

SnAg 及 SnAgCu 无铅焊料接头中金属间化合物在时效中的演变

李晓延¹, 杨晓华², 吴本生², 严永长¹

(1. 北京工业大学 材料科学与工程学院, 北京, 100022; 2. 福州大学 测试中心, 福建 福州, 350002)

摘要: 对 SnAg 共晶合金及 SnAgCu 共晶合金无铅焊料与 Cu 或 Ni/Cu 或 Au/Ni/Cu 衬底经钎焊方法焊接后, 在焊接界面和焊料内部形成的金属间化合物(IMC)的类型、形貌和分布形式, 以及焊接接头在随后时效过程中 IMC 的类型、成分和形貌的演变规律进行综述。分析结果表明, 在钎焊过程中, IMC 的类型与焊料成分有关, 与衬底金属在焊料合金中的溶解度及扩散速度有关; IMC 的形貌与加热温度、冷却速度及焊接界面的温度梯度有关; IMC 的分布与焊料成分及接头中金属元素的扩散能力有关; 焊料接头的断裂机理与接头合金成分、时效温度、时效时间、载荷方式有关; 在时效过程中, 焊料共晶组织粗化, 焊料强度下降, 断裂会在焊料内部发生; 当 IMC 厚度增大到临界尺寸时, 应力集中严重, 多层 IMC 形成, 空穴形成及长大, 在 IMC 界面层断裂; 若两者强度接近, 则断裂部分发生在焊料, 部分发生在界面 IMC 处。

关键词: 无铅焊料; 金属间化合物; 时效

中图分类号: TN604

文献标识码: A

文章编号: 1672-7207(2007)01-0030-06

Evolution of intermetallic compounds in SnAg and SnAgCu lead-free solder joints during aging

LI Xiao-yan¹, YANG Xiao-hua², WU Ben-sheng², YAN Yong-chang¹

(1. School of Materials Science and Engineering, Beijing University of Technology, Beijing 100022, China;

2. Testing Center, Fuzhou University, Fuzhou 350002, China)

Abstract: The types, morphology and distribution of intermetallic compounds (IMCs), and the evolution of the types and composition and morphology of IMC in the joints during the subsequent aging process were presented. The analysis results show that the types of IMCs mainly depend on solder composition and the solubility and diffusion rate of metal substrate in solder alloy; the morphology of IMC is closely related with the soldering peak temperature, cooling rate and the thermal gradient of the interface of joints; the distribution of IMC is related with solder composition and the diffusivity of metal elements in the joints. The analysis results also show that the fracture mechanism of the joints is mainly controlled by the solder composition, the peak temperature and duration of aging as well as the applied loads. The eutectic structures of the solder are coarsened during the aging process and the strength of the solder decreases, thus the fracture occurs inside the solder. If the thickness of IMC increases to critical size, the stress concentration will be serious. Some time multilayer IMCs will be formed and cavity will be formed and grow, and the fracture will occur in the interfacial layer of IMCs. If the strengths of the solder and IMC are close during aging, the fracture will occur both inside the joints and in the interfacial layer of IMCs.

Key words: lead-free solders; intermetallic compounds; aging

收稿日期: 2006-06-08

基金项目: 国家自然科学基金资助项目(50475043); 国家教育部博士点基金资助项目(20040005012); 北京市自然科学基金资助项目(2052006)

作者简介: 李晓延(1962-), 男, 陕西礼泉人, 教授, 博士, 从事焊接材料的研究

通讯作者: 杨晓华, 女, 教授, 博士; 电话: 0591-87892447-801(O); E-mail: xhyang@fzu.edu.cn

在电子封装技术中, 焊料起着连接和支撑电子元件和电路板的作用。在焊料和衬底的连接界面上或在焊料内部, 常常会形成各种各样的金属间化合物(IMC)。IMC 对接头的可靠性至关重要, 适量的 IMC 可以起到提高接头强度、润湿焊料及阻碍焊料扩散及氧化的作用。然而, 若 IMC 量过大, IMC 层过厚或者分布不均, 对接头的性能造成危害。不同的焊料合金和衬底金属形成的 IMC 的类型、成分、形貌及形核地点都不同, 在随后的时效过程中的变化也不同, 最后导致接头断裂的机理不同。人们对各种成分的再流焊接头在不同的焊接工艺参数下形成的微观组织及性能^[1-4], 以及各种再流焊接头在不同的时效条件下微观组织和性能的演变规律^[5-7]、对各种性能的影响^[8-10]进行了研究。在此, 本文作者对目前研究很多的 SnAg 共晶合金焊料及 SnAgCu 共晶合金焊料与 Cu 或 Ni/Cu 或 Au/Ni/Cu 衬底经 1 次或多次再流焊方法焊接后, 在焊接界面和焊料内部形成的 IMC 的类型、形貌及分布形式及其随后在 150 °C 左右时效不同时间后, IMC 的成分和形貌的演变规律进行综述, 就 IMC 对焊料接头的断裂机制的影响进行分析。

1 再流焊接过程中 IMC 的形成规律

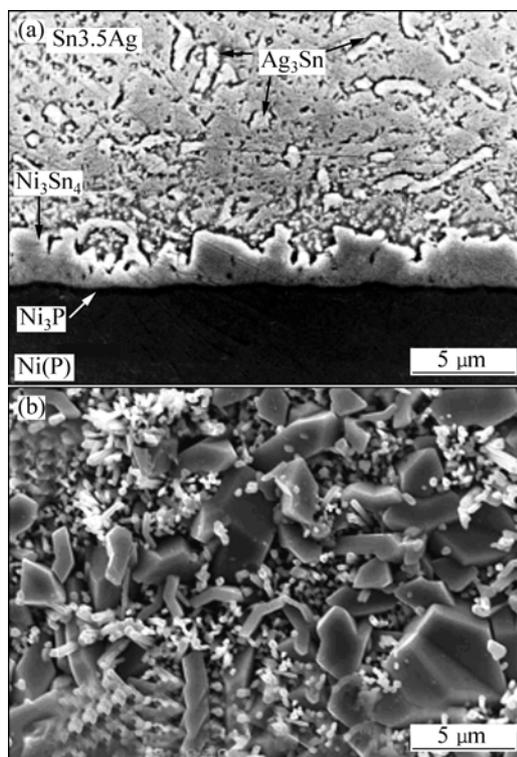
1.1 SnAg 共晶焊料中的 IMC

Sn3.5Ag 共晶焊料的熔点为 221 °C, 它的焊接峰值温度通常在 240 °C 左右, 比 SnPb 共晶焊料的高很多。金属在该焊料中的溶解能力也比在 Sn3.5Pb 共晶焊料中的强, 所形成的界面 IMC 晶粒较 SnPb 共晶焊料中的粗大^[8, 11]。当金属衬底为 Cu 时, Sn3.5Ag 合金在 Cu 基体上会形成金属间化合物。且近 Cu 侧为很少量的 Cu₃Sn 相, 近焊料侧为扇贝状的 Cu₆Sn₅ 相, Ag 几乎不进入界面的金属间化合物层, 焊料组织为部分 Sn 的树枝晶粒和富 Sn 相与 Ag₃Sn 颗粒弥散分布组成的共晶组织^[11]。

当在 Cu 衬底上镀上 Ni(P) 的保护层后, 在界面上首先得到的 IMC 是具有小平面的 Ni₃Sn₄ 相, 若 Ni 层厚度大于 5 μm, 则在焊接过程中 Ni 层可以起到很好的保护作用, 如图 1 所示^[12-13]。在 Ni 层上除了 Ni₃Sn₄ 外还有 Ni₃Sn 和 Ni₃Sn₂ 2 种 IMC^[14]。若是 Cu/Ni/Cu 衬底, 由于 Cu 的存在改变了界面 IMC 的显微组织, 当上层的 Cu 层较薄时, 接头中扇贝状 (Ni, Cu)₆Sn₅ 是主要形成相; 对于厚 Cu 层, 扇贝状 (Cu, Ni)₆Sn₅ 是主要形成相, 三元 (Ni, Cu)₆Sn₅ 相的生长比二元 CuSn 或 NiSn 金属间化合物具有更强的侵入性^[15]。

对于 Au/Ni/Cu 衬底和 Sn3.5Ag 接头, Au 层在第 1 次焊接循环过程中就完全熔入焊料中, Ni 与 Sn 在界面形成 Ni₃Sn₄ 相, 在经过多次焊接循环过程后, AuSn₄ 在焊

料中溶解最后弥散析出, 由于 Au 的溶解能力比 Ag 的强, 所以, 没有观察到明显的 Ag₃Sn 相^[16]。



(a) 截面图; (b) 顶视图

图 1 Sn3.5Ag 焊料与 Ni(P) 焊接接头中 IMC 的形貌及分布
Fig. 1 Morphologies of IMC in Sn3.5Ag solder and Ni(P)

1.2 SnAgCu 焊料中的 IMC

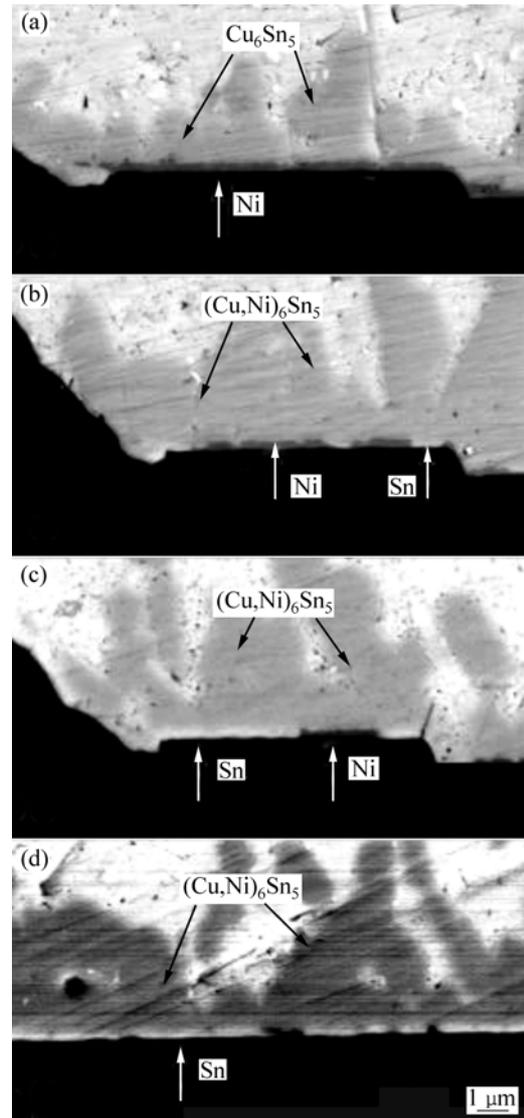
SnAgCu 系焊料是目前研究较多的无铅焊料, 共晶成分为 Sn3.5Ag0.9Cu, 熔点为 216 °C, 再流焊的峰值温度一般为 230 °C。在 Sn3.5Ag 合金焊料中加入小于 1% 的 Cu, 在与 Cu 衬底的焊接过程中, 扇贝状的 Cu₆Sn₅ 很快在焊料与衬底界面上形成, Cu 在焊接初期对 IMC 形核有贡献。所以, 含 Cu 的焊料容易形成 IMC, 对提高电子元件的可靠性有利。Cu 的加入在 IMC 形成后期阻碍晶粒长大, 起到细化晶粒的作用。采用 XRD 检测到在刚刚焊接完成后的界面上有少量的 Cu₃Sn 形成, 但在扫描电镜照片中未观察到^[17]。若钎焊峰值温度太高, 如在 260 °C 左右, 则所有的接近共晶成分的 SnAgCu 焊料与 Cu 的接头中都形成了晶须或管状 Cu₆Sn₅ 相, 形核地点为扇贝状 Cu₆Sn₅ 上方或大的 Ag₃Sn 处或孔穴处。Ag 含量越高, 晶须状 Cu₆Sn₅ 相越多。晶须的形成是由于在上述形核地点有过饱和的 Cu 存在, 而且当从较高的钎焊峰值温度冷却时, 有足够的温度梯度和时间使晶须形核并长大。晶须状 Cu₆Sn₅ 对强度和断裂性能无明显的影响^[18]。

对于 Sn3.5Ag 合金, 当加入小于或等于 1% 的 Cu 焊

料时,将焊料与Al/Ni(V)/Cu薄膜结构分别进行回流焊接1, 5, 10和20次后,在焊球内部发现2种IMC,分别为 Cu_6Sn_5 (或 $(\text{Cu}, \text{Ni})_6\text{Sn}_5$)及 Ag_3Sn 。 Cu_6Sn_5 主要存在于界面,也有部分大的 Cu_6Sn_5 存在于焊料内部。细小的 Ag_3Sn 颗粒均匀分布在焊料内部与富Sn相组成弥散分布的共晶组织,偶尔发现大的板状 Ag_3Sn 。由于Cu在SnAgCu焊料中的溶解度远大于在SnPb焊料的溶解度, Ni层上的Cu层若较薄,且全部熔入焊料后的浓度小于它在该焊料中的饱和溶解度1.54%,则Cu在焊接过程中会全部熔入焊料,经过1次回流焊接后, IMC呈厚度1~3 μm 的半球形扇贝状,当Cu层被消耗完后, Ni层仍然完好。经过5次回流后, IMC的形态从球形扇贝状转变为拉长的扇贝状或杆状,长径比也随之增加。Ni在SnAgCu共晶焊料中的扩散速度比在SnPb中的快很多,在随后的多次焊接循环过程中,部分 Cu_6Sn_5 以碎片形式进入焊料,使Ni层暴露在焊料中, Ni与Cu共同与Sn反应,形成 $(\text{Cu}, \text{Ni})_6\text{Sn}_5$ 。随着焊接循环次数的增加, Ni在 $(\text{Cu}, \text{Ni})_6\text{Sn}_5$ 中的含量增加, Ni层被 $(\text{Cu}, \text{Ni})_6\text{Sn}_5$ 逐渐消耗。经过5次焊接循环后, $(\text{Cu}, \text{Ni})_6\text{Sn}_5$ 中的Ni达到5%, 经过20次焊接循环后, $(\text{Cu}, \text{Ni})_6\text{Sn}_5$ 中的Ni达到6%, 如图2所示^[15]。若衬底表面没有Cu, 则界面IMC的类型和形貌取决于焊料的含Cu量。当Cu的质量分数小于等于0.2%时, 在界面形成连续层状的 $(\text{Ni}, \text{Cu})_3\text{Sn}_4$; 当Cu的质量分数大于0.6%时, 界面形成扇贝状 $(\text{Cu}, \text{Ni})_6\text{Sn}_5$; 当Cu质量分数在二者之间时, 不连续的 $(\text{Cu}, \text{Ni})_6\text{Sn}_5$ 层在连续的 $(\text{Ni}, \text{Cu})_3\text{Sn}_4$ 层上面形成。若用在高温停留5, 10和20 min来代替多次再流焊热循环, IMC的组织变化与再流焊过程的相似, 但组织演变要比再流焊时的快。在一般情况下, 在再流焊过程中, 在峰值温度停留时间大约为1 min。在SnAgCu与Al/Ni/Cu的接头中, 当在260 $^\circ\text{C}$ 停留10 min时, Ni层已经全部消耗完毕, 而经过焊接循环20次后, Ni层才消失^[15]。

当薄膜层中有Au时, 如Au/Ni/Cu金属薄膜, Au的存在促进了Ni层的溶解, 在第1次焊接循环过程中, 50%Ni层被消耗形成 $(\text{Cu}, \text{Ni})_6\text{Sn}_5$, 在经过3次焊接循环后Ni层100%溶解^[19], Au在第1次循环过程中就熔入焊料, 在5 min内就可以扩散到整个焊接接头, 形成 AuSn_4 金属间化合物, 其形貌和分布与焊接循环的峰值温度和循环次数有关。当焊接循环温度高、冷却速度慢时, AuSn_4 由于有择优取向而易于形成薄板状, 随着循环次数的增加, AuSn_4 不断溶解和析出最后弥散分布在焊料中^[16, 20]。

Ag_3Sn 化合物很少在界面层中出现, 一般为粒状与富Sn相形成的焊料共晶组织。在Ag含量较高的焊料中, 根据加热速度和焊料温度梯度变化, Ag与Sn反应形成颗粒状、树枝状、片状、网状和板状的 Ag_3Sn



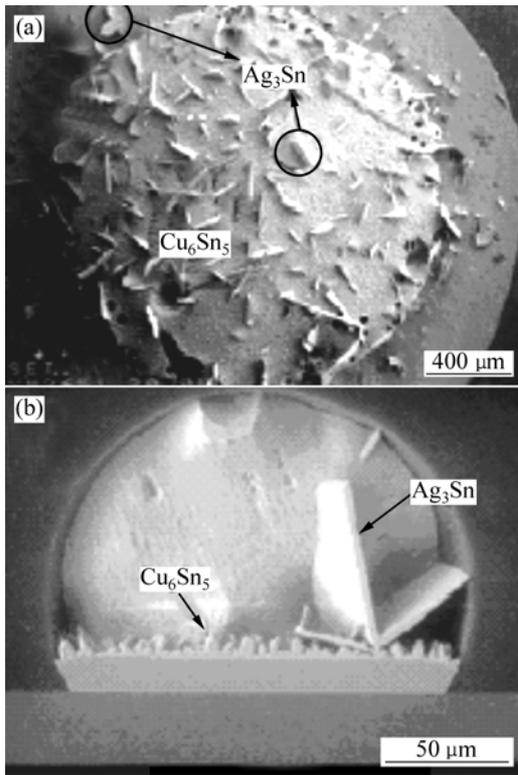
(a) 1次; (b) 5次; (c) 10次; (d) 20次

图2 经过再流焊后共晶SnAgCu焊料与Al/Ni(V)/Cu衬底接头中IMC的背散射扫描电镜照片

Fig.2 Back-scattering SEM images of IMC in Al/Ni(V)/Cu and SnAgCu solder reflowed for different times

相^[21-22]。而且当Ag含量越高时, 加热温度越高, 板状的 Ag_3Sn 相越大、越多。对于Ag3.8系列和Ag3.9系列合金, 在降低焊后冷却速率时, 大的板状 Ag_3Sn 相可穿过整个焊接接头的横截面, 如图3所示^[18], 严重影响接头在承受热应力时的机械性能^[23]。然而, 在Ag含量小于3.2%的SnAgCu焊料中, 即使慢冷也不会析出大的板状 Ag_3Sn 相^[18, 23]。当Ag含量为3.5%时, 在三元合金系中最接近共晶熔化反应, 容易得到弥散的共晶组织, 而且快速冷却可以避免板状的 Ag_3Sn 相析出。所以, 最佳Ag含量为3.2%~3.5%。

当焊料与不同的Ni层反应时, 形成的化合物不同。若是无电镀的Ni-P层, 通常为无定形组织, 晶化温度



(a) Sn3.9Ag0.6Cu 的顶视图; (b) Sn3.8Ag0.7Cu 的侧视图
图 3 Sn3.9Ag0.6Cu 和 Sn3.8Ag0.7Cu 焊料中 Ag₃Sn 的 SEM 图

Fig.3 SEM images of Ag₃Sn in Sn3.9Ag0.6Cu and Sn3.8Ag0.7Cu

为 250 °C, 与 SnAgCu 焊料在 230 °C 的焊接峰值温度下, 在界面上除了形成 (Cu, Ni)₆Sn₅ IMC 层外, 在 Ni(P) 与 (Cu, Ni)₆Sn₅ 层之间也形成 Ni₃P 层和很薄 NiSnP 无定形层。Ni₃P 比较脆, 具有很完整的柱状结构。在高温停留时, Sn 从 NiSnP 层通过 Ni₃P 的柱状晶界向 Ni₃P 中扩散, 在 NiSnP 层中形成 Kirkendall 孔穴, 使 NiSnP 层变成不连续状^[24]。Ni(V) 层中的 V 对接头界面的 IMC 没有明显的影响^[15]。

2 时效过程中 IMC 的演变

2.1 SnAg 共晶焊料中 IMC 的演变

Sn3.5Ag 焊料与 Cu 衬底接头中在靠近 Cu 的一侧形成很少量的 Cu₃Sn 相, 在靠近焊料侧扇贝状的 Cu₆Sn₅ 相, 在回流过程中的变化与共晶 SnPb 焊料的变化相似, 在 Ni 与 Sn3.5Ag 焊料的接头中, 锯齿状的 Ni₃Sn₄ 层的厚度在回火过程中增加, 但增加速度较慢。在 150 °C 时效 1 000 h 后, Ni₃Sn₄ 层没有长大到临界厚度^[16]。对于 Cu/Ni/Au 和 Sn3.5Ag 的接头, 刚刚焊接

后, Au 熔入焊料形成粒状的 AuSn₄ 相, 界面为不规则齿状的 Ni₃Sn₄ 层, 在 150 °C 以下时效时, 界面化合物长大速度较慢, 但在高温 190 °C 时效时, 伴随着界面 IMC 的厚度增加, 在 IMC 层上析出 Ag₃Sn 和 AuNiSn 化合物, 而且在焊料内部也析出大的板状 Ag₃Sn 和 AuSnNi 化合物, 如图 4 所示^[14]。总的来说, Sn3.5Ag 焊料中的界面 IMC 与 SnAgCu 系焊料相比, 在时效过程中的变化较慢, 在无铅焊料中高温性能是最稳定的。

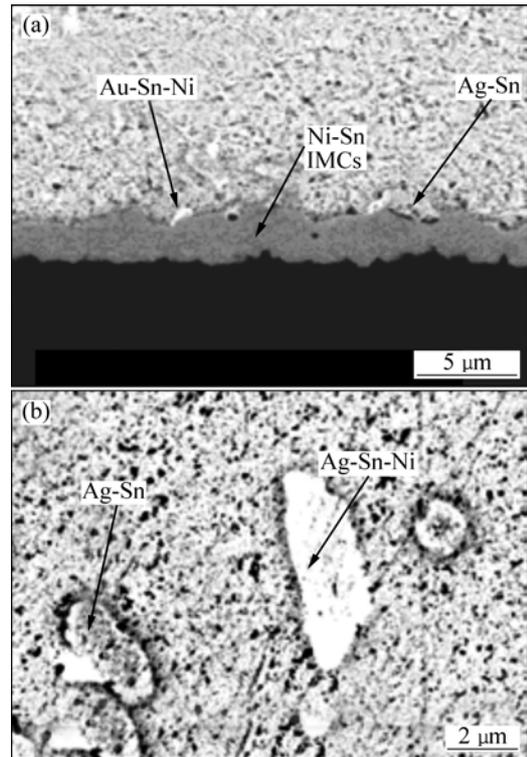


图 4 Sn3.5Ag 与 Cu/Ni/Au 接头在 190 °C 时效 4 d 后的 IMCs(a) 及焊料内部在 190 °C 时效 8 d 的 IMCs 的 SEM 照片(b)

Fig.4 SEM images of IMCs of CuNiAu and Sn3.5Ag solder after aging for 4 d at 190 °C (a) and after aging for 8 d at 190 °C (b)

2.2 SnAgCu 焊料中 IMC 的演变

SnAgCu 焊料与 Cu 的接头在焊接后形成界面扇贝状的 Cu₆Sn₅ 相, 在随后的时效过程中, 扇贝状的 Cu₆Sn₅ 相厚度略有增加^[25]。随着时效温度的升高, Cu₃Sn 在 Cu 和 Cu₆Sn₅ 相之间析出, 并且温度越高, Cu₃Sn 层越厚^[26], 在 Sn3.5Ag0.9Cu 焊料与 Cu /Ni/Au 的接头于 150 °C 时效 18 d 后可观察到 Kirkendall 孔穴^[22]。SnAgCu 焊料与 Cu /Ni(V)/Al 薄膜的焊接接头在 150 °C 下时效 24 h 后, Cu₆Sn₅ 仍然为扇贝状。当时效达到 500 h 后, 扇贝状的 Cu₆Sn₅ 转变成层状。需要指出的是, 虽然在 150 °C 时效时, IMC 的形态发生改变, 但是仍然保持着同样的体积。Ni(V) 层在 150 °C

时效 1 000 h 后, 仍然与 Cu_6Sn_5 连接良好。在 Cu_6Sn_5 里面没有发现 Ni, 表明在 150 °C 时 Ni 在固态 Cu_6Sn_5 中扩散非常缓慢^[15]。

当 SnAgCu 焊料与 Ni 焊接后, 根据焊料中 Cu 含量不同在界面形成扇贝状 $(\text{Cu}, \text{Ni})_6\text{Sn}_5$ 或 $(\text{Ni}, \text{Cu})_3\text{Sn}_4$ 或它们的混合层状化合物。在随后的时效过程中, 界面 IMC 层逐渐长大, 但长大速度较慢。当时效温度较高、时间较长时, $(\text{Cu}, \text{Ni})_6\text{Sn}_5$ 扇柱或 $(\text{Ni}, \text{Cu})_3\text{Sn}_4$ 长大并碎化成颗粒进入焊料中, 但是, IMC 的演化过程较缓慢, 并不会出现“失润”现象^[22]。

当 SnAgCu 焊料与 Au/Ni/Cu 焊接后, 界面形成扇贝状 $(\text{Ni}, \text{Cu})_6\text{Sn}_5$ 相和焊料内部形成粒状的 Cu_6Sn_5 相, 在时效过程中, 在界面层上形成复杂的 SnNiCuAu 和 SnNiCuAg 金属间化合物。能谱分析结果表明, 该化合物为 $(\text{Cu}, \text{Au}, \text{Ni})_6\text{Sn}_5$ 相。界面层的化合物在 150 °C 时效 8~500 h 期间稳定长大, 500~1 000 h 之间快速长大。焊料内部的 Cu_6Sn_5 相粗化。在时效过程中在焊料内部析出细层片状的 Cu_6Sn_5 相^[6]。在高温 190 °C 时效时, 除了上述变化加速外, 在焊料内部和界面 IMC 层上还会析出板状的 Ag_3Sn 。在时效 16 d 后, 5 μm 的 Ni 层被消耗完。所以, 在高温下 Ni 保护层需要加厚^[14]。

Ag_3Sn 主要在再流焊过程中形成, 由于其化学稳定性强, 在 150 °C 以下的时效阶段没有变化, 它的形态主要取决于回流过程中的液态反应及随后的冷却速率^[22]。 Ag_3Sn 硬而脆, 小的 Ag_3Sn 颗粒弥散分布在焊料中有利于焊接强度的提高, 但是树枝状和板状的 Ag_3Sn 相则破坏了焊料的连续性, 在焊接过程中加快冷却速度可以控制大的 Ag_3Sn 相析出。

3 IMC 对焊料接头的断裂过程影响

当 Sn3.5Ag0.75Cu 焊料与 Cu 接头在 125 °C 时效后, 因为 Sn3.5Ag0.75Cu 共晶焊料的强度较高, 而且在 125 °C 时效过程中比较稳定, 所以, 在拉伸过程中, 薄弱区域出现在焊料与 IMC 层界面处。Sn3.5Ag0.75Cu 焊料与 Ni 的接头在时效前、后的断裂都发生在焊料内部, 界面的 IMC 层在时效过程中长大较慢, 在时效前、后接头强度都比与焊料与 Cu 的结合强度高, 所以, 焊料成为拉伸过程中的薄弱区。Sn3.5Ag0.75Cu 焊料与 AuNi 接头的断裂机理与该焊料与 Ni 接头的断裂机理相似, 但由于 AuSn_4 弥散分布在焊料中, 使焊料强度提高, 所以该接头的抗拉强度最高, 且不随时效时间变化, 而 Sn3.5Ag0.75Cu 焊料与 Cu 的接头抗拉强度最低^[27]。

当然, 上述断裂机理还与时效温度有关。时效温度升高, 焊料组织和 IMC 的形貌、成分及尺寸都会发生变化, 断裂机理也会发生变化。例如, 对于

Sn3.5Ag0.75Cu 焊料与 Cu 的接头, 若时效温度从 125 °C 增加到 150 °C 或更高, Cu_6Sn_5 厚度增加, 在 Cu_3Sn 中会形成新的 Kirkendall 孔穴或者原来的孔穴长大。随着界面 IMC 厚度增加, 焊料与 IMC 间的热应力增加, 在外力作用下的变形不协调性增加, 当应力集中时焊料与 IMC 界面开裂, 若时效时间增加, IMC 在应力作用下自身断裂或在 Kirkendall 孔穴处断裂^[9]。另外, 在拉伸载荷和剪切载荷作用下, 断裂机理不同。文献^[22]介绍了几种焊料与 AuNiCu 在 150 °C 时效过程中, 接头的剪切断裂机理。对于 Sn3.5Ag 焊料, 断裂都发生在焊料内部, 与时效时间无关。微观分析结果表明, 界面 IMC 长大缓慢, 在时效 1 000 h 后仍然没有达到临界尺寸。对 Sn3.8Ag0.7Cu 焊料, 当时效时间为 0~192 h 时, 断裂全部发生在焊料内部; 经过 500 h 时效后, 有 30% 的断裂发生在界面 IMC 处; 经过 1 000 h 时效后, 有 40% 的断裂发生在界面 IMC 处。微观分析结果表明, 细小扇贝状的 Cu_6Sn_5 层与焊料结合强度较高, 随着时效时间延长, Cu_6Sn_5 层的扇柱渐渐长大, 与焊料的结合强度逐渐下降, 所以, 断裂从焊料内部向 IMC 界面处移动。除了 Sn3.5Ag 焊料外, 随着时效时间的延长, 断裂从焊料内部向界面 IMC 层移动, 哪里的应力最大, 哪里的组织退化最严重, 断裂就在哪里发生。

在焊料内部或界面 IMC 层上有时会析出晶须状或管状的 Cu_6Sn_5 或大的板状的 Ag_3Sn 相, 晶须状或管状的 Cu_6Sn_5 对焊接接头的机械性能没有明显的影响, 界面层上析出的大的板状 Ag_3Sn 会增加界面层的脆性断裂倾向, 焊料内部的大的板状 Ag_3Sn 提供裂纹扩展路径及二次裂纹源, 使拉伸强度降低, 但对剪切强度没有明显的影响, 只会改变裂纹起源及扩展路径, 降低接头的延展性并导致脆性断裂^[18]。

4 结 论

a. 无铅焊料 SnAg 共晶合金及 SnAgCu 共晶合金与 Cu 或 Ni/Cu 或 Au/Ni/Cu 衬底经钎焊形成焊接接头后, 在焊料与衬底界面及焊料内部形成各种金属间化合物, 化合物主要与焊料成分及衬底合金的成分、焊接工艺及时效温度和时间有关。焊料与 Cu 界面通常会析出层状 Cu_3Sn 和扇贝状 Cu_6Sn_5 化合物; 焊料与 Ni 的界面上通常会析出 $(\text{Cu}, \text{Ni})_6\text{Sn}_5$, $(\text{Ni}, \text{Cu})_3\text{Sn}_4$ 和不规则齿状的 Ni_3Sn_4 化合物层。界面 IMC 层在时效过程中晶粒粗化, 层厚度增加。

b. 焊料内部的 IMC 一般有粒状、晶须状 Cu_6Sn_5 或颗粒状、树枝状、片状、网状和板状的 Ag_3Sn 及 AuSn_4 , 焊接温度越高, 冷却速度越慢, 焊料中的 IMC 尺寸越大; 当界面到焊料的温度梯度较大时, 容易从

界面 IMC 上长出一维方向很长的 IMC。Ag 含量越高, 越容易形成大板状的 Ag_3Sn , 焊料中的 Ag_3Sn 在 150 $^{\circ}\text{C}$ 以下时效过程中长大不明显。

c. 焊接接头的断裂会发生在焊料内部、焊料与 IMC 界面、界面 IMC 层中, 或者上述断裂机制各占一定比例。在时效过程中, 哪里最薄弱, 哪里强度退化严重, 断裂就在哪里发生, 若相差不多, 则会发生混合断裂。

参考文献:

- [1] Abtew M, Selvaduray G. Lead-free solders in microelectronics[J]. Mater Sci Eng Rep, 2000, 27(5/6): 95-141.
- [2] He M, Kumar A, Yeo P T, et al. Interfacial reaction between Sn-rich solders and Ni-based metallization[J]. Thin Solid Films, 2004, 462/463: 387-394.
- [3] Choi W K, Lee H M. Prediction of primary intermetallic compound formation during interfacial reaction between Sn-based solder and Ni substrate[J]. Scripta Materialia, 2002, 46(11): 777-781.
- [4] Zeng K, Tu K N. Six cases of reliability study of Pb-free solder joints in electronic packaging technology[J]. Materials Science and Engineering: R, 2002, 38(2): 55-105.
- [5] Tu P L, Chan Y C, Lai J K L. Effect of intermetallic compounds on the thermal fatigue of surface mount solder joints[J]. IEEE Transactions on Components, Packaging, and Manufacturing Technology: Part B, 1997, 20(1): 87-93.
- [6] Pang J H L, Low T H, Xiong B S, et al. Thermal cycling aging effects on Sn-Ag-Cu solder joint microstructure, IMC and strength[J]. Thin Solid Films, 2004, 462/463: 370-375.
- [7] Kim K S, Yu C H, Yang J M. Aging treatment characteristics of solder bump joint for high reliability optical module[J]. Thin Solid Films, 2004, 462/463: 402-407.
- [8] Amagai M, Watanabe M, Omiya M, et al. Mechanical characterization of Sn-Ag-based lead-free solders[J]. Microelectronics Reliability, 2002, 42(6): 951-966.
- [9] Lee H T, Chen M H, Jao H M, et al. Influence of interfacial intermetallic compound on fracture behavior of solder joints[J]. Materials and Engineering A, 2003, A358(1/2): 134-141.
- [10] Zeng K, Kivilahti J K. Use of multi-component phase diagrams for predicting phase evolution in solder/conductor systems[J]. J Electr Mater, 2001, 30(1), 35-44.
- [11] Kerr M, Chawla N. Creep deformation behavior of Sn-3.5Ag solder/Cu couple at small length scales[J]. Acta Materialia, 2004, 52(15): 4527-4535.
- [12] HE Min, CHEN Zhong, QI Guo-jun. Solid state interfacial reaction of Sn-37Pb and Sn-3.5Ag solders with Ni-P under bump metallization[J]. Acta Materialia, 2004, 52(7): 2047-2056.
- [13] Choi W K, Kang S K, Sohn Y C, et al. Study of IMC morphologies and phase characteristics affected by the reactions of Ni and Cu metallurgies with Pb-Free solder joints[C]//Proc 53rd Electron Comp Technol Conf. New Orleans: IEEE Inc, 2003: 1190-1196.
- [14] Sharif A, Islam M N, Chan Y C. Interfacial reactions of BGA Sn-3.5%Ag-0.5%Cu and Sn-3.5%Ag solders during high-temperature aging with Ni/Cu metallization[J]. Materials Science and Engineering, 2004, 113B(3): 184-189.
- [15] Li M, Zhang F, Chen W T, et al. Interfacial microstructure evolution between eutectic SnAgCu solder and Al/Ni(V)/Cu thin films[J]. J Mater Res, 2002, 17(7): 1612-1621.
- [16] Alam M O, Chan Y C, Tu K N. Effect of reaction time and P-content on mechanical strength of the interfaces formed between eutectic Sn-Ag solder and Au/electroless Ni(P)/Cu bond pad[J]. J Appl Phys, 2003, 94(6): 4108-4115.
- [17] Li G Y, Chen B L. Formation and growth kinetics of interfacial intermetallics in Pb-free solder joint[J]. IEEE Transactions on Components and Packaging Technologies, 2003, 26(3): 651-658.
- [18] Kim K S, Huh S H, Suganuma K. Effects of intermetallic compounds on properties of Sn-Ag-Cu lead-free soldered joints[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2003, 352(1): 226-236.
- [19] Choi W J, Yeh E C C, Tu K N. Mean-time-to-failure study of flip chip solder joints on Cu/Ni(V)/Al thin film under-bump metallization[J]. Appl Phys, 2003, 94(9): 5665-5671.
- [20] Alam M O, Chan Y C, Tu K N. Effect of 0.5wt.% Cu addition in the Sn-3.5%Ag solder on the interfacial reaction with Au/Ni metallization[J]. Chemistry of Materials, 2003, 15(6): 4340-4342.
- [21] LI De-zhi, LIU Chang-qing, Conway P P. Characteristics of intermetallics and micromechanical properties during thermal ageing of Sn-Ag-Cu flip-chip solder interconnects[J]. Materials Science and Engineering A, 2005, A391(1/2): 95-103.
- [22] Salam B, Ekere N N, Rajkumar D. Study of the interface microstructure of Sn-Ag-Cu lead-free solders and the effect of solder volume on intermetallic layer formation[C]//Proc 51st Electron Comp Technol Conf. Orlando: IEEE Inc, 2001: 471-477.
- [23] Kim K S, Huh S H, Suganuma K. Effects of cooling speed on microstructure and tensile properties of Sn-Ag-Cu alloys[J]. Materials Science and Engineering A, 2002, A333(1): 106-114.
- [24] Jang J W, Frear D R, Lee T Y, et al. Morphology of interfacial reaction between Pb-free solders and electroless Ni(P) under-bump-metallization[J]. J Appl Phys, 2000, 88: 6359-6363.
- [25] MA Xin, WANG Feng-jiang, QIAN Yi-yu, et al. Development of Cu-Sn intermetallic compound at Pb-free solder-Cu joint interface[J]. Materials Letters, 2003, 57(22): 3361-3365.
- [26] Hirose A, Yanagawa H, Ide E, et al. Joint strength and interfacial microstructure between Sn-Ag-Cu and Sn-Zn-Bi solders and Cu substrate[J]. Science and Technology of Advanced Materials, 2004, 5(1/2): 267-276.
- [27] Lee H T, Chen M H. Influence of intermetallic compounds on the adhesive strength of solder joints[J]. Materials Science and Engineering A, 2002, A333(1/2): 24-34.