

Sn3.0Ag0.5Cu0.05Cr/Cu 焊点界面 IMC 层 热时效形貌及生长行为研究

谢仕芳¹, 韦习成², 鞠国魁², 徐可心²

(1. 江西省科学院应用物理研究所, 江西 南昌 330029)

(2. 上海大学, 上海 200072)

摘要: 研究了 Sn3.0Ag0.5Cu0.05Cr 焊料 (SACCr) 制成的 Cu/Solder/Cu 焊点在 150 °C 时效 0、168、500 及 1000 h 下界面金属间化合物 (IMC) 层的形貌及生长行为, 并与 Sn3.0Ag0.5Cu (SAC) 焊料的焊点进行了比较。结果表明, 相对于 SAC 的焊点, SACCr 中弥散或固溶分布的微量 Cr 延缓了焊点界面 IMC 层的生长。时效时间越长, Cr 的阻抑效果越明显。150 °C 时效 1000 h 的 Cu/SACCr/Cu 焊点界面 IMC 层的平均厚度是 Cu/SAC/Cu 的 45%, 仅为 5.13 μm。

关键词: SnAgCu; 无铅焊料; 铬; 金属间化合物; 热时效

中图分类号: TG425

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2015)09-2234-06

为了改善无铅焊点的可靠性, 国内外学者在无铅焊料成分、阻抑层等方面开展了大量的工作。如: 在无铅焊料中加入稀土元素 Re 改善了焊料的润湿性和焊点强度^[1-3], 化学镀 Ni(P)层比 Cu 层能有效降低焊点界面 IMC 生长和 KV 的形成^[4,5]。在 SAC 体系中添加 0.1%Ce 具有明显降低 Sn 活性的“固 Sn”作用, Sn3.0Ag0.5Cu0.1Ce/Cu 焊点界面的 IMC 层更为平坦和细薄, 延缓了 Cu-Sn IMC 的形成与长大^[6]。张启运等^[7]研究了 Fe、Co、Ni 层对 Cu、Sn 互扩散的阻抑作用, 取得了一定效果。Chen 等^[8]在 Sn9Zn 中添加微量 Cr, 不仅细化了基体组织和改善了抗氧化性, 而且 Sn9ZnCr/Cu 焊点时效处理后界面的 IMC 层明显减薄。说明在焊料合金中添加微量 Cr 有利于改善无铅焊点的综合性能。此外, 刘静等^[9]通过在 SAC 成分基础上添加微量 Cr 和其他元素研究了 Sn-Ag-Cu-Cr-X 合金的性能, F. Lin、韩永久等研究了 SAC-Cr 合金中 Ag3Sn 的生长行为^[10]及 SAC-Bi-Cr 焊点界面 IMC 的生长行为^[11]。但对 Cr 合金化的 SAC 焊点界面 IMC 层组织形貌及影响其生长因素还有待深入。

因此, 本实验通过在 SAC 合金成分的基础上添加微量 Cr, 制备了一种 Sn3.0Ag0.3Cu0.05Cr (SACCr) 焊料, 以研究微量 Cr 对 SAC/Cu 焊点界面 IMC 层形貌和生长速率的影响, 并探讨 Cr 的作用机理。

1 实验

收稿日期: 2014-09-17

基金项目: 江西省钨铜新材料重点实验室开放课题 (2010-WT-02)

作者简介: 谢仕芳, 女, 1963 年生, 研究员, 江西省科学院应用物理研究所, 江西 南昌 330029, 电话: 0791-88176804, E-mail: ncsxf@126.com

Sn-3.0Ag-0.5Cu 为商用焊料合金。采用纯度为 99.9% 的 Sn、99.99% 的 Ag、99.99% 的 Cu、99.99% 的 Cr 粉制备 SACCr。首先在真空电弧炉中熔炼含 2% (质量分数) Cr 的中间合金 Sn2.0Cr, 温度约 1800 °C, 熔炼 30 min。采用 D-MAC-2500V 型 X 射线衍射仪 (XRD, 镍过滤铜靶, 波长为 0.154 18 nm, 扫描角度 20°~100°, 速度 4°/min, 40 kV, 200 mA) 分析中间合金的相组成, 中间合金的 XRD 测试结果如图 1 所示, 其组成为 Sn 基体上分布着少量的 Cr₂Sn₃ IMC。

按设计的焊料成分, 将 Sn2.0Cr、Ag、Cu 与 Sn 真空封入石英管, 在温度 1100 °C 的电阻炉内保温 2 h, 以保证各组分充分互熔, 随后在 300 °C 下保温 1 h 以

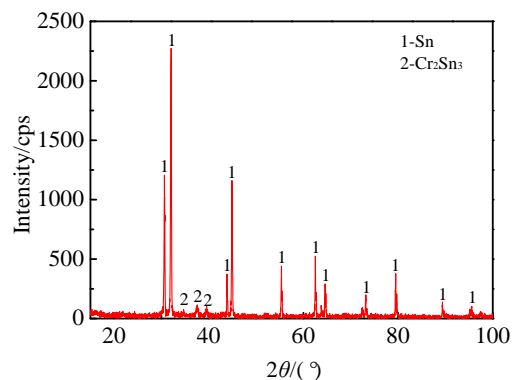


图 1 Sn2.0Cr 的 XRD 图谱

Fig.1 XRD pattern of Sn2.0Cr master alloy

利于元素的均匀化, 然后空冷。

采用模拟焊点制备平台^[12]制备焊点, 其制备工艺为 270±5 °C, 保温 5 min, 然后焊点和制备平台一起空冷至室温。制备的焊点依据 JREDEC(Joint Electron Device Engineering Council)发布的 High Temperature Storage Life 标准(JESD22-A103C)在 150±1 °C 下分别时效 0、24、168、500 和 1000 h。采用附带 X 射线能谱 (EDX) 的 S-570 扫描电子显微镜 (SEM) 观察焊点界面组织, 并采用 Image J 软件对至少 5 幅 SEM 图的 IMC 层的厚度进行统计测量。为了分析微量 Cr 在合金中的存在, 采用 JSM-2010F TEM 对 SACCr 焊料进行观察和分析。TEM 试样的制备是将块状 SACCr 磨至厚度 60 μm 左右的薄片, 利用离子减薄仪减薄至穿孔, 用 TEM 自带的 EDS 检测焊料成分及分布。

2 结果及讨论

2.1 界面 IMC 层的生长行为

表 1 是 2 种焊点在 150 °C 时效不同时间后界面 IMC 的平均厚度。相比于 SAC/Cu 焊点, SACCr/Cu 的 IMC 层在液/固界面反应后形成的 IMC 层的厚度很薄, 随着时效时间的延长, IMC 层的生长速率也较慢, 这可能与添加的 Cr 元素有关。根据测试的 IMC 厚度和时效时间, 拟合的 2 种焊点 IMC 层的厚度均随时间的平方根呈近似线性增长关系, 单位时间的生长速率分别为 4.13×10⁻³, 6.77×10⁻³ μm/h。表明时效过程中 IMC 的生长是受界面原子的扩散控制的。该研究结果与 SAC 焊点可靠性研究中 IMC 层的生长行为吻合^[5], 也与 Cr 对 Sn-9Zn-Cr/Cu 焊点影响类似^[8]。

图 2 是根据表 1 的测试结果得到的 SAC/Cu 与 SACCr/Cu 焊点界面 IMC 层厚度和时效时间 $t^{1/2}$ 的关系曲线。如图所示, 2 种焊点界面 IMC 层的厚度均近似地随时效时间 $t^{1/2}$ 呈线性增长 (式(1)和(2)), 拟合线斜率反映了界面 IMC 层厚度随时效时间的增加趋势。显然, 150 °C 时效的 SACCr/Cu 焊点界面 IMC 层的生长速率仅为 SAC/Cu 焊点的 60%, 说明焊料中添加微量 Cr 可显著减缓焊点界面 IMC 层的生长趋势。

表 1 2 种焊点界面 IMC 层的平均厚度
Table 1 Average thickness of interfacial IMC layer in solder joints

Aging time/h	Thickness of IMC layer/μm	
	SAC/Cu	SACCr/Cu
0	4.56	1.02
24	5.79	1.83
168	7.17	2.4
500	8.63	3.61
1000	11.33	5.13

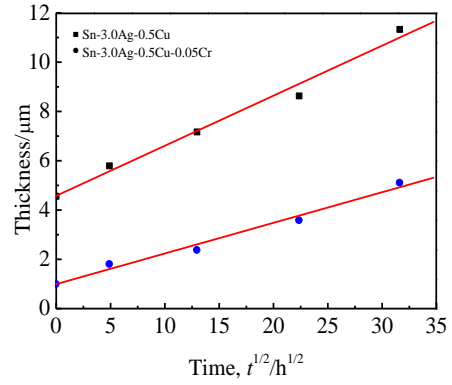


图 2 焊点界面 IMC 层厚度与时效时间 $t^{1/2}$ 的关系

Fig.2 IMC layer thickness at the interface of solder joint as a function of aging time ($t^{1/2}$) at 150 °C

$$d_{SAC} = 0.20t_{SAC}^{0.5} + 4.58 \quad (1)$$

$$d_{SACCr} = 0.12t_{SACCr}^{0.5} + 1.01 \quad (2)$$

为理解微量 Cr 对 SACCr/Cu 焊点界面 IMC 层生长行为的影响, 基于图 2 采用通用的评估焊点 IMC 生长行为的式 (3) 估算了 SACCr/Cu 与 SAC/Cu 焊点界面 IMC 层生长速率。

$$d_{(t)} = d_0 + At^n \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right) \quad (3)$$

这里, t 是时效时间, $d_{(t)}$ 是时效温度 $T(K)$ 和时效时间 t 时焊点界面 IMC 层的厚度, d_0 是焊态的焊点界面 IMC 层厚度, Q 是激活能, R 是阿伏伽德罗常数, A 是材料常数, n 是 IMC 层生长指数, 据 Subbarayan 的研究^[13], 一般 n 取 0.5。式 (3) 可简化为:

$$d_{(t)} - d_0 = \sqrt{Kt} \quad (4)$$

这里, K 为 IMC 层的生长速率。

在时效温度 150 °C 下, SACCr/Cu 和 SAC/Cu 焊点的 IMC 层的 K 值分别为 3.90×10^{-18} 和 $1.16 \times 10^{-17} \text{ m}^2 \text{ s}^{-1}$, 与拟合线斜率具有相同规律, 说明在 SAC 焊料中添加微量 Cr 可显著减缓 SACCr/Cu 焊点界面 IMC 层的生长。本研究结果与 Cr 对 Sn-9Zn-Cr/Cu 焊点影响类似^[8]。

为进一步分析 Cr 对 SACCr/Cu 焊点界面 IMC 的生长行为的影响, 基于图 2 以及作者对 120 和 85 °C 热时效条件下的拟合数据^[14]和式 (3) 和 (4) 并结合 Arrhenius 方程 $D = D_0 e^{(-Q_d/RT)}$ 可计算出 2 种焊点的 IMC 层的生长 (扩散) 激活能。这里 D 是 IMC 层的生长 (扩散) 系数 ($\text{m}^2 \text{ s}^{-1}$), D_0 是生长 (扩散) 激活能常数 ($\text{m}^2 \text{ s}^{-1}$), Q_d 是激活能 (kJ mol^{-1}), R 是气体常数 ($8.31 \text{ J mol}^{-1} \text{ K}^{-1}$), T 是绝对温度 (K)。其中式 (4) 中的 K 相当于 Arrhenius 方程的 D ^[15]。对此, 将 3 个时效温度下焊点界面 IMC 层测量结果代入式 (4) 和对数化的 Arrhenius 方程中, 计算的 2 种焊点界面 IMC 层的激活能的结果如表 2 所示。

表 2 SAC/Cu 和 SACCr/Cu 焊点界面 IMC 的生长 (扩散) 热力学参数

Table 2 Thermodynamics diffusion parameters of the total IMC in SAC/Cu and SACCr/Cu

Solder	SAC	SAC-Cr	Sn3.5Ag ^[16]	Sn3.8Ag0.7Cu ^[17]	60Sn40Pb ^[18]
Diffusion constant, $D_0/m^2 s^{-1}$	65.33×10^{-17}	2.894×10^{-17}	—	3.44×10^{-17}	8.82×10^{-12}
Activation energy, $Q_d/J mol^{-1}$	14167.8	6961.1366	75160	81000	44310
Activation energy/kcal mol ⁻¹	3.39	—	—	—	10.59
Activation energy/eV atom ⁻¹	0.143	—	—	0.83	0.44

通过计算可知, SAC/Cu 焊点在 85、120 及 150 °C 时效 IMC 生长 (扩散) 系数分别为 $D_{85\text{ °C SnAgCu}}=0.60 \times 10^{-17} m^2 s^{-1}$ 、 $D_{120\text{ °C SnAgCu}}=0.86 \times 10^{-17} m^2 s^{-1}$ 及 $D_{150\text{ °C SnAgCu}}=1.16 \times 10^{-17} m^2 s^{-1}$; SACCr/Cu 焊点在 85、120 及 150 °C 时效 IMC 生长 (扩散) 系数分别为 $D_{85\text{ °C SnAgCuCr}}=2.66 \times 10^{-18} m^2 s^{-1}$ 、 $D_{120\text{ °C SnAgCuCr}}=3.44 \times 10^{-18} m^2 s^{-1}$ 及 $D_{150\text{ °C SnAgCuCr}}=4.00 \times 10^{-18} m^2 s^{-1}$ 。SAC/Cu 焊点界面 IMC 生长 (扩散) 常数 D_{0-SAC} 为 $65.33 \times 10^{-17} m^2 s^{-1}$, Q_{d-SAC} 为 $14167.8 J mol^{-1}$; SACCr/Cu 焊点界面 IMC 生长 (扩散) 常数 $D_{0-SACCr}$ 为 $2.894 \times 10^{-17} m^2 s^{-1}$, 激活能 $Q_{d-SACCr}$ 为 $6961.137 J mol^{-1}$ 。

显然, 时效温度越高, SAC/Cu 与 SACCr/Cu 2 种焊点的生长 (扩散) 系数越大, 即温度越高, IMC 层的生长越快。另外, 在同种时效温度条件下, SACCr/Cu 焊点生长 (扩散) 系数比 SAC/Cu 焊点低得多, 也就是说在同等时效条件下, SACCr/Cu 焊点界面 IMC 层的生长速率比 SAC/Cu 焊点慢, 在 SAC 焊料中加入 Cr 有效延缓了 SACCr/Cu 焊点界面 IMC 层的生长。

大量研究表明, 焊点界面过厚而脆的 IMC 层会严重恶化焊点可靠性。因此在 SAC 中加入微量 Cr 可实现阻抑焊点界面 IMC 层过度生长的目的, 有利于改善焊点服役可靠性。

2.2 界面 IMC 层的微观形貌

图 3 是 2 种焊点在 150 °C 分别时效 0、168、500 和 1000 h 后的界面形貌。可以看出, 2 种焊点界面的 IMC 层的厚度均随时效时间延长而增加, 一方面 SACCr/Cu 的 IMC 层的生长速率明显低于 SAC/Cu 焊点界面的 IMC 层的生长速率, 另一方面它们的界面形貌也存在较大差异。随着时效时间增加, SACCr/Cu 的 IMC 层与焊料基体的界面形貌由平坦向锯齿状转变, 但齿尖深入焊料基体较浅; SAC/Cu 的 IMC 层除厚度的增加速率较快外, 其界面呈胞状或贝壳状急剧向焊料基体中突出。

显然, 在 SAC 中添加微量的 Cr 不仅延缓了焊点界面 IMC 层的生长速率, 而且影响了与焊料界面的 IMC 的形貌。同时, 2 种焊点界面 IMC 层随时效时间的增加而生长的行为及其形貌特征与文献报道的一致。也说明了采用自主研发的实验室焊点制备平台能

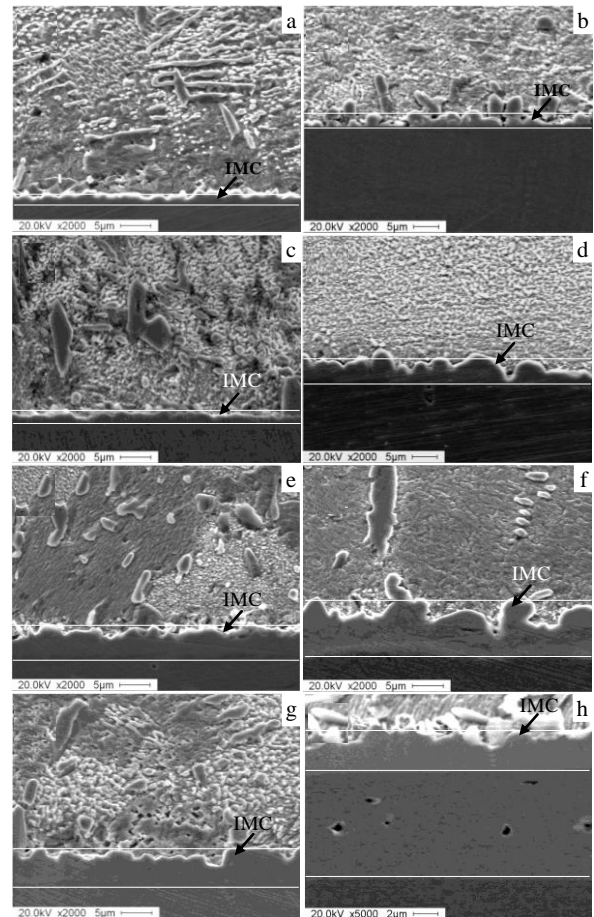


图 3 不同时效时间下 SACCr/Cu 和 SAC/Cu 焊点界面 IMC 层的形貌

Fig.3 Sectional morphologies of the IMCs layers at the interfaces for the SACCr/Cu (left) and SAC/Cu (right) solder joints: (a, b) 0 h; (c, d) 168 h; (e, f) 500 h; (g, h) 1000 h

够在实验室条件下较好地模拟无铅焊料及其焊点界面 IMC 层的时效行为。

此外, 比较 SACCr/Cu 与 SAC/Cu 2 种焊点在 150 °C 时效 1000 h 后的焊点界面还可以发现, SAC/Cu 的 IMC 层由浅灰色和深灰色两层组成, 在深灰色层内部的中心区域观察到大量亚微米级的 KV 孔洞, 而在 SACCr/Cu 焊点界面的 IMC 层中尽管可见 KV 孔洞, 但其数量和尺寸均远小于 SAC/Cu 焊点中的 KV 孔洞。对于 SAC 合金而言(图 4), 为了确定 SAC 焊点界面 IMC

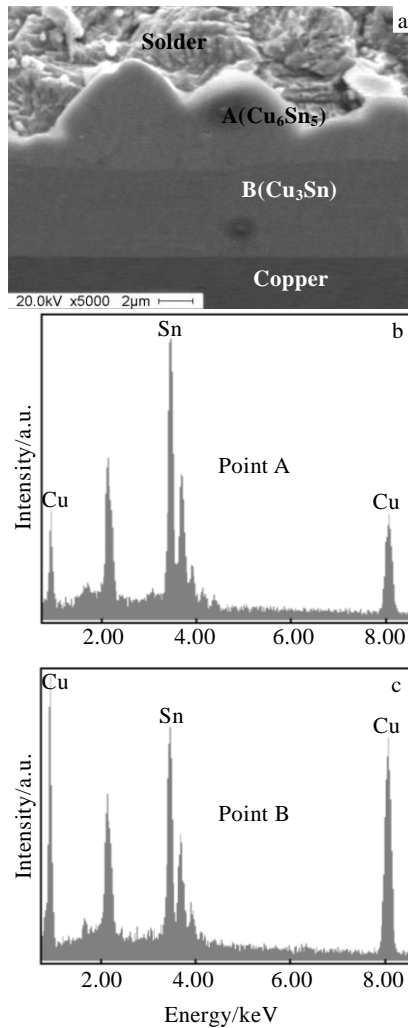


图4 150 °C下时效1000 h后 SAC/Cu 界面 SEM 像;

A 点、B 点 EDS 能谱

Fig.4 SEM image of section of the interface for SAC/Cu after aging at 150 °C for 1000 h (a), EDS spectrum of point A (b), and EDS spectrum of point B (c)

层的相组成, 分别对靠近焊料的一层和靠近 Cu 基板的一层做了 EDS 分析(图 4b 和图 4c)。通过其组成元素原子分数的分析发现, SAC/Cu 焊点长期时效后的 IMC 层由 Cu_6Sn_5 (A)和 Cu_3Sn (B)两层化合物组成, 即位于焊料一侧的 Cu_6Sn_5 层和位于 Cu 基板和 Cu_6Sn_5 之间的 Cu_3Sn 层。这些孔洞位于 $\text{Cu}_3\text{Sn}(\epsilon)$ 层中靠近 $\text{Cu}_6\text{Sn}_5(\eta)$ 层的一侧。显然, SAC 中 Cr 的微合金化明显抑制了 IMC 层中 KV 孔的形成。

KVs 孔洞的形成一方面与界面 IMC 的生长速率有关; 另一方面长时效后 SAC 焊料中的 Cu_6Sn_5 和 Cu_3Sn 也会影响 Sn 中 Cu 的溶解度和界面 IMC 的生长。从原子水平而言, 1 个 Sn 原子与 3 个 Cu 原子形成 Cu_3Sn 时体积净减小 8.2%, 5 个 Sn 原子与 6 个 Cu 原

子形成 Cu_6Sn_5 时体积净减小 10%。由于基板中的 Cu 原子向焊料中扩散, 遗留在基板与焊点界面的原子空位难以完全由焊料中向界面扩散的原子占据, 即在存在原子扩散通量差的情况下, 便会在界面形成部分永久空位。当这些空位在 Cu/ Cu_3Sn 界面和 Cu_3Sn 内部聚集到一定程度便形成了 KV 孔洞。进一步时效, KV 孔洞会逐渐长大、聚合并沿着 Cu/ Cu_3Sn 界面层形成脱层或诱发 Cu_3Sn 内部裂纹的萌生, 进而会直接影响焊点的可靠性。

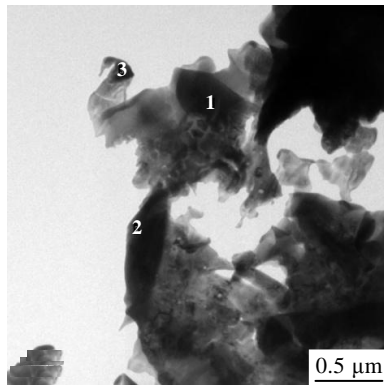
相对 SAC 焊点而言, SACCr 焊点在 1000 h 时效后 IMC 层中 KV 孔洞明显减少的事实, 说明掺杂微量 Cr 亦可有效抑制焊点界面 IMC 层中 KV 孔洞的形成, 从而有利于改善焊点的可靠性。

2.3 微量 Cr 延缓焊点界面 IMC 层生长的机理探讨

从前述研究可知, 尽管 SACCr 中的 Cr 仅有 0.05%, 但仍有效延缓了时效过程中 SACCr/Cu 焊点界面 IMC 层的生长并抑制了 KV 的形成。由于在 SEM 下难以确定 Cr 在焊料中的存在形式, 更无法探明微量 Cr 以何种形式影响 IMC 层的生长, 因此采用 TEM 分析了 SACCr 焊料中 Cr 的分布及可能的存在形式。

图 5 是 SACCr 焊料的 TEM 照片及 EDS 结果。由 EDS 结果可知, 3 个点的成分分析均显示 Cr 的存在, 且同时分布有少量 Cu 和 Ag, Sn 基体的含 Cr 区域中的 Cr 含量一般在 0.7%~1.2%之间。基于对 Sn-Cr、Ag-Cr、Cu-Cr 二元相图的分析, 并结合图 1 的 XRD 结果和文献[19]对 Cr-Sn 二元相图的热力学估算得出的 Cr 在 Sn 中的固溶度极小的观点, 可以推断 SAC 中微量 Cr 与 Sn、Ag 或 Cu 均未形成 IMC, 而可能是弥散分布在 Sn 基体中。Sn、Ag、Cu、Cr 的原子半径分别为 0.172、0.175、0.157 和 0.185 nm, Cr 的原子半径明显大于 Sn、Ag、Cu 元素的原子半径。弥散/固溶在 SACCr 焊料的 Cr 一方面以类似于钢中合金元素的作用机理, 降低 Sn 和 Cu 的扩散系数及在焊点界面的反应; 另一方面, Cr 也可能以弥散质点的形式钉扎 IMC 层界面向焊料内部的移动, 从而减弱了 SACCr 焊点界面 IMC 层的生长速率, 从而得到了如表 1 和图 3 所示的较小厚度和平坦的 IMC 层。

大量研究^[18, 20, 21]表明, 焊点界面相对于焊料基体, 脆性较高的 IMC 层的过度生长会严重恶化焊点的可靠性。通过对 SACCr/Cu 和 SAC/Cu 焊点界面 IMC 层附近的 Ag_3Sn 相形貌的对比研究^[10]也显示, 焊态下的界面反应层附近的焊料基体中析出了形貌不规则的细小条状 Ag_3Sn 相, 且在 150 °C 时效过程中, 细长条状 Ag_3Sn 随时效时间延长逐渐转变为短棒状或椭球状。但在 SAC/Cu 焊点界面 IMC 层附近则未观察到 Ag_3Sn



Element	Point 1		Point 2		Point 3	
	ω/%	at%	ω/%	at%	ω/%	at%
Cr K	0.36	0.81	0.99	2.20	1.20	2.67
Cu K	0.59	1.09	0.58	1.06	0.62	1.13
Ag L	6.90	7.47	7.01	7.53	8.70	9.29
Sn L	92.10	90.64	91.42	89.21	89.48	86.91
Total	100.00	100.00	100.00	100.00	100.00	100.00

图 5 SACCr 焊料的 TEM 照片及 EDS 结果

Fig.5 TEM photograph and EDS data of SACCr solder

的这种演变。作者认为，焊料中添加 Cr 改变了焊接过程中元素的再分配，对 Ag₃Sn 的形貌和尺寸演变起到了一定的促进作用。结合前面 Cr 在焊料中存在形式的分析，因此，可以认为，在 SAC 中加入微量 Cr 并以弥散或固溶形式存在于基体中，将可阻抑焊点界面 IMC 层的过度生长，从而有利于改善无铅焊点的服役可靠性。

3 结 论

- 1) SACCr/Cu 焊点界面的 IMC 层平整、连续，SAC/Cu 的焊点界面 IMC 层则呈扇贝状。
- 2) 在相同时效条件下，SACCr/Cu 焊点界面 IMC 层的厚度小于 SAC/Cu 焊点的 IMC 层的厚度。时效时间越长，IMC 层的厚度差距越明显。
- 3) 以弥散形式存在于 SACCr 中的 Cr 有利于延缓焊点界面 IMC 层的过度生长和 KVs 孔洞的形成，改善焊点的可靠性。

参考文献 References

[1] Wu C M L, Wong Y W. *Electron Mater*[J], 2007, 18: 77
 [2] Wu C M L, Yu D Q, Law C M T *et al. Materials Science and Engineering R*[J], 2004, 44: 1
 [3] Ramirez A G, Mavoori H S. *Applied Physics Letter*[J], 2002,

80: 398
 [4] He M, Kumar A, Yeo P T *et al. Thin Solid Films*[J]. 2004, 462-463: 387
 [5] Chen Guohai(陈国海), Li Xiaoyan(黎小燕), Geng Zhiting(耿志挺) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2004, 33(11): 1222
 [6] He M, Chen Z, Qi G J. *Acta Materialia*[J], 2004, 52: 2047
 [7] Ren Feng(任峰), Gao Su(高苏), Zhang Qiyun(张启运). *Acta Metall Sinica*(金属学报)[J], 2002, 38(7): 727
 [8] Chen X, Hu A M, Li M *et al. Journal of Alloys and Compounds* [J], 2009, 470: 429
 [9] Liu Jing(刘静), Xu Jun(徐骏), Zhang Fuwen(张富文) *et al. Chinese Journal of Rare Metals*(稀有金属)[J], 2005, 29(5): 625
 [10] Lin F, Bi W Z, Ju G K *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2011, 509: 6666
 [11] Han Yongjiu(韩永久), Lin Fei(林飞), Su Guobiao(苏国彪) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2011, 40(S2): 252
 [12] Ju G K, Wei X C, Sun P *et al. Soldering & Surface Mount Technology*[J], 2008, 20: 4
 [13] Subbarayan G. *J Electron Packag*[J], 1996, 118: 127
 [14] Su Guobiao(苏国彪). *Dissertation for Master*(硕士论文)[D]. Shanghai: Shanghai University, 2010: 49
 [15] Lee H T, Chen M H. *Materials Science & Engineering A*[J], 2002, 333: 24
 [16] Yu Daquan(于大全), Duan Lilei(段莉蕾), Zhao Jie(赵杰) *et al. Materials Science and Technology*(材料科学与工艺)[J], 2005, 13(5): 532
 [17] Zheng Y, Hillman C, Mc Cluskey P. *Proceedings of the 52nd Electronic Components and Technology Conference (ECTC)* [C]. San Diego, CA: IEEE Components, Packaging & Mfg Technol Soc; Electr Components Assemblies & Mat Assoc, 2002: 1226
 [18] Lee H T, Chen M H, Jiao H M *et al. Materials Science & Engineering A*[J], 2003, 358(1-2): 134
 [19] Hao H, Tian J, Shi Y W *et al. Journal of Electronic Materials* [J], 2007, 36(7): 766
 [20] Tu P L, Chan Y C, Hung K C *et al. Scripta Materialia*[J], 2001, 44: 317
 [21] Tu P L, Chan Y C, Hung K C. *IEEE Transactions on Advanced Packaging*[J], 2001, 24: 197

Interfacial IMC Layer Morphology and Growth Behavior of Sn3.0Ag0.5Cu0.05Cr/Cu Solder Joints during Isothermal Aging

Xie Shifang¹, Wei Xicheng², Ju Guokui², Xu Kexin²

(1. Institute of Applied Physics, Jiangxi Academy of Sciences, Nanchang 330029, China)

(2. Shanghai University, Shanghai 200072, China)

Abstract: The morphology and growth behavior of interfacial intermetallic compound (IMC) layer for the Sn3.0Ag0.5Cu0.05Cr (SACCr)/Cu joints after isothermal aging at 150 °C for 0, 168, 500 and 1000 h were investigated, and they were compared with Sn3.0Ag0.5Cu (SAC). The results show that the trace Cr dispersed or dissolved in SAC solder effectively inhibits the IMC layer growth at the interface of SACCr/Cu joints. The longer the aging time, the more obvious the inhibiting effect of Cr on the overgrowth of IMC layer of solder/Cu joints. The average thickness of IMC layer of SACCr/Cu solder joints is about 5.13 μm after aging for 1000 h, only 45% of that of the SAC/Cu solder joints.

Key words: SnAgCu; lead-free solder; chromium; intermetallic compound; thermal aging

Corresponding author: Wei Xicheng, Ph. D., Professor, School of Materials Science and Engineering, Shanghai University, Shanghai 200072, P. R. China, Tel: 0086-21-56331377, E-mail: wxc1028@shu.edu.cn