

温度梯度下 Cu/Sn-58Bi/Cu 微焊点 热迁移及界面反应行为

李瑞, 乔媛媛, 任晓磊, 赵宁
(大连理工大学, 材料科学与工程学院, 大连, 116042)

摘要: 探究了焊点平均温度为 110 °C(时效) 及 180 °C(回流) 时, Cu/Sn-58Bi/Cu 微焊点在温度梯度作用下的原子热迁移行为及界面反应行为. 结果表明, 在时效过程中, 因 Bi 相的网状结构, Cu/Sn-58Bi/Cu 微焊点冷、热两端界面金属间化合物 (intermetallic compound, IMC) 呈现对称性生长. 在温度梯度为 1 000 °C/cm 时, 未发生明显的 Bi 原子迁移现象, 但当温度梯度达到或超过 1 300 °C/cm 时, Bi 原子会由热端向冷端界面迁移, 并在冷端界面处偏聚. 在回流过程中, 温度梯度驱动 Cu 原子由微焊点热端向冷端界面迁移, 导致两端界面 IMC 呈非对称性生长, 而并未发现 Bi 原子的热迁移行为. 因此, 当 Cu/Sn-58Bi/Cu 微焊点中钎料呈液态时, 温度梯度仅驱动了 Cu 原子的热迁移, 并未致使 Bi 原子发生热迁移; 当钎料呈固态时, 在较低温度梯度下 Cu 和 Bi 原子均不发生明显的热迁移, 但较高的温度梯度会引发 Bi 原子的热迁移.

创新点: (1) 分析了 Cu/Sn-58Bi/Cu 微焊点在温度梯度下时效及回流条件下的原子迁移及界面反应.
(2) 阐明了 Bi 相网状结构对时效过程中原子迁移的阻碍作用.
(3) 明确了温度梯度下时效过程中引起 Bi 原子迁移的临界温度梯度在 1 300 °C/cm 左右.

关键词: 微焊点; Sn-58Bi; 热迁移; 界面反应; Bi 相偏聚

中图分类号: TG 425 **文献标识码:** A **doi:** 10.12073/j.hjxb.20230427003

0 序言

传统 Sn-Pb 钎料因熔点低 (183 °C)、成本低、润湿性优良等优点, 作为互连材料广泛应用于微电子行业中, 然而长期使用过程中发现, 铅会对人类身体健康和居住环境造成严重威胁^[1]. Sn-Ag-Cu 钎料合金因其优异的润湿性、可靠性和力学性能而被广泛应用于替代 Sn-Pb 钎料^[2], 其熔点远高于 Sn-37Pb 共晶钎料的 183 °C, 这会因热膨胀系数 (CTE) 差异导致基板和芯片在高温回流下发生翘曲, 因此 Sn-Ag-Cu 钎料不能应用于需低温焊接的热敏元件. 为了解决热应力引起的翘曲问题, 提高产品可靠性, 亟需开发替代 Sn-Pb 钎料的低温无铅钎料体系, 以应用于电子封装领域^[2]. Sn-Bi 钎料合金体系 (共晶 Sn-58Bi 钎料熔点为 139 °C), 因其熔点低、抗

蠕变性能好、硬度高等优点成为低温钎料体系代表, 被广泛关注与开发利用^[3-4].

对于电子封装互连结构, 芯片工作时产生的大量焦耳热首先通过微焊点向外界环境进行传导, 导致互连焊点内形成温度梯度, 引发金属原子热迁移行为, 显著影响脆性界面金属间化合物相的生长行为, 进而影响器件服役可靠性. Qiao 等人^[5]研究了 150 °C 下 Cu/Sn-3.0Ag-0.5Cu/Cu 微焊点在 1 000 °C/cm 温度梯度下的界面反应行为, 发现在 Cu 原子扩散速率较快的微焊点中, 冷、热两端界面 IMC 呈现非对称性生长, 且随时间延长, 热端铜基体溶解加重, Cu 原子向冷端迁移的现象也更明显, 导致 IMC 非对称性生长更加显著; Shen 等人^[6]研究了平均温度为 88.95 °C 时, Cu/Sn-58Bi/Cu 微焊点在 1 309 °C/cm 温度梯度下的热迁移行为, 发现 Bi 原子会向焊点冷端迁移, 且随时间延长, Bi 原子迁移量增加, 当热迁移至 200 h 时, 在冷端出现了连续的 Bi 层. 界面处脆性 Bi 相的偏聚及粗化会严重影响微焊点的可靠性, 限制 Sn-Bi 钎料的进一步应

收稿日期: 2023 – 04 – 27

基金项目: 山东省重点研发计划 (重大科技创新工程) 项目 (2022CXGC020408); 辽宁省应用基础研究计划项目 (2023JH2/101300181).

用. 因此, 研究微焊点中 Bi 原子的热迁移行为及其对界面反应行为的影响, 为促进 Sn-Bi 钎料的应用开发及提高器件可靠性具有重要意义.

文中针对 Cu/Sn-58Bi/Cu 微焊点, 设置不同的温度梯度, 分析回流及时效时的原子迁移行为及其对界面反应行为的影响, 以期获得温度梯度和时间对原子迁移及界面反应的影响规律, 据此提出原子迁移对界面反应行为影响的机制, 为提高低温互连焊点可靠性提供理论指导.

1 试验方法

试验采用 99.95%(质量分数) 的铜块作为金属基体, 以共晶 Sn-58Bi 为钎料, 制备 Cu/Sn-58Bi/Cu 微焊点, 试验装置示意图如图 1 所示, 具体步骤如下. 首先, 准备两个尺寸为 $10\text{ mm} \times 10\text{ mm} \times 10\text{ mm}$ 的铜金属块, 将每个面磨抛后浸入酒精中进行超声清洗, 并吹干; 然后, 在铜块待焊表面均匀涂覆一薄层松香助焊剂, 采用直径 $100\text{ }\mu\text{m}$ 的不锈钢丝控制间距, 并采用如图 1(a) 所示方式进行夹持; 随后, 对待焊结构进行预热, 并立即浸入温度为 $180\text{ }^{\circ}\text{C}$ 的熔融钎料合金中进行钎焊, 钎焊 10 s 后迅速取出焊块并浸入水中冷却; 最后, 将焊块切割、磨抛后制得初始微焊点, 如图 1(b) 所示.

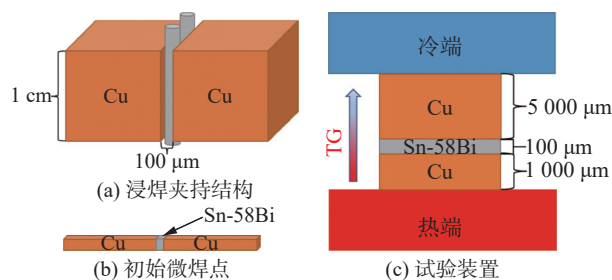


图 1 试验装置示意图

Fig. 1 Schematics of experimental device. (a) the structure for immersion soldering; (b) the initial solder joint; (c) experimental device

将初始微焊点用导热硅脂贴于散热片上, 然后将散热片垂直固定于热台上进行温度梯度试验, 如图 1(c) 所示, 在试验过程中采用热电偶测量微焊点两端的温度. 此外, 利用 ANSYS 软件对 Cu/Sn-58Bi/Cu 微焊点内部温度分布进行了模拟, 结果如图 2 所示. 模拟时设置 Sn-58Bi 钎料的热导率为 $19\text{ W}/(\text{m}\cdot^{\circ}\text{C})$, 密度为 $8.7\text{ g}/\text{cm}^3$, 铜的热导率为 $400\text{ W}/(\text{m}\cdot^{\circ}\text{C})$, 密度为 $8.9\text{ g}/\text{cm}^3$, 模拟结果与热电偶测

量值基本吻合. 表 1 为具体试验条件.

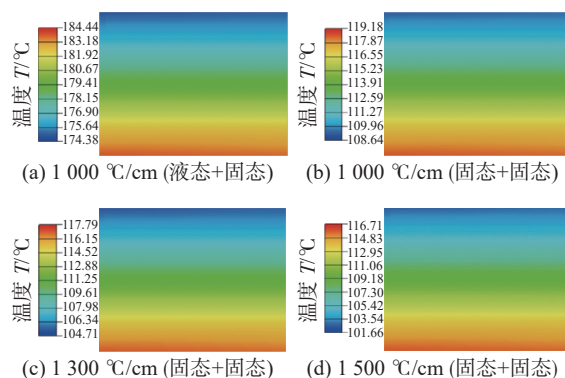


图 2 温度梯度下钎料层中的温度分布模拟

Fig. 2 Simulation results of temperature distribution in the solde under temperature gradient experiment. (a) $1000\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{cm}(\text{L} + \text{S})$; (b) $1000\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{cm}(\text{S} + \text{S})$; (c) $1300\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{cm}(\text{S} + \text{S})$; (d) $1500\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{cm}(\text{S} + \text{S})$

表 1 Cu/Sn-58Bi/Cu 微焊点温度梯度下试验条件
Table 1 Experimental conditions for temperature gradient of Cu/Sn-58Bi/Cu solder

试验条件	焊点高度 $H/\mu\text{m}$	平均温度 $T/^{\circ}\text{C}$	反应时间 t/h	温度梯度 $\Delta T/(^{\circ}\text{C}\cdot\text{cm}^{-1})$
时效	100	110	100, 200, 400	1 000, 1 300, 1 500
回流	100	180	0.083, 0.25, 0.5, 1	1 000

使用配备有电子背散射衍射 (EBSD, X-Max50) 的扫描电子显微镜 (SEM, IT800-SHL) 对初始微焊点进行晶粒取向表征, 利用场发射电子探针 (EPMA, JXA-8530F PLUS) 观测在温度梯度下回流及时效后微焊点界面微观组织形貌及元素分布.

2 试验结果与讨论

常温下, 体心四方晶体结构 (body-centered tetragonal structure, $a = b = 5.83\text{ }\text{\AA}$, $c = 3.18\text{ }\text{\AA}$) 的 $\beta\text{-Sn}$ ^[7-10], 使含有限个 $\beta\text{-Sn}$ 晶粒的微焊点表现出强烈的扩散各向异性, 当锡晶粒 c 轴与温度梯度方向平行时, 原子扩散速度快, 而二者相互垂直时原子扩散速度慢^[9]. 当焊点中锡晶粒呈现择优取向, 会影响原子迁移行为及界面反应行为. 已知 Bi 原子为菱形六面体结构 (rhombic hexahedron structure, $a = b = 4.55\text{ }\text{\AA}$, $c = 11.86\text{ }\text{\AA}$)^[10-11], c 轴的扩散系数大于 a/b 轴, 导致 Bi 原子也存在显著的各向异性^[12]. 对初始微焊点晶粒取向进行观测, 以确定焊点中 Sn 和 Bi 晶粒是否存在择优取向是必要的. 图 3 为 Cu/Sn-58Bi/Cu 初始微焊点中局部微观组织及晶粒

取向图,由图 3(a)的 SEM 图可以观察到焊点内 Sn-58Bi 为 Sn 和 Bi 两相均匀交错的共晶组织. 通过图 3(b)中 EBSD 晶粒取向图可以观察到, Sn 和 Bi 晶粒均没有明显的择优取向特征. 图 3(d)是 Bi 相的晶粒取向图,可以进一步观察到 Bi 晶粒没有择优取向,因此 Bi 晶粒取向不会对热迁移结果产生影响,这与 Chen 等人^[12]试验结果一致.

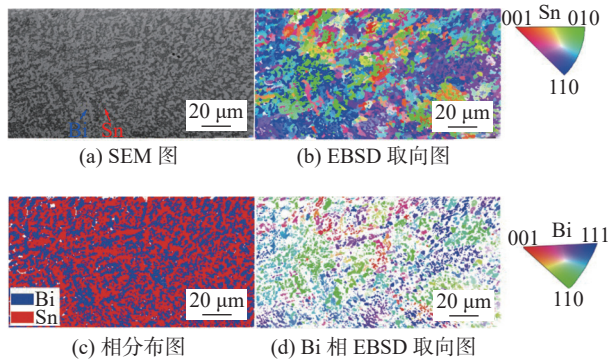


图 3 Cu/Sn-58Bi/Cu 初始微焊点局部微观组织
Fig. 3 Microstructure of Cu/Sn-58Bi/Cu initial solder image. (a) SEM; (b) EBSD; (c) phase distribution; (d) Bi phase EBSD orientation

图 4 为 Cu/Sn-58Bi/Cu 微焊点在 1 000 °C/cm 温度梯度下回流后的微观组织形貌, 图中下界面为热端, 上界面为冷端. 在此温度梯度下回流 5 min 后, 冷、热两端 IMC 为非对称性生长的扇贝状 Cu_6Sn_5 , 冷端 IMC 厚度明显高于热端, 如图 4(a) 所

示. 已知当焊点内温度梯度达到 Cu 原子热迁移门槛值后, 热端铜基体便会溶解, Cu 原子会向冷端持续迁移并在冷端与 Sn 原子反应生成界面 Cu_6Sn_5 , 反应式为 $6\text{Cu} + 5\text{Sn} \rightarrow \text{Cu}_6\text{Sn}_5$, 使冷端 IMC 厚度远大于热端, 然而, 该温度梯度并不能使 Bi 原子发生迁移, 因此 Bi 原子没有表现出明显的迁移行为. 当回流时间延长至 15 min 时, 界面 IMC 的非对称生长现象相对 5 min 时更加明显, 如图 4(b) 所示. 随着热迁移时间的延长及界面化合物与固态钎料界面能的降低, Cu_6Sn_5 晶粒更倾向于沿 Cu_6Sn_5 与铜基体错配度低的方向生长, 因此冷端界面 Cu_6Sn_5 IMC 由扇贝状转变为棱柱状^[13-14], 同时冷、热两端 IMC 非对称性生长更加明显. 与图 4(c) 中回流 30 min 类似, 回流 60 min 后 Cu 原子通量继续增多, 非对称性生长更加明显, 如图 4(d) 所示. 由此可知, 在 1 000 °C/cm 温度梯度下回流, 即可引发 Cu 原子迁移, 但并未引发 Bi 原子热迁移.

原子热迁移门槛值与温度相关^[15], 不同温度下原子热迁移门槛值不同. 时效过程中原子的热迁移行为是影响微焊点可靠性的关键因素, 因此有必要分析时效 (焊点平均温度为 110 °C) 过程中的原子热迁移行为及界面反应行为. 图 5 为 1 000 °C/cm 温度梯度下时效不同时间后微观组织, 可以看到, 在温度梯度下时效后, 冷、热两端 IMC 厚度非常接

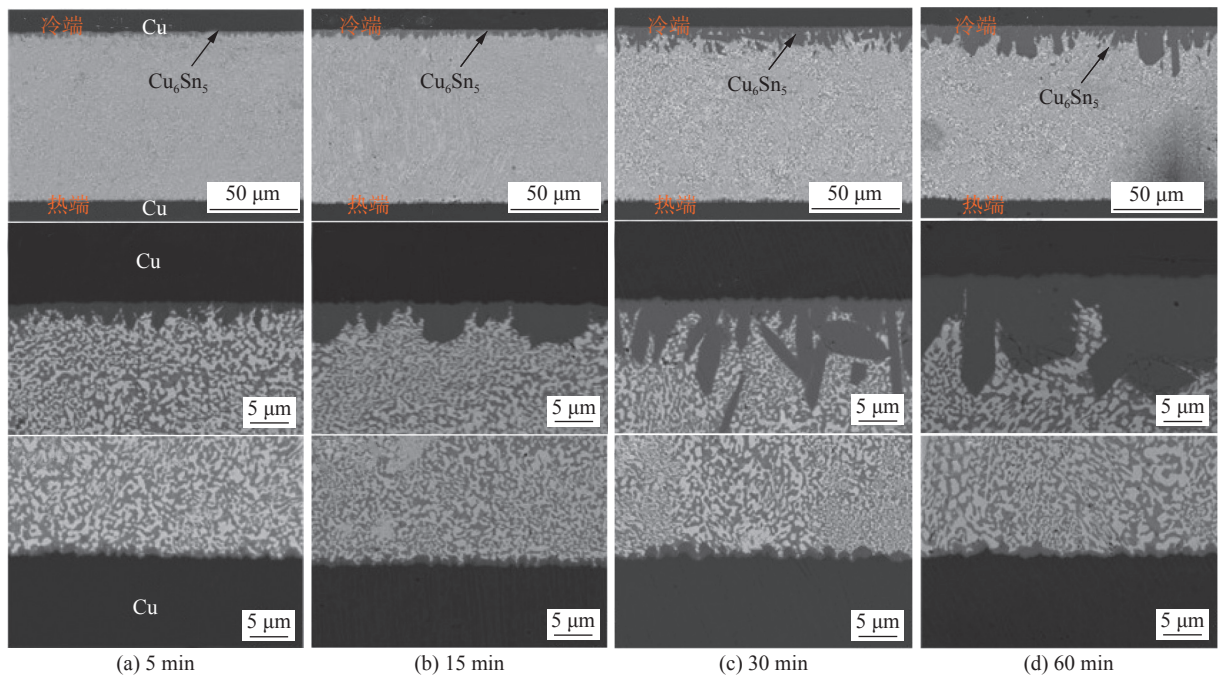


图 4 Cu/Sn-58Bi/Cu 微焊点在 1 000 °C/cm 温度梯度下回流不同时间后微观组织

Fig. 4 Morphology of Cu/Sn-58Bi/Cu solder reflow for different time under 1 000 °C/cm temperature gradient. (a) 5 min; (b) 15 min; (c) 30 min; (d) 60 min

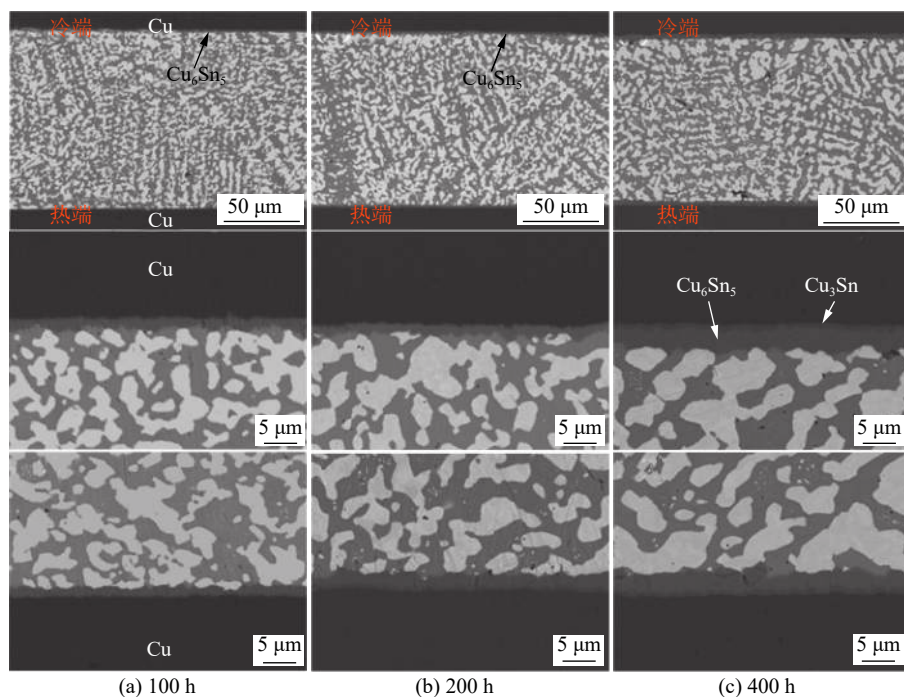


图 5 Cu/Sn-58Bi/Cu 微焊点在 1 000 °C/cm 温度梯度下时效不同时间后微观组织

Fig. 5 Morphology of Cu/Sn-58Bi/Cu solder aging for different time under 1 000 °C/cm temperature gradient. (a) 100 h; (b) 200 h; (c) 400 h

近,说明在此温度梯度下时效时,Cu/Sn-58Bi/Cu 焊点中没有发生明显的 Cu 原子定向迁移,这与电迁移研究结果一致^[12].此外,也并未观察到 Bi 原子的热迁移现象,说明在此条件下也并未触发 Bi 原子的热迁移行为.然而,当热迁移时间延长至 200 h 和 400 h 时,发现了 Bi 相的明显粗化和界面 IMC 层的增厚.综上,在 110 °C 时效时,1 000 °C/cm 的温度梯度并不会引发 Cu 原子和 Bi 原子的热迁移.

为了进一步探究引起 Bi 原子热迁移的临界温度梯度,对时效(焊点平均温度为 110 °C)过程中,不同温度梯度下微焊点的微观组织演变进行分析.采用温度梯度分别为 0 °C/cm(等温),1 000 °C/cm,1 300 °C/cm 和 1 500 °C/cm.由图 6 中焊点在不同温度梯度下时效 100 h 后的截面图可知,时效后两侧界面 IMC 均为对称生长的层状 Cu_6Sn_5 .此外,在温度梯度为 0 °C/cm(等温)时,Sn-58Bi 钎料呈共晶状均匀分布;温度梯度为 1 300 °C/cm 时,Bi 相在冷端偏聚不明显,但当温度梯度增加到 1 500 °C/cm 时,Bi 相在冷端明显偏聚,且迁移至冷端的 Bi 原子会挤压 Sn 原子,导致 Sn 原子向相反方向迁移,即从冷端迁移至热端,在热端出现了 Sn 相的偏聚^[6].由此可得,引起 Bi 原子热迁移的温度梯度为 1 300 ~ 1 500 °C/cm,这与文献中报道的引发 Bi 原子热迁移的温度梯度(1 308 °C/cm)相一致^[6].为了

更直观地观察此现象,对不同温度梯度下时效后的焊点截面进行了面扫分析,试验结果见图 7 和图 8 所示.

为更加明确触发 Bi 原子热迁移的温度梯度门槛值,将微焊点在温度梯度下的时效时间由 100 h 延长至 200 h,试验结果如图 9 所示.由图可知,当温度梯度为 0 °C/cm 和 1 000 °C/cm 时,界面处仍未出现 Bi 相的偏聚,即未发生明显的 Bi 原子迁移,但 IMC 厚度相较 100 h 有所增加.当温度梯度达到 1 500 °C/cm 时,可以发现在冷端出现了明显的 Bi 相偏聚,相对应的,热端出现了 Sn 相的偏聚.将温度梯度下时效时间延长至 400 h,界面 IMC 厚度继续增加,但仍表现为对称性生长,如图 10 所示.当温度梯度为 1 300 °C/cm 和 1 500 °C/cm 时,冷端均出现了明显的 Bi 相偏聚,形成了连续的 Bi 层,温度梯度为 1 500 °C/cm 时冷端 Bi 相偏聚最为明显,同时热端 Sn 相偏聚也更加明显.

综上所述,引起 Bi 原子迁移的临界温度梯度在 1 300 °C/cm 左右,且随着温度梯度下时效时间的延长,Bi 原子的迁移现象更加明显.图 11 是不同温度梯度下时效时 Bi 原子迁移情况示意图.已知 Bi 原子在 β -Sn 中的扩散速率 $D = 1 \times 10^{-11.5} \text{ cm}^2/\text{s}$ ^[16],远大于 Bi 的自扩散速率 $D = 5.76 \times 10^{-17} \text{ cm}^2/\text{s}$ ^[17].因此,温度梯度足够大时,Bi 原子会进行热迁移,迁

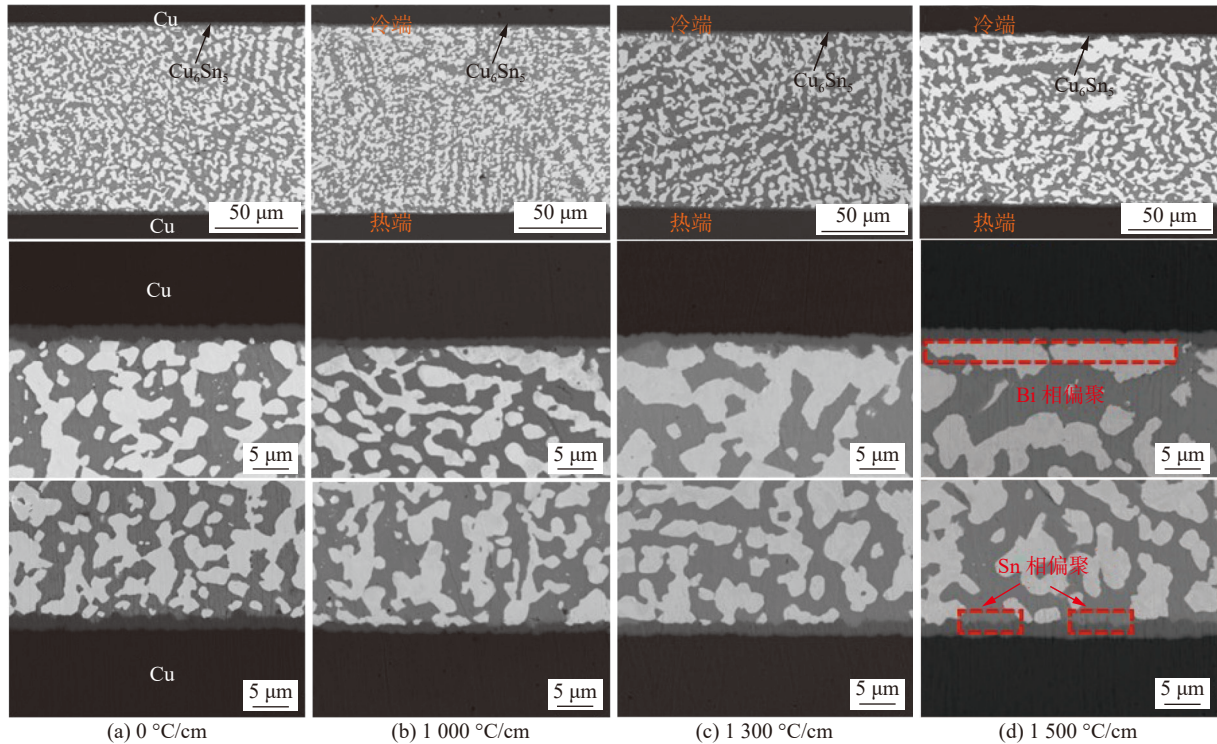


图 6 Cu/Sn-58Bi/Cu 微焊点在不同温度梯度下时效 100 h 后微观组织

Fig. 6 Morphology of Cu/Sn-58Bi/Cu solder after aging for 100 h under different temperature gradients. (a) 0 °C/cm; (b) 1 000 °C/cm; (c) 1 300 °C/cm; (d) 1 500 °C/cm

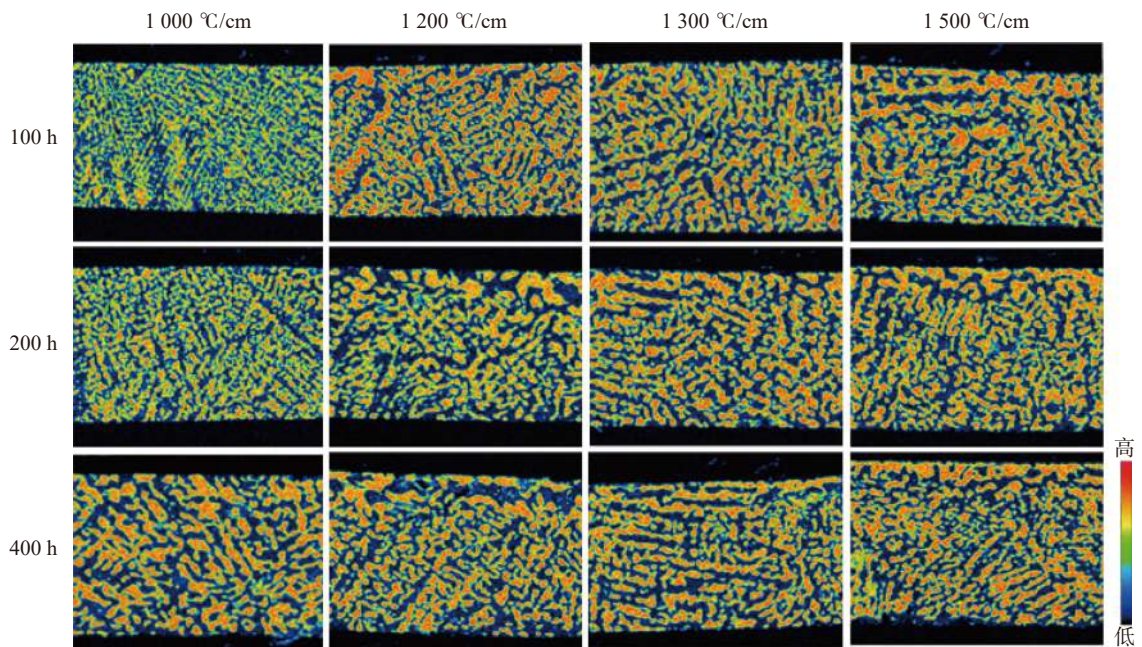


图 7 不同条件下微焊点中 Bi 元素分布

Fig. 7 Distribution of Bi element in solder under different conditions

移路径如图 11(c) 和图 11(d) 所示, 随着 Bi 原子自扩散和在 Sn 相中的快速扩散, Bi 原子便逐步从热端迁移至冷端, 从而在冷端界面出现明显的 Bi 相偏聚现象, 热端呈现 Sn 相偏聚。

在 Cu/Sn/Cu 微焊点中, 热端 Cu 原子在温度梯

度驱动下会向冷端迁移, 并在冷端界面生成界面 IMC^[4], 因此时效后冷、热两端界面 IMC 呈非对称性生长。然而, 文中的 Cu/Sn-58Bi/Cu 微焊点在温度梯度下时效后, 两端界面 IMC 几乎呈现对称性生长。机理分析认为, 因网状结构 Bi 相的阻挡作

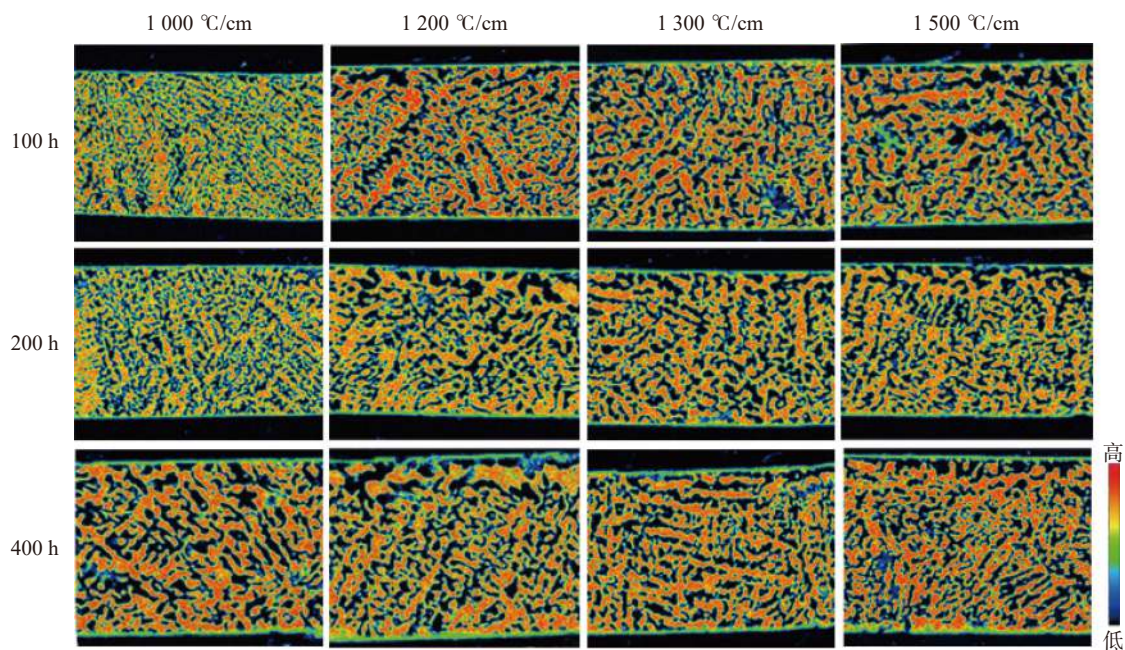


图 8 不同条件下微焊点中 Sn 元素分布

Fig. 8 Distribution of Sn element in solder under different conditions

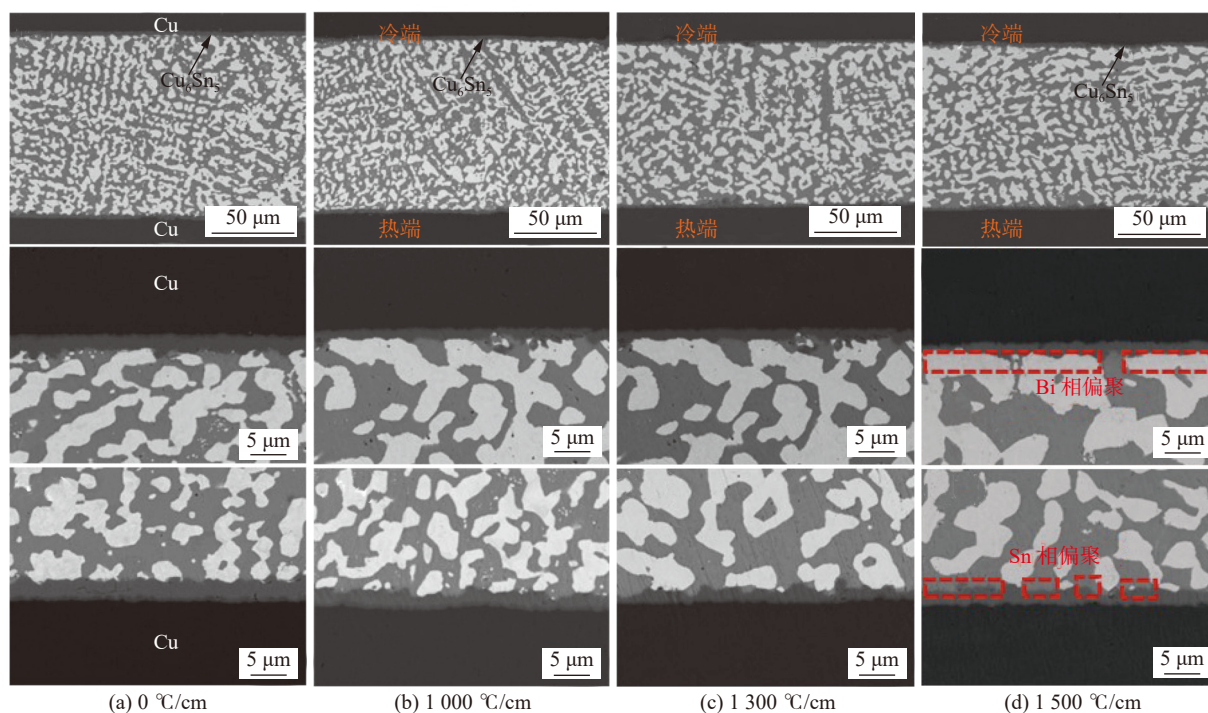


图 9 Cu/Sn-58Bi/Cu 微焊点在不同温度梯度下时效 200 h 后微观组织

Fig. 9 Morphology of Cu/Sn-58Bi/Cu solder after aging for 200 h under different temperature gradients. (a) 0 °C/cm; (b) 1 000 °C/cm; (c) 1 300 °C/cm; (d) 1 500 °C/cm

用,抑制了热端 Cu 原子向冷端迁移,热端 Cu 基体溶解的大部分 Cu 原子会聚集在热端界面处(图 12 中①位置,图中 J_{TM}^{Cu} 为 Cu 原子沿路径的扩散通量),与热端界面 Sn 原子结合,形成热端界面 IMC. 仅有少量 Cu 原子在温度梯度驱动作用下,会沿 Sn 相由热端向冷端慢慢扩散(图 12 中②位

置). 然而,即使 Cu 原子迁移至冷端界面,因冷端 Bi 相的偏聚,也不会与 Sn 反应形成冷端界面 IMC,生成冷端界面 IMC 的 Cu 原子通量必然来自于冷端铜基体溶解. 因此, Cu/Sn-58Bi/Cu 微焊点在温度梯度下时效时两侧界面 IMC 几乎呈现对称性生长.

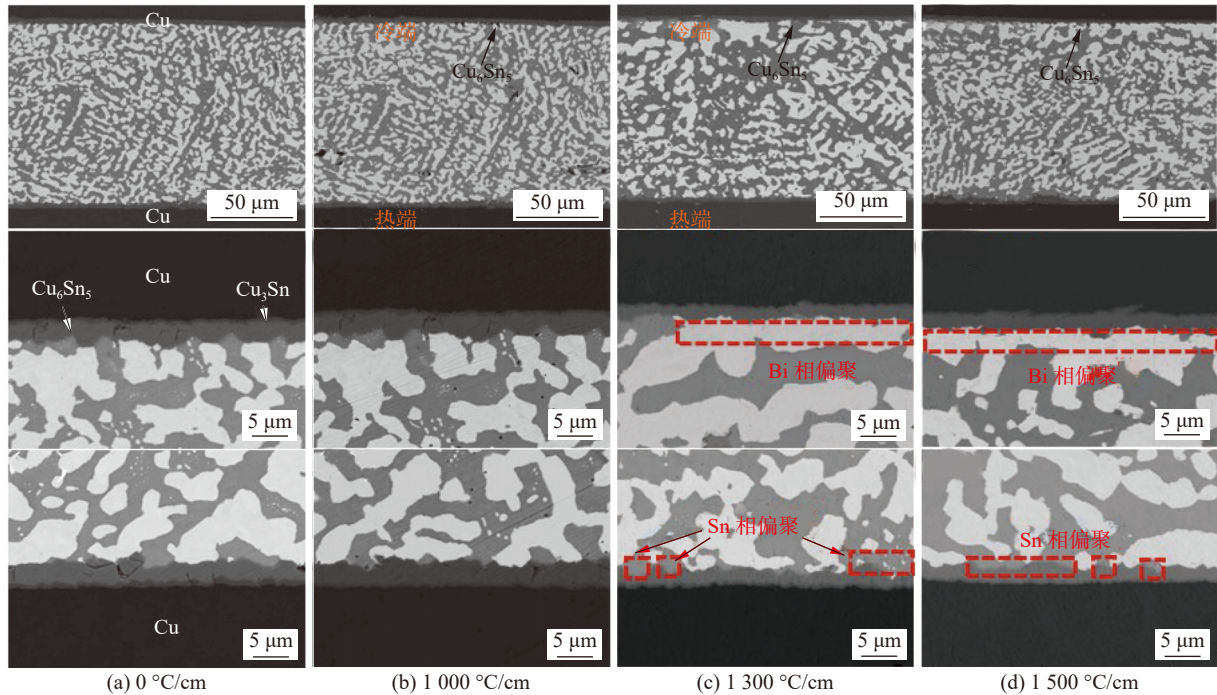


图 10 Cu/Sn-58Bi/Cu 微焊点在不同温度梯度下时效 400 h 后微观组织

Fig. 10 Morphology of Cu/Sn-58Bi/Cu solder after aging for 400 h under different temperature gradients. (a) 0 °C/cm; (b) 1 000 °C/cm; (c) 1 300 °C/cm; (d) 1 500 °C/cm

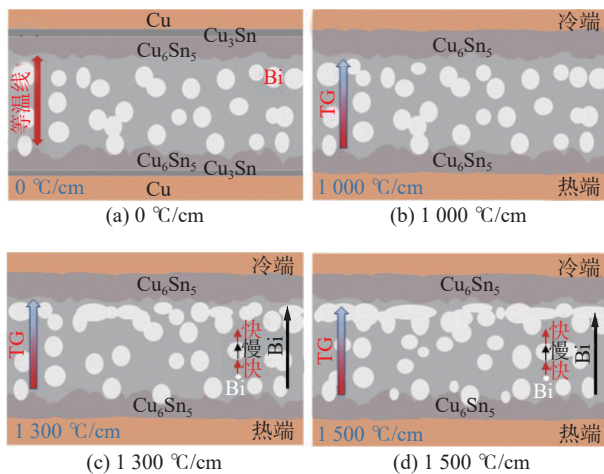


图 11 不同温度梯度下 Bi 原子迁移示意图

Fig. 11 Schematic image of Bi atom migration at different temperature gradients. (a) 0 °C/cm; (b) 1 000 °C/cm; (c) 1 300 °C/cm; (d) 1 500 °C/cm

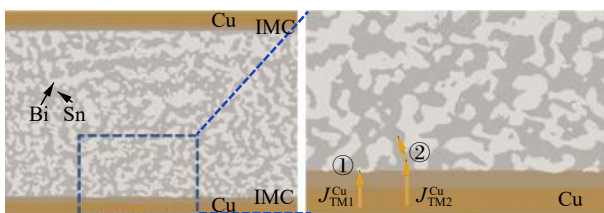


图 12 不同温度梯度下 Cu 原子迁移示意图

Fig. 12 Schematic image of Cu atom migration at different temperature gradients

3 结论

(1) 初始 Cu/Sn-58Bi/Cu 微焊点中, Sn 及 Bi 均不存在择优取向晶粒组织, 取向分布杂乱且随机, 不会产生原子扩散各向异性。

(2) 温度梯度下回流时, Cu/Sn-58Bi/Cu 微焊点中大量 Cu 原子由热端迁移至冷端, 并在冷端界面生成 IMC, 导致冷、热两端界面 IMC 呈现非对称性生长, 该现象随着回流时间的延长更加明显, 与此同时, 未发现明显的 Bi 原子热迁移行为。

(3) 温度梯度下时效时, 因 Bi 相网状结构对 Cu 原子热迁移的抑制作用, 冷、热两端界面 IMC 几乎呈现对称性生长。温度梯度较小时, 并未出现 Bi 原子迁移现象; 而当温度梯度超过 1 300 °C/cm 时, Bi 原子由热端迁移至冷端, 并在冷端界面处偏聚, 形成连续的层状富集相, 且随着温度梯度的增加和热迁移时间的延长这种偏聚更加明显。

参考文献

- [1] Wang Y, Zhou L Z, Wu F S. Effect of remelting heat treatment on the microstructure and mechanical properties of SnBi solder under high-speed self-propagation reaction[J]. Scientific Reports,

- 2022, 12(1): 9550.
- [2] 杨蔚然, 季童童, 丁毓, 等. 热老化与热循环条件下 Bi 对 Sn-1.0Ag-0.5Cu 无铅焊点界面组织与性能的影响 [J]. 焊接学报, 2022, 43(11): 157 - 162.
- Yang Weiran, Ji Tongtong, Ding Yu, *et al.* Effect of Bi addition on interfacial microstructures and properties of Sn-1.0Ag-0.5Cu Pb-free solder joints during isothermal aging and thermal cycling[J]. Transactions of the China Welding Institution, 2022, 43(11): 157 - 162.
- [3] Lina S K, Goh Y. Microstructure and tensile properties of Sn-Bi-Co solder alloy[J]. Journal of Materials Science:Materials in Electronics, 2023, 34: 312.
- [4] Myong-Hoon R, Jae P J, Wonjoong K. Microstructure, shear strength, and nanoindentation property of electroplated Sn-Bi micro-bumps[J]. Microelectronics Reliability, 2014, 54(1): 265 - 271.
- [5] Qiao Y, Ma H, Yu F, *et al.* Quasi-in-situ observation on diffusion anisotropy dominated asymmetrical growth of Cu-Sn IMCs under temperature gradient[J]. Acta Materialia, 2021, 217: 117168.
- [6] Shen Y, Zhou S, Li J, *et al.* Thermomigration induced microstructure and property changes in Sn-58Bi solders[J]. Materials Design, 2019, 166: 107619.
- [7] Lu M, Shih D, Lauro P, *et al.* Effect of Sn grain orientation on electromigration degradation mechanism in high Sn-based Pb-free solders[J]. Applied Physics Letters, 2008, 92: 211909.
- [8] Seo S, Cho M G, Lee H M. Crystal orientation of β -Sn grain in Ni(P)/Sn-0.5Cu/Cu and Ni(P)/Sn-1.8Ag/Cu joints[J]. Journal of Materials Research, 2010, 25: 1950 - 1957.
- [9] Tian Y, Han J, Ma L, *et al.* The dominant effect of c-axis orientation in tin on the electromigration behaviors in tricrystal Sn-3.0Ag-0.5Cu solder joints[J]. Microelectronics Reliability, 2018, 80: 7 - 13.
- [10] Qin H, Qin W, Li W, *et al.* Influence of phase inhomogeneity on the mechanical behavior of microscale Cu/Sn-58Bi/Cu solder joints[J]. Journal of Materials Science:Materials in Electronics, 2022, 33: 244 - 259.
- [11] Häussermann U, Söderberg K, Norrestam R. Comparative study of the high-pressure behavior of As, Sb, and Bi[J]. Journal of the American Chemical Society, 2002, 124(51): 15359 - 15367.
- [12] Chen Y, Gao Z, Liu Z. Temperature gradient induced orientation change of Bi grains in Sn-Bi57-Ag0.7 solder joint[J]. Acta Metallurgica Sinica (English Letters), 2022, 35: 1184 - 1194.
- [13] Qiao Y Y, Zhao N, Liu C Y, *et al.* Dramatic morphological reservation of prism-type Cu_6Sn_5 formed on single crystal Cu substrates under temperature gradient[J]. Materialstoday Communications, 2020, 23: 100928.
- [14] Liu W, Tian Y, Wang C, *et al.* Morphologies and grain orientations of Cu-Sn intermetallic compounds in Sn3.0Ag0.5Cu/Cu solder joints[J]. Materials Letters, 2012, 86: 157 - 160.
- [15] 赵宁, 钟毅, 黄明亮, 等. 微焊点中金属原子的热迁移及其对界面反应影响的研究进展 [J]. 中国有色金属学报, 2015, 25(8): 2157 - 2166.
- Zhao Ning, Zhong Yi, Huang Mingliang, *et al.* Research progress in thermomigration of metal atoms in micro solder joints and its effect on interfacial reaction[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2015, 25(8): 2157 - 2166.
- [16] Verhoeven J D, Gibson E D, Beardsley M B. The diffusion coefficient of Bi in dilute liquid alloys of Bi in Sn[J]. Metallurgical Transactions B, 1975, 6: 349.
- [17] Delhaise A M, Chen Z, Perovic D D. Solid-state diffusion of Bi in Sn: effects of β -Sn grain orientation[J]. Journal of Electronic Materials, 2019, 48: 32 - 43.

第一作者: 李瑞, 硕士研究生; 主要研究方向为微电子封装互连界面反应与原子热迁移行为; Email: 810297657@qq.com.

通信作者: 赵宁, 博士, 教授, 博士研究生导师; Email: zhaoning@dlut.edu.cn.

(编辑: 郑红)