文章编号: 1004-0609(2007)03-0390-06

添加 0.10%Ce 对 Sn-0.7Cu-0.5Ni 焊料 与 Cu 基板间界面 IMC 的影响

卢 斌,王娟辉,栗 慧,朱华伟, 焦宪贺

(中南大学 材料科学与工程学院, 长沙 410083)

摘 要:研究 Sn-0.7Cu-0.5Ni-*x*Ce(*x*=0, 0.1)焊料与铜基板间 543 K 钎焊以及 453 K 恒温时效对界面金属间化合物 (IMC)的形成与生长行为的影响。结果表明:往 Sn-0.7Cu-0.5Ni 焊料合金中添加 0.10%Ce,能抑制等温时效过程 中界面 IMC 的形成与生长;焊点最初形成的界面 IMC 为 Cu₆Sn₅,时效 10 d 后,Sn-0.7Cu-0.5Ni 和 Sn-0.7Cu-0.5Ni-0.10Ce 这 2 种焊料中均有 Cu₃Sn 形成,与 Sn-0.7Cu-0.5Ni/Cu 焊点相比,Sn-0.7Cu-0.5Ni-0.10Ce/Cu 界面 IMC 层较为平整;该界面 IMC 的形成与生长均受扩散控制,主要取决于 Cu 原子的扩散,添加稀土元素 Ce 能抑制 Cu 原子的扩散,Sn-0.7Cu-0.5Ni 和 Sn-0.7Cu-0.5Ni-0.10Ce 焊点界面 IMC 层的生长速率分别为 6.15×10⁻¹⁸ 和 5.38×10⁻¹⁸ m²/s。

关键词:无铅焊料;界面反应;等温时效;IMC;生长率 中图分类号:TG 425.1 文献标识码:A

Effect of 0.10% Ce on intermetallic compounds at Sn-0.7Cu-0.5Ni/Cu interface

LU Bin, WANG Juan-hui, LI Hui, ZHU Hua-wei, JIAO Xian-he

(School of Materials Science and Engineering, Central South University, Changsha 410083, China)

Abstract: Intermetallic compound(IMC) formation and growth of Sn-0.7Cu-0.5Ni solder with addition 0.1% Ce were studied for Cu-substrate during soldering at 543 K and isothermal aging at 453 K. The results show that addition of 0.1% Ce into Sn-0.7Cu-0.5Ni solder inhibits the excessive formation and growth of intermetallic compounds during the soldering reaction and thereafter under aging condition. The intermetallic compound layer formed firstly at the interface is Cu₆Sn₅, after 10 d of aging a thin Cu₃Sn layer is also observed for both solders. After several days of aging, Sn-0.7Cu-0.5Ni-0.1Ce solder gives comparatively planar intermetallic layer at the solder-substrate interface than Sn-0.7Cu-0.5Ni solder. The formation of intermetallic compounds during aging for both solders follows the diffusion control mechanism. Intermetallic growth rate constants for Sn-0.7Cu-0.5Ni and Sn-0.7Cu-0.5Ni-0.1Ce solder are 6.15×10^{-18} and 5.38×10^{-18} m²/s, respectively, which has significant effect on the growth behavior of intermetallic compounds during aging.

Key words: lead-free solder; interfacial reaction; isothermal aging; IMC; growth rate

目前, Sn-Pb 合金焊料广泛应用于现代电子装置中。然而, Pb 有毒, 对环境和人们的身体健康产生不利影响, 因而, 必需用环保型无铅焊料来代替含铅焊料^[1]。在波峰焊接中, Sn-Cu 共晶焊料(Sn-0.7Cu, 质

量分数,%,下同)被认为是最有希望替代共晶 Sn-Pb 焊料的无铅焊料^[2-3]。与 Sn-3.5Ag 和 Sn-3.8Ag-0.7Cu 焊料相比,Sn-0.7Cu 共晶焊料被认为是一种更适用于 倒装焊接的焊料^[4]。然而,该焊料的润湿性相对较差,

基金项目:湖南省科技重点攻关项目(01YJJ2056)

收稿日期: 2006-08-25; 修订日期: 2006-11-19

通讯作者: 卢 斌, 教授; 电话: 0731-8836319; E-mail: luoffice@mail.csu.edu.cn

以至不能很好地焊接,制约其在单相印刷电路板(PCB) 等波峰焊接中的应用。其解决方法主要是通过添加 Ag,Ni和P等来提高其可靠性^[5-7]。研究结果表明^[7], 在 Sn-0.7Cu 焊料合金中,添加 Ni 元素的效果最好, Ni 不仅能改变熔融焊料中金属间化合物(IMC)的形状, 避免焊接时出现焊点桥连等缺陷,而且当 Ni 质量分数 高达 0.5%时,焊料还具有好的流动性能和蠕变抗力。

在钎焊过程中,熔化的焊料与基体反应,在钎焊 界面处形成界面金属基化合物(IMC)。IMC 的形成一 方面表明钎焊质量可靠,即焊料通过与基体反应形成 较薄的 IMC 层有利于获得良好的冶金结合;另一方 面,若 IMC 层太厚,则会产生负面效果^[8-9]。微量稀 土元素 Ce 能细化 Sn-Ag-Cu 焊料合金组织,还能抑制 焊料合金与 Cu 基板间的 IMC 的生长^[10],有利于提高 钎焊质量的可靠性。目前,尚未见稀土元素 Ce 对 Sn-0.7Cu-Ni 焊料合金与 Cu 基板间的 IMC 的形成和生 长的影响的报道。在此,本文作者以 Sn-0.7Cu-0.5Ni 焊 料 合 金 为 研 究 对 象,探讨稀土 元素 Ce 对 Sn-0.7Cu-0.5Ni/Cu 钎焊接头 IMC 的形成以及恒温时 效过程中 IMC 生长的影响,以期为研究稀土元素在无 铅焊料中的作用提供实验依据。

1 实验

实验用原材料为纯度高于 99.9%的单质金属 Sn 和 Sn-10%Cu, Sn-4.7%Ni 以及 Sn-3.7%Ce 等中间合金。 按 Sn-0.7Cu-0.5Ni-*x*Ce(*x*=0, 0.1)名义成分配好后在真 空感应熔炼炉中熔炼,熔炼温度为 873~923 K。

钎焊基板尺寸为 15 mm×3 mm×15mm(W×D×L), 纯度为 99.9%的 Cu 片,将其抛光后,用 5% NaOH 溶 液、蒸馏水清洗后,再用体积分数为 5% HCl 水溶液 清洗,然后用蒸馏水清洗。在铜片上涂覆一层活性松 香助焊剂(RMA),滴入助焊剂后,将焊料 Sn-0.7Cu-0.5Ni-xCe(x=0,0.1)焊料样品放置于 Cu 基板上,放入 干燥箱中加热,在 543 K 保温 5 min,将焊料样品熔化 获得钎焊态样品。对上述 2 种成分的钎焊态样品沿中 心剖开切割成尺寸为 3 mm×3 mm×8 mm(W×D×L)的 样品,分别放入干燥箱中进行时效处理,干燥箱的控 温精度为±1 K。钎焊态样品经过 453 K 分别恒温时效 5,10 和 20 d 后取出空冷。为了便于界面 IMC 的研究, 样品被镶嵌在环氧树脂里,打磨,抛光,腐蚀。腐蚀 液为 95% C₂H₅OH+5% HCl 混合液。在 KYKY2800 扫 描电子显微镜(SEM)上分析 IMC 的微观组织,并测量 其厚度。对每个样品测量 30 次,取其平均值。

2 结果与讨论

2.1 焊点界面组织的变化

图 1 所示为 Sn-0.7Cu-0.5Ni-xCe(x=0, 0.1) 焊料/Cu 基板间 543K 钎焊态焊点接头微观组织的 SEM 照片。 可以看出,焊料与Cu基板界面上形成IMC 层。EDX 分析结果表明, 焊料/Cu 基板间界面 IMC 为 Cu₆Sn₅ 相。此外,还观察到靠近 IMC 层的基体中形成一些粗 大的 Cu₆Sn₅相, 且相对于 Sn-0.7Cu-0.5Ni/Cu 体系而 言, Sn-0.7Cu-0.5Ni-0.1Ce/Cu 焊料体系的基体中所形 成的 Cu₆Sn₅相的数量较少(见图 1 和 2)。测量结果表 明, Sn-0.7Cu-0.5Ni-xCe(x=0, 0.1)/Cu 的钎焊界面 Cu₆Sn₅层厚度分别为 1.95 µm(x=0)和 1.73 µm(x=0.1)。 在钎焊过程中, 基板中的 Cu 原子以扩散方式通过界 面 Cu₆Sn₅ 层进入熔化的焊料基体中。当 Cu 原子在熔 化焊料中的富集量超过某一最小临界值时,富集的 Cu 原子就会与焊料基体中的 Sn 原子反应生成 Cu₆Sn₅, 导致在钎焊界面附近的焊料基体中形成一些粗大的 Cu₆Sn₅相。实验结果表明,稀土元素 Ce 能抑制 Cu





Fig.1 SEM images of solder/Cu interfaces after soldering at 543 K: (a) Sn-0.7Cu-0.5Ni solder; (b) Sn-0.7Cu-0.5Ni-0.10Ce solder



图 2 543 K 钎焊后焊料基体中 IMC 的形成

Fig.2 Formation of intermetallic compound in bulk of solder after soldering at 543 K: (a) Sn-0.7Cu-0.5Ni solder; (b) Sn-0.7Cu-0.5Ni-0.10Ce

原子在 Sn-0.7Cu-0.5Ni 焊料/Cu 基底间的界面 IMC 层 中扩散。

图 3 所示为 Sn-0.7Cu-0.5Ni-*x*Ce(*x*=0, 0.1)/Cu 钎 焊界面经过 180 ℃/时效 5 d 后的背散射 SEM 照片。 可以看出,经过 453 K/5 d 时效后,界面 IMC 的厚度 分别增至 3.26 µm(*x*=0)和 2.98 µm(*x*=0.1)。在相邻的扇 贝形 IMC 谷底, IMC 的生长速度高于峰顶的生长速



图 3 453 K/5 d 时效后焊料/Cu 接头微观组织的 SEM 照片 Fig.3 SEM images showing solder/Cu interfaces after 5 d of aging: (a) Sn-0.7Cu-0.5Ni solder; (b) Sn-0.7Cu-0.5Ni- 0.10Ce

度,这与 Lee 等^[11]报道的结果相一致。时效 5 d 后, 界面 IMC 的形态从最初的扇贝状(见图 1)向较为平整 的平层状转变(见图 3)。此外,时效 5 d 后并未在界面 IMC 中发现 Cu₃Sn 相,但是在所报道的 Sn-Pb 共晶焊 料/Cu 界面研究中却明显发现有 Cu₃Sn 形成^[12]。这可 能与钎焊接头反应层或者产物中 Cu₃Sn 非常薄而且小 有关,以至实验中未发现界面 IMC 层中的 Cu₃Sn 相。

进一步增加等温时效时间,发现在 Cu₆Sn₅相与基 体 Cu 界面出现层状的 Cu₃Sn 相。图 4 和 5 所示分别 为 453 K 时效 10 d 和 20 d 后的背散射 SEM 照片。可 以看到, 焊料/Cu 界面 IMC 均呈现出 Cu₆Sn₅和 Cu₃Sn 的复层结构,且 Sn-0.7Cu-0.5Ni/Cu的 IMC 层形貌比 Sn-0.7Cu-0.5Ni-0.10Ce/Cu 的层形貌粗糙和不平直。 EDX 分析结果证实, IMC 层中的 Cu₆Sn₅相靠近焊料 侧, Cu₃Sn 相靠近 Cu 基底侧。由于 Sn 在 Cu₆Sn₅相中 的扩散系数低于 Cu 在 Cu₆Sn₅相中的扩散系数,导致 通过界面 Cu₆Sn₅层的 Sn 减少,基底中的 Cu 向 IMC 层中扩散,并与 Cu₆Sn₅ 发生发应,在界面 Cu₆Sn₅ 层 下面形成 Cu₃Sn 层(见图 4(b)和 5(b))。这与 Tu 等^[13] 的报道结果相吻合。此外, EDX 分析结果还显示出界 面 Cu₆Sn₅相中含有一定的 Ni(其原子分数为 4.3%),符 合(Cu,Ni)₆Sn₅化学配比,说明该界面 Cu₆Sn₅相应为 (Cu,Ni)₆Sn₅合金相,(Cu,Ni)₆Sn₅的Ni元素应来自焊料 中。由于焊料中含有较高的 Ni(质量分数为 0.5%),在 反应初始阶段, Sn-Cu-Ni 焊料中的 Ni 原子像 Sn 在 Cu₆Sn₅相中的扩散一样而向界面 Cu₆Sn₅中扩散,且可 参与界面反应形成合金 IMC。在回流循环过程中, Zhang 等^[14]也发现Ni能够扩散至整个焊料接头中形成 (Cu,Ni)₆Sn₅三元相。

据图 4 和 5 计算界面 IMC 厚度。结果表明,随着时效时间的增加,焊点界面的 IMC 层明显增厚,经过



图 4 453 K 时效 10 d 后焊料/Cu 钎焊接头微观组织的 SEM 照片

Fig.4 SEM images showing the solder/Cu interfaces after aged at 453 K for 10 d: (a) Sn-0.7Cu-0.5Ni sloder; (b) Sn-0.7Cu-0.5Ni-0.10Ce



图 5 53 K/20 d 时效后焊料/Cu 接头微观组织的 SEM 照片

Fig.5 SEM images showing solder/Cu interfaces after aged at 453 K for 20 d: (a) Sn-0.7Cu-0.5Ni solder; (b) Sn-0.7Cu-0.5Ni-0.10Ce

10 d 等温时效后,界面 IMC 的总厚度分别增至 4.34 μm(x=0)和 3.97 μm(x=0.1); 经 20 d 等温时效后,界面 IMC 的总厚度分别增至 5.21 μm(x=0)和 4.78 μm(x=0.1)。

2.2 等温时效过程中焊料/Cu界面的 IMC 的生长

在时效过程中,所形成的界面 IMC 的厚度与时效时间的关系可用下面的抛物线型公式来描述:

$$Y = kt^n \tag{1}$$

式中 *Y*为 IMC 层的厚度; *t*为时效时间; *k*为 IMC 层的生长速率; *n*为时间 *t* 的指数。

Kim 等^[15]认为,在固态时效时,界面 IMC 的生长 一般遵循线性或者抛物线规律变化。当生长率受到生 长地方的反应速率控制时,IMC 的生长遵循直线规律。 反之,IMC 的生长受到扩散控制时,遵循抛物线规律。 对于受扩散控制的过程,界面 IMC 的生长厚度应当遵 循时间的平方根的动力学理论,并且可以表述为 *Y=kt*^{0.5},此时时间指数 *n* 为 0.5^[16]。

图 6 所示为 Sn-0.7Cu-0.5Ni-*x*Ce(*x*=0, 0.1)/Cu 钎 焊界面 IMC 层的总厚度与时效时间的平方根的函数 关系。可以看出, IMC 层厚度的增加与时效时间的平 方根近似呈直线关系,且 Sn-0.7Cu-0.5Ni/Cu 焊料体系 中 IMC 层的生长速率高于 Sn-0.7Cu-0.5Ni-0.10Ce/Cu 焊料体系的生长速率。图中显示出该 2 种焊料体系中 IMC 层的生长都遵循抛物线生长规律,即 IMC 的生长 行为受扩散过程控制^[17-19]。

为了进一步了解 Sn-0.7Cu-0.5Ni-xCe(x=0, 0.1)/Cu 焊料体系中 IMC 的生长行为,据 Y 对应 $t^{0.5}$ 的关系, 由多元线性回归分析方法计算生长率 k_{\circ} 图 6 所示为 Sn-0.7Cu-0.5Ni-xCe(x=0, 0.1)/Cu 钎焊界面 IMC 总厚 度与时效时间平方根的关系。图中所示的曲线斜率即 为 Sn-0.7Cu-0.5Ni/Cu 和 Sn-0.7Cu-0.5Ni-0.10Ce/Cu 焊 料体系中的 k,分别为 6.15×10⁻¹⁸ m²/s 和 5.38×10⁻¹⁸ m²/s。可见,在恒温时效过程中,Sn-0.7Cu-0.5Ni/Cu 焊料合金体系中 IMC 的生长率略高于 Sn-0.7Cu-0.5Ni



图 6 IMC 总厚度与时效时间的平方根的关系 Fig.6 Thickness of intermetallic compound layer as function of square root of aging time

0.10Ce/Cu 焊料体系的生长率。由此也可以看出,微量稀土 Ce 具有抑制界面 IMC 生长的作用。线性回归 系数 R² 是所有平方根总和与线性回归的平方根总和 的比率,该值在 Sn-0.7Cu-0.5Ni/Cu 和 Sn-0.7Cu-0.5Ni 0.10Ce/Cu 体系中分别为 0.990 0 和 0.990 3,此表明这 2 种焊料体系中 IMC 的形成近似遵循扩散定律。

在恒温时效过程中,与 IMC 生长有关的时间指数 *n* 可由下式计算^[20]:

$$Y_t = At^n + Y_0 \tag{2}$$

式中 *Y*为*t*时刻 IMC 层的总厚度; *A*为常数; *n*为时间指数; *Y*₀为初始时刻 IMC 层的厚度。式(2)的对数表达式为

$$\ln(Y_t - Y_0) = n \ln t + \ln A \tag{3}$$

图7所示为 $\ln(Y_t - Y_0)$ 对 $\ln t$ 的关系。由曲线的斜率可 得到Sn-0.7Cu-0.5Ni-xCe(x=0,0.1)/Cu焊料合金体系中 n分别为0.55和0.54。n对于扩散过程的影响很大,从而 也影响Sn-0.7Cu-0.5Ni-xCe(x=0,0.1)/Cu焊料体系中 IMC的形成。计算所得的IMC生长速率的平方值 k^2 、 线性相关系数 R^2 和时间指数n见表1。



Fig.7 Relationship between $\ln(Y-B)$ and $\ln t$

由表 1 可知, IMC 层厚度取决于 Cu 原子的扩散 过程,且 Cu 在 Sn-0.7Cu-0.5Ni/Cu 体系中的扩散速度 要高于 Sn-0.7Cu-0.5Ni-0.10Ce/Cu 体系的扩散速度。在 钎焊反应中来自于基底中的 Cu 原子与焊料基体中的 Sn 原子反应,并在焊料与基底的界面以及焊料基体中 形成 IMC, Cu 原子通过 IMC 持续扩散。尽管如此, 界面反应并没有快到消耗所有扩散来的 Cu 原子,导 致没有反应完的 Cu 原子深入扩散到焊料基体的内部 与 Sn 反应生成 Cu₆Sn₅相。因此,随着基体中 Cu 原子 的减少,基底中更多的 Cu 原子向焊料基体中扩散。 此外,当基体中 Cu 原子的溶解度降低时,Cu₆Sn₅化 合物便在已经形成的 IMC 层上面沉淀,导致 IMC 层 厚度增加。

3 结论

1) 在钎焊接头界面反应中,随着时效时间的延 长,界面反应产物由 Cu₆Sn₅单层向 Cu₆Sn₅+Cu₃Sn 双 层 IMC 转变,且该 2 种焊料界面 IMC 层厚度也均有 所增加,其中 Sn-0.7Cu-0.5Ni 焊料合金/Cu 体系中形 成的 IMC 厚度略大于 Sn-0.7Cu-0.5Ni-0.10Ce 焊料合 金/Cu 体系的厚度。

表1 计算所得的IMC生长速率的平方值k²、线性相关系数R²和时间指数n

Table 1 Calculated square of growth rate constants (k^2) , linear correlation coefficients (R^2) and time exponent n

Alloy	Temperature/K	IMC	$k^2/(10^{-18} \mathrm{m}^2 \cdot \mathrm{s}^{-1})$	R^2	n
Sn-0.7Cu-0.5Ni	453	Cu ₆ Sn ₅ +Cu ₃ Sn	6.15	0.990 0	0.55
Sn-0.7Cu-0.5Ni-0.1Ce	453	Cu ₆ Sn ₅ +Cu ₃ Sn	5.38	0.990 3	0.54

2) Sn-Cu 界面 IMC 的形成和生长取决于 Cu 原子 从基底中向基体中的扩散,加入稀土元素 Ce 能降低 Sn-0.7Cu-0.5Ni/Cu 中界面 IMC 的生长率,抑制 IMC 的生长。Sn-0.7Cu-0.5Ni 的生长速率为 $k^2 = 6.15 \times 10^{-18}$ m²/s; Sn-0.7Cu-0.5Ni-0.10Ce 的生长速率为 $k^2 = 5.38 \times 10^{-18}$ m²/s。

REFERENCES

- [1] 陈国海,黎小燕,耿志挺. 新型无铅焊料合金 Sn-Zn-Ga 的研究[J]. 稀有金属材料与工程,2004,33(11):1222.
 CHEN Guo-hai, LI Xiao-yan, GENG Zhi-ting. The study on the new type lead-free solder alloys Sn-Zn-Ga[J]. Materials and Engineering of Rare Metal, 2004, 33(11):1222.
- [2] Chen W T, Lee S W, Yip M C. Mechanical properties and intermetallic compound formation at the Sn/Ni and Sn-0.7wt.%/Ni joints[J]. Journal of Electronic Materials, 2003, 32(11): 1284–1289.
- [3] Zeng K, Tu K N. Six cases of reliability study of Pb-free solder joints in electronic packaging technology[J]. Mater Sci Eng R, 2002, 38(2): 55-105.
- [4] Yoon J W, Kim S W, Jung S B. Interfacial reaction and mechanical properties of eutectic Sn-0.7Cu/Ni BGA solder joints during isothermal long-term aging[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2005, 391: 82–89.
- [5] 田民波,马鹏飞. 电子封装无铅化技术进展[M]. 印刷电路资讯, 2004(3): 52-59.
 TIAN Min-bo, MA Peng-fei. The Summarization of Lead-Free Technology in Electronic Packing[M]. Printed Circuit Board Information, 2004(3): 52-59.
- [6] 晏 勇,蒋晓虎,张继忠,等.一种高性能实用型 Sn-Cu 无铅 电子钎料[J].电子元件与材料,2004,24(4):54-56. YAN Yong, JIANG Xiao-hu, ZHANG Ji-zhong, et al. High performances Sn-Cu electronic lead-free solder[J]. Electronic Components and Materials, 2004, 24(4): 54-56.
- [7] Huh S H, Kim K S, Suganuma K. Effect of Ag addition on the microstructure and mechanical properties of Sn-Cu eutectic solder[J]. Materials Transactions, 2001(42): 739–744.
- [8] Yoon J W, Lee Y H, Kim D G, et al. Intermetallic compounds layer growth at the interface between Sn-Cu-Ni solder and Cu substrate[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2004, 381: 51–157.
- [9] 韩宗杰, 鞠金龙, 薛松柏. 半导体激光软钎焊 Sn-Ag-Cu 焊点 微观组织[J]. 中南大学学报: 自然科学版, 2006, 37(2): 229-234.

HAN Zong-jie, JU Jin-long, XUE Song-bai. Microstructures of Sn-Ag-Cu lead-free soldered joints with diode-laser soldering[J]. J Cent South Univ: Science and Technology, 2006, 37(2): 229–234.

- [10] Wu C M L, Yu D Q, Law C M T, et al. Properties of lead-free solder alloys with rare earth element additions[J]. Mater Sci Eng, 2004, 44: 1–44.
- [11] Lee T Y, Choi W J, Tu K N. Morphology kinetics and thermodynamics of solid-state aging of eutectic Sn-Pb and Pb-free solders (Sn-3.5Ag,Sn-3.8Ag-0.7Cu,Sn-0.7Cu) on Cu[J]. Journal of Materials Research, 2002, 17(2): 291–301.
- [12] Hwang C W, Lee J G, Suganuma K, Mori H. Interfacial microstructure between Sn-3Ag-xBi alloy and Cu substrate with or without electrolytic Ni plating[J]. Journal of Electronic Materials, 2003, 32(2): 52–62.
- [13] Tu K N, Thompson R D. Kinetics of interfacial reaction in bimetallic Cu-Sn thin films[J]. Acta Materialia, 1982, 30(5): 947–952.
- [14] Zhang F, Li M, Chum C. Influence of substrate metallization on diffusion and reaction at the under-bump metallization/solder interface in flip-chip packages[J]. Journal of Materials Research, 2002, 17(11): 2757–2760.
- [15] Kim D G, Jung S B. Interfacial reaction and growth kinetics for intermetallic compounds layer between In-Sn solder and bare Cu substrate[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2005, 386: 151–156.
- [16] Lee C Y, Lin K L. Preparation of solder bumps incorporating electroless nickel-boron deposit and investigation on the interfacial interaction behavior and wetting kinetics[J]. Journal of Materials Science, 1997, 8(6): 377–383.
- [17] Vianco P T, Xilgo A C, Grant R. Intermetallic compound layer growth by solid state reactions between 58Bi-42Sn solder and copper[J]. Journal of Electronic Materials, 1995, 24(10): 1493–1505.
- [18] Chen C C, Lin A H, Luo G L, Kao C R. Long-term aging study on the solid-state reaction between 58Bi-42Sn solder and copper[J]. Journal of Electronic Materials, 2000, 29(5): 1200–1206.
- [19] Rizvi M J, Chan Y C, Bailey C, et al. Effect of adding 1wt% Bi into the Sn-Ag-Cu solder sally on the intermetallic formations with Cu-substrate during soldering and isothermal aging [J]. Journal of Alloys and Compounds, 2006, 407: 208–214.
- [20] Vianco P T, Rejent J A. Properties of ternary Sn-Ag-Bi solder alloys: thermal properties and micro structural analysis [J]. Journal of Electronic Materials, 1999, 28(10): 1127–1137.

(编辑 陈灿华)