

doi: 10.3969/j.issn.1001-3849.2025.10.001

微焊过程中 SAC305/单晶铜界面反应行为研究

杜永杰^{1,2}, 邓晓明¹, 陈晓丽¹, 王跃川², 曹巍³,周琦³, 王悦聪⁴, 王军³, 陈苑明^{3*}

(1. 珠海市能动科技光学产业有限公司, 广东 珠海 519055; 2. 四川大学 高分子科学与工程学院, 四川 成都 610065;
3. 电子科技大学 材料与能源学院, 四川 成都 610054; 4. 四川和恩泰半导体有限公司, 四川 遂宁 629019)

摘要: 微焊过程中 Cu 焊盘尺寸的减小, 导致了微焊点的界面金属间化合物(IMC)占比则相对增大, 而 Cu 的晶向对 IMC 性能的影响越来越不可忽视。以晶向分别为(111)、(110)和(100)的单晶 Cu 为金属基底, SAC305 为无铅焊料, 探究铜晶向对 IMC 生长行为的影响。采用扫描电子显微镜(SEM)、能量色散 X 射线谱仪(EDS)以及电子背散射衍射(EBSD)等表征手段, 研究了在固-固等温时效下的界面变化和生长动力学以及不同单晶 Cu 表面所生成的 IMC 生长的晶向取向特征。结果表明: (110)Cu/SAC305 的 IMC 界面扩散系数最大, 其次依次是(100)Cu/SAC305、(111)Cu/SAC305, 并发现扩散系数和晶面的致密度呈负相关。在与 Cu₆Sn₅(-12-10)_n 晶面平行的单晶铜中, (111)Cu 与(100)Cu 晶面呈现竞争趋势, 受基底 Cu 晶向影响明显, 而(0001)_n/(110)Cu 始终保持相对的一致性, 不受基底 Cu 晶向影响。

关键词: 单晶铜; 焊料; 生长动力学; 金属间化合物; 界面反应

中图分类号: TG406 **文献标识码:** A

Investigation of the reaction behavior between SAC305 and monocrystalline copper during micro-soldering

Du Yongjie^{1,2}, Deng Xiaoming¹, Chen Xiaoli¹, Wang Yuechuan², Cao Wei³,
Zhou Qi³, Wang Yuecong⁴, Wang Jun³, Chen Yuanming^{3*}

(1. Zhuhai Dynamic Technology Optical Industry Co., Ltd., Zhuhai 519055, China; 2. College of Polymer Science and Engineering, Sichuan University, Chengdu 610065, China; 3. School of Materials and Energy, University of Electronic Science and Technology of China, Chengdu 610054, China;
4. Sichuan Heentai Semiconductor Co., Ltd., Suining 629019, China)

Abstract: The size reduction of Cu pad during micro-soldering leads to an increase on the proportion of interfacial intermetallic compounds (IMC) in micro-solder joints, so the influence of Cu grain orientation on the IMC performance turns more and more unnoticeable. In order to investigate the effect of Cu grain orientation on IMC growth behavior, single-crystal Cu with grain orientations of (111), (110) and (100),

收稿日期: 2024-12-23 修回日期: 2025-03-14

作者简介: 杜永杰(1986—), 男, 本科, 工程师, 研究方向为新材料开发与应用, email: duyongjie@nengdongkeji.cn

通信作者: 陈苑明, email: ymchen@uestc.edu.cn

基金项目: 珠海市产学研合作项目(2220004002678); 四川省科技项目(2022SNZY002)

引用信息: 杜永杰, 邓晓明, 陈晓丽, 等. 微焊过程中 SAC305/单晶铜界面反应行为研究[J]. 电镀与精饰, 2025, 47(10): 1-10.

Du Yongjie, Deng Xiaoming, Chen Xiaoli, et al. Study on the reaction behavior between SAC305 and monocrystalline copper during micro-soldering[J]. Plating and Finishing, 2025, 47(10): 1-10.

respectively, was used as the metal substrate, and SAC305 solder was used as the brazing alloy. The interfacial changes and growth kinetics under solid-solid isothermal aging as well as the grain orientation features of IMC growth generated on different single-crystal Cu surfaces were investigated by scanning electron microscopy (SEM), energy dispersive X-ray spectrometry (EDS), and electron backscattering diffraction (EBSD) characterization methods. The results showed that the diffusion coefficient of (110) Cu/SAC305 was the largest, sequentially followed by (100) Cu /SAC305 and finally (111) Cu/SAC305, and a negative correlation was found between the diffusion coefficient and the densities of the crystal surfaces. In the single-crystal Cu parallel to the $(-12-10)_n$ crystal faces of Cu_6Sn_5 , the (111) Cu and (100) Cu crystal faces showed a competing trend due to the influence from the crystal orientation of Cu, whereas the $(0001)_n/(110)$ Cu always remained relatively coherent with no obvious influence from the crystal orientation of Cu.

Keywords: monocrystalline copper; solder; growth kinetics; intermetallic compound; interface reactions

在工业生产中,直接与焊料接触的铜层主要是通过溅镀、电镀和化学镀制作的,但是以上三种方式形成的铜层一般为多晶体系,对其与焊料反应的研究相对偏多,而单晶体系与焊料的界面反应研究相对较少^[1-5]。然而,随着“后摩尔”时代的到来,焊点逐渐向微型化靠拢,导致焊盘尺寸在不断减小,对应的铜基底晶粒也在不断减少,最终致使一个焊盘中可能只有一个晶粒,此时多晶焊盘转变为单晶焊盘^[6-9]。研究晶粒的取向对界面反应和IMC的形成产生的作用是很有必要的,通过深入研究晶向与焊料的界面反应来调控优化焊接工艺成为了目前的热点研究方向^[10-12]。

随着对Cu-Sn界面研究的逐渐深入,利用等温时效实验来说明焊点界面生长区别成为了一个常用手段。Zhao等^[13]通过等温时效研究了Sn_{2.5}Ag_{0.7}Cu_{0.1}RE/Cu焊点结构演变,以及过程中界面金属间化合物(Interfacial intermetallic compounds, IMC)与焊点力学性能之间的关系,发现原始的单扇贝型 Cu_6Sn_5 逐渐演化为由 Cu_6Sn_5 和 Cu_3Sn 组成的平面双层IMC。Zou等^[14]研究了多晶铜基底和焊接合金对等温时效过程中焊缝中柯肯德尔空洞形成的影响。Tian等^[15]研究了在不同峰值回流时间和温度情况下,多晶和单晶铜上Sn_{3.0}Ag_{0.5}Cu焊缝中 Cu_6Sn_5 金属间化合物的形貌和取向,阐明了 Cu_6Sn_5 晶粒取向与形貌之间的关系。Zou等^[16]系统研究了Sn和(001)、(011)、(111)和(123)液晶固-固体等温时效条件下形成的 Cu_6Sn_5 晶粒的形态和取向关系。Qiao等^[17-18]研究了(001)Cu/Sn/Cu和(011)Cu/Sn/Cu微焊料接头中 Cu_6Sn_5 晶粒的形貌演化过程,并揭示了在焊接状态下,在(001)Cu基底上形成规则和垂直的梯形 Cu_6Sn_5 晶粒,而在(011)Cu

基底上则形成了棱柱型和扇贝型 Cu_6Sn_5 晶粒的混合物。

上述研究表明了Cu基底的晶粒特征与Cu-Sn界面反应行为密切相关。对于Cu基底晶格取向调控界面IMC形貌的研究已见相关报道,而取向和生长动力学有待深入研究^[19-20]。本文基于固-固时效,通过扫描电子显微镜(Scanning electron microscopy, SEM)、能量色散X射线谱仪(Energy dispersive X-ray spectrometry, EDS)以及电子背散射衍射(Electron backscattering diffraction, EBSD)研究了三种单晶Cu基底(100)、(111)、(110)作为焊盘的界面变化以及生长动力学,探究了不同单晶生成的IMC的晶向取向特征。

1 材料与方法

1.1 焊料与单晶铜

实验中的无铅焊料选用含直径为600 μm锡球的SAC305(合金主要成分是Sn 96.5%、Ag 3.0%和Cu 0.5%)。由合肥单晶材料科技公司购置的单晶铜作为基底,晶向分别为(100)、(111)、(110)。焊接前均使用无水乙醇清洗单晶Cu表面,去除杂质和油污。

1.2 实验流程

1.2.1 焊点制备

将锡球沾取少量助焊剂,置于三种单晶Cu基底上,再把Cu基底置于加热平台,温度设置为250 °C,焊接时间设置为20 s,焊后空冷。待冷却到室温后,将制备好的焊点放置于丙酮溶液中超声清洗,以除去多余的助焊剂。

将上述焊点放置于真空烘箱中进行等温时效,温度设置为150 °C,时间设置为0、10、30、70、195和310 h,将等温时效完成后的样品取出密封保存。

1.2.2 焊点横截面形貌试样制备

将回流后以及老化后的焊点沿垂直方向切割,切片后用环氧树脂进行冷镶,凝固后取出样品,用360#粗砂纸打磨样品至焊点边缘,再依次用800#、1200#、2000#、4000#和7000#砂纸打磨,每个目数打磨时间不超过2 min,且每次更换砂纸时将样品放入去离子水中超声1 min以去除砂粒残留,防止大目数砂粒影响高目数砂纸打磨,最后用直径0.5 μm 的金刚石抛光剂进行抛光。为了达到更好的观测效果,先制备出含5 vol.% HCl、3 vol.% HNO_3 和95 vol.% H_2O 的微蚀液,再用棉签沾取微蚀液均匀涂抹到已

抛光完成的焊点样品表面,微蚀时间为10~15 s,之后用去离子水冲洗,再放入无水乙醇中清洗,最后取出冷风干燥。

1.3 表征与测试

分别使用金相显微镜和SEM对金相切片表面暴露的Cu-Sn合金IMC层的微观形貌进行观察分析。利用EBSD分析样品晶粒取向。在进行EBSD表征前,样品在打磨抛光后使用氩离子抛光仪(PECSII 685)对样品表面进行深度抛光。EBSD表征结果如图1所示:虚线框所选区域为Cu,晶向分别为(100)、(110)、(111),符合所购买单晶晶向特征。

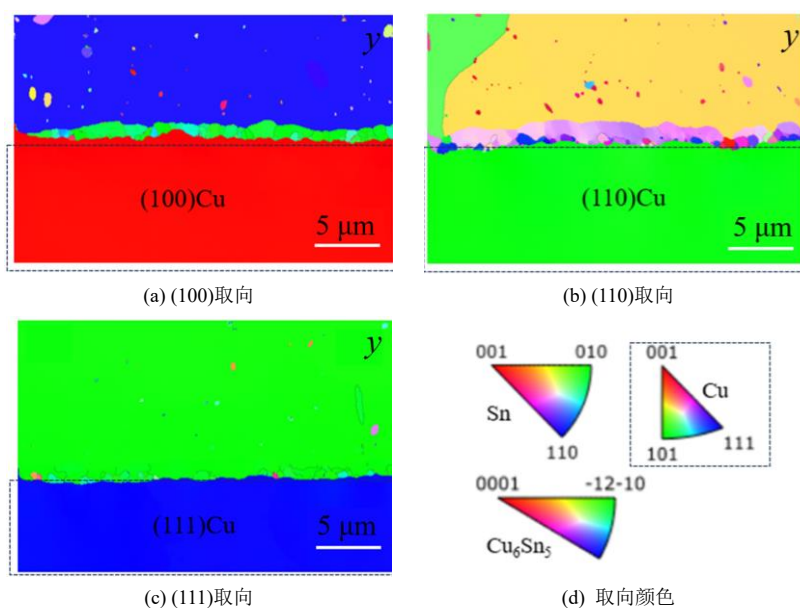


图1 Cu/SAC305焊料y方向不同取向的EBSD图

Fig.1 EBSD orientation map in y direction for Cu/SAC305 solder

2 结果与讨论

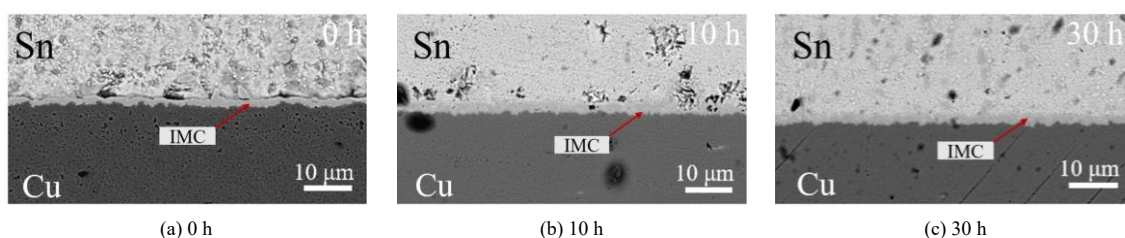
2.1 界面生长行为与微观形貌演变

2.1.1 SAC305/(100)Cu焊点IMC的界面形貌演变及取向分析

图2为SAC305/(100)Cu焊点回流20 s后在150 $^{\circ}\text{C}$ 等温时效0、10、30、70、195和310 h的横截面微观结构。在早期等温时效时间为0 h和10 h时已经出现了较厚的IMC层,成分为 Cu_6Sn_5 ,随着等温时效时

间的延长,界面在增厚的同时也逐渐变得平坦。

与相同温度下的SAC305/Cu焊点在固-固时效过程中的界面IMC生长相比,SAC305/(100)Cu焊点的界面IMC生长早期轮廓更为尖锐,这源于单晶铜在固-液时期溶解的速度远高于多晶铜,而SAC305/(100)Cu焊点IMC更早的进入到平坦的阶段,原因是因为相对于多晶体系,单晶晶界更少,体扩散占比更高,对于单晶铜基底焊点更贴合固-固模型的发展演变过程^[21]。



(a) 0 h

(b) 10 h

(c) 30 h

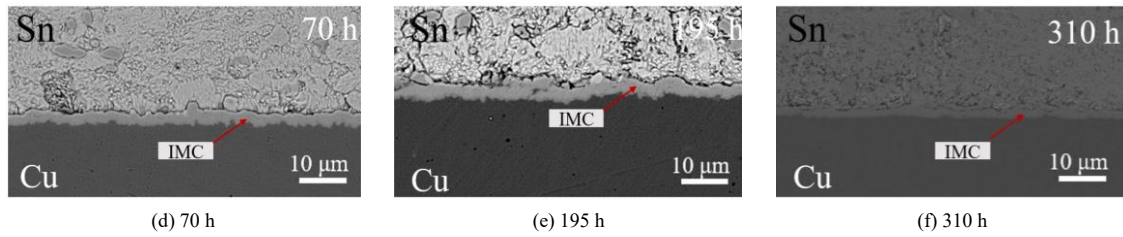


图2 不同时效时间 SAC305/(100)Cu 焊点反应形成的 Cu₆Sn₅横截面扫描电镜图

Fig.2 Scanning electron micrographs of Cu₆Sn₅ cross sections formed by the reaction of SAC305/(100) Cu solder joints with different ageing times

图3(a)显示的是(100)Cu/SAC焊点在150 °C下等温310 h后的微观结构, 将此界面作为EBSD的观察面, 取平行于(100)Cu/SAC界面为x方向, 同一平面垂直于(100)Cu/SAC界面为y方向, 垂直于该平面为z方向。图3(b)显示的是界面处三种相的相图, 红色为Sn层, 蓝色为Cu₆Sn₅层, 绿色为单晶Cu层。图3(c)显示了三种相的晶向颜色设定。图3(d)~3(f)分别为在x、y、z方向的EBSD晶向图分布, 图3(g)~3(i)为Cu₆Sn₅在x、y、z方向的反极图。因为该单晶方向为

沿着y方向是(100)晶面, 所以重点讨论y方向的晶向。

结合图3(c)~3(e)可知, 沿着y方向, Cu₆Sn₅有着强烈的织构特征, 晶向为(-12-10)_η/(001)Cu。从图3(f)~3(i)中关于z方向的反极图可以看出, 在z方向有大量的(0001)晶向的织构特征, 方向平行于Cu/Cu₆Sn₅界面, 说明Cu/Cu₆Sn₅晶粒倾向于沿c轴位于(001)Cu基底上, 而c轴平行于z方向。

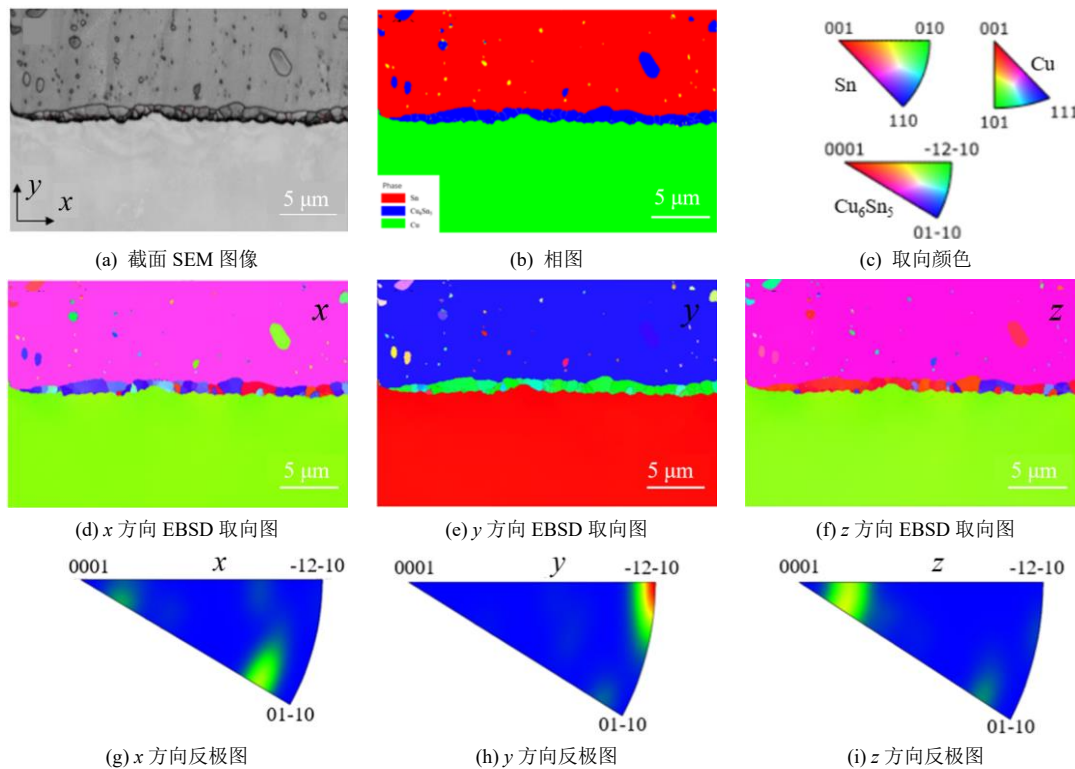


图3 (100)Cu/SAC305 微焊料在 150 °C等温 310 h 的微观结构

Fig.3 Microstructure of (100) Cu/SAC305 micro solder isothermal at 150 °C for 310 h

如图4所示, 为(100)单晶铜与Cu₆Sn₅在等温310 h后的极图。它们的共同平面分别用六边形和圆标记。因此, 从Cu₆Sn₅相和Cu相之间的极图中可得到以下两个取向基团: (0001)_η/(110)Cu, (-12-10)_η/

(100)Cu。有研究证明, 在晶粒生长过程中, 等温以及回流时间的改变并不影响两相晶粒之间的取向关系^[22-23], 所以Cu₆Sn₅相沿(0001)方向的生长行为基本保持不变。(-12-10)_η/(100)Cu的取向基表明

Cu_6Sn_5 的底面为(-12-10)。同时根据极图,可以更加证实 $(0001)_{\text{Cu}} \perp (100)_{\text{Cu}}$ 的关系,说明 $\text{Cu}/\text{Cu}_6\text{Sn}_5$ 晶粒倾

向于沿 c 轴位于 $(001)_{\text{Cu}}$ 基底上, c 轴平行于 z 方向。

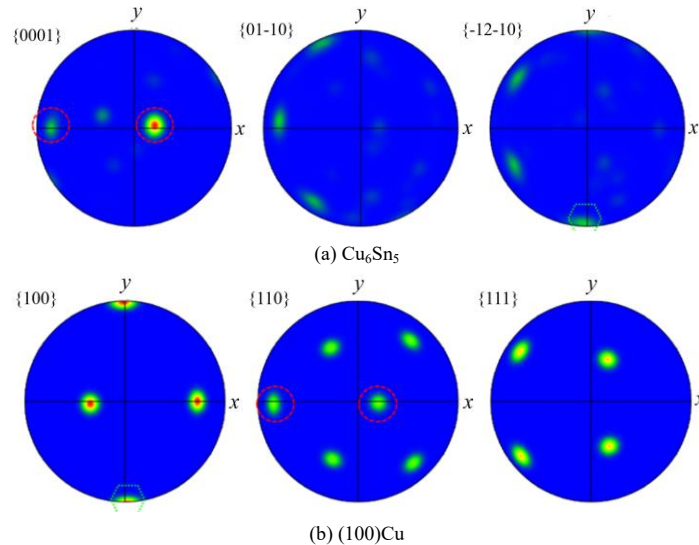


图 4 在等温时效 310 h 后 Cu_6Sn_5 颗粒和(100) Cu 的极图

Fig.4 Polar plots of Cu_6Sn_5 particles and (100) Cu after isothermal ageing for 310 h

2.1.2 SAC305/(110)Cu 焊点 IMC 的界面形貌演变及取向分析

图5为SAC305/(110)Cu焊点回流20 s后在150 °C等温时效0、10、30、70、195和310 h的横截面微观组织。如图5(a)所示,固液回流之后界面已经形成了较薄的 Cu_6Sn_5 层,截面不是单一的扇贝状。如图5(b)~5(d)所示,当时间达到10~70 h时, Cu_6Sn_5 晶

粒缓慢增长,与SAC305/(100)Cu形貌相比,此时大部分 Cu_6Sn_5 晶粒轮廓呈尖锐状态,相关文献研究称之为屋脊状^[24-25]。如图5(e)~5(f)所示,当等温时效时间达到195 h,上下两侧界面的 Cu_6Sn_5 层明显增厚,此时 Cu_6Sn_5 晶粒长大不再锐利,边缘圆润IMC界面变得比较平坦。

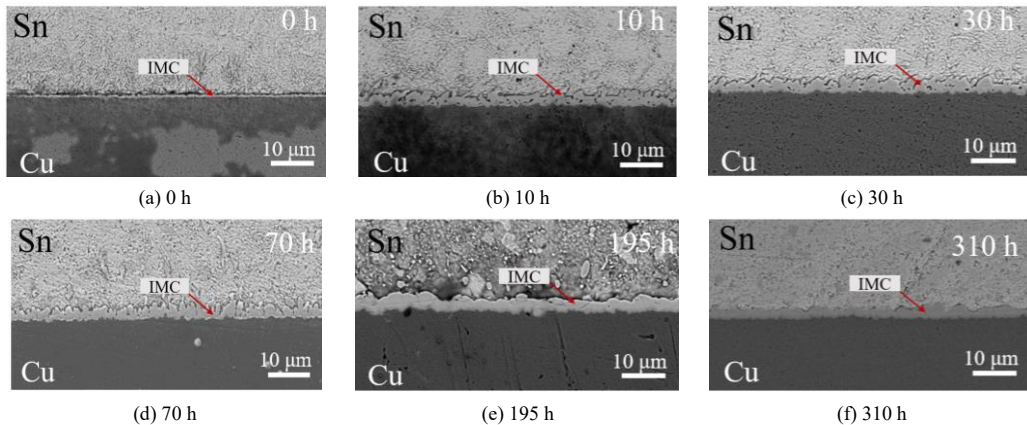


图 5 不同时效时间 SAC305/(110)Cu 焊点反应形成的 Cu_6Sn_5 横截面扫描电镜图

Fig.5 Scanning electron micrographs of Cu_6Sn_5 cross sections formed by the reaction of SAC305/(110) Cu solder joints with different ageing times

图6显示的是(110)Cu/SAC焊点在150 °C下等温310 h后的微观结构。与(100)Cu一样取相似的观测面,定义相同的 x 、 y 、 z 方向以及不同相的颜色和晶向的颜色标定。

由图6(e)可以看出,(110)Cu/SAC焊点IMC并没有呈现单一的组织特征,颜色分布偏向于淡粉色,从图6(g)中沿着 x 方向的反极图可以看出,沿着 x 方向在该区域有强烈的组织特征,平行于Cu-Sn界面。

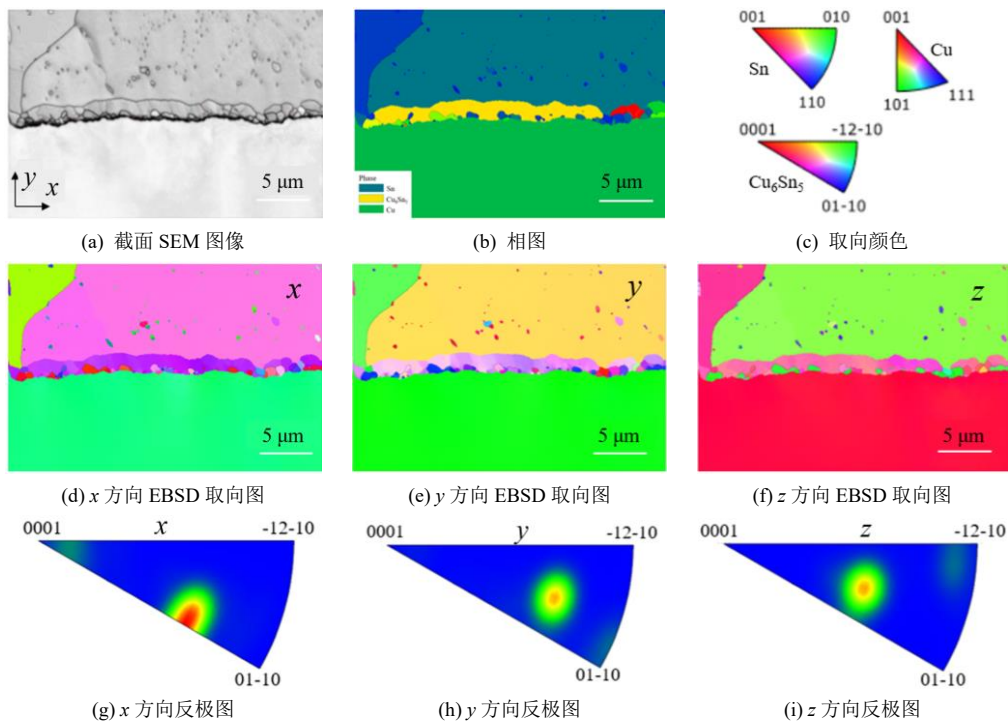


图6 (110)Cu/SAC305 微焊料在 150 °C等温 310 h 的微观结构

Fig.6 Microstructure of (110) Cu/SAC305 micro solder isothermal at 150 °C for 310 h

如图7所示为(110)单晶铜与Cu₆Sn₅在等温310 h后的极图。它们的共同平面分别用六边形、菱形、三角形、圆标记。因此，Cu₆Sn₅相和Cu相从极图中可以得到以下三个取向基团： $(0001)_\eta/(110)_{Cu}$ 、 $(-12-10)_\eta/(100)_{Cu}$ 、 $(-12-10)_\eta/(111)_{Cu}$ 。发现(110)单晶铜与

(100)单晶铜有着类似的取向分布关系。有文献证明 $(-12-10)_\eta/(111)_{Cu}$ 的取向关系在实际(110)Cu表面上是不存在的伪平行空间关系^[18]。因此 $(-12-10)_\eta/(100)_{Cu}$ 该晶面关系在反极图是有一定存在的，只是相较于单晶(100)并无明显的结构特征。

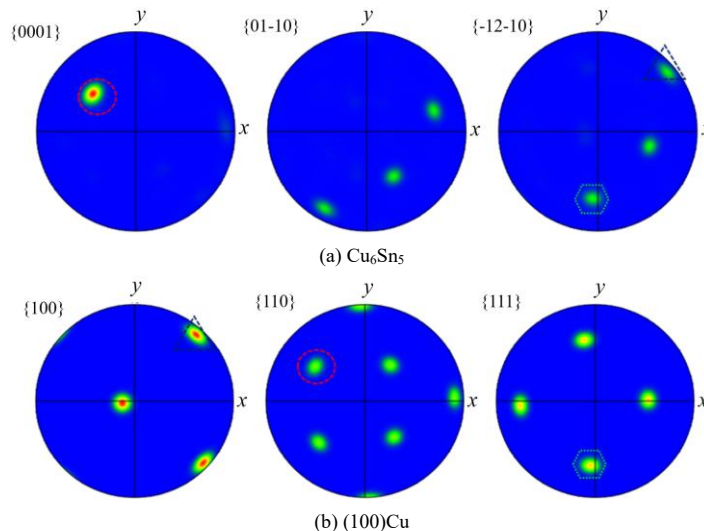


图7 在等温时效 310 h 后 Cu₆Sn₅ 颗粒和(110) Cu 的极图

Fig.7 Polar plots of Cu₆Sn₅ particles and (110) Cu after isothermal ageing for 310 h

2.1.3 SAC305/(111)Cu 焊点 IMC 的界面形貌演变及取向分析

图8为SAC305/(111)Cu焊点回流20 s后在150 °C

等温时效0、10、30、70、195和310 h的横截面微观组织。

与SAC305/(100)Cu焊点IMC生长行为情况类

似, 在早期等温时效时间为 0 h 和 10 h 时已经出现了较厚的 IMC 层, 成分为 Cu_6Sn_5 , 随着等温时效时间

的延长, 界面在增厚的同时也逐渐变得平坦。

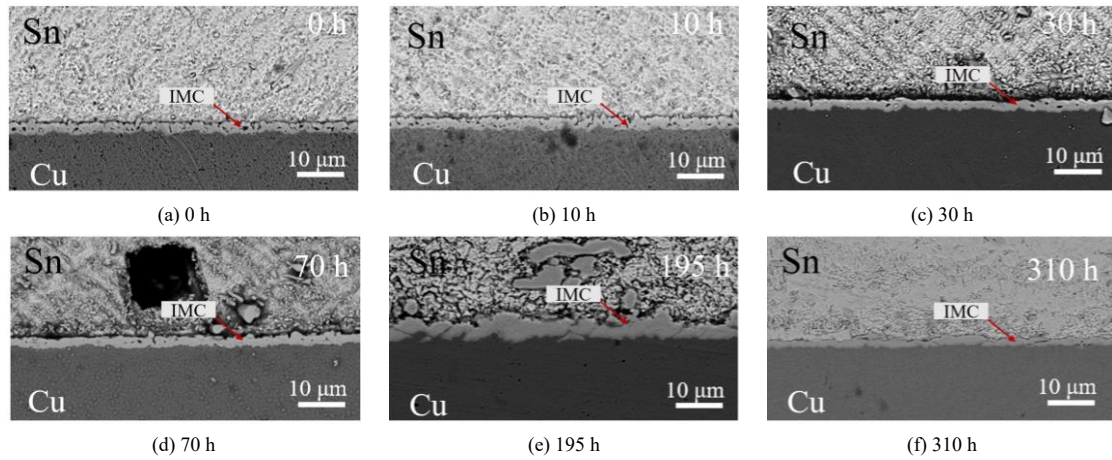


图 8 不同时效时间 SAC305/(111)Cu 焊点反应形成的 Cu_6Sn_5 横截面扫描电镜图

Fig.8 Scanning electron micrographs of Cu_6Sn_5 cross sections formed by the reaction of SAC305/(111) Cu solder joints with different ageing times

图 9 显示的是 (111)Cu/SAC 焊点在 150 °C 下等温 310 h 后的微观结构。与 (100)Cu 一样取相似的观测面, 定义相同的 x 、 y 、 z 方向以及不同相的颜色和晶向的颜色标定。

从图 9(c)~9(e) 可知, 沿着 y 方向, Cu_6Sn_5 有着显著的织构特征, 晶面也为 $(-12-10)$, 即 $(-12-10)_\eta$ /

(111) $_{\text{Cu}}$, 从图 9(h) 中沿着 y 方向的反极图也能表征出上述晶向关系。从图 9(i) 反极图中可以看出, 在 z 方向出现了一定的 (0001) 晶向的织构特征, 说明对于基底是 (111) 单晶的铜锡界面来说, 该处的 Cu_6Sn_5 晶粒有一定的沿 c 轴位于 (111)Cu 基底上, 此时 c 轴平行于 x 方向。

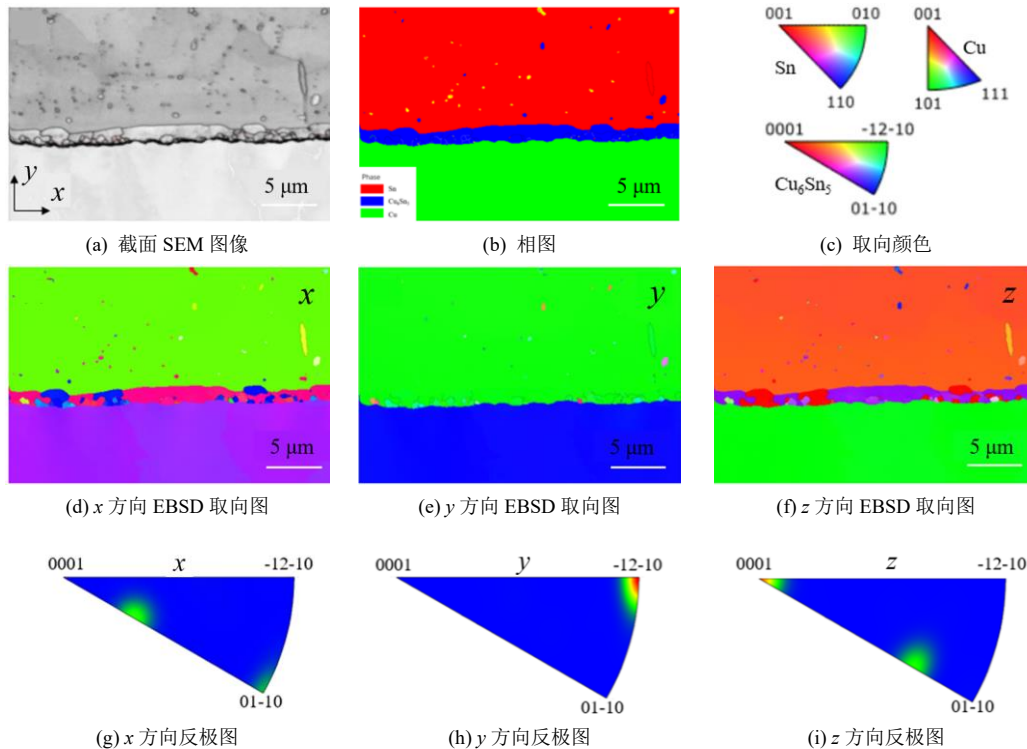


图 9 (111)Cu/SAC305 微焊料在 150 °C 等温 310 h 的微观结构

Fig.9 Microstructure of (111) Cu/SAC305 micro solder isothermal at 150 °C for 310 h

如图10所示为(111)单晶铜与Cu₆Sn₅在等温310 h后的极图。它们的共同平面分别用六边形、菱形、三角形、圆标记。因此，Cu₆Sn₅相和Cu相从极图中可以得到以下四个取向基团： $(0001)_\eta/(110)_{Cu}$ 、 $(01-10)_\eta/(110)_{Cu}$ 、 $(-12-10)_\eta/(111)_{Cu}$ 、 $(-12-10)_\eta/(100)_{Cu}$ 。同样的 $(-12-10)_\eta/(111)_{Cu}$ 表明Cu₆Sn₅粒的底面为(-12-10)， $(0001)_\eta/(110)_{Cu}$ 说明Cu/Cu₆Sn₅晶粒倾向于沿c轴位于(001)Cu基底上，而c轴平行于x方向。而(01-

$10)_\eta/(110)_{Cu}$ 的取向关系较弱，在反极图中x、z方向也并没有明显的(01-10)的织构特征，所以并不存在 $(01-10)_\eta/(110)_{Cu}$ 的强烈织构特征，这种情况的产生可能是由于EBSD方法在空间上的晶体面相似而导致的精度有限。对于 $(-12-10)_\eta/(100)_{Cu}$ 的晶向取向的关系，在反极图里面并没有发现类似的平行关系，所以这是一个伪平行关系并不能存在于实际(111)Cu衬底物上。

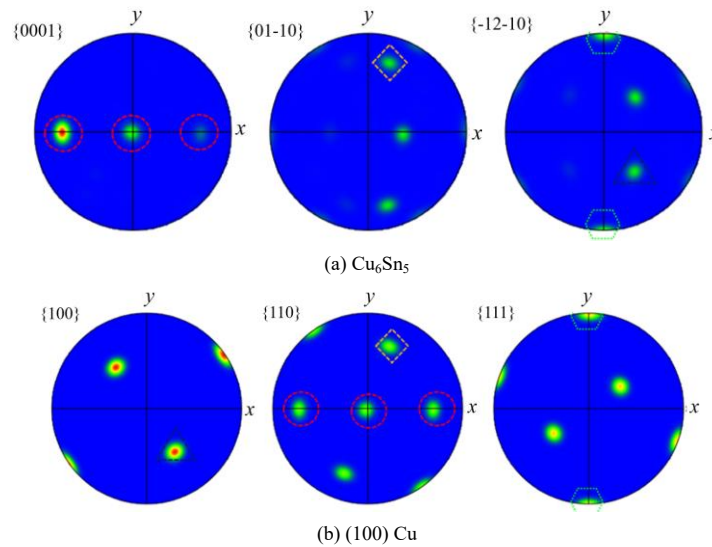


图 10 在等温时效 310 h 后 Cu₆Sn₅ 颗粒和(111) Cu 的极图

Fig.10 Polar plots of Cu₆Sn₅ particles and (111) Cu after isothermal ageing for 310 h

综上所述，可以发现SAC305体系与单晶铜体系形成的IMC有着强烈的晶面择优取向特征，其中(111)_{Cu}与(100)_{Cu}晶面呈现竞争趋势，受到基底Cu晶向影响明显，而 $(0001)_\eta/(110)_\eta$ 始终保持相对的一致性，不受基底Cu晶向影响。

2.2 界面 IMC 生长动力学

在研究多晶Cu体系固-固界面反应时，发现n值接近1/2。而单晶体系由于晶界占有比稀少，下文EBSD发现所生成的IMC晶向有着明显的择优取向特征，表明Cu在单晶体系中的扩散更贴近为体扩散。为了更好地探究不同晶向单晶Cu造成的生长动力学影响，通过计算不同晶向间的扩散系数来探究晶向的影响，根据Fick第一定律，用式(1)所示的幂律方程来描述IMC的生长行为^[26]：

$$d = d_0 + Dt^{0.5} \quad (1)$$

式中：*d*为*t*时刻IMC层的厚度，μm；*d*₀为回流后初始的IMC层厚度，μm；*D*为扩散系数，m²/s。

从上式可以看到，界面处IMC层的厚度和老化时间的平方根成正比。

图11为250 °C制备的(111)Cu/SAC305、(110)Cu/SAC305、(100)Cu/SAC305微焊点在150 °C下时效界面IMC厚度与老化时间的关系曲线。可以看出时效过程中微焊点内的界面IMC厚度与时效时间的关系大致呈抛物线关系。

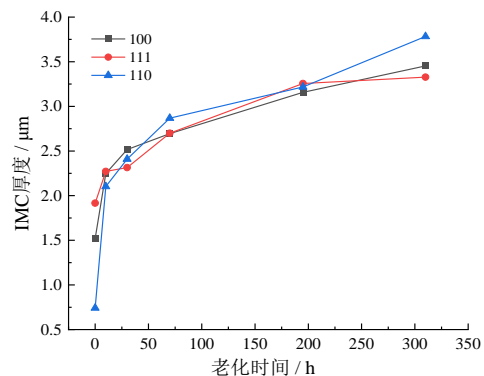


图 11 150 °C下三种单晶焊点等温时效老化时间与 IMC 厚度的关系

Fig.11 Relationship between isothermal aging time and IMC thickness of three single-crystal solder joints at 150 °C

根据图12拟合结果得到(100)Cu/SAC305的扩散系数 D 为 $1.61 \times 10^{-18} \text{ m}^2/\text{s}$, (111)Cu/SAC305的扩散系数 D 为 $1.38 \times 10^{-18} \text{ m}^2/\text{s}$, (110)Cu/SAC305的扩散系数 D 为 $1.92 \times 10^{-18} \text{ m}^2/\text{s}$ 。表明(111)晶面的单晶Cu扩散系数最低,而(100)晶面的单晶Cu扩散系数最高,这可以用晶面致密度来解释,(111)面的晶面密度为 $0.58/a$, (110)面的晶面密度为 $0.18/a$, (111)面的晶面密度为 $0.25/a$,可以看出(111)面的致密度较高,(110)面的致密度最低, a 为晶胞长度。根据菲克定律推导可知,扩散系数的表达式为:

$$D = l^2 p \nu z \exp\left(-\frac{\Delta G}{RT}\right) \quad (2)$$

式中: D 为扩散系数, m^2/s ; l 为晶面间距, nm ; p 为原子跃迁几率, 无量纲; ν 为原子振动的频率, Hz ; z 为扩散原子配位数, 无量纲; ΔG 为扩散激活能, kJ/mol ; T 为温度, $^\circ\text{C}$ 。

可以得到晶面的致密度影响了扩散系数进而影响了IMC的厚度,在扩散中所需要的扩散激活能越大,扩散系数会越低,晶面致密度越高所需要克服的能垒越大导致所需激活能越大。

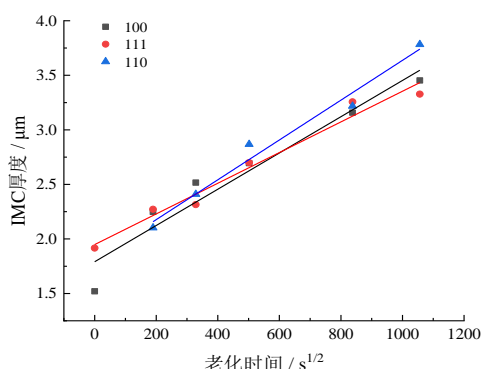


图12 150 °C下三种单晶焊点等温时效老化时间与IMC厚度的关系

Fig.12 Isothermal aging time versus square root of IMC thickness for three single crystal solder joints at 150 °C

3 结论

通过SEM观测三种单晶铜焊点的IMC横截面形貌,在等温时效0 h和10 h时,晶粒保持尖锐状态,呈屋脊状;当时效时间达到30 h和70 h时,IMC从尖锐屋脊状向平层状态转变;时效时间超过195 h时,IMC变得非常平坦,尖锐屋脊状基本消失。通过EBSD的极图与反极图分析,得到IMC晶格取向特征分别是:(100)Cu/SAC305为 $(-12-10)_\eta/(001)_{\text{Cu}}$ 、

$(0001)_\eta/(110)_{\text{Cu}}$; (110)Cu/SAC305为 $(0001)_\eta/(110)_{\text{Cu}}$ 、 $(-12-10)_\eta/(100)_{\text{Cu}}$; (111)Cu/SAC305为 $(0001)_\eta/(110)_{\text{Cu}}$ 、 $(-12-10)_\eta/(111)_{\text{Cu}}$ 。同时,发现在与 $(-12-10)_\eta$ 晶面平行的晶面中,(111) $_{\text{Cu}}$ 与(100) $_{\text{Cu}}$ 晶面呈现竞争趋势,受到基底Cu晶面影响明显,而 $(0001)_\eta/(110)_{\text{Cu}}$ 始终保持相对的一致性,不受基底Cu晶面影响。对三种焊点IMC厚度进行拟合,发现(100)Cu/SAC305的扩散系数 D 为 $1.61 \times 10^{-18} \text{ m}^2/\text{s}$, (111)Cu/SAC305的扩散系数 D 为 $1.38 \times 10^{-18} \text{ m}^2/\text{s}$, (110)Cu/SAC305的扩散系数 D 为 $1.92 \times 10^{-18} \text{ m}^2/\text{s}$ 。

参考文献

- [1] Jiang T, Im J, Huang R, et al. Through-silicon via stress characteristics and reliability impact on 3D integrated circuits[J]. MRS Bulletin, 2012, 40(3): 248-256.
- [2] Barik E M, Gillot C, Hodaj F. Voids formation and Cu_3Sn growth mechanisms in $\text{Cu}/\text{Cu}_3\text{Sn}/\text{Cu}_6\text{Sn}_5$ system under air in Cu/SnAg joints for microelectronic packaging[J]. Journal of Materials Science. Materials in Electronics, 2022, 54(8): 42-46.
- [3] Jun S Y, Bang J, Kim M S, et al. Thermo-compression bonding of Cu/SnAg pillar bumps with electroless palladium immersion gold (EPiG) surface finish[J]. Materials, 2023, 16(24): 342-346.
- [4] Kotadia H R, Howes P D, Mannan S H. A review: On the development of low melting temperature Pb-free solders[J]. Microelectronics Reliability, 2014, 54(6): 1253-1273.
- [5] Chen C H, Lee B H, Chen H C, et al. Development of new low melting solder alloys[J]. IEEE, 2016, 28(42): 206-210.
- [6] Qu S, Shi Q. Hot tear cracks on the suppression of Sn-Bi alloy for low-temperature assembly[J]. Soldering and Surface Mount Technology, 2023, 35(4): 231-243.
- [7] Yang M, Li M, Wang C. Interfacial reactions of eutectic Sn3.5Ag and pure tin solders with Cu substrates during liquid-state soldering[J]. Intermetallics, 2012, 25(36): 86-94.
- [8] Kotadia H R, Mokhtari O, Clode M P, et al. Intermetallic compound growth suppression at high temperature in SAC solders with Zn addition on Cu and Ni-P substrates[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2012, 511(1): 176-188.
- [9] Liu B, Tian Y, Liu W, et al. TEM observation of interfacial compounds of SnAgCu/ENIG solder bump after laser

- soldering and subsequent hot air reflows[J]. *Materials Letters*, 2016, 163(15): 254-257.
- [10] Gong J, Liu C, Conway P P, et al. Initial formation of CuSn intermetallic compounds between molten SnAgCu solder and Cu substrate[J]. *Scripta Materialia*, 2009, 60(5): 333-335.
- [11] Tang Y, Li G Y, Pan Y C. Influence of TiO₂ nanoparticles on IMC growth in Sn-3.0Ag-0.5Cu-xTiO₂ solder joints in reflow process[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2013, 554: 195-203.
- [12] Gong J, Liu C, Conway P P, et al. Evolution of CuSn intermetallics between molten SnAgCu solder and Cu substrate[J]. *Acta Materialia*, 2008, 56(16): 4291-4297.
- [13] Zhao D, Zhang K, Ma N, et al. Dynamic observation of interfacial IMC evolution and fracture mechanism of Sn_{2.5}Ag_{0.7}Cu_{0.1}RE/Cu lead-free solder joints during isothermal aging[J]. *Materials*, 2020, 13(4): 4-8.
- [14] Zou J, Mo L, Wu F, et al. Effect of Cu substrate and solder alloy on the formation of Kirkendall voids in the solder joints during thermal aging[C]//11th International Conference on Electronic Packaging Technology and High Density Packaging, 2010: 944-948.
- [15] Tian Y, Zhang R, Hang C, et al. Relationship between morphologies and orientations of Cu₆Sn₅ grains in Sn_{3.0}Ag_{0.5}Cu solder joints on different Cu pads[J]. *Materials Characterization*, 2014, 88: 58-68.
- [16] Zou H F, Yang H J, Zhang Z F. Morphologies, orientation relationships and evolution of Cu₆Sn₅ grains formed between molten Sn and Cu single crystals[J]. *Acta Materialia*, 2008, 56(11): 2649-2662.
- [17] Qiao Y Y, Zhao N, Liu C Y, et al. Dramatic morphological reservation of prism-type Cu₆Sn₅ formed on single crystal Cu substrates under temperature gradient[J]. *Materials Today Communications*, 2020, 23(4-7): 100928.
- [18] Qiao Y, Liu X, Zhao N, et al. Morphology and orientation evolution of Cu₆Sn₅ grains on (001)Cu and (011)Cu single crystal substrates under temperature gradient[J]. *Journal of Materials Science and Technology*, 2021, 95: 29-39.
- [19] 张宝权. 共晶无铅合金对 Cu、Ag 界面金属间化合物形核与生长的影响[D]. 大连: 大连理工大学, 2022.
- [20] 李绎铃. SAC305 钎料与多晶及(111)择优 Cu 界面反应行为[D]. 大连: 大连理工大学, 2022.
- [21] Tu K N, Thompson R D. Kinetics of interfacial reaction in bimetallic Cu-Sn thin films[J]. *Acta Metallurgica*, 1982, 30(5): 947-952.
- [22] Xing Y, Wang S, Fan B, et al. Three-dimensional nanoporous Cu₆Sn₅/Cu composite from dealloying as anode for lithium ion batteries[J]. *Microporous and Mesoporous Materials the Official Journal of the International Zeolite Association*, 2018, 46(22): 54-58.
- [23] Zhang Z, Cao H, Li M, et al. Three-dimensional placement rules of Cu₆Sn₅ textures formed on the (111)Cu and (001)Cu surfaces using electron backscattered diffraction[J]. *Materials and Design*, 2016, 94(77): 280-285.
- [24] Hodúlová E, Palcut M, Lechovič E, et al. Kinetics of intermetallic phase formation at the interface of Sn-Ag-Cu-X (X=Bi, In) solders with Cu substrate[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2011, 509(25): 7052-7059.
- [25] Tay S L, Haseeb A S M A, Johan M R, et al. Influence of Ni nanoparticle on the morphology and growth of interfacial intermetallic compounds between Sn-3.8Ag-0.7Cu lead-free solder and copper substrate[J]. *Intermetallics*, 2013, 33: 8-15.
- [26] Addagarla A, Siva Prasad N. Finite element analysis of flip-chip on board (FCOB) assembly during reflow soldering process[J]. *Soldering and Surface Mount Technology*, 2012, 24(2): 92-99.