

ANÁLISES TEÓRICA E EXPERIMENTAL DA SOLDIFICAÇÃO DA LIGA EUTÉTICA SN-MG EM DIFERENTES SUBSTRATOS UTILIZADOS EM SOLDAGEM DE COMPONENTES ELETRÔNICOS

Clarissa Cruz, clarissabc@fem.unicamp.br¹
Thiago Costa, thiago.costa@fem.unicamp.br¹
Talita Vida, vida85@fem.unicamp.br¹
Thiago Soares, thiago.soares@fem.unicamp.br¹
Felipe Bertelli, felipe.bertelli@gmail.com¹
Manuel Venceslau Canté, mvcante@fem.unicamp.br¹
Amauri Garcia, amaurig@fem.unicamp.br¹
Noé Cheung, cheung@fem.unicamp.br¹

¹Departamento de Engenharia de Manufatura e Materiais, Universidade Estadual de Campinas, Campinas - SP - Brasil

Resumo: A busca por soluções viáveis para a substituição das clássicas ligas Sn-Pb utilizadas em procedimentos de soldagem conduziu ao estudo da solidificação da liga eutética do sistema Sn-Mg, uma vez que esta enquadra-se, a priori, como uma possível candidata à aplicação industrial. Para tanto, foram realizados experimentos de solidificação sob regime transiente de extração de calor em um dispositivo unidirecional vertical utilizando-se três diferentes tipos de substratos, similares aos utilizados na indústria eletrônica: Cu, Ni e adicionalmente de aço AISI 1020 para comparação. O desenvolvimento de uma abordagem teórico-experimental determinou quantitativamente as variáveis térmicas, tais como velocidade de deslocamento da frente de solidificação e taxa de resfriamento. Para a obtenção dos perfis térmicos teóricos aplicou-se um modelo numérico de transferência de calor unidirecional já consagrado na literatura. Um mecanismo de busca automática por meio do confronto entre os perfis térmicos experimentais e teóricos foi utilizado para a determinação dos valores de coeficiente de transferência de calor na interface metal/molde para cada um dos diferentes substratos utilizados neste trabalho. As microestruturas de solidificação foram caracterizadas através de técnicas metalográficas e o parâmetro microestrutural correspondente correlacionado com as variáveis térmicas que atuaram durante a solidificação.

Palavras-chave: solidificação, liga Sn-Mg, substrato, parâmetros térmicos.

1. INTRODUÇÃO

Ligas de soldagem do sistema Sn-Pb ganharam grande notoriedade e aplicabilidade nos mais diversos níveis de montagem industrial, sobretudo de produtos eletrônicos, devido à excelente relação entre custo de produção e propriedades termomecânicas, tais como baixo ponto de fusão e boa molhabilidade. Todavia, preocupações com a saúde humana e o meio ambiente levou à proibição do uso de Pb na fabricação de produtos eletrônicos em diversos países da Europa, Ásia e América, em função da sua elevada toxicidade (RoHS, 2006).

Tendo em vista esta exigência do mercado, surgiu a necessidade de serem desenvolvidas novas ligas de soldagem (*lead free*), em substituição às que continham chumbo, de modo a suprirem as necessidades da indústria. Nesse sentido, na última década uma grande quantidade de estudos foram iniciados e contribuíram para a comunidade científica com a proposição de ligas livres de chumbo como possíveis candidatas a assumir a lacuna deixada pelas ligas de alto desempenho Sn-Pb (Alam, 2013). Enquadradas nesse contexto estão as ligas Sn-3,5%Ag, Sn-3,0%Ag-0,5%Cu e Sn-0,7%Cu, as quais apresentam-se como as mais promissoras no tocante às propriedades mecânicas e elétricas (Saatçi, 2013). No entanto, tais ligas de soldagem comerciais apresentam custo de produção elevado, o que limita as suas aplicações, restringindo-se apenas a determinados níveis de montagem mais nobres, não obstante, os pontos de fusão dessas ligas são superiores quando comparados à liga convencional Sn-37%Pb.

A fim de buscar um material capaz de aliar sustentabilidade ambiental, custo de produção e propriedades físicas e termomecânicas compatíveis com a aplicação em soldagem, sobretudo na indústria eletrônica, recentemente estudos têm sido direcionados para ligas do sistema Sn-Mg. Magnésio e suas ligas, além de apresentarem características compatíveis com as acima exigidas, forma com o estanho um sistema eutético com baixo ponto de fusão, excelente fluidez e boas propriedades mecânicas, cujo constituinte é formado por uma fase β rica em Sn e por um intermetálico Mg₂Sn (Meydaneri, 2014). Segundo Meydaneri (Meydaneri, 2014), o intermetálico formado na liga Sn-2,1%Mg possui uma boa combinação entre condutividade térmica e condutividade elétrica, conferindo ao material a possibilidade de aplicações na geração de energia termoelétrica, soldagem, dentre outras.

Dessa forma, tendo em vista que a distribuição do intermetálico Mg₂Sn consolida-se como um dos principais agentes modificadores das propriedades da liga eutética do sistema Sn-Mg, o presente estudo objetivou analisar a solidificação da liga Sn-2,1%Mg para três diferentes tipos de substratos, Cobre, Níquel e Aço 2010, correlacionando as variáveis térmicas inerentes ao processo de solidificação com a distribuição do intermetálico presente no constituinte eutético.

2. METODOLOGIA

2.1. Preparação da Liga Sn-2.1%Mg

Os lingotes foram obtidos a partir de Estanho e Magnésio comercialmente puros, os mesmos foram preparados seguindo os passos:

- Pesagem dos metais (Sn, Mg) para a composição da liga;
- O estanho foi colocado em um cadinho de carbetto de silício, previamente revestido com uma camada de material refratário (cimento QF-180);
- Em função da grande diferença entre os pontos de fusão do magnésio com $T_f = 650\text{ }^\circ\text{C}$ e do estanho $231,9\text{ }^\circ\text{C}$, a incorporação do Mg ocorreu mediante o mecanismo de difusão do soluto na matriz líquida do solvente. A solução foi agitada com uma vareta de aço carbono revestida com massa refratária, com o intuito de facilitar a difusão do Mg no Sn. (Siqueira, 2002; Canté, 2009; Goulart, 2010; Brito, 2012 e Dias, 2013);
- Realização dos experimentos de solidificação em condições transitórias de extração de calor utilizando-se de um sistema de solidificação unidirecional vertical ascendente com molde refrigerado à água, como ilustrado na Fig. (1);
- As chapas-molde foram confeccionadas com diâmetro correspondente ao da lingoteira (60mm) e o acabamento superficial final foi padronizado em todos os tipos de substrato (Ni, Cu e Aço 1020) para a rugosidade típica obtidas por lixas abrasivas de 1200 mesh.

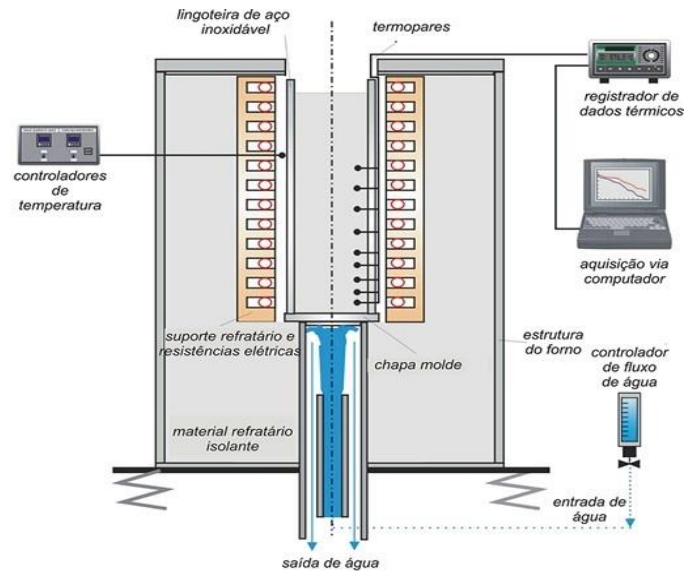


Figura 1. Representação esquemática do dispositivo de solidificação ascendente.

Neste trabalho foi analisada a liga eutética Sn-Mg (Sn-2,1% Mg), indenticada pela linha vermelha na Fig. (2), que ilustra o Diagrama de Fases da liga Mg-Sn.

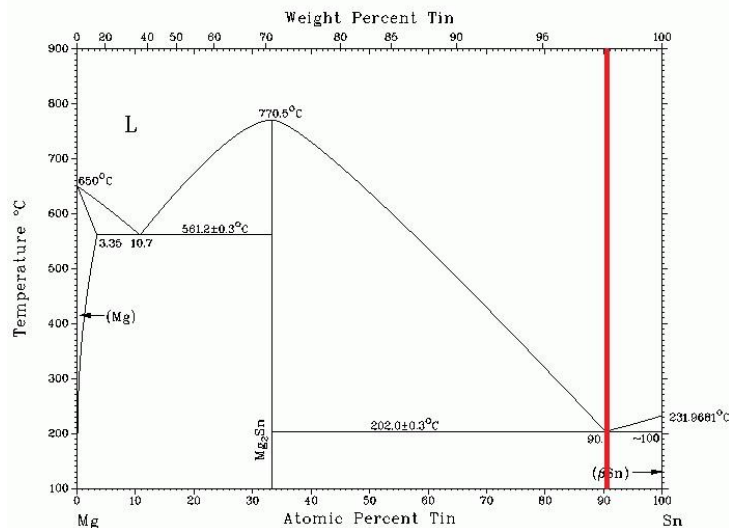


Figura 2. Diagrama de Fases Mg-Sn.

2.2. Parâmetros Térmicos

As variáveis térmicas de solidificação, tempo de passagem da isoterma eutética (t_E) por cada posição dos termopares dentro dos lingotes, velocidade de deslocamento da isoterma eutética (V_E) e Taxa de resfriamento (T_R) foram obtidas a partir de análises detalhadas das curvas de resfriamento obtidas durante os experimentos.

2.3. Caracterização Macroestrutural e Microestrutural

Para verificação da morfologia macroestrutural induzida pelas condições de solidificação, os lingotes foram seccionados longitudinalmente ao meio, sendo uma das metades utilizada para caracterização macroestrutural, lixada com lixas de granulação 100 a 1200 mesh, em seguida atacada com um reagente químico composto por uma mistura de ácido nítrico e ácido clorídrico, concentrados na proporção de uma para três partes.

As microestruturas foram obtidas a partir de cuidadosa preparação metalográfica. As amostras foram seccionadas em uma máquina de corte de precisão (IsoMet 4000 Buehler) com disco de diamante na seção transversal à extração de calor correspondente às posições 0, 5, 10, 15, 20, 25, 30, 40, 50, 60 e 70 mm a partir da base dos lingotes. Após o corte as peças passaram por procedimento metalográfico com lixas abrasivas de 100, 320, 400, 600 e 1200 mesh e posterior polimento com pastas de diamante de $3\mu\text{m}$ e $1\mu\text{m}$.

As imagens das microestruturas foram obtidas através de Microscópio Eletrônico de Varredura - MEV e em seguida os espaçamentos interfásicos λ_G foram medidos com o auxílio do software ImageJ.

2.4. Simulação Numérica

A equação básica de todos os modelos de solidificação é a Equação Geral da Condução de Calor (Incropera, 2008). Considerando um sistema com fluxo de calor unidirecional no eixo “x” (eixo longitudinal do lingote) a Equação Geral da Condução de Calor assume o formato:

$$\rho \cdot c \cdot \frac{\partial T}{\partial t} = \frac{\partial}{\partial x} \left(k(x) \frac{\partial T}{\partial x} \right) + \dot{q} \quad (1)$$

Onde:

k= condutividade térmica [$\text{W}/\text{m}^2\text{K}$];

c= calor específico [$\text{J}/\text{kg.K}$];

ρ = densidade [kg/m^3];

T= temperatura [K];

t= tempo;

\dot{q} = geração de calor [W/m^3];

Para a situação de moldes refrigerados em lingotamento estático e contínuo, a análise da transferência de calor no molde deve levar em conta todas as resistências térmicas envolvidas na passagem do fluxo de calor, desde o interior do lingote até a água de refrigeração (Fig. 3).

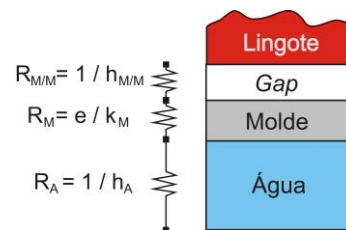


Figura 3. Resistências térmicas do sistema lingote/molde.

Onde:

R_A : resistência térmica da interface água de refrigeração/molde [$\text{m}^2\text{K}/\text{W}$];

R_M : resistência térmica da parede do molde [$\text{m}^2\text{K}/\text{W}$];

$R_{M/M}$: resistência térmica da interface metal/molde (gap) [$\text{m}^2\text{K}/\text{W}$];

R_S : resistência térmica da casca sólida [$\text{m}^2\text{K}/\text{W}$];

R_{ML} : resistência térmica do metal líquido [$\text{m}^2\text{K}/\text{W}$].

Como a determinação da resistência térmica na interface metal/molde é comprometida pela instrumentação para a medição das temperaturas da superfície do lingote e do molde, uma forma de contornar esta dificuldade consiste em se trabalhar com uma resistência térmica global (R_g), que traduz todas as resistências existentes a partir da superfície do lingote até a água de refrigeração. Esta resistência térmica global é uma resistência equivalente em série, sendo dada por (Krishnan, 1996; Siqueira et al, 2003) na forma:

$$R_g = \Sigma R = R_A + R_M + R_{M/M} \quad (2)$$

O comportamento do coeficiente de transferência de calor global (inverso de R_g) é traduzido como uma curva em decaimento exponencial ao longo do tempo (t) (Krishnan, 1996), comportamento este influenciado pela evolução da formação do *gap* já mostrado na Fig. (3). Sendo “a” e “n” coeficientes que refletem a interação metalúrgica entre o metal e o substrato, ou seja, o molhamento. Quando estes coeficientes proporcionam perfis h_g mais elevados, significa uma melhor transferência de calor entre o metal e o substrato, que é ocasionada por um melhor contato devido ao molhamento. Os coeficientes “a” e “n” são obtidos por regressão a partir dos valores de h_g e obtidos pelo Método de Beck (método inverso na solução da condução térmica). A expressão do decaimento exponencial é expressa, para o caso de lingotamento estático em moldes refrigerados, como (Cheung et al, 2009):

$$h_g = a.t^{-n} \quad (3)$$

Fazendo-se o balanço de energia de modo a obter a condição de contorno na face da base do lingote, obtém-se:

$$-KA \left. \frac{\partial T}{\partial x} \right|_{x=0} - h_g A (T_B - T_A) = \rho c V \frac{\partial T}{\partial t} \quad (4)$$

Onde:

A= área da seção transversal [m²];

V= volume [m³];

T_B= temperatura da base do lingote [K].

As Equações (1) e (2) foram discretizadas aplicando-se o Método das Diferenças Finitas e os perfis térmicos experimentais foram utilizados como dados de entrada para a solução do problema inverso de condução térmica para a determinação de h_g (Cheung et al, 2009).

3. RESULTADOS E DISCUSSÕES

3.1. Macroestrutura

A Fig. (4) apresenta as macroestruturas da liga Sn-2,1%Mg em substrato de aço, substrato de Cu e substrato de Ni. Observa-se a predominância do crescimento direcionado dos grãos colunares em todos os lingotes apresentados, confirmando a unidirecionalidade da extração de calor a partir da base.

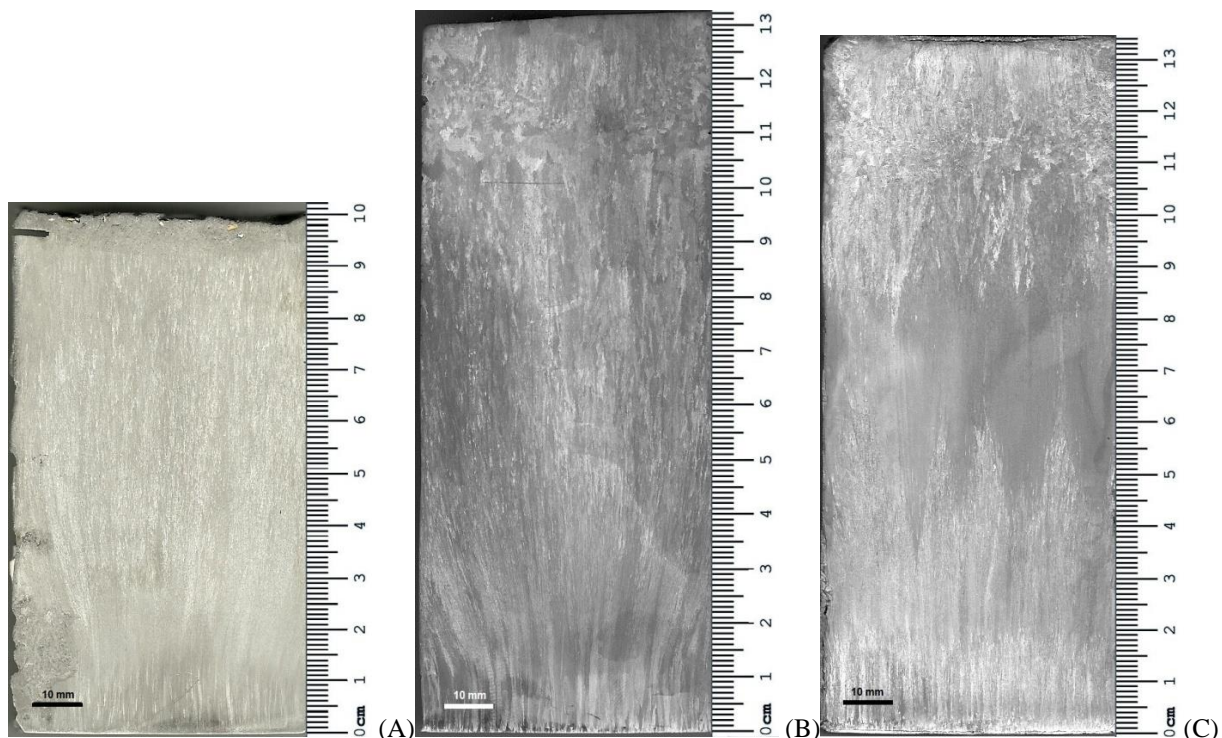


Figura 4. Macroestrutura colunar da liga Sn-2,1%Mg em (A) Substrato de Aço (B) Substrato de Cu e (C) Substrato de Ni.

3.2. Parâmetros Térmicos

Os perfis térmicos experimentais obtidos para as ligas solidificadas nos substratos de aço, níquel e cobre são apresentadas na Fig. (5) juntamente com os perfis simulados numericamente. As propriedades termofísicas necessárias para a simulações foram obtidas do trabalho de Meydani (Meydani, 2014) e com auxílio do software ThermoCalc©. A Tab (1) mostra as propriedades termofísicas dos elementos puros e também da liga Sn-2.1%Mg.

Tabela 1. Propriedades Termofísicas.

Propriedades	Símbolo	Mg	Sn	Sn-2,1%Mg
Condutividade térmica (W.m ⁻¹ .K ⁻¹)	K _S	155	73,2	68,29
	K _L	79	39,71	73,75
Massa específica (kg.m ⁻³)	ρ _S	1740	7280	6823,7
	ρ _L	1590	7000	6533,2
Calor específico (J.kg ⁻¹ .K ⁻¹)	c _S	1023	222	251
	c _L	1360	244,3	251
Calor latente de fusão (J.kg ⁻¹)	ΔH	361580	59600	48960
Temperatura liquidus - Eutético (°C)	T _{Liq}	650	231,9	200
Temperatura solidus - Eutético (°C)	T _{Sol}	650	231,9	200

Os termopares foram posicionados ao longo do lingote em posições fixas a fim de obter um mapeamento térmico da extração de calor em função do tempo. Esses valores de temperatura são posteriormente utilizados para determinar os parâmetros térmicos de solidificação, tais como taxa de resfriamento à frente da isoterma eutética e velocidade de deslocamento da isoterma eutética. Observa-se uma diminuição gradual da temperatura à medida que o calor é extraído pela base do lingote. O patamar eutético está identificado nos gráficos da Fig. (5) e pode ser confirmado pela modificação da inclinação das curvas de resfriamento registradas para cada termopar em 202°C, evidenciando a liberação do calor latente de fusão e, portanto, a transformação líquido-sólido ocorrendo em uma única temperatura, visto que a solidificação de uma liga eutética assemelha-se à de metais puros.

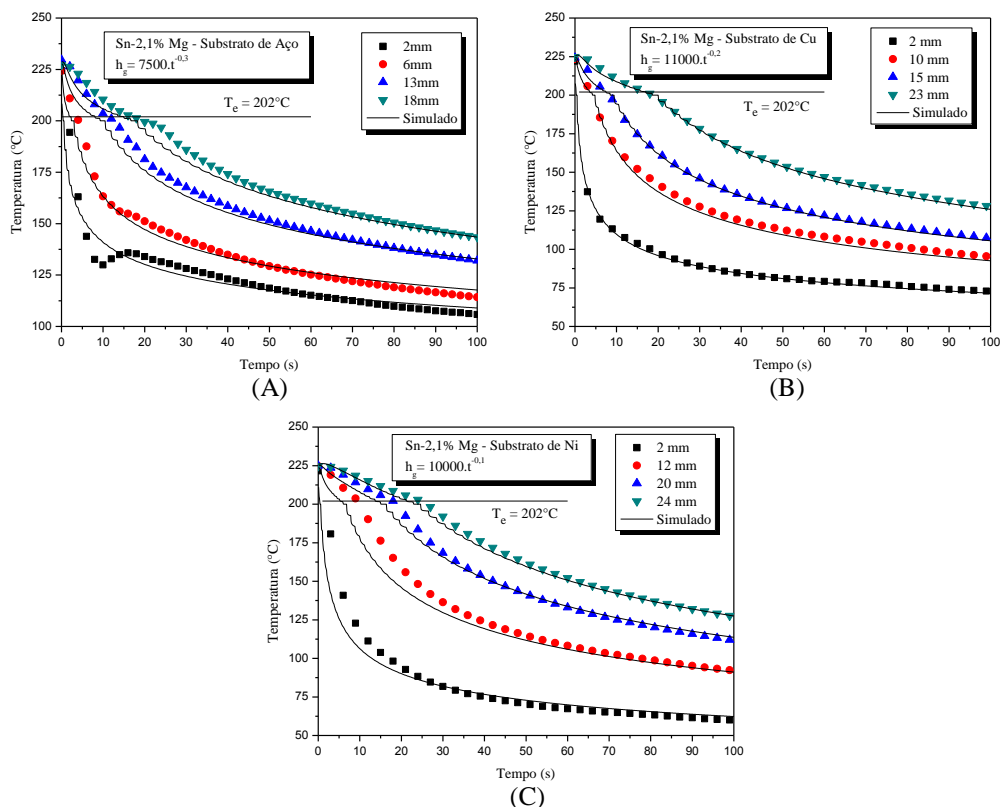


Figura 5. Curvas de resfriamento da liga eutética Sn-Mg: (A) Substrato de Aço (B) Substrato de Cu e (C) Substrato de Ni.

Com o objetivo de comparar o efeito do molhamento da liga sobre os diferentes substratos, a Fig. (6) mostra os perfis de h_g ao longo do tempo, já descontando-se a parcela da resistência térmica da chapa molde (R_M). Desta forma, resta de R_g , somente as parcelas das resistências térmicas da interface metal/molde (R_{MM}) e a da água (R_A), podendo esta última ser desprezada, já que h_a é bem alto. Portanto, o valor resultante que h_g pode ser considerado como somente o da interface metal/molde. A partir da Fig. (6) pode-se observar que o perfil de h_g proporcionado pelo substrato de níquel, mais elevado em relação aos demais, foi o que proporcionou a melhor interação térmica liga/substrato, ou em outras palavras, o melhor molhamento da liga sobre o substrato.

O substrato de aço, normalmente utilizado como material de moldes permanentes (coquilha) foi utilizado como comparação e nota-se que em relação aos demais substratos, apresentou o pior molhamento da liga (menor perfil de h_g). É fundamental destacar, portanto, que valores de h_g mais elevados são obtidos quando há um melhor contato entre a liga e o substrato, uma vez que a descontinuidade nas regiões de contato físico metal/molde permite a instalação de bolsões de ar, elevando a resistência térmica da interface, o que dificulta a transferência de calor para o ambiente, reduzindo, dessa forma, o coeficiente global de transferência de calor.

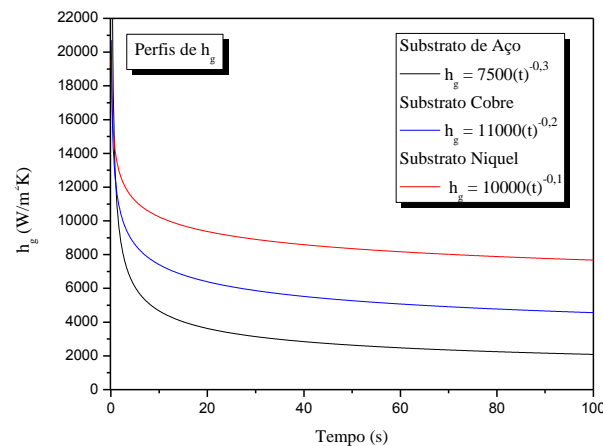


Figura 6. Perfis comparativos de h_g para os diferentes substratos.

As leituras das curvas de resfriamento permitiram a obtenção de curvas de posição em relação à interface metal/substrato em função do tempo (t_E), correspondente à passagem da isoterma eutética por cada termopar fixado ao longo do lingote, $P = f(t_E)$. As formas das curvas $P \times t_E$ são semelhantes às das curvas estabelecidas experimentalmente para sistemas eutéticos (Siqueira, 2002; Goulart, 2010; Moutinho, 2012), apresentando-se sob a forma de uma função potência do tipo $P = a \times (t_E)^b$, como mostrado na Fig. (7).

Na Fig. (8), as velocidades experimentais de deslocamento isoterma eutética (V_E), para todas as ligas, são determinadas pela derivada da função $P = f(t)$, isto é, $V_E = dP/dt$.

Os valores de taxa de resfriamento (T_R) para cada posição foram obtidos experimentalmente através da derivação da curva de resfriamento correspondente ao termopar em um intervalo de pontos fechado cuja referência central é a temperatura de transformação, particularmente para este trabalho, em torno do patamar eutético $T_R = dT_e/dt$ (Garcia, 2007). As curvas de resfriamento são representadas por uma equação do tipo $T_R = a \times (P)^{-b}$. Esta função é obtida pelo ajuste da curva aos pontos experimentais, como mostrado na Fig. (9). Conforme pode ser observado na Fig. (9), obteve-se um perfil de taxa de resfriamento mais alto para o caso da solidificação sobre o substrato de níquel, seguido pelos substratos de cobre e aço, os quais puderam ser representados por uma única função.

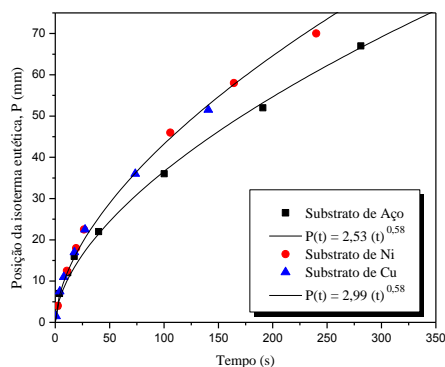


Figura 7. Curvas $P \times t$ de passagem da isoterma eutética em substrato de aço, substrato de níquel e substrato de cobre.

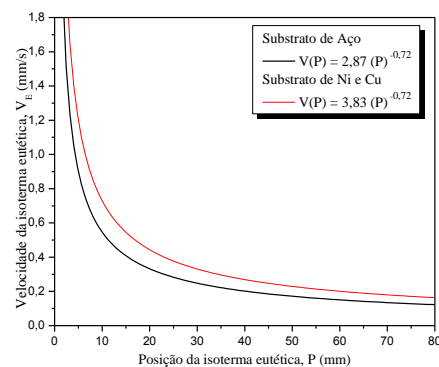


Figura 8. Curvas de velocidade de deslocamento da isoterma eutética em função da posição.

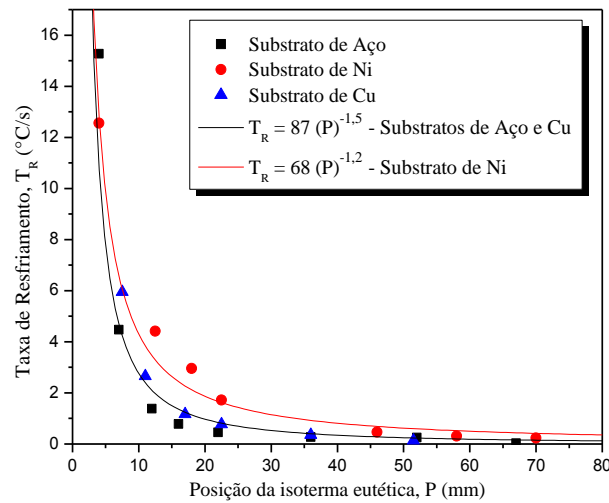


Figura 9. Curvas de taxa de resfriamento em função da posição.

3.3. Correlação entre parâmetro microestrutural e parâmetros térmicos

A microestrutura resultante do processo de solidificação unidirecional, encontrado para todos os experimentos realizados, consiste em uma morfologia caracteristicamente eutética fibrosa composta de uma fase β rica em Sn (fase clara) e por um intermetálico constituído de átomos de Mg e Sn - Mg_2Sn (fase escura), conforme pode ser observado na Fig. (10). De acordo com Garcia (Garcia, 2007) os eutéticos fibrosos são constantemente confundidos com os globulares, já que o formato das partículas depende da secção de observação. Neste caso a secção transversal à direção de crescimento se apresenta na forma globular, mas que na verdade representa o seccionamento transversal da fibra. A morfologia microestrutural transversal e longitudinal da liga bem como a análise de composição das fases encontradas, obtida por EDS (*Energy Dispersive Spectroscopy*), podem ser observadas na Fig. (10) e Tab. (2), respectivamente.

A evolução da dispersão do intermetálico é notória à medida que há o distaciamento da interface de extração de calor, e tendo em vista que a distribuição do Mg_2Sn ao longo do material é de fundamental importância para a resistência mecânica do produto final, o espaçamento entre as partículas de intermetálico foi medido para cada liga solidificada nos diversos tipos de substratos e correlacionado com os parâmetros de solidificação.

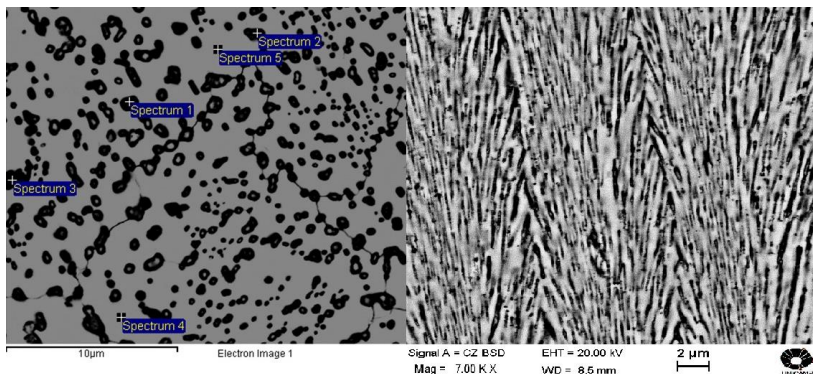


Tabela 2. Resultados de EDS

Spectrum	Mg	Sn	Total
1	5.05	94.95	100
2	2.96	97.04	100
3	9.05	90.95	100
4	0.00	100	100
5	0.00	100	100

Figura 10. Morfologia microestrutural transversal e longitudinal da liga Sn-2,1%Mg.

A dispersão dos pontos experimentais dos espaçamentos interfásico (λ_G) das ligas em diferentes substratos, em função da velocidade de deslocamento da isoterma eutética é apresentada na Fig. (11). Como esperado, os valores dos espaçamentos interfásico λ_G aumentam para menores valores de V_E . A lei experimental obtida foi bem representada por uma lei $\lambda_G = 0,39 (V_E)^{-1,1}$.

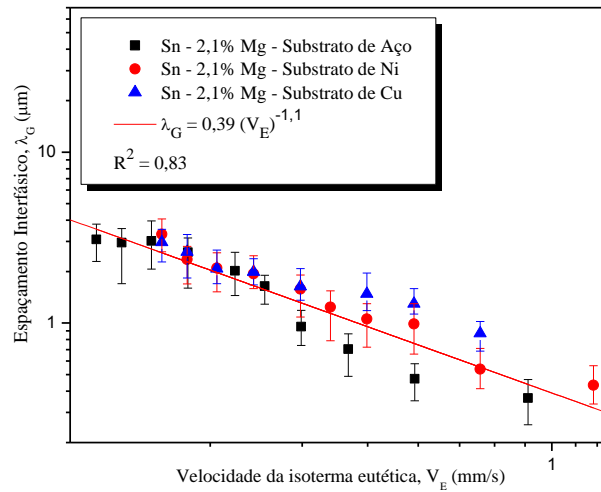


Figura 11. Curvas de espaçamento interfásico λ_G em função da velocidade de deslocamento da isoterma eutética.

As taxas de resfriamento foram determinadas considerando-se os dados térmicos coletados imediatamente após a passagem da isoterma eutética por cada termopar. As curvas de ajuste referentes aos pontos experimentais foram bem representadas por uma equação do tipo $T_R = 79,35 (P)^{-1,32}$. Na Fig. (12) são apresentadas as curvas experimentais que correlacionam o espaçamento interfásico (λ_G) em função da taxa de resfriamento para a liga eutética Sn-Mg em substrato de aço, substrato de níquel e substrato de cobre. Como esperado, os valores dos espaçamentos interfásico λ_G aumentam para menores valores de taxa de resfriamento. A lei experimental obtida foi bem representada por uma lei $\lambda_G = 1,44 (T_R)^{-0,55}$.

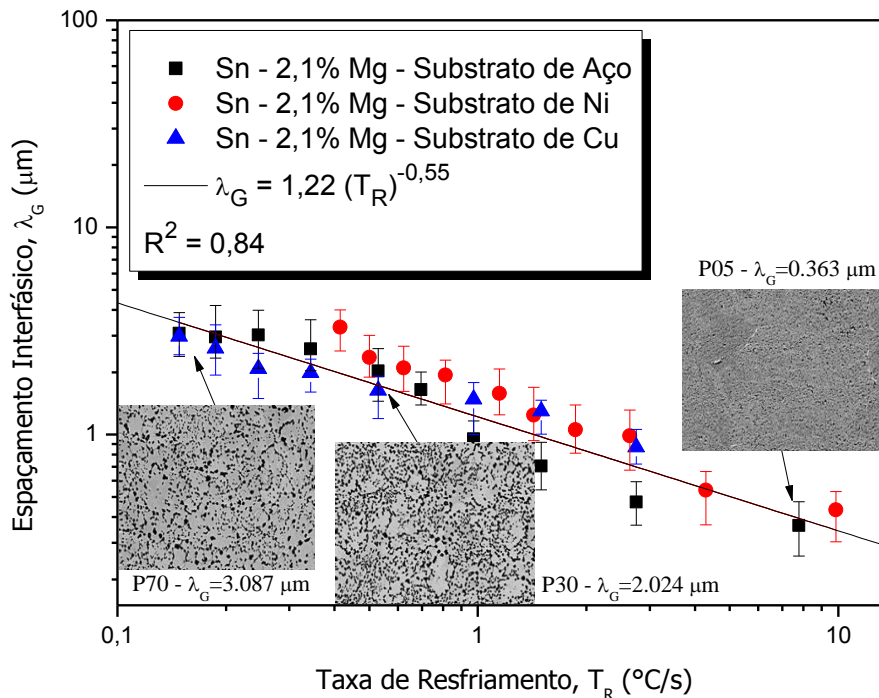


Figura 12. Curvas de espaçamento interfásico λ_G em função da taxa de resfriamento. P05, P30 e P70 representam respectivamente as posições 05, 30 e 70 mm a partir da interface metal/molde.

A determinação de uma única curva consolidada da evolução microestrutural tanto em função velocidade de avanço da isoterma de transformação quanto da taxa de resfriamento para todos os substratos indica que o espaçamento interfásico depende diretamente da condição de transferência de calor, refletido preponderantemente no coeficiente de

transferência de calor, e portanto nos parâmetros térmicos, que comandam a evolução microestrutural, sobretudo a taxa de resfriamento, visto que esta é uma composição de V_E e G_E (gradiente térmico no metal líquido à frente da isoterma eutética).

Os resultados encontrados também permitem ponderar que apesar da morfologia microestrutural observada neste trabalho não corresponder à estruturas celulares ou dendríticas, o crescimento do intermetálico (Mg_2Sn) que constitui o eutético obedece as leis experimentais encontradas por sistemas eutéticos reportados na literatura característicos por apresentar evolução microestrutural na forma de células e/ou dendritas, como Rocha, 2003; Canté, 2009; Spinelli et al., 2011; Brito, 2012 e Dias, 2013; obtendo os mesmos expoentes -1,1 quando correlacionado espaçamento interfásico com velocidade e -0,55 quando em função de taxa de resfriamento, com um ajuste da curva aos pontos experimentais (R^2) superior a 0,80.

4. CONCLUSÕES

Baseado nos resultados das investigações teóricas e experimentais oriundas deste trabalho e tomando como referência demais estudos existentes na literatura que abordam sobre o assunto, podem ser elencadas as seguintes conclusões:

1. As macroestruturas resultantes da liga eutética Sn-Mg solidificadas unidirecionalmente em condições transitórias de fluxo de calor apresentaram a predominância de crescimento direcionado dos grãos colunares ao longo do sentido inverso da extração de calor para todos os tipos de substratos utilizados no presente trabalho.

2. A liga eutética do sistema Sn-Mg apresenta morfologia microestrutural característica de ligas de composição eutética, apresentando-se na forma fibrosa (acicular) com fase Sn_β intercalada de um intermetálico composto de átomos de Mg e Sn – Mg_2Sn .

3. A distribuição da fase rica em magnésio varia com modificação dos parâmetros térmicos de solidificação, tornando-se mais afastadas para velocidades de solidificação e taxas de resfriamento mais baixas e mais refinadas (mais próximas) para maiores valores de velocidade e taxa.

4. As leis experimentais obtidas para todos os experimentos realizados quando correlacionado espaçamento interfásico em função da velocidade de deslocamento da isoterma eutética e da taxa de resfriamento foram bem representada por uma lei de crescimento de sistemas eutéticos reportados na literatura, encontrando os mesmos expoentes -1,1 para velocidade de solidificação e -0,55 para taxa de resfriamento.

5. As simulações numéricas juntamente com um método inverso de cálculo foram utilizados para determinação de h_g para cada tipo de substrato, indicando uma molhabilidade decrescente da liga sobre os substratos de níquel, cobre e aço.

5. REFERÊNCIAS

- Alam, M. E., Development of High Strength Sn-Mg Solder Alloys with Reasonable Ductility. 2013.
- Brito, C.C., Solidificação Transitória de Ligas Monofásica e Hipoperitética do Sistema Zn-Cu. 2012. 126p. Dissertação (Mestrado) – Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas – SP.
- Canté, M. V. Solidificação transitória, microestrutura e propriedades de ligas Al-Ni. 2009. 178p. Tese (Doutorado) – Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas –SP.
- Cheung, N., Santos, N. S., Quaresma, J.M.V., Dulikravich, G.S.; Garcia, A., Interfacial heat transfer coefficients and solidification of an aluminum alloy in a rotatory continuous casting. International Journal of Heat and Mass Transfer, v.52, p. 451-459, 2009.
- Dias, J. M. S., Análises Térmica e Microestrutural na Solidificação de Ligas Monofásica e Peritéticas do Sistema Zn-Ag. 2013. Dissertação (Mestrado) – Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas – SP.
- Garcia, A. Solidificação: Fundamentos e aplicações. Campinas: Editora da Unicamp, 2007.
- Goulart, P. R., Caracterização da Microestrutura De Solidificação de Ligas Al-Fe e Correlação com Propriedades Mecânicas. Campinas: Faculdade de Engenharia Mecânica. Universidade Estadual de Campinas, 2010. Tese de Doutorado.
- Incropera, F. P., et al. Fundamentos de Transferência de calor e de massa. Editora LTC, Rio de Janeiro, 2008.
- Krishnan, M.; Sharma, D. G. R. Determination of the interfacial heat transfer coefficients h in unidirectional heat flow by Beck's nonlinear estimation procedure, International Communications in Heat Mass Transfer, v.23, n.2, p. 203-214, 1996.
- Meydaneri, F., Saatçi, B., Thermal, Electrical, Microstructure and Microhardness Properties of the Eutectic Magnesium-Tin, 2014.
- Moutinho, D. J. C. Análise da Evolução Microestrutural e da Formação de Macrossegregação e Microporosidade na Solidificação Unidirecional Transitória de Ligas Ternárias Al-Cu-Si. Campinas: Faculdade de Engenharia Mecânica. Universidade Estadual de Campinas, 2012. Tese de Doutorado.
- Restriction of Hazardous Substances Directive (RoHS) - http://www.mel.nist.gov/msid/SSP/standard_landscapes/RoHS_analysis.html acessado em 30 de julho de 2014.

- Rocha, O. Cellular/dendritic transition during unsteady-state unidirectional solidification of Sn-Pb alloys, *Materials Science and Engineering A*, v. 347, p. 59-69, 2003.
- Saatçi, B. *Structural and Transport Properties of Sn-Mg Alloys*. 2013.
- Siqueira, C. A. *Influência de Parâmetros Térmicos de Solidificação na Transição Colunar/Equiaxial*. Campinas: Faculdade de Engenharia Mecânica. Universidade Estadual de Campinas, 2002. Tese de Doutorado.
- Siqueira, C. A.; Cheung, N.; Garcia, A. The columnar to equiaxed transition during solidification of Sn-Pb alloys, *Journal of Alloys and Compounds*, v.351, p.126-34, 2003.
- Spinelli et al., On array models theoretical predictions versus measurements for the growth of cells and dendrites in the solidification of binary alloys. *Philosophical Magazine*. v. 91, p. 1705-1723, 2011.

6. DIREITOS AUTORAIS

Os autores são os únicos responsáveis pelo conteúdo incluído neste trabalho.

THEORETICAL AND EXPERIMENTAL ANALYSIS OF SN-MG EUTECTIC ALLOY SOLIDIFICATION UPON DIFFERENT SUBSTRATES USED IN ELECTRONIC COMPONENTS

Clarissa Cruz, clarissabc@fem.unicamp.br¹
Thiago Costa, thiago.costa@fem.unicamp.br¹
Talita Vida, vida85@fem.unicamp.br¹
Thiago Soares, thiago.soares@fem.unicamp.br¹
Felipe Bertelli, felipe.bertelli@gmail.com¹
Manuel Venceslau Canté, mvcante@fem.unicamp.br¹
Amauri Garcia, amaurig@fem.unicamp.br¹
Noé Cheung, cheung@fem.unicamp.br¹

¹Departament of Manufacturing and Materials Engineering, University of Campinas, Campinas – SP - Brasil

Abstract: *The search for feasible solutions to replace the classical Sn-Pb alloys used in soldering processes led to the study of Sn-Mg eutectic alloy solidification, since this alloy is a possible candidate for industrial application. Directional solidification experiments were performed, under unsteady heat flow conditions, upon different substrates used in electronic industry such as: Cu, Ni and additionally AISI 1020 steel for comparison. The development of a theoretical-experimental approach determined the solidification thermal variables such as tip growth rate and the cooling rate. In order to determine the theoretical thermal profiles, a numerical heat transfer model already reported in literature was used. An automatic search has selected the best theoretical-experimental thermal evolution fits from a range of transient interfacial heat transfer coefficient profiles for each substrate used in this work. The solidification microstructures were characterized through metallographic techniques and a microstructural parameter were correlated with solidification thermal variables.*

keywords: *solidification, Sn-Mg alloy, substrate, thermal parameters.*