



AVALIAÇÃO DA CINÉTICA DE CRESCIMENTO, DO MOLHAMENTO E DA ADESÃO DE INTERFACE DE LIGAS Sn-Bi CONTENDO ELEVADO TEOR DE In UNIDAS EM SUBSTRATO DE Cu E Ni POR SOLDAGEM BRANDA

Leal, J. R. S.^{1,*}; Reyes, R. A. V.¹; Gouveia, G. L.¹; Coury, F. G.² e Spinelli, J. E.²

1. Programa de Pós-Graduação em Ciência e Engenharia de Materiais, Universidade Federal de São Carlos, São Carlos 13565905, SP, Brasil;
2. Departamento de Engenharia de Materiais, Universidade Federal de São Carlos–UFSCar, São Carlos 13565905, SP, Brasil;

* Correspondência: jaderson.leal@estudante.ufscar.br

RESUMO: Embora as ligas Sn-Bi com pequenos teores de Índio (In) sejam conhecidas, ligas com 10% ou mais de In são pouco exploradas. Teores elevados de In podem melhorar a produção de juntas, o controle do crescimento de camadas interfaciais e a resistência mecânica. As ligas Sn-Bi-In, são promissoras para a indústria eletrônica, oferecendo menor consumo de energia e maior durabilidade dos produtos. Este estudo investiga a solidificação, resistência à adesão e crescimento da camada intermetálica na liga Sn-40%Bi-10%In em substratos de Cu e Ni. Foram realizadas análises por MEV-EDS e tração. A adição de In aumentou o intervalo de solidificação, engrossando a microestrutura. Um modelo de cinética de crescimento mostrou que o In eleva a energia de ativação, reduzindo o crescimento da camada intermetálica. Resultados de tração mostraram que a interface liga/Ni tem maior adesão, enquanto a liga/Cu apresentou fraturas prematuras devido à maior espessura e não uniformidade da camada intermetálica.

Palavras-chave: solidificação, Sn-Bi, Sn-Bi-In, interface de reação, força de adesão.

1. INTRODUÇÃO

As ligas utilizadas em soldagem branda desempenham um papel essencial para garantir a integridade mecânica e elétrica dos componentes eletrônicos. Entre as várias ligas de solda, as ligas Sn-Bi contendo In atraíram atenção significativa devido a algumas características favoráveis, como baixos pontos de fusão e boa molhabilidade [1]. As tendências em dispositivos eletrônicos estão mudando para miniaturização, dispositivos de alta densidade e desempenho aprimorado. Para dar suporte a essas tecnologias e evitar problemas relacionados à expansão térmica e deformação, minimizando seus defeitos, há uma necessidade crescente de pesquisa

sobre Ligas de Soldagem Branda de Baixa Temperatura (LSBBT), como ligas Sn-Bi, Sn-In ou Sn-Bi-In [1].

A solidificação envolve a transição da liga de um estado líquido para um estado sólido, uma transformação que impacta significativamente a microestrutura [2] e as propriedades da junta de solda. O índio pode reduzir tanto a temperatura liquidus quanto o super-resfriamento, facilitando o número máximo de núcleos para iniciar a formação de grãos, promovendo refinamento microestrutural. Para teores mais altos entre 6 e 12% em peso, a microestrutura compreende as fases β -Sn, BiIn e Bi [3].

Em componentes eletrônicos, o ideal é que a camada do composto intermetálico (IMC – *Intermetallic Compound*) seja fina e contínua para assegurar as ligações metalúrgicas. Camadas excessivamente espessas de IMC podem enfraquecer a junta de solda e levar à degradação ao longo do tempo [3]. Em ligas Sn-Bi contendo In, a compreensão da camada Cu_6Sn_5 torna-se fundamental, portanto. Esta camada se forma por difusão na interface entre a solda e o substrato durante a soldagem, onde o estanho (Sn) da solda reage com o cobre (Cu) do substrato. A energia de ativação é um parâmetro fundamental para estudar e controlar o crescimento da camada IMC. Lee et al. [4] examinaram a cinética do IMC em diversas juntas soldadas tipo SAC (Sn-Ag-Cu). Seus estudos revelaram que, para interconexões Cu/SAC/Cu, a energia de ativação variou de 50 kJ/mol a 110 kJ/mol, considerando diferentes períodos de envelhecimento.

O presente trabalho aborda a adição de In em ligas Sn-Bi, e discute sua influência nas características de solidificação. O foco é baseado no desenvolvimento da camada IMC durante a soldagem e envelhecimento da liga Sn-Bi-In em cobre. A cinética e a energia de ativação do IMC em substrato de cobre foram discutidas. Forças de adesão e superfícies de fratura das camadas IMCs em cobre e em níquel também foram investigadas.

2. MATERIAIS E MÉTODOS

Nesta pesquisa, Cu e Ni puros (pureza maior que 99,95%) foram usados como substratos e as ligas Sn-40%Bi, Sn-50%Bi e Sn-40%Bi-10%In (% em peso) foram usadas na soldagem branda. As ligas foram compostas de Sn de alta pureza (99,98%p.) e Bi (99,99%p.), com uma pré-liga adicional In-5%p. Sn no caso da liga ternária. A fusão foi conduzida em um forno de indução Power-Trak 50-30R, da

Inductotherm Corp e as ligas vazadas em molde de grafite. As ligas binárias e os resultados decorrentes foram utilizados na análise comparativa de solidificação com a liga ternária.

Os substratos de Cu e Ni foram usinados e lixados com lixas de SiC até 1200#. As ligas foram usinadas em cilindros com 4,0 mm de diâmetro e 6,0 mm de comprimento. Cada cilindro foi então colocado sobre um substrato de Cu ou Ni e inserido no forno equipado com um sistema de goniômetro, modelo Kruss DSHAT HTM Reetz GmbH. Os parâmetros térmicos do forno foram os seguintes: taxa de aquecimento de 10 °C/min até 180 °C (liga Sn-Bi-In) e 200 °C (ligas Sn-Bi), mantendo essa temperatura por 15 min, seguido de resfriamento dentro (natural) do forno sob uma atmosfera inerte durante o processo.

Para investigar a cinética de crescimento da camada IMC da liga ternária em cobre, três temperaturas foram selecionadas: 100 °C, 110 °C e 120 °C. Para cada temperatura, três tempos foram considerados: 5 dias (120 h), 10 dias (240 h) e 15 dias (360 h). A espessura da camada IMC foi medida dividindo a área do IMC pelo comprimento da camada de reação a partir de imagens de MEV.

As amostras das juntas de solda em níquel e cobre foram tracionadas em uma máquina Instron 5500R a uma taxa de deformação de $3 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ em temperatura ambiente. Os corpos de prova foram usinados com 30 mm de comprimento útil, 4 mm de largura e 2 mm de espessura. As juntas de solda, com aproximadamente 2 mm de espessura, foram formadas fundindo a liga de solda e conectando ambas as partes do corpo de prova. Os parâmetros incluíram aquecimento a 10 °C/min até 220 °C, mantendo por 20 minutos, seguido de resfriamento.

As microestruturas de solidificação foram examinadas com auxílio de um microscópio eletrônico de varredura (MEV) FEI Quanta 3D FEG-MEV (Waltham-US) equipado com detector de elétrons retroespalhados (BSE). Simultaneamente, a espectroscopia de raios X de energia dispersiva (EDS) foi conduzida usando detectores da Oxford INCA Xstream-2 modelo Xmax80. As microestruturas interfaciais dos pares liga/níquel e liga/cobre com identificação de IMCs de Ni_3Sn_4 e Cu_6Sn_5 também foram observadas usando um equipamento MEV Philips XL-30 FEG (North Billerica, US).

3. RESULTADOS E DISCUSSÕES

Esta seção é organizada sequencialmente nos seguintes tópicos: 3.1. Solidificação das amostras de ligas Sn-Bi e Sn-Bi-In soldadas em cobre; 3.2. Reação de crescimento interfacial das amostras Sn-40%Bi-10%In em cobre; e 3.3. Força de adesão e fratura da liga Sn-40%Bi-10%In em cobre e níquel.

3.1 Solidificação de amostras das ligas Sn-Bi e Sn-Bi-In soldadas em cobre

A Figura 1 mostra imagens MEV de uma visão geral das ligas Sn-40%Bi e Sn-40%Bi-10%In após operações de soldagem branda. Para interpretar a solidificação, esta é uma abordagem importante para examinar características como segregação, tamanho e morfologia das fases formadas. O Bi demonstrou forte macrosegregação em direção à parte inferior da liga. Wang et al. [5] demonstraram que à medida que o teor de Bi aumenta, a fase Bi tende a segregar na interface. Pode-se observar o acúmulo de Bi (branco) na parte inferior da liga Sn-Bi-In (Figura 1a), bem como o constituinte eutético lamelar cinza Sn + Bi na liga binária Sn-Bi (Figura 1b).

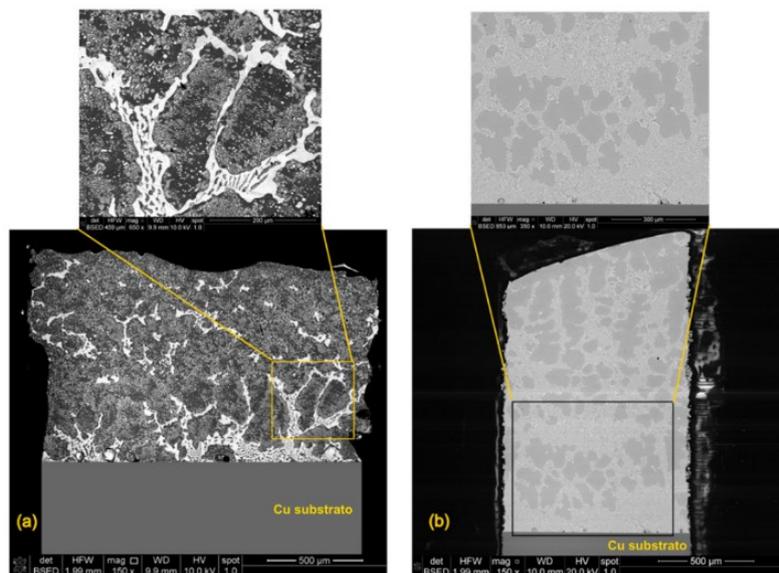


Figura 1. Imagens MEV das amostras na condição como soldada das ligas (a) Sn-40%Bi-10%In e (b) Sn-40%Bi compondo juntas soldadas com cobre.

O caminho de solidificação da liga Sn-40%Bi a partir do estado líquido tem a seguinte sequência de solidificação: (i) formação da fase primária β -Sn em torno de 164 °C, (ii) seguido pela reação eutética em torno de 138 °C [5]. Na liga ternária a fase β -Sn cristaliza do líquido à medida que esfria abaixo de 140,0 °C. A fase Bi começa a se formar em torno de 97 °C. A solidificação conclui com o líquido residual formando as fases BiIn e Bi quando a temperatura reduz abaixo de 77,5 °C [6].

Para compreender algumas características microestruturais, foram realizados cálculos de espaçamento celular a partir do método de interceptação demonstrado por Silva et al. [7]. Pelo menos 20 medições foram realizadas nas imagens MEV, com a Figura 1 mostrando apenas uma das cinco regiões consideradas.

Extrapolando a relação de crescimento proposta por Silva et al. [7], a liga Sn-Bi-In, que apresentou um espaçamento de 200 μm , pode ser associada a uma taxa de resfriamento de aproximadamente 10^{-2} K/s, significativamente menor que aquela da liga binária Sn-40%Bi com 82 μm de espaçamento. [7]. Estudos indicam que ligas com maior teor de Bi, como a Sn-52%Bi, requerem taxas de resfriamento ainda menores para alcançar o mesmo espaçamento. Isso sugere que o Índio desacelera significativamente a cinética de solidificação em ligas com cerca de 50% de Sn, como é o caso da liga Sn-Bi-In.

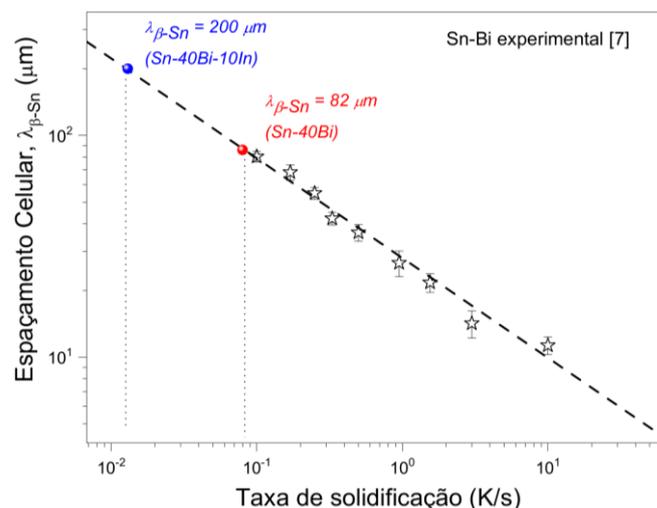


Figura 2. Espaçamento celular em função da taxa de resfriamento de solidificação; os pontos azul e vermelho foram medidos para as ligas Sn-40%Bi-10%In e Sn-40%Bi, respectivamente. As taxas foram obtidas por meio da extrapolação da equação experimental para a liga Sn-Bi demonstrada por Silva et al. [7].

A Figura 3a destaca a microestrutura da liga Sn-40%Bi-10%In em modo BSE (Backscattered Electrons), diferenciando elementos na microestrutura com base no peso atômico dos elementos. O espectro de EDS, ilustrado na Figura 3e, confirma a presença das fases $\beta\text{-Sn}$, Bi e BiIn, além de corroborar a composição da liga. O Bi, sendo o mais pesado, aparece como áreas brilhantes (brancas) nas imagens. As Figuras 3b-d mostram três fases distintas: $\beta\text{-Sn}$, Bi e BiIn. Aglomerados de BiIn formaram-se próximos às lamelas grossas de Bi durante a solidificação, enquanto os precipitados de Bi na matriz $\beta\text{-Sn}$ surgiram durante o resfriamento no estado sólido.

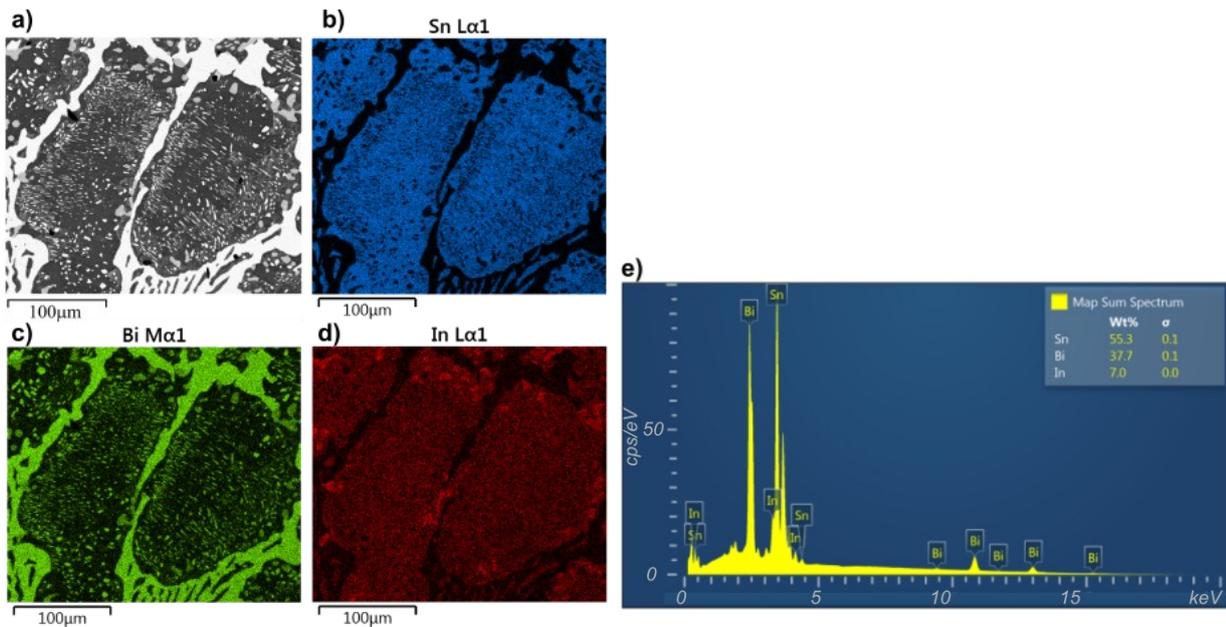


Figura 3. Análise de imagens para a liga Sn-40%Bi-10%In: (a) imagem BSE, e mapeamento EDS com contraste para: (b) Sn, (c) Bi, e (d) In. (e) espectro EDS correspondente.

3.2 Reação interfacial das amostras Sn-40%Bi-10%In em cobre

A Figura 4 mostra os mapas de Sn, Cu, Bi e In de regiões contendo o IMC Cu_6Sn_5 na interface em Sn-40%Bi-10%In/Cu. O IMC Cu_6Sn_5 apresentou uma solubilidade média de In, aproximadamente 6,5 %at., conforme determinado atualmente usando dados de microsondagem EDS pontual. Este valor é próximo ao relatado por Tian et al. [8] para as juntas de liga Sn-0,7Cu-5In/cobre, que foi de 4,9 %at. No geral, a composição deste IMC foi determinada como sendo 46,5 %at. Sn, 6,5 %at. In e 47 %at. Cu, formando o IMC $\text{Cu}_6(\text{Sn},\text{In})_5$.

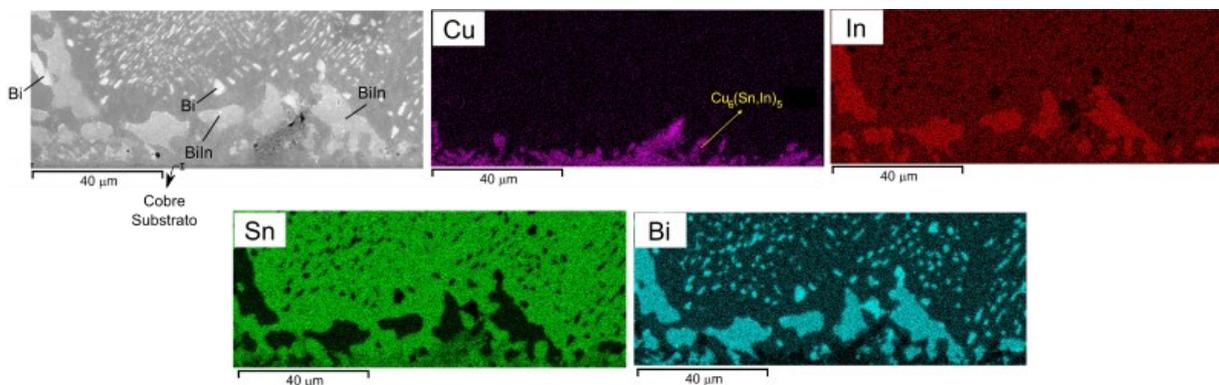


Figura 4. Imagem BSE-MEV e imagens de mapeamento EDS da camada IMC interfacial $\text{Cu}_6(\text{Sn},\text{In})_5$ formada na interface Sn-40%Bi-10%In/Cu obtidas após o processo de soldagem branda.

Para entender o crescimento do IMC após o tratamento de envelhecimento, foram feitos registros das camadas para os 3 períodos de exposição nas três temperaturas. A Figura 5 mostra uma sequência típica de imagens que expressam um crescimento da camada de reação quando comparadas as morfologias entre elas. O cobre difunde-se no Sn por ser um átomo com um raio atômico menor que o Sn [9].

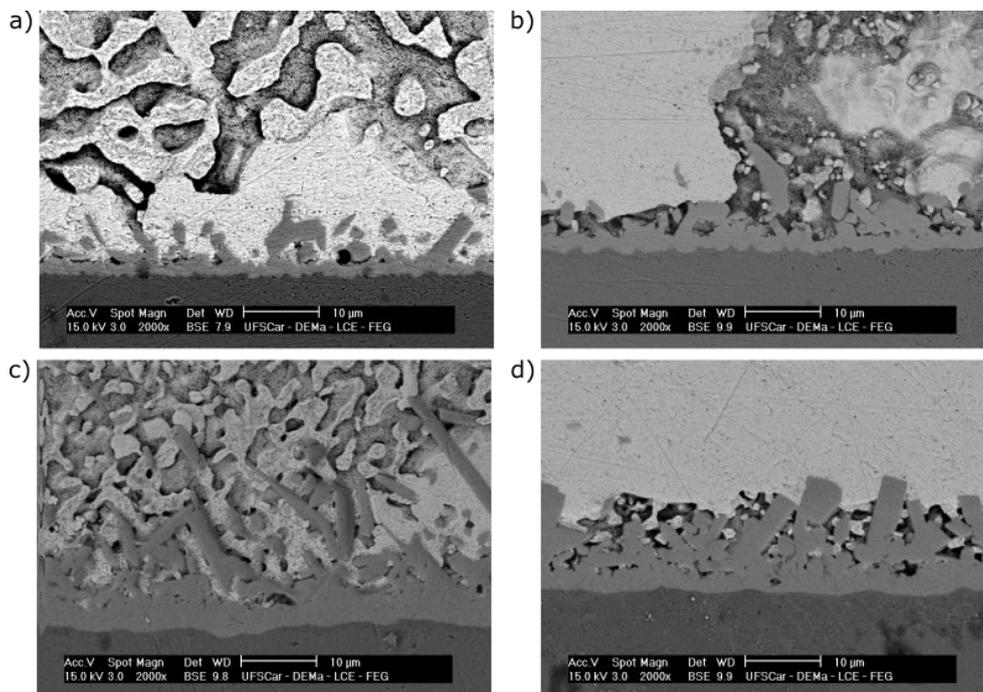


Figura 5. Morfologias de camadas de IMC envelhecidas a 120 °C para o par Sn-40%Bi-10%In/cobre: (a) como soldado, (b) 5 dias (120 h), (c) 10 dias (240 h) e (d) 15 dias (360 h).

A degradação por envelhecimento é uma preocupação em junções eletrônicas, tornando essencial compreender a cinética das reações interfaciais. A Figura 5d mostra que o envelhecimento promoveu um crescimento significativo da camada IMC em comparação com amostras não tratadas (Figura 5a), e com aquelas expostas a períodos curtos (Figura 5b). Esse crescimento é resultado da difusão de Cu do substrato em direção à liga fundida, conforme explicado por Laurila et al. [10].

O desenvolvimento da camada do IMC foi examinado em função do tempo, como pode ser visto na Figura 6a. A cinética do crescimento do IMC é governada pela difusão, de modo que a taxa de crescimento é proporcional ao tempo (t). A espessura da camada, X , é descrita pela Equação (1) [5, 11]:

$$X = X_0 + \sqrt{Dt} \quad (1)$$

Onde X_0 é a espessura da camada intermetálica em $t = 0$ e D é o coeficiente de difusão. Quando a espessura da camada intermetálica (X) é plotada contra a raiz quadrada do tempo de envelhecimento ($t^{1/2}$), a inclinação do gráfico corresponde à raiz quadrada do coeficiente de difusão ($D^{1/2}$), como visto na Figura 6b. O coeficiente de difusão é função da temperatura T , conforme a Equação (2) de Arrhenius:

$$D = D_0 e^{\frac{-Q}{RT}} \quad (2)$$

Onde D_0 é uma constante independente de temperatura conhecida como fator de frequência, Q é a energia de ativação para difusão, R é a constante universal dos gases (8,31 J/mol.K) e T é a temperatura em K. A energia de ativação do IMC pode ser determinada pelo logaritmo natural da Equação 2. Dessa forma, o coeficiente de difusão pode ser representado pela Equação (3).

$$\ln D = \ln D_0 - \frac{Q}{R} \left(\frac{1}{T} \right) \quad (3)$$

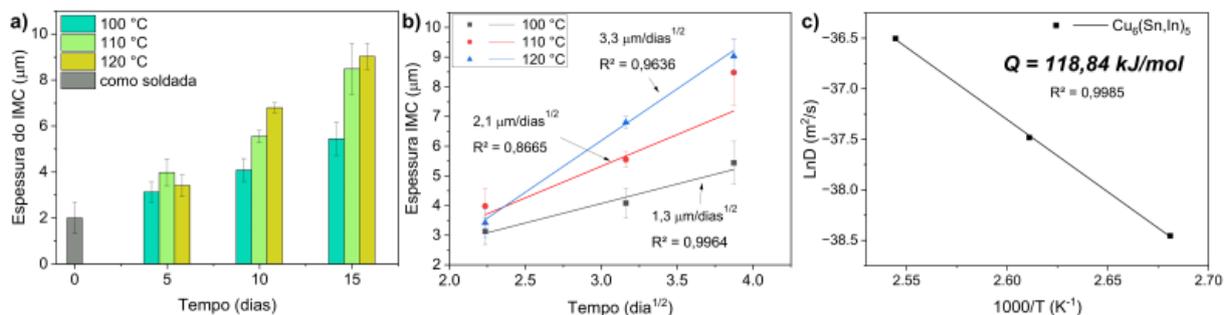


Figura 6. (a) Espessura média do IMC $\text{Cu}_6(\text{Sn},\text{In})_5$ da liga Sn-40%Bi-10%/cobre nos diferentes tempos de envelhecimento, (b) Espessura IMC contra o tempo^{1/2}, e (c) Gráfico de Arrhenius do crescimento do IMC. R^2 é o coeficiente de correlação.

A equação 3 está na forma $y = mx + c$, onde a variável dependente, y , é $\ln D$ e a variável independente, x , é $1/T$. Ao plotar o coeficiente de difusão (D) contra o inverso da temperatura de envelhecimento ($1/T$), a energia de ativação (Q) pode ser calculada a partir da inclinação do gráfico (m), conforme demonstrado na Figura 6c.

Zang et al. [12] encontraram uma taxa de crescimento de $5,4 \mu\text{m}/\text{dia}^{1/2}$ para a camada intermetálica Cu_6Sn_5 na liga binária Sn-45%Bi. No presente estudo, a adição de In à solda reduziu essa taxa para $3,3 \mu\text{m}/\text{dia}^{1/2}$, uma diminuição de aproximadamente 40%. Estudo anterior relatou valores de energia de ativação entre

51 kJ/mol e 98 kJ/mol para o IMC Cu_6Sn_5 sem In [13]. Conclui-se que a adição de In aumenta a energia de ativação necessária para a formação da camada Cu_6Sn_5 , dificultando o crescimento da camada IMC.

3.3 Força de adesão da liga Sn-40%Bi-10%In em cobre e níquel

Ensaio de resistência mecânica foram realizados para avaliar a capacidade das juntas de suportar tensões em substratos de níquel e cobre. A Figura 7 apresenta os gráficos dos testes de tração nas juntas de solda, mostrando a relação entre capacidade de carga e deslocamento para os pares Sn-Bi-In/Ni e Sn-Bi-In/Cu.

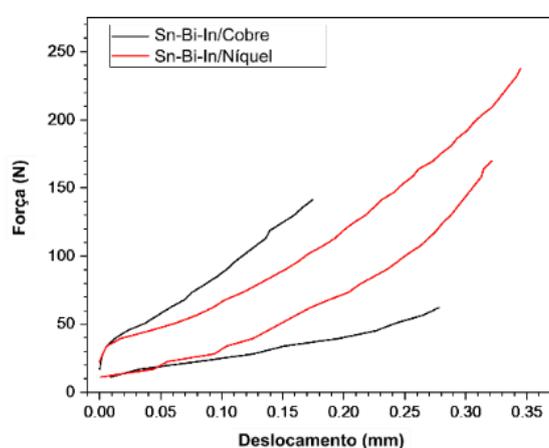


Figura 7. Curvas de força vs. deslocamento para juntas soldadas Sn-Bi-In/cobre e Sn-Bi-In/níquel não tratadas.

Os valores médios de carga máxima atingiram 102 N para o substrato de cobre e 200 N para o de níquel. A resistência à tração foi projetada aproximadamente em 19 MPa para a junta liga/Cu e 37 MPa para a liga/Ni. Isso pode ser atribuído à microestrutura mais fina e com menos defeitos formada no contato Liga/Níquel. Wang et al. [14] compararam juntas de solda Cu/Sn/Cu e Ni/Sn/Ni, observando que as partículas de Ni_3Sn_4 fortalecem mais as juntas Ni/Sn/Ni do que as partículas de Cu_6Sn_5 nas juntas Cu/Sn/Cu. Constatou-se que a fragilização da junta Sn-Bi/Cu ocorreu devido à difusão de átomos de Bi, levando à segregação do Bi.

Em ambos os substratos, a fratura ocorreu na interface entre a liga e o IMC. As superfícies de fratura das juntas Sn-Bi-In/Ni e Sn-Bi-In/Cu foram analisadas tanto no plano de fratura da liga quanto na camada IMC para entender o modo de fratura. Observou-se uma morfologia típica de fratura dúctil, caracterizada por pequenos e grandes dimples (indicados por setas na Figura 8). As fases na interface de fratura, incluindo os IMCs $\text{Cu}_6(\text{Sn},\text{In})_5$ e Ni_3Sn_4 , foram confirmadas.

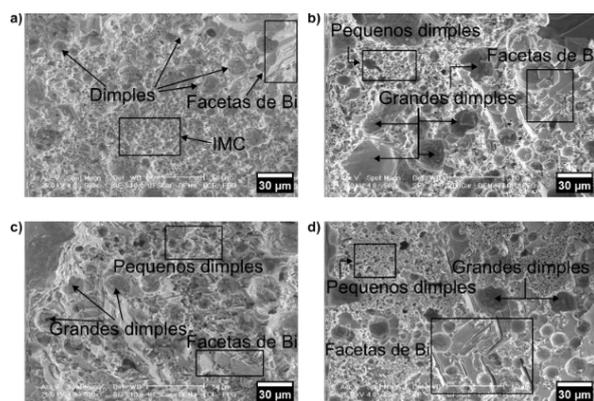


Figura 8. Superfícies de fratura das juntas Sn-Bi-In/Cu e Sn-Bi-In/Ni: (a) liga/IMC em cobre (vista a partir do plano de fratura da liga), (b) liga/IMC em cobre (vista do plano de fratura da camada IMC), (c) liga/IMC em níquel (vista do plano de fratura da liga) e (d) liga/IMC em níquel (vista do plano de fratura da camada IMC).

4. CONCLUSÕES

As seguintes conclusões podem ser extraídas da presente pesquisa:

- Foi observada uma macrossegregação significativa de Bi em direção à interface Cu/liga em ligas Sn-40%Bi e Sn-40%Bi-10%In, com a última mostrando a formação de Bi grosseiro, e um padrão de segregação mais pronunciado.
- Ambas as ligas exibiram fases primárias dendríticas β -Sn, com Bi se formando em morfologias semelhantes à eutética na liga ternária (Sn-40%Bi-10%In) e como uma reação eutética final na liga binária (Sn-40%Bi).
- A liga Sn-40%Bi-10%In apresentou um espaçamento de células maior (200 μm) em comparação com a liga binária Sn-40%Bi, a qual apresentou um espaçamento de 82 μm . A presença de In afetou significativamente o espaçamento celular e entre as partículas de Bi, resultando em estruturas cerca de três vezes mais grosseiras para a liga contendo In devido ao maior intervalo de solidificação.
- A junta soldada Sn-40%Bi-10%In/Cu formou IMCs $\text{Cu}_6(\text{Sn},\text{In})_5$, com a adição de In reduzindo a taxa de crescimento da camada de IMC em 40% em comparação com a liga Sn-40%Bi. O In aumentou a energia de ativação da camada Cu_6Sn_5 , dificultando seu crescimento. Testes de resistência à adesão mostraram maior resistência das juntas Sn-Bi-In/Ni (37 MPa) em comparação com as juntas Sn-Bi-In/Cu (19 MPa), devido à microestrutura mais fina e à camada de IMC menos tortuosa. A fratura ocorreu principalmente na interface liga/IMC, com presença de dimples e áreas de clivagem.

5. AGRADECIMENTOS

Os autores agradecem ao CNPq – Conselho Nacional de Desenvolvimento Científico e Tecnológico, Brasil e à FAPESP – Fundação de Amparo à Pesquisa de São Paulo, Brasil (bolsa 2023/06107-3) pelo apoio financeiro. Este estudo foi financiado em parte pela Coordenação de Aperfeiçoamento de Pessoal de Nível Superior - Brasil (CAPES) - Código Financeiro 001.

6. REFERÊNCIAS

- [1] ROY, C.K. *et al.* Performance of Low Melt Alloys as Thermal Interface Materials. In: 2015 31ST ANNUAL SEMICONDUCTOR THERMAL MEASUREMENT, MODELING & MANAGEMENT SYMPOSIUM (SEMI-THERM). 2015. p. 235–239.
- [2] FISHER, D.; KURZ, W. Fundamentals of solidification. **Fundamentals of Solidification**, 1–316, 1998.
- [3] WU, X. *et al.* Effect of In addition on microstructure and mechanical properties of Sn–40Bi alloys. **Journal of Materials Science**, 55, 7, 3092–3106, 2020. Disponível em: <<http://dx.doi.org/10.1007/s10853-019-04148-6>>.
- [4] LEE, T.Y. *et al.* Morphology, kinetics, and thermodynamics of solid-state aging of eutectic SnPb and Pb-free solders (Sn–3.5Ag, Sn–3.8Ag–0.7Cu and Sn–0.7Cu) on Cu. **Journal of Materials Research**, 17, 2, 291–301, 2002. Disponível em: <<http://dx.doi.org/10.1557/JMR.2002.0042>>.
- [5] WANG, F. *et al.* Interfacial Reaction and Mechanical Properties of Sn-Bi Solder joints. **Materials**, 10, 8, 920, 2017. Disponível em: <<http://dx.doi.org/10.3390/ma10080920>>.
- [6] DA SILVA LEAL, J.R. *et al.* Effects of Indium on Wetting and Interfacial Features of a Sn-40Bi Alloy in a Copper Substrate. **Journal of Electronic Materials**, 52, 5, 2957–2970, 2023. Disponível em: <<http://dx.doi.org/10.1007/s11664-023-10258-4>>.
- [7] SILVA, B.L. *et al.* Effects of Solidification Thermal Parameters on Microstructure and Mechanical Properties of Sn-Bi Solder Alloys. **Journal of Electronic Materials**, 46, 3, 1754–1769, 2017. Disponível em: <<http://dx.doi.org/10.1007/s11664-016-5225-7>>.
- [8] TIAN, S. *et al.* Effect of indium addition on interfacial IMC growth and bending properties of eutectic Sn–0.7Cu solder joints. **Journal of Materials Science: Materials in Electronics**, 28, 21, 16120–16132, 2017. Disponível em: <<http://dx.doi.org/10.1007/s10854-017-7512-3>>.
- [9] KANNOJIA, H.K.; DIXIT, P. A review of intermetallic compound growth and void formation in electrodeposited Cu–Sn Layers for microsystems packaging. **Journal of Materials Science: Materials in Electronics**, 32, 6, 6742–6777, 2021. Disponível em: <<http://dx.doi.org/10.1007/s10854-021-05412-9>>.

- [10] LAURILA, T. et al. Effect of Ag, Fe, Au and Ni on the growth kinetics of Sn–Cu intermetallic compound layers. **Microelectronics Reliability**, 49, 3, 242–247, 2009. Disponível em: <<http://dx.doi.org/10.1016/j.microrel.2008.08.007>>.
- [11] RIZVI, M.J. et al. Effect of adding 1 wt % Bi into the Sn – 2 . 8Ag – 0 . 5Cu solder alloy on the intermetallic formations with Cu-substrate during soldering and isothermal aging. 407, 208–214, 2006. Disponível em: <<http://dx.doi.org/10.1016/j.jallcom.2005.06.050>>.
- [12] ZANG, L. et al. Wettability of molten Sn-Bi-Cu solder on Cu substrate. **Materials Letters**, 63, 23, 2067–2069, 2009. Disponível em: <<http://dx.doi.org/10.1016/j.matlet.2009.06.052>>.
- [13] PRAKASH, K.H.; SRITHARAN, T. Interface reaction between copper and molten tin-lead solders. **Acta Materialia**, 49, 13, 2481–2489, 2001. Disponível em: <[http://dx.doi.org/10.1016/S1359-6454\(01\)00146-X](http://dx.doi.org/10.1016/S1359-6454(01)00146-X)>.
- [14] WANG, B. et al. A comparative study of microstructure and mechanical properties among Cu/Sn/Cu, Ni/Sn/Ni and Cu/Sn/Ni solder joints. **Soldering and Surface Mount Technology**, 23, 1, 40–46, 2011. Disponível em: <<http://dx.doi.org/10.1108/09540911111099695>>.

EVALUATION OF SOLIDIFICATION, GROWTH KINETICS, AND INTERFACE ADHESION OF SN-BI ALLOYS WITH HIGH INDIUM CONTENT SOLDERED ON CU AND NI SUBSTRATES

ABSTRACT: Although the addition of small amounts of Indium (In) in Sn-Bi alloys has been studied, alloys with 10 wt.% or more In have been less explored. Higher In content can improve joint production, control the growth of interfacial layers, and increase mechanical strength. Sn-Bi-In alloys are promising for the electronics industry, such as lower energy consumption and greater product durability. This study investigates the solidification, adhesion, and intermetallic growth of the Sn-40%Bi-10%In alloy in Cu and Ni substrates. Analyses were performed using SEM-EDS and tensile tests. The addition of In thickens the microstructure due to the increased solidification range. The application of a growth kinetics model showed that In increases the activation energy, reducing the growth of the intermetallic layer. Tensile tests showed that the alloy with Ni has higher adhesion, while the Cu/alloy couple exhibited premature fractures due to the increased thickness of the intermetallic layer.

Keywords: solidification; Sn-Bi; Sn-Bi-In; reaction interface; adhesion strength.