

单晶 UBM 在电子封装微互连中的研究进展

高 幸, 张志杰, 施 权, 周 旭, 魏 红, 耿遥祥

(江苏科技大学 材料科学与工程学院, 江苏 镇江 212003)

摘 要: 3D 封装是未来电子封装制造技术领域的重要发展方向, 3D 封装中微凸点的尺寸将急剧降低, 此时, 芯片凸点下金属层 (UBM) 可能仅包含几个甚至单个晶粒。因此, UBM 的晶体取向对界面金属间化合物 (IMC) 的形核和生长过程将具有显著影响, 而界面 IMC 的特性会直接影响到凸点微/纳尺度互连的可靠性。因此, 以单晶作为 UBM 研究界面物质的传输与 IMC 的生长规律, 具有重要的理论和应用价值。本文对近年来以单晶 Cu、Ni 和 Ag 作为 UBM 焊点的界面反应进行综合分析, 总结了单晶 UBM 上特殊形貌 IMC 晶粒的形成条件、界面 IMC 与单晶基体的位向关系、IMC 的生长动力学过程、柯肯达尔空洞的形成规律、单晶 UBM 上 IMC 的晶体取向调控方法及晶体取向对无铅焊点力学性能和可靠性的影响, 为评价单晶 UBM 凸点的力学性能和可靠性及提供指导。

关键词: 件 3D 封装; 单晶 Cu; 单晶 Ni; 单晶 Ag; 界面反应

中图分类号: TG425⁺.1

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2023)09-3283-12

集成电路 (IC) 作为全球信息产业的基础与核心, 被誉为“现代工业的粮食”, 其发展的好坏, 直接关乎国家安全和国民经济发展^[1-4]。IC 包含三大支柱产业: 集成电路设计、集成电路制造和集成电路封装^[5]。目前, 由于集成电路的纳米制程节点已逼近物理极限, 在以钎焊为主的封装技术上通过系统封装与集成来延续“超越摩尔”成为集成电路产业的主要发展方向^[6-9]。在此背景下, 将多个不同功能的芯片垂直互连的 3D 封装技术得到迅速发展^[10]。其中, 实现 3D 封装中芯片的高密度和高可靠互连是 IC 产业升级亟需解决的关键技术。

目前, 3D 封装中广泛采用 Sn 基钎料微凸点 (μ -bump) 和硅通孔 (through silicon via, TSV) 实现芯片的高可靠性的垂直互连。相比与传统封装技术, 3D 封装的互连尺寸显著减小, 目前报道的 TSV 孔径小至 2~20 μm , 相应的用于互连 TSV 微凸点的直径仅为 5~20 μm , 未来可能减小至 1 μm ^[11]。而与凸点相匹配的凸点下金属化层 (under bump metallization, UBM) 焊盘尺寸迅速降低, 可能仅包含几个甚至单个晶粒。此时, UBM 的晶体取向对界面金属间化合物 (intermetallic compound, IMC) 的形核和生长过程将具有显著影响, 而界面 IMC 的特性 (如: 3D 形貌、大小和厚度等) 会直接影响到凸点微纳尺度互连的可靠性。因此, 以单晶作为 UBM, 研究界面物质的传输

与 IMC 的生长规律具有重要的理论和应用价值。此外, 单晶材料具有无晶界缺陷和杂质、原子扩散能力弱及优异的力学和抗电迁移性能等优点, 使其成为在 3D 封装技术中取代传统的多晶金属材料作为 UBM 的研究热点。

本文对近年来单晶 UBM 钎焊过程的固/液界面反应和微凸点时效或服役过程的固/固界面反应进行综合分析和概括评述, 并结合本课题组最近在单晶 Cu UBM 固/液界面反应方面的一些研究结果, 对未来的单晶 UBM 的研究方向进行了展望。

1 单晶 Cu

钎焊过程中液态钎料与基体金属发生固/液界面反应, 在界面处生成 IMC 层是焊点形成可靠连接的必要条件, 该界面 IMC 层的性质对钎料焊点连接的可靠性至关重要。在钎焊后的服役过程中 (固/固界面反应) IMC 也会不断地缓慢长大, 因此 IMC 的形貌、厚度和结构等均会影响到焊点服役的可靠性。

1.1 单晶 Cu UBM 对界面 Cu_6Sn_5 形貌及取向的影响

Tu 等人^[12]研究了 (001) 单晶 Cu UBM 与 55Sn-45Pb 钎料在 200 $^\circ\text{C}$ 下的固/液界面反应, 首次发现了棱晶 (屋脊) 状 Cu_6Sn_5 晶粒的生成, 并且晶粒沿相互垂直的方向排列 (见图 1^[12])。这主要是由于 Cu 的 (001) 面上有 2 个 $\langle 110 \rangle$ 方向, Cu_6Sn_5 晶粒沿着这 2 个低错配

收稿日期: 2022-09-10

基金项目: 国家自然科学基金 (51801079, 52001140); 江苏省青年基金 (BK20180987)

作者简介: 高 幸, 男, 1998 年生, 硕士, 江苏科技大学材料科学与工程学院, 江苏 镇江 212003, E-mail: 18852895442@163.com

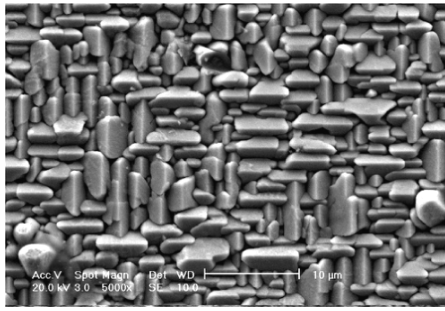


图 1 (001)单晶 Cu 上形成的棱晶状 Cu_6Sn_5

Fig.1 Morphology of rooftop-type Cu_6Sn_5 formed on single crystal (001) Cu^[12]

方向生长以降低界面能所致，而低的界面能能够提高界面的抗冲击断裂韧性。

Zhang 等人^[13]的研究结果表明，单晶 Cu 作为 UBM 可使焊点表现出更优越的力学性能。但在钎料无铅化的行业大背景下，单晶 Cu UBM 与无铅钎料界面反应的研究具有更重要的意义。Zou 等人^[14-15]研究了 (001)、(111)、(011)和(123)单晶 Cu 与纯 Sn 钎料在 260 °C 下的界面反应，结果表明，(001)单晶 Cu 和(111)单晶 Cu 上生成棱晶状 Cu_6Sn_5 ，分别沿着 2 个相互垂直的方向和 3 个互为 60°的方向生长，而在(011)单晶 Cu 和(123)单晶 Cu 上仍形成典型的扇贝状 Cu_6Sn_5 ，如图 2^[14-15]所示。

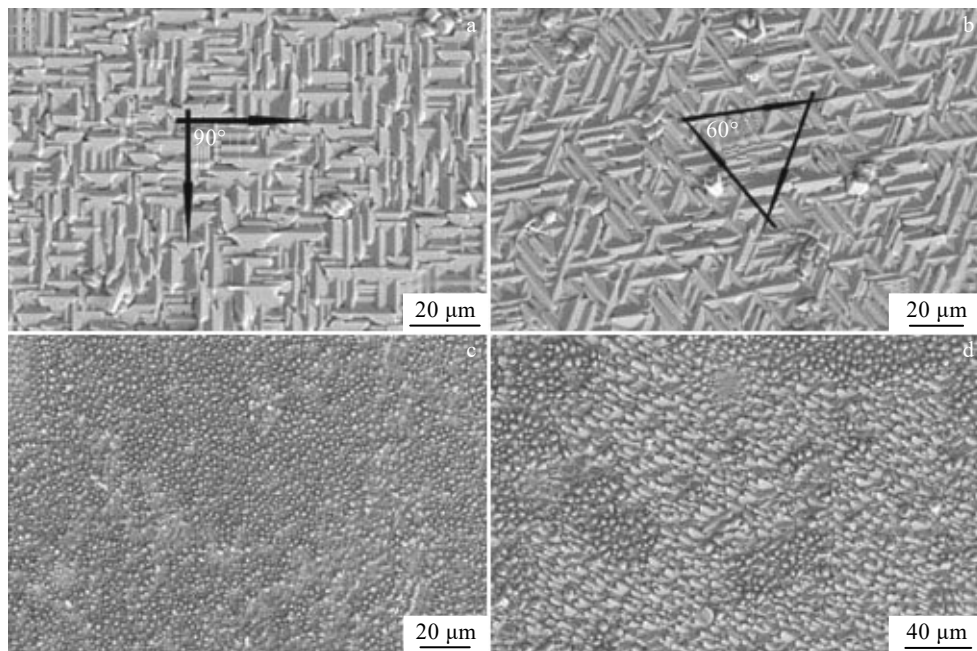
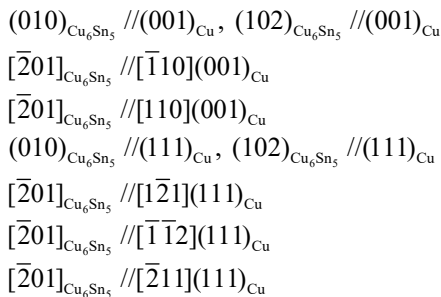


图 2 不同取向单晶 Cu 基体上的 Cu_6Sn_5 金属间化合物形貌

Fig.2 Morphologies of Cu_6Sn_5 intermetallic compounds on different single crystal copper substrates: (a) single crystal (001) Cu, (b) single crystal (111) Cu, (c) single crystal (011) Cu, and (d) single crystal (123) Cu^[14-15]

进一步分析表明，(001)单晶 Cu 和(111)单晶 Cu 与 Cu_6Sn_5 的界面可能存在以下特定取向关系^[14-15]：



以上结果表明，不同取向 Cu 晶体表面的原子规则排布会影响 Cu_6Sn_5 晶粒的形核、长大以及形貌。此外，初生的棱晶状 Cu_6Sn_5 经过长时间的回流或时效后

会转变为扇贝状，这是由于界面 Cu_3Sn 晶粒的生长破坏了 Cu_6Sn_5/Cu 之间的错配度，且 Cu_3Sn 的生成也会逐步消耗原来的棱晶状的 Cu_6Sn_5 ，随着回流或时效时间的增加，初生棱晶状 Cu_6Sn_5 会完全转变为 Cu_3Sn ，而后续形成的 Cu_6Sn_5 则为扇贝状。Ke 等人^[16]进一步通过相场模拟了 Sn 与 (001) 和 (111) 单晶 Cu 的界面反应过程中 Cu_6Sn_5 的形核和生长，模拟结果与邹鹤飞^[15]等人的实验结果吻合。

Cui 等人^[17-18]研究了回流温度和 Sn 基钎料中 Cu 浓度对(001)单晶 Cu UBM 固/液界面反应的影响。结果表明，在 300 °C 下，(001)单晶 Cu 与纯 Sn, Sn-0.7Cu 和 Sn-1.5Cu 钎料短时间反应后会在界面处生成相互

垂直排列的棱晶状的 Cu_6Sn_5 晶粒;但随着反应时间的延长,纯 Sn (大于 600 s)、Sn-0.7Cu (大于 300 s) 和 Sn-1.5Cu (大于 90 s) 上形成的棱晶状 Cu_6Sn_5 会逐渐转变成扇贝状。此外,在 250 °C 下,(001)单晶 Cu 与纯 Sn, Sn-0.7Cu 和 Sn-1.5Cu 钎料反应不同时间后生成的 Cu_6Sn_5 晶粒均为扇贝状。而(001)单晶 Cu 与 Sn-3.0Cu 钎料无论是在 250 °C 还是在 300 °C 下反应均生成扇贝状 Cu_6Sn_5 晶粒。以上研究结果表明, Cu_6Sn_5 IMC 的形貌受反应温度和钎料中 Cu 浓度的影响。Tian 等人^[19]研究了回流温度和单晶 Cu 晶体取向对 Cu_6Sn_5 晶粒形貌及晶体取向的影响。结果显示, 250 °C 时 Sn3.0Ag0.5Cu/(111) Cu 焊盘界面处的 Cu_6Sn_5 IMC 主要为扇贝状, 300 °C 时为棱晶状。棱晶状 Cu_6Sn_5 晶粒在(111)单晶 Cu 上沿 3 个择优方向生长, 夹角为 60°, 而在(001)单晶 Cu 上棱晶形状 Cu_6Sn_5 沿垂直方向生长。

大连理工大学的刘欢等人^[20]将(001)单晶 Cu 基体与纯 Sn 和 Sn-0.7Cu 钎料浸焊 60 s, 并将焊点分别在 20、40 和 150 °C 下进行时效。结果表明, 焊点在 20 和 40 °C 下长时间时效(分别为 3000 和 500 h), 其界面处也未发现 Cu_3Sn 的生成, 此时, Cu_6Sn_5 仍与(001)单晶 Cu 直接接触, 原有的择优取向会继续保持, Cu_6Sn_5 晶粒表现为相互垂直的棱晶状形貌。当 IMC 在 150 °C 时效 10 h 后, 其界面处棱晶状 Cu_6Sn_5 晶粒完全转变为扇贝状, 主要原因为界面处生成的新相 Cu_3Sn 会吞噬与其相邻的 Cu 和 Cu_6Sn_5 晶粒, 使(001)单晶 Cu 基体与 Cu_6Sn_5 晶粒隔离, 从而破坏了原有的位相关系。此时, Cu_6Sn_5 将向各个方向无规则的生长, 其形貌转变为多晶 Cu 基体上常见的扇贝状。以上试验结果也证实了在 150 °C 时效条件下, Cu_3Sn 的形成和快速生长是棱晶状 Cu_6Sn_5 转变为扇贝状的主要原因。

Zhang 等人^[13,21]研究了液态 Sn-0.7Cu/(111) Cu 和 Sn-0.7Cu/(001) Cu 焊点界面处 Cu_6Sn_5 IMC 的形貌特征和形核机制。结果表明, 2 种取向的单晶 Cu 在 250 °C 焊接 1 s~1 h 后均生成了规则排列的且具有固定交叉角的棱晶状 Cu_6Sn_5 晶粒。基于液态 Sn0.7Cu/ Cu_6Sn_5 界面表面能和的各向异性, 提出了 Cu_6Sn_5 相的六角棒型生长机制, 如图 3^[21]所示。

根据这一机制, Cu_6Sn_5 和 Cu 无论是否在最小失配方向, 其在(111)Cu 和(001) Cu UBM 上形成的 Cu_6Sn_5 棱晶都将始终沿 Cu_6Sn_5 的[0001]方向伸长; 即使反应时间延长至 1 h, 它们也会分别保持 $\{11\bar{2}0\}$ 和 $\{10\bar{1}0\}$ 平面作为侧面。在 Cu_6Sn_5 /Cu 界面, 根据两相最小的 Cu 错配度, 可确定 Cu_6Sn_5 顶部在单晶 Cu 上的 2 种三维布局规则: $\{10\bar{1}0\} // \{111\}$ 和 $\{11\bar{2}0\} // \{001\}$, 并且 $\{0001\} // \{011\}$ 的平行方向关系始终存在于 2 种类

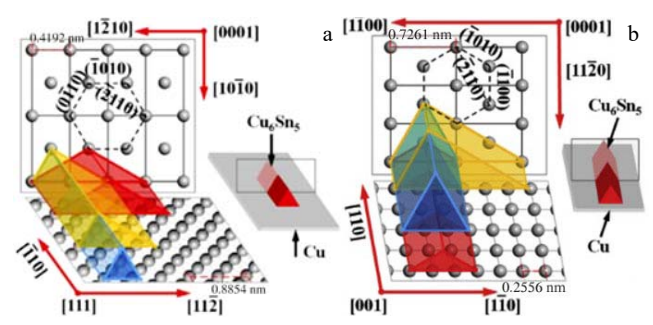


图3 不同取向单晶 Cu 上的棱晶状 Cu_6Sn_5 三维生长模型
Fig.3 3D placement models of roof-type Cu_6Sn_5 on Cu single crystals (three different cross-sectional roofs with apex angles of 60°, 90° and 120°): (a) (111) Cu and (b) (001) Cu^[21]

型的界面上。此外, 还对(111) Cu 和(001) Cu UBM 上形成的焊点进行了剪切测试, 结果显示, (111)单晶 Cu 焊点的平均剪切强度为 97.8 MPa, 而(001)单晶 Cu 焊点的平均剪切强度为 82.5 MPa, 均远高于多晶 Cu UBM 焊点(45~60 MPa)^[22]。

Ma 等人^[23-28]将(001)单晶 Cu 与 Sn3.0Ag 钎料在 300 °C 下进行焊接, 并控制冷却方式, 旨在揭示棱晶状 Cu_6Sn_5 晶粒的生长机理。结果表明, 在等温加热过程中, 焊点界面初生的 Cu_6Sn_5 晶粒以扇贝状择优取向生长, 而在随后的降温过程扇贝状 Cu_6Sn_5 逐渐变为棱晶状。此外, 等温加热过程中的扇贝状 Cu_6Sn_5 与(001)单晶 Cu 具有高度择优取向关系, 并且与冷却中形成的棱晶状形 Cu_6Sn_5 晶粒取向一致, 同时, 冷却速率越高, Cu_6Sn_5 晶粒的 $\{11\bar{2}0\}$ 面越容易垂直生长。钎料内部温度梯度变化导致择优取向 Cu_6Sn_5 晶粒呈现出形态多样性的特征。此外, 他们还研究了 Sn-3.0Ag/(001) Cu 界面沿焊球(800 μm)半径方向 Cu_6Sn_5 晶粒的形貌及取向特点, 结果显示, 从焊球中心至边缘 Cu_6Sn_5 晶粒的形貌分别为棱晶状、平面状和扇贝状, 这是由于不同位置 Cu 原子浓度不同所致。为了进一步表征 Cu 原子浓度对单晶(001) Cu UBM 界面反应的影响, 本课题组选用 Sn、Sn-0.7Cu、Sn-1.5Cu 和 Sn-3.0Cu 作为钎料, 研究其在 300 °C 下界面反应 60 s 后界面 Cu_6Sn_5 晶粒的形貌, 如图 4 所示, 随着钎料中 Cu 原子浓度的升高, 在微焊点的界面上更容易形成扇贝状的 Cu_6Sn_5 晶粒。再次证明了 Cu 原子浓度显著影响 Cu_6Sn_5 晶粒的形貌。

综上所述, 单晶 Cu 与无铅钎料界面反应具有特殊性, 即可生成棱晶状 Cu_6Sn_5 晶粒, 而界面的低错配度、低界面能可显著提高微焊点的力学性能。但是棱

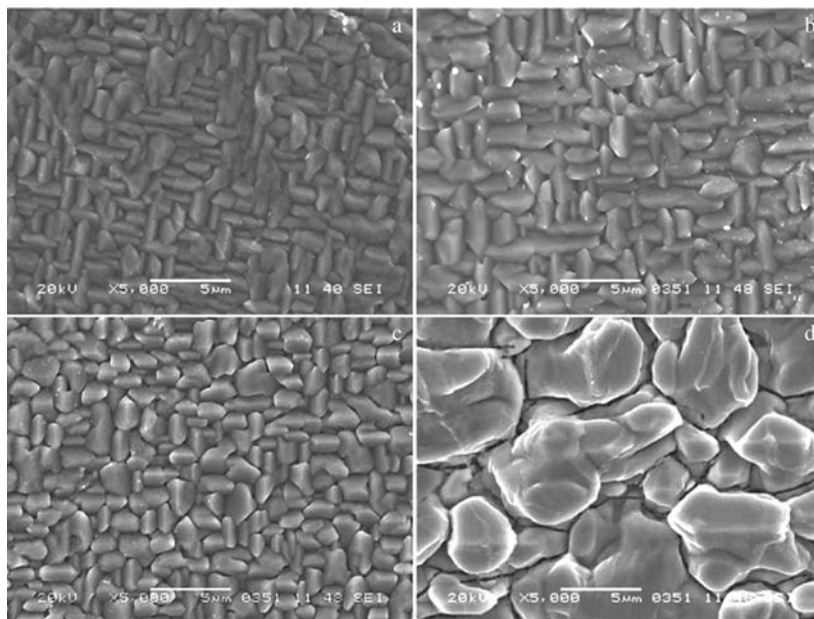


图 4 钎料中不同 Cu 浓度的 Cu₆Sn₅ 形貌

Fig.4 Morphologies of Cu₆Sn₅ with different Cu concentrations: (a) Sn/(001) Cu, (b) Sn-0.7Cu/(001) Cu, (c) Sn-1.5Cu/(001) Cu, and (d) Sn-3.0Cu/(001) Cu

晶状 Cu₆Sn₅ 晶粒的生成有一定的条件：(1) 单晶 Cu 需为(001)和(111)晶体学面；(2) 需在高温下进行短时间焊接；(3) 钎料需保持较低的 Cu 浓度。然而目前，单晶 Cu 上规则排列棱晶状 Cu₆Sn₅ 晶粒的形核和生长机制及其对互连热疲劳、热循环和剪切等可靠性的影响缺乏深入研究。

1.2 单晶 Cu UBM 上 Cu₆Sn₅ 晶体取向调控

Jiang^[29]和 Liu^[30]等人的研究表明，平行于 [0001] 方向 Cu₆Sn₅ 的强度和弹性模量比垂直于 [0001] 方向的 Cu₆Sn₅ 分别高 20% 和 7%。此外，垂直于 Cu₆Sn₅ 晶粒的 (11 $\bar{2}$ 0) 平面方向上的导电率为 3.75×10⁴ S/cm 是垂直于 Cu₆Sn₅ 晶粒的 (10 $\bar{1}\bar{1}$) 与 (10 $\bar{1}\bar{3}$) 平面方向上导电率的 1.57 倍。可以得出，界面 Cu₆Sn₅ 的取向会影响焊点力学和导电性能。同时，Zhang 等人^[13,21,31-32]的研究也发现棱晶状 Cu₆Sn₅ 晶粒具有优异的力学与电学性能。因此，这种具有优异力学及导电性能的特殊形貌 Cu₆Sn₅ 是极佳的界面互连 IMC 层，可以满足 3D 封装互连的高可靠性要求。然而，随着界面反应的进行，这种具有特殊形貌的 Cu₆Sn₅ 晶粒都会逐渐被扇贝状 Cu₆Sn₅ 晶粒取代，最终界面上只形成扇贝状 Cu₆Sn₅ 晶粒。因此，如果能够通过调控 Cu₆Sn₅ 晶体取向，使其沿垂直于 [0001] 晶向择优取向生长，则此焊点将具有较高的水平剪切强度和优异的导电性能。通过外界干预保持择优取向 IMC 晶粒持续外延生长，无疑对为焊点的可靠性具有突出意义。

本课题组在研究微焊点液-固电迁移过程中发现了电流驱动阳极界面 IMC 快速生长的现象^[33-38]，之后进一步采用(001)单晶 Cu 作为 UBM，以(001) Cu/Sn/Cu 三明治结构焊点作为研究对象，在钎焊温度为 250 °C 和 1.0×10⁴ A/cm² 电流密度条件下通电(多晶 Cu 为阴极)，发现在电流驱动键合(current driven bonding, CDB)下，棱晶状 Cu₆Sn₅ 晶粒不仅快速熟化外延生长而且还保持原有形貌和晶体取向^[39]，棱晶状 Cu₆Sn₅ 晶粒生长呈平行排列，沿垂直于 [0001] 晶向择优 (单一) 取向且内部无缺陷，如图 5 所示。

图 6a 为(001) Cu/Sn/Cu 焊点(001) Cu 界面的 TEM 照片，照片中清晰地展示了各相的界面特征，界面光滑平整无缺陷。(001) Cu 和 Cu₆Sn₅ 组织内部明暗衬度均匀，不存在晶界，表现为单晶粒特征。而 Cu₃Sn 相内部存在明显的衬度变化和晶界，表现为多晶特征。这一结果与 EBSD 分析得到的结果一致。图 6b 和 6c 分别为(001) Cu 和 Cu₆Sn₅ 的 SAED 谱。经衍射谱标定可知，Cu₆Sn₅ 与(001) Cu 的位向关系为：(0001)_{Cu} // (2 $\bar{1}\bar{1}$ 0)_{Cu₆Sn₅} 和 [$\bar{1}$ 10]_{Cu} // [0001]_{Cu₆Sn₅}，与前面的 EBSD 分析结果一致，该研究结果将为微焊点中择优取向 IMC 的形成和调控提供新思路，为其在 3D 封装互连技术中的应用提供理论和实践指导。

Zhong 等人^[40]采用浸焊的方法，在温度为 260 °C 条件下浸焊 30 s 制备(111)Cu/Sn/Cu 三明治结构焊点，之后将多晶 Cu 端与 270 °C 热台接触，研究温度梯度

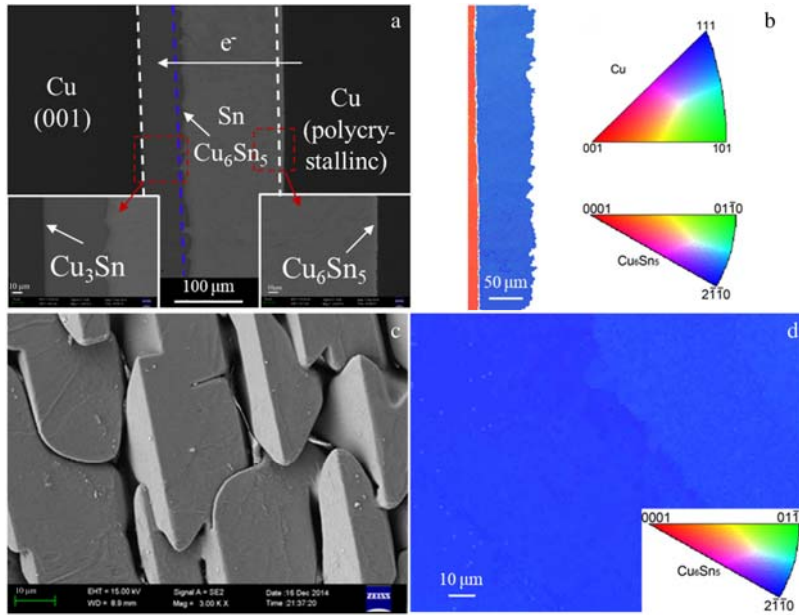


图5 (001)Cu/Sn/Cu 焊点组织、Cu₆Sn₅ 形貌和 EBSD 分析结果

Fig.5 Microstructures of (001) Cu/Sn/Cu solder joint (a); EBSD orientation distribution chart of Cu₆Sn₅ along RD at (001) Cu interface (b); top view of Cu₆Sn₅ on (001) Cu side (c) and its EBSD orientation distribution after polishing (d)

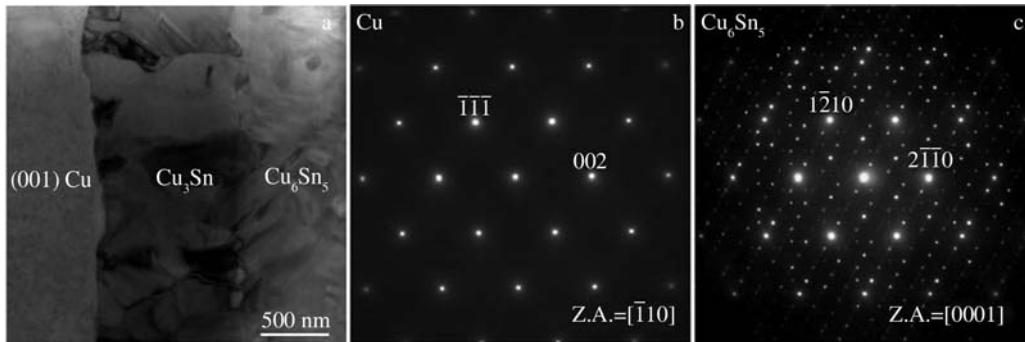


图6 (001)Cu/Sn/Cu 焊点界面处 TEM 照片及 SAED 花样

Fig.6 TEM image of (001) Cu interface for the solder joint (a); SAED patterns of single crystal Cu (b) and Cu₆Sn₅ (c)

下 Cu₆Sn₅ 的生长方式。研究表明，外加温度场也可以使棱晶状 Cu₆Sn₅ 晶粒保持其晶粒形貌和取向生长，在液/固界面反应过程中 Cu₆Sn₅ 晶粒表现出强烈的织构，其<11 $\bar{2}$ 0>几乎平行于温度梯度，如图 7^[38]所示，取向关系为：

$$\{11\bar{2}0\}_\eta // \{111\}_{Cu}, // \langle 011 \rangle_{Cu}, // \langle 112 \rangle_{Cu}。$$

由于热梯度增强了冷端棱晶状 Cu₆Sn₅ 晶粒的生长，因此，即使在长时间的焊接过程中，界面处的棱晶状 Cu₆Sn₅ 特征也得以保持。Qiao 等人^[41]以同样的方法研究了(001)Cu/Sn/Cu 和(011)Cu/Sn/Cu 焊点界面处 Cu₆Sn₅ 的取向特征。其在(001)单晶 Cu 界面同样发现 Cu₆Sn₅ 晶粒的<11 $\bar{2}$ 0>方向几乎平行于温度梯度。而(011)单晶 Cu 界面处的 Cu₆Sn₅ 也显示出强烈的织

构，Cu₆Sn₅ 棱晶在(011)单晶 Cu 上倾斜，在<0001> η 方向和(011) Cu 之间呈现约 30°角。Cu₆Sn₅ 和单晶 Cu 的位向关系为： $\{11\bar{2}0\}_\eta // \{100\}_{Cu}$ 、 $\{0001\}_\eta // \{110\}_{Cu}$ 和 $\{10\bar{1}0\}_\eta // \{110\}_{Cu}$ 。以上结果为控制界面 IMC 晶粒的形貌和取向提供了又一方法。

1.3 单晶 Cu UBM 对界面 Cu₃Sn 形貌及取向的影响

Shang^[42-43]等人以共晶 Sn-Bi 作为钎料，研究了 Cu₃Sn 在多晶 Cu 和单晶 Cu UBM 上的生长机制。回流焊接后，在(100)单晶 Cu 上生成垂直于界面薄而均匀的柱状 Cu₃Sn 晶粒，并形成了特殊的位相关系： $(2\bar{1}0)_{Cu_3Sn} // (\bar{4}02)_{Cu}$ 和 $(122)_{Cu_3Sn} // (010)_{Cu}$ 而在多晶 Cu UBM 上由于有更多的形核位导致生成较厚的细等轴晶粒的 Cu₃Sn 层，见图 8^[40]。在随后的固态老化过程

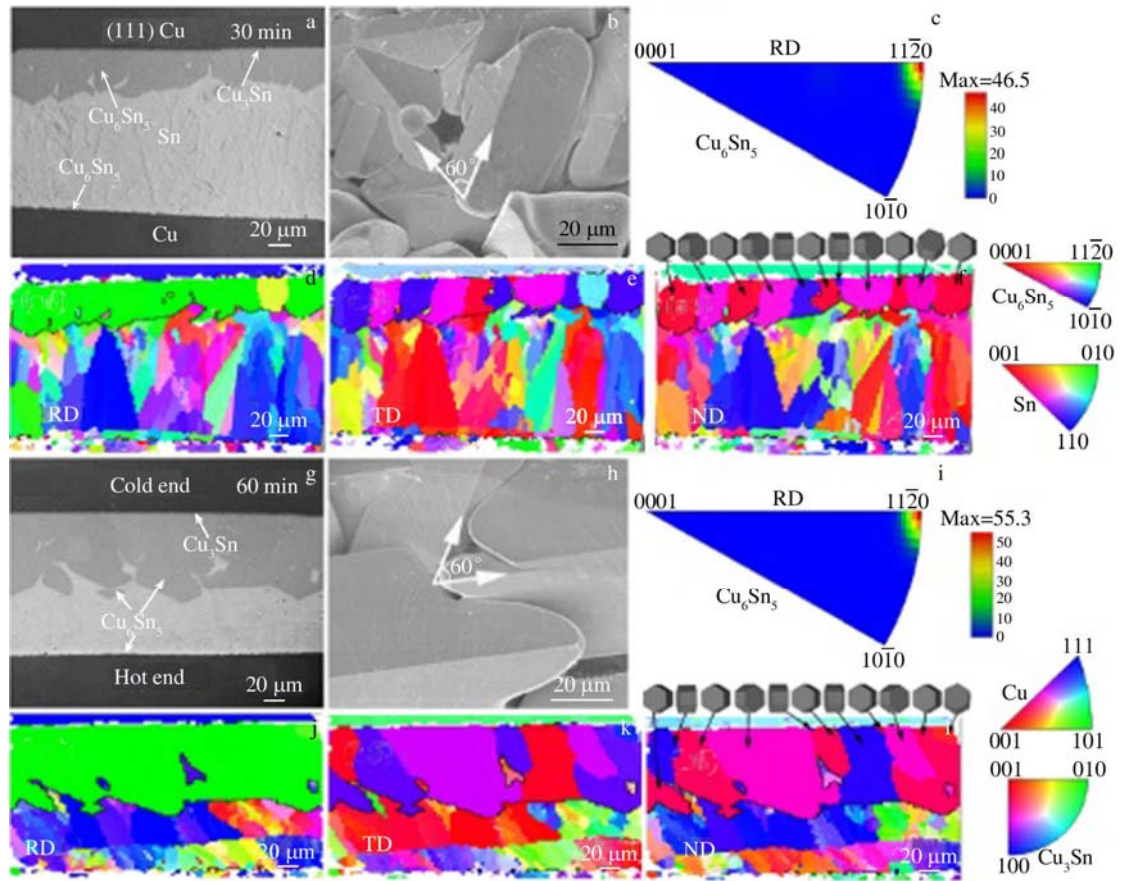


图 7 (111) Cu/Sn/Cu 焊点焊接不同时间后的显微组织、Cu₆Sn₅ 形貌和 EBSD 分析

Fig.7 Micrographs of the (111) Cu/Sn/Cu after soldering for 30 min (a) and 60 min (g); top-view morphologies of the Cu₆Sn₅ (b, h); corresponding inverse pole figures of Cu₆Sn₅ in RD (c, i); EBSD images of Fig.7a (d-f) and Fig.7g (j-l)^[40]

中,在单晶 Cu 上柱状 Cu₃Sn 继续生长,随后在 Cu/Cu₃Sn 的三结位点处出现新的三角形 Cu₃Sn 晶粒形核和生长。在多晶 Cu 上,固态老化使 Cu₃Sn 层的成核和生长速度加快,在 Cu/Cu₃Sn 和 Cu₆Sn₅/Cu₃Sn 界面上生长出新的 Cu₃Sn 晶粒。Cu₃Sn 的不同生长行为与活性元素的扩散供应有关。之后,Shang^[44]等人继续研究了 Sn-Bi 钎料与(111)单晶 Cu 基体回流后界面相邻相的界面微结构和取向关系。研究发现,共晶 Sn-Bi 焊料与(111)单晶 Cu 衬底之间的界面由 4 组相邻相组成:(111) Cu/Cu₆Sn₅、(111) Cu/Cu₃Sn、Cu₃Sn/Cu₆Sn₅、Cu₆Sn₅/Sn。初始阶段为:(932)_{Cu₆Sn₅}//(222)_{Cu}和(153)_{Cu₆Sn₅}//(110)_{Cu}。随着回流时间的增加,Cu₆Sn₅和(111)单晶 Cu 基体之间的 Cu₃Sn 层变厚。由于 Cu₃Sn 和 Cu₆Sn₅与 Cu 基体之间的晶格错配,Cu₆Sn₅和 Cu(111)基体之间的取向关系转化为:(462)_{Cu₆Sn₅}//(113)_{Cu}和(102)_{Cu₆Sn₅}//(211)_{Cu}。取向关系分析表明,Cu₃Sn 相沿 Cu₃Sn 的几个不同方向生长。然而,它总是在(111)单晶 Cu 的平面上形核。在 Cu₃Sn/Cu₆Sn₅ 界面,Cu₃Sn 相通过消耗邻近的 Cu₆Sn₅

相生长到 Cu₆Sn₅ 侧,保持 Cu₃Sn 与 Cu₆Sn₅ 的位相关系:(032)_{Cu₃Sn}//(515)_{Cu₆Sn₅}和(100)_{Cu₃Sn}//(251)_{Cu₆Sn₅}。回流过程中 Cu₆Sn₅ 的生长是在液体中进行的反应。然而,在冷却阶段,焊料中的 Sn 在 Cu₆Sn₅ 相上成核并生长,并保持(022)_{Sn}//(712)_{Cu₆Sn₅}和(100)_{Sn}//(177)_{Cu₆Sn₅}取向关系。

Zhang^[45]等人研究了(100) Cu/Sn/Cu 和(111) Cu/Sn/Cu 三明治结构焊点中 Cu₃Sn 的晶粒取向和全 Cu₃Sn 焊点的形成机制。当 IMC 由 Cu₃Sn 和 Cu₆Sn₅ 组成时,柱状 Cu₃Sn 晶粒以牺牲 Cu₆Sn₅ 相的方式沿平行于 Cu₆Sn₅ 晶界的方向团簇生长。当界面两侧的 Cu₃Sn 晶粒相互接触时,晶粒生长停止。在 Cu/Cu₃Sn 界面和焊点中部的 Cu₃Sn 接触区均发现了细小的等轴 Cu₃Sn 晶粒,无论 Cu 基体的取向如何,Cu₃Sn 晶粒的择优取向均与 Cu 基体平行。

综上所述,回流后,在单晶 Cu 上生成垂直于界面薄而均匀的柱状 Cu₃Sn 晶粒,并与单晶 Cu 和 Cu₆Sn₅ 形成了特殊的位相关系。在后续的时效过程中,Cu₃Sn 晶粒沿平行于 Cu₆Sn₅ 晶界的方向团簇生长直至两侧

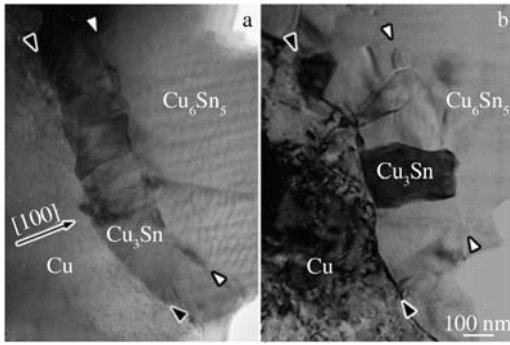


图 8 共晶 Sn-Bi/(100)单晶 Cu 焊点显微组织

Fig.8 Interfacial microstructure of eutectic Sn-Bi/single crystal (100) Cu solder joints after solid-state aging for reflowing (a) and 24 h (b) (a homogeneous columnar Cu₃Sn layer grew along Cu [100] with smooth interfaces)^[42]

晶粒相互接触。

1.4 单晶 Cu UBM 对界面 Cu₆Sn₅ 和 Cu₃Sn 生长动力学的影响

Zou 等人^[14,46-47]研究了(001)、(111)、(123)和(011)单晶 Cu 与纯 Sn 的固-固界面反应。实验发现, (011)单晶 Cu 和(123)单晶 Cu 界面上的 Cu₆Sn₅ 晶粒生长动力学与多晶类似, 符合 $t^{1/3}$ 规律。但是(001)单晶 Cu 和(111)单晶 Cu 界面上生成棱晶状的 Cu₆Sn₅, 其生长动力学分别符合 $t^{0.19}$ 和 $t^{0.24}$ 规律, 表明(001)和(111)取向的单晶 Cu UBM 可以减缓液/固反应条件下界面 Cu₆Sn₅ 晶粒的生长速率。这些结果证实了界面 IMC 的粗化机制受到形貌影响。Zou 等人^[14]进一步基于 Gibbs-Thomson 效应^[48-49]以及 Kim 和 Tu 等人^[50]提出的扇贝状晶粒尺寸粗化机制, 得到棱晶状晶粒的粗化机制为:

$$b^3 = \int \frac{2\rho A \Omega v(t)}{9xmN_p(t)} dt = \frac{2\rho A \Omega}{9xm} \int \frac{v(t)}{N_p(t)} dt \quad (1)$$

其中, ρ 为铜的密度, A 为铜与焊料的接触反应面积, Ω 为 Cu₆Sn₅ 晶粒的摩尔体积, m 为铜原子的质量, $x=l/b$, l , b 分别为棱晶状晶粒的长度和宽度, $v(t)=dh/dt$ 为铜基体厚度消耗率, $N_p(t)$ 为在铜基体与焊料的界面上 Cu₆Sn₅ 晶粒总数随时间增加的变化, 是时间函数。基于上式对实验结果进行拟合, 得到的拟合结果与实验结果一致。随后 Zou 等人^[14]继续研究了基体晶体取向对固态时效下界面 IMC 生长动力学的影响, 统计了(011)、(111)和(123)单晶 Cu 在 Sn 钎料中时效不同时间后界面 IMC 厚度的变化, 结果表明 Cu₆Sn₅ 层的厚度与固态时效时间的平方根成正比关系, 表明单晶 Cu 界面处 IMC 的生长也是受扩散机制控制。进一步得到

Cu 在不同单晶 Cu 基体的扩散系数分别为: $D_{011}=1.96 \times 10^{-17} \text{ m}^2/\text{s}$ 、 $D_{111}=2.96 \times 10^{-17} \text{ m}^2/\text{s}$ 和 $D_{123}=2.96 \times 10^{-17} \text{ m}^2/\text{s}$, 表明不同取向单晶 Cu 作为基体时, 其扩散系数的差距较小, 因此可以认为单晶基体取向并不会影响 Cu 的扩散。

Shang 等人^[42-43]对比研究了共晶 Sn-Bi 钎料与单晶 Cu 和多晶 Cu 基体之间的固/固界面反应。研究发现, (001)单晶 Cu 和(111)单晶 Cu 上 Cu₃Sn 的生长速率要低于多晶 Cu 基体。Cu₃Sn 生长动力学数据显示: 在单晶 Cu 上生成 Cu₃Sn 的有效互扩散系数比多晶 Cu 低 1 个数量级: 在 120 °C 下, (001) Cu、(111) Cu 和多晶 Cu 上生成 Cu₃Sn 的有效互扩散系数分别为: $D_{001}=7.0 \times 10^{-19} \text{ m}^2/\text{s}$ 、 $D_{111}=6.3 \times 10^{-19} \text{ m}^2/\text{s}$ 和 $D_{\text{多晶}}=3.9 \times 10^{-18} \text{ m}^2/\text{s}$ 。认为这种差异源于多晶基体上具有更多的形核位置。

综上所述, 回流初期单晶 Cu UBM 可以减缓液/固反应条件下界面 Cu₆Sn₅ 晶粒的生长速率, 而后续的固态时效下不同取向单晶 Cu 作为基体时, 其扩散系数的差距非常小, 而且与多晶 Cu 上的在同一数量级上, 因此可以认为固态时效期间 Cu₆Sn₅ 晶粒的生长速率单晶 Cu 与多晶 Cu 相当。但是, 固态时效条件下 Cu₃Sn 的生长速率单晶 Cu 明显小于多晶 Cu。Cu₃Sn 的生长速度慢将有效减少 Kirkendall 空洞的产生, 有利于提高微小无铅焊点的力学性能和可靠性。

1.5 单晶 Cu UBM 对界面 Kirkendall 空洞的影响

Jian^[51]等人研究了电镀 Cu、多晶 Cu 和单晶 Cu 界面处 Cu₃Sn 在高温时效过程中 Kirkendall 空洞的分布及生长规律。研究发现: 在同一钎料中, 电镀 Cu 比多晶 Cu 上 Cu₃Sn 中的柯肯达尔孔洞多; 然而, 即使在 175 °C 时效 660 h 后, 在单晶 Cu 基体上的 Cu₃Sn 中也未发现 Kirkendall 空洞。Kirkendall 空洞的出现会导致焊点的有效截面积减小, 并促进裂纹的萌生, 降低焊点的可靠性^[52-55]。单晶 Cu 作为基体可有效阻止 Kirkendall 空洞在焊点界面上形成, 从而增加焊点的可靠性。

Dong 等人^[56]研究了(001)单晶 Cu 表面粗糙度对其界面反应的影响。结果显示, 随着焊接时间的增加, 在不同粗糙表面形成的 Cu₆Sn₅ 层厚度趋于一致, 高的粗糙度降低了 Cu₆Sn₅ 晶粒在优选方向形核生长, 同时焊接过程中产生的空气或水蒸气容易被截留并留在粗糙表面上, 在焊接过程中, 残余气体很容易导致空洞的形成, 使界面形成更厚的 IMC 层和更多的空隙。

综上所述, 单晶 Cu 与无铅钎料界面反应具有特殊性: 界面 Cu₆Sn₅ IMC 的形貌为棱晶状, 该化合物具有低的界面能、低的固/液界面反应 Cu₆Sn₅ 生长速率和低的固/固界面反应 Cu₃Sn 生长速率; 单晶 Cu 作为

基体可有效阻碍 Kirkendall 空洞在焊点界面 Cu_3Sn 中形成。这些特性可有效提高焊点的力学性能和长期服役的可靠性。

2 单晶 Ni

金属 Ni 是电子封装中经常使用的另一种基体材料。Liu^[57]等人研究了 Sn-xCu ($x=0.7, 1.5$) 和添加了少量 Ni 的 Sn-xCu-0.1Ni ($x=0.7, 1.5$) 钎料与单晶 Ni 界面 IMC 晶粒形貌的演变规律。同样: (001) 单晶 Ni 晶面与 Sn-1.5Cu , Sn-0.7Cu-0.1Ni 和 Sn-1.5Cu-0.1Ni 液态钎料界面反应生成的 $(\text{Cu,Ni})_6\text{Sn}_5$ 晶粒呈棱晶状或条状, 并且规则排列。但是, 与 Sn-0.7Cu 钎料界面反应生成的 $(\text{Cu,Ni})_6\text{Sn}_5$ 晶粒并非规则排列。这一现象可以用基体与界面 IMC 之间的位相关系以及钎料中 Ni 的加入降低了 Cu 在液态钎料中的溶解极限来解释。

Chen^[58]等人将 Ni 箔插入 $250\text{ }^\circ\text{C}$ 的 Sn-0.6Cu 焊料中 5 min 后发现, 标记的(001)Ni 的界面 $(\text{Cu,Ni})_6\text{Sn}_5$ 表现出明显的择优取向关系, 见图 9。通过 EBSD 和 HR-TEM 分析, 确定其取向关系为:

$$(1\bar{2}0)_{(\text{Cu,Ni})_6\text{Sn}_5} // (1\bar{1}1)_{\text{Ni}}, (001)_{(\text{Cu,Ni})_6\text{Sn}_5} // (110)_{\text{Ni}}$$

由于 $(\text{Cu,Ni})_6\text{Sn}_5/\text{Ni}$ 界面具有取向关系, 因此, 在 $(\text{Cu,Ni})_6\text{Sn}_5$ 和 Ni 之间不存在 Ni_3Sn_4 。他们认为

$(\text{Cu,Ni})_6\text{Sn}_5$ 中的 Cu 和 Sn 主要来自熔融焊料, 因为 $(\text{Cu,Ni})_6\text{Sn}_5$ 中元素的扩散相对缓慢, 基体中的 Ni 原子很难直接扩展至 $(\text{Cu,Ni})_6\text{Sn}_5$ 中, 相反, 它们可能优先溶解到熔融焊料中, 然后与 Cu 和 Sn 共同成核, 最后在 Ni 基体上形成 $(\text{Cu,Ni})_6\text{Sn}_5$ 。

综上所述, 单晶 Ni 与无铅钎料界面反应同样具有特殊性, 由于界面的低错配度使得(001)单晶 Ni UBM 上棱晶状 $(\text{Cu,Ni})_6\text{Sn}_5$ 晶粒规则排列。但是棱晶状 $(\text{Cu,Ni})_6\text{Sn}_5$ 晶粒的生成需要钎料保持较高的 Cu 浓度。然而目前关于单晶 Ni UBM 的研究较少, 单晶 Ni 上规则排列棱晶状 $(\text{Cu,Ni})_6\text{Sn}_5$ 晶粒的形核和生长机制尚不明确, 单晶 Ni 与无铅钎料焊点的电、热、力学等可靠性数据缺乏, 尚无法通过现有的研究结果对单晶 Ni UBM 进行综合评估。

3 单晶 Ag

Zou^[59]等人研究了(001)、(011)和(358)单晶 Ag 与纯 Sn 在 $260\text{ }^\circ\text{C}$ 下的界面反应。结果表明, 在(011)和(358)单晶 Ag 界面上生成的 Ag_3Sn 晶粒均为无规则的多面体结构, 与多晶 Ag 类似^[60]; 而(001)单晶 Ag 晶面上生成的 Ag_3Sn 晶粒形状规则且两边缘平行的多面体结构, 类似于棱晶状 Cu_6Sn_5 , 并且晶粒之间沿着

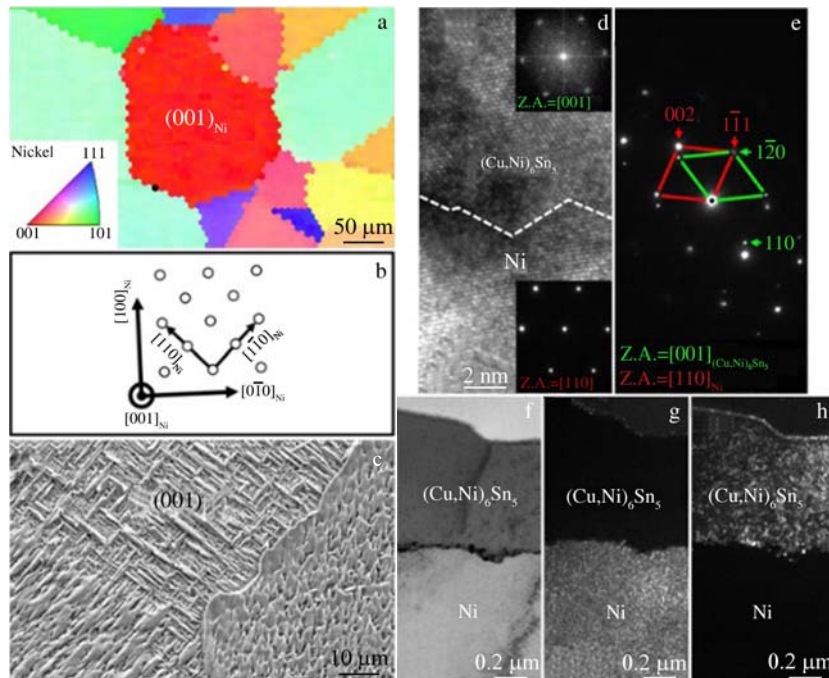


图 9 Ni 基体的 EBSD 分析、焊接后的 $(\text{Cu,Ni})_6\text{Sn}_5$ IMC 的形貌和焊点的 TEM 结构和组织分析

Fig.9 EBSD image of the annealed Ni surface before the soldering reaction (a); lattice orientation of the Ni grain marked by the notation (001) in Fig.9a (b); morphology of the $(\text{Cu,Ni})_6\text{Sn}_5$ formed on the Ni surface in Fig.9a (c); HRTEM interference lattice image of the interface between $(\text{Cu,Ni})_6\text{Sn}_5$ and the (001) Ni grain (d); SAED pattern of the region shown in Fig.9a (e); bright-field image of the interface (f); dark-field images using the (002) Ni (g) and (110) $(\text{Cu,Ni})_6\text{Sn}_5$ spots^[58]

2 个相互垂直的方向生长, 见图 10^[59]。(001)单晶 Ag 上特殊 Ag₃Sn 晶粒的形成归因于 Ag 和 Ag₃Sn 中原子排列的低错度 (3.18%), 导致形成的 Ag₃Sn IMC 层具有强织构, 其与(001)单晶 Ag 的取向关系为:

$$\begin{aligned} & [100]_{\text{Ag}_3\text{Sn}} // [\bar{1}\bar{1}10]_{(009)\text{Ag}} \\ & [100]_{\text{Ag}_3\text{Sn}} // [110]_{(001)\text{Ag}} \\ & (001)_{\text{Ag}_3\text{Sn}} // (001)_{\text{Ag}} \end{aligned}$$

以上结果表明单晶对金属间化合物形貌的影响不是一个特例而是具有共性特征。随后 Zou^[61]等人利用 EBSD 研究了(001)、(011)和(111)单晶 Ag 与 Sn 反应生成 Ag₃Sn 的晶体取向分布。结果表明, 尽管 Ag₃Sn 在(011)和(111)单晶 Ag 基体上生成的 Ag₃Sn 没有特殊形貌, 但是会呈现强织构。由此可以说明 IMC 与基体之间取向关系并不是决定其形貌的本质原因, 且基体的取向仅是决定金属间化合物形貌影响的因素之一。

Zou^[62]等人研究了单晶 Ag 与 Sn-4Ag、Sn-3Cu 和 Sn-37Pb 钎料在 260 °C 液态时效和 160 °C 固态时效过程中 Ag₃Sn 的形貌及生长动力学。结果表明, 在液态时效条件下, Pb 可以有效地延缓液相时效过程中 Ag₃Sn 的生长。在固相时效条件下, 虽然 3 种钎料回流初始试样的 Ag₃Sn 厚度不同, 但是在相同的时效温度下, 界面 Ag₃Sn 的生长速率几乎相同, 说明钎料成分对 Ag₃Sn 的生长速率影响不大。同时, Sn-3Cu/Ag 焊点界面附近的 Cu₆Sn₅ 颗粒经过数天的固态时效后, 出现局部小裂纹, 而当钎料或界面不含 Cu₆Sn₅ 颗粒时, 经过相同的时效时间, 则不存在这种局部小裂纹,

这些裂纹会破坏焊点的力学性能。随后, Zou^[63]等人研究了单晶 Ag 与 Sn-3.8Ag-0.7Cu (SAC) 钎料在 250 °C 的液态时效和 170 °C 的固态时效过程中 Ag₃Sn 的形貌和焊点的拉伸性能。结果表明, 在固、液相时效条件下, Ag₃Sn 的厚度与时效时间的平方根呈线性关系, IMC 的生长动力学均呈抛物线关系, 表明 Ag₃Sn 层的生长动力学由扩散控制。固相时效后, 随着时效时间的延长, Ag₃Sn 逐渐由多面体状形貌演变为平面型, 晶粒尺寸逐渐增大, 且发现 IMC 相中只有 Ag₃Sn 相, 而在所有样品中均未观察到 Ag₅Sn 相。但液态时效后, Ag₃Sn 变得粗糙, 同时, Ag₃Sn 的平均晶粒尺寸也随着时效时间的增加而增大。而液态时效和固态时效时间对单晶 Ag 基体界面 Ag₃Sn 织构的影响甚微。SAC/Ag 单晶焊点的抗拉强度随时效时间的增加并没有明显下降, 说明时效并未严重影响 SAC/Ag 界面特征。

综上所述, 基体晶体取向能够改变界面 IMC 的形貌并不是单晶 Cu 和单晶 Ni 所独有的, 单晶 Ag 取向的改变也能改变界面 Ag₃Sn 的形貌。当 Ag 单晶取向为(001)、(011)和(111)时, 界面 Ag₃Sn IMC 和 Ag 单晶 UBM 间同样存在大量的取向关系而且呈现出一定的织构, 其原因仍是 Ag₃Sn 与单晶 Ag 基体间存在最小错配度方向。然而目前关于单晶 Ag UBM 的研究较少, 单晶 Ag 作为 UBM 的焊点的可靠性数据匮乏, 因此无法通过现有的研究结果对单晶 Ag UBM 进行综合评估。

最后, 结合文献结果对单晶 Cu、单晶 Ni 和单晶 Ag UBM 与界面 IMCs 界面取向关系见表 1。

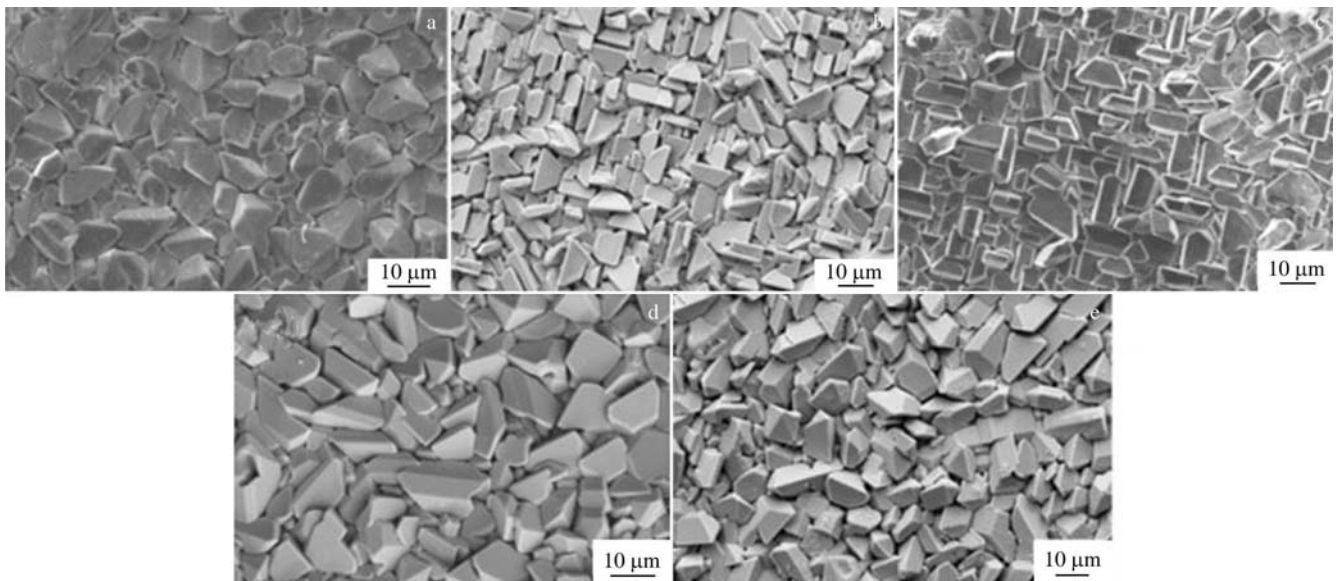


图 10 不同取向的 Ag 基体上形成 Ag₃Sn 晶粒的 SEM 形貌

Fig.10 SEM morphologies of Ag₃Sn grains formed on Ag substrates with different orientations: (a) Ag₃Sn grains formed on polycrystalline Ag; (b, c) (001) Ag single crystal reflowed at 260 °C for 30 and 60 s, respectively; (d) (011) Ag single crystal reflowed at 260 °C for 30 s; (e) (358) Ag single crystal reflowed at 260 °C for 30 s^[59]

表 1 单晶 UBM 及界面 IMCs 的各种界面取向关系

Table 1 Various interfacial orientation relationships for single crystal UBM and interfacial IMCs

Substrate orientation	(100)	(110)	(111)	Random
Cu/Cu ₆ Sn ₅ ^[12-13]	Regular prism-type {100} _{Cu} // {010} _{Cu₆Sn₅} {100} _{Cu} // {102} _{Cu₆Sn₅}	Scallop-type {110} _{Cu} // {132} _{Cu₆Sn₅} {110} _{Cu} // {132} _{Cu₆Sn₅} {110} _{Cu} // {112} _{Cu₆Sn₅} {110} _{Cu} // {201} _{Cu₆Sn₅} {110} _{Cu} // {102} _{Cu₆Sn₅}	Regular prism-type {111} _{Cu} // {010} _{Cu₆Sn₅} {111} _{Cu} // {112} _{Cu₆Sn₅} {111} _{Cu} // {112} _{Cu₆Sn₅} {111} _{Cu} // {122} _{Cu₆Sn₅}	Scallop-type
Ag/Ag ₃ Sn ^[57]	Regular faceted (001) _{Ag} // (001) _{Ag₃Sn}	Faceted {1,1,0} _{Ag} // {0,16,25} _{Ag₃Sn} {1,1,0} _{Ag} // {0,8,25} _{Ag₃Sn} {110} _{Ag} // {010} _{Ag₃Sn} {110} _{Ag} // {001} _{Ag₃Sn}	Faceted {111} _{Ag} // {100} _{Ag₃Sn} {111} _{Ag} // {010} _{Ag₃Sn}	Faceted
Ni/(Cu,Ni) ₆ Sn ₅ ^[56]	No regular arrangement	Regular prism-type [110] _{Ni} // (001) _{(Cu,Ni)₆Sn₅}	Regular prism-type [111] _{Ni} // (120) _{(Cu,Ni)₆Sn₅}	No regular arrangement

4 结果与展望

1) 对于单晶 Cu UBM 主要关注了棱晶状 Cu₆Sn₅ IMC 晶粒的形成本质以及所必需的基体取向、回流温度、回流时间和钎料成分等条件，其中任何一个因素的改变都有可能改变金属间化合物形貌。随着反应温度的升高，在微焊点的界面上更容易形成棱晶状的 Cu₆Sn₅ 晶粒，反之更容易形成扇贝状的 Cu₆Sn₅ 晶粒；随着反应时间的延长，棱晶状的 Cu₆Sn₅ 晶粒逐渐向扇贝状转变；随着钎料中 Cu 浓度的升高，在微焊点的界面上更容易形成扇贝状的 Cu₆Sn₅ 晶粒。上述因素可以简单地概括为内部因素(化合物类型、晶体取向)和外部因素(回流温度、回流时间)。因此，可以通过改变这些参数以获取所需形貌的界面金属间化合物；电流驱动和热梯度可以调控 Cu₆Sn₅ 晶体取向；界面 Cu₃Sn IMC 晶粒呈现择优取向生长；界面 Cu₆Sn₅ 生长动力学较多晶 Cu UBM 慢；有效抑制了界面柯肯达尔空洞的萌生。

2) 对于单晶 Ni UBM 主要关注了棱晶状 (Cu,Ni)₆Sn₅ IMC 晶粒的形成本质及规律：单晶 Ni 与无铅钎料界面反应同样具有特殊性，由于界面的低错配度使得(001)单晶 Ni UBM 上棱晶状(Cu,Ni)₆Sn₅ 晶粒规则排列。但是棱晶状(Cu,Ni)₆Sn₅ 晶粒的生成需要钎料保持较高的 Cu 浓度。

3) 对于单晶 Ag UBM 主要关注了形状规则、两边缘平行的多面体状 Ag₃Sn 晶粒的形成本质及规律：当 Ag 单晶取向为(001)、(011)和(111)时，界面 Ag₃Sn IMC 和 Ag 单晶 UBM 间同样存在大量的取向关系而且呈现出一定的织构，其原因仍是 Ag₃Sn 与单晶 Ag 基体间存在最小错配度方向。

目前关于单晶 UBM 材料在电子封装中应用的研究十分有限，关于单晶 UBM 与无铅钎料之间的固/液

界面反应、固/固界面反应、电迁移以及单晶无铅焊点的可靠性等基础科学问题仍需要深入研究。针对上述问题并结合本课题组最近在单晶 UBM 方面的一些研究成果，对未来的研究趋势进行如下展望：

1) 多晶 Cu UBM 界面上通常生成扇贝状 Cu₆Sn₅，在热循环等动态加载条件下，裂纹易于在扇贝状晶粒中萌生从而导致失效。单晶 UBM 上规则排列的棱晶状 Cu₆Sn₅ 晶粒的形核、生长机制及其对互连热疲劳、热循环、剪切等可靠性的影响亟需重点研究。

2) 互连 Sn 基凸点的形成与界面 IMC 特征和互连工艺条件密切相关；同时，由于β-Sn 的晶体点阵结构特点（体心四方结构，a=b=0.583 nm；c=0.318 nm），其物理性能（电导率、热膨胀系数 CTE、弹性模量、扩散系数、激活能等）、力学特性及原子扩散迁移都会呈现强烈的各向异性。研究单晶 UBM 上 Sn 基钎料的凝固行为和组织结构特征对优化互连工艺、评价互连可靠性具有重要的指导意义。

参考文献 References

[1] Shi Yiping(史益平), Xue Songbai(薛松柏), Wang Jianxin(王俭辛) *et al. Welding & Joining(焊接)*[J], 2007, 4: 14

[2] Zou Qingbin(邹庆斌). *Thesis for Doctorate(博士论文)*[D]. Tianjin: Tianjin University, 2011

[3] Wang Yaoli(王要利), Zhang Keke(张柯柯), Qiao Xinhe(乔新贺) *et al. The Chinese Journal of Nonferrous Metals(中国有色金属学报)*[J], 2012, 22(5): 1407

[4] Wang F J, Li D Y, Tian S *et al. Microelectronics Reliability*[J], 2017, 73: 106

[5] Zeng Fanhua(曾繁华), Wu Jing(吴静). *Scientific Management Research(科学管理研究)*[J], 2021, 39(1): 63

[6] Lu D, Wong C P. *Advanced Print Circuit Board Materials* [M].

- Germany: Springer, 2009: 91
- [7] Lau J H. *Microelectronics International*[J], 2011, 28(2): 8
- [8] Wang Xingxing(王星星), Wu Gang(吴 港), He Peng(何 鹏) *et al. Rare Metal Materials and Engineering* (稀有金属材料与工程) [J], 2022, 51(7): 2689
- [9] Long Weimin(龙伟民), Zhao Yue(赵 月), Zhong Sujuan(钟素娟) *et al. Rare Metal Materials and Engineering* (稀有金属材料与工程)[J], 2021, 50(1): 7
- [10] Desai S B, Madhvapathy S R, Sachid A B *et al. Science* [J], 2016, 354(6308): 99
- [11] Yan L, Goyal D. *3D Microelectronic Packaging: from Fundamentals to Applications* [M]. Germany: Springer, 2017: 17
- [12] Suh J O, Tu K N, Tamura N. *Applied Physics Letters*[J], 2007, 91: 051 907
- [13] Zhang Z H, Cao H J, Li M Y *et al. Materials & Design*[J], 2016, 94: 280
- [14] Zou H F, Yang H J, Zhang Z F. *Acta Materialia*[J], 2008, 56(11): 2649
- [15] Zou Hefei(邹鹤飞). *Thesis for Doctorate*(博士论文)[D]. Shenyang: Institute of Metal Research, Chinese Academy of Sciences, 2010
- [16] Ke J H, Gao Y, Kao C R *et al. Acta Materialia*[J], 2016, 113: 245
- [17] Cui Y P, Huang M L. *2009 International Conference on Electronic Packaging Technology & High Density Packaging* [C]. Beijing: IEEE, 2009: 503
- [18] Cui Yipeng(崔益鹏). *Thesis for Master*(硕士论文)[D]. Dalian: Dalian University of Technology, 2009
- [19] Tian Y H, Zhang R, Hang C J *et al. Materials Characterization*[J], 2014, 88: 58
- [20] Liu Huan(刘 欢). *Thesis for Master*(硕士论文)[D]. Dalian: Dalian University of Technology, 2011
- [21] Zhang Z H, Li M Y, Liu Z Q *et al. Acta Materialia*[J], 2016, 104: 1
- [22] Sujana G K, Haseeb A S M A, Amalina M A *et al. 36th International Electronics Manufacturing Technology Conference*[C]. Johor: IEEE, 2014
- [23] Ma H R, Dong C, Chen J *et al. Journal of Materials Science Materials in Electronics*[J], 2020, 31(23): 5966
- [24] Ma H R, Dong C, Zhao N *et al. Materials Letters*[J], 2020, 265(127327): 1
- [25] Ma H R, Dong C, Priyanka P *et al. Materials Characterization*[J], 2020, 166(110449): 1
- [26] Dong C, Ma H R, Sun L Y *et al. Journal of Materials Science: Materials in Electronics*[J], 2020, 31(21335): 1
- [27] Dong C, Shang M, Chen F *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2021, 885(161205): 1
- [28] Ma H R, Dong C, Shang M *et al. Materials Characterization*[J], 2021, 171(110830): 1
- [29] Jiang L, Jiang H Q, Chawla N. *Journal of Electronic Materials*[J], 2012, 41(8): 2083
- [30] Liu C Y, Hu Y J, Liu Y S *et al. Acta Materialia*[J], 2013, 61(15): 5713
- [31] Zhang Z H, Cao H J, Xiao Y *et al. 2014 15th International Conference on Electronic Packaging Technology*[C]. Chengdu: IEEE, 2014: 1056
- [32] Cao H J, Zhang Z H. *2016 17th International Conference on Electronic Packaging Technology (ICEPT)*[C]. Wuhan: IEEE, 2016: 352
- [33] Zhang Z J, Huang M L, Zhao N. *Journal of Applied Physics*[J], 2017, 121(13): 136102.1
- [34] Huang M L, Zhang Z J, Zhao N, *et al. Scripta Materialia*[J], 2013, 68(11): 853
- [35] Huang M L, Zhang Z J, Zhao N, *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2015, 619: 667
- [36] Zhang Z J, Huang M L. *Journal of Electronic Materials*[J], 2021, 50(4): 2111
- [37] Zhang Zhijie(张志杰), Huang Mingliang(黄明亮). *Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 2020, 56(10): 1386
- [38] Zhang Z J, Huang M L. *Journal of Materials Science*[J], 2019, 54(10): 7975
- [39] Huang M L, Zhang Z J, Yang F *et al. 2016 IEEE 66th Electronic Components and Technology Conference (ECTC)* [C]. Las Vegas: IEEE, 2016: 1216
- [40] Zhong Y, Zhao N, Liu C Y *et al. Applied Physics Letters*[J], 2017, 111(223502): 1
- [41] Qiao Y Y, Liu X Y, Zhao N *et al. Journal of Materials Science and Technology*[J], 2021, 95: 29
- [42] Shang P J, Liu Z Q, Li D X *et al. Scripta Materialia*[J], 2008, 59(3): 317
- [43] Shang P J, Liu Z Q, Pang X Y *et al. Acta Materialia*[J], 2009, 57(16): 4697
- [44] Shang P J, Liu Z Q, Li D X *et al. 2010 11th International Conference on Electronic Packaging Technology & High Density Packaging*[C]. Xi'an: IEEE, 2010: 165
- [45] Zhang R, Tian Y H, Hang C J *et al. Materials Letters*[J], 2013, 110: 137
- [46] Zou H F, Yang H J, Zhang Z F. *Journal of Applied Physics*[J], 2009, 106(113512): 1
- [47] Zou H F, Yang H J, Zhang Z F. *2009 International*

- Conference on Electronic Packaging Technology & High Density Packaging*[C]. Beijing: IEEE, 2009: 1212
- [48] Johnson C A. *Surface Science*[J], 1965, 3(5): 429
- [49] Michel P. *Scripta Materialia*[J], 2005, 52(8): 709
- [50] Kim H K, Tu K N. *Physical Review B*[J], 1996, 53(23): 16 027
- [51] Jian Z, Mo L P, Wu F S, et al. *2010 11th International Conference on Electronic Packaging Technology & High Density Packaging*[C]. Xi'an: IEEE, 2010: 944
- [52] Kim J, Yu J, Kim S H. *Acta Materialia*[J], 2009, 57(17): 5001
- [53] Borgesen P, Yin L, Kondos P et al. *2007 Proceedings 57th Electronic Components and Technology Conference*[C]. Sparks: IEEE, 2007: 136
- [54] Mei Z, Ahmad M, Hu M et al. *Proceedings Electronic Components and Technology*[C]. Lake Buena Vista: IEEE, 2005: 415
- [55] Chiu T C, Zeng K, Stierman R et al. *Proceedings 54th Electronic Components and Technology Conference*[C]. Las Vegas: IEEE, 2004: 1
- [56] Dong C, Shang M, Ma H R, et al. *Vacuum*[J], 2022, 197: 110 816
- [57] Liu H, Huang M L, Ma H T et al. *2010 11th International Conference on Electronic Packaging Technology & High Density Packaging*[C]. Xi'an: IEEE, 2010: 293
- [58] Chen W M, Yang T L, Chung C K, et al. *Scripta Materialia*[J], 2011, 65(4): 331
- [59] Zou H F, Yang H J, Tan J, et al. *Journal of Materials Research*[J], 2009, 24(6): 2141
- [60] Lin C P, Chen C M, Yen Y W, et al. *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2011, 509(8): 3509
- [61] Zou H F, Zhang Z F. *Journal of Applied Physics*[J], 2010, 108(103518): 1
- [62] Zou H F, Zhang Z F. *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2009, 469: 207
- [63] Zou H F, Zhu Q S, Zhang Z F. *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2008, 461: 410

Research Progress of Single Crystal UBM in Electronic Packaging Micro-interconnects

Gao Xing, Zhang Zhijie, Shi Quan, Zhou Xu, Wei Hong, Geng Yaoxiang

(School of Materials Science and Engineering, Jiangsu University of Science and Technology, Zhenjiang 212003, China)

Abstract: With the development of electronic packaging and manufacturing technology to high performance and miniaturization, 3D (three dimensional) packaging has become an important development direction in the field of electronic packaging and manufacturing technology in the future. 3D packaging with high-density and high-reliability is the key technology for the transformation and upgrading of the IC (integrated circuit) industry. 3D packaging will reduce the size of chip bump interconnection interface to the sub-micron or nano level, making the size of the UBM (under-bump metallization) pad rapidly decrease and may contain only a few or even a single grain. The roof-type Cu_6Sn_5 grain formed by the interfacial reactions on single crystals (001) Cu and (111) Cu shows preferred orientation, resulting in different electrical properties, strength and hardness. Therefore, the crystal orientation of the UBM will have a significant effect on the nucleation and growth process of interfacial intermetallic compounds (IMCs), and the properties of interfacial IMCs will directly affect the reliability of bumps in the micro/nano-scale interconnects. Therefore, using single crystal as UBM to study the transport of interfacial materials and the growth pattern of IMCs has important theoretical and application values. In this paper, the interfacial reaction of solder joints with single crystal Cu, Ni and Ag in recent years is comprehensively analyzed, and the formation conditions of IMC grains with special morphology on single crystal UBM, the orientation relationship between IMC and single crystal substrate, the growth kinetic process of IMC, the formation law of Kirkendall voids, the crystal orientation control method of IMC on single crystal UBM, and the influence of crystal orientation on the mechanical properties and reliability of lead-free solder joints were summarized. It provides guidance for evaluating the mechanical properties and reliability of single crystal UBM.

Key words: 3D packaging; single crystal Cu; single crystal Ni; single crystal Ag; interfacial reaction

Corresponding author: Zhang Zhijie, Ph. D., Associate Professor, School of Materials Science and Engineering, Jiangsu University of Science and Technology, Zhenjiang 212003, P. R. China, Tel: 0086-511-84401184, E-mail: zjzhang@just.edu.cn