文章编号：1004-0609(2013)04-1073-06

Cu-Ni 交互作用对 Cu/Sn/Ni 焊点液−固界面反应的影响

黄明亮[1,2]，陈雷达[1,2]，赵　宁[1,2]

(1. 大连理工大学 材料科学与工程学院，大连 116024；
2. 大连理工大学 辽宁省先进连接技术重点实验室，大连 116024)

摘　要：研究 Cu/Sn/Ni 焊点在 250 ℃液−固界面反应过程中 Cu-Ni 交互作用对界面反应的影响。结果表明：液−固界面反应 10 min 后，Cu-Ni 交互作用就已经发生，Sn/Cu 及 Sn/Ni 界面金属间化合物(IMCs)由浸焊后的 Cu_6Sn_5 和 Ni_3Sn_4 均转变为$(Cu,Ni)_6Sn_5$，界面 IMCs 形貌也由扇贝状转变为短棒状。在随后的液−固界面反应过程中，两界面 IMCs 均保持为$(Cu,Ni)_6Sn_5$类型，但随着反应的进行，界面 IMC 的形貌变得更加凸凹不平。Sn/Cu 和 Sn/Ni 界面 IMCs 厚度均随液−固界面反应时间的延长不断增加，界面 IMCs 生长指数分别为 0.32 和 0.61。在液−固界面反应初始阶段，Sn/Cu 界面 IMC 的厚度大于 Sn/Ni 界面 IMC 的厚度；液−固界面反应 2 h 后，由于 Cu-Ni 交互作用，Sn/Cu 界面 IMC 的厚度要小于 Sn/Ni 界面 IMC 的厚度，并在液−固界面反应 6 h 后分别达到 15.78 和 23.44 μm。
关键词：Cu-Ni 交互作用；液−固界面反应；Cu/Sn/Ni 焊点；金属间化合物
中图分类号：TG425.1　　**文献标志码**：A

Effect of Cu-Ni cross-solder interaction on liquid-solid interfacial reaction in Cu/Sn/Ni solder joint

HUANG Ming-liang[1,2], CHEN Lei-da[1,2], ZHAO Ning[1,2]

(1. School of Materials Science and Engineering, Dalian University of Technology, Dalian 116024, China;
2. Key Laboratory of Liaoning Advanced Welding and Joining Technology, Dalian University of Technology, Dalian 116024, China)

Abstract: The effect of Cu-Ni cross-solder interaction on liquid-solid interfacial reaction in Cu/Sn/Ni solder joint at 250 ℃ was investigated. The results show that the Cu-Ni cross-solder interaction occurs after liquid-solid reaction for 10 min, the initial Cu_6Sn_5 and Ni_3Sn_4 form during immersing soldering at the Sn/Cu and Sn/Ni interfaces, and both transform into $(Cu,Ni)_6Sn_5$, their morphologies change from scallop shape to rod shape. With increasing reaction time, the interfacial IMCs remain as $(Cu,Ni)_6Sn_5$, while their morphologies become more uneven. The IMCs at the Sn/Cu and Sn/Ni interfaces grow thicker with increasing reaction time, and their growth indexes are 0.32 and 0.61, respectively. At the beginning of the liquid-solid reaction, the Sn/Cu interfacial IMC is thicker than the Sn/Ni interfacial IMC. However, after liquid-solid reaction for 2 h, the result reverses due to the Cu-Ni cross-solder interaction, and the thicknesses reach 15.78 and 23.44 μm after reaction for 6 h, respectively.
Key words: Cu-Ni cross-solder interaction; Cu/Sn/Ni solder joint; liquid-solid interfacial reaction; intermetallic compound

电子封装技术中 Cu 作为倒装芯片凸点下金属层(UBM)被广泛使用，但是，大量的研究表明，钎料凸点与 Cu 基 UBM 的反应速率很快，在钎焊过程中会形成一层较厚的金属间化合物(IMC)，严重影响微小焊

基金项目：国家自然科学基金资助项目(51171036)；高等学校博士学科点专项科研基金资助项目(20120041120038)
收稿日期：2012-07-11；**修订日期**：2012-12-30
通信作者：黄明亮，教授，博士；电话：0411-84706595；E-mail: huang@dlut.edu.cn

点的可靠性[1−2]。Ni 与钎料凸点的反应速率远远低于 Cu 和钎料凸点的反应速率，因此，Ni 作为 UBM 也广泛应用在电子封装芯片互连技术中[3]。目前，Cu/solder/Ni 焊点结构已取代 Cu/solder/Cu 焊点结构成为常见的芯片互连形式。近年来，随着高密度封装的不断发展，凸点的尺寸持续减小。当凸点的尺寸减小到微米级时，凸点两侧的界面不再是相对独立的体系，而是相互联系、相互影响，这主要体现在微小焊点中一侧的 Ni 或 Cu 金属层原子会扩散越过钎料到达对面一侧界面，并在界面处发生 Cu-Ni 交互作用[4−6]。

近年来，国内外对 Cu、Ni 在界面反应过程中的作用进行了大量研究[7−9]。HO 等[7]研究发现，Sn-Ag-*x*Cu 钎料与 Ni 基板在 250 ℃条件下液−固界面反应时，界面 IMC 的类型与钎料中 Cu 浓度有很大关系：当钎料中 Cu 含量低于 0.2%(质量分数)时，在界面处生成$(Ni,Cu)_3Sn_4$；当钎料中 Cu 含量高于 0.6%时，在界面处生成$(Cu,Ni)_6Sn_5$；当钎料中 Cu 含量介于 0.4%到 0.5%之间时，界面处既生成$(Ni,Cu)_3Sn_4$，又生成$(Cu,Ni)_6Sn_5$。TSAI 等[8]研究发现，Sn-3.5Ag 钎料中添加不同含量的 Ni 会对 Sn-3.5Ag-*x*Ni/Cu 界面反应产生影响，Ni 的添加虽然不能改变界面 IMC 的类型，但会改变其厚度及形貌。Sn-3.5Ag/Cu 界面处的 IMC 为致密的层状结构，当钎料中加入 Ni 元素后，界面 IMC 转变为疏松的多孔状结构，而且厚度大于未添加 Ni 时的厚度。此外，本课题组的前期研究结果表明，基体中 Cu、Ni 的溶解、扩散及交互作用对界面反应具有显著的影响[10−12]。由此可见，Cu 和 Ni 作为参与凸点界面反应中的重要元素，即使含量很微小也会显著影响界面反应的进程。

对于 Cu/solder/Ni 焊点结构，在封装工艺过程中，UBM 中的 Cu 和 Ni 原子会溶解并扩散越过钎料参与对面一侧的界面反应，进而对微小焊点的可靠性产生影响。在 Cu/solder/Ni 焊点中，Cu 和 Ni 作为无限的扩散源对界面反应的影响必然不同于微量的 Cu 和 Ni 对界面反应的影响。因此，本文作者采用 Cu/Sn/Ni 线性焊点(即采用目前业界常见的焊点间距)研究液−固界面反应过程中 Cu 与 Ni 交互作用及其对界面反应产物及生长动力学的影响。

1 实验

采用浸焊的方法来制备 Cu/Sn/Ni 线性焊点。先将 Cu 块和 Ni 块(5 mm×7 mm×12 mm)的端面(5 mm×7 mm)进行预磨、抛光，然后电镀一层 3 μm 厚的 Sn，以增加润湿性并避免钎焊孔洞出现。在 Cu 块和 Ni 块之间放置两根直径为 200 μm 的不锈钢丝以控制焊点间距，将固定好的试样浸入 300 g 液态纯 Sn 中进行钎焊，钎焊温度为 260 ℃、时间为 10 s。然后，将试样立即取出并水冷至室温。将钎焊后的试样线切割加工制成横截面尺寸约为 600 μm×600 μm 的条状试样，最后再将这些条状试样的 4 个侧面分别进行预磨抛光处理制备成横截面尺寸为 300 μm×300 μm 的线性焊点。图 1 所示为 Cu/Sn/Ni 线性焊点的液−固界面反应装置示意图。液−固界面反应实验在油浴中进行，将线性焊点水平放置在矩形玻璃上，用密封胶将试样固定在载玻片上，然后用特制的金属夹具进行固定，最后将整个装置放入温度为 250 ℃的油浴中进行液−固界面反应，反应时间分别为 10 min、30 min、1 h、2 h、4 h 和 6 h。

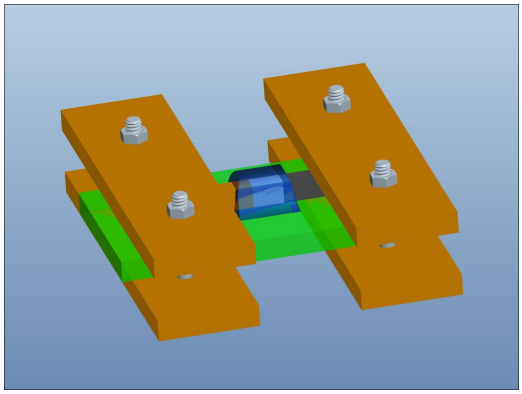

图 1 Cu/Sn/Ni 线性焊点液−固界面反应示意图

Fig. 1 Schematic diagram of liquid-solid interfacial reaction of line-type Cu/Sn/Ni interconnect

液−固界面反应后的线性焊点首先进行预磨，然后再依次用直径分别为 1.5 和 0.5 μm 的金刚石抛光膏进行抛光。抛光后再用 92%酒精−5%硝酸−3%盐酸(体积分数)的腐蚀液进行腐蚀，腐蚀时间为 10 s。采用 JSM−5600LV 型扫描电子显微镜和 EPMA−1600 型电子探针分别对界面金属间化合物的形貌与成分进行观察与分析。采用 Q500IW 型图像分析软件测定 SEM 照片中界面 IMC 层的面积，然后除以测量区域的总长度，得到界面 IMC 层的平均厚度。为了结果更加准确，每个界面取 3 张照片，每张照片测量 3 次，最后取平均值。

2 结果与分析

图 2 所示为 Cu/Sn/Ni 焊点在 260 ℃下浸焊反应

10 s 后的微观组织。浸焊后 Cu 基板和 Ni 基板之间形成了良好的连接，Cu 和 Ni 的实际间距为(210±5) μm。在焊点两侧的 Sn/Ni 和 Sn/Cu 界面上均生成了扇贝状的 IMC。EPMA 分析得 Sn/Ni 界面 IMC 为 Ni_3Sn_4，Sn/Cu 界面 IMC 为 Cu_6Sn_5，由此可见，在短时浸焊反应后并没有发生 Cu-Ni 交互作用。测量得到 Ni_3Sn_4 层和 Cu_6Sn_5 层的厚度分别为 0.25 μm 和 0.30 μm。在钎料基体中观察到细小的共晶组织。WANG 和 LIU[13]研究了 Cu/Sn/Ni 焊点在 250 ℃条件下的液−固界面反应，发现当反应时间小于 1 min 时，Sn/Ni 界面 IMC 的生长速率小于 Sn/Cu 界面 IMC 的生长速率，这与本实验的结果相吻合。

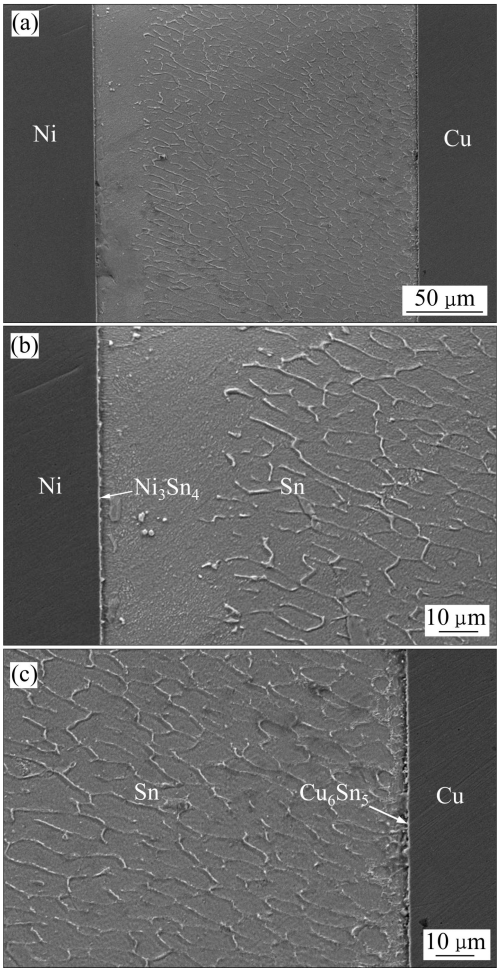

图 2　浸焊后 Cu/Sn/Ni 焊点的微观组织

Fig. 2　Microstructures of Cu/Sn/Ni interconnect after immersing soldering: (a) Entire micrograph; (b) Sn/Ni interface; (c) Sn/Cu interface

图 3 所示为 Cu/Sn/Ni 焊点在 250 ℃液−固界面反应不同时间后界面微观组织演变。图 3(a)、(c)、(e)、(g)为 Sn/Ni 界面，图 3(b)、(d)、(f)、(h)为 Sn/Cu 界面。由图 3(a)可知，液−固界面反应 10 min 后，Sn/Ni 界面 IMC 已由初始的 Ni_3Sn_4 转变为 Cu_6Sn_5 类型，EPMA 分析显示其具体成分为$(Cu_{0.83}Ni_{0.17})_6Sn_5$。在钎焊过程中，从 Sn/Cu 界面处溶解到液态钎料中的大量 Cu 原子会在化学势梯度的驱动下扩散到 Sn/Ni 界面并参与界面反应，由于 Cu_6Sn_5 具有更低的吉布斯自由能[14]，促使界面 IMC 由 Ni_3Sn_4 转变为$(Cu_{0.83}Ni_{0.17})_6Sn_5$。同样，Sn/Ni 界面处的 Ni 原子溶解到液态钎料中后，也会在化学势梯度的驱动下扩散到 Sn/Cu 界面并参与界面反应，但界面 IMC 仍为 Cu_6Sn_5 类型，如图 3(b)所示。同时，由于 Ni 的溶解速率较低，Sn/Cu 界面 IMC 为$(Cu_{0.92}Ni_{0.08})_6Sn_5$，仅含有少量的 Ni 原子。此外，Sn/Ni 和 Sn/Cu 界面 IMCs 形貌均由初始的扇贝状转变为短棒状，厚度分别为 2.59 μm 和 4.88 μm。在钎料基体中均匀分布着颗粒状的 IMC，EPMA 分析表明这些颗粒状的 IMC 为$(Cu,Ni)_6Sn_5$。WANG 和 LIU[13]的研究同样发现，经过 1 min 后，在 Sn/Cu 和 Sn/Ni 界面上均生成了$(Cu,Ni)_6Sn_5$ IMC，但界面 IMC 的形貌却有所不同，这主要是由于焊点两侧界面的间距有所不同(本研究中焊点的间距为 200 μm，而文献[13]中焊点的间距为 100 μm)，从而导致焊点中元素的扩散行为及界面处 Cu、Ni 元素的原子浓度有所不同。可见，焊点间距对 Cu-Ni 交互作用及界面反应有重要影响。

Cu 原子和 Ni 原子在液态 Sn 中的扩散速率均为 10^{-5} cm^2/s 数量级[15]，其扩散距离可表示为

$$S=\sqrt{Dt} \tag{1}$$

式中：S 为扩散距离，D 为扩散速率，t 为扩散时间。

根据式(1)计算可知，在本研究条件下，Cu 原子和 Ni 原子仅需要 40 s 就可以扩散到焊点对面一侧，可见液−固界面反应 10 min 后，Cu-Ni 必将发生交互作用，并导致 Sn/Ni 界面 IMC 类型发生转变(由 Ni_3Sn_4 转变成 Cu_6Sn_5 类型)，两侧界面处的 IMC 形貌也发生转变。

如图 3(c)和(d)所示，液−固界面反应 30 min 后，钎料中的颗粒状 IMC 越来越多。Sn/Cu 和 Sn/Ni 界面 IMC 厚度进一步增加，分别达到 6.17 和 4.93 μm。界面 IMC 仍然为$(Cu,Ni)_6Sn_5$ 类型，EPMA 分析可知 Sn/Cu 和 Sn/Ni 界面 IMC 的成分分别为$(Cu_{0.90}Ni_{0.10})_6Sn_5$ 和$(Cu_{0.83}Ni_{0.17})_6Sn_5$。Sn/Ni 界面处的$(Cu,Ni)_6Sn_5$ 由短棒状逐渐转变为长棒状。在 Sn/Cu 界面处并未发现有 Cu_3Sn 生成，这是由于 Ni 的存在抑制了 Cu_3Sn 的生长。WATANABE 等[16]研究了 Ni 对 Sn-Ag-Cu/Cu 液−固界面反应的影响，发现当钎料中加入微量 Ni 元素时，能够明显抑制 Cu_6Sn_5/Cu 界面处

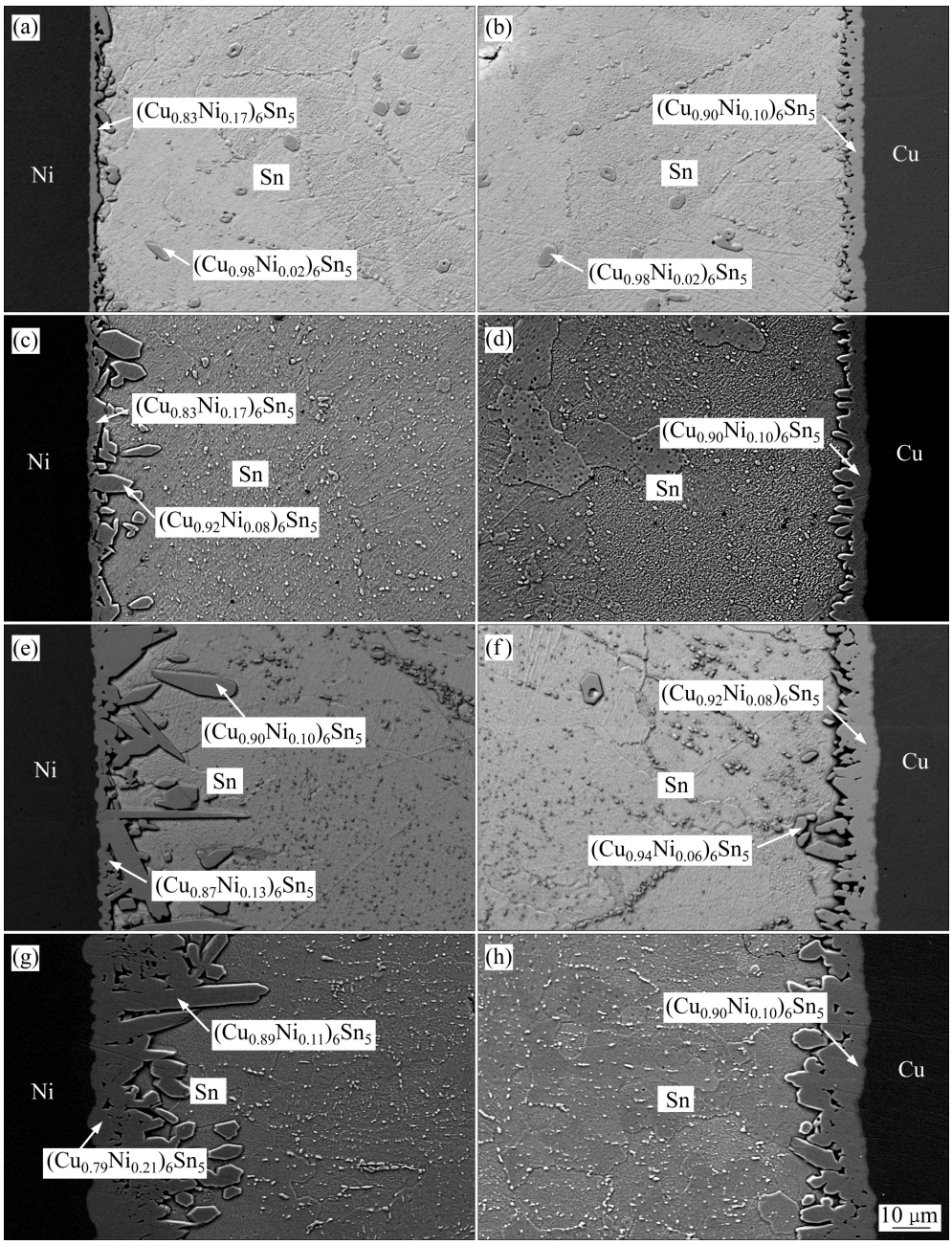

图 3 Cu/Sn/Ni 焊点在 250 ℃液−固界面反应过程中界面组织演变

Fig. 3 Microstructures evolutions of Cu/Sn/Ni interconnects during liquid-solid interfacial reaction at 250 ℃: (a), (c), (e), (g) Sn/Ni interfaces; (b), (d), (f), (h) Sn/Cu interfaces

Cu_3Sn 层的生长，这与本实验结果相吻合。

如图 3(e)和(f)所示，液−固界面反应 2 h 后，Sn/Ni 和 Sn/Cu 界面 IMC 继续增厚，分别达到了 11.31 和 10.33 μm。此时，Sn/Ni 界面上 IMC 的厚度要比 Sn/Cu 界面上 IMC 的厚。由此可见，Cu/Sn/Ni 焊点在液−固界面反应过程中，Sn/Cu 和 Sn/Ni 界面处的 IMC 虽然均为$(Cu,Ni)_6Sn_5$类型，并且均随液−固界面反应时间的增加而增厚，但是其具有不同的生长速率。在液−固界面反应初期，Sn/Cu 界面 IMC 的生长速率要大于 Sn/Ni 界面 IMC 的生长速率，而经过一段时间后，Sn/Ni 界面 IMC 的生长速率要大于 Sn/Cu 界面处 IMC 的生长速率。EPMA 分析可知，Sn/Cu 和 Sn/Ni 界面 IMC 的成分分别为$(Cu_{0.92}Ni_{0.08})_6Sn_5$和$(Cu_{0.87}Ni_{0.13})_6Sn_5$。液−固界面反应 2 h 后，Sn/Ni 界面$(Cu,Ni)_6Sn_5$由短棒状转变为长棒状。

如图 3(g)和(h)所示，液−固界面反应 6 h 后，Sn/Cu 和 Sn/Ni 界面 IMC 的厚度分别达到 15.78 和 23.44 μm。即使液−固界面反应进行了 6 h，Sn/Ni 界面 IMC 仍然为$(Cu,Ni)_6Sn_5$，在$(Cu,Ni)_6Sn_5$/Ni 的界面处并没有生成$(Ni,Cu)_3Sn_4$；Sn/Cu 界面 IMC 也为$(Cu,Ni)_6Sn_5$，并未

发现 Cu_3Sn 层的生成。EPMA 分析显示，Sn/Ni 和 Sn/Cu 界面 IMC 的成分分别为 $(Cu_{0.89}Ni_{0.11})_6Sn_5$(图 3(g))和 $(Cu_{0.90}Ni_{0.10})_6Sn_5$(图 3(h))。与液−固界面反应 2 h 后的焊点相比，Sn/Cu 界面 IMC 的厚度仅增加了 4.47 μm，而 Sn/Ni 界面 IMC 的厚度则增加了 13.11 μm。由此可见，随着液−固界面反应时间的延长，Sn/Cu 界面 IMC 的增长越来越缓慢，而 Sn/Ni 界面 IMC 的增长却越来越快。

图 4 所示为 250 ℃时 Sn-Cu-Ni 三元相图的等温截面图[13]。由图 4 可知，Cu 在 Sn 中的饱和溶解度约为 1.2%(质量分数)，当 Sn 中含有 0.2%的 Ni 时，Cu 在 Sn 中的饱和溶解度就会下降到 0.6%。Ni 在 Sn 中的饱和溶解度约为 0.2%，但当 Sn 中溶解有少量的 Cu 时(低于 0.6%)，Ni 在 Sn 中的溶解度变化并不大，只有当 Cu 含量高于 0.6%时，Ni 在 Sn 中的饱和溶解度才会下降。对 Cu/Sn/Ni 焊点而言，Sn/Cu 界面附近钎料中的 Cu 浓度要大于 Sn/Ni 界面附近钎料中的 Cu 浓度，因此，Cu 原子在钎料中存在一个浓度梯度，在该浓度梯度的作用下，Cu 原子会不断地从 Cu 端扩散到 Ni 端；而 Sn/Ni 界面附近钎料中的 Ni 原子浓度虽然比 Sn/Cu 界面附近钎料中的 Ni 原子浓度大，但是与 Cu 原子在钎料中的浓度梯度相比要小很多，所以，Ni 原子在钎料中的扩散通量要明显小于 Cu 原子在钎料中的扩散通量。

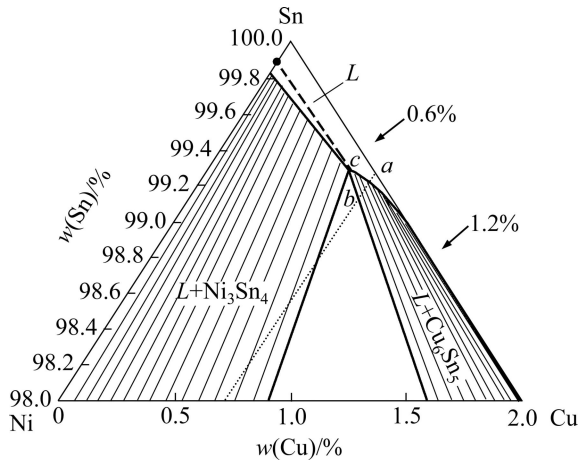

图 4　250 ℃下 Sn-Cu-Ni 等温相图富 Sn 角处放大示意图[13]

Fig. 4　Enlarged Sn corner of isothermal section of Sn-Cu-Ni ternary phase diagram at 250 ℃[13]

液−固界面反应过程中界面 IMC 的厚度与反应时间的关系可用以下经验公式表示：

$$h_t - h_0 = Kt^n \tag{2}$$

式中：h_t 为经液−固界面反应时间 t 后界面 IMC 层的厚度，h_0 为界面 IMC 层的初始厚度(t=0)，K 为 IMC 层生长速率系数，n 为 IMC 层生长速率指数。

式(2)中的 K 可用 Arrhenius 方程来表示：

$$K = K_0 \exp\left(\frac{-Q}{RT}\right) \tag{3}$$

式中：K_0 为生成常数，Q 为生长激活能，T 为绝对温度，R 为摩尔气体常数。

将式(3)代入式(2)并对两边取对数得

$$\lg(h_t - h_0) = \lg K_0 - \frac{Q}{RT} + n\lg t \tag{4}$$

在界面反应过程中 $\lg K_0 - \frac{Q}{RT}$ 为常数，由此可见，以 $\lg(h_t - h_0)$ 和 $\lg t$ 为坐标作图，可得一条直线，直线的斜率即为 IMC 层的生长指数 n。图 5 所示为 Cu/Sn/Ni 焊点液−固界面反应过程中界面 IMC 的 $\lg(h_t - h_0)$—$\lg t$ 关系图。在 250 ℃液−固界面反应过程中，Sn/Cu 及 Sn/Ni 界面 IMC 的生长指数分别为 0.32 和 0.62。随着液−固界面反应时间的延长，界面 $(Cu,Ni)_6Sn_5$ IMC 的厚度不断增加。在液−固界面反应初期，Cu-Ni 交互作用没有发生，但由于 Sn 和 Cu 的反应速率大于 Sn 和 Ni 的反应速率，因此，Sn/Cu 界面 IMC 的厚度大于 Sn/Ni 界面 IMC 的厚度；随着液−固界面反应的进行，由于 Cu 与 Ni 之间的交互作用，Sn/Ni 界面 IMC 的生长速率大于 Sn/Cu 界面 IMC 的生长速率；因此，液−固界面反应 2 h 后，Sn/Ni 界面 IMC 的厚度大于 Sn/Cu 界面 IMC 的厚度。

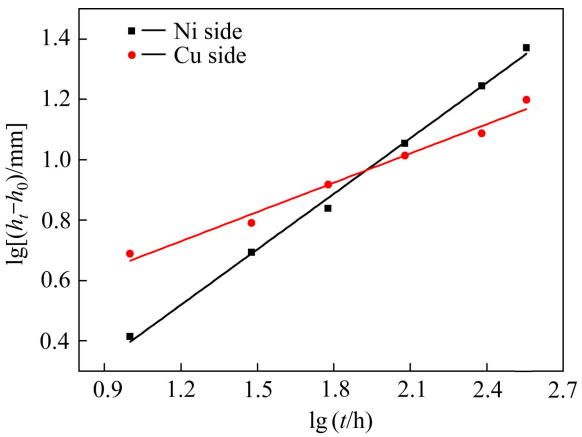

图 5　Cu/Sn/Ni 焊点液−固界面反应过程中界面 IMC 的 $\lg(h_t - h_0)$—$\lg t$ 关系曲线

Fig. 5　$\lg(h_t - h_0)$—$\lg t$ plots of growth kinetics of IMC layers in Cu/Sn/Ni interconnect during liquid-solid reaction

焊点中界面 IMC 的厚度及形貌会显著影响焊点的力学性能，通过液−固反应过程中交互作用对界面 IMC 的成分变化规律、金属间化合物类型以及生长动力学的影响可知，焊点中的 Cu-Ni 交互作用通过影响

界面反应，进而会对焊点的力学性能产生重要影响。在交互作用下，一方面，Sn/Ni 界面 IMC 的类型发生转变且具有更大的生长速率，界面 IMC 过快生长将使焊点的可靠性下降；另一方面，由于被溶解的 Cu 原子参与 Sn/Ni 界面反应，将使液态钎料中的 Cu 浓度降低，这会促使 Cu 基板的加速溶解，从而降低焊点的可靠性。因此，焊点中的交互作用将对焊点的可靠性产生不利影响，在焊点设计及封装工艺过程中应予以避免。

3 结论

1) 250 ℃短时浸焊后(10 s)，Cu/Sn/Ni 焊点中没有发生 Cu-Ni 交互作用，Cu_6Sn_5 和 Ni_3Sn_4 IMCs 分别在 Sn/Cu 及 Sn/Ni 界面处生成。

2) 在 250 ℃下液−固界面反应 10 min 后，Cu-Ni 交互作用明显。Cu 原子和 Ni 原子均溶解并扩散到对面基体的界面上参与界面反应，Sn/Ni 及 Sn/Cu 界面的 IMCs 均转变为$(Cu,Ni)_6Sn_5$。

3) Sn/Cu 与 Sn/Ni 界面 IMCs 的厚度均随着液−固界面反应时间的延长而增加，其生长指数分别为 0.32 和 0.61。在液−固界面反应的初始阶段，Sn/Cu 界面 IMC 的厚度要大于 Sn/Ni 界面 IMC 的厚度；液−固界面反应 2 h 后，由于 Cu 与 Ni 之间的交互作用，Sn/Cu 界面 IMC 的厚度要小于 Sn/Ni 界面 IMC 的厚度，并随着界面反应时间的延长一直保持；液−固界面反应 6 h 后，Sn/Cu 与 Sn/Ni 界面 IMCs 厚度分别达到 15.78 和 23.44 μm。

4) 交互作用的存在会加速 Sn/Ni 界面 IMC 的生长和 Cu 基板的溶解，降低焊点的可靠性，应通过焊点设计及封装工艺优化予以避免。

REFERENCES

[1] ZENG K J, STIERMAN R, CHIU T C, EDWARDS D, ANO K, TU K N. Kirkendall void formation in eutectic SnPb solder joints on bare Cu and its effect on joint reliability[J]. Journal of Applied Physics, 2005, 97(2): 024508.

[2] CHANG C C, LIN Y W, WANG Y W, KAO C R. The effect of solder volume and Cu concentration on the consumption rate of Cu pad during reflow soldering[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2010, 492(1/2): 99−104.

[3] ZHANG F, LI M, CHUM C C, TUNG C H. Effects of substrate metallizations on solder/underbump metallization interfacial reactions in flip-chip packages during thermal aging[J]. Journal of Materials Research, 2003, 18(6): 1333−1341.

[4] HONG K K, RYU J B, PARK C Y, HUH J Y. Effect of cross-interaction between Ni and Cu on growth kinetics of intermetallic compounds in Ni/Sn/Cu diffusion couples during aging[J]. Journal Electronic Materials, 2008, 37(1): 61−72.

[5] CHANG C W, YANG S C, TU C T, KAO C R. Cross-interaction between Ni and Cu across Sn layers with different thickness[J]. Journal Electronic Materials, 2007, 36(11): 1455−1461.

[6] WANG S J, LIU C Y. Study of interaction between Cu-Sn and Ni-Sn interfacial reactions by Ni-Sn3.5Ag-Cu sandwich structure[J]. Journal Electronic Materials, 2003, 32(11): 1303−1309.

[7] HO C E, TSAI R Y, LIN Y L, KAO C R. Effect of Cu concentration on the reactions between Sn-Ag-Cu solders and Ni[J]. Journal of Electronic Materials, 2002, 31(6): 584−590.

[8] TSAI J Y, HU Y C, TSAI C M, KAO C R. A study on the reaction between Cu and Sn3.5Ag solder doped with small amounts of Ni[J]. Journal of Electronic Materials, 2003, 32(11): 1203−1208.

[9] YOON J W, NOH B I, JUNG S B. Effects of third element and surface finish on interfacial reactions of Sn-Ag-*x*Cu (or Ni)/(Cu or ENIG) solder joints[J]. Journal of Alloys and compounds, 2010, 506(1): 331−337.

[10] 陈雷达, 周少明, 黄明亮. 电迁移对 Ni/Sn/Ni-P 焊点界面反应的影响[J]. 稀有金属材料与工程, 2012, 41(10): 1785−1789.
CHEN Lei-da, ZHOU Shao-ming, HUANG Ming-liang. Effect of electromigration on interfacial reaction in Ni/Sn/Ni-P solder joint[J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2012, 41(10): 1785−1789.

[11] 黄明亮, 陈雷达, 周少明. 电迁移对 Ni/Sn3.0Ag0.5Cu/Cu 焊点界面反应的影响[J]. 金属学报, 2012, 48(3): 321−328.
HUANG Ming-liang, CHEN Lei-da, ZHOU Shao-ming. Effect of electromigration on interfacial reaction in Ni/Sn3.0Ag0.5Cu/Cu flip chip solder joint[J]. Acta Metallurgica Sinica, 2012, 48(3): 321−328.

[12] 黄明亮, 陈雷达, 周少明, 赵 宁. 电迁移对 Ni/Sn3.0Ag0.5Cu/Au/Pd/Ni-P 倒装无铅焊点界面反应的影响[J]. 物理学报, 2012, 61(19): 198104.
HUANG Ming-liang, CHEN Lei-da, ZHOU Shao-ming, ZHAO Ning. Effect of electromigration on interfacial reaction in Ni/Sn3.0Ag0.5Cu/Au/Pd/Ni-P flip chip solder joints[J]. Acta Physica Sinica, 2012, 61(19): 198104.

[13] WANG S J, LIU C Y. Kinetic analysis of the interfacial reactions in Ni/Sn/Cu sandwich structures[J]. Journal Electronic Materials, 2006, 35(11): 1955−1960.

[14] LAURILA T, VUORINEN V, KIVILAHTI J K. Interfacial reactions between lead-free solders and common base materials[J]. Mater Sci Eng R, 2005, 49: 1−60.

[15] ROY A K, CHABRA R P. Prediction of solute diffusion coefficients in liquid metals[J]. Metallurgical Transactions A, 1988, 19(2): 273−279.

[16] WATANABE H, SHIMODA M, HIDAKA N, SHOHJI I. Effect of interfacial reaction in Sn-Ag-Cu solder alloy with Ni addition[J]. Key Engineering Materials, 2011, 462/463: 247−252.

(编辑 龙怀中)