

## Sn/Cu 接头界面金属间化合物层的生长及强磁场的影响

程从前, 赵 杰, 徐 洋, 许富民, 杨 朋

- (1. 大连理工大学 三束材料改性国家重点实验室, 大连 116024;
2. 大连理工大学 材料科学与工程学院, 大连 116024)

**摘 要:** 钎焊和扩散焊制备的 Sn/Cu 接头在无磁场下不同温度时效, 研究接头界面处金属间化合物(IMC)层的生长行为。结果表明: 两种接头界面 IMC 层在时效初始时刻的横截面和形貌均不同, 在时效过程中的生长行为类似, 钎焊和扩散焊接头界面 IMC 层的生长激活能分别为 116 和 94 kJ/mol。为研究强磁场对界面 IMC 层生长行为的影响, 两种试样在 190 °C、磁场强度为 8 T 时效。实验结果表明: 两种接头界面 IMC 层的生长动力学相同, 但晶粒形貌和晶体取向差别明显。

**关键词:** Sn/Cu; 金属间化合物层; 时效; 强磁场

**中图分类号:** TG 425 1

**文献标识码:** A

## Growth of interfacial intermetallic compound layers in Sn/Cu joints during aging and effect of high magnetic field

CHENG Cong-qian, ZHAO Jie, XU Yang, XU Fu-min, YANG Peng

- (1. State Key Laboratory of Materials Modification by Laser, Ion and Electron Beams, Dalian University of Technology, Dalian 116024, China;
2. School of Materials Science and Engineering, Dalian University of Technology, Dalian 116024, China)

**Abstract:** The growth behaviors of interfacial intermetallic compound (IMC) layers in soldered and diffusion bonding Sn/Cu joints during aging and the effect of high magnetic field were investigated. The results show that the cross sections and morphologies of IMC layers in soldered and diffusion-bonding joints before aging are different. The growth behaviors of these two IMC layers are similar when these joints are aged without magnetic field. The growth activation energies for the two IMC layers are 116 and 94 kJ/mol, respectively. In order to study the effect of high magnetic field on the growth behavior of IMC layers, the samples were aged at 190°C in 8 T of high magnetic field strength. The results show that there exit unobvious difference between the growth kinetics of IMC layers in the two joints. However, the morphologies and orientations of IMC layers in these two joints change by high magnetic field.

**Keywords:** Sn/Cu; intermetallic compound layers; aging; high magnetic field

钎焊和扩散焊是材料连接的两种基本方法。利用钎焊和扩散焊时, 在两种材料界面处产生金属间化合物(IMC)层来实现连接。近年来, 随着电子工业无铅

化的要求, 研究以 Sn 为基体的无铅钎料与基板的界面反应日益增多<sup>[1-4]</sup>。到目前为止, 虽然 Sn 基钎料和 Cu 板间的界面反应及其接头时效的研究比较多<sup>[5-9]</sup>,

**基金项目:** 国家自然科学基金资助项目(50471068); “十一五” 国家科技支撑计划资助项目(2006BAE03B02-2); 国家自然科学基金广东省联合基金重点资助项目(V0734008)

**收稿日期:** 2007-06-22; **修订日期:** 2007-12-27

**通讯作者:** 赵 杰, 教授, 博士; 电话: 0411-84707636; E-mail: jiezhao@dlut.edu.cn

然而还有很多数据需要完善。同时,现代电子封装向小尺寸及高密度方向发展,促进了许多先进连接技术的产生。利用这些不同连接技术得到的接头界面 IMC 的初始形貌和厚度都不同。然而,目前接头初始条件对后续时效过程中 IMC 层生长的影响并不清楚。了解不同接头在时效过程中界面 IMC 层的生长行为,对于接头可靠性方面有重要意义。

另一方面,接头在使用过程中可能会受到热、应力、电及磁等外场的影响,化合物层的生长会因外场的改变而变化<sup>[10-11]</sup>。研究强磁场下金属间化合物层的生长行为有利于深入了解强磁场下的扩散行为和界面迁移。然而,目前这方面的研究报道并不多。Mg-Al 扩散偶在交变磁场下时效所形成的两种界面金属间化合物层均比无磁场下的化合物层厚<sup>[12]</sup>。稳恒强磁场加快了 Al-Cu 扩散偶金属间化合物的生长<sup>[13]</sup>。在以前的工作中,研究了强磁场下 Sn3Ag0.5Cu/Cu 在固相时效过程中化合物层的生长,结果表明磁场加快了化合物层的生长,且不同方向化合物层的生长速率不同<sup>[14]</sup>。因此,本文作者选择电子封装中典型的 Sn/Cu 接头,对比研究了通过扩散焊和钎焊制备的 Sn/Cu 接头在无磁场和强磁场下时效,界面 IMC 层的生长动力学、形貌以及晶体取向。

## 1 实验材料及方法

实验采用纯度为 99.95% 的锡块和 99.9% 的铜片,在制备钎焊 Sn/Cu 接头过程中,铜片厚度为 0.5 mm。锡块在 500 °C 中保温 3~4 h、浇注并线切割成  $d7\text{ mm}\times 2\text{ mm}$  的锡片,锡片去油污、细磨、清洗及吹干,采用中性活性松香焊剂(RMA)把锡片和去除掉氧化膜后的铜片放在一起于 280 °C 钎焊 60 s,得到时效前的钎焊 Sn/Cu 接头。Sn/Cu 钎焊接头在 70、120 及 170 °C 等温时效,时效时间最长为 500 h。

在制备扩散焊 Sn/Cu 接头过程中,铜片的厚度为 1 mm。将 Sn 块放在 500 °C 保温 3~4 h,然后浇注到石墨模具中制成 Sn 棒并切割成  $d20\text{ mm}\times 5\text{ mm}$  的 Sn 片。将 Sn 片两面都打磨和抛光后,用 5% HCl 水溶液除去表面氧化膜,水洗再用酒精清洗、吹干。将两片铜片的抛光面和 Sn 片在微小压力下紧密结合,形成三明治结构,在 200 °C 下保温 20 h 进行扩散焊接。试样取出后空冷,用金刚石切割刀锯将同一个扩散焊接头切割成大小均匀的小试样以便于等温时效,时效温度为 120、150、170、190 和 205 °C,最长时间为 500 h。强磁场下 Sn/Cu 接头的等温时效实验在 JMT-100 超导

强磁场装置中进行,该装置能产生 0~10 T 的直流稳恒磁场,本研究所用磁场强度为 8 T,时效温度为  $(190\pm 1)\text{ }^{\circ}\text{C}$ ,时效时间为 4、9、16、25 和 50 h。

时效后的接头试样经镶样、磨光并用 5% HNO<sub>3</sub>-2% HCl-93% CH<sub>3</sub>OH 溶液腐蚀后,采用 JSM-5600LV 型扫描电子显微镜(SEM)观察横截面形貌,并采用能谱仪(EDX)分析界面 IMC 层的成分。采用 Q500IW 图像分析仪测定 IMC 层截面的面积,然后除以总长度,得到 IMC 层的平均厚度。每个试样的厚度为同一试样中 3 处截面厚度的平均值。将一部分试样中的 Sn 打磨,并在超声波清洗机中用 3% HNO<sub>3</sub> 腐蚀清洗掉 Sn 直至只剩下 IMC 层,以 SEM 观察 IMC 层晶粒的形貌,采用 X 射线衍射分析仪(SHIMADZU XRD-6000)来鉴定去除钎料之后的 IMC 的成分及取向。

## 2 结果及讨论

### 2.1 无磁场下时效过程中钎焊及扩散焊 Sn/Cu 接头界面 IMC 层的横截面、形貌及生长动力学

图 1 所示为两种接头在 170 °C 时效过程中界面 IMC 层的横截面图。由图 1 可看出,EDX 能谱分析表明钎焊接头未时效时,界面 IMC 层为扇贝状的 Cu<sub>6</sub>Sn<sub>5</sub>,化合物层和 Sn 的界面为曲折的锯齿状。同时,在 Sn 基体中还会发现少许的 Cu<sub>6</sub>Sn<sub>5</sub>,在时效过程中,IMC 随时效温度和时效时间的延长而增厚,IMC 界面前沿的形态会随时间的增加逐渐从锯齿状向大波浪状转变。长时间时效后(见图 1(c)),IMC 层厚度明显增加,界面化合物层比较平直,同时,在 Cu 和 Cu<sub>6</sub>Sn<sub>5</sub> 层间有一层很薄的 Cu<sub>3</sub>Sn。这与大部分文献中报道的结果一致<sup>[9,15]</sup>。扩散焊制备的接头在未时效的情况下,界面 IMC 层为 Cu<sub>6</sub>Sn<sub>5</sub> 和 Cu<sub>3</sub>Sn;在 170 °C 时效 250 h 后,IMC 层和 Sn 界面平直化。由扩散焊制备的 Sn/Cu 接头,IMC 比较平直,且厚度均匀。然而,在时效过程中界面仍然会向大波浪状转变,这说明时效过程中两种接头界面 IMC 层横界面的变化有相似之处。

图 2 所示为两种接头在 170 °C 时效过程中界面 IMC 层的晶粒形貌变化。由图 2 可看出,钎焊试样在短时间时效,IMC 晶粒由扇贝状和短棒状晶粒组成;经长时间时效后,短棒状晶粒减少,晶粒逐渐向大的多边形转变。扩散焊试样在未时效时,由大小不均的扇贝状的晶粒组成,长时间时效后,晶粒粗化,小晶

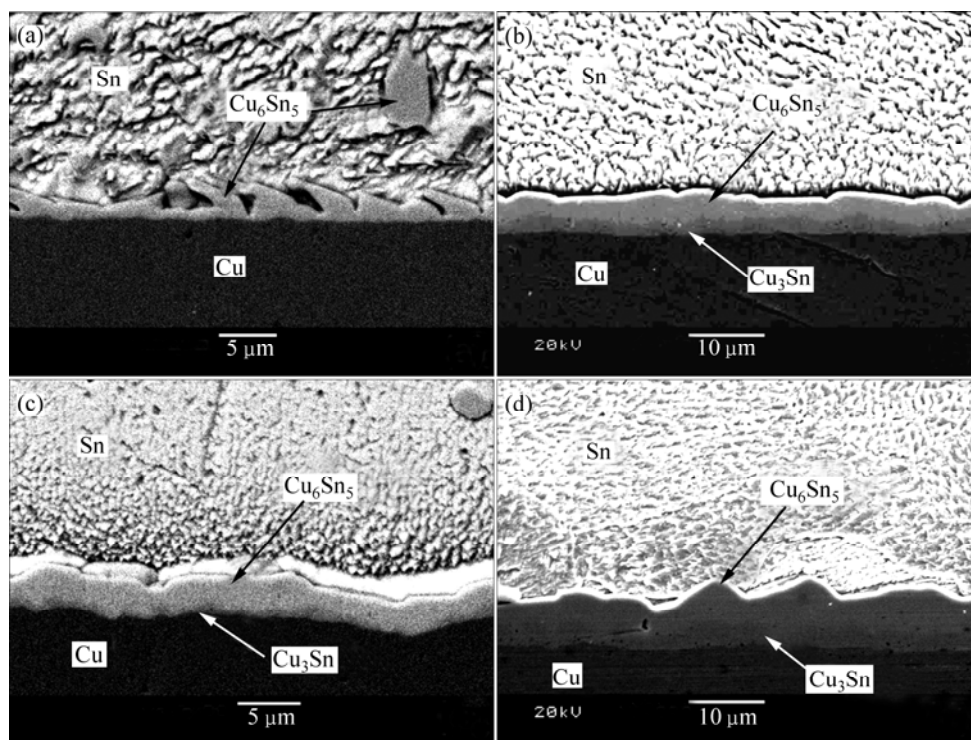


图 1 钎焊和扩散焊接头在 170 °C 时效的界面 IMC 层横截面的 SEM 像

**Fig.1** SEM images of cross-section of IMC layers in soldered and diffusion-bonding joints aged at 170 °C without magnetic field:

(a) Soldered joints, 0 h; (b) Diffusion-bonding joints, 0 h; (c) Soldered joints, 250 h; (d) Diffusion-bonding joints, 256 h

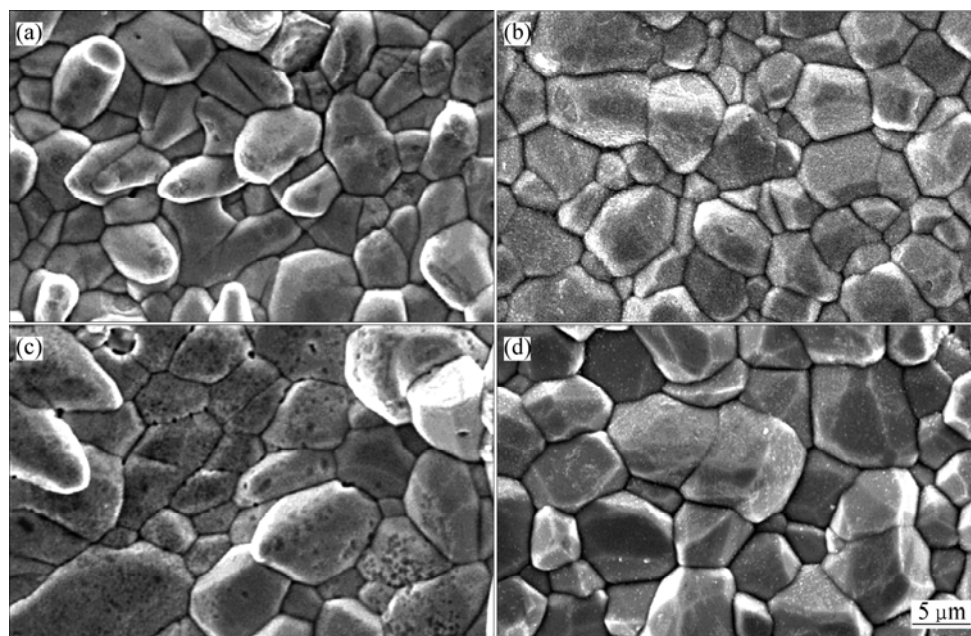


图 2 钎焊和扩散焊接头在 170 °C 时效的界面 IMC 层晶粒的形貌

**Fig.2** Morphologies of IMC layers in soldered and diffusion-bonding joints aged at 170 °C without magnetic field: (a) Soldered

joints, 50 h; (b) Diffusion bonding joints, 50 h; (c) Soldered joints, 250 h; (d) Diffusion bonding joints, 256 h

粒减少。虽然两种试样的初始晶粒形貌不同, 但经长时间时效后, 都可以发现 IMC 晶粒长大与合并的现象。

经图像分析仪测定 IMC 层厚度, 得到等温时效过程中 IMC 层厚度与时效时间的生长动力学(见图 3), 其关系式可以用式(1)表示。

$$L=L_0+\sqrt{Dt}$$
(1)

式中  $L$  为时效  $t$  时间后的 IMC 层厚度;  $L_0$  为初始时刻 IMC 层的厚度;  $D$  为层生长系数;  $t$  为时效时间。等式中 IMC 层的厚度与时间的 1/2 次方呈正比, 表明 IMC 层的生长是受扩散机制控制(见图 3(a)和(b))。从图 3 可以看出, 时效温度越高, IMC 层长得越快, 其生长系数越大。IMC 的生长激活能可用 Arrhenius 公式来计算:

$$D=D_0\exp[-Q/(RT)]$$
(2)

式中  $D$  为层生长系数,  $\text{cm}^2/\text{s}$ ;  $D_0$  为层生长常数,  $\text{cm}^2/\text{s}$ ;  $Q$  为层生长激活能;  $R$  为理想气体常数,  $8.314\text{ kJ/mol}$ ;  $T$  为热力学温度, 层生长激活能可由  $\ln k$  与  $1/T$  的曲线斜率得出。图 4 所示为根据图 3 各温度下的层生长系数获得的 Arrhenius 曲线图。由图 4 得到钎焊和扩散焊 Sn/Cu 接头界面 IMC 层在时效过程中的生长激活能分别为 116 和  $94\text{ kJ/mol}$ 。两种接头界面 IMC 层的生长激活能接近。表 1 列出了大多数文

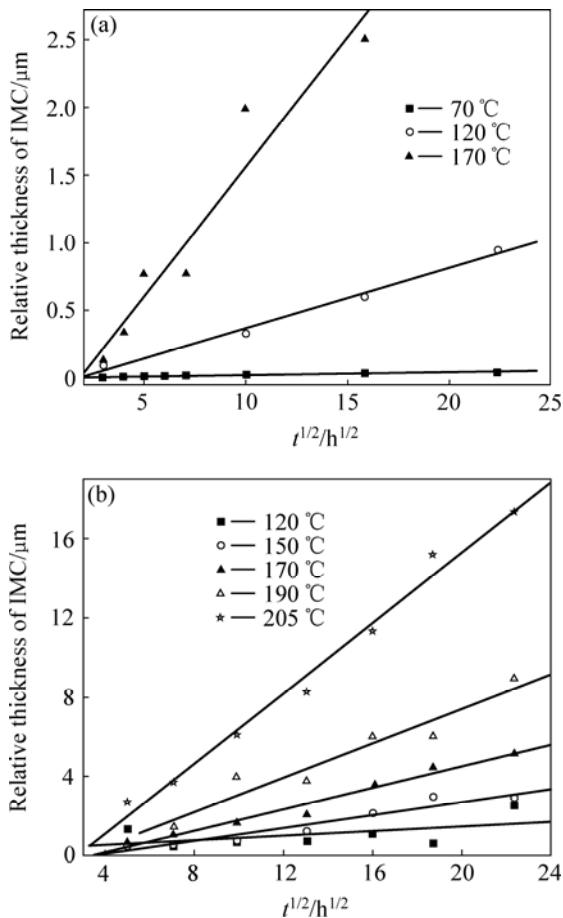


图 3 界面 IMC 层在无磁场下的生长动力学  
Fig.3 Growth kinetics of IMC layers without magnetic field:  
(a) Soldered joints; (b) Diffusion-bonding joints

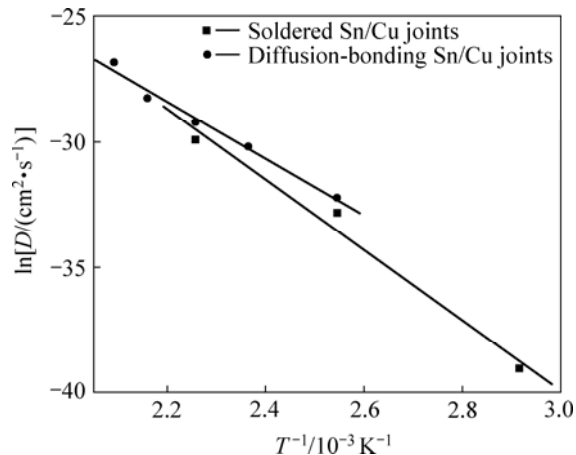


图 4 Arrhenius 曲线图  
Fig.4 Arrhenius plot of IMC layers

表 1 生长激活能

| Table 1 Growth activation energies |                                                    |           |
|------------------------------------|----------------------------------------------------|-----------|
| Joint                              | Growth activation energies/(kJ·mol <sup>-1</sup> ) | Ref.      |
| Sn-3Ag/Cu                          | 90                                                 | [9]       |
| Sn-37Pb/Cu                         | 77                                                 | [15]      |
| Sn-37Pb/Cu                         | 116                                                | [16]      |
| Sn-3.5Ag/Cu                        | 107                                                | [17]      |
| Sn-3.5Ag/Cu                        | 111                                                | [16]      |
| Sn/Cu (by soldering)               | 116                                                | This work |
| Sn/Cu (by diffusion-bonding)       | 94                                                 | This work |

献报道的激活能结果, 且本研究的激活能在文献报道的合理范围内。

2.2 强磁场下时效过程中钎焊及扩散焊 Sn/Cu 接头界面 IMC 层的横截面、形貌、生长动力学及晶体取向

图 5 所示为钎焊和扩散焊 Sn/Cu 接头在 190 °C、磁场强度为 8 T 时效不同时间后界面 IMC 层的横截面图。由图 5(a)和(b)可看出, 时效 4 h 后, 界面 IMC 层仍然为锯齿状, 化合物为  $\text{Cu}_6\text{Sn}_5$ ; 时效 50 h 后, 界面 IMC 层已经从锯齿状向波浪状转变, IMC 层更加均匀。由图 5(c)和(d)可看出, 界面 IMC 由  $\text{Cu}_6\text{Sn}_5$  和  $\text{Cu}_3\text{Sn}$  两种化合物组成, 时效 4 h 和 50 h 的 IMC 层均比较平直, IMC 层和 Sn 的界面变化不明显。

图 6 所示为钎焊和扩散焊接头在 190 °C、磁场强度为 8 T 时效 50 h 后界面 IMC 层的形貌图。由图 6(a)可看出, IMC 也是由扇贝状和圆棒状晶粒组成, 与图 2(a)比较, IMC 的圆棒状晶粒增多, 且长度增加, 有

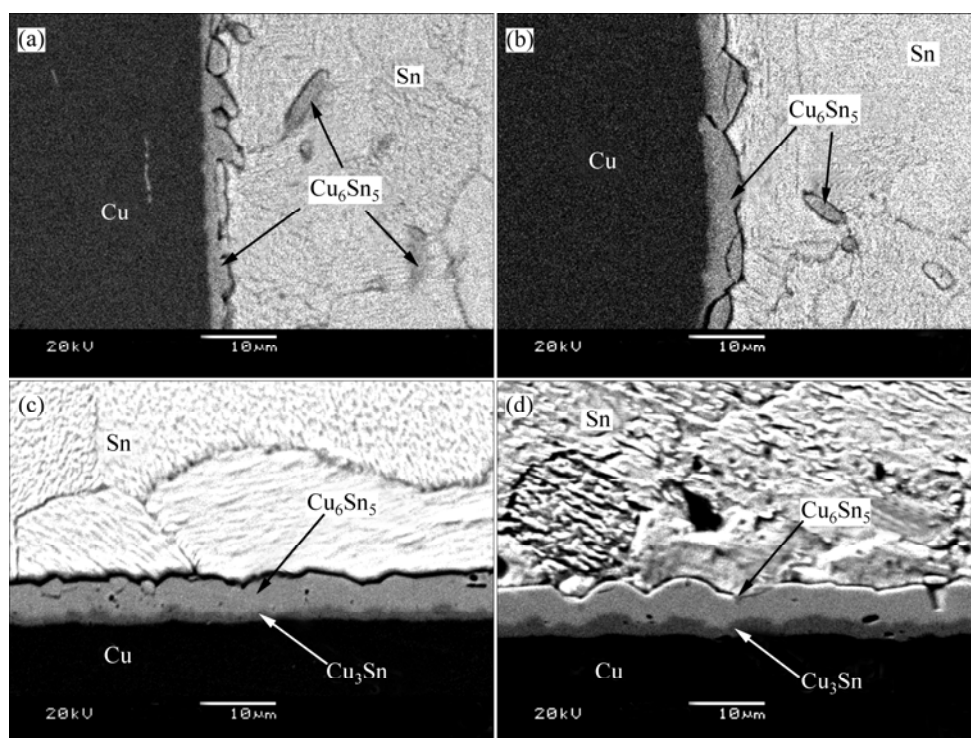


图 5 钎焊和扩散焊接头在 190 °C、磁场强度为 8 T 时效界面 IMC 层的横截面形貌

**Fig.5** Morphologies of cross sections of IMC layers in soldered and diffusion-bonding joints aged at 190 °C in 8 T of magnetic field strength: (a) Soldered joints, 4h; (b) Soldered joints, 50 h; (c) Diffusion-bonding joints, 4 h; (d) Diffusion-bonding joints, 50 h

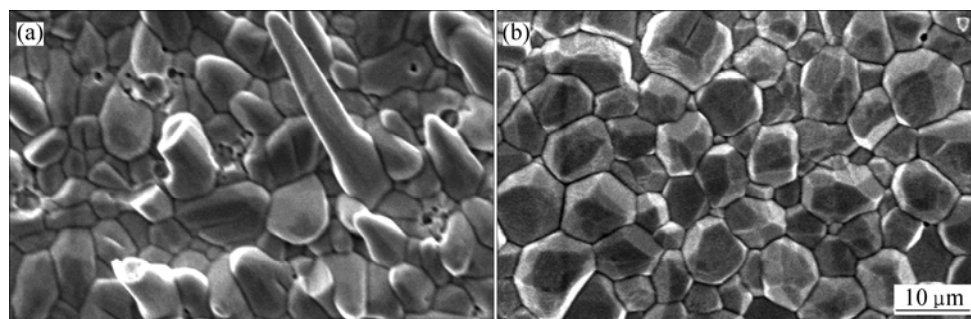


图 6 钎焊和扩散焊在 190 °C、磁场强度为 8 T 时效 50 h 界面 IMC 层的形貌

**Fig.6** Morphologies of IMC layers in soldered and diffusion-bonding joints aged at 190 °C in 8 T of magnetic field strength for 50 h: (a) Soldered joints; (b) Diffusion-bonding joints

的圆棒状晶粒已经断裂而脱离了 IMC 基体, 说明强磁场有利于圆棒状 IMC 的生长。由图 6 可看出, 扩散焊 IMC 的晶粒组要扇贝状晶粒, 未发现圆棒状晶粒。与图 2(b)比较, IMC 晶粒更加均匀。从晶粒形貌的变化可知, 磁场下时效, IMC 晶粒也会发生长大与合并的现象; 且钎焊和扩散焊试样 IMC 晶粒形貌的差异表明, 强磁场并没有促进时效过程中短棒状晶粒的形核, 而是促进了短棒状晶粒的生长。

图 7 所示为钎焊试样和扩散焊试样在 190 °C、磁场强度为 8 T 时效的生长动力学曲线。由图 7 可看出,

两种接头在强磁场下时效, IMC 层的生长均符合厚度与时间 1/2 次方的直线关系, 表明磁场下时效与无磁场下时效一样, 均由扩散机制控制。两种接头在磁场下时效相同时间, IMC 层生长的厚度接近。

图 8 所示为钎焊和扩散焊试样未时效和磁场强度为 8 T 时效 50 h 后界面 IMC 层的 XRD 谱。从图 8 可以看出, 钎焊试样在 0 T 未时效时特征峰为  $\text{Cu}_6\text{Sn}_5$  (22 $\bar{1}$ )、Cu(220) 和  $\text{Cu}_6\text{Sn}_5$  (44 $\bar{2}$ ); 经强磁场时效后, 特征峰变为  $\text{Cu}_6\text{Sn}_5$  (22 $\bar{1}$ )、Cu (220)、 $\text{Cu}_6\text{Sn}_5$  (31 $\bar{4}$ ), 最强峰为  $\text{Cu}_6\text{Sn}_5$  (22 $\bar{1}$ ), 某些小峰的

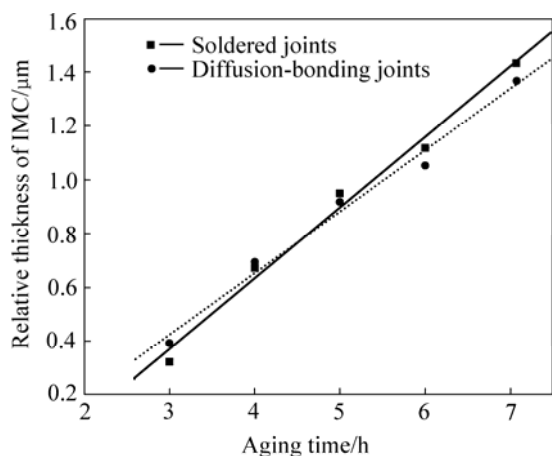


图7 钎焊和扩散焊试样在 190 °C、磁场强度为 8 T 时效的生长动力学

Fig.7 Growth kinetics of IMC layers in soldered and diffusion-bonding joints aged at 190 °C in 8 T of magnetic field strength

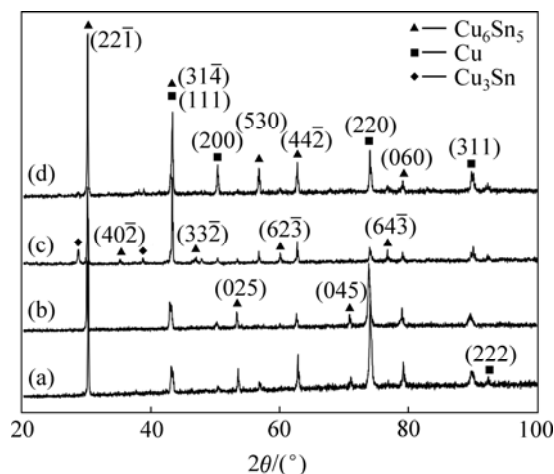


图8 接头在 190 °C、磁场强度为 8 T 时效界面 IMC 层的 XRD 谱

Fig.8 XRD patterns of IMC layers aged at 190 °C in 8 T of magnetic field strength: (a) Soldered joints, 0 h; (b) Soldered joints, 50 h; (c) Diffusion-bonding joints, 0 h; (d) Diffusion-bonding joints, 50 h

相对强度减弱, 如  $\text{Cu}_6\text{Sn}_5(530)$ 、 $(44\bar{2})$ 、 $(64\bar{3})$  以及  $(060)$ , 相应的  $\text{Cu}_6\text{Sn}_5(31\bar{4})$ 、 $(025)$  以及  $(045)$  的相对积分强度得到提高。钎焊 XRD 结果表明, 磁场使加快了  $\text{Cu}_6\text{Sn}_5$  在某些取向上的生长, 同时也抑制了 IMC 在另一些取向上的生长。对于扩散焊试样, 未时效的试样最强峰为  $\text{Cu}_6\text{Sn}_5(31\bar{4})$  或  $\text{Cu}(111)$ , 说明在没有磁场下钎焊和扩散焊界面的 IMC 取向已经不同。经强磁场时效后, 扩散焊接头 IMC 层的特征峰为

$\text{Cu}_6\text{Sn}_5(22\bar{1})$ 、 $(31\bar{4})$  及  $\text{Cu}(220)$ , 且以  $\text{Cu}_6\text{Sn}_5(22\bar{1})$  为最强峰。然而, 扩散焊接头经磁场时效后, 某些小峰和最强峰  $\text{Cu}_6\text{Sn}_5(22\bar{1})$  的相对峰值有所变化, 例如  $\text{Cu}_6\text{Sn}_5(31\bar{4})$ 、 $(530)$ 、 $(44\bar{2})$  得到增强, 而  $\text{Cu}_6\text{Sn}_5(40\bar{2})$ 、 $(64\bar{3})$  以及  $(060)$  的相对峰值被减弱。比较两种接头在磁场下时效 50 h 后的 XRD 谱可知, 钎焊试样  $\text{Cu}_6\text{Sn}_5(31\bar{4})$ 、 $(530)$ 、 $(44\bar{2})$  的相对峰值比钎焊试样的低, 即钎焊试样在磁场下时效, 化合物在这些晶面的生长受到抑制。相应地, 磁场促进了钎焊试样  $\text{Cu}_6\text{Sn}_5$  在  $(22\bar{1})$ 、 $(025)$ 、 $(045)$  以及  $(060)$  晶面的生长。综上所述可知, 未时效的钎焊试样和扩散焊试样的界面 IMC 特征峰不同, 经强磁场时效后的试样与未时效的试样相比, 不论是钎焊还是扩散焊试样, 其特征峰均有所变化, 某些小峰消失。

上述实验结果表明, 钎焊试样和扩散焊试样在未时效时, 其横截面、形貌和晶体取向均有所不同。在无磁场下时效, 两种接头界面 IMC 的生长动力学、横截面以及形貌在时效过程中的演变行为相似。在磁场下时效, 虽然两种界面 IMC 的生长动力学类似, 但其形貌和取向差别很大。

在制备钎焊试样过程中, 一旦 Cu 板和熔化的 Sn 接触, Cu 会快速向 Sn 中溶解, 且在 Cu/液体界面的局部区域, Cu 的浓度非常高,  $\text{Cu}_6\text{Sn}_5$  化合物在 Cu/液体界面非均匀形核并快速生长<sup>[2]</sup>。同时, 由于 Cu 在液态 Sn 中的扩散速率决定了化合物/液体界面的形貌<sup>[2,6]</sup>。钎焊的温度较高, 反应剧烈, 化合物和基体界面的温度梯度和浓度梯度都比较大, 即 Cu 的溶解很快, Cu 原子在液态 Sn 中的扩散较快, 因此, 钎焊界面 IMC 层为锯齿状, Sn 基体中也存在一部分  $\text{Cu}_6\text{Sn}_5$ 。而通过扩散焊制备的试样, 施加的压应力较小, 界面 IMC 层主要通过体扩散的方式来生长; 界面的温度梯度比较小, Cu 和 Sn 原子的扩散速率都较慢, 界面 IMC 层比较平直, Sn 基体中没有化合物。然而, 扩散焊的时间为 20 h, 比钎焊的时间长很多, 故扩散焊制备的界面 IMC 层较厚。

两种初始接头的不同对后续时效的影响有两方面: 一方面, 很多研究者表明钎焊过程中锯齿状或者扇贝状界面 IMC 的生长, 主要由 IMC 晶粒间的晶界扩散控制的, 晶粒间的沟槽为晶界扩散提供了快速扩散通道, 这些通道在可以为后续时效提供晶界扩散通道<sup>[5]</sup>; 另一方面, 钎焊过程中 Cu 的溶解会在 Sn 基体中形成化合物, 会影响基体的成分。然而, 当两种接头在无磁场下时效的, 化合物层的生长动力学曲线表明, 界面 IMC 层的生长主要由 Sn 和 Cu 两种组元的

体扩散控制, 晶界扩散控制不明显。两种接头的生长激活能接近, 在相同温度下, 两种接头中 Cu 和 Sn 的扩散速率也接近。虽然钎焊接头的 Sn 基体中有  $\text{Cu}_6\text{Sn}_5$  存在, 但从横截面图中可以发现  $\text{Cu}_6\text{Sn}_5$  含量较少。即 Sn 基体中化合物的含量并没有明显改变其成分, 在没有外场的情况下, 原子的扩散行为并不会因界面 IMC 横截面和形貌的变化而发生很大改变。因此, 两种接头时效过程中界面 IMC 层的横截面、形貌以及生长动力学相似。

磁场对接头固相时效的影响主要有: 第一, 因物质磁化所产生的自由能的不同或者磁场对组元扩散频率的影响, 导致时效过程中组元的扩散速率改变<sup>[13-14, 18]</sup>; 第二, 因晶粒的磁晶各向异性或者几何形状的不同, 晶粒在不同方向由磁场的磁化而产生择优取向或者织构<sup>[19-20]</sup>。在本研究中, 界面 IMC 会因磁晶各向异性而在不同取向上的生长不同。然而, 在固相时效过程中, 能够提供给 IMC 晶粒转动的自由度不大, IMC 在某些晶面的择优生长必然会使另一些晶面的生长受到抑制。因此, XRD 分析结果表明, IMC 晶粒在某些晶面的生长得到促进, 同时, 在另一些晶面的生长就受到抑制。由于两种接头的初始形貌和晶体取向不同, 故两种接头磁场下时效后晶体取向的改变也不同。正是这两种接头界面 IMC 晶粒不同取向的生长, 导致了界面 IMC 晶粒的形貌差异。然而, 由于 IMC 的组元即 Cu 和 Sn 均为非铁磁性, 磁场对 IMC 自由能的降低不明显。如上所述, 两种接头的 IMC 层的生长均是体扩散机制控制。磁场对两种接头组元扩散的影响是等同的, 其 IMC 层和 Sn 界面的形状以及钎焊时溶解到 Sn 中微量的 Cu 对磁场下 IMC 层的生长较小。另外, 在固相时效过程中, Cu 在 Sn 中的溶解度非常小, 磁场对 Cu 在 Sn 中溶解度的影响几乎可以忽略。因此, 两种接头界面 IMC 层在磁场下时效, 其生长动力学类似。

### 3 结论

1) 钎焊接头时效前, 界面 IMC 层横截面为锯齿状, 主要由扇贝状和短棒状的  $\text{Cu}_6\text{Sn}_5$  组成; 扩散焊接头时效前, 界面 IMC 层比较平直, 晶粒为扇贝状。

2) 两种接头在时效过程中界面 IMC 层逐渐平直化, IMC 晶粒不断长大。钎焊和扩散焊接头时效过程中界面 IMC 层生长行为相似, 其生长激活能分别为 116 和 94 kJ/mol

3) 对比钎焊和扩散焊两种接头在 190 °C、磁场强度为 8 T 时效, 两种试样界面 IMC 横截面的生长动力学相似, 但晶粒形貌和晶体取向差别明显。

### REFERENCES

- [1] ZENG K, TU K N. Six cases of reliability study of Pb-free solder joints in electronic packaging technology[J]. *Mater Sci Eng A*, 2002, 38(1): 55-105.
- [2] LAURILA T, VUORINEN, KIVILAHTI J K. Interfacial reactions between lead-free solders and common base materials[J]. *Mater Sci Engineer R*, 2005, 49(1/2): 1-60.
- [3] WU C M L, YU D Q, LAW C M T, WANG L. Properties of lead-free solder alloys with rare earth element additions[J]. *Mater Sci Eng R*, 2004, 44(1): 1-44.
- [4] 于大全, 赵杰, 王来. 稀土元素对 Sn-9Zn 合金润湿性的影响[J]. *中国有色金属学报*, 2003, 13(4): 1001-1004.  
YU Da-Quan, ZHAO Jie, WANG Lai. Wetting properties of Sn-9Zn solder alloy with trace rare earth elements[J]. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*, 2003, 13(4): 1001-1004.
- [5] SCHAEFER M, FOURNELLE R A, LIANG J. Theory for intermetallic phase growth between Cu and liquid Sn-Pb solder based in grain boundary diffusion control[J]. *J Electron Mater*, 1998, 27(11): 1167-1176.
- [6] HUANG M L, LOEHER T, OSTMAN A, REICHL H. Role of Cu in dissolution kinetics of Cu metallization in molten Sn-based solders[J]. *Appl Phys Letters*, 2005, 86(18): 181908.
- [7] 何大鹏, 于大全, 王来, WU C M L. 铜含量对 Sn-Cu 钎料与 Cu、Ni 基板钎焊界面 IMC 的影响[J]. *中国有色金属学报*, 2006, 16(4): 701-708.  
HE Da-peng, YU Da-quan, WANG Lai, WU C M L. Effect of Cu content on IMC between Sn-Cu solder and Cu and Ni substrates[J]. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*, 2006, 16(4): 701-708.
- [8] 段莉蕾, 于大全, 赵杰, 王来. Sn-9Zn-3Bi/Cu 钎焊接头在 170 °C 时效过程中的显微结构[J]. *中国有色金属学报*, 2004, 14(5): 842-847.  
DUAN Li-lei, YU Da-quan, ZHAO Jie, WANG Lai. Microstructures of Sn-9Zn-3Bi solder/Cu joint during long-term aging at 170 °C[J]. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*, 2004, 14(5): 842-847.
- [9] 程从前, 赵杰, 杨朋, 朱凤. Sn-3Ag/Cu 接头在钎焊和时效中 IMC 的生长和晶体取向分析[J]. *材料热处理学报*, 2006, 27(4): 82-86.  
CHENG Cong-qian, ZHAO Jie, YANG Peng, ZHU Feng. Growth behavior and crystal orientation of intermetallic compound layers in Sn-3Ag/Cu joints during soldering and isothermally aging[J]. *Transactions of Materials and Heat Treatment*, 2006, 27(4): 82-86.

- [10] CHEN C M, CHEN S W. Electromigration effect upon the Sn-0.7wt% Cu/Ni and Sn-3.5wt% Ag/Ni interfacial reactions[J]. *J Appl Phys*, 2001, 90(3): 1208–1214.
- [11] KAGANOVSKII Y S, PARITSKAYA L N, LOJKOWSKI W. Kinetics of chemical compound growth by surface interdiffusion[J]. *Surf Sci*, 2000, 454/456: 591–597.
- [12] LIU Xiao-tao, CUI Jiang-zhong, GUO Yan-hui, WU Xiao-ming, ZHANG Jun. Phase formation and growth in Al-Mg couple with an electromagnetic field[J]. *Mater Letter*, 2004, 58: 1520–1523.
- [13] 任 晓, 周文龙, 陈国清, 黄朝晖, 张俊善. 稳恒强磁场对 Al-Cu 扩散偶界面中间相形成和生长的影响[J]. *材料工程*, 2007, 8: 41–44.
- REN Xiao, ZHOU Wen-long, CHEN Guo-qing, HUANG Zhao-hui, ZHANG Jun-shan. Effect of high magnetic field on intermetallic compound layers of Al-Cu diffusion couple[J]. *Journal of Materials Engineering*, 2007, 8: 41–44.
- [14] ZHAO Jie, YANG Peng, ZHU Feng, CHENG Cong-qian. The effect of high magnetic field on the growth behavior of Sn-3Ag-0.5Cu/Cu IMC layer[J]. *Script Mater*, 2006, 54: 1077–1080.
- [15] WU Y, SEE J A, POURAGHABAGHER C, FOSTER L A, MARSHALL J L. The formation and growth of intermetallics in composite solder[J]. *J Electron Mater*, 1993, 22(4): 769–777.
- [16] CHOI S, BIELER T R, LUCAS J P, SUBRAMANIAN K N. Characterization of the growth of intermetallic interfacial layers of Sn-Ag and Sn-Pb eutectics solders and their composite solder on Cu substrate during isothermal long-term aging[J]. *J Electron Mater*, 1999, 28(11): 1209–1215.
- [17] FLANDERS D R, JACOBS E G, PINIZZOTTO. Activation energies of intermetallic growth of Sn-Ag eutectic solder on copper substrates[J]. *J Electron Mater*, 1997, 26 (7): 883–887.
- [18] NAKAMICHI S, TSUREKAWA T, MORIZONO Y, WATANABE T, NISHIDA M, CHIBA A. Diffusion of carbon and titanium in  $\gamma$ -iron in a magnetic field and a magnetic field gradient[J]. *J Mater Sci*, 2005, 40: 3191–3198.
- [19] REN Zhong-ming, LI X, SUN Yan-hui, GAO Yun, DENG Kang, ZHONG Yun-bo. Influence of high magnetic field on peritectic transformation during solidification of Bi-Mn alloy[J]. *Comp Coup Phase Diagrams Thermochemistry*, 2006, 30(3): 277–285.
- [20] 李 喜, 任忠鸣, 王 晖, 邓 康, 徐匡迪. 强磁场下 Al-Ni 合金凝固初生相  $Al_3Ni$  的取向行为[J]. *中国有色金属学报*, 2006, 16(3): 476–481.
- LI Xi, REN Zhong-ming, WANG Hui, DENG Kang, XU Kuang-di. Effects of high magnetic field on solidification structure of  $Al_3Ni$  phase in Al-Ni alloy[J]. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*, 2006, 16(3): 476–481.

(编辑 李艳红)