

倒装芯片上金属布线/凸点互连结构 中原子的定向扩散*

陆裕东^{1)2)†} 何小琦²⁾ 恩云飞²⁾ 王 歆¹⁾ 庄志强¹⁾

1) (华南理工大学材料学院, 特种功能材料教育部重点实验室, 广州 510640)

2) (工业和信息化部电子第五研究所, 电子元器件可靠性物理及其应用技术国家级重点实验室, 广州 510610)

(2009 年 6 月 17 日收到; 2009 年 8 月 18 日收到修改稿)

采用倒装芯片互连凸点串联回路研究了高温、高电流密度条件下倒装芯片上金属布线/凸点互连结构中原子的定向扩散现象, 分析了互连结构中受电应力和化学势梯度作用的各相金属原子的扩散行为. 在电迁移主导作用下, Ni(V) 镀层中的 Ni 原子的快速扩散导致原本较为稳定的 Ni(V) 扩散阻挡层发生快速的界面反应, 造成 Al 互连金属与焊料的直接接触. Al 原子在电子风力作用下沿电子流方向向下迁移造成窗口附近焊料中 Al 原子含量逐步上升, 同时, 空位的反向迁移、聚集形成过饱和, 导致 Al 互连中形成大面积空洞. 焊料中的 Sn, Pb 原子在化学势梯度和压应力作用下形成向上的原子通量, 原子扩散方向与浓度梯度方向一致, 使 Al 互连中形成空洞的同时, 出现凸点焊料对 Al 互连的侵蚀现象. 整个电迁移过程中, Al 原子和 Sn, Pb 原子在各自的主导作用力的驱动下, 发生着持续的互扩散, 直至互连结构最终因质量通量的差异而发生开路失效.

关键词: 倒装芯片, 凸点, 电迁移, 扩散

PACC: 7155D, 7290, 7340J

1. 引 言

倒装芯片技术是目前半导体封装中常用的芯片封装技术之一, 由于其易于实现芯片的高密度、高性能和小型化封装, 已广泛应用于手机、电脑、数码相机等民用电子产品中. 但是, 随着倒装芯片凸点尺寸的逐步减小, 凸点互连的可靠性已逐步成为倒装芯片技术应用的瓶颈问题. 高密度封装要求倒装凸点尺寸和间距不断减小, 同时, 器件的高性能要求使电路中的电流强度逐步提高, 这必然导致整个互连电路中的电流密度不断上升. 电流密度的升高, 很可能引起集成电路中发生 Al 或 Cu 互连的电迁移^[1-4]. 更重要的是, 电流密度的上升使原来并不为半导体业界注意的集成电路外围互连也出现了高电流密度引致的电迁移失效问题^[5-7]. 采用倒装技术封装的集成电路, 由于焦耳热和大电流的影响, 将工作在高温 (如中央处理芯片工作温度约为

100℃)、高电流密度 (特别是功率型器件) 的状态下, 高温下电子风力的作用很可能会导致互连金属和凸点中发生原子的定向迁移现象, 造成电路的失效. 而对整个互连电路来说, 由于各相接触界面的界面能较高, 在相同的应力条件下, Al 金属和倒装凸点之间的异相金属接触界面将会是发生互连失效的首要位置. 结合倒装芯片的实际应用环境, 研究倒装芯片上金属布线/凸点互连结构在高温、高电流密度条件下的界面原子迁移问题就显得尤为重要, 目前, 国内外尚未见相关的研究报道. 本研究采用倒装芯片互连凸点串联回路, 对 Al 金属布线/倒装凸点互连界面在高温、高电流密度条件下的原子定向扩散特性展开研究, 分析互连结构中各相金属原子的定向扩散行为.

2. 实 验

首先按设计在单晶硅晶圆上采用反应离子蚀

* 中国博士后科学基金 (批准号: 20080430825)、国家预研基金 (批准号: 51323060305) 和信息产业部电子第五研究所科技发展基金 (批准号: XF0726130) 资助的课题.

† E-mail: yudonglu@yahoo.com.cn

刻工艺制备 Al 互连引线,Al 互连引线宽 110 μm 、厚 1.6 μm ,植球窗口处凸点下金属化层(UBM)为 Al/Ni(V)/Cu,窗口直径为 102 μm . 表面钝化后采用植球工艺在芯片表面制作直径约为 190 μm 的 Sn3.0Ag0.5Cu 凸点,凸点结构如图 1 所示.

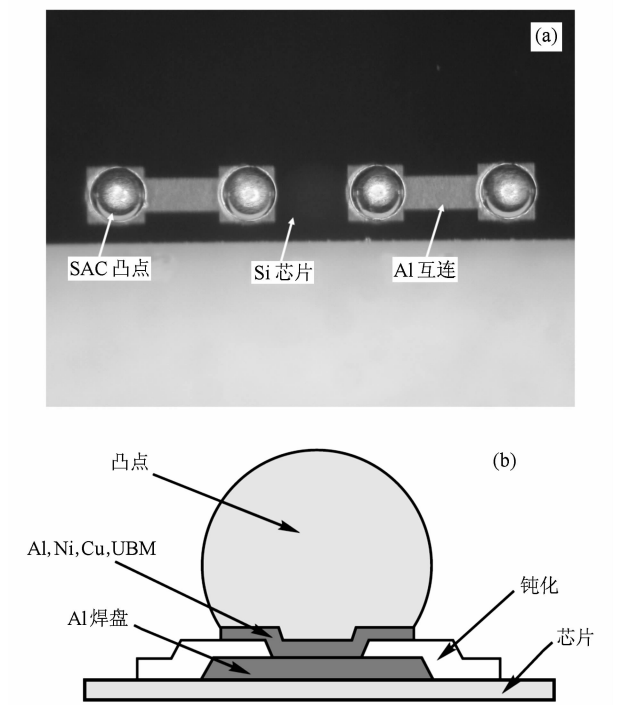


图1 倒装芯片互连设计 (a)代表性金相显微镜照片;(b)凸点结构示意图

图 2 所示的芯片组装基板采用多层 FR4 板,厚度为 1.4 mm,板上 Cu 布线厚度为 35 μm ,平均宽度为 90 μm ,Cu 焊盘上镀层为 Au/ Ni(P). 在基板的焊盘表面丝印印刷 Sn37Pb 焊膏后,采用 MRSI-503 M 倒装键合设备将倒装芯片贴装在基板表面,再采用 Atten 850D 表贴返修站在 230 $^{\circ}\text{C}$ 下焊接 90 s 完成凸点键合.

由于倒装芯片上的 Al 互连和组装基板上的 Cu

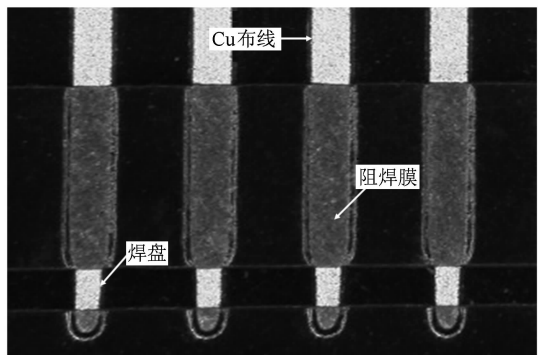


图2 代表性倒装芯片组装基板金相显微镜照片

布线都具有特定的互连结构,使倒装芯片组装后所有互连凸点形成串联回路,如图 3 所示. 封装后的倒装互连芯片使用微欧表测试互连回路的电阻,同时使用高倍数 X 射线透视系统观察互连结构中是否存在凸点桥连、开路、大气孔等缺陷,保证实验样品的焊接良好.

将焊接良好的倒装芯片在恒温 125 $^{\circ}\text{C}$ 条件下进行高温老化或在串联回路上加载一定的恒定直流,一定时间后采用环氧树脂固封实验样品,将固封的样品沿图 3(b)中的凸点和 Al 互连中轴线截面研磨切片,采用扫描电镜观察 Al 金属布线/倒装凸点互连界面的显微形貌.

3. 结果与讨论

倒装芯片表面贴装至基板上回流焊接后,互连凸点与基板焊盘实现良好焊接,形成互连结构. 图 4 是焊接良好的倒装芯片互连 SEM 照片,芯片上的 Al 金属与基板上的 Cu 焊盘通过倒装凸点实现互连,凸点下金属化层 Al/Ni(V)/Cu 中的 Cu 在焊接过程中与焊料反应形成金属间化合物,焊料凸点和 Al 互连金属间通过相对稳定的 Ni(V) 层实现有效阻隔,

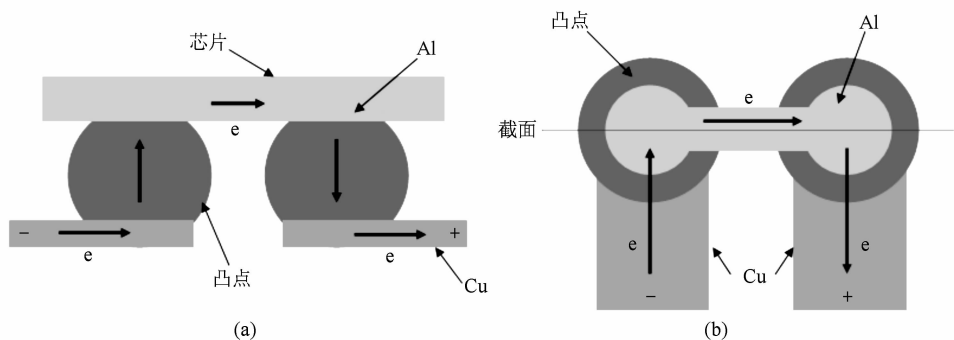


图3 形成串联回路的倒装凸点互连示意图 (a)正视图;(b)俯视图

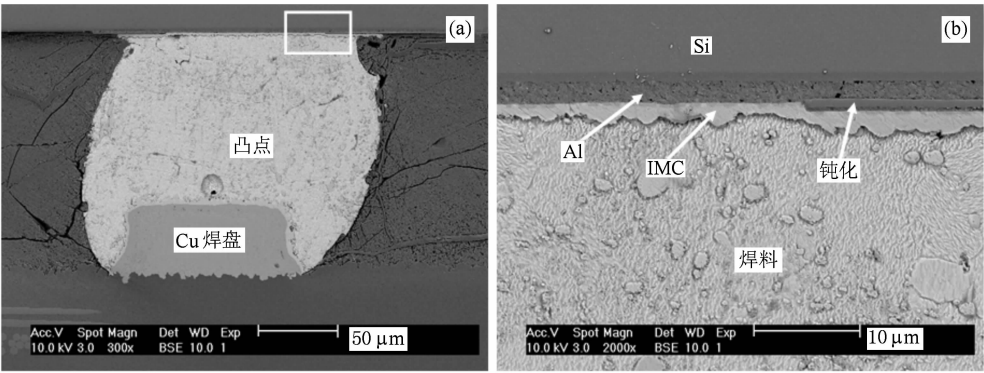


图 4 焊接良好的倒装芯片互连 SEM 照片 (a)整体形貌;(b)局部放大图

防止两侧金属的互扩散. 由于各相接触界面的界面能较高,因此,在相同的应力条件下,异相界面往往是发生互连失效的首要位置^[8,9],图 4(b)所示的 Al/ Ni(V)/焊料结构成为整个互连电路中的薄弱位置.

将一组焊接良好的倒装芯片放入高温试验箱中进行 125℃ 高温老化,500 h 后对实验样品进行固封研磨切片,凸点与 Al 金属结合界面的 SEM 照片如图 5 所示. 经过 500 h 的高温老化实验,凸点与 Al 金属结合界面与未经老化的初始形貌(如图 4 所示)相比并未发现异常现象,如图 5(a)所示.

同时,在相同的实验环境温度条件下,在另一组倒装芯片互连回路上加载 1.5 A 的直流电流,经过 15 h 的加电实验后界面结合部位的 SEM 照片如图 6 所示. 在第三组倒装芯片互连回路上加载相同的直流电流,432 h 后互连回路最终发生开路失效,失效位置的截面 SEM 照片如图 7 所示.

三种不同的实验条件,凸点与 Al 金属结合界面的 SEM 形貌各不相同. 经过 15 h 的加电实验后,从

Al 互连和凸点的界面 SEM 照片(如图 6(a)所示)上可以明显观察到 Al 互连中形成了大面积的空洞. 通过对 Al 互连层下方焊料的 EDX 能谱分析(如图 6(b)所示)发现:图 6(a)所示的能谱分析区域中,Al 原子百分含量达到了 7at. %. 对于经过 432 h 加电实验后互连回路最终发生开路失效的样品,Al 互连中同样可以观察到大面积的空洞,但更为引人关注的是钝化窗口及其附近位置的互连金属层形貌发生了明显的变化,对异常金属层的 EDX 能谱分析发现(如图 7(b)所示),Al 互连层中已扩散进入约 13at. % 左右的焊料成分(Sn 和 Pb).

根据 Al 金属互连的截面尺寸,1.5 A 电流强度条件下 Al 互连中的电流密度为 $9.7 \times 10^5 \text{ A/cm}^2$. Al 互连中的电流密度达到 10^5 A/cm^2 时,即会发生 Al 金属的电迁移现象^[10]. 因此,实验中的电流密度足以导致 Al 互连中发生电迁移现象. 互连结构经过 15 h 的高温加电实验后,Al 互连中形成了空洞. 这是金属布线在外界应力条件下原子迁移所造成的宏观现象. 可能导致 Al 互连金属发生迁移的应力有

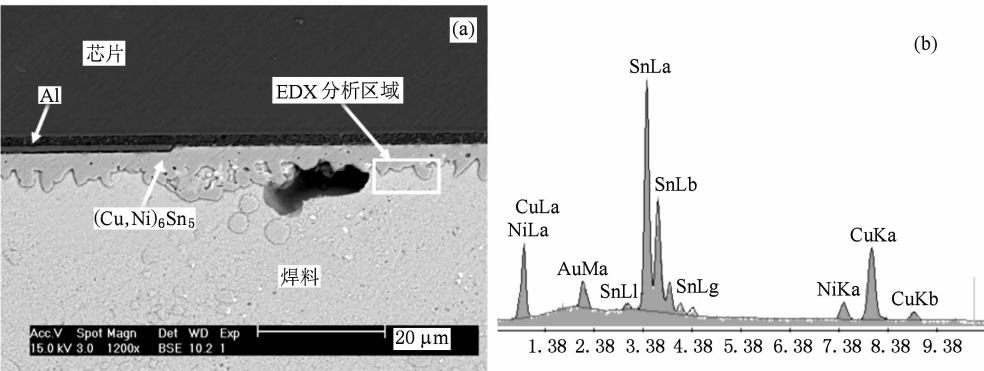


图 5 在 125℃ 环境温度下,经过 500 h 高温老化后 Al 互连和倒装凸点界面形貌及元素分析 (a)SEM 照片;(b)相应区域 EDX 能谱分析

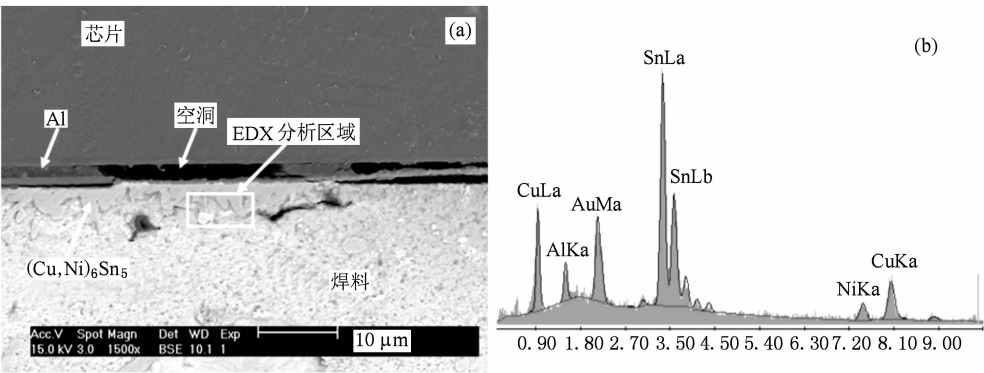


图6 在 125℃ 环境温度、1.5 A 电流强度条件下,经过 15 h 加热实验后 Al 互连和倒装凸点界面形貌及元素分析 (a)SEM 照片;(b)相应区域 EDX 能谱分析

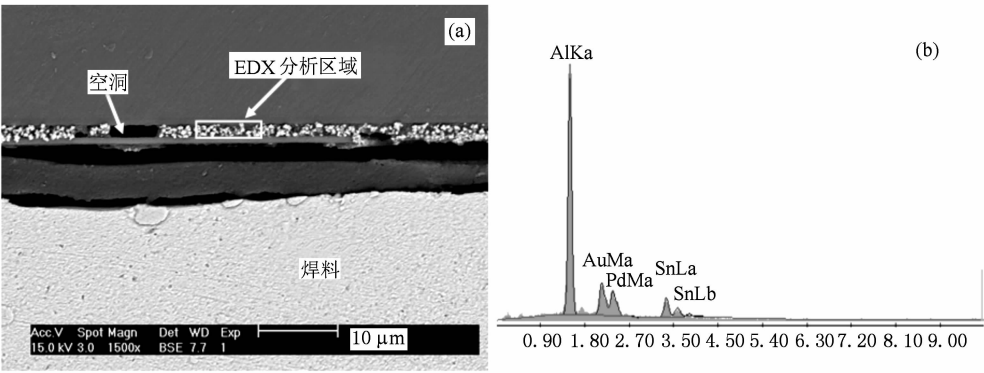


图7 在 125℃ 环境温度、1.5 A 电流强度条件下,经过 432 h 加热开路失效后 Al 互连和倒装凸点界面形貌及元素分析 (a)SEM 照片;(b)相应区域 EDX 能谱分析

两种:一是在化学势梯度作用下 Al 原子的定向扩散,二是在电应力作用下,Al 原子沿电子风力方向的定向迁移。

实验环境温度(125℃)大约为 1/5 的 Al 的同系温度,在此温度下 Al 金属原子热扩散速率较小,如果没有附加应力条件,单是由于化学势梯度导致的互扩散,即使是长时间的高温老化,也不会引起大量 Al 金属向焊料的迁移,如图 5 所示.同时,对比高温老化后的样品形貌也可以发现,高温老化对互连结构的影响较小,短期的老化并不会对样品的互连结构造成明显的异常特征.因此单是在高温应力条件下不可能形成图 6(a)所示的 Al 互连中大面积空洞现象。

在样品制备过程中,UBM 中的 Cu 层在焊接过程中与焊料快速反应形成金属间化合物,凸点与 Al 金属界面最终形成了 Al/Ni(V)/焊料互连结构,如图 8(a)所示.在未加电的条件下,由于 Ni(V)阻挡层的作用,即使 500 h 的高温老化都未造成 Al 原子

向焊料的扩散,如图 5(b)所示.当互连回路上加载 1.5 A 电流后,根据互连凸点尺寸,流经凸点的电流密度约为 $1.8 \times 10^4 \text{ A/cm}^2$.当电流密度达到 10^4 A/cm^2 以后,互连凸点中同样会发生电迁移现象^[11-13].Ni(V)层中的 Ni 原子是电子风力作用下的主要扩散相,而 Ni 原子的扩散速率决定着 Ni-Sn 或 Ni-Sn-Cu 金属间化合物的生长速率,Ni 原子沿电子流方向的定向扩散加速了 Ni 层与焊料的界面反应,导致原本相对稳定的 Ni(V)层在电迁移作用下很快被溶解形成金属间化合物,造成 Al 互连与焊料的直接接触,如图 8(b)所示.一旦作为扩散阻挡层的 Ni(V)层消失后,在电子风力作用下,由于 Al 原子比 Ni,Sn 更易发生电迁移现象,Al 原子在高电流密度条件下沿电子流方向快速扩散进入焊料中,使窗口下方的焊料中 Al 金属含量逐步上升,如图 6(b)和 7(b)所示.同时,空位沿电子流方向的反向迁移,当 Al 互连中反向迁移的空位达到过饱和后,空位的聚集形成空洞.形成图 8(c)所示的形貌.因

此,Al 原子在电迁移作用下沿电子流方向的定向扩

散是造成图 6(a) 中形成大面积空洞的主要原因.

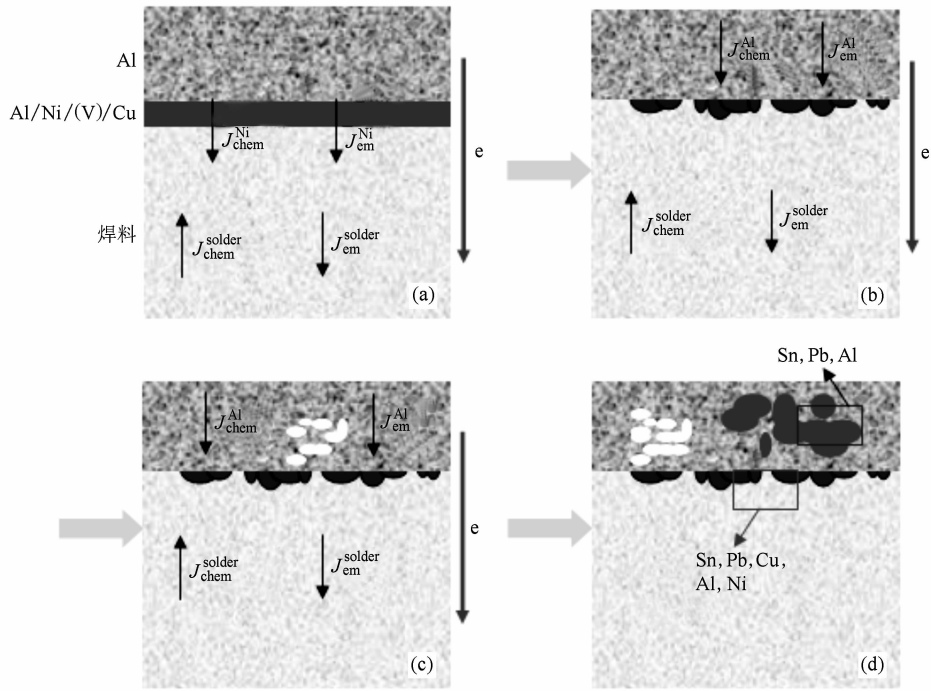


图 8 高温、高电流密度条件下,凸点和 Al 互连界面结构演变示意图 (a) 初始;(b) UBM 侵蚀;(c) 空洞形成;(d) 互扩散

进一步延长电迁移时间,432 h 后,互连结构发生开路失效,互连结构中的显微形貌发生进一步的变化,Al 互连金属层中出现了一定量的 Sn,Pb 焊料成分. 电迁移作用下,Al 原子发生定向扩散的同时,焊料中的原子同样受到电迁移的作用,忽略 Sn,Pb 原子在电迁移过程中的相互影响,电子风力会造成焊料原子沿电子风力方向(向下)的质量通量^[14,15]. Al,Sn 和 Pb 三种金属的电迁移速率依次减小,Al 的快速定向迁移对 Sn,Pb 的迁移肯定会造成影响,Al 向焊料的定向扩散很可能在窗口附近的焊料中形成压应力. 同时,在化学势梯度作用下,原子会从高化学位区向低化学位区迁移而使系统自由能降低. 因此,影响 Sn,Pb 原子扩散的作用力有三种:1) 电迁移作用力,2) 化学势梯度,3) Al 定向扩散形成的压应力,其中后两种作用力对 Sn,Pb 原子的作用方向一致,并与电迁移作用方向相反. 从最终的实验结果来看,焊料的扩散方向向上,说明在如图 8(c) 所示的接触界面上,化学势梯度和焊料中因 Al 电迁移而造成的局部压应力的综合作用已超过电迁移作用,在电迁移非主导的作用下形成与浓度梯度方向一致的定向扩散,焊料形成向上的质量通量. 同时,由于 Al 互连金属和焊料间质量通量的差异,最

终形成 Al 互连中既有空洞又有焊料扩散侵蚀的双重失效现象,如图 8(d) 所示. 因此,对凸点中的焊料来说,化学势梯度和 Al 电迁移造成的局部压应力是导致凸点中原子向 Al 互连扩散的主要作用力.

图 9 是在 125℃ 环境温度条件下,互连回路上加载 1.5 A 的直流电流,经过不同的电迁移时间后窗口位置 Al 互连中的焊料含量和焊料中 Al 金属含量的变化曲线. 随着电迁移时间的延长,Al 互连金属中的焊料含量不断升高,基本呈线性变化. 窗口位置焊料中的 Al 金属含量随电迁移时间的变化与

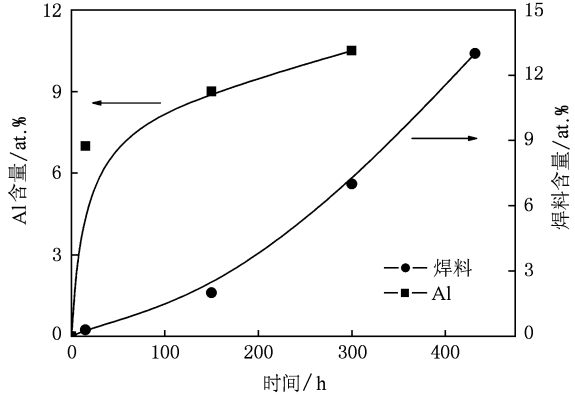


图 9 互连回路在 125℃ 条件下加载 1.5 A 的直流电流,窗口位置 Al 互连中的焊料含量和焊料中 Al 金属含量随时间的变化曲线

前者有所不同,焊料中的 Al 金属含量在电迁移初期就快速上升,15 h 即达到 7at.%,但是,进一步延长电迁移时间,窗口位置凸点中的 Al 金属含量变化较为平稳. Al 和焊料互扩散过程中的含量变化与互连结构有关. 对凸点来说,由于其体积相对较大,Al 金属从钝化窗口扩散进入凸点后,并不会单纯沉积在窗口附近,在电子风力作用下会不断向下迁移,造成窗口位置的焊料中 Al 金属含量并没有随电迁移时间而线性增加. 而对 Al 互连层来说,其近乎二维的几何结构并不能为扩散进入的焊料原子提供继续扩散的有效通道,Sn, Pb 原子基本沉积在窗口附近的 Al 互连布线中,随着电迁移时间的增加,Al 互连中的焊料成分不断上升. 因此,电迁移过程中,Al 原子和 Sn, Pb 原子在各自的主导作用力的驱动下,发生着持续的互扩散,直至互连结构最终因质量通量的差异而发生开路失效.

综上所述,正是由于各类金属原子在电子风力和化学势梯度作用下形成的原子通量,导致了界面上各类原子的定向扩散. Ni(V)镀层中的 Ni 原子在电迁移主导作用下的快速扩散导致界面反应加剧,很快形成对 Ni(V)镀层的溶解,形成 Ni-Sn-Cu 金属间化合物. 对 Al 互连金属来说,当 Ni(V)金属阻挡层被侵蚀后,虽然电迁移作用和化学势梯度都会导致 Al 原子向焊料的扩散,但电迁移导致的原子迁移速率远大于化学势梯度作用下的原子扩散速率. 而对焊料金属来说,在化学势梯度、电子风力和 Al 电

迁移形成的压应力的综合作用下,焊料中的 Sn, Pb 原子沿电子流相反方向的扩散,表明电子风力在焊料原子的扩散中并不占主导,化学势梯度和压应力的综合作用要远大于电迁移作用力. Al 原子和 Sn, Pb 原子分别在电迁移作用力和化学势梯度与压应力的综合作用下形成持续的互扩散,直至因质量通量的差异而发生开路失效.

4. 结 论

1. Al 金属和凸点互连界面在焊接过程中形成 Al/Ni(V)/焊料互连结构,在电迁移作用下, Ni 原子的快速扩散导致 Ni(V)扩散阻挡层发生快速的界面反应,形成 $(\text{Cu}, \text{Ni})_6\text{Sn}_5$ 金属间化合物.

2. Ni(V)金属阻挡层被侵蚀后, Al 金属在电子风力的主导作用下发生沿电子流方向的定向迁移,进入焊料中,同时由于空位的反向扩散导致 Al 互连中形成大面积空洞.

3. 在化学势梯度和由 Al 金属电迁移引起的焊料局部压应力的综合作用下,焊料中的 Sn, Pb 原子形成与浓度梯度方向一致的质量通量,形成焊料对 Al 互连的侵蚀.

4. 高电流密度条件下,不同的扩散主导作用力使 Al 原子和 Sn, Pb 原子在窗口位置形成持续的互扩散,最终因质量通量的差异而发生开路失效.

-
- [1] Zaporozhets T V, Gusak A M, Tu K N, Mhaisalkar S G 2005 *J. Appl. Phys.* **98** 1
 - [2] He L, Du L, Zhuang Y Q, Chen C X, Wei T, Huang X J 2007 *Acta Phys. Sin.* **56** 7176 (in Chinese) [何亮、杜磊、庄奕琪、陈春霞、卫涛、黄小君 2007 物理学报 **56** 7176]
 - [3] Zhang W J, Yi W B, Wu J 2006 *Acta Phys. Sin.* **55** 5424 (in Chinese) [张文杰、易万兵、吴瑾 2006 物理学报 **55** 524]
 - [4] Tu K N 2003 *J. Appl. Phys.* **94** 5451
 - [5] 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]
 - [6] Nah J W, Chen K, Tu K N, Su B R, Chen C 2007 *J. Mater. Res.* **22** 763
 - [7] Ouyang F Y, Tu K N, Kao C L, Lai Y S 2007 *Appl. Phys. Lett.* **90** 211914
 - [8] Shao W, Mhaisalkar S G, Sritharan T, Vairagar A V, Engelmann H J, Aubel O, Zschech E, Gusak A M, Tu K N 2007 *Appl. Phys. Lett.* **90** 052106
 - [9] Lu Y D, He X Q, En Y F, Wang X, Zhuang Z Q 2009 *Acta Mater.* **57** 2560
 - [10] Gan Z, Gusak A M, Shao W, Chen Z, Mhaisalkar S G, Zaporozhets T, Tu K N 2007 *J. Mater. Res.* **22** 152
 - [11] Yang D, Wu B Y, Chan Y C, Tu K N 2007 *J. Appl. Phys.* **102** 043502
 - [12] Ouyang F Y, Chen K, Tu K N, Lai Y S 2007 *Appl. Phys. Lett.* **91** 231919
 - [13] Liang S W, Chang Y W, Shao T L, Chen C, Tu K N 2006 *Appl. Phys. Lett.* **89** 022117
 - [14] Lu Y D, He X Q, En Y F, Wang X, Zhuang Z Q 2009 *Acta Metall. Sin.* **45** 178 (in Chinese) [陆裕东、何小琦、恩云飞、王歆、庄志强 2009 金属学报 **45** 178]
 - [15] Zhang L, Ou S, Huang J, Tu K N, Gee S, Nguyen L 2006 *Appl. Phys. Lett.* **88** 012106

Directional diffusion of atoms in metal strips/bump interconnects of flip chip^{*}

Lu Yu-Dong^{1)2)†} He Xiao-Qi²⁾ En Yun-Fei²⁾ Wang Xin¹⁾ Zhuang Zhi-Qiang¹⁾

1) (*Key Laboratory of Specially Functional Materials, College of Materials Science and Engineering, South China University of Technology, Guangzhou 510640, China*)

2) (*National Key Laboratory for Reliability Physics and Its Application Technology of Electrical Component, The 5th Electronics Research Institute of the Ministry of Industry and Information Technology, Guangzhou 510610, China*)

(Received 17 June 2009; revised manuscript received 18 August 2009)

Abstract

The diffusion character of metal atoms in the interconnects of metal strips/solder bump was observed by series solder bumps on flip chip which were stressed by high density electric current under high temperature. Assumed that the diffusion of atoms was controlled by electrical stress and chemical potential gradient, the diffusion behavior of all metal atoms in interconnects was investigated. The Ni atoms in the Ni(V) finishes directionally diffuse along the electron flow and accelerate the interface reaction of Ni and Sn by electromigration. Thus the Ni(V) finishes lose the action of the diffusion barrier layer in turn that resulted in the direct connection of Al and the solder. The Al atoms migrate in the electron flow by the electron wind force induced the Al atoms content in solder near the passivation via increases with the stressed time. The vacancies move in the opposite direction with the Al atom flux, and collect in the Al strips. Then the voids appear after the supersaturation of vacancies. The Sn and Pb atoms in the solder diffuse along the concentration gradient because of the non-leading action of electromigration. The atoms in the solder driven by the chemical potential gradient and compression stress form the upward fluxes. The upward diffusion of solder erodes the Al strips, which made the Al strips failure due to the voids and corrosion. The Al and Sn/Pb atoms were driven by their respective dominant force, and result in durative mutual diffusion until the interconnects take place the open circuit because of the difference of mass flux.

Keywords: flip chip, bump, electromigration, diffusion

PACC: 7155D, 7290, 7340J

^{*} Project supported by the China Postdoctoral Science Foundation (Grant No. 20080430825), The National Pre-Research Foundation (Grant No. 51323060305) and The R & D Foundation of the 5th Electronics Research Institute of the Ministry of Industry and Information Technology (Grant No. XF0726130).

[†] E-mail: yudonglu@yahoo.com.cn