

# 时效 Sn58Bi 焊点在低密度电流作用下的强化效应研究

龚志文<sup>1</sup>, 李望云<sup>1,2</sup>, 林忆纯<sup>1</sup>, 胡菲<sup>1</sup>, 蔡惠泓<sup>1</sup>, 岳武<sup>3</sup>

(1 桂林电子科技大学 机电工程学院, 桂林 541004)

(2 西南交通大学 集成电路学院科学与工程学院, 成都 611756)

(3 兰州工业学院 材料工程学院, 兰州 730050)

**摘要:** 虽然特定条件下的时效处理已被证实可提升 Sn58Bi 焊点的剪切强度, 然而, 时效处理后电流对焊点力学性能的影响规律尚不明确。为此, 本文重点研究低电流密度对时效后 Sn58Bi 焊点剪切性能的影响规律, 并揭示其微观机制。对在 120 °C 下不同时效时间 (0 h、240 h、480 h、720 h、960 h、1200 h、1440 h、1680 h) 处理的 Cu/Sn58Bi/Cu 焊点在不同电流密度 (0 A/cm<sup>2</sup>、1×10<sup>3</sup> A/cm<sup>2</sup>、2×10<sup>3</sup> A/cm<sup>2</sup>、3×10<sup>3</sup> A/cm<sup>2</sup>) 下进行剪切测试。发现不同电流密度下, 时效 Sn58Bi 焊点剪切强度峰值均出现在时效 480 h。随着电流密度的增大, 时效 Sn58Bi 焊点的剪切强度呈现“上升-下降”趋势。其中, 时效 480 h 且电流密度为 2×10<sup>3</sup> A/cm<sup>2</sup> 时, 剪切强度较未时效未通电状态下提升 12.85 %, 提升幅度最大。时效 480 h 处理后的焊点剪切强度上升主要归于两方面原因: (1) 电流促使焊点内部位错密度增加; (2) 电流密度增大, 导致 Bi 相中亚晶比例升高, 亚晶界可以阻碍位错运动, 提高焊点剪切强度。焊点剪切强度降低源于焦耳热效应引发的界面热应力失配, 导致界面金属间化合物 (IMC) 层与钎料基体界面结合强度降低。时效时间高于 480 h 以后, 不同电流密度下的时效 Sn58Bi 焊点剪切强度下降与微观组织显著粗化、IMC 持续生长及富 Bi 相在钎料基体与 IMC 界面处聚集有关。该研究为电子封装中低温钎料制焊点的可靠性评估提供了理论参考。

**关键词:** Sn58Bi; 时效; 位错密度; 亚晶; 剪切强度

中图分类号: TG135; TB31

文献标识码: A

文章编号: 1002-

## 1 引言

随着电子产品向高集成度、轻薄化及多功能化方向发展, 其封装过程中的热管理问题日益突出。受环保法规限制, 传统 Sn-Pb 焊料逐步被淘汰, Sn-Ag-Cu (SAC) 系列无铅焊料因其优异的力学性能与可焊性成为广泛应用的互连材料<sup>[1,2]</sup>。然而, SAC 焊料的熔化温度为 217–227 °C, 通常回流工艺峰值温度需超过 240 °C, 如此高的回流温度会加剧封装中不同材料间固有的热膨胀系数 (CTE) 差异导致的应力失配, 进而诱发更大的热应力集中, 导致更显著的封装翘曲和界面分层等可靠性问题<sup>[3]</sup>。此外, 柔性电路板、可降解 PCB 材料及 MEMS 器件等热敏元件无法承受这种高温工艺, 高温工艺亦会增加能耗与制程成本, 不利于绿色制造与高良率生产<sup>[4]</sup>。在此背景下, Sn58Bi 共晶钎料因其低熔点 (~139 °C)、良好润湿性及低成本, 被视为实现低温互连的理想材料之一<sup>[5]</sup>。为追求更高的力学性能, 如提升钎料及其所制焊点的强度等, 当前研究主要采取两种策略: 其一是复合掺杂, 通过引入陶瓷颗粒或金属间化合物等增强相,

借助弥散强化作用提高焊点的力学性能<sup>[6,7]</sup>; 其二是工艺参数调控, 通过优化回流冷却速率直接细化微观组织<sup>[8]</sup>。两种策略的共同思路是通过细化微观组织, 实现钎料和所制焊点强度的提升<sup>[9]</sup>。除上述外源性强化方法外, 焊点在服役过程中的自然时效亦会诱发显著的微观结构演化<sup>[10]</sup>。值得注意的是, 近期研究发现 Sn58Bi 焊点在时效过程中存在一反直觉的强化现象: 其剪切强度随时效时间延长呈现“下降-上升-下降”的非单调变化规律, 剪切强度的提升源于 Bi 相中的亚晶强化、Bi 原子固溶强化及富 Bi 相弥散析出强化的协同作用<sup>[11]</sup>。

尽管时效强化机制已得到初步解析, 但实际服役环境中焊点常同时承受电流载荷。不少研究表明, 高电流密度 (>10<sup>4</sup> A/cm<sup>2</sup>) 会诱发电迁移和焦耳热效应, 致使钎料基体软化; 前者常导致 Bi 原子向阳极定向迁移、成分偏析及阴极孔洞形成, 最终导致焊点剪切强度下降与早期失效<sup>[12,13]</sup>。然而, 上述现象主要存在于高电流密度条件下。在低电流密度 (<10<sup>3</sup> A/cm<sup>2</sup>) 下, 电流的非热

收到初稿日期:

基金项目: 国家自然科学基金资助 (项目号 52365042), 甘肃省科技厅重点研发计划 (22YF7GA133)

作者简介: 李望云, 男, 1989 年生, 博士, 副教授, 集成电路学院科学与工程学院, 四川 成都 611756, E-mail: li.wangyun@swjtu.edu.cn

效应占主导, 尽管电流的驱动力不足以引发显著的原子迁移, 但电流产生的“电子风力”仍能通过电子-位错交互作用机制影响晶格缺陷的运动。已有研究表明, 在电流密度小于  $1 \times 10^3 \text{ A/cm}^2$  时, 焊点剪切强度出现微小提升, 可能是由于电子风力导致的位错密度增加, 而当电流密度超过该阈值时, 此强化现象便随之消失<sup>[14]</sup>。遗憾的是, 目前关于这种非热效应如何与时效所得微观结构(如位错和亚晶)发生交互作用尚不明确, 这限制了对焊点在真实低功耗服役条件下力学行为的准确预测。

为揭示电流密度对时效 Sn58Bi 焊点剪切强度的影响机制, 本研究在室温(约  $21 \text{ }^\circ\text{C}$ )下, 对经  $120 \text{ }^\circ\text{C}$  不同时效时间处理的 Cu/Sn58Bi/Cu 焊点进行不同电流密度下的剪切测试。研究工作首先分析电流密度对剪切强度的影响规律, 同时阐明电流密度作用下时效微观组织(亚晶、位错)的演化规律, 最终揭示其对焊点强化行为的调控规律, 旨在为精准预测和提升 Sn58Bi 焊点在先进封装中的长期服役可靠性提供理论依据。

## 2 实验

### 2.1 实验材料

本研究使用商用 Sn58Bi 合金焊球, 焊球直径为  $600 \text{ }\mu\text{m}$ 。焊盘开窗直径为  $320 \text{ }\mu\text{m}$ , 印制电路板(PCB)(厚度  $0.5 \text{ mm}$ , 宽度  $2.0 \text{ mm}$ , 长度  $20.0 \text{ mm}$ )的开窗处 Cu 表面经有机可焊性保护层(OSP)处理。选用直径为  $400 \text{ }\mu\text{m}$  的无氧高纯 Cu 丝(纯度  $99.95\%$ )来控制互连高度, 制备得到焊点高度为  $400 \text{ }\mu\text{m}$  的球栅阵列(BGA)结构 Cu/Sn58Bi/Cu 焊点, 使用恒温干燥箱(DZF, 力辰, 中国)对焊点进行  $120 \text{ }^\circ\text{C}$  条件下的恒温时效处理, 使用动态力学分析仪(DMA, Q800, TA Instruments, USA)和直流电源(SPS-1230, GWINSTEK, USA)对时效后的焊点进行通电下的剪切强度测试。

### 2.2 实验方案

本研究采用直径  $600 \text{ }\mu\text{m}$  的 Sn58Bi 焊球在 PCB 上制备焊点, 利用 BGA 返修台进行回流焊接, 制备 BGA 结构的 Cu/Sn58Bi/Cu 焊点, 如图 1 所示。首先, 在 PCB 的开窗处(Cu 表面)涂覆松香型助焊剂, 再在该处放置 Sn58Bi 焊球, 通过一次回流工艺制备出单界面焊点; 随后, 使用两根直径为  $400 \text{ }\mu\text{m}$  的铜丝放置于焊点两侧控制焊点高度, 在另一 PCB 相应的开窗处(Cu 表面)涂覆松香型助焊剂, 将该 PCB 的开窗处 Cu 位置中心与单界面焊点接触, 在单界面焊点基础上进行二次回流, 最终形成 BGA 结构 Cu/Sn58Bi/Cu 双界面焊点。焊点的具体制备流程可参看文献<sup>[15-17]</sup>。回流焊接完成后, 将所得 Cu/Sn58Bi/Cu 焊点置于无水乙醇中, 对其进行超声波清洗 5 秒, 去除助焊剂残留, 之后自然晾干, 待用。

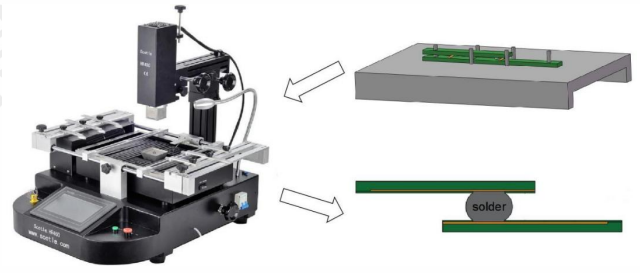


图 1 BGA 结构焊点制备流程示意图

Fig. 1 Schematic diagram of BGA structure solder joint fabrication process

将制备完成的焊点置于恒温干燥箱中, 在  $120 \text{ }^\circ\text{C}$  下分别进行 240、480、720、960、1200、1440 和 1680 h 的恒温处理。时效结束后, 在室温环境下(约  $21 \text{ }^\circ\text{C}$ )使用动态力学分析仪, 对经不同时效时间处理的 Cu/Sn58Bi/Cu 焊点进行通电状态下的剪切试验。其中, 电流密度分别设定为  $0$ 、 $1 \times 10^3$ 、 $2 \times 10^3$  和  $3 \times 10^3 \text{ A/cm}^2$ 。BGA 结构 Cu/Sn58Bi/Cu 焊点加载示意图如图 2 所示。将焊点的下 PCB 夹持固定后, 为了最大限度地降低装夹过程中焊点结构因素对其性能的影响, 在上 PCB 固定端加垫一片环氧树脂垫片(厚度约为单个 PCB 厚度与单个焊点高度之和), 从而确保在后续剪切测试中剪切载荷能够沿焊点 Z 轴方向均匀分布。完成装夹后, 对焊点预先通电 3 min, 待焊点达到热稳定状态, 随后以  $1 \text{ N/min}$  的速率施加剪切载荷, 直至焊点断裂。

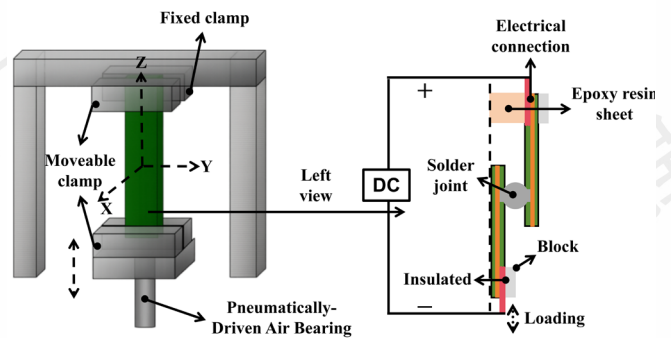


图 2 BGA 结构 Cu/Sn58Bi/Cu 焊点加载示意图

Fig. 2 Loading schematic of BGA-structured Cu/Sn58Bi/Cu solder joint

### 2.3 材料表征

采用扫描电子显微镜(SEM, Sigma 300, Zeiss, Germany)对剪切测试后的 Sn58Bi 焊点断面形貌进行分析, 通过背散射模式对其截面相大小及分布进行分析; 采用电子背散射衍射仪(EBSD, Verios 5 UC, FEI, USA)对其截面微观组织中的亚晶粒及几何必须位错(GND)

进行分析；通过透射电子显微镜（TEM，JEM-F200，Japan）进一步表征其截面微观组织中位错密度变化。

### 3 结果与分析

#### 3.1 通电下时效 Sn58Bi 焊点剪切强度

在电流密度为  $0 \text{ A/cm}^2$ 、 $1 \times 10^3 \text{ A/cm}^2$ 、 $2 \times 10^3 \text{ A/cm}^2$ 、

$3 \times 10^3 \text{ A/cm}^2$  时，Sn58Bi 焊点的剪切强度随时效时间的变化如图 3 (a) - (d) 所示。在不同电流密度下，焊点剪切强度随时效时间的增加而呈现出“下降-上升-下降”的趋势，且剪切强度上升到最大值对应的时效时间均为 480 h，这些与先前报道中找到的不通电条件下时效 Sn58Bi 焊点剪切强度呈现出的变化规律一致<sup>[13]</sup>。

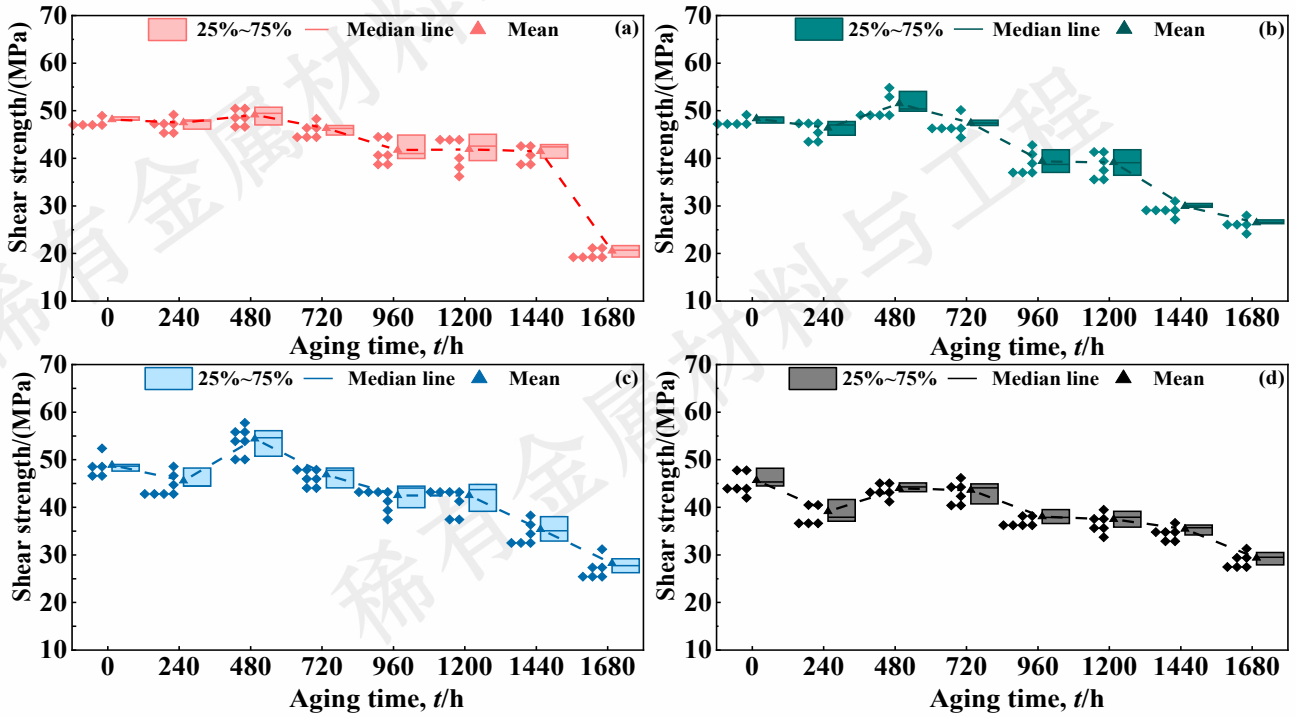


图 3 不同电流密度下 Sn58Bi 焊点剪切强度随时效时间的变化：(a)  $j=0 \text{ A/cm}^2$ ，(b)  $j=1 \times 10^3 \text{ A/cm}^2$ ，(c)  $j=2 \times 10^3 \text{ A/cm}^2$ ，(d)  $j=3 \times 10^3 \text{ A/cm}^2$

Fig. 3 Shear strength of Sn58Bi solder joints at different current densities and aging time: (a)  $j=0 \text{ A/cm}^2$ , (b)  $j=1 \times 10^3 \text{ A/cm}^2$ , (c)  $j=2 \times 10^3 \text{ A/cm}^2$ , (d)  $j=3 \times 10^3 \text{ A/cm}^2$

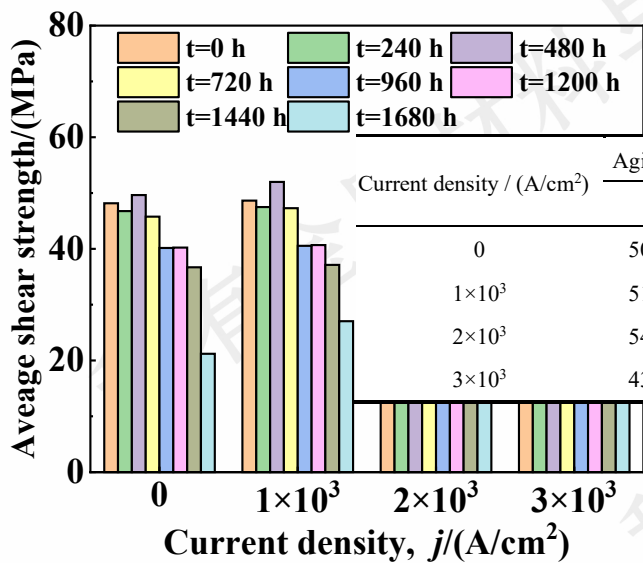


图 4 不同电流密度下 Sn58Bi 焊点剪切强度平均值

Fig. 4 Average shear strength of Sn58Bi solder joints under different

current densities

表 1 平均剪切强度提高率

Table 1 Average shear strength improvement rate

Current density / ( $\text{A/cm}^2$ )	Aging time / h	
	480	Improvement rate / %
0	50.28 MPa	4.38
$1 \times 10^3$	51.50 MPa	6.91
$2 \times 10^3$	54.36 MPa	12.85
$3 \times 10^3$	43.98 MPa	-0.87

注：提升率计算基准为未时效、无电流密度下焊点的平均剪切强度（约 48.17 MPa）

为更细致地确定电流密

度对时效 Sn58Bi 焊点剪切强度的影响，将图 3 中的数据取平均值后以柱状图呈现，如图 4 所示。易见，除上文在图 3 中的发现外，还发现在任一固定时效时间下，Sn58Bi 焊点的剪切强度均随电流密度的增大大体呈“升高-降低”的规律，且峰值强度普遍出现在电流密度为  $2 \times 10^3 \text{ A/cm}^2$  的条件下。该规律性现象表明在特定电流密

度区间内，电流对时效 Sn58Bi 焊点（特别是时效 480 h 下的 Sn58Bi 焊点）有强化效应。

为量化电流对焊点剪切性能的强化效应，以 Sn58Bi 焊点在未时效、未通电 ( $j=0 \text{ A/cm}^2$ ) 条件下的剪切强度作为基准，计算出时效 480 h 下不同电流密度对焊点剪切强度的提升率，结果如表 1 所示。易见，在电流密度为  $2 \times 10^3 \text{ A/cm}^2$  时，时效 480 h 下焊点剪切强度提升最为显著，相较于基准状态，其提升率达到最大值 12.85 %。

### 3.2 电流作用下时效 Sn58Bi 焊点剪切强度变化机理

#### 3.2.1 时效 Sn58Bi 焊点的断裂行为

为明确电流影响时效 Sn58Bi 焊点的剪切强度变化的机制，有必要先通过对焊点的断裂模式进行分析，确定剪切强度变化主导的部位是钎料基体还是 IMC/钎料基体界面。鉴于在任一时效时间下，随着电流密度的增大，Sn58Bi 焊点剪切强度都呈现“上升-下降”趋势，其中时效 480 h 下，该现象最为显著。因此，以时效 480

h 下的焊点为研究对象，对不同电流密度下的焊点断口形貌进行表征，结果如图 5 所示。当电流密度为  $0 \text{ A/cm}^2$  时，断口形貌图如图 5 (a) 所示，在断面俯视图中未观测到  $\text{Cu}_6\text{Sn}_5$  相，EDS 元素分析结果显示仅存在 Sn 和 Bi 两种元素，即断裂发生在钎料基体内，且焊点断面呈现典型的韧性断裂特征<sup>[18]</sup>。此时，剪切强度由钎料基体主导。当电流密度为  $2 \times 10^3 \text{ A/cm}^2$  时，焊点断口形貌图如图 5 (b) 和 5 (d) 所示。焊点断面主要由钎料基体构成，局部可见少量颗粒，经 EDS 点扫分析，该颗粒被确定为  $\text{Cu}_6\text{Sn}_5$  相，其断裂模式为以钎料基体为主的韧-脆混合型断裂<sup>[19]</sup>，剪切强度仍由钎料基体主导。当电流密度为  $3 \times 10^3 \text{ A/cm}^2$  时，断口形貌发生显著变化，如图 5 (c) 和 5 (e) 所示，断面出现大量颗粒与连续富 Bi 层，经 EDS 分析，该类颗粒被确定为  $\text{Cu}_6\text{Sn}_5$  相，如图 5 (f) 所示，这说明断裂模式已转变为 IMC/钎料基体界面的脆性断裂<sup>[20]</sup>，此时，剪切强度由 IMC/钎料基体界面强度主导。

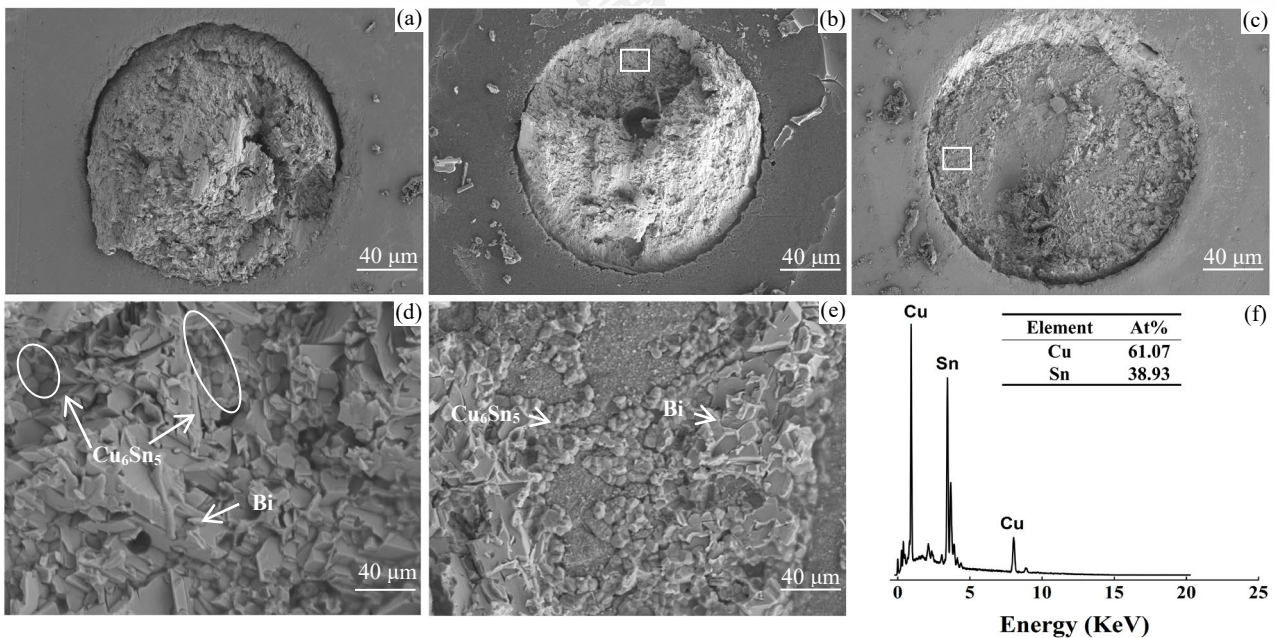


图 5 时效 480 h 的 Sn58Bi 焊点在不同电流密度下的断面图：(a)  $j=0 \text{ A/cm}^2$ ，(b)  $j=2 \times 10^3 \text{ A/cm}^2$ ，(c)  $j=3 \times 10^3 \text{ A/cm}^2$ ，(d) (b) 中局部放大图，(e) (c) 中局部放大图，(f) (c) 中局部 EDS 能谱图

Fig. 5 Fractographs of 480 h aged Sn58Bi solder joints under different current densities: (a)  $j=0 \text{ A/cm}^2$ , (b)  $j=2 \times 10^3 \text{ A/cm}^2$ , (c)  $j=3 \times 10^3 \text{ A/cm}^2$ , (d) Local enlarged image in (b), (e) Local enlarged image in (c), (f) EDS spectrum in (c)

综上，对于时效 480 h 下的 Sn58Bi 焊点，随着电流密度由  $0 \text{ A/cm}^2$  增大至  $2 \times 10^3 \text{ A/cm}^2$ ，剪切强度升高可能源于电流密度导致的钎料基体强度提高；随着电流密度由  $2 \times 10^3 \text{ A/cm}^2$  增大至  $3 \times 10^3 \text{ A/cm}^2$ ，剪切强度降低可能源于电流密度导致的 IMC/钎料基体界面的结合强度降低。

#### 3.2.2 时效 Sn58Bi 焊点的剪切强度变化机理

为进一步探究焊点剪切强度提高的微观机理，需对不同电流密度下钎料基体的微观组织进行表征。值得指

出，先前未通电 ( $j=0 \text{ A/cm}^2$ ) 条件下的时效 Sn58Bi 焊点相关研究表明，时效 480 h 下焊点剪切强度上升的可能原因包括细小 Bi 相颗粒产生的沉淀强化和 Bi 在 Sn 中的固溶强化。具体而言，在  $120 \text{ }^\circ\text{C}$  时效过程中，随着时效时间的增大，IMC ( $\text{Cu}_6\text{Sn}_5$ ) 会持续生长消耗钎料中的 Sn 原子，导致钎料基体中的 Sn 相占比降低。由于 Bi 原子未溶入 IMC ( $\text{Cu}_6\text{Sn}_5$ )，其总量保持不变。因此，随着溶剂 Sn 相的减少，Bi 在 Sn 相中的实际浓度相应升

高。在 120 °C 下，Bi 在 Sn 中的固溶度恒定，此浓度升高必然使 Bi 处于过饱和状态。这种过饱和状态会导致两个结果，一是过量的 Bi 原子固溶于 Sn 晶格，引发晶格畸变，产生固溶强化；二是从 Sn 相中析出第二相即细小 Bi 颗粒，阻碍位错运动，产生沉淀强化，而时效 480 h 以后，相粗化、富 Bi 相在钎料基体与 IMC 界面富集及 IMC 生长主导剪切强度下降<sup>[11]</sup>。因此，为明确通电下时效 480 h 焊点的剪切强度进一步提升的原因，需要考

虑电流作用下是否存在上述两种强化机制，电流密度如何影响上述强化机制，以及是否可能存在由电流密度产生的其他强化机制与这两种强化机制相互作用，进而提高时效 Sn58Bi 焊点的剪切强度。此外，还需观测通电后不同时效下微观组织演化及 IMC 厚度变化，分析其对剪切强度的影响。

通常，随着电流密度的增大，电流的焦耳热效应越显著，钎料基体温度越高，Bi 在 Sn 中的固溶度越大，

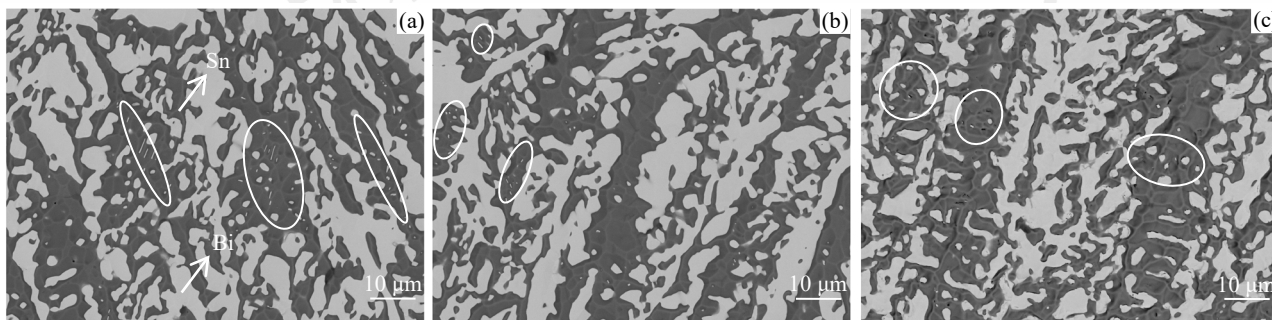


图 6 不同电流密度下时效 Sn58Bi 焊点的微观组织图,  $t=480$  h: (a)  $j=0$  A/cm<sup>2</sup>, (b)  $j=2 \times 10^3$  A/cm<sup>2</sup>, (c)  $j=3 \times 10^3$  A/cm<sup>2</sup>

Fig. 6 Microstructure of aged Sn58Bi solder joints under different densities,  $t=480$  h: (a)  $j=0$  A/cm<sup>2</sup>, (b)  $j=2 \times 10^3$  A/cm<sup>2</sup>, (c)  $j=3 \times 10^3$  A/cm<sup>2</sup>

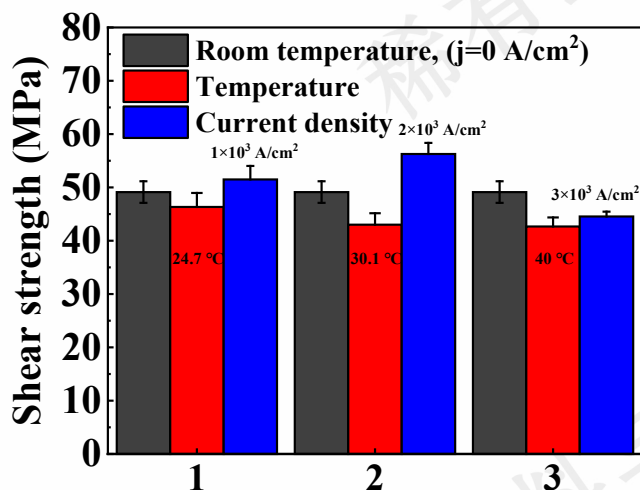


图 7 时效 480 h 焊点在不同电流密度及对应温度下的剪切强度

Fig. 7 Shear strength of solder joints aged 480 h under different current densities and corresponding temperatures

过饱和程度越低，固溶强化作用减弱<sup>[21]</sup>。与此同时，电流对 Sn 晶格的破坏作用越大，固溶 Bi 的能力升高，此时第二相细小 Bi 颗粒数量应会逐渐减少。为此，即使存在第二相细小 Bi 颗粒的沉淀强化<sup>[22]</sup>，随电流密度增大，该沉淀强化作用会越弱。对应于后者，图 6 (a) - (c) 所捕获的不同电流密度下时效 Sn58Bi 焊点微观组织 SEM 图可能是一种随机印证，即在三种电流密度下的微观组织图中均发现 Sn 相中第二相细小 Bi 颗粒（小球状和棒状），且随着电流密度增大，第二相细小 Bi 颗粒数量逐渐减少。综上，固溶强化和沉淀强化均随电流密度

增大而减弱。可见，应存在其他电流诱导的强化机制主导钎料基体强化，进而导致剪切强度提高。

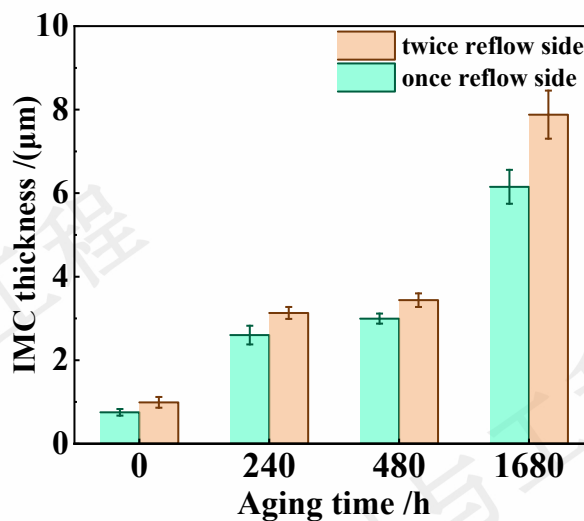


图 8 电流密度为  $2 \times 10^3$  A/cm<sup>2</sup> 时不同时效时间下 Sn58Bi 焊点中 IMC 厚度

Fig. 8 Thickness of IMC layer in Sn58Bi solder joints under different aging times under  $2 \times 10^3$  A/cm<sup>2</sup>

为明确电流导致时效 480 h 下 Sn58Bi 焊点剪切强度提高的作用机制，首先，将电流对剪切强度的影响分解为热效应与非热效应。由于通电状态下无法直接剥离电流的热效应与非热效应，通过设置等温无电流对照组剥离焦耳热带来的热效应，对对照组进行分析，可确定热效应对剪切强度的影响，再基于通电试样与等温对照组

样的剪切强度差值，分析电流非热效应的作用规律。在室温（21℃）下测量不同电流密度下焊点表面温度，近似反映焊点内部温度，并在对应温度下进行剪切测试，结果如图7所示。以室温、未通电时效480 h的焊点剪切强度为基准，若仅考虑电流的热效应，随着温度升高，时效 Sn58Bi 焊点剪切强度逐渐降低<sup>[23]</sup>，且都低于基准剪切强度。然而，随着电流密度的增大，时效 Sn58Bi 焊点的剪切强度先升高后降低，强度峰值出现在  $2 \times 10^3 \text{ A/cm}^2$  条件下，且焊点剪切强度均高于对应温度下焊点剪切强度。此外，当电流密度低于  $3 \times 10^3 \text{ A/cm}^2$ ，焊点剪切强度均高于基准强度。这表明电流的非热效主导了时效 Sn58Bi 焊点剪切强度的提高。当电流密度为  $3 \times 10^3 \text{ A/cm}^2$  时，时效 Sn58Bi 焊点剪切强度高于同温度（40℃）下的无电流参照值，但低于基准强度。该结果表明，在此电流密度下，非热效应对强度的提升作用仍然存在，但已被焦耳热效应导致的强度下降部分抵消，因此整体强度介于对应温度无电流与室温无电流状态之间。综上，在电流密度低于  $3 \times 10^3 \text{ A/cm}^2$  时，电流的焦耳热效应会导致焊点剪切强度下降，但电流的非热效应主导了时效 480 h 下 Sn58Bi 焊点剪切强度的提高。

在前述基础上，可进一步确定时效 Sn58Bi 焊点的剪切强度在不同电流密度下均在时效 480 h 出现峰值的原因。具体而言，时效时间超过 480 h 后，焊点剪切强度逐渐下降，这表明时效 480 h 以后，其他机制主导了时效焊点的剪切强度下降，其可能的原因可归结为以下三方面：一是焊点微观组织发生粗化；二是 IMC 持续生长；

三是富 Bi 相在钎料基体与 IMC 界面处聚集。如图 8 所示，无论是一次回流侧（只经历一次回流的 PCB 基板与钎料基体界面处）还是二次回流侧（经历两次回流的 PCB 基板与钎料基体界面处），其界面处 IMC 厚度均随时效时间延长而增加。IMC 过厚易导致其在界面处发生脆性断裂，从而降低剪切强度<sup>[24, 25]</sup>。图 9（a）-（d）表明，当时效时间从 480 h 延长至 1680 h，Sn58Bi 焊点相粗化程度显著增大。根据 Hall-Petch 效应，相粗化程度越大，剪切强度越低，这亦对应了 480 h 后剪切强度的下降趋势。此外，从图 9（e）和（f）可知，随着时效时间的增加，富 Bi 相在 IMC 和钎料基体界面处富集程度增大，使得富 Bi 层与 IMC 之间的界面成为薄弱区域，更易发生断裂，导致剪切强度降低。

综上所述，电流的非热效应主导时效 480 h 下焊点剪切强度的提升，高于时效 480 h 以后，相显著粗化、IMC 持续生长及富 Bi 相在钎料基体与 IMC 界面处聚集可能主导了剪切强度的降低。因此，不同电流密度下的时效 Sn58Bi 焊点剪切强度峰值均出现在时效 480 h。

通常，电流通过焊点时产生的电子风会对晶体内的位错施加拖拽力，使其更易发生滑移，从而加速位错的运动。在外加应力的作用下，位错更活跃的滑移与交会会促使位错源更频繁地激活，最终导致焊点中位错增殖，使位错密度呈上升趋势<sup>[26]</sup>。根据经典的 Bailey-Hirsch 关系式可知，焊点剪切强度的增量与位错密度平方根成正比，即位错密度增加会导致焊点剪切强度提高<sup>[12]</sup>。Bailey-

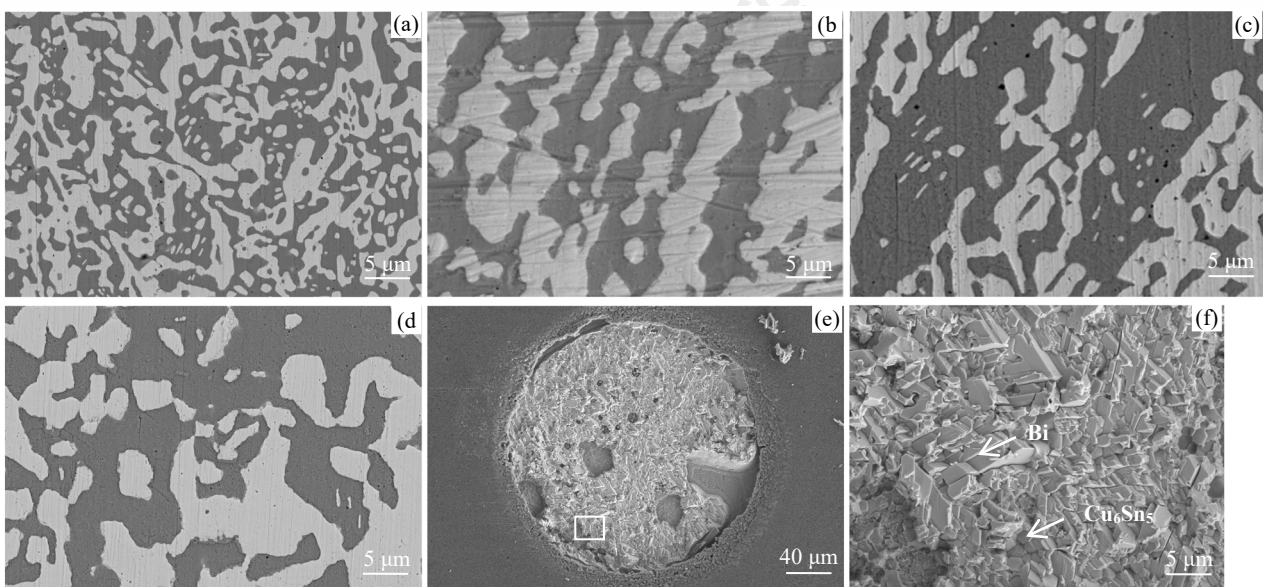


图 9 电流密度为  $2 \times 10^3 \text{ A/cm}^2$  时 Sn58Bi 焊点在不同时效下的微观组织：（a） $t=0 \text{ h}$ ，（b） $t=240 \text{ h}$ ，（c） $t=480 \text{ h}$ ，（d） $t=1680 \text{ h}$ ；（e）1680 h 断面图，（f）（e）中局部放大图

Fig. 9 Microstructure of Sn58Bi solder joints at different aging times under  $2 \times 10^3 \text{ A/cm}^2$ : (a)  $t=0 \text{ h}$ , (b)  $t=240 \text{ h}$ , (c)  $t=480 \text{ h}$ , (d)  $t=1680 \text{ h}$ ; (e) Fractographs of 1680 h; (f) Local enlarged image in (e)



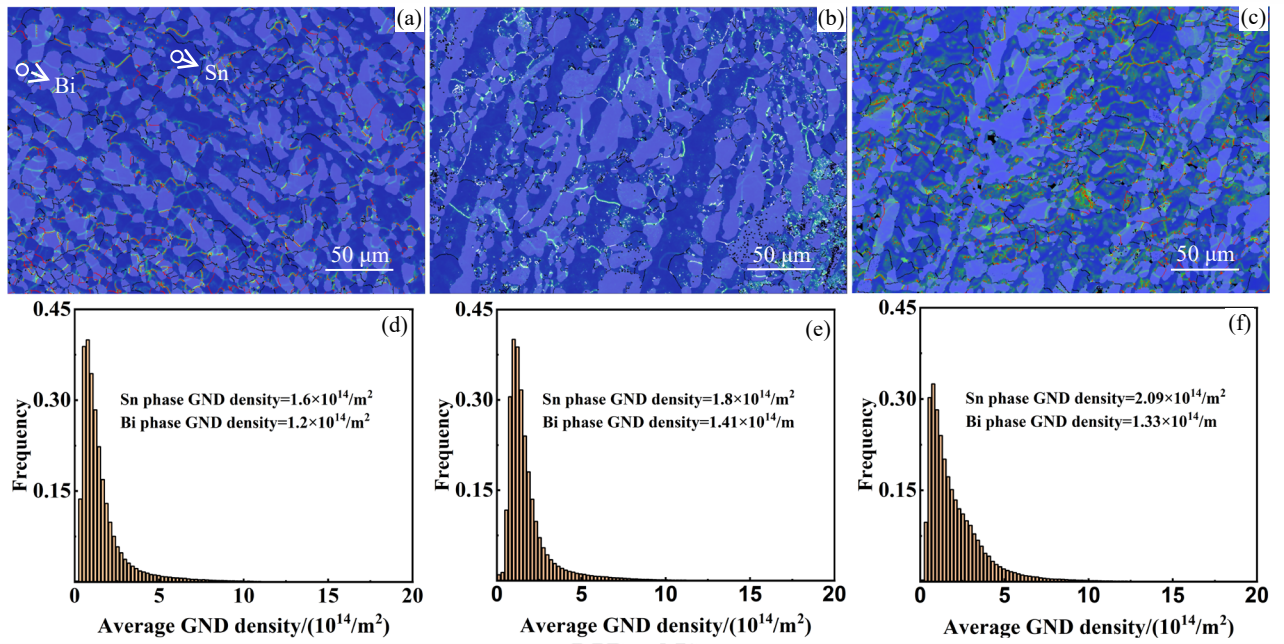


图 10 时效 Sn58Bi 焊点在不同电流密度下的 KAM 图,  $t=480$  h: (a)  $j=0$  A/cm<sup>2</sup>, (b)  $j=2\times 10^3$  A/cm<sup>2</sup>, (c)  $j=3\times 10^3$  A/cm<sup>2</sup>; 时效 Sn58Bi 焊点在不同电流密度下的位错密度分布,  $t=480$  h: (d)  $j=0$  A/cm<sup>2</sup>, (e)  $j=2\times 10^3$  A/cm<sup>2</sup>, (f)  $j=3\times 10^3$  A/cm<sup>2</sup>

Fig. 10 KAM images of aged Sn58Bi solder joints under different current densities,  $t=480$  h: (a)  $j=0$  A/cm<sup>2</sup>, (b)  $j=2\times 10^3$  A/cm<sup>2</sup>, (c)  $j=3\times 10^3$  A/cm<sup>2</sup>; GND density distribution of Sn58Bi solder joints under different current densities,  $t=480$  h: (d)  $j=0$  A/cm<sup>2</sup>, (e)  $j=2\times 10^3$  A/cm<sup>2</sup>, (f)  $j=3\times 10^3$  A/cm<sup>2</sup>

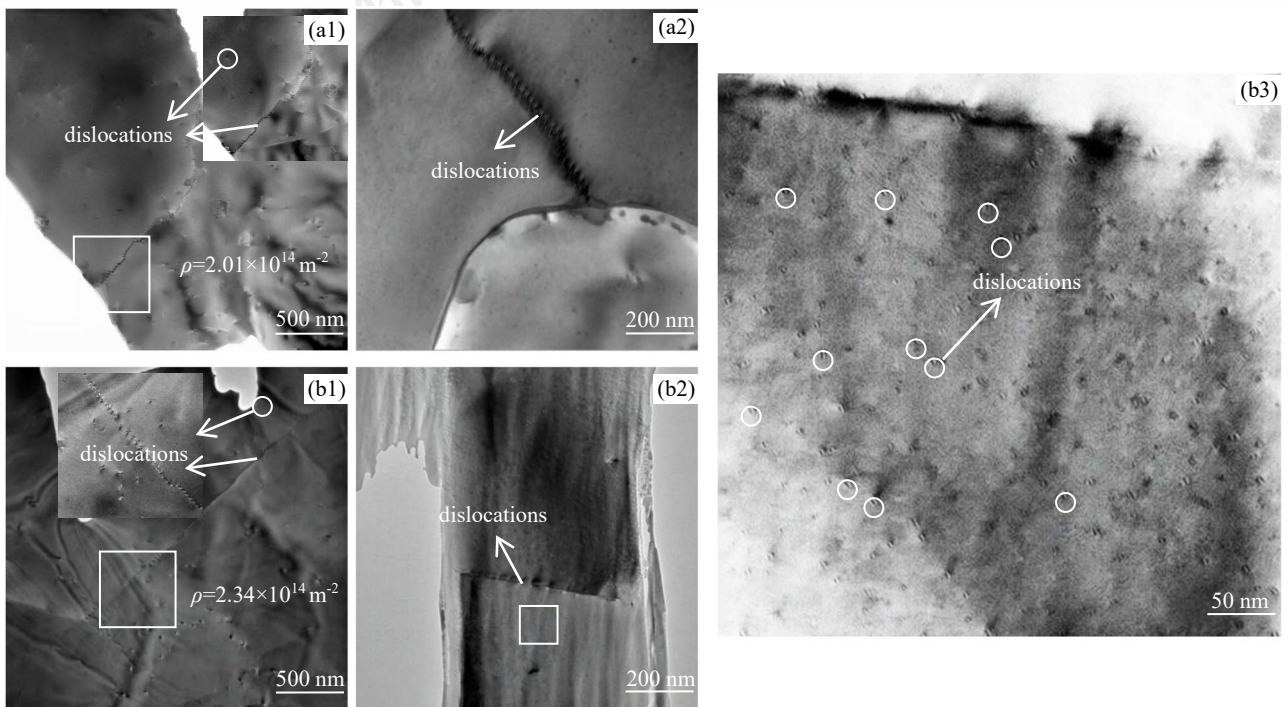


图 11 时效 480 h 焊点 TEM 明场像结果,  $j=0$  A/cm<sup>2</sup>: (a1) Sn 晶粒, (a2) Bi 晶粒; 时效 480 h 焊点 TEM 明场像结果,  $j=2\times 10^3$  A/cm<sup>2</sup>: (b1) Sn 晶粒, (b2) Bi 晶粒, (b3) (b2) 中局部放大图

Fig. 11 Results of TEM bright-field images of solder joints aged 480 h,  $j=0$  A/cm<sup>2</sup>: (a1) Sn grains, (b1) Bi grains; results of TEM bright-field images of solder joints aged 480 h,  $j=2\times 10^3$  A/cm<sup>2</sup>: (a1) Sn grains, (b1) Bi grains, (b3) Local enlarged image in (b2)



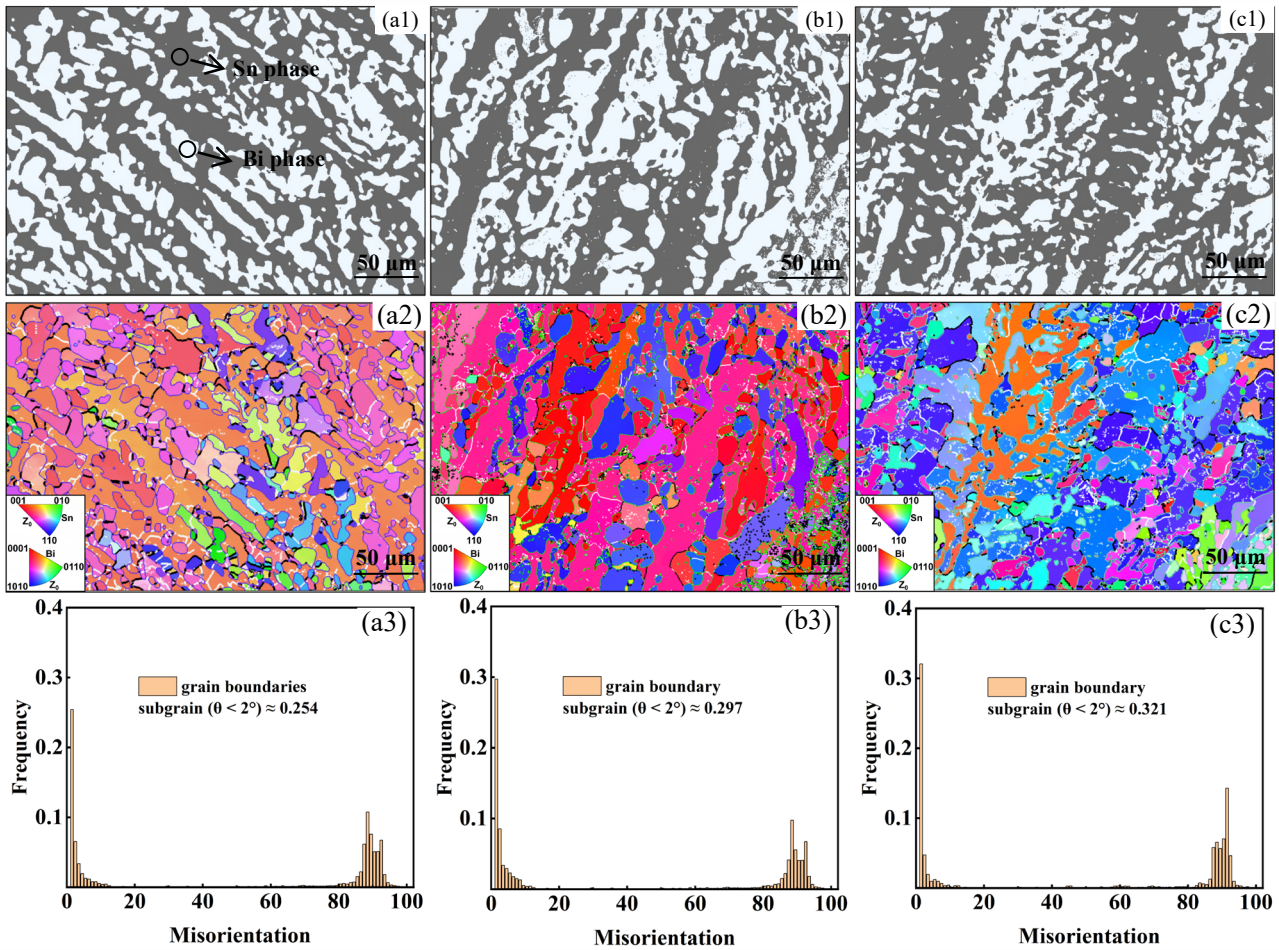


图 12 时效 480 h 焊点中相分布图：(a1)  $j=0 \text{ A/cm}^2$ ，(b1)  $j=2 \times 10^3 \text{ A/cm}^2$ ，(c1)  $j=3 \times 10^3 \text{ A/cm}^2$ ；IPF 图：(a2)  $j=0 \text{ A/cm}^2$ ，(b2)  $j=2 \times 10^3 \text{ A/cm}^2$ ，(c2)  $j=3 \times 10^3 \text{ A/cm}^2$ ；Bi 相中亚晶占比：(a3)  $j=0 \text{ A/cm}^2$ ，(b3)  $j=2 \times 10^3 \text{ A/cm}^2$ ，(c3)  $j=3 \times 10^3 \text{ A/cm}^2$

Fig. 12 Phase distribution image of 480 h aged solder joints: (a1)  $j=0 \text{ A/cm}^2$ , (b1)  $j=2 \times 10^3 \text{ A/cm}^2$ , (c1)  $j=3 \times 10^3 \text{ A/cm}^2$ ; IPF image: (a2)  $j=0 \text{ A/cm}^2$ , (b2)  $j=2 \times 10^3 \text{ A/cm}^2$ , (c2)  $j=3 \times 10^3 \text{ A/cm}^2$ ; subgrain proportion: (a3)  $j=0 \text{ A/cm}^2$ , (b3)  $j=2 \times 10^3 \text{ A/cm}^2$ , (c3)  $j=3 \times 10^3 \text{ A/cm}^2$

Hirsch 关系式如下<sup>[27]</sup>:

$$\Delta\sigma = \alpha\mu b\sqrt{\rho} \quad (1)$$

式中： $\Delta\sigma$  为剪切应力的增量； $\alpha$  为无量纲常数（通常在 0.3 到 1 之间，具体取决于材料和条件）； $\mu$  为材料的剪切模量； $b$  为柏格斯矢量的大小； $\rho$  为位错密度。因此，对不同电流密度下的时效 Sn58Bi 焊点几何必需位错（GND）密度进行分析，结果如图 10 (a) - (c) 所示，其中深色与浅色区域分别对应 Sn 相和 Bi 相，绿色区域表示高密度位错区。定量分析后发现，在时效 480 h 条件下，随着电流密度从  $0 \text{ A/cm}^2$  增大至  $3 \times 10^3 \text{ A/cm}^2$ ，Sn 相中的 GND 密度持续升高。与之不同的是，Bi 相中的 GND 密度则呈现“升高-降低”的趋势，并在电流密度为  $2 \times 10^3 \text{ A/cm}^2$  时达到峰值。即电流密度由  $0 \text{ A/cm}^2$  增大至  $2 \times 10^3 \text{ A/cm}^2$ ，Sn 相与 Bi 相中 GND 密度逐渐增大。

此外，为进一步确定电流密度对时效 Sn58Bi 焊点内部的位错密度影响，利用透射电子显微镜（TEM）观测

不同电流密度下剪切测试后焊点内 Sn 晶粒与 Bi 晶粒中位错密度，结果如图 11 所示。Sn 晶粒中的位错呈现孤立的、短而细的点状或短线状。这些位错弥散分布于 Sn 晶粒内部。且观测到相邻晶粒交界处由大量线性规则排列的位错构成小角度晶界，如图 11 (a1) 和 11 (b1) 所示。在电流密度分别为  $0 \text{ A/m}^2$  和  $2 \times 10^3 \text{ A/m}^2$  的条件下，观测区域（面积为  $9.23 \times 10^{-13} \text{ m}^2$ ）内 Sn 晶粒中的位错数量分别约为 186 和 216 个。根据公式 2 计算，对应的位错密度  $\rho$  分别为  $2.01 \times 10^{14} \text{ m}^{-2}$  和  $2.34 \times 10^{14} \text{ m}^{-2}$ 。计算结果表明，电流密度增大导致 Sn 晶粒中的位错密度升高。公式 2 如下所示：

$$\rho = \frac{n}{A} \quad (2)$$

式中： $\rho$  为位错密度； $A$  为面积； $n$  为面积  $A$  中位错个数。同时，图 11 (a2) 与 11 (b2) 展示了不同电流密度下 Bi 晶粒中的位错形貌，在电流密度为  $0 \text{ A/cm}^2$  和  $2 \times 10^3 \text{ A/cm}^2$  条件下，都能观察到相邻的 Bi 晶粒交界处由规则

排列的线性位错组成小角度晶界。其中,当电流密度为  $0 \text{ A/cm}^2$  时,在靠近晶界的晶粒内部并未观察到明显的位错结构。相反,在电流密度为  $2 \times 10^3 \text{ A/cm}^2$  时,晶界两侧相邻 Bi 晶粒内存在大量成对且平行的纳米短位错对,如图 11 (b3) 所示。这表明电流密度增大同样会引起 Bi 晶粒内部位错密度的升高。根据 Bailey-Hirsch 关系式可知,位错密度增大会提高钎料基体强度,导致时效 Sn58Bi 焊点剪切强度提高。综上所述,电流密度由  $0 \text{ A/cm}^2$  增大至  $2 \times 10^3 \text{ A/cm}^2$ , 时效 Sn58Bi 焊点剪切强度提高的一个原因是电流驱动的位错密度增大。

先前无电流加载条件下时效 Sn58Bi 焊点的相关研究表明,时效 480 h 下焊点剪切强度上升的可能原因还包括 Bi 相的亚晶强化<sup>[11]</sup>。因此,对不同电流密度下的时效 480 h 的 Sn58Bi 焊点进行 EBSD 分析,如图 12 所示。统计 IPF 图中 Bi 相中亚晶 ( $\theta < 2^\circ$ ) 占比<sup>[28]</sup>,如图 12 (a3) - (c3) 所示。随着电流密度由  $0 \text{ A/cm}^2$  增大至  $2 \times 10^3 \text{ A/cm}^2$ , 时效 Sn58Bi 焊点内部的亚晶占比逐渐增大。这意味着亚晶数量相应增加,而亚晶界可以有效阻碍位错的运动。随着亚晶界阻碍位错运动的能力不断增强,焊点发生塑性变形所需的应力也随之增大,最终表现为更高的剪切强度<sup>[29]</sup>。然而,当电流密度增至  $3 \times 10^3 \text{ A/cm}^2$  时,尽管两相中的位错密度相比于  $0 \text{ A/cm}^2$  条件下有所增加,且 Bi 相中的亚晶占比进一步增加,但焊点的剪切强度却相对于电流密度为  $2 \times 10^3 \text{ A/cm}^2$  和  $0 \text{ A/cm}^2$  条件下降低。这一现象与前述焊点断裂行为有关,即该电流密度下焊点强度的下降主要由 IMC/钎料基体界面结合强度的弱化所主导。通常,焊点中电流会在 IMC/钎料基体界面引发电流拥挤效应,这主要归因于 IMC 与钎料基体之间的导电性差异,该效应会导致电流在界面局部区域集中<sup>[30]</sup>,使得 IMC/钎料基体界面的实际温度高于钎料基体表面的测量值。也就是说,电流密度为  $3 \times 10^3 \text{ A/cm}^2$  时,IMC/钎料基体界面的实际温度高于在室温 ( $21 \text{ }^\circ\text{C}$ ) 下测得的表面温度  $40 \text{ }^\circ\text{C}$ , 该局部高温会加剧 IMC 与钎料基体之间因热膨胀系数 (CTE) 差异导致的应力失配,从而在界面处产生热应力集中,该热应力削弱了 IMC/钎料基体界面的结合强度<sup>[31]</sup>,其结果是,断裂模式从钎料基体内的韧性断裂转变为 IMC/钎料基体界面的脆性断裂,导致焊点剪切强度降低。

## 4 结论

本研究从位错和亚晶等微观组织演变的角度,分析了低电流密度影响时效 Sn58Bi 焊点剪切强度的原因。主要结论如下:

(1) 不同电流密度下的时效 Sn58Bi 焊点剪切强度峰值出现在时效 480 h。电流的非热效应主导时效 480 h

下焊点剪切强度提高;时效时间高于 480 h 以后,剪切强度下降与微观组织显著粗化、IMC 持续生长及富 Bi 相在钎料基体与 IMC 界面处聚集有关。

(2) 低电流密度 ( $1 \times 10^3 \text{ A/cm}^2$  与  $2 \times 10^3 \text{ A/cm}^2$ ) 下,电流密度增大,诱导位错密度增殖以及促进亚晶粒增多,共同作用提高时效焊点剪切强度。

(3) 高流密度 ( $3 \times 10^3 \text{ A/cm}^2$ ) 下,电流的焦耳热效应诱发 IMC 与钎料基体间的应力失配,导致 IMC/钎料基体界面结合强度降低,最终致使焊点剪切强度降低。

## 参考文献

- [1] Han Da-Gyeong, Yoon Jeong-Won. *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2025, 1010:177801
- [2] Zhao Jin(赵瑾), Ji Xiaoliang(籍晓亮), Jia Qiang(贾强) et al. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2024, 53(4):1181-1194
- [3] Razzaq Mohammed Abdel, Meilunas Michael, Cao Xian A. et al. *Microelectronics Reliability*[J], 2025, 166:115609
- [4] Illés B., Géczy A., Tafferger Z. et al. *2025 International Spring Seminar on Electronics Technology*[C], 2025:1-6
- [5] Li Fangliang(李方梁), Gan Guisheng(甘贵生), Dou Junfeng(窦俊丰) et al. *Journal of Materials Engineering*(材料工程)[J], 2025, 53(9):11-28
- [6] Yahaya Muhamamd Zamri, Azmi Ezzatul Farhain, Salleh Nor Azmira et al. *Journal of Materials Research and Technology*[J], 2024, 32:3682-3707
- [7] Zhang Han(张晗), Hao Qitang(郝启堂), Xue Yanqing(薛彦庆) et al. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2025, 54(6):1489-1499
- [8] Xu Kaikai, Zhang Liang, Gao Lili et al. *Science and Technology of Advanced Materials*[J], 2020, 21(1):689-711
- [9] Lai Yanqing, Xu Ruisheng, Chen Shi et al. *Journal of Materials Research and Technology*[J], 2023, 24:6146-6158
- [10] Cui Charlotte, Krauß Sebastian, Hosseinkhannazer Hooman et al. *Scientific Reports*[J], 2025, 15:37642
- [11] Li Wangyun, Mo Lanqing, Chen Feng et al. *Vacuum*[J], 2024, 227:113367
- [12] Li Wenjie, Guo Liwei, Li Dan et al. *Materials*[J], 2024, 17(12):2848
- [13] Huang Mingliang(黄明亮), Wang Shengbo(王胜博), You Haichao(尤海潮) et al. *Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 2025, 61(7):979-997
- [14] Wang Bo, Li Wangyun, Pan Kailin et al. *Crystals*[J], 2022, 12(1):85
- [15] Huang Jiaqiang, Wang Xudong, Chen Junyun et al. *Journal of*

- Materials Science: Materials in Electronics*[J], 2022, 33:10297-10313 (8):1475
- [16] Pan Kailin, Chen Zimeng, Liu Menghao *et al. Crystals*[J], 2025, 15 (11):945
- [17] Qin Hongbo, Zhang Xinping, Zhou Minbo *et al. Microelectronics Reliability*[J], 2015, 55 (8):1214-1225
- [18] Huang Xi, Zhang Liang, Chen Chen *et al. Journal of Materials Research and Technology*[J], 2023, 27:2641-2655
- [19] Zhang Sinan, Wang Zhen, Wang Jie *et al. Materials*[J], 2022, 15 (14):4756
- [20] Chen Haiyan (陈海燕), Zeng Jianbo (曾键波), Xie Yu (谢羽) *et al. Journal of Materials Engineering (材料工程)*[J], 2015, 43 (11):57-64
- [21] Tan Xinfu, Hao Qichao, Zhou Jiye *et al. Materialia*[J], 2024, 33:101974
- [22] Chen Chen, Zhang Liang, Wang Xi *et al. Journal of Materials Research and Technology*[J], 2023, 23:1225-1238
- [23] Gao Yijie, Zhang Keke, Zhang Chao *et al. Metals*[J], 2023, 13 (8):1475
- [24] Shin C K, Baik Y J, Huh J Y. *Journal of electronic materials*[J], 2001, 30:1323-1331
- [25] Qiu Hongyu, Hu Xiaowu, Li Shuang *et al. Vacuum*[J], 2020, 180:109611
- [26] Li Xing, Zhu Qi, Hong Youran *et al. Nature Communications*[J], 2022, 13:6503
- [27] Vafaeenezhad H, Aliakbari-Sani S, Seyedein S H *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2023, 938:168516
- [28] Lehto Pauli. *Ultramicroscopy*[J], 2021, 222:113203
- [29] Jens Reiser, Alexander Hartmaier. *Scientific Reports*[J], 2020, 10:2739
- [30] Yao Yifan, An Yuxuan, Dong Jiatong *et al. Journal of Materials Research and Technology*[J], 2024, 31:3374-3382
- [31] Xian J W, Xu Y L, Stoyanov S *et al. Nature Communications*[J], 2023, 15:4258

## Elevated shear strength of aged Sn58Bi solder joints under low density current stressing

Gong Zhiwen<sup>1</sup>, Li Wangyun<sup>1,2</sup>, Lin Yichun<sup>1</sup>, Hu Fei<sup>1</sup>, Cai Huihong<sup>1</sup>, Yue Wu<sup>3</sup>

(1. School of Mechanical and Electrical Engineering, Guilin University of Electronic Technology, Guilin 541004, China)

(2. School of Integrated Circuits Science and Engineering, Southwest Jiaotong University, Chengdu 611756, China)

(3. School of Materials Engineering, Lanzhou Institute of Technology, Lanzhou 730050, China)

**Abstract:** This study investigates the impact of low density current stressing on the shear performance of thermally aged Sn58Bi solder joints and elucidates the underlying mechanisms. Cu/Sn58Bi/Cu joints were subjected to isothermal aging at 120 °C for different durations (0 h, 240 h, 480 h, 720 h, 960 h, 1200 h, 1440 h, 1680 h) and tested under current densities of 0,  $1 \times 10^3$ ,  $2 \times 10^3$ , and  $3 \times 10^3$  A/cm<sup>2</sup>. The results indicate the peak shear strength of aged Sn58Bi solder joints occurred at 480 hours of aging under different current densities and a non-monotonic “rise-fall” trend in the shear strength of aged joints with increasing current density. Notably, a maximum strength increase of 12.85 % was observed in joint aged for 480 h under a current density of  $2 \times 10^3$  A/cm<sup>2</sup>, comparing with the unaged and current-free ones. This strengthening behavior at 480 h is primarily attributed to two mechanisms: (1) the applied current promotes the multiplication of dislocations, elevating strength via dislocation strengthening; and (2) higher current density facilitates an increase in the subgrain fraction of the Bi phase, which effectively impedes dislocation motion. Conversely, at higher current densities, shear strength decreases due to Joule heating, which induces thermal mismatch and compromises the interfacial bonding between the interfacial intermetallic compounds (IMC) layer and the solder matrix. For aging durations exceeding 480 h, the shear strength degradation of Sn58Bi solder joints under different current densities may be attributed to phase coarsening, continuous IMC growth, and Bi-rich phase aggregation between the solder matrix and IMC. These findings provide theoretical insights for the reliability assessment of low-temperature solder joints in electronic packaging.

**Key words:** Sn58Bi; Aging; Dislocation density; Subgrain; Shear strength

Corresponding author: Li Wangyun, Ph. D., Associate Professor, School of Integrated Circuits Science and Engineering, Southwest Jiaotong University, Chengdu 611756, China, E-mail: li.wangyun@swjtu.edu.cn