

DOI: 10.3901/JME.2022.02.043

Cu_5Zn_8 和 $\text{Sn}/\text{Ag}_3\text{Sn}/\text{Ag}$ 扩散阻挡层在 Sn/Cu 钎焊互连界面反应中的作用*

姚金冶¹ 陈祥序¹ 李 花² 马海涛¹ 王云鹏¹ 马浩然³

(1. 大连理工大学材料科学与工程学院 大连 116024;

2. 航天工程大学宇航科学与技术系 北京 101416;

3. 大连理工大学微电子学院 大连 116024)

摘要: 电子器件的微型化对钎焊界面的可靠性提出更高的要求, 深入研究钎焊界面金属间化合物(Intermetallic compound, IMC)的形貌演变和生长机制具有重要意义。金属 Cu 具有优良的导电导热性能, 在微电子封装行业中广泛应用为基体材料。在钎焊回流过程中, Cu 基体与 Sn 钎料发生界面反应生成 IMC, 由于 IMC 具有较高脆性, 过度生长的 IMC 会严重降低焊接接头的可靠性。为了抑制 IMC 的过度生长, 在 Cu 基体表面分别制备 Cu_5Zn_8 扩散阻挡层和 $\text{Sn}/\text{Ag}_3\text{Sn}/\text{Ag}$ 扩散阻挡层。研究在不同钎焊工艺下, 纯 Sn 钎料在 Cu 基板、 Cu_5Zn_8 扩散阻挡层/Cu 基板、 $\text{Sn}/\text{Ag}_3\text{Sn}/\text{Ag}$ 扩散阻挡层/Cu 基板上 IMC 的形貌演变及生长动力学机制, 最终试验结果发现 Cu_5Zn_8 , $\text{Sn}/\text{Ag}_3\text{Sn}/\text{Ag}$ 扩散阻挡层可以抑制 Sn/Cu 钎焊互连界面反应。

关键词: 扩散阻挡层; 钎焊; 纯 Sn 钎料; Cu_5Zn_8 ; Ag_3Sn

中图分类号: TG425

Effect of Cu_5Zn_8 and $\text{Sn}/\text{Ag}_3\text{Sn}/\text{Ag}$ Diffusion Barrier on Interface Reaction of Sn/Cu Soldering

YAO Jinye¹ CHEN Xiangxu¹ LI Hua² MA Haitao¹ WANG Yunpeng¹ MA Haoran³

(1. School of Materials Science and Engineering, Dalian University of Technology, Dalian 116024;

2. Department of Aerospace Science and Technology, University of Aerospace Engineering, Beijing 101416;

3. School of Microelectronics, Dalian University of Technology, Dalian 116024)

Abstract: The miniaturization of electronic devices is seriously strict with the reliability of soldering interfaces. Therefore, it is of great significance to study the morphology evolution and growth mechanism of intermetallic compounds (IMC) at the soldering interface. Cu has excellent electrical and thermal conductivity that used as matrix material in the microelectronic packaging industry. During the soldering process, intermetallic compound(IMC) formed by interfacial reaction between Cu and Sn solder. Due to the high brittleness of IMC, the excessive growth of IMC will seriously reduce the reliability of welded joints. To overcome the excessive growth of IMC, Cu_5Zn_8 diffusion barrier layer and $\text{Sn}/\text{Ag}_3\text{Sn}/\text{Ag}$ diffusion barrier layer are prepared on Cu substrate. The morphology evolution and growth mechanism of IMC on Cu, Cu_5Zn_8 diffusion barrier layer/Cu and $\text{Sn}/\text{Ag}_3\text{Sn}/\text{Ag}$ diffusion barrier layer/Cu under different soldering process are studied. The results show that Cu_5Zn_8 diffusion barrier layer, $\text{Sn}/\text{Ag}_3\text{Sn}/\text{Ag}$ diffusion barrier layer can inhibit interface reaction of Sn/Cu soldering.

Key words: diffusion barrier; soldering; pure Sn solder; Cu_5Zn_8 ; Ag_3Sn

0 前言

在电子封装中, 钎焊技术是实现电子元器件

互连最主要的手段^[1]。在钎焊过程中, 钎料和基体在一定温度下发生溶解, 并在浓度梯度作用下, 元素发生扩散, 并在基体和钎料连接处发生界面反应, 最后冷却凝固成焊点并实现电子互连^[2]。由于 Cu 具有良好的导热导电性, 在微电子行业中常作为基体; 随着人类对环境以及健康的重视, Sn

* 国家自然科学基金资助项目(51871040)。20210519 收到初稿, 20211028 收到修改稿

基钎料逐渐向无铅化发展^[3-4]。Cu 基体与 Sn-Ag、Sn-Zn 系钎料的界面反应已进行大量研究, Sn-Ag 系钎料强度高、热疲劳性能好、力学性能优异。Sn-Ag 系钎料与 Cu 基体在较短的钎焊时间下生成 Cu_6Sn_5 (η 相)和少量颗粒状、板条状的 Ag_3Sn 。Sn-Zn 系钎料具有优良的机械性能、成本低。Sn-Zn 系钎料与 Cu 基体发生界面反应后生成 IMC 为 Cu_5Zn_8 ^[5-7]。

研究表明,当界面处生成一层连续的、平直的、较薄的 IMC 层对钎焊接头性能有利,相反,生成较厚的、形状起伏较大的 IMC 层会加速焊点的失效^[8]。这是因为界面反应过程中钎料、IMC 层及基体的热膨胀系数不同,在长时间热应变的影响下,IMC 层将会产生热疲劳裂纹并发生扩展,导致焊接接头可靠性降低。李晓延等^[9]发现,随着时效过程中 IMC 的厚度增加,焊接接头的断裂位置从基体内部转移到 IMC 层。此外,随着 IMC 生长过程中基体元素和钎料元素扩散速率的不同,还会在在界面附近产生柯肯达尔孔洞^[10]。

为了抑制界面反应过程中 IMC 的过度生长,在 Cu 基体表面引入扩散阻挡层。扩散阻挡层减缓界面反应并阻碍 Cu 扩散,从而提高焊接接头可靠性。扩散阻挡层既抑制 Sn 基钎料与 Cu 基体间界面反应,并可以充当过渡层以缓解焊接接头应力^[11],所以扩散阻挡层须具有良好的焊接性及耐高温性能。由于 Cu_5Zn_8 为 Sn-Zn 系钎料与 Cu 基体界面反应后的 IMC,拥有良好的热稳定性、导电稳定性,而且制备工艺简单,表面平整度高,致密性好^[11]。所以选择 Cu_5Zn_8 金属间化合物作为扩散阻挡层;虽然 Ag_3Sn 也为 Sn-Ag 系钎料与 Cu 基体界面反应后的 IMC,但难以通过钎焊形成平整致密层状结构,所以通过在 Cu 基板上分步电沉积及退火热诱导工艺制备 Sn/ Ag_3Sn /Ag 扩散阻挡层^[12]。并研究在不同钎焊回流工艺下,纯 Sn 在 Cu 基体、 Cu_5Zn_8 扩散阻挡层/Cu 基体、Sn/ Ag_3Sn /Ag 扩散阻挡层/Cu 基体上 IMC 的形貌演变及相关动力学机制。

1 试验条件及方法

1.1 Cu_5Zn_8 扩散阻挡层的制备

将多晶纯 Cu 基板进行表面预处理去除表面氧化层,预处理后 Cu 基板涂上助焊剂后固定到夹具,匀速垂直浸入到熔融的 Sn-9Zn 钎料中,控制温度为 250 °C,浸焊时间分别为 2 s、5 s,

然后匀速取出,空冷。图 1 为浸焊试验示意图。将浸焊后的样品进行超声酸洗,去除表面钎料,露出界面 IMC 层,此 IMC 层即为 Cu_5Zn_8 扩散阻挡层。将浸焊时间为 2 s、5 s 的 Cu 基板分别记为 1# Cu_5Zn_8 扩散阻挡层/Cu 基板和 2# Cu_5Zn_8 扩散阻挡层/Cu 基板。图 2 为不同浸焊时间下 Cu_5Zn_8 扩散阻挡层的顶面和截面形貌。试验所制得的 Cu_5Zn_8 扩散阻挡层表面为是一层扇贝状或者椭圆球状的 Cu_5Zn_8 , Cu_5Zn_8 /Cu 基板表面是一层较为扁平的扇贝状的 Cu_5Zn_8 并通过 ImageProPlus 分析 1#、2#阻挡层的厚度分别约为 0.76 μm , 1.61 μm 。

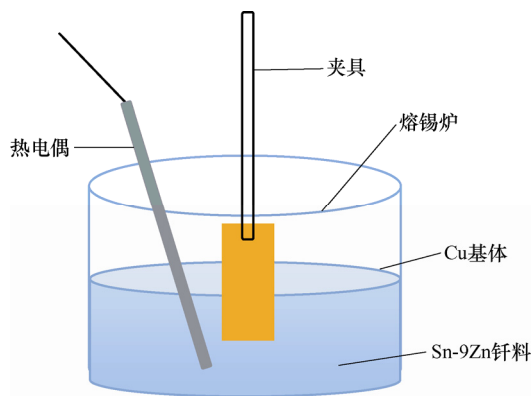
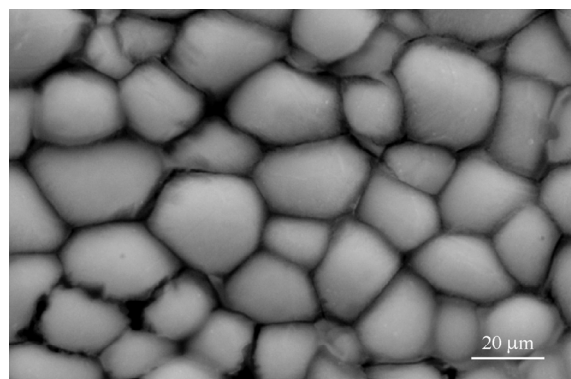
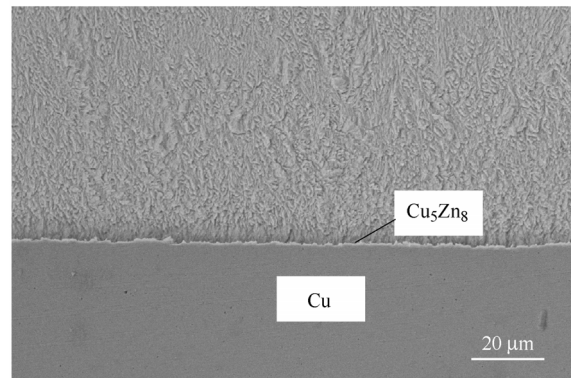


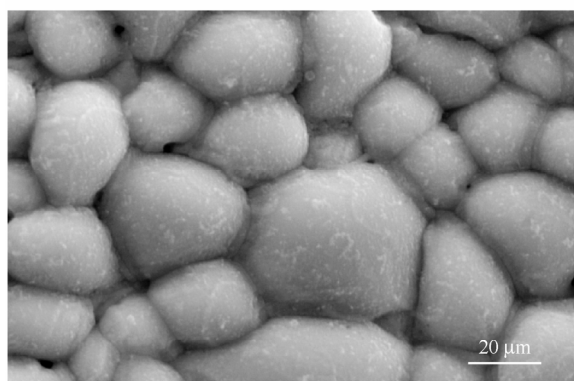
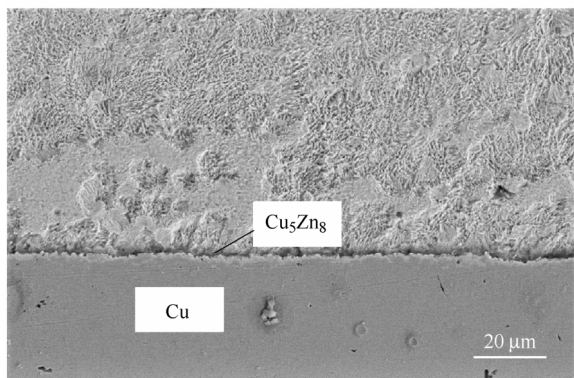
图 1 浸焊试验示意图



(a) 1# Cu_5Zn_8 扩散阻挡层/Cu 基板顶面形貌

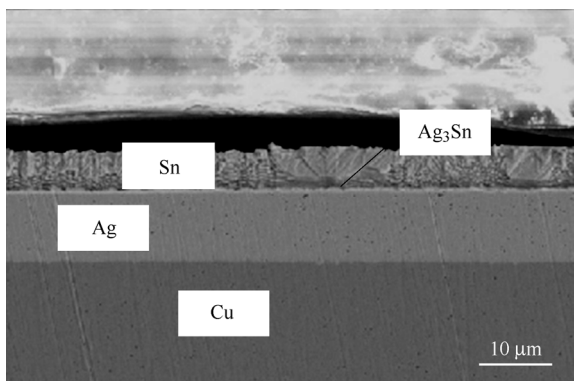


(b) 1# Cu_5Zn_8 扩散阻挡层/Cu 基板截面形貌

(c) 2# Cu_5Zn_8 扩散阻挡层/Cu 基板顶面形貌(d) 2# Cu_5Zn_8 扩散阻挡层/Cu 基板截面面形貌图 2 Cu_5Zn_8 扩散阻挡层/Cu 基板顶面和截面形貌

1.2 $\text{Sn}/\text{Ag}_3\text{Sn}/\text{Ag}$ 扩散阻挡层的制备

将多晶纯 Cu 基板进行表面预处理去除表面氧化层, 先在 Cu 基体上镀 Ag, 随后镀 Sn, 随后将电沉积后试样在 120°C 进行 1 h 退火热诱导处理^[12], 将得到的试样记为 $\text{Sn}/\text{Ag}_3\text{Sn}/\text{Ag}$ 扩散阻挡层/Cu 基板。图 3 为制备后 $\text{Sn}/\text{Ag}_3\text{Sn}/\text{Ag}$ 扩散阻挡层面截面形貌。

图 3 $\text{Sn}/\text{Ag}_3\text{Sn}/\text{Ag}$ 扩散阻挡层/Cu 基板截面形貌

1.3 钎焊试验

将纯 Sn 钎料球的和 Cu 基板、 Cu_5Zn_8 扩散阻挡层/Cu 基板、 $\text{Sn}/\text{Ag}_3\text{Sn}/\text{Ag}$ 扩散阻挡层/Cu 基板均涂上助焊剂, 并进行预热。图 4 为钎焊回流试验示意图。在钎焊回流试验中, 钎焊温度为 270°C , 钎焊时间分别选取为 5 s、15 s、30 s, 结束后将放在空

气中自然冷却。由于扩散阻挡层的存在, 钎焊回流过程中 Sn/Cu 互连界面反应行为可以分为两个过程, 扩散阻挡层的溶解, Sn 钎料、Cu 基板、扩散阻挡层相互扩散; 从而完成一系列连续的界面反应, 生成金属间化合物^[13]。

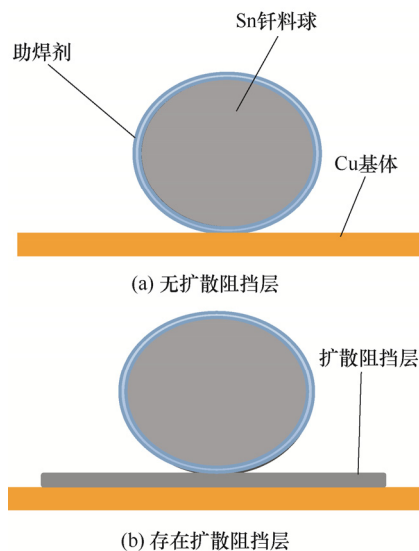


图 4 钎焊回流试验示意图

2 试验结果及分析

2.1 Cu_5Zn_8 扩散阻挡层对 $\text{Sn}-\text{Cu}$ 界面反应的影响

在 Sn/Cu 钎焊互连界面反应中, 随着钎焊时间增加, Sn、Cu 元素之间互扩散以及界面反应程度加剧, 导致 Cu_6Sn_5 形貌发生演变及其厚度增加。图 5 为纯 Sn 钎料球在 Cu 基板上钎焊回流温度 270°C , 钎焊时间分别选取为 5 s、15 s、30 s 后 IMC 截面形貌。可以发现在不同的钎焊回流时间下, IMC 形貌和厚度发生了较大转变。在 5 s 时界面 IMC 呈圆包状, 并且有小平面出现, 其表面更加平坦, 晶粒和晶粒之间没有明显的界限, 突起晶粒大小均匀; 15 s 时的钎焊界面 IMC 表面细小的波浪状突起特征更加明显, 为不规则的锯齿状, IMC 厚度增加; 30 s 时, IMC 则为较大的柱状, 其中间夹杂部分小丘状晶粒, 而且 IMC 更加尖锐, 晶粒大小不均。MA 等^[14]研究了钎焊过程中界面 IMC 的溶解及形貌变化, 发现界面 IMC 的溶解和长大是同时进行的。对于 250°C 浸焊 2 s、5 s 生成的 1#、2# Cu_5Zn_8 扩散阻挡层/Cu 基板来说, 在钎焊回流过程中, 发生 Cu_5Zn_8 扩散阻挡层溶解、Sn 与 Cu 基板的互扩散、生成新的金属间化合物 Cu_6Sn_5 等行为, 导致 IMC 层为 Cu_6Sn_5 和 Cu_5Zn_8 的复合层。图 6 为纯 Sn 钎料在 Cu_5Zn_8 扩散阻挡层/Cu 基板上钎焊回流温度 270°C ,

钎焊时间分别选取为 5 s、15 s、30 s 钎焊后截面形貌。可以看出随着钎焊时间的增加, IMC 晶粒随之长大, 且厚度增加。当钎焊时间为 5 s 时, IMC 层比较薄, 晶粒为圆包状, 晶粒与晶粒间的跨径也比较小, 表面

比较平坦, 表明此时的 IMC 晶粒比较均匀细小。随着钎焊时间增加到 15 s, 界面 IMC 变成比较尖锐的锯齿状, 界面粗糙度增加。钎焊时间为 30 s 时, IMC 界面已经变成不规则的颗粒状, 而且其厚度明显增加。

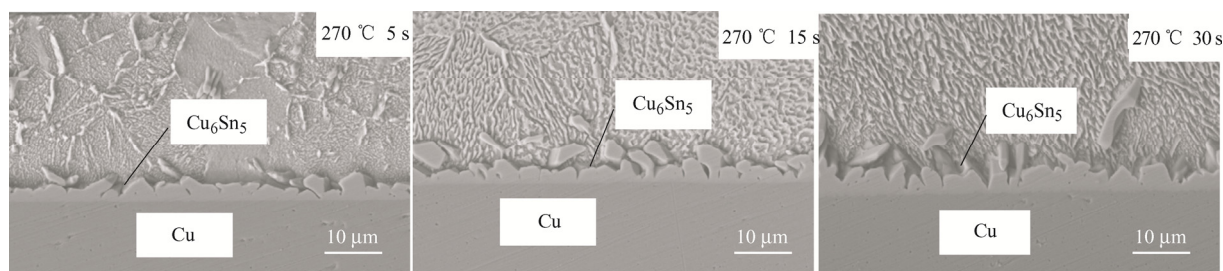
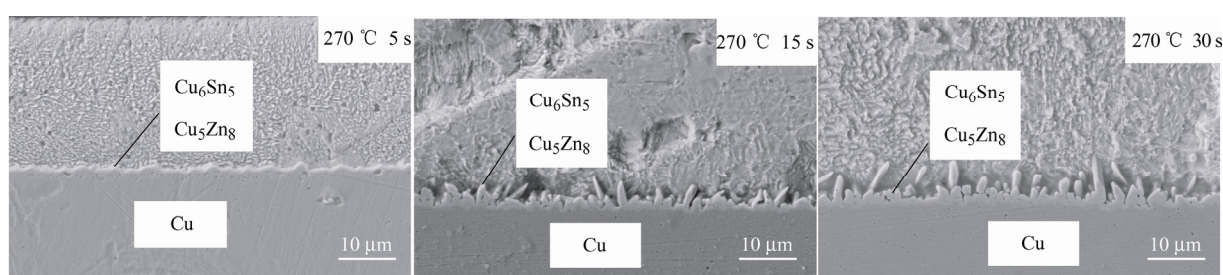
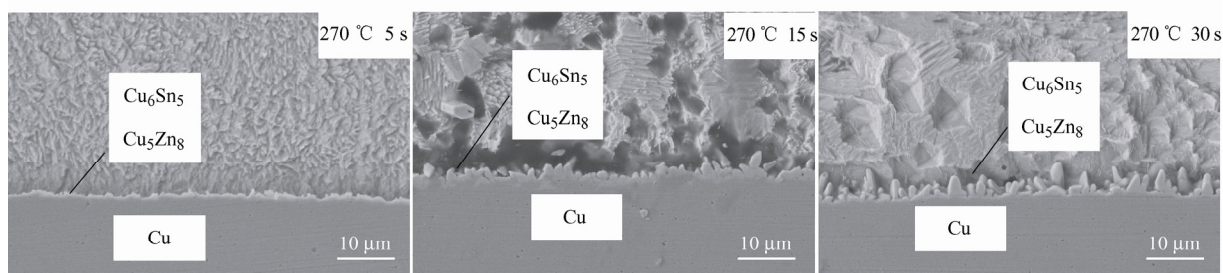


图 5 270 °C 时 Sn 在 Cu 基板钎焊后 IMC 横截面形貌



(a) 1#Cu₅Zn₈扩散阻挡层/Cu基板



(b) 2#Cu₅Zn₈扩散阻挡层/Cu基板

图 6 270 °C 时 Sn 在不同 Cu₅Zn₈ 扩散阻挡层/Cu 基板钎焊后 IMC 横截面形貌

图 7 为 270 °C 下 Sn 钎料在 Cu 基板和 Cu₅Zn₈ 扩散阻挡层/Cu 基板分别钎焊回流 5 s、15 s、30 s 后 IMC 厚度。可以看出在相同钎焊时间下, 1#、2#Cu₅Zn₈ 扩散阻挡层/Cu 基板上的 IMC 层的厚度均小于 Cu 基板 IMC 层厚度。随着钎焊时间的增加, 在 Cu 基板和 Cu₅Zn₈ 扩散阻挡层/Cu 基板上的 IMC 层的平均厚度均呈增加趋势。

钎焊过程中液/固界面形成一层合适的金属间化合物(IMC)是互连可靠性的保证。根据生长机制的不同, 界面 IMC 层厚度 L 与反应时间 t 及温度 T 可用如下幂指数关系式表达

$$L(t) = L_0 + k(t)^n \quad (1)$$

式中, L 为 IMC 层在钎焊 t 时间后的厚度, L_0 为初始时刻 IMC 层厚度, k 为 IMC 扩散阻挡层的扩散速率, n 为 IMC 生长动力学系数。不同的扩散机制 n

具有不同值, 当生长机制为晶界扩散机制占主导时 $n=1/3$, 体扩散控制 IMC 的生长时 $n=1/2$, 由界面反应控制 IMC 的生长时 $n=1$ 。

将式(1)进行整理, 得到

$$\ln L = \ln(L(t) - L_0) = \ln k + n \ln t \quad (2)$$

从而得到 $\ln L$ 和 $\ln t$ 之间的关系, 拟合生长动力学曲线。图 8 为钎焊回流温度为 270 °C 时纯 Sn 与 Cu 基板、Cu₅Zn₈/Cu 基板钎焊界面反应后 IMC 生长动力学曲线。对于纯 Sn 在 Cu 基板钎焊回流来说, 其生长系数为 0.20, 略低于 1/3, 所以 IMC 的生长由晶界扩散占主导。扩散阻挡层下 IMC 的生长机制与 Cu 基板类似, 均略低于 1/3, IMC 生长机制均为晶界扩散为主导。表 1 为钎焊过程中纯 Sn 在 Cu, Cu₅Zn₈/Cu 基板 IMC 的生长系数和扩散速率。纯 Sn 钎料在 Cu₅Zn₈/Cu 基板上钎焊界面反应时扩散速率低于 Cu

基板,而且 $2\#\text{Cu}_5\text{Zn}_8/\text{Cu}$ 基板低于 $1\#\text{Cu}_5\text{Zn}_8/\text{Cu}$ 基板,也就是说 Cu_5Zn_8 扩散阻挡层能有效抑制钎焊回流过程中界面 IMC 的生长,预制的扩散阻挡层越厚其抑制效果越好。这是因为界面 IMC 的生长主要受 Cu 元素的扩散控制,Cu 基板中 Cu 原子主要通过晶粒间的快速扩散通道(晶界)进行扩散,IMC 生长速率较快;而 $\text{Cu}_5\text{Zn}_8/\text{Cu}$ 基板钎焊过程中,Cu 原子需要穿过 Cu_5Zn_8 扩散阻挡层才能到达反应界面,生长速率较慢,扩散阻挡层抑制 IMC 生长效果良好。

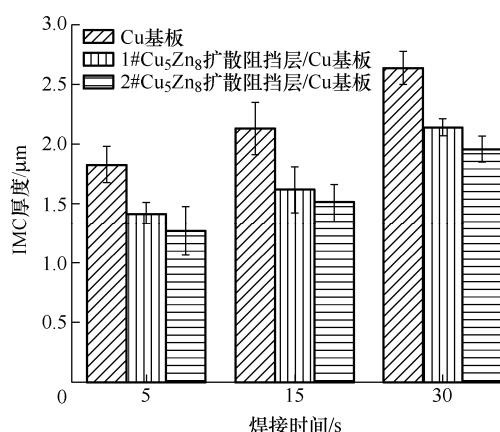


图 7 270 °C 时 Sn 在 Cu 基板, Cu_5Zn_8 扩散阻挡层/Cu 基板分别钎焊 5 s, 15 s, 30 s 后 IMC 生长厚度

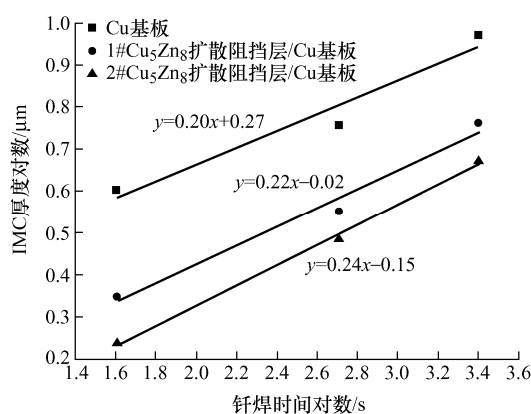


图 8 270 °C 时 Sn 与 Cu 基板, Cu_5Zn_8 扩散阻挡层/Cu 基板钎焊界面反应后 IMC 生长动力学曲线

表 1 钎焊过程中 Sn 在 Cu、 $\text{Cu}_5\text{Zn}_8/\text{Cu}$ 基板 IMC 的系数生长和扩散速率

钎焊基板	钎焊温度/°C	生长系数 n	扩散速率 k
Cu	270	0.20	1.297
1#Cu ₅ Zn ₈ /Cu	270	0.22	0.977
2#Cu ₅ Zn ₈ /Cu	270	0.24	0.858

2.2 $\text{Sn}/\text{Ag}_3\text{Sn}/\text{Ag}$ 扩散阻挡层对 Sn-Cu 界面反应的影响

$\text{Sn}/\text{Ag}_3\text{Sn}/\text{Ag}$ 扩散阻挡层在钎焊回流过程中界面反应行为可以分为 $\text{Sn}/\text{Ag}_3\text{Sn}/\text{Ag}$ 扩散阻挡层中 Sn 层、 Ag_3Sn 层的溶解和 Sn 钎料与 $\text{Sn}/\text{Ag}_3\text{Sn}/\text{Ag}$ 扩散阻挡层中 Sn、Ag 层互扩散。图 9 为纯 Sn 钎料在 $\text{Sn}/\text{Ag}_3\text{Sn}/\text{Ag}$ 阻挡层/Cu 基板在钎焊温度 270 °C, 时间分别为 5 s、15 s、30 s 钎焊后 IMC 截面形貌。在时间为 5 s 时, 纯 Sn 钎料与 $\text{Sn}/\text{Ag}_3\text{Sn}/\text{Ag}$ 扩散阻挡层中 Sn 层和 Ag_3Sn 层发生溶解, 然后钎料中 Sn 与 $\text{Sn}/\text{Ag}_3\text{Sn}/\text{Ag}$ 扩散阻挡层中 Ag 层发生界面反应生成小丘状 Ag_3Sn 。随着时间继续增加, 界面反应更加充分, 在时间为 15 s 时 Sn 钎料在 $\text{Sn}/\text{Ag}_3\text{Sn}/\text{Ag}$ 扩散阻挡层上的 IMC 大部分仍为小丘状, 但是小丘状的高度明显提高, 随着时间的继续增加, 当钎焊时间为 30 s 时, 晶粒继续长大, 界面 IMC 存在较大的柱状晶粒。这是因为在钎焊回流过程中, $\text{Sn}/\text{Ag}_3\text{Sn}/\text{Ag}$ 扩散阻挡层复合结构使 Sn 钎料中 Sn 与 Ag 层结合能力降低, 对 Ag 在钎料中的自由扩散形成阻碍, 而这种阻碍抑制了相邻 Ag_3Sn 之间的吞并行为。在钎焊时间较短时, 吞并行为发生的较为迅速激烈, 从而使每个 Ag_3Sn 晶粒可以更好地保持相对独立, 尺寸相对均匀。而随着钎焊时间的延长, Ag_3Sn 之间的吞并行为逐渐减慢, 并在界面处聚集, 故钎焊时间延长后 Ag_3Sn 存在柱状晶粒。但是在上述钎焊回流过程中均未发生 Sn/Cu 界面反应, 说明 $\text{Sn}/\text{Ag}_3\text{Sn}/\text{Cu}$ 的存在可以阻碍钎料 Sn 与基板 Cu 的扩散。

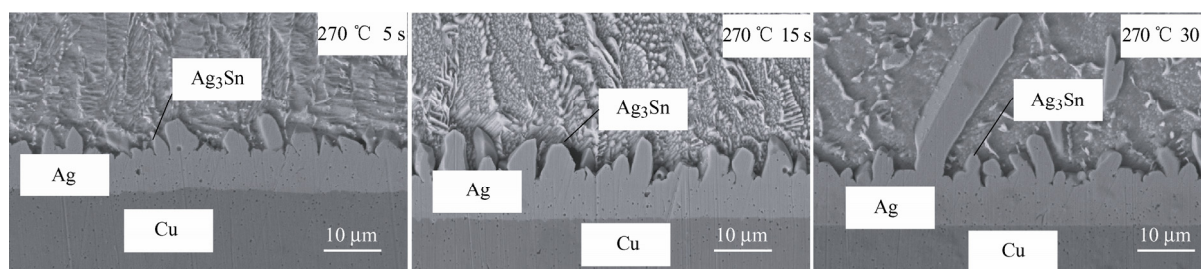


图 9 270 °C 时 Sn 在 $\text{Sn}/\text{Ag}_3\text{Sn}/\text{Ag}$ 扩散阻挡层/Cu 基板钎焊后 IMC 横截面形貌

图 10 为在 270 °C 下 Sn 钎料在 Sn/Ag₃Sn/Ag 扩散阻挡层/Cu 基板下分别钎焊 5 s、15 s、30 s 后 Ag₃Sn 生长厚度。从图 10 中可以看出, Sn/Ag₃Sn/Ag 扩散阻挡层/Cu 基板上 Ag₃Sn 层平均厚度随着钎焊温度的增加而增加。在钎焊时间达到 30 s 时, 其厚度达到最大。图 11 为 Sn 在 270 °C 与 Sn/Ag₃Sn/Ag 扩散阻挡层/Cu 基板钎焊界面反应后 IMC 生长动力学曲线。其生长系数为 0.46, 接近 0.5, 所以 IMC 生长由体扩散反应主导控制。

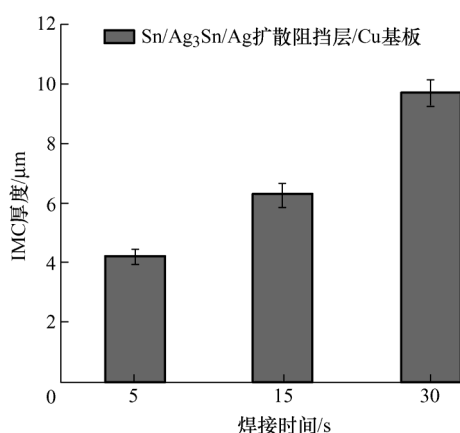


图 10 270 °C 时 Sn 在 Sn/Ag₃Sn/Ag 扩散阻挡层/Cu 基板分别钎焊 5 s、15 s、30 s 后 IMC 生长厚度

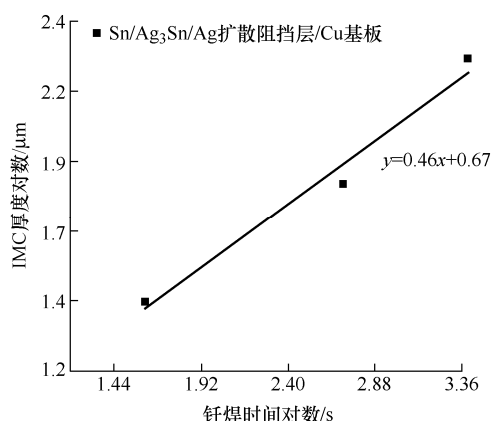


图 11 270 °C 时 Sn 在 Sn/Ag₃Sn/Ag 扩散阻挡层/Cu 基板钎焊界面反应后 IMC 生长动力学曲线

表 2 为钎焊过程中纯 Sn 在 Sn/Ag₃Sn/Ag/Cu 基板 IMC 的生长系数和扩散速率。对于 Sn/Ag₃Sn/Ag 扩散阻挡层来说, 由于其制备工艺为在 Cu 基板上先电镀 Ag 层, 在钎焊过程中 Cu 基板不与 Ag 发生反应, 钎焊中的 Sn 与残留的 Ag 层发生反应, 从而 Ag₃Sn 起到阻挡的作用。

表 2 钎焊回流过程中 Sn 在 Sn/Ag₃Sn/Ag 扩散阻挡层/Cu 基板 IMC 的生长系数和扩散速率

钎焊基板	钎焊温度/°C	生长系数 n	扩散速率 k
Sn/Ag ₃ Sn/Ag 扩散阻挡层/Cu	270	0.46	1.95

3 结论

(1) 通过预制 Cu₅Zn₈/Sn/Ag₃Sn/Ag 扩散阻挡层来抑制钎焊界面反应是可行的。在相同钎焊工艺条件下, 纯 Sn 钎料球在 Cu₅Zn₈/Cu 基板上 IMC 生长速率低于在普通 Cu 基板上的生长速率, 并且在一定范围内, 浸焊时间越长, 扩散阻挡层厚度越大, 抑制 IMC 过度生长效果越好。Sn/Ag₃Sn/Ag 扩散阻挡层的存在阻碍钎料 Sn 与基板 Cu 的扩散及 Sn-Cu 脆性 IMC 生成。

(2) Cu₅Zn₈ 扩散阻挡层的存在未改变钎焊过程中 IMC 层的生长机制, 其仍为晶界扩散占主导作用。Sn/Ag₃Sn/Ag 扩散阻挡层将 IMC 层的生长机制改为体扩散占主导作用。

参 考 文 献

- [1] 菅沼克昭. 无铅焊接技术[M]. 北京: 科学出版社, 2004. KATSUAKI S. Lead free welding technology[M]. Beijing: Science Press, 2004.
- [2] HO C E, YANG S C, KAO C R. Interfacial reaction issues for lead-free electronic solders[J]. Journal of Materials Science Materials in Electronics, 2007, 18(1-3): 155-174.
- [3] 程辉明. 先进电子制造技术[M]. 北京: 国防工业出版社, 2008. CHENG Huiming. Advanced electronic manufacturing technology[M]. Beijing: Defense Industry Press, 2008.
- [4] 龙绪明. 先进电子制造技术[M]. 北京: 机械工业出版社, 2010. LONG Xuming. Advanced electronic manufacturing technology[M]. Beijing: China Machine Press, 2010.
- [5] CHUNG C K, DUH J G, KAO C R. Direct evidence for a Cu-enriched region at the boundary between Cu₆Sn₅ and Cu₃Sn during Cu/Sn reaction[J]. Scr. Mater., 2010, 63(2): 258-260.
- [6] LIU L, CHEN Z, LIU C, et al. Micro-mechanical and fracture characteristics of Cu₆Sn₅ and Cu₃Sn intermetallic compounds under micro-cantilever bending[J]. Intermetallics, 2016, 76: 10-17.
- [7] SCHAEFER M, FOURNELLE R A, LIANG J. Theory for intermetallic phase growth between Cu and liquid Sn-Pb solder based on grain boundary diffusion control[J]. Journal of Electronic Materials, 1998, 27: 1167-1176.
- [8] 胡小武, 艾凡荣, 闫洪. Sn 基无铅钎料与 Cu 基板间化合物 Cu₆Sn₅ 的研究进展[J]. 电子元件与材料, 2012, 31(6): 79-83. HU Xiaowu, AI Fanrong, YAN Hong. Research progress

- of Cu_6Sn_5 between Sn-based lead-free solder and Cu substrate[J]. *Electronic Components and Materials*, 2012, 31(6): 79-83.
- [9] 李晓延, 杨晓华, 兑卫真, 等. 时效对 Sn-3.8Ag-0.7Cu/Cu 焊料接头的组织和拉伸性能的影响[J]. *机械强度*, 2008, 30(1): 24-28.
- LI Xiaoyan, YANG Xiaohua, DUI Weizhen, et al. Effect of aging on microstructure and tensile properties of Sn-3.8Ag-0.7Cu/Cu solder joint[J]. *Journal of Mechanical Strength*, 2008, 30(1): 24-28.
- [10] 邹建, 吴丰顺, 王波, 等. 电子封装微焊点中的柯肯达尔孔洞问题[J]. *电子工艺技术*, 2010, 31(1): 1-5.
- ZOU Jian, WU Fengshun, WANG Bo, et al. Kirkendall hole problem in microsolder joints of electronic packaging[J]. *Electronic Process Technology*, 2010, 31(1): 1-5.
- [11] CHIU T C, ZENG K J, STIERMAN R, et al. Effect of thermal aging on board level drop reliability for Pb-free BGA packages[C]//54th Electronic Components & Technology Conference, (1-2), Proceedings, New York, 2004: 1256-62.
- [12] 纪胜男. 电沉积法制备 Sn/Ag 复合镀层及其界面演变的研究[D]. 大连: 大连理工大学, 2019.
- JI Shengnan. Preparation of Sn/Ag composite coating by electrodeposition and its interface evolution[D]. Dalian: Dalian University of Technology, 2019.
- [13] 刘雪华, 唐电. Sn 基焊料/ Cu 界面 IMC 形成机理的研究进展[J]. *电子元件与材料*, 2011, 30(5): 5.
- LIU Xuehua, TANG Dian. Research progress on the formation mechanism of Sn-based solder/ Cu interface IMC[J]. *Electronic Components and Materials*, 2011, 30(5): 5.
- [14] MA D, WANG W D, LAHIRI S K. Scallop formation and dissolution of Cu-Sn intermetallic compound during solder reflow[J]. *Journal of Applied Physics*, 2002, 91(5): 3312-3317.
-
- 作者简介: 姚金冶, 男, 1995 年出生, 博士研究生。主要研究方向为电子封装界面扩散阻挡层消耗行为及界面反应机理。
E-mail: yaojinye@mail.dlut.edu.cn
- 马海涛(通信作者), 男, 1971 年出生, 博士, 教授, 博士研究生导师。主要研究方向为电子封装无铅钎焊界面反应机制及界面可靠性。
E-mail: htma@dlut.edu.cn