

典型 Sn 基焊料凸点互连结构电迁移异同性

余 春 李培麟 刘俊龔 陆 皓[†] 陈俊梅

(上海交通大学材料科学与工程学院, 上海 200030)

摘要: 研究了 Sn_{37}Pb , $\text{Sn}_{3.0}\text{Ag}_{0.5}\text{Cu}$ 和 $\text{Sn}_{0.7}\text{Cu}$ 三种焊料 BGA 焊点在电迁移作用下界面的微观组织结构. 在 60°C , $1 \times 10^3 \text{ A/cm}^2$ 电流密度条件下通电 187h 后, Sn_{37}Pb 焊点阴极界面已经出现了空洞, 同时在阳极有 Pb 的富集带; $\text{Sn}_{3.0}\text{Ag}_{0.5}\text{Cu}$ 焊点的阴极界面 Cu 基体大量溶解, 阳极金属间化合物层明显比阴极厚; 对于 $\text{Sn}_{0.7}\text{Cu}$ 焊料, 仅发现阳极金属间化合物层厚度比阴极厚, 阴极 Cu 基体的溶解不如 SnAgCu 明显, 电迁移破坏明显滞后.

关键词: Sn_{37}Pb ; $\text{Sn}_{3.0}\text{Ag}_{0.5}\text{Cu}$; $\text{Sn}_{0.7}\text{Cu}$; 电迁移; 微观组织

PACC: 6630Q; 6800; 6610C

中图分类号: TN3

文献标识码: A

文章编号: 0253-4177(2007)04-0619-06

1 引言

电子产品的微型化及高性能化驱使集成电路尺寸持续减小, 相应地, 作为连接和导电桥梁的焊料凸点的尺寸也急剧减小. 凸点尺寸的减小带来了一系列可靠性问题, 其中以电迁移最为突出^[1,2]. 电迁移是指在大电流密度条件下, 导体中的金属原子或离子沿电子流方向发生扩散的一种现象. 电迁移使得阴极因原子的迁出而产生空洞, 严重时会导致互连结构断路; 在阳极, 因为原子的迁入而形成“小丘”, 引起短路^[3]. 这两种失效形式都足以引发微互连结构不可逆转的破坏. 因此, 电迁移失效问题得到了国内外学术界及工业界广泛的关注.

过去的 10 年里, 国外学者对 SnPb 焊料的电迁移失效行为作了大量研究. 近几年, 由于对环境问题越来越重视, Pb 这类对人体和环境有害的元素将禁止用于电子产品. 因此, 大量的无 Pb 焊料被开发出来, 其中, SnAgCu, SnCu 合金被认为是最具前景的 SnPb 替代品. 学者们对 SnAgCu, SnCu 焊料的电迁移研究也逐渐展开. Lee 等人^[4]发现, 在 120°C 和 1.5A 电流载荷条件下, 共晶 SnPb 焊料中的原子流速度比 $\text{SnAg}_{3.8}\text{Cu}_{0.7}$ 中的快, 表明后者具有较好的电迁移抗性. 因此, 越来越多的人认为 SnCu, SnAgCu 焊料能延长凸点互连结构的电迁移寿命^[5]. 应该注意到, 对比实验只是针对少量的钎料体系, 而且大部分实验都是在不同条件下进行的. 因此, 为了得到无 Pb 焊料的电迁移特性, 需要在相同条件下, 进行更多的对比实验, 以提供有效数据.

在本研究中, 设计了 Cu/焊料/Cu 三明治互连

结构, 目前比较常见的焊料选用 Sn_{37}Pb , $\text{Sn}_{0.7}\text{Cu}$ 和 $\text{Sn}_{3.0}\text{Ag}_{0.5}\text{Cu}$ 二元或三元共晶合金, 对以上凸点互连结构进行了电迁移实验. 考虑到文献中对凸点电迁移发生的电流密度阈值值说法不一^[6~8], 本文的电流密度取它们的平均值. 通过观察焊料/Cu 界面的微观组织形貌、Cu 基体的溶解情况, 结合相关文献的判断方法, 可以初步断定以上 3 种互连结构中是否有电迁移发生, 同时根据电迁移发生的程度, 可以推断三种焊料电迁移失效的先后顺序.

2 实验

实验采用市售的 Sn_{37}Pb , $\text{Sn}_{0.7}\text{Cu}$ 和 $\text{Sn}_{3.0}\text{Ag}_{0.5}\text{Cu}$ 合金焊球, 为方便实验, 直径选择 $760\mu\text{m}$. 假芯片及基板都采用 0.8mm 的 FR-4 制备, 在两者上布线及焊盘. Cu 焊盘直径分别为 600 和 $700\mu\text{m}$, Cu 引线的宽度为 $300\mu\text{m}$, 焊盘及引线的厚度皆为 $20\mu\text{m}$.

首先, 通过一次回流在芯片上植球, 紧接着第二次回流, 将假芯片与基板互连. 对于 Sn_{37}Pb 焊料, 两次回流温度都设为 225°C , 熔化时间为 60s; $\text{Sn}_{0.7}\text{Cu}$ 和 $\text{Sn}_{3.0}\text{Ag}_{0.5}\text{Cu}$ 焊料的回流温度为 255°C , 熔化时间也为 60s. 加工好的试样横截面如图 1 所示. 各试样测试为通路后, 进行电迁移实验. Sn_{37}Pb 焊料凸点互连结构的电流加载方向从左至右, 相应的电子流方向从右至左; 而 $\text{Sn}_{0.7}\text{Cu}$ 和 $\text{Sn}_{3.0}\text{Ag}_{0.5}\text{Cu}$ 凸点互连结构是以串联形式组装的, 因此在电迁移实验中仍然采用串联结构加载, 电流方向从右至左, 电子流方向如图 1 所示. 所有的试样都经历相同的实验条件, 即电流密度为 $1 \times 10^3 \text{ A/cm}^2$, 通电时间为 187h, 环境温度为 60°C . 应注意, 以上提到的电流密

[†] 通信作者. Email: luhao@sju.edu.cn

2006-10-09 收到, 2006-12-07 定稿

度是指焊点中的平均电流密度,由电流除以芯片侧焊料/焊盘界面的直径得到.

经电迁移实验后,将试样切割,得到横截面,冷镶嵌后,采用细砂纸打磨,并用 $0.05\mu\text{m}$ 的 Al_2O_3 悬浮液抛光.得到的样品不需腐蚀,直接对图 1 所示的 2,4 和 6 号试样进行金相及微观组织形貌分析.微观组织形貌采用 SEM 二次电子像进行分析,能谱分析采用 EDX.

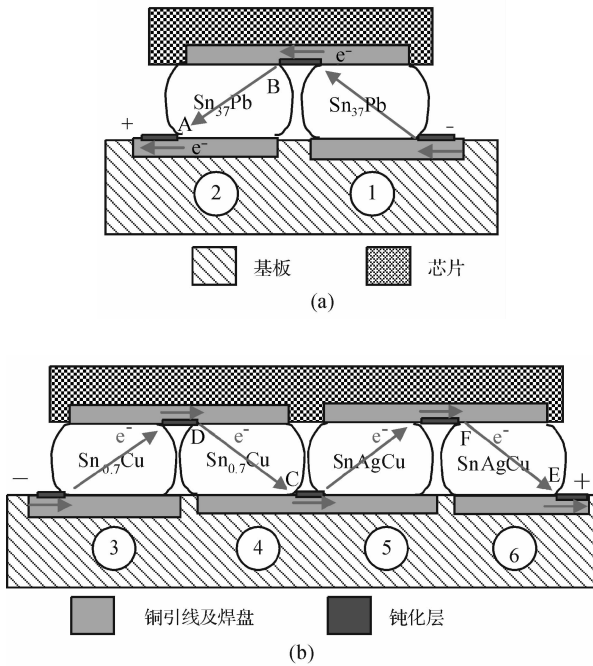


图 1 试样装配横截面示意图

Fig.1 Sketch of specimen equipment

3 结果与讨论

3.1 结果分析

图 2(a) 和 (b) 分别对应 2 号试样电子流出口 (见图 1A 点) 和电子流入口 (见图 1B 点) 处反应界面微观组织形貌的二次电子像. 在阳极电子流出口处, 如图 2(a) 所示, SnPb/Cu 界面出现了 Cu_3Sn 和 Cu_6Sn_5 金属间化合物层, 平均厚度分别为 2.08 和 $3.57\mu\text{m}$. 在焊料与 Cu_6Sn_5 金属间化合物层间形成了白色带状层, 能谱分析表明该层为富 Pb 层. 同样, 如图 2(b) 阴极电子流入口处的微观形貌图所示, 在焊料与 Cu 界面也形成了 Cu_3Sn 和 Cu_6Sn_5 金属间化合物层, 但该化合物层的厚度比阳极的略有减小, 分别约为 1.15 和 $2.89\mu\text{m}$. 同时发现, 在 Cu_6Sn_5 金属间化合物层与焊料界面出现了空洞. 根据以上现象可以断定, 在该条件下, 电迁移破坏已经

开始. Everett 等人^[3]认为空洞形成于阴极电流塞积区域附近, 当空洞形核后, 会迅速聚集并长大, 同时快速地向整个界面扩展, 短时间内即可造成接头开路失效. 吴懿平等人^[9]将电迁移过程分为 3 个阶段: 微空洞的孕育与形成; 空洞的扩展与聚集; 快速失效阶段. 因此, 根据图 2 的实验结果可推断, 在环境温度为 60°C , 电流密度为 $1 \times 10^3 \text{ A}/\text{cm}^2$, 通电时间为 187h 的条件下, Sn_{37}Pb 焊料中的电迁移已处于微空洞的形成阶段. 同时, 大块的 Sn 出现在阴极 $\text{Cu}_6\text{Sn}_5/\text{焊料}$ 界面, 由于 Cu 和 Sn 极易发生反应, Sn 向 Cu 基体中的扩散会造成 Cu 基体的大量溶解.

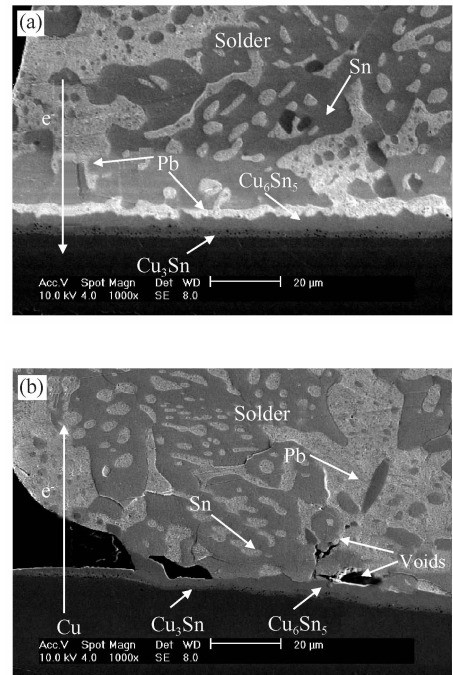


图 2 电迁移条件下 SnPb 焊料/ Cu 界面微观组织形貌 (a) 2 号试样的电子流出口; (b) 2 号试样的电子流入口

Fig.2 Micrographs of cross sections through the SnPb solder bump/ Cu interface of the sample 2 under EM (a) and (b) correspond to the exit corner and entrance corner of electrons, respectively.

图 3 是 4 号样品电子流出口 (见图 1C 点) 和电子流入口 (见图 1D 点) 处反应界面的二次电子像, 焊料为 $\text{Sn}_{0.7}\text{Cu}$. 在电子流出口, 如图 3(a) 所示, 出现了大块扇贝状 Cu_6Sn_5 金属间化合物, 平均厚度约 $6.95\mu\text{m}$. 同时, 在 Cu_6Sn_5 化合物层与 Cu 基体间也形成了 Cu_3Sn 金属间化合物层, 厚度约为 $1.54\mu\text{m}$. 而在阴极, 如图 3(b) 所示, Cu_3Sn 化合物层的厚度约为 $1.01\mu\text{m}$. 界面上的 Cu_6Sn_5 金属间化合物主要以长针状形式出现, 厚度各处不一, 但目测总量比阳极少. 长针状 Cu_6Sn_5 向焊料中长大, 部分已经发生断裂, 并逐渐溶解. 由于阴极界面经历了两次回流,

金属间化合物层厚度理应大于阳极,至少不会出现如此大的差异.对阳极远离电子流出口处的反应界面进行分析发现,化合物层的厚度也明显小于该区域.因此,可以断定,电迁移作用加速了阳极电子流出口处化合物层的生长.在阴极电子流入口处,一方面,电迁移加速 Cu 基体原子向焊料中扩散,并与焊料中的 Sn 结合为 Cu_6Sn_5 化合物;另一方面,电流产生的高速定向运动的电子与化合物中的 Cu, Sn 离子发生碰撞,促使 Cu_6Sn_5 化合物向焊料中溶解^[10].因此阴极化合物层的生长受到抑制.同时由于 Cu, Sn 离子在碰撞过程中获得了较大的冲量,将沿电子流方向向阳极迁移.阳极电子流出口充当着迁移粒子汇集区的作用,大量的 Cu 和 Sn 离子富集在这里,反应并形成新的 Cu_6Sn_5 金属间化合物,从而增加了阳极化合物层的厚度.这也是其他两种焊料凸点互连结构阴极、阳极两个界面化合物层不等厚的原因.从以上分析表明,正是因为电迁移作用,引起阴极和阳极两个界面化合物层的厚度不一致.因此,可以断定,在本次实验条件下, $Sn_{0.7}Cu$ 焊料凸点中已经开始发生电迁移.从实验结果观察到,阴极电子流入口处 Cu 基体的溶解不明显.

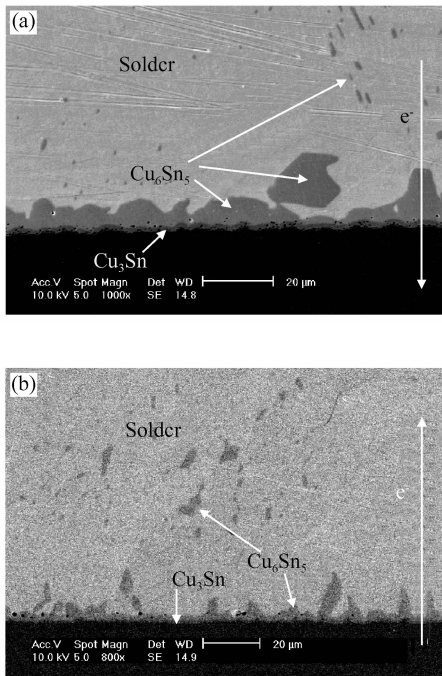


图 3 电迁移条件下 $Sn_{0.7}Cu$ 焊料/Cu 界面微观组织形貌 (a)4 号试样的电子流出口;(b)4 号试样的电子流入口
Fig. 3 Micrographs of cross sections through the $Sn_{0.7}Cu$ solder bump/Cu interface of the sample 4 under EM (a) and (b) correspond to the exit corner and entrance corner of electrons, respectively.

图 4(a) 和 (b) 分别表示 6 号试样 ($Sn_{3.0}Ag_{0.5}-Cu$) 电子流出口和电子流入口处反应界面的微观组

织形貌.在电子流出口处(图 1E 点),扇贝状 Cu_6Sn_5 金属间化合物层厚度约 $4.02\mu m$, Cu_3Sn 化合物层厚度约 $1.39\mu m$.而在阴极(图 1F 点),对应的两个金属间化合物层厚度明显减小,分别约为 2.92 和 $1.13\mu m$.可以看到,在阴极,如图 4(b) 所示, Cu 基体大量地溶解到焊料中,并且越靠近电子流入口,溶解的 Cu 越多. Cu 的溶解是基体 Cu 原子沿电子流方向焊料中扩散的过程,也是无铅焊料凸点互连结构电迁移的一个显著特征, Cu 溶解的越多,说明电迁移引起的破坏越严重.因此认为, $Sn_{3.0}Ag_{0.5}Cu$ 焊料凸点互连结构的电迁移现象比 $Sn_{0.7}Cu$ 明显. Tu 等人^[11]认为,共晶焊料中,原子的电迁移以晶格扩散为主.因此, Ag 以及 Ag_3Sn 化合物在晶界处的钉扎作用对 Sn 和 Cu 原子电迁移的影响程度较小.同时,由于 Ag 不参与界面反应,因此, $Cu/Sn_{3.0}Ag_{0.5}-Cu/Cu$ 三明治结构的电迁移原理与 $Cu/Sn_{0.7}Cu/Cu$ 的类似. Wei 等人^[12]也发现 $Sn_{0.7}Cu$ 焊料的电迁移速度比 Sn_3Cu 快,据认为是因为 Cu 的浓度梯度影响了电迁移速度所致.忽略其他影响因素, Cu 的一维扩散通量 J 由两部分构成,如下式

$$J = J_{chem} + J_{em} = -D \frac{\partial C}{\partial x} + C \frac{D}{kT} Z^* e \rho j \quad (1)$$

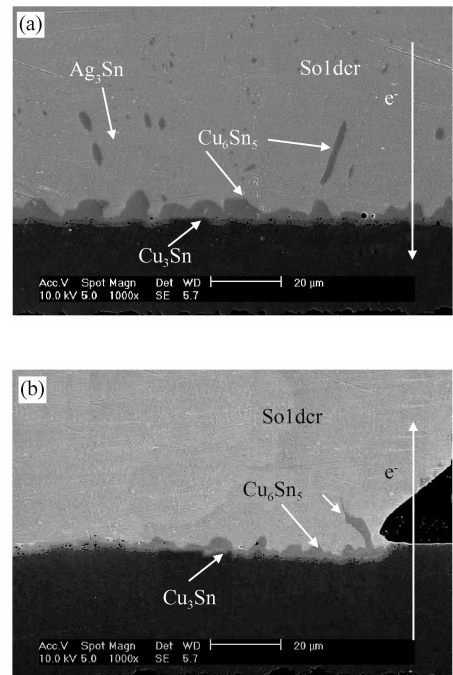


图 4 电迁移条件下 $Sn_{3.0}Ag_{0.5}Cu$ 焊料/Cu 界面微观组织形貌 (a)6 号试样的电子流出口;(b)6 号试样的电子流入口
Fig. 4 Micrographs of cross sections through the $Sn_{3.0}Ag_{0.5}Cu$ solder bump/Cu interface of the sample 6 under EM (a) and (b) correspond to the exit corner and entrance corner of electrons, respectively.

式中 J_{chem} 和 J_{em} 分别表示化学势和电迁移对扩散通量的贡献; x 表示导体长度; C 是原子浓度; D 是扩散率; k 是波尔兹曼常数; T 是绝对温度; Z^* 是有效电荷数; e 是电子电荷; ρ 是电阻率; j 是电流密度.

在阴极, Cu 基体向焊料中扩散的方向与电迁移方向相同, 因此化学势对电迁移的贡献为正. 焊料中的 Cu 含量越高, 则 Cu/焊料界面的浓度梯度越小, (1)式中化学势的贡献就随之减小, 即 Cu 基体中的 Cu 原子向焊料中的扩散量减小, Cu 基体的溶解量随之减少. 因此, $\text{Sn}_{3.0}\text{Ag}_{0.5}\text{Cu}$ 焊料凸点互连结构阴极反应界面 Cu 的溶解量大于 Cu/ $\text{Sn}_{0.7}\text{Cu}$ 界面. 而且, $\text{Sn}_{0.7}\text{Cu}$ 焊料的熔点 (227°C) 高于 $\text{Sn}_{3.0}\text{Ag}_{0.5}\text{Cu}$ 的熔点 (217°C), 这也为前者比后者电迁移抗性稍好提供了依据.

3.2 讨论

目前, 学术界普遍认为焊料凸点发生电迁移的临界条件是温度大于 100°C , 电流密度大于 $1 \times 10^4 \text{ A/cm}^2$ ^[6,7]. 但在本研究中, 当温度为 60°C , 平均电流密度为 $1 \times 10^3 \text{ A/cm}^2$ 时, 三种成分的焊料凸点中都出现了不同程度的电迁移迹象. 特别是 Sn_{37}Pb 共晶焊点, 在阴极, 由于原子的迁出, 已经出现了微空洞, 微空洞在随后的电迁移过程中聚集、扩展, 空洞扩展阶段到接头完全失效所需时间比空洞的孕育期要短的多^[3]. 同时, 阴极的 Cu 基体大量溶解, 而在阳极出现了 Pb 的聚集. 这些都是电迁移的迹象. 在 $\text{Sn}_{3.0}\text{Ag}_{0.5}\text{Cu}$ 焊点中, 仅发现阴极电子流入口处出现 Cu 基体的大量溶解, 没有发现明显的由电迁移引起的空洞; 同时在阳极, 金属间化合物变得粗大, 厚度大于阴极的化合物层. 这也说明在 $\text{Sn}_{3.0}\text{Ag}_{0.5}\text{Cu}$ 焊点中已经开始了电迁移. 而在 $\text{Sn}_{0.7}\text{Cu}$ 焊料凸点互连结构中, 仅发现阳极金属间化合物层厚度大于阴极化合物层这种现象. 这也说明电迁移已经开始, 但程度远不及 Sn_{37}Pb 凸点结构. Wu 等人^[8]发现, 在室温, 电流密度为 10^2 A/cm^2 数量级时, 仍然可以在 Sn_{37}Pb 倒装焊点中发现有电迁移的痕迹. 甚至当电流密度为 $6 \times 10^2 \text{ A/cm}^2$ 时, 焊盘的局部完全熔化仅需数秒. 以上实验现象及相关文献都说明, 在平均电流密度低于电迁移阈值时, 电迁移现象也是可以产生的.

对凸点互连结构进行有限元模拟的结果表明, 焊料凸点中的电流密度分布是不均匀的, 最大电流密度集中在电子流入口处, 此处的电流塞积现象尤为严重. 常用电流塞积因子 f 来表示电流塞积程度^[13], $f = j_{\text{max}}/\bar{j}$, 其中 j_{max} 表示焊料中的最大电流密度; \bar{j} 表示焊料中的平均电流密度. 根据文献中的计算结果可知, 塞积因子可为几、十几甚至几十不

等, 决定于微互连的几何结构、材料属性等^[13]. 塞积因子越大, 说明电子流入口处的电流密度越大. 虽然本次实验平均电流密度只有 $1 \times 10^3 \text{ A/cm}^2$, 但实际上由于电流塞积作用, 电子流入口处的电流密度已达到甚至高于 $1 \times 10^4 \text{ A/cm}^2$, 与其他实验中得到的 SnPb 共晶焊料发生电迁移的阈值相当. 因此, 在本次实验参数条件下, Sn_{37}Pb 凸点互连结构中发生电迁移引起的微裂纹破坏并不意外.

SnCu , SnAgCu 系焊料的电迁移抗性优于 Sn_{37}Pb 焊料已经被很多学者证实, 而以上的实验结果也证明了这一点. 主要原因是 Sn_{37}Pb 共晶焊料的熔点低, 约为 462K , 焊料中的原子在常温都相当的活跃. 另外, 有限元模拟结果表明, 在结构相同的条件下, 焊料凸点的电阻率决定了电子流入口处电流塞积的程度. 电阻率越大, 电流塞积程度越大, 即局部电流密度越大. Sn_{37}Pb , $\text{Sn}_{3.0}\text{Ag}_{0.5}\text{Cu}$ 两种焊料的电阻率分别为 $14.5^{[13]}$ 和 $10.4 \mu\Omega \cdot \text{cm}^{[14]}$. 因此, $\text{Sn}_{3.0}\text{Ag}_{0.5}\text{Cu}$ 焊料凸点电子流入口处的最大电流密度低于 Sn_{37}Pb 的. 根据(1)式, 如果不考虑浓度梯度的影响, 电迁移引起的原子流可表示为

$$J = C \frac{D}{kT} Z^* e \rho j \quad (2)$$

Sn_{37}Pb 焊料的 DZ^* 乘积远大于 SnAgCu 焊料的^[1], 而前者的主要扩散原子浓度 C 也大于后者, 因此, $J_{\text{SnPb}} > J_{\text{Sn(Ag)Cu}}$. 综上可知, 在相同的实验条件下, 从 $\text{Cu}_6\text{Sn}_5/\text{Sn}_{37}\text{Pb}$ 界面迁出的原子比从 $\text{Cu}_6\text{Sn}_5/\text{Sn}_{3.0}\text{Ag}_{0.5}\text{Cu}$ 界面迁出的原子多, 所以, Sn_{37}Pb 共晶焊料中最先出现电迁移引起的破坏.

另一方面, 焦耳热 Q 可由下式表示

$$Q = I^2 R t \propto j^2 \rho \quad (3)$$

式中 I 表示电流; R 表示电阻; t 表示时间.

由(3)式可知, 由于焦耳热效应, Sn_{37}Pb 凸点互连结构电子流入口处的温度也要比 $\text{Sn}_{3.0}\text{Ag}_{0.7}\text{Cu}$ 和 $\text{Sn}_{0.7}\text{Cu}$ 对应区域高, 因此, 前者的温度梯度比后者大. 同时由于 SnPb 共晶焊料的熔点最低, 高温增加了原子的活性, 而温度梯度形成的驱动力驱使金属原子向低温区(即焊料中心)扩散, 从而加速了 Sn_{37}Pb 焊点的电迁移破坏.

另外发现, 由于 Kirkendall 效应^[15], 三种焊料凸点互连结构的反应界面都出现了 Kirkendall 空洞, 图 5 是 $\text{Sn}_{3.0}\text{Ag}_{0.5}\text{Cu}/\text{Cu}$ 阳极界面的微观形貌(见图 4(a)局部放大). 从图中可以看出, Kirkendall 空洞主要出现在 $\text{Cu}_3\text{Sn}/\text{Cu}$ 界面. Cu_3Sn 化合物形成及生长有两种途径: 一方面, 基体中的 Cu 原子经过 Cu_3Sn 层扩散到 $\text{Cu}_3\text{Sn}/\text{Cu}_6\text{Sn}_5$ 界面, 并与 Cu_6Sn_5 反应而形成 Cu_3Sn , 反应式表示为 $\text{Cu}_6\text{Sn}_5 + 9\text{Cu} \rightarrow 5\text{Cu}_3\text{Sn}$; 另一方面, 焊料中的 Sn 原子经过 Cu_6Sn_5 和 Cu_3Sn 金属间化合物层, 到达 $\text{Cu}_3\text{Sn}/\text{Cu}$

界面,与 Cu 发生反应,由于 Sn 的含量相对较少,只能形成 Cu_3Sn , $3\text{Cu} + \text{Sn} \rightarrow \text{Cu}_3\text{Sn}$,同时驱动 $\text{Cu}_3\text{Sn}/\text{Cu}$ 界面向 Cu 基体方向推进.但是,由于热时效或电迁移的作用, Cu_6Sn_5 化合物层的厚度逐渐增厚, Sn 扩散到 $\text{Cu}_3\text{Sn}/\text{Cu}$ 界面需要的时间相对增加,而 Cu 在 Cu_3Sn 中的扩散系数大于 Sn,在化学势驱动力作用下,不断地向 $\text{Cu}_3\text{Sn}/\text{Cu}_6\text{Sn}_5$ 界面扩散,结果造成 $\text{Cu}_3\text{Sn}/\text{Cu}$ 界面原子输出比输入多.因此形成 Kirkendall 空洞.由于形成机理不同, Kirkendall 空洞与电迁移产生的微空洞有明显区别.前者主要形成于 $\text{Cu}/\text{Cu}_3\text{Sn}$ 界面,而后者主要形成在焊料电流塞积最严重的区域,即 Cu_6Sn_5 焊料界面,其示意图如图 6 所示.而且后者的尺寸明显比前者大且不规则.

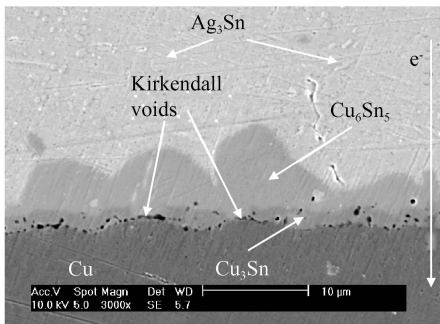


图5 $\text{Sn}_{3.0}\text{Ag}_{0.5}\text{Cu}/\text{Cu}$ 界面化合物层形貌及 Kirkendall 空洞 (对应图 4(a))

Fig.5 Microstructure of $\text{Sn}_{3.0}\text{Ag}_{0.5}\text{Cu}/\text{Cu}$ interface and Kirkendall micro-voids

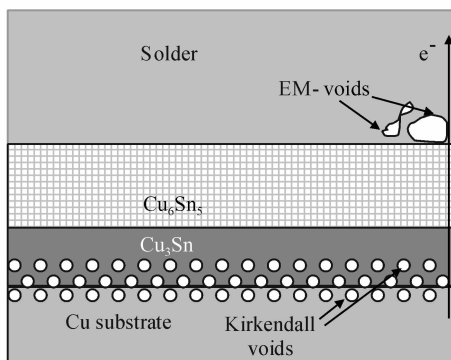


图6 Kirkendall 空洞和电迁移引起的空洞的形貌及产生区域示意图

Fig.6 Sketch of morphologies and sites of Kirkendall micro-voids and EM-induced voids

4 结论

在 60°C , 平均电流密度为 $1 \times 10^3 \text{ A}/\text{cm}^2$ 条件下,对 Sn_{37}Pb , $\text{Sn}_{3.0}\text{Ag}_{0.5}\text{Cu}$ 和 $\text{Sn}_{0.7}\text{Cu}$ 三种焊料的

凸点互连结构进行了实验.经过 187h 后,三种材料的阴、阳两极焊料/Cu 界面都形成了 Cu_6Sn_5 和 Cu_3Sn 金属间化合物层,并且阳极的化合物层比阴极对应的化合物层厚,这也是其他电迁移研究中的一般现象.同时, Sn_{37}Pb 焊料中已经出现了微空洞,其快速失效只是时间问题. $\text{Sn}_{3.0}\text{Ag}_{0.7}\text{Cu}$ 焊点出现 Cu 基体的大量溶解,微空洞的形成还处于最初阶段,即孕育期.而 $\text{Sn}_{0.7}\text{Cu}$ 焊料只是出现了少许电迁移特征,表现出了良好的电迁移抗性.

参考文献

- [1] Lee T Y, Tu K N, Kuo S M, et al. Electromigration of eutectic SnPb solder interconnects for flip chip technology. *J Appl Phys*, 2001, 89: 3189
- [2] Shao T L, Chen Y H, Chiu S H, et al. Electromigration failure mechanisms for $\text{SnAg}_{3.5}$ solder bumps on Ti/Cr-Cu/Cu and Ni(P)/Au metallization pads. *J Appl Phys*, 2004, 96: 4518
- [3] Everett Y C C, Choi W J, Tu K N. Current-crowding-induced electromigration failure in flip chip solder joints. *Appl Phys Lett*, 2002, 80: 580
- [4] Lee T Y, Tu K N, Frear D R. Electromigration of eutectic SnPb and $\text{SnAg}_{3.8}\text{Cu}_{0.7}$ flip chip solder bumps and under-bump metallization. *J Appl Phys*, 2001, 90: 4502
- [5] Hsiao Y H, Chuang Y C, Liu C Y. Prevention of electromigration-induced Cu pad dissolution by using a high electromigration-resistance ternary Cu-Ni-Sn layer. *Scripta Materialia*, 2006, 54: 661
- [6] Liu C Y, Chen C, Tu K N. Electromigration in Sn-Pb solder strips as a function of alloy composition. *J Appl Phys*, 2000, 88: 5703
- [7] Hsu Y C, Shao T L, Yang C J, et al. Electromigration study in $\text{SnAg}_{3.8}\text{Cu}_{0.7}$ solder joints on Ti/Cr-Cu/Cu under-bump metallization. *J Electron Mater*, 2003, 132: 1222
- [8] Wu B Y, Chan Y C. Electric current effect on microstructure of ball grid array solder joint. *Journal of Alloys and Compounds*, 2005, 39: 237
- [9] Wu Y P, Zhang J S, Wu F S, et al. Electromigration of SnAgCu solder interconnects. *Chinese Journal of Semiconductors*, 2006, 27(6): 1136 (in Chinese) [吴懿平, 张金松, 吴丰顺, 等. SnAgCu 凸点互连的电迁移. *半导体学报*, 2006, 27(6): 1136]
- [10] Nah J W, Kim J H, Lee H M, et al. Electromigration in flip chip solder bump of 97Pb-3Sn/37Pb-63Sn combination structure. *Acta Materialia*, 2004, 52: 129
- [11] Tu K N. Recent advances on electromigration in very-large-scale-integration of interconnects. *J Appl Phys*, 2003, 94: 5451
- [12] Gan H, Tu K N. Polarity effect of electromigration on kinetics of intermetallic compound formation in Pb-free solder V-groove samples. *J Appl Phys*, 2005, 97: 063514
- [13] Shao T L, Liang S W, Lin T C, et al. Three-dimensional simulation on current-density distribution in flip-chip solder joints under electric current stressing. *J Appl Phys*, 2005, 98: 044509
- [14] Chiang K N, Lee C C, Lee C C, et al. Current crowding-induced electromigration in $\text{SnAg}_{3.0}\text{Cu}_{0.5}$ microbumps. *Appl*

Phys Lett, 2006, 88: 072102

[15] Zeng K J, Stierman R, Chiu T C, et al. Kirkendall void for-

mation in eutectic SnPb solder joints on bare Cu and its effect on joint reliability. J Appl Phys, 2005, 97: 024508

Electromigration of Typical Sn-Based Solder Bump

Yu Chun, Li Peilin, Liu Junyan, Lu Hao[†], and Chen Junmei

(School of Materials Science and Engineering, Shanghai Jiaotong University, Shanghai 200030, China)

Abstract: The cross-sectional microstructures of joints with Sn₃₇Pb, Sn_{3.0}Ag_{0.5}Cu, and Sn_{0.7}Cu under electromigration were investigated. At a temperature of 60°C and current density of 1×10^3 A/cm², after 187h, micro-voids form at the electron entrance of the Sn₃₇Pb solder/Cu interface, and strip-like Pb enriches the anode side. For Sn_{3.0}Ag_{0.5}Cu, electromigration only results in the dissolution of the substrate Cu at the cathode side, and the thicknesses of the Cu₆Sn₅ and Cu₃Sn intermetallic layers at the anode side are markedly bigger than the counterparts at the cathode. Likewise, the Cu₆Sn₅ and Cu₃Sn intermetallic layers at the anode side are thicker than the counterparts at the cathode, indicating that EM also occurs in the Sn_{0.7}Cu joint, but little Cu dissolves into the solder at the cathode side.

Key words: Sn₃₇Pb; Sn_{3.0}Ag_{0.5}Cu; Sn_{0.7}Cu; electromigration; microstructure

PACC: 6630Q; 6800; 6610C

Article ID: 0253-4177(2007)04-0619-06

[†] Corresponding author. Email: luhao@sjtu.edu.cn

Received 9 October 2006, revised manuscript received 7 December 2006