

# 电迁移对 Ni/Sn3.0Ag0.5Cu/Au/Pd/Ni-P 倒装焊点界面反应的影响\*

黄明亮<sup>†</sup> 陈雷达 周少明 赵宁

(大连理工大学, 材料科学与工程学院, 辽宁省先进连接技术重点实验室, 大连 116024)

(2012年3月31日收到; 2012年6月25日收到修改稿)

本文研究了 150 °C,  $1.0 \times 10^4$  A/cm<sup>2</sup> 条件下电迁移对 Ni/Sn3.0Ag0.5Cu/Au/Pd/Ni-P 倒装焊点界面反应的影响. 回流后在 solder/Ni 和 solder/Ni-P 的界面上均形成 (Cu,Ni)<sub>6</sub>Sn<sub>5</sub> 类型金属间化合物. 时效过程中两端界面化合物都随时间延长而增厚, 且化合物类型都由 (Cu,Ni)<sub>6</sub>Sn<sub>5</sub> 转变为 (Ni,Cu)<sub>3</sub>Sn<sub>4</sub>. 电迁移过程中电子的流动方向对 Ni-P 层的消耗起着决定性作用. 当电子从基板端流向芯片端时, 电迁移促进了 Ni-P 层的消耗, 600 h 后阴极端 Ni-P 层全部转变为 Ni<sub>2</sub>SnP 层. 阴极界面处由于 Ni<sub>2</sub>SnP 层的存在, 使界面 Cu-Sn-Ni 三元金属间化合物发生电迁移脱落溶解, 而且由于 Ni<sub>2</sub>SnP 层与 Cu 焊盘的结合力较差, 在 Ni<sub>2</sub>SnP/Cu 界面处会形成裂纹. 当电子从芯片端流向基板端时, 阳极端 Ni-P 层并没有发生明显的消耗. 电流拥挤效应导致了阴极芯片端 Ni 层和 Cu 焊盘均发生了局部快速溶解, 溶解到钎料中的 Cu 和 Ni 原子沿电子运动的方向往阳极运动并在钎料中形成了大量的化合物颗粒. 电迁移过程中 (Au,Pd,Ni)Sn<sub>4</sub> 的聚集具有方向性, 即 (Au,Pd,Ni)Sn<sub>4</sub> 因电流作用而在阳极界面处聚集.

**关键词:** 电迁移, 无铅钎料, Ni/Sn3.0Ag0.5Cu/Au/Pd/Ni-P 焊点, 界面反应

**PACS:** 81.05.Bx, 81.20.Vj, 81.05.Hd

## 1 引言

当高密度电流通过导体时, 运动的电子与金属原子发生碰撞并产生动量转移, 使金属原子沿电子运动的方向移动, 这种原子传输的现象称为电迁移 (electromigration) 效应. 在电子封装中, 随着焊点尺寸不断减小, 通过焊点的电流密度越来越大. 当通过焊点的电流密度达到  $10^3$  A/cm<sup>2</sup> 时电迁移现象就会发生, 从而对焊点的显微组织及界面反应产生影响<sup>[1-3]</sup>.

近年来国内外对焊点的电迁移行为进行了大量的研究<sup>[4-8]</sup>. 本研究组 Chen 等研究了 180 °C,  $1.0 \times 10^4$  A/cm<sup>2</sup> 条件下, 电迁移对 Ni/Sn3.0Ag0.5Cu/Cu 焊点界面反应的影响<sup>[4]</sup>, 发现电流方向对焊点的失效起着决定作用. 当 Cu 基板为阴极时, 电迁移导致基板端 Cu 焊盘发生局

部快速溶解, 并在 143 h 时焊点发生失效; 而当 Ni 为阴极时, Ni 并没有发生明显的溶解现象, 电迁移 143 h 后焊点依然保持完好. Kao 等人研究了 150 °C,  $5.0 \times 10^3$  A/cm<sup>2</sup> 条件下, 不同基板对 SnPb 焊点电迁移寿命的影响<sup>[5]</sup>, 发现当基板端的焊盘为 Cu 时, 能够抑制电迁移过程中芯片端 Ni 凸点下金属化层 (UBM 层) 的溶解; 而当对基板端 Cu 焊盘进行 Au/Ni 表面处理时, 并不能抑制 Ni UBM 层的溶解. 这种差异导致 Ni/SnPb/Cu 焊点的寿命要比 Ni/SnPb/Au/Ni 焊点的寿命长 6 倍. Gu 等人研究了 Cu/SnBi/Ni 焊点在电迁移过程中的热迁移现象<sup>[6]</sup>, 发现当焊点中的温度梯度达到 527 °C/cm 时, 热迁移会影响 Bi 原子的迁移进而对阴阳两极界面处金属间化合物 (IMC) 的类型及生长行为产生影响. 可见电迁移对界面反应的作用不仅受到温度和电流密度的影响, 而且钎料成分及焊点两侧基板类型也是影响界面反应的重要因素.

\* 国家自然科学基金 (批准号: U0734006, 51171036) 和中央高校基本科研业务费专项资金 (批准号: DUT11RC(3)56) 资助的课题.

<sup>†</sup> E-mail: huang@dlut.edu.cn

Cu 作为 UBM 层已在封装中得到了广泛的应用. 但是由于 Cu 与钎料的反应速率很快, 器件在使用过程中会在界面处形成一层厚厚的 IMC, 严重影响焊点的可靠性. 近年来的研究表明, Ni 与钎料的反应速率远低于 Cu 与钎料的反应速率, 因此 Ni 作为扩散阻挡层已在电子封装行业得到了广泛的应用. 化学镀镍/化学镀钯/浸金 (electroless nickel electroless palladium immersing gold, Au/Pd/Ni-P) 表面处理层以其低成本、良好的抗腐蚀性和优异的可焊性等优点, 逐渐受到工业界的关注<sup>[9]</sup>. Ni/Sn3.0Ag0.5Cu/Au/Pd/Ni-P 已成为目前常用的一种焊点结构体系, 但是电迁移对其界面反应的影响尚有待深入研究. 本论文采用 Ni/Sn3.0Ag0.5Cu/Au/Pd/Ni-P 焊点, 研究电迁移对界面反应的影响.

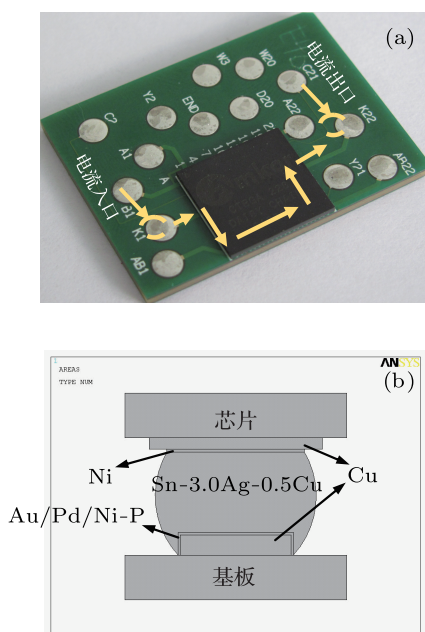


图 1 (a) 电迁移试样; (b) Ni/Sn3.0Ag0.5Cu/Au/Pd/Ni-P 倒装焊点结构示意图

## 2 实验材料及方法

本文中电迁移样品采用倒装芯片封装结构, 如图 1(a) 所示, 芯片尺寸为 12 mm×12 mm×0.8 mm, 底部基板尺寸为 32 mm×23 mm×2.0 mm, 芯片与基板通过 228 个 Sn3.0Ag0.5Cu 焊球相连. 焊球直径为 300 μm, 相邻焊点的间距为 500 μm, 回流焊后焊点高度约为 200 μm. 图 1(b) 为 Ni/Sn3.0Ag0.5Cu/Au/Pd/Ni-P 焊点结构示意图, 芯片端的 UBM 层是厚度为 6 μm、直径为 300 μm

的 Ni 层. 基板端的焊盘表面处理层为化学镀 Ni-P/化学镀 Pd/浸 Au(Au/Pd/Ni-P). 基板端焊盘 Ni-P, Pd, Au 层的厚度分别为 4.5 μm, 0.15 μm, 0.05 μm, 焊盘直径为 250 μm, 其中 Ni-P 层中 P 原子的含量为 15 at.%. 基板端的 Cu 导线宽 225 μm, 厚 45 μm, 而芯片端的 Cu 导线宽 260 μm, 厚 25 μm.

本研究中将电迁移试样放置于热导率较高的硅油中, 采用液体搅拌的方式最大限度地降低焦耳热效应, 从而研究电迁移对界面反应的作用机理. 将油浴的温度设定在 108 °C, 达到稳定后, 将试样置于油浴中, 在电迁移过程中由于焦耳热效应的作用, 焊点的温度在 20 min 内上升到 150 ± 3 °C 并达到稳定. 电迁移过程中, 定时将直径为 80 μm 的 K 型热电偶置于焊点表面进行测量, 并相应调整油浴箱的温度, 使焊点温度稳定在 150 ± 3 °C. 本实验设定通过焊点的电流密度为 1.0 × 10<sup>4</sup> A/cm<sup>2</sup>, 通电时间为 200 h, 600 h. 图 2 为电迁移过程中电子在焊点中的运动方向, 由图 2 可以看出, 电迁移过程中相邻两个焊点的电流方向是相反的. 为了与电迁移的实验数据相对比, 将试样置于 150 °C 的油浴中进行时效, 时效时间也为 200 h, 600 h.

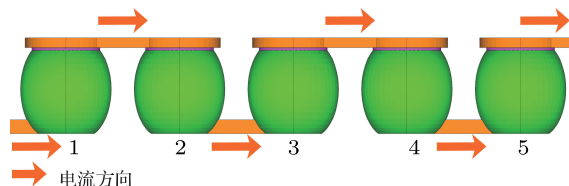


图 2 Ni/Sn3.0Ag0.5Cu/Au/Pd/Ni-P 焊点电迁移示意图

将电迁移及时效后的试样用金相水砂纸进行预磨, 然后再依次用 1.5 μm, 0.5 μm 的金刚石抛光膏进行抛光. 抛光后再用腐蚀液 (92%酒精 -5%硝酸 -3%盐酸) 进行腐蚀, 腐蚀时间为 10 s. 采用 JSM-5600LV 型扫描电子显微镜和 EPMA-1600 型电子探针分别对界面 IMC 的形貌及成分进行分析, 利用 Auto CAD 软件对界面 IMC 层的厚度进行测量, 每个界面取 3 个视场, 每个视场测量 3 次然后取平均值.

## 3 结果与讨论

### 3.1 回流焊后 Ni/Sn3.0Ag0.5Cu/Au/Pd/Ni-P 焊点组织形貌

图 3 为回流焊后焊点的显微组织. 由图 3(a) 可

以看出, 经过回流焊后, 钎料与基板、芯片形成了良好的结合, 焊点的两端均形成了一定厚度的 IMC. 钎料中组织均匀, 并没有大块的 IMC 颗粒生成. 白

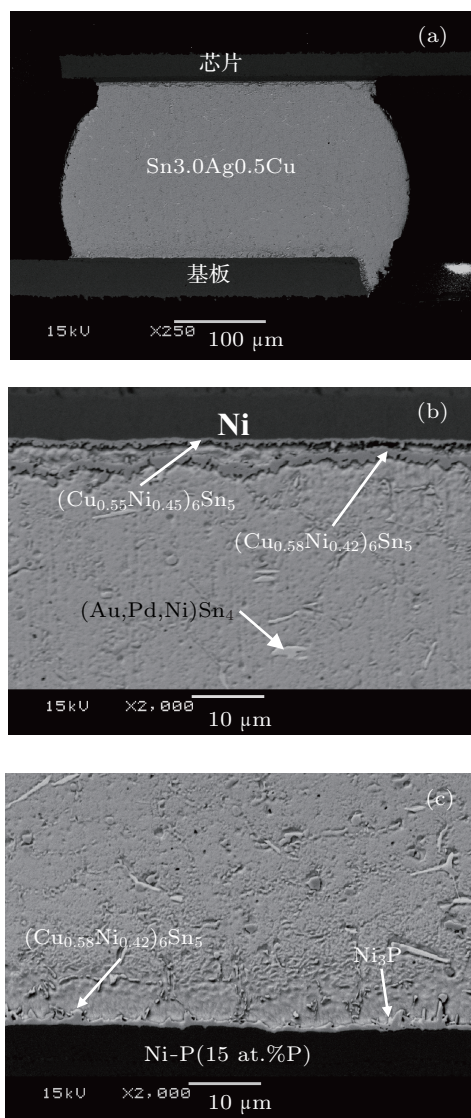


图 3 回流焊后 Ni/Sn3.0Ag0.5Cu/Au/Pd/Ni-P 焊点的显微组织 (a) 焊点整体形貌; (b) solder/Ni 界面组织; (c) solder/Ni-P 界面组织

色的 IMC 颗粒均匀的分布在钎料中, EPMA 分析得此 IMC 为  $(\text{Au,Pd,Ni})\text{Sn}_4$ . 这是由于基板端焊盘中的 Au 层和 Pd 层都很薄, 而且在液态 Sn 中的扩散速率很快, 因此在回流焊的过程中 Au 层和 Pd 层全部溶解到钎料中, 在冷却过程中以  $(\text{Au,Pd,Ni})\text{Sn}_4$  颗粒的形式析出. 图 3(b) 为芯片端 Sn3.0Ag0.5Cu/Ni 界面处的微观形貌, 回流焊后, 在界面上形成了厚度为  $1.37 \mu\text{m}$  的短棒状 IMC 层, 并且在界面附近形成了一层脱落的 IMC, EPMA 分析得界面 IMC 与脱落 IMC 的成

分别为  $(\text{Cu}_{0.55}\text{Ni}_{0.45})_6\text{Sn}_5$  和  $(\text{Cu}_{0.58}\text{Ni}_{0.42})_6\text{Sn}_5$ . 图 3(c) 为基板端 Sn3.0Ag0.5Cu/Ni-P 界面处的微观形貌, 在 Ni-P 端由于 Au 和 Pd 层都很薄, 在回流焊过程中会很快溶解到钎料中, 钎料就会和 Ni-P 层反应生成一层 IMC, 厚度约为  $0.97 \mu\text{m}$ . EPMA 分析得此 IMC 的成分为  $(\text{Cu}_{0.58}\text{Ni}_{0.42})_6\text{Sn}_5$ . 在  $(\text{Cu}_{0.58}\text{Ni}_{0.42})_6\text{Sn}_5$  与 Ni-P 层之间形成了一层薄薄的多孔状物质, EPMA 分析得此物质为  $\text{Ni}_3\text{P}$ . 回流焊后  $(\text{Au,Pd,Ni})\text{Sn}_4$  颗粒并没有在界面上聚集. 对比焊点两端界面 IMC 的厚度, 芯片侧未脱落 IMC 的厚度明显厚于基板侧 IMC 的厚度. 这是由于芯片侧经过两次回流, 而基板侧只经过一次回流导致的. 钎料中的 Ag 原子在回流焊过程中与 Sn 反应生成了  $\text{Ag}_3\text{Sn}$  并以细小颗粒的形式析出, 而不参与界面反应.

### 3.2 时效过程中 Ni/Sn3.0Ag0.5Cu/Au/Pd/Ni-P 焊点的显微组织

图 4 为 Ni/Sn3.0Ag0.5Cu/Au/Pd/Ni-P 焊点在  $150^\circ\text{C}$  时效过程中的显微组织. 由图 4(a) 和 (d) 可以看出, 时效过程中钎料中的  $(\text{Au,Pd,Ni})\text{Sn}_4$  颗粒逐渐长大, 由颗粒状逐渐转变为块状. Sn3.0Ag0.5Cu/Ni 界面附近脱落的 IMC 依旧存在并没有发生溶解. EPMA 分析得此 IMC 仍然为  $(\text{Cu,Ni})_6\text{Sn}_5$ . 时效过程中芯片端的 Ni UBM 和基板端的 Ni-P 层都没有发生明显的溶解. 图 4(b) 和 (e) 为芯片端界面 IMC 的形貌图. Sn3.0Ag0.5Cu/Ni 界面 IMC 随时效时间延长而增厚. 经过 200 h 时效后, 界面 IMC 增加到  $1.83 \mu\text{m}$ , 为初始厚度的 1.34 倍; 时效 600 h 后, 界面 IMC 的厚度达到  $3.17 \mu\text{m}$ , 为初始厚度的 2.31 倍. EPMA 分析得, 界面 IMC 在时效 200 h 后便从初始时的  $(\text{Cu}_{0.55}\text{Ni}_{0.45})_6\text{Sn}_5$  转变为  $(\text{Ni}_{0.53}\text{Cu}_{0.47})_3\text{Sn}_4$ , 并且在时效过程中界面  $(\text{Ni,Cu})_3\text{Sn}_4$  中的 Ni 含量随着时间的延长而增加, 时效 600 h 为  $(\text{Ni}_{0.57}\text{Cu}_{0.43})_3\text{Sn}_4$ ; 图 4(c) 和 (f) 为基板端界面 IMC 的形貌图. Sn3.0Ag0.5Cu/Ni-P 界面 IMC 也随着时效时间延长而增厚. 时效 200 h 后, 界面 IMC 增加到  $1.27 \mu\text{m}$ , 为初始厚度的 1.31 倍; 时效 600 h 后, 界面 IMC 的厚度达到  $1.51 \mu\text{m}$ , 为初始厚度的 1.56 倍. EPMA 分析得, 经过 200 h 时效后界面 IMC 仍然为  $(\text{Cu}_{0.55}\text{Ni}_{0.45})_6\text{Sn}_5$  并没发生类型转变, 时效 600 h 后, 界面 IMC 才转变为  $(\text{Ni}_{0.56}\text{Cu}_{0.44})_3\text{Sn}_4$ .

在基板端由于 Sn 与 Ni-P 的反应速率很慢, 时效过程中并没有发现有明显的  $\text{Ni}_3\text{P}$  层长大的现象. 对比芯片端和基板端界面 IMC 可知, 基板端界面 IMC 的生长和转变速率都小于芯片端界面 IMC.

Yoon 等人研究了 Ni/Au/Sn3.5Ag0.7Cu/Au/Ni 焊点在 150 °C 时效过程中的界面反应<sup>[10]</sup>, 同样发现在 500 h 后发生了界面  $(\text{Cu},\text{Ni})_6\text{Sn}_5$  向  $(\text{Ni},\text{Cu})_3\text{Sn}_4$  的转变, 与本文实验结果相符合.

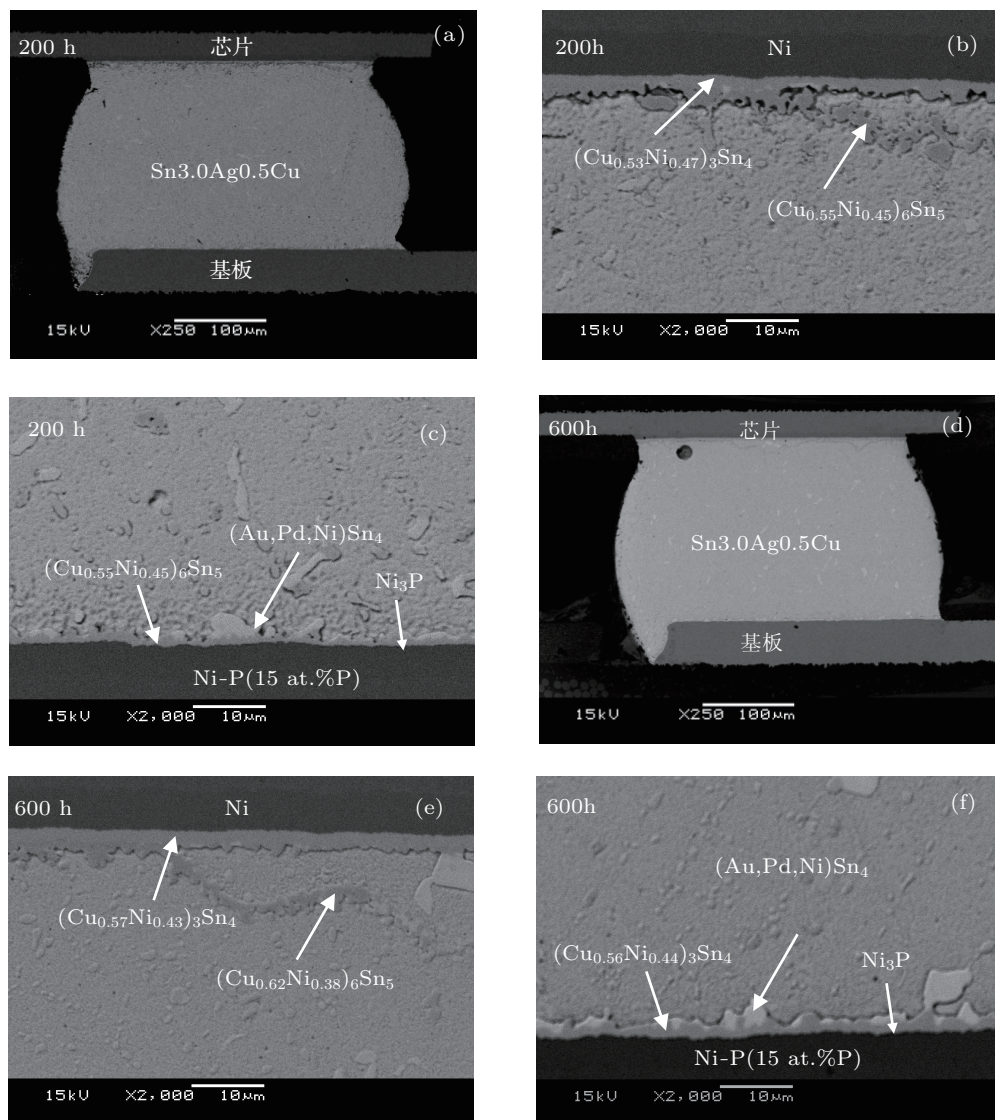


图4 150 °C 时效过程中 Ni/Sn3.0Ag0.5Cu/Au/Pd/Ni-P 焊点的显微组织 (a) 和 (d) 焊点整体形貌; (b) 和 (e) solder/Ni 界面组织; (c) 和 (f) solder/Ni-P 界面组织

### 3.3 电迁移过程中 Ni/Sn3.0Ag0.5Cu/Au/Pd/Ni-P 焊点的显微组织

图 5 为 150 °C,  $1.0 \times 10^4 \text{ A/cm}^2$  条件下, 电迁移过程中 Ni/Sn3.0Ag0.5Cu/Au/Pd/Ni-P 焊点的显微组织变化. 电子从基板端流向芯片端, 即基板端 Ni-P 层为阴极, 芯片端 Ni UBM 层为阳极. 由图 5(a) 可知, 电迁移 200 h 后焊点整体无明显失效现象, 阴极及阳极基板并没有产生明显的消耗, 钎料中也没有大块 IMC 颗粒生成. 由图 5(d) 可

知, 电迁移 600 h 后 Ni-P 层已经完全消耗, 并且电子入口处的 Cu 焊盘也发生了电迁移消耗, 钎料中出现了大块的  $(\text{Ni}_{0.77}\text{Cu}_{0.23})_3\text{Sn}_4$  颗粒. 在阴极界面处产生了一道横穿的裂缝, 裂缝的产生将会显著的改变电流的分布, 导致电流聚集效应和焦耳热效应更加明显, 焊点将加速失效. 图 5(b) 和 (e) 为阳极芯片端 Sn3.0Ag0.5Cu/Ni 界面 IMC 的形貌图. 与时效后界面 IMC 相比, 电迁移相同时间后界面 IMC 显著增厚, 因此电迁移促进了阳极界面 IMC 的生长. EPMA 分析得, 电迁移

后 Sn3.0Ag0.5Cu/Ni 界面处存在三种类型的 IMC: 1) 靠近芯片侧致密的 IMC 为  $(\text{Ni,Cu})_3\text{Sn}_4$ , 此 IMC 是由回流焊后界面  $(\text{Cu,Ni})_6\text{Sn}_5$  转变而来; 2) 靠近钎料侧疏松的 IMC 为  $(\text{Cu,Ni})_6\text{Sn}_5$ , 此 IMC 为回流焊过程中脱落的 IMC; 3) 电迁移过程中在阳极界面聚集的  $(\text{Au,Pd,Ni})\text{Sn}_4$ . 电迁移 200 h 后, 靠近芯片侧 IMC 成分为  $(\text{Ni}_{0.85}\text{Cu}_{0.15})_3\text{Sn}_4$ , 靠近钎料侧 IMC 成分为  $(\text{Cu}_{0.61}\text{Ni}_{0.39})_6\text{Sn}_5$ . 随着电迁移时间的延长界面 IMC 的成分变化并不大. 电迁移 600 h 后阳极界面 IMC 分别转变为  $(\text{Ni}_{0.82}\text{Cu}_{0.18})_3\text{Sn}_4$  和  $(\text{Cu}_{0.61}\text{Ni}_{0.39})_6\text{Sn}_5$ . 随着电迁移时间的延

长  $(\text{Au,Pd,Ni})\text{Sn}_4$  在阳极 Sn3.0Ag0.5Cu/Ni 界面的聚集现象越来越明显.

图 5(c) 和 (f) 为阴极基板端 Sn3.0Ag0.5Cu/Ni-P 界面 IMC 的形貌图. 与时效相比, 电迁移加速了电子入口处 Ni-P 层的消耗. 电迁移 200 h 后, Sn3.0Ag0.5Cu/Ni-P 界面 IMC 由  $(\text{Cu,Ni})_6\text{Sn}_5$  转变为  $(\text{Ni,Cu})_3\text{Sn}_4$ , EPMA 分析其成分为  $(\text{Ni}_{0.85}\text{Cu}_{0.15})_3\text{Sn}_4$ . 在界面  $(\text{Ni}_{0.85}\text{Cu}_{0.15})_3\text{Sn}_4$  IMC 下方生成了一层明显的多孔状的  $\text{Ni}_3\text{P}$ . Lu 等研究了  $120^\circ\text{C}$ ,  $1.0 \times 10^4 \text{ A/cm}^2$  条件下电迁移对阴极 Sn/Au/Pd/Ni-P 界面反应的影响<sup>[11]</sup>. 同样发

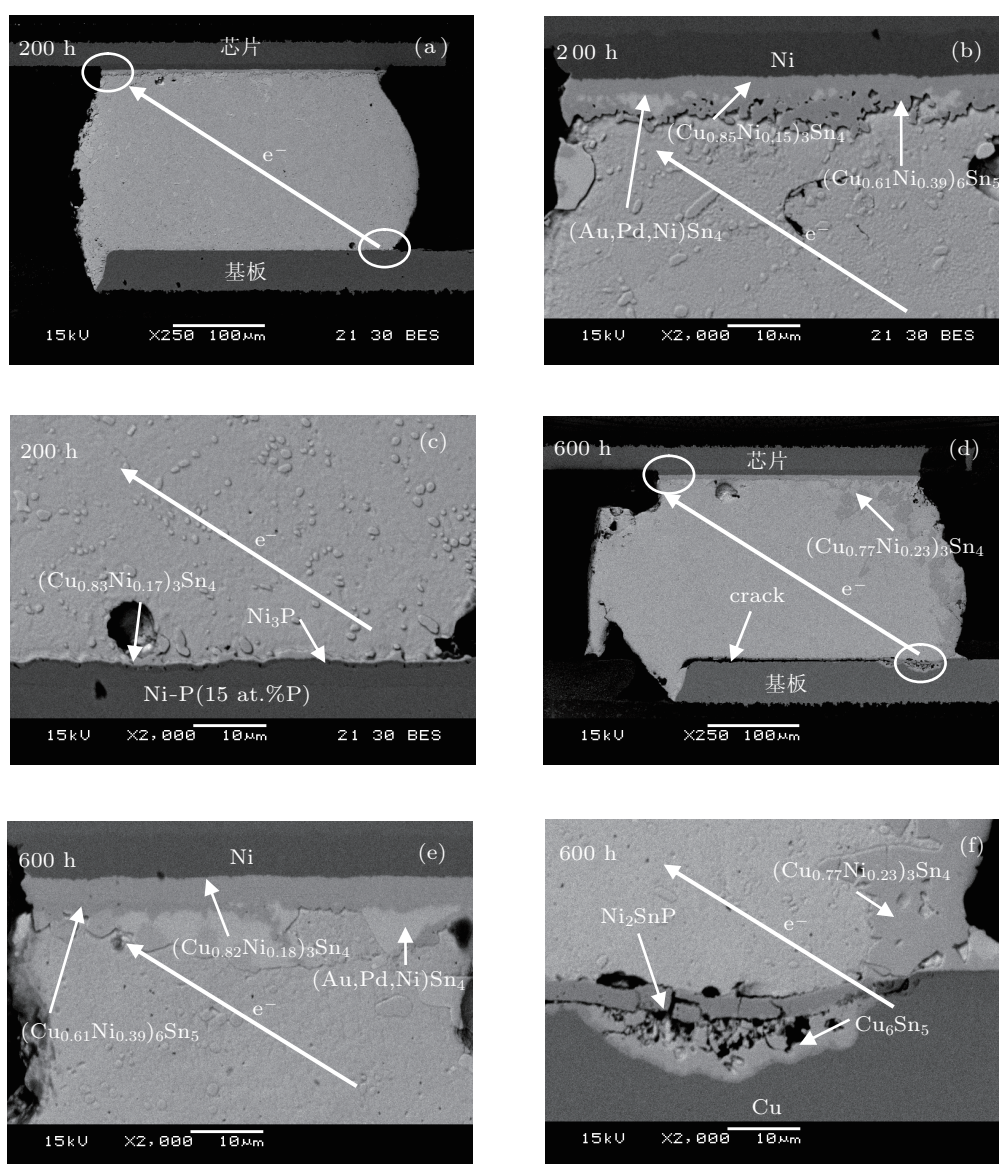


图 5 Ni/Sn3.0Ag0.5Cu/Au/Pd/Ni-P 焊点在  $150^\circ\text{C}$ ,  $1.0 \times 10^4 \text{ A/cm}^2$  条件下电迁移过程中焊点的显微组织 (电子从基板端流向芯片端) (a) 和 (d) 焊点整体形貌; (b) 和 (e) solder/Ni 界面组织; (c) 和 (f) solder/Ni-P 界面组织

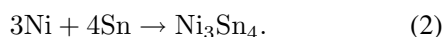
现, 电迁移促进了阴极界面  $\text{Ni}_3\text{P}$  的生成, 与本文实验结果相符合. 电迁移 600 h 后, 阴极基板的消耗更加明显, 界面处的  $\text{Ni-P}$  和  $\text{Ni}_3\text{P}$  完全转变成  $\text{Ni}_2\text{SnP}$ , 并且电子入口处的  $\text{Cu}$  基板也发生了明显的消耗, 形成一个小凹槽. 阴极界面处  $\text{Sn-Cu-Ni}$  三元 IMC 已经被完全溶解, 并在界面附近的钎料中析出大块的  $(\text{Ni}_{0.77}\text{Cu}_{0.23})_3\text{Sn}_4$  IMC. 在  $\text{Ni}_2\text{SnP}/\text{Cu}$  界面处生成了贯穿整个焊点的裂纹.

在电迁移过程中,  $\text{Ni-P}$  层中  $\text{Ni}$  原子的扩散通量由  $J_{\text{em}}^{\text{Ni}}$  (电迁移引起的扩散通量) 和  $J_{\text{chem}}^{\text{Ni}}$  (化学势引起的扩散通量) 组成. 当  $\text{Ni-P}$  为阴极时,  $J_{\text{em}}^{\text{Ni}}$  和  $J_{\text{chem}}^{\text{Ni}}$  方向相同, 因此  $\text{Ni-P}$  层中的  $\text{Ni}$  原子向  $\text{Sn3.0Ag0.5Cu}/\text{Ni-P}$  界面的扩散得到了加强, 如下式所示:



$\text{Ni-P}$  层释放出  $\text{Ni}$  原子, 并发生结晶现象生成多孔状的  $\text{Ni}_3\text{P}$  层.

释放出的  $\text{Ni}$  原子扩散到  $\text{Sn3.0Ag0.5Cu}/\text{Ni-P}$  界面处, 与钎料中的  $\text{Sn}$  原子发生如下式所示的界面反应, 生成  $\text{Ni}_3\text{Sn}_4$ :



当  $\text{Ni}_3\text{P}$  层生成后,  $\text{Ni}_3\text{P}$  就会与扩散到  $\text{Ni}_3\text{Sn}_4/\text{Ni}_3\text{P}$  界面的  $\text{Sn}$  原子发生如下式所示的界面反应, 生成  $\text{Ni}_2\text{SnP}$ :



当  $\text{Ni}_2\text{SnP}$  生成以后, 由于  $\text{Ni}_3\text{Sn}_4$  与  $\text{Ni}_2\text{SnP}$  之间的结合力较差, 因此在电子风力的作用下, 阴极界面  $\text{Ni}_3\text{Sn}_4$  层容易发生脱落溶解. 随着电迁移时间的延长  $\text{Ni-P}$  和  $\text{Ni}_3\text{P}$  最终完全转变为  $\text{Ni}_2\text{SnP}$ .

图 6 为  $150^\circ\text{C}$ ,  $1.0 \times 10^4 \text{ A}/\text{cm}^2$  条件下, 电迁移过程中  $\text{Ni}/\text{Sn3.0Ag0.5Cu}/\text{Au}/\text{Pd}/\text{Ni-P}$  焊点的显微组织. 电子从芯片端流向基板端, 即芯片端  $\text{Ni UBM}$  层为阴极, 基板端  $\text{Ni-P}$  层为阳极. 由 6(a) 可知, 电迁移 200 h 后, 芯片端电子入口处的  $\text{Ni UBM}$  层出现了明显的消耗, 然而在芯片端远离电子入口处  $\text{Ni UBM}$  层并没有发生明显消耗. 由此可知电流拥挤效应加速了电子入口处  $\text{Ni UBM}$  层的消耗. 虽然  $\text{Ni UBM}$  层发生了明显消耗, 但钎料中只有少量块状  $(\text{Ni,Cu})_3\text{Sn}_4$  IMC 生成. 由 6(d) 可知, 电迁移 600 h 后, 阴极芯片端的  $\text{Ni UBM}$  层几乎完全被消耗, 并且芯片端的  $\text{Cu}$  焊盘也明显地发生了电迁移消耗, 入口处的  $\text{Cu}$  焊盘消耗最为严

重. 在钎料中有更多的块状 IMC 颗粒析出, EPMA 分析为  $(\text{Cu}_{0.62}\text{Ni}_{0.38})_6\text{Sn}_5$ . 由此可见, 经过 600 h 后, 芯片端  $\text{Ni UBM}$  层下的  $\text{Cu}$  焊盘溶解到钎料中并在钎料中与  $\text{Sn}$  发生反应, 使钎料中的 IMC 由  $(\text{Ni,Cu})_3\text{Sn}_4$  转变为  $(\text{Cu,Ni})_6\text{Sn}_5$ . 图 6(b) 和 (e) 为阴极芯片端  $\text{Sn3.0Ag0.5Cu}/\text{Ni}$  界面 IMC 的形貌图. 电迁移 200 h 后, 阴极界面变的凹凸不平, 界面 IMC 厚度明显小于时效过程中界面 IMC 的厚度, 可推知电迁移抑制了阴极界面 IMC 的生长. EPMA 分析得界面 IMC 的成分为  $(\text{Ni}_{0.82}\text{Cu}_{0.18})_3\text{Sn}_4$ , 由此可知, 200 h 电迁移后, 阴极界面 IMC 已经由  $(\text{Cu,Ni})_6\text{Sn}_5$  转变为  $(\text{Ni,Cu})_3\text{Sn}_4$ . 在靠近阴极界面的钎料中生成了块状的 IMC 颗粒其成分为  $(\text{Ni}_{0.80}\text{Cu}_{0.20})_3\text{Sn}_4$ , 这是由于电迁移促进了  $\text{Ni}$  原子向钎料扩散, 但是  $\text{Ni}$  在固态  $\text{Sn}$  中的固溶度很低 (最大固溶度为 0.005 at.%) 并且  $\text{Ni}$  在固态  $\text{Sn}$  中的扩散速率很小 ( $160^\circ\text{C}$  为  $5.4 \times 10^{-9} \text{ cm}^2/\text{s}$ <sup>[12]</sup>), 因此  $\text{Ni}$  原子容易在钎料中以 IMC 颗粒的形式析出. 电迁移 600 h 后阴极端的  $\text{Cu}$  焊盘发生严重的溶解, 在阴极界面处形成了一个很大的凹槽. 随着  $\text{Cu}$  原子不断向阳极扩散, 在背应力的作用下  $\text{Sn}$  原子不断的回填并在阴极界面处生成  $\text{Cu}_6\text{Sn}_5$  和  $\text{Cu}_3\text{Sn}$ , 同时由于扩散的不平衡在界面处生成裂纹. Lin 等人研究了电迁移过程中焊点的失效模式<sup>[13]</sup>, 同样发现当阴极的  $\text{Cu}$  基板溶解到钎料中后, 钎料也会发生回填现象. 图 6(c) 和 (f) 为阳极基板端  $\text{Sn3.0Ag0.5Cu}/\text{Ni-P}$  界面 IMC 的形貌图. 电迁移 200 h 后在阳极端界面就出现了  $(\text{Au,Pd,Ni})\text{Sn}_4$  的聚集现象, 在阳极  $\text{Ni-P}$  界面处生成了层状的  $\text{Cu-Sn-Ni}$  三元 IMC, 并没有出现脱落现象. EPMA 分析得该界面  $\text{Cu-Sn-Ni}$  三元 IMC 为  $(\text{Cu}_{0.63}\text{Ni}_{0.37})_6\text{Sn}_5$ , 并没有发生 IMC 类型的转变. 随着电迁移时间的延长界面 IMC 厚度逐渐增加. 电迁移 600 h 后  $(\text{Au,Pd,Ni})\text{Sn}_4$  在阳极的聚集现象更加明显, EPMA 分析得阳极界面 IMC 为  $(\text{Cu}_{0.64}\text{Ni}_{0.36})_6\text{Sn}_5$ . 对比图 5 和图 6 可知, 当  $\text{Ni-P}$  为阳极时  $\text{Ni-P}$  层的消耗得到抑制, 即使电迁移 600 h 阳极  $\text{Ni-P}$  也没有出现明显的消耗.

在电迁移过程中  $(\text{Au,Pd,Ni})\text{Sn}_4$  的聚集具有方向性, 即在电流的作用下, 阳极界面处发生  $(\text{Au,Pd,Ni})\text{Sn}_4$  聚集. 在电迁移过程中, 回流焊后形成的细小  $(\text{Au,Pd,Ni})\text{Sn}_4$  发生分解释放出  $\text{Au}$  和  $\text{Pd}$  原子,  $\text{Au}$  和  $\text{Pd}$  原子会在电流的作用下向阳极运动, 当  $\text{Au}$ ,  $\text{Pd}$  原子到达阳极界面后会和阳极附近的  $\text{Sn}$ ,  $\text{Ni}$  原子发生反应析出  $(\text{Au,Pd,Ni})\text{Sn}_4$ .  $\text{Ni}$

和 Cu 原子在 Sn 中的有效电荷数分别为  $-3.5$  和  $-8$ <sup>[14]</sup>, 所以在电子的作用下基板中的 Ni 原子和 Cu 原子会向阳极运动, 当 Ni 和 Cu 在电流

的作用下运动到阳极界面时也会与 Sn 发生反应生成 Cu-Sn-Ni 三元 IMC, 因此在阳极界面处出现了  $(\text{Au,Pd,Ni})\text{Sn}_4$  与 Cu-Sn-Ni 三元 IMC 共存状态.

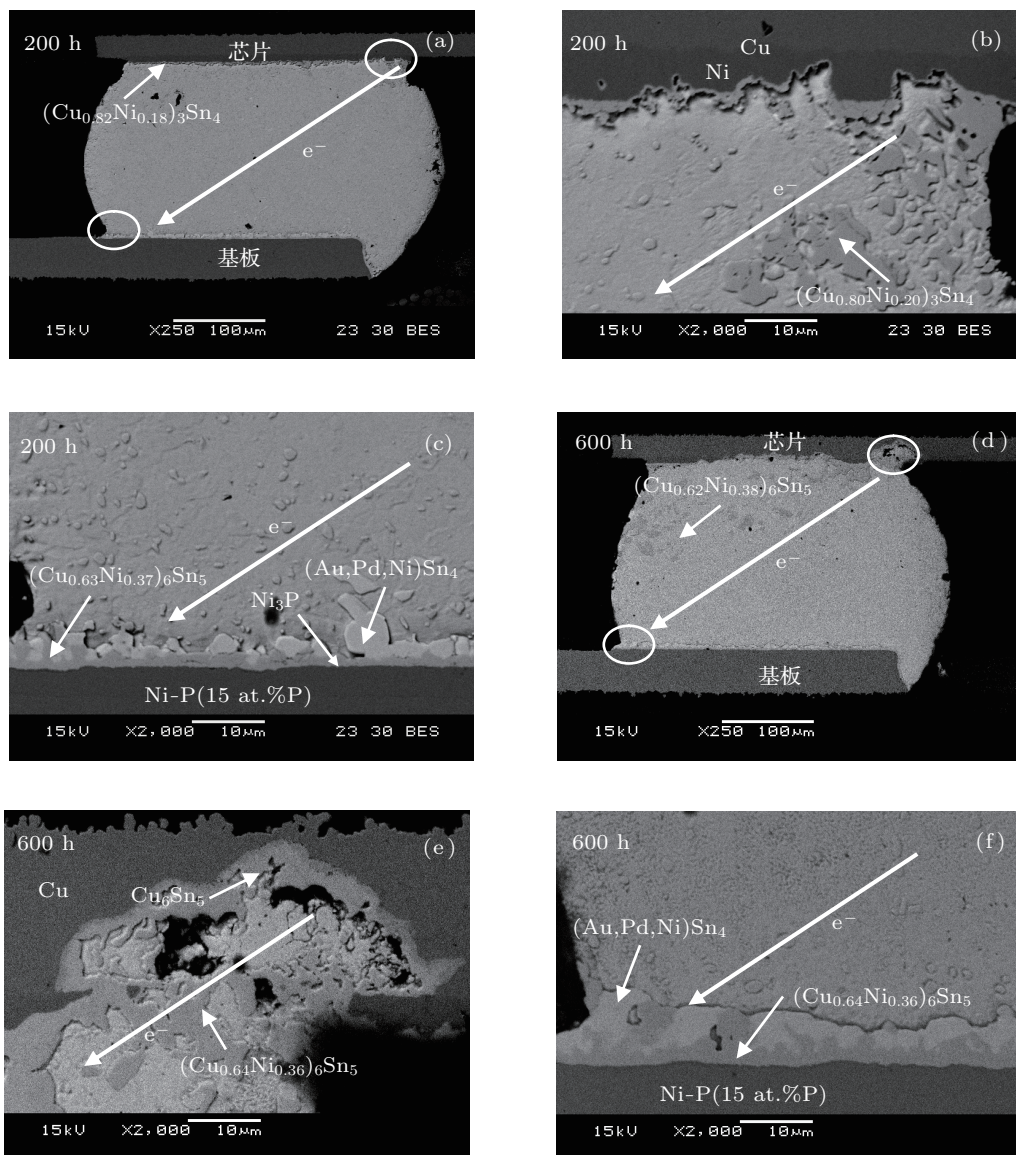


图 6 Ni/Sn3.0Ag0.5Cu/Au/Pd/Ni-P 焊点在  $150\text{ }^{\circ}\text{C}$ ,  $1.0 \times 10^4\text{ A/cm}^2$  条件下电迁移过程中焊点的显微组织 (电子从芯片端流向基板端) (a) 和 (d) 焊点整体形貌; (b) 和 (e) solder/Ni 界面组织; (c) 和 (f) solder/Ni-P 界面组织

## 4 结论

1. 回流焊后在芯片端和基板端的界面上都生成了  $(\text{Cu,Ni})_6\text{Sn}_5$  化合物, 并且在芯片端界面附近观察到  $(\text{Cu,Ni})_6\text{Sn}_5$  IMC 大规模的脱落现象.  $150\text{ }^{\circ}\text{C}$  时效过程中, 界面 IMC 随时效时间的延长而不断增厚, 两侧界面 IMC 类型均发生从  $(\text{Cu,Ni})_6\text{Sn}_5$  向  $(\text{Ni,Cu})_3\text{Sn}_4$  的转变. 芯片侧界面 IMC 的转变速率要比基板侧转变速率快.

2. 电迁移过程中, 电子的流动方向对 Ni-P 层的

消耗起着至关重要的作用. 当电子从基板端 Ni-P 层流向芯片端 Ni UBM 时, 电迁移促进了基板侧 Ni-P 层的消耗和芯片 Ni UBM 侧界面 IMC 的生长, 经过 600 h 电迁移后 Ni-P 层已经全部转变为  $\text{Ni}_2\text{SnP}$ . 当 Ni-P 层全部消耗后, Ni-P 层下方的 Cu 焊盘开始消耗并在电子入口处形成凹槽. 阴极界面处由于  $\text{Ni}_2\text{SnP}$  层的存在使界面 Cu-Sn-Ni 三元 IMC 发生脱落现象, 而且由于  $\text{Ni}_2\text{SnP}$  层与 Cu 焊盘的结合力较差, 在  $\text{Ni}_2\text{SnP/Cu}$  界面处会形成裂纹.

3. 当电子从芯片端 Ni UBM 流向基板端 Ni-P

层时, 电迁移促进了芯片侧 Ni UBM 层的消耗和基板侧界面 IMC 的生长. 在电迁移过程中基板侧的 Ni-P 层并没有发生明显的消耗, 阳极界面处也没有  $\text{Ni}_2\text{SnP}$  层生成. 阴极芯片端的 Ni UBM 层在电迁移过程中不断被消耗, 在  $150\text{ }^\circ\text{C}$  下电迁移 600 h 后, 电子入口处的 Ni UBM 层已经完全消耗, 并

且 Ni UBM 层下方的 Cu 焊盘也发生大量消耗.

4. 电迁移过程中无论电子的运动方向如何, 回流焊后钎料中生成的  $(\text{Au},\text{Pd},\text{Ni})\text{Sn}_4$  颗粒都会发生再分布, 并且在电子风的作用下向阳极运动, 趋于在阳极界面处析出  $(\text{Au},\text{Pd},\text{Ni})\text{Sn}_4$ .

- 
- [1] Lu Y D, He X Q, En Y F, Wang X, Zhuang Z Q 2009 *Acta Phys. Sin.* **58** 1942 (in Chinese) [陆裕东, 何小琦, 恩云飞, 王歆, 庄志强 2009 物理学报 **58** 1942]
- [2] Liang Y C, Tsao W A, Chen C, Yao D J, Huang A T 2012 *J. Appl. Phys.* **111** 043705
- [3] Chiu Y T, Lin K L, Lai Y S 2012 *J. Appl. Phys.* **111** 043517
- [4] Chen L D, Huang M L, Zhou S M, Ye S, Ye Y M, Wang J F, Cao X 2011 *Proceeding of the International Electronic Packaging Technology & High Density Packaging*, Shanghai, August 8–11, p316
- [5] Lin Y L, Lai Y S, Tsai C M, Kao C R 2006 *J. Electron. Mater.* **35** 2147
- [6] Gu X, Chan Y C 2009 *J. Appl. Phys.* **105** 093537
- [7] Liang S W, Chen C, Han J K, Xu L H, Tu K N 2010 *J. Appl. Phys.* **107** 093715
- [8] Lu Y D, He X Q, En Y F, Wang X, Zhuang Z Q 2010. *Acta Phys. Sin.* **59** 3438 (in Chinese) [陆裕东, 何小琦, 恩云飞, 王歆, 庄志强 2010 物理学报 **59** 3438]
- [9] Peng S P, Wu W H, Ho C E, Huang Y M 2010 *J. Alloys Compd.* **493** 431
- [10] Yoon J W, Moon W C, Jung S B 2006 *Microelectron. Eng.* **83** 2329
- [11] Lu C T, Tseng H W, Chang C H, Huang T S, Liu C Y 2010 *Appl. Phys. Lett.* **96** 232103
- [12] Dyson B F, Anthony T R, Tumbull D 1967 *J. Appl. Phys.* **38** 3408
- [13] Lin Y H, Tsai C M, Hu Y C, Lin Y L, Kao C R 2005 *J. Electron. Mater.* **34** 27
- [14] Ho P S, Kwok T 1989 *Rep. Prog. Phys.* **52** 301



# Effect of electromigration on interfacial reaction in Ni/Sn3.0Ag0.5Cu/Au/Pd/Ni-P flip chip solder joints\*

Huang Ming-Liang<sup>†</sup> Chen Lei-Da Zhou Shao-Ming Zhao Ning

(School of Materials Science and Engineering, Key Laboratory of Liaoning Advanced Welding and Joining Technology, Dalian University of Technology, Dalian 116024, China)

(Received 31 March 2012; revised manuscript received 25 June 2012)

## Abstract

The effect of electromigration (EM) on the interfacial reaction in the Ni/Sn3.0Ag0.5Cu/Au/Pd/Ni-P flip chip solder joint is investigated under a current density of  $1.0 \times 10^4$  A/cm<sup>2</sup> at 150°C. The (Cu,Ni)<sub>6</sub>Sn<sub>5</sub> intermetallic compounds (IMCs) form at both solder/Ni and solder/Ni-P interfaces in the as-reflowed state. During aging at 150°C, the (Cu,Ni)<sub>6</sub>Sn<sub>5</sub> interfacial IMCs grow thicker and transform into (Ni,Cu)<sub>3</sub>Sn<sub>4</sub> type after 200 h at solder/Ni interface and 600 h at solder/Ni-P interface, respectively. During EM, the current direction plays an important role in Ni-P layer consumption. When electrons flow from Ni-P to Ni, EM enhances the consumption of Ni-P, i.e., the Ni-P is completely consumed and transforms into Ni<sub>2</sub>SnP after EM for 600 h. There is no Cu-Sn-Ni ternary IMC at the solder/Ni-P interface (cathode). Crack forms at the Ni<sub>2</sub>SnP/Cu interface due to the weak bonding force between Ni<sub>2</sub>SnP and Cu. When electrons flow from Ni to Ni-P, no obvious consumption of Ni-P is observed during EM; the current crowding effect induces a rapid and localized dissolution of Ni UBM and Cu pad at the chip side (cathode). The dissolved Ni and Cu atoms are driven along the flowing direction of electrons and form a large number of IMC particles in the solder matrix. During EM, the (Au,Pd,Ni)Sn<sub>4</sub> phase prefers to be redistributed only at the anode interface, regardless of the direction of electron flow.

**Keywords:** electromigration, lead-free solder, Ni/Sn3.0Ag0.5Cu/Au/Pd/Ni-P solder joint, interfacial reaction

**PACS:** 81.05.Bx, 81.20.Vj, 81.05.Hd

\* Project supported by the National Natural Science Foundation of China (Grant Nos. U0734006, 51171036), and the Fundamental Research Funds for the Central Universities (Grant No. DUT11RC(3)56).

<sup>†</sup> E-mail: huang@dlut.edu.cn