, pp.705-713, 2006.
- 2 E. ÇADIRLI, U. BÖYÜK, S. ENGIN, H. KAYA, N. MARAŞLI, K. KEŞLIOĞLU, A. ÜLGEN. Investigation of the effect of solidification processing parameters on the rod spacings and variation of microhardness with the rod spacing in the Sn-Cu hypereutectic alloy. **Journal of Materials Science**, v. 21, pp. 608-618, 2010.
- 3 E. ÇADIRLI, U. BÖYÜK, S. ENGIN, H. KAYA, N. Maraşlı, M. Ari. Investigation of microhardness and thermo-electrical properties in the Sn-Cu hypereutectic alloy. **Journal of Materials Science**, v. 21, pp. 468-474, 2010.
- 4 HUNT, J. D. Cellular and primary dendrite spacings, *International Conference on Solidification and Casting of Metals*, London, Metals Society, pp. 3-9, 1979.
- 5 SHEN J, LIU YC AND GAO H X. Formation of bulk Cu_6Sn_5 intermetallic compounds in Sn-Cu lead-free solders during solidification. **Journal of Materials Science**, v. 42, pp. 5375-5380, 2007.
- 6 GOULART, P. R., SPINELLI, J. E., OSÓRIO, W. R., GARCIA, A. Mechanical properties as a function of microstructure and solidification thermal variables of Al-Si castings. **Materials Science & Engineering. A, Structural Materials: properties, microstructure and processing**. v. 421, p. 245-253, 2006.

- 7 OSÓRIO, W. R. R., SANTOS, C. A., QUARESMA, J. M. V., GARCIA, A. Mechanical properties as a function of thermal parameters and microstructure of Zn-Al castings. **Journal of Materials Processing Technology**, v.143/44, n.C, pp.703 - 709, 2003.
- 8 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. 31 A, pp. 3167-3178, 2000.
- 9 SIQUEIRA, C., CHEUNG, N., GARCIA, A. Solidification thermal parameters affecting the columnar to equiaxed transition. **Metallurgical and Materials Transactions A**, v.33A, pp.2107 - 2118, 2002.
- 10 ABNT NBR-6672 – Determinação da Dureza Vickers. Associação Brasileira de Normas Técnicas – 17 páginas
- 11 ASTM Standard E92-82(92) – Standard Test Methods for Vickers Hardness of Metallic Materials. American Society for Testing and Materials, 1982 (1992).
- 12 CHINNAM RK, FAUTEUX C, NEUENSCHWANDER J, JANCZAK-RUSCHIN J. Evolution of the microstructure of Sn–Ag–Cu solder joints exposed to ultrasonic waves during solidification. **Acta Materialia**, v. 59, pp. 1474-1481, 2011.
- 13 ROCHA, O. F. L., SIQUEIRA, C., GARCIA, A. Heat Flow Parameters Affecting Dendrite Spacings during Unsteady-State Solidification of Sn-Pb and Al-Cu Alloys. **Metallurgical and Materials Transactions. A**, v. 34A, pp. 995-1006, 2003.
- 14 PERES, M, SIQUEIRA, C, Garcia, A. Macrostructural and microstructural development in Al-Si alloys directionally solidified under unsteady-state conditions. **Journal of Alloys and Compounds**, v. 381, pp. 168-181, 2004.
- 15 ROSA, D., SPINELLI, J. E., FERREIRA, I., GARCIA, A. Cellular growth during transient directional solidification of Pb-Sb alloys. **Journal of Alloys and Compounds**, v. 422, pp. 227-238, 2006.