

Cu-Ni/Solder/Ni-Cu 互连结构的电迁移*

张金松 奚弘甲 吴懿平[†] 吴丰顺

(武汉光电国家实验室, 武汉 430074)

摘要: 采用 Cu-Ni/Solder/Ni-Cu 互连结构, 在加载的电流密度为 $0.4 \times 10^4 \text{ A/cm}^2$ 的条件下, 得到了界面阴极处金属原子的电迁移. 数值模拟揭示了其原因是由于凸点互连结构的特殊性, 电子流在流经凸点时会发生流向改变进而形成电流聚集, 此处的电流密度超过电迁移的门槛值, 从而诱发电迁移. 运用高对流系数的热传导方法降低了互连焊点的实际温度, 在电迁移的扩展阶段显著减小了高温引起的原子热迁移对电迁移的干扰; 因此电迁移力是原子迁移的主要驱动力. 在电迁移的快速失效阶段, 原子的迁移是热迁移和电迁移共同作用的结果: 电迁移力驱动阴极处原子的迁移, 造成局部区域的快速温升, 从而加剧此处原子的热迁移.

关键词: SnCu 焊料; Ni-Cu 层; 电迁移; 金属间化合物
EEACC: 0170J

中图分类号: TB331 文献标识码: A 文章编号: 0253-4177(2008)01-0174-05

1 引言

电迁移是导电金属材料在通过高电流密度时, 金属原子沿着电子风运动方向进行迁移的、质量可控的扩散现象, 它与通过金属材料的电流密度和温度数值密切相关. 当凸点及其界面处的局部电流密度超过电迁移门槛值时, 高速运动的电子流形成的电子风与金属原子发生剧烈碰撞, 进行部分的冲量交换, 迫使原子沿着电子流方向运动, 从而发生凸点互连的电迁移. 通常, 电迁移能在阴极造成金属原子的流失而产生微空洞, 使互连面积减小, 导致断路, 在阳极造成金属原子的堆积而形成凸起的“小丘”, 导致短路; 从而引起 IC 及元器件的失效^[1,2]. 因此, 电迁移是引起 IC 及电子产品失效的一种重要机制.

随着电子封装向高集成度和微型化的迅速发展, 球栅阵列(BGA)和倒装芯片(flip chip)封装方式成为了主流技术, 它们通过使用面阵列分布的焊料凸点来实现多个 I/O 的互连. 当焊料凸点互连中的平均电流密度值超过 10^4 A/cm^2 , 电迁移现象就会发生^[3~5], 此时, 由于电迁移导致的阴极处原子迁移将会增加阴极的接触电阻, 还会伴随焦耳热效应^[6~11]. 而焦耳热效应会引发显著原子的热迁移, 这将会对电迁移现象产生严重的干扰. 在本实验中, 加载了较低的平均电流密度($0.4 \times 10^4 \text{ A/cm}^2$), 并将试样浸泡在热导率较高的导热油中, 采用液体搅拌的、强制对流热传导的方法来最大限度地降低焦耳热效应, 从而得到和研究了低平均电流密度条件下的电迁移现象和机理.

实验采用的上/下基板均为 1.0mm 厚的 FR-4 板(PCB), Cu 导线的宽度为 1.27mm, 厚度为 $17.5 \mu\text{m}$; 然

后在上/下基板表面电镀一层厚度为 $5 \mu\text{m}$ 的 Ni 作为焊盘, 化学浸 Au 厚度为 $0.01 \mu\text{m}$. 焊料凸点为 Sn0.7Cu ($\phi 760 \mu\text{m}$) 的焊球; 通过两次回流焊接工艺(峰值温度 $\sim 260^\circ\text{C}$), 将 SnCu 凸点焊接到上、下焊盘间形成如图 1 所示的互连结构. 实验中加载恒定的直流电, 电流方向从左向右, 即电子流的方向从右向左.

2 实验结果与讨论

2.1 互连结构中的电流密度及温度分布

文献表明电流密度和温度是电迁移发生及扩展的重要影响因素^[3~11]. 大多数电迁移现象是在加载的平均电流密度大于 $1.0 \times 10^4 \text{ A/cm}^2$ 条件下得到的, 低于此门槛值的电迁移现象尚未有报道. 本实验在平均电流密度为 $0.4 \times 10^4 \text{ A/cm}^2$ 的载荷下, 观测到了电迁移(图 3). 因此有必要分析凸点互连结构的实际电流密度分布与平均电流密度的关系.

实验结构是以凸点为中心完全对称的, 电子流从 1[#] 凸点的阴极流入, 流经 1[#] 和 2[#] 凸点, 然后从 2[#] 凸点的阳极流出. 由于凸点互连结构的特殊性, 导致了其内部的电流密度分布并不均匀, 呈现出显著的差异.

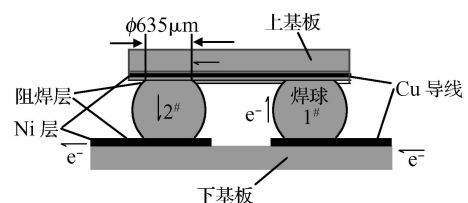


图 1 电迁移试样及实验原理图

Fig.1 Cross-sectional schematic of the experimental specimen

* 国家自然科学基金资助项目(批准号:60318002)

[†] 通信作者. Email: ypwu@hust.edu.cn

2007-06-21 收到, 2007-07-30 定稿

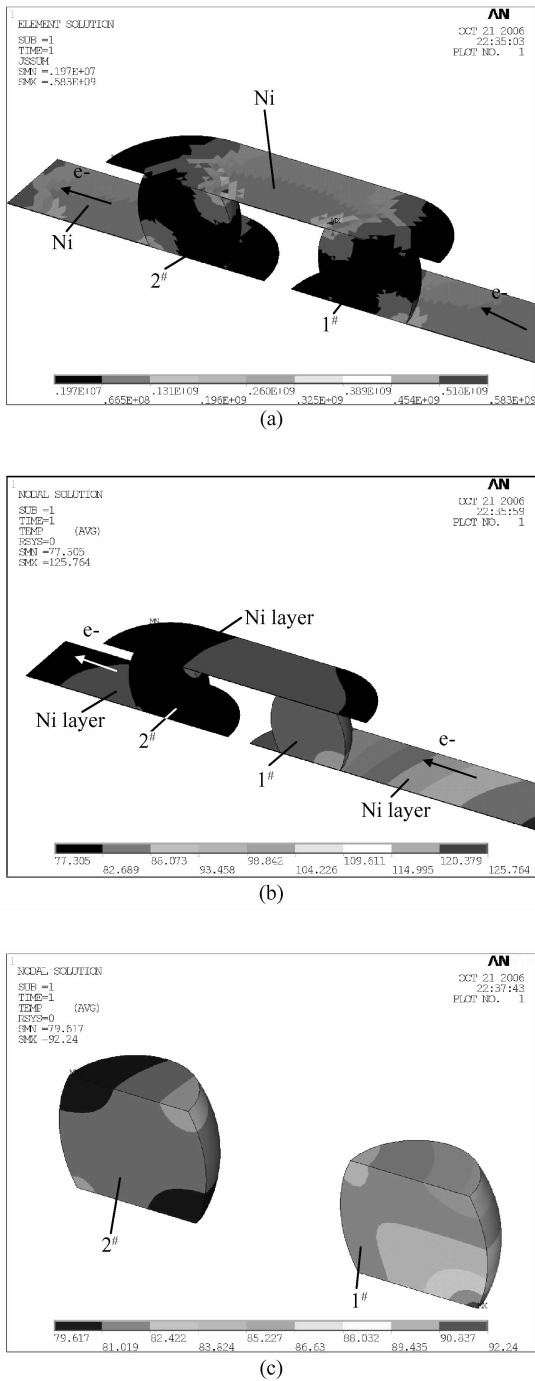


图 2 (a)1[#]和 2[#]凸点/Ni 层的电流密度分布 (单位: A/m²); (b) 1[#]和 2[#]凸点/Ni 层的温度分布 (单位: °C); (c) 1[#]和 2[#]凸点内部的温度分布 (单位: °C) 平均电流密度 $j = 0.4 \times 10^4 \text{ A/cm}^2$ 。

Fig.2 (a) Current density distribution in the joints and Ni layers (Unit: A/m²); (b) Temperature distribution in the joints and Ni layers (Unit: °C); (c) Temperature distribution in the joints (Unit: °C) Average current density $j = 0.4 \times 10^4 \text{ A/cm}^2$ 。

电子流的流电路径在 Cu-Ni/SnCu 界面的阴极处和 SnCu/Ni-Cu 界面的阳极处形成近乎 90° 的转角, 所以在此区域形成电流聚集效应, 急剧升高电流密度. 有限元分析软件 (ANSYS) 的数值模拟表明, 即使本实验加载的平均电流密度为 $0.4 \times 10^4 \text{ A/cm}^2$, Ni 层中的电流密度最大值为 $5.83 \times 10^4 \text{ A/cm}^2$, 高出平均值一个数量级

(图 2(a)), 也超过了电迁移的门槛值, 故而会在此处首先产生电迁移.

高电流密度必将在局部区域产生大量的焦耳热, 而引起该区域的温度上升. 已有研究平均电流密度大于 $1.0 \times 10^4 \text{ A/cm}^2$ 的, 在局部电流聚集区域的电流密度甚至达到 10^5 以上; 并且环境温度都在 100°C 以上, 所以焦耳热及其引起的温升十分显著. 无铅焊料的熔点通常低于 230°C, 凸点互连结构中的实际温度将会超过其回复与再结晶温度 (约为 -73~77°C), 从而引起原子扩散方式的改变, 故而电迁移过程中实际的温度分布不可忽视.

从热力学的观点来看, 电迁移是一个从准平衡态向非平衡态缓慢转变的、不可逆的热力学过程. 图 3 中 1[#]和 2[#]凸点的微观形貌差异说明了二者处于不同的电迁移阶段. 2[#]凸点反映的是电迁移的缓慢扩展阶段, 其阴极处的原子迁移以电迁移机理为主导; 1[#]凸点反映的是电迁移经过缓慢扩展阶段后进入快速失效的结果, 其阴极处的原子迁移以电迁移和热迁移机理为主导.

图 2(b)和 2(c)模拟了在电迁移缓慢扩展阶段中凸点互连结构的温度分布. 由于互连结构中电流密度分布的不均匀性, 故而温度的分布也呈现出较大的差异. 在实验中, 负极端的导线较长, 故而电阻较大, 焦耳热引起的温升也较高, 所以 Ni 层中最高的温度达到了 125°C 左右, 受其影响 1[#]凸点阴极处的最高温度约为 93°C (图 2(b)). 两个凸点的整体温度范围在 79~93°C 之间; 且每个凸点中最高温度都在电子流的入口处, 每个凸点内部的平均温度要比电子流入口处的温度大约低 5~7°C (图 2(c)). 显然, 本实验中互连凸点的最高温度小于 100°C, 远低于前人的实验温度^[3~11]; 这归因于强制对流热传导 (对流系数 $\sim 990 \text{ W/(m}^2 \cdot \text{K)}$) 使得热导油散掉了大量的焦耳热, 抑制了凸点互连温度的上升, 显著减小了高温引起的原子热迁移对电迁移力的干扰^[12].

2.2 电迁移过程中原子的迁移机理

图 3 分别是同一个试样中 1[#]和 2[#]凸点经历了电迁移实验 37h 后的横截面 SEM 图像, 电子流的方向如图中所示. 1[#]凸点对应的是电迁移失效阶段, 2[#]凸点对应的是电迁移的扩展阶段. 显然, 在同一个实验中, 电迁移现象在顺序凸点中发生了连续变化.

在电迁移过程中, 准平衡态的界面反应是长时间的, 阴极金属原子的迁移是缓慢的. 实验中阴极存在两对扩散偶: Sn-Ni 扩散偶和 Sn-Cu 扩散偶. 高密度的电子流形成定向运动的电子风, 通过与金属原子的部分动量交换, 从而产生电迁移的驱动力, 首先推动 Ni 向 Sn 中迁移, 加速电子流入口处界面 Ni₃Sn₄ 相的局部生长. Ni₃Sn₄ 相的电阻率 ($28.5 \mu\Omega \cdot \text{cm}$) 二倍于 99.3Sn0.7Cu 合金的电阻率 ($13 \mu\Omega \cdot \text{cm}$), 因此, 随着局部 Ni₃Sn₄ 相厚度的增加, 自由能也逐渐增高. 当其自由能足够高时, 会发生 Ni₃Sn₄ 相溶解到焊料凸点中, 使其自由能降低, 进而形成新的 Ni₃Sn₄ 相, 造成 Ni 原子随电迁移力在焊料中迁移.

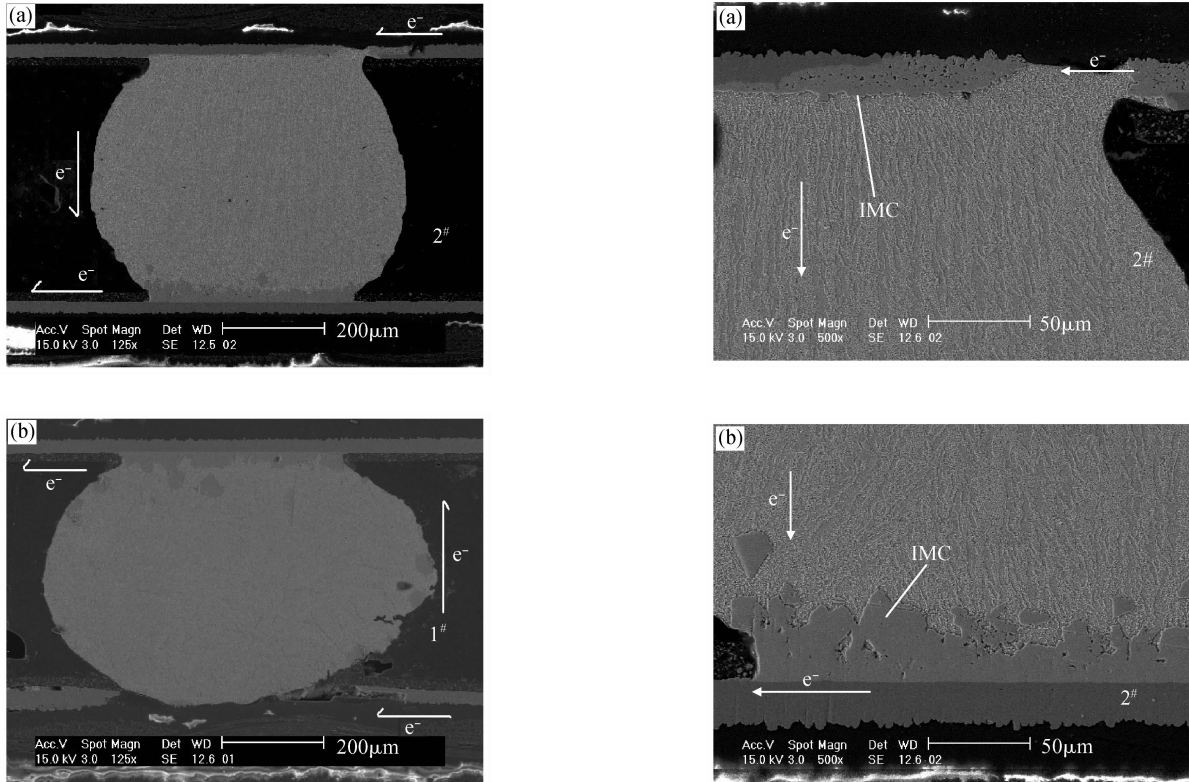


图 3 2# (a) 和 1# (b) 凸点经历电迁移 37h 后的横截面形貌 (平均电流密度 $j = 0.4 \times 10^4 \text{ A/cm}^2$)

Fig.3 SEM images to solder joints 2 (a) and 1 (b) after 37 hours in the electromigration test (Average current density $j = 0.4 \times 10^4 \text{ A/cm}^2$)

一旦 Ni 层完全溶解, Cu 层就与焊料发生界面反应. 由于 Cu 在 Sn 中的扩散速率更快, 因此引起了阴极处微观形貌的显著改变(图 4(a)). 2# 凸点在阴极处产生了 Ni-Cu 层的显著溶解, 大量的 Cu_6Sn_5 相存在于阴极附近. 文献指出^[13,14], Cu, Sn 和 Cu_6Sn_5 的摩尔体积分别为: $7.11\text{cc}/(\text{gm} \cdot \text{mol})$, $16.00\text{cc}/(\text{gm} \cdot \text{mol})$ 和 $118.50\text{cc}/(\text{gm} \cdot \text{mol})$, Cu 与 Sn 反应产物 Cu_6Sn_5 会造成体积的收缩; 所以在 Sn/Cu 界面反应的区域生成更多的空位, 增加空位氧浓度. 这样, 在界面上会产生 Sn 原子反向扩散的氧浓度梯度; 形成 Sn 原子向 Sn/Cu 界面的空位区域回填扩散, 从而保持了材料的完整性, 提供了新的导电通道(图 4(a)).

虽然模拟表明阳极与阴极的电流密度相等, 但是阳极的 Sn/Ni 界面 IMC 生长不明显, Ni 层的消耗很缓慢, 这与电迁移的理论是一致的. 从阴极迁移过来的 Ni 原子, 沿着电子流方向运动到阳极附近区域逐渐聚集, 当氧浓度超过其在焊料中的溶解度时, 就会发生过饱和析出, 形成 IMC. 这些 IMC 分布在阳极焊料/Ni 界面, 在电子流出口处的数量更多; 并与阳极原有的界面 IMC 聚集在一起, 形成更大块的、致密的 Cu-Ni-Sn 化合物(图 4(b)).

对比于图 4(b), 焊料凸点中发现了少量沿晶界分布的 IMC (图 4(c)); EDX 能谱分析证明为 $(\text{Ni}, \text{Cu})_3\text{Sn}_4$ 相(图 4(d)), 与已有的研究相符合^[15]. 这意味

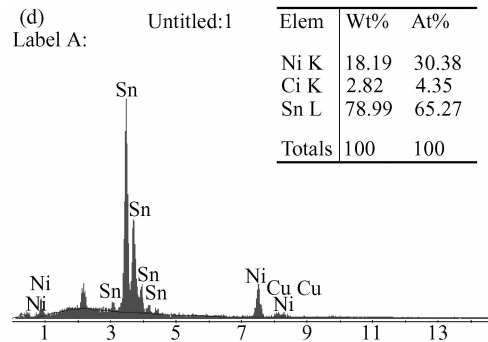
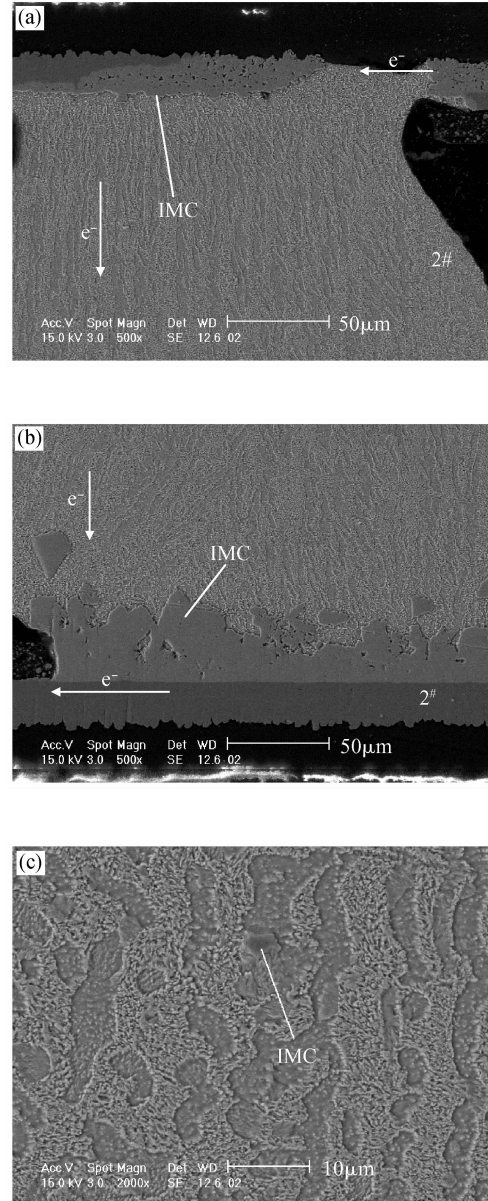


图 4 2# 凸点中 IMC 的迁移路径 (平均电流密度 $j = 0.4 \times 10^4 \text{ A/cm}^2$) (a) 部分 IMC 在阴极区域溶解; (b) 大量的 IMC 在阳极区域聚集; (c) 很少的 IMC 出现在焊料凸点中; (d) 焊料凸点中 IMC 的成分分析

Fig.4 IMC migration path to joint 2 during the electromigration test (Average current density $j = 0.4 \times 10^4 \text{ A/cm}^2$) (a) Some IMCs dissolved at the cathode area; (b) Numerous IMCs accumulated at the anode area; (c) A few IMCs found in the boundaries of the joint; (d) EDX analysis of IMCs in the joint

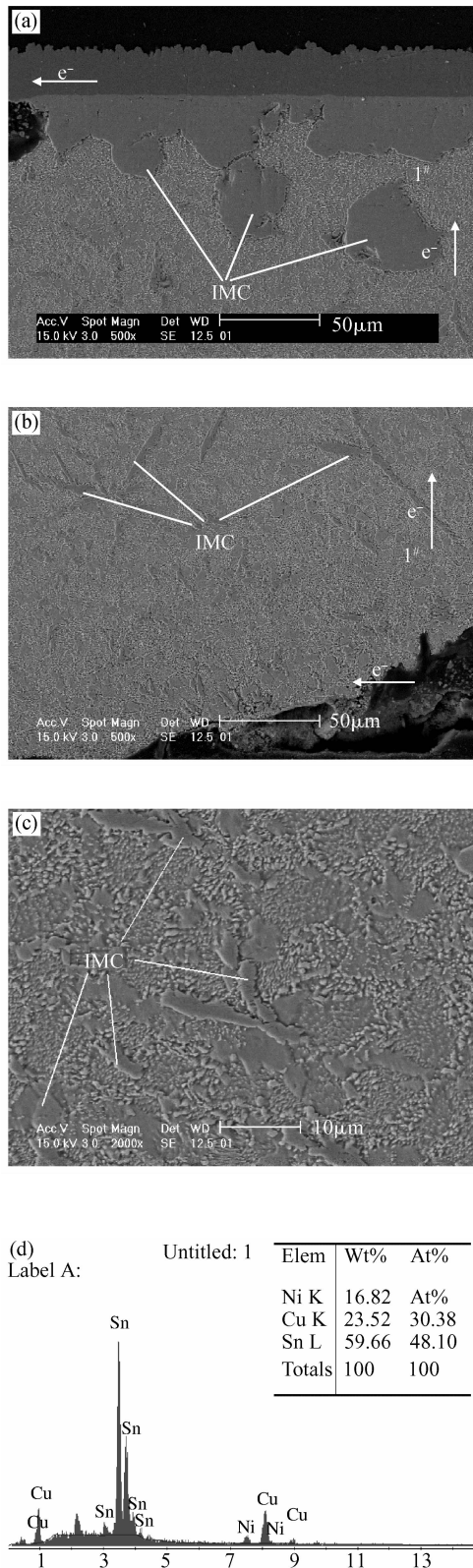


图 5 $1^{\#}$ 凸点中 IMC 的迁移路径 (平均电流密度 $j = 0.4 \times 10^4 \text{ A/cm}^2$) (a) 大块的 IMC 在阳极区域聚集; (b) 阴极区域发生熔断; (c) 大量 IMC 在焊料凸点中析出; (d) 焊料凸点中 IMC 的成分分析

Fig. 5 IMC migration path to joint 1 during the electromigration test (Average current density $j = 0.4 \times 10^4 \text{ A/cm}^2$) (a) Huge IMCs accumulated at the anode area; (b) Fusion failure occurred at the cathode area; (c) Plenty of IMCs precipitated in the middle of the joint; (d) EDX analysis of IMCs in the joint

着 Ni 和 Cu 原子在迁移过程中并没有在焊料中留下太明显的痕迹. 由于焊料凸点内部温度较低 ($79 \sim 93^{\circ}\text{C}$), 准平衡态条件下 Ni 和 Cu 原子的扩散主要以晶界扩散方式进行, 较为缓慢, 不会发生 Ni 和 Cu 原子的快速溶解, 温度引起的原子热迁移也并不显著. 与之对应的, 电迁移是导致阴极 Ni-Cu 层溶解和阳极 IMC 聚集的重要驱动力, 电迁移的缓慢扩展过程决定了焊料凸点中的迁移原子氧浓度不高, 故而过饱和析出的 IMC 很少.

随着电迁移的恶化, 更多的微观缺陷在阴极电子流入口处出现, 逐渐加剧焦耳热效应, 使得散热效果变差, 导致温度的显著上升. 更多的阴极 Ni 和 Cu 原子在电迁移和热迁移机理的共同作用下溶解, 并在迁移力的推动下运动到阳极、聚集成更大块的 IMC (图 5(a)). 由于阴极处局部区域的温度更高, 因此 Ni 和 Cu 被迅速消耗, 使得导电通道的横截面积减小, 接触电阻增加, 形成更为严重的电流聚集, 产生更多的焦耳热, 造成温度的进一步上升. 当阴极处局部区域的温度接近焊料的熔点时, Ni 和 Cu 在焊料中的迁移方式发生了改变, 形成以热迁移和电迁移共同作用的机制. 原子的迁移除了受到电迁移的驱动, 更受到高温的驱动. 由于高温下原子在焊料中的溶解速率远远高于室温下的溶解速率; 故而在电迁移实效阶段, Ni 和 Cu 更容易溶解到焊料中形成超饱和的溶解相.

这种正反馈最终在阴极的局部过热区域迅速形成局部微熔, 造成 Ni 和 Cu 与液态 Sn 的界面反应. 一旦 Ni, Cu 被完全消耗, 反应就会停止, 热导油很快带走大量的热量, 迅速冷却焊料. 在极大的过冷度作用下, 饱和溶解相就会在焊料中析出, 形成大量的 IMC (图 5(b) 和 (c)). 图 5(c) 中的树枝状 IMC 进一步证明了焊料在冷却中存在极大的过冷度, 能谱分析表明树枝晶状 IMC 的成分是 $(\text{Cu}, \text{Ni})_6\text{Sn}_5$ (图 5(d)). 实际上, Sn 基合金焊料在与 Au/Ni/Cu 层发生界面反应时, 首先形成 $(\text{Ni}, \text{Cu})_3\text{Sn}_4$ 相, 然后转变为 $(\text{Cu}, \text{Ni})_6\text{Sn}_5 + (\text{Ni}, \text{Cu})_3\text{Sn}_4$ 相, 最后稳定为 $(\text{Cu}, \text{Ni})_6\text{Sn}_5$ 相^[15-17].

由此可见, 在电迁移过程的快速失效阶段, 原子的扩散和迁移是热迁移和电迁移力的共同作用的结果: 电迁移力驱动阴极处原子的迁移, 造成了局部区域的快速温升; 而更高的温度使得热迁移成为阴极原子迅速溶解的主要驱动力, 并最终导致了导电通道的断路, 形成互连结构的失效.

3 结论

本文在较低的平均电流密度条件下, 研究了焊料凸点互连结构的电迁移现象及原子扩散机理.

研究表明, 焊点内部的电流密度分布并不均匀, 呈现出显著的差异. 在阴极的电子流入口区域会形成电流聚集效应, 使得此处的电流密度超过发生电迁移的门槛值, 故而产生电迁移过程. 电迁移过程存在两个阶段, 即: 准平衡态的扩展阶段和非平衡态的快速失效阶段.

在电迁移过程的扩展阶段,由于采用了高对流系数的热传导方法,互连结构的实际温升得到了控制,显著减小了高温引起的原子热迁移对电迁移的干扰,此阶段的原子迁移驱动力主要是电迁移力。

在电迁移过程的快速失效阶段,原子的迁移是热迁移和电迁移共同作用的结果;电迁移力驱动阴极处原子的迁移,造成了局部区域的快速温升;而更高的温度使得热迁移力成为原子迁移的主要驱动力,并最终导致了导电通道的断路,形成互连结构的失效。

参考文献

- [1] Christou A. Electromigration and electronic device degradation. John Wiley & Sons, Inc. Canada, 1994
- [2] Hayward J. Lead(Pb)-free packaging strategy 2000-2003. AMD, 2001
- [3] Zeng K, Tu K N. Six cases of reliability study of Pb-free solder joints in electronic packaging technology. Mater Sci Eng R, 2002, 38:55
- [4] Tu K N. Recent advances on electromigration in very large scale integration of interconnects. J Appl Phys, 2003, 94:5451
- [5] Lee T. Electromigration and solid state aging of flip chip solder joints and analysis of tin whisker on lead-frame. Doctoral Dissertation, University of California, Los Angeles, 2001:1
- [6] Lai Y S. Electromigration of Sn-Pb-Ni and Sn-Pb-Cu solder bumps in flip-chip packages. The 6th International Conference on Electronics Materials and Packaging, Penang, Malaysia, 2004:314
- [7] Tu K N, Gusak A M, Li M. Physics and materials challenges for lead-free solders. J Appl Phys, 2003, 93:1335
- [8] Yeth E C C, Choi W J, Tu K N. Current crowding induced electromigration failure in flip chip technology. Appl Phys Lett, 2002, 80:580
- [9] Lee T Y, Tu K N, Frear D R. Electromigration of eutectic Sn/Pb and Sn/Ag/Cu flip chip solder bumps and under-bump-metallization. J Appl Phys, 2001, 90:4502
- [10] Wu B Y, Chan Y C. Electric current effect on microstructure of ball grid array solder joint. Journal of Alloys and Compounds, 2005, 392:237
- [11] Lin Y H, Tsai C M, Hu Y C, et al. Local melting induced by electromigration in flip-chip solder joints. J Electron Mater, 2005, 34:27
- [12] Zhang J S, Chan Y C, Wu Y P, et al. Electromigration of Pb-free solder under a low level of current density. Journal of Alloys and Compounds, 2007, in press
- [13] Lai Y S, Lee C W, Chiu Y T, et al. Electromigration of 96.5Sn-3Ag-0.5Cu flip-chip solder bumps bonded on substrate pads of Au/Ni/Cu or Cu metallization. Electronic Components and Technology Conference, 2006:641
- [14] Fields R J, Low S R, Lucey G K Jr. Physical and mechanical properties of intermetallic compounds commonly found in solder joints. The Metal Science of Joining, Cincinnati, OH, 1991:165
- [15] Shiau L C, Ho C E, Kao C R. Reactions between Sn-Ag-Cu lead-free solders and the Au/Ni surface nish in advanced electronic packages. Soldering and Surface Mount Technology, 2002, 14(3):25
- [16] Luo W C, Ho C E, Tsai J Y, et al. Solid-state reactions between Ni and tin-silver-copper solders with different Cu concentrations. Mater Sci Eng A, 2005, 396:385
- [17] Laurila T, Vuorinen V, Kivilahti J K. Interfacial reactions between lead-free solders and common base materials. Mater Sci Eng R, 2005, 49:1

Electromigration of Cu-Ni/Solder/Ni-Cu Structures*

Zhang Jinsong, Xi Hongjia, Wu Yiping[†], and Wu Fengshun

(Wuhan National Laboratory for Optoelectronics, Wuhan 430074, China)

Abstract: We investigated the electromigration mechanisms of Cu-Ni/solder/Ni-Cu structures. An electromigration process was observed when the applied average current density ($0.4 \times 10^4 \text{ A/cm}^2$) was lower than the threshold value for electromigration ($1.0 \times 10^4 \text{ A/cm}^2$). This was attributed to the maximum current density ($5.83 \times 10^4 \text{ A/cm}^2$) being much higher than the threshold value at the cathode area due to effects of current crowding. Because forced-convection heat transfer was introduced, the atoms' thermal migration maximum was suppressed and did not disturb electromigration in the propagation stage. The electromigration force was dominant in this stage. In the quick-failure stage, atomic motion was driven by the cooperation of thermal migration and electromigration, which was generated by local temperature and the atoms thermal migration increasing rapidly and significantly.

Key words: SnCu solder; Ni-Cu layer; electromigration; intermetallic compound

EEACC: 0170J

Article ID: 0253-4177(2008)01-0174-05

* Project supported by the National Natural Science Foundation of China (No. 60318002)

[†] Corresponding author. Email: ypwu@hust.edu.cn

Received 21 June 2007, revised manuscript received 30 July 2007