

Cu/Al 引线键合界面金属间化合物生长过程的原位实验研究

杨庆龄 陈奕仪 吴幸 沈国瑞 孙立涛

In-situ investigation on the growth of Cu-Al intermetallic compounds in Cu wire bonding

Yang Qing-Ling Tan Yik-Yee Wu Xing Sim Kok Swee Sun Li-Tao

引用信息 Citation: *Acta Physica Sinica*, 64, 216804 (2015) DOI: 10.7498/aps.64.216804

在线阅读 View online: <http://dx.doi.org/10.7498/aps.64.216804>

当期内容 View table of contents: <http://wulixb.iphy.ac.cn/CN/Y2015/V64/I21>

您可能感兴趣的其他文章

Articles you may be interested in

BCC 枝晶生长原子堆垛过程的晶体相场研究

Investigation of atom-attaching process of three-dimensional body-center-cubic dendritic growth by phase-field crystal model

物理学报.2015, 64(2): 028102 <http://dx.doi.org/10.7498/aps.64.028102>

晶体相场法研究晶粒缩小过程中的位错湮灭与晶界迁移

Phase-field crystal method investigated the dislocation annihilation and grain boundary migration in grain shrink process

物理学报.2014, 63(12): 128101 <http://dx.doi.org/10.7498/aps.63.128101>

各向异性表面张力对定向凝固中深胞晶生长的影响

Effect of anisotropic surface tension on deep cellular crystal growth in directional solidification

物理学报.2014, 63(3): 038101 <http://dx.doi.org/10.7498/aps.63.038101>

氦、氘对纯铁辐照缺陷的影响

Effects of helium and deuterium on irradiation damage in pure iron

物理学报.2013, 62(16): 166801 <http://dx.doi.org/10.7498/aps.62.166801>

利用透射电镜衬度像变化判定位错环类型及注氢纯铁中形成的位错环分析

The type identification of dislocation loops by TEM and the loop formation in pure Fe implanted with H⁺

物理学报.2011, 60(3): 036802 <http://dx.doi.org/10.7498/aps.60.036802>

Cu/Al引线键合界面金属间化合物生长过程的原位实验研究*

杨庆龄¹⁾ 陈奕仪²⁾ 吴幸¹⁾ 沈国瑞²⁾ 孙立涛^{1)†}

1)(东南大学-FEI纳微米中心, 东南大学 MEMS 教育部重点实验室, 南京 210096)

2)(多媒体大学, 马来西亚马六甲 75450)

(2015年3月30日收到; 2015年6月24日收到修改稿)

铜引线键合由于在价格、电导率和热导率等方面的优势有望取代传统的金引线键合, 然而Cu/Al引线键合界面的金属间化合物 (intermetallic compounds, IMC) 的过量生长将增大接触电阻和降低键合强度, 从而影响器件的性能和可靠性. 针对以上问题, 本文基于原位高分辨透射电子显微镜技术, 研究了在50—220 °C退火温度下, Cu/Al引线键合界面IMC的生长问题, 实时观测到了Cu/Al IMC的动态生长及结构演变过程. 实验结果表明, 退火前颗粒状的Cu/Al IMC分布在键合界面, 主要成分为Cu₉Al₄, 少量成分为CuAl₂. 退火后Cu/Al IMC的成分是: 靠近Cu一端为Cu₉Al₄, 远离Cu的一端为CuAl₂. 同时基于原位观测Cu/Al IMC的动态生长过程, 计算得到了Cu/Al IMC不同温度下的反应速率和激活能, 给出了基于原位实验结果的Cu/Al IMC的生长公式, 为优化Cu/Al引线键合工艺和提高Cu/Al引线键合的可靠性提供了指导.

关键词: 金属间化合物, Cu/Al引线键合, 生长过程, 原位透射电子显微术

PACS: 68.37.Lp, 71.20.Lp, 81.10.Aj

DOI: 10.7498/aps.64.216804

1 引言

引线键合起源于20世纪60年代初, 被广泛应用于芯片与基板间的电气互连和芯片间的信息交互. 与传统互连材料金(Au)相比, 铜(Cu)丝具有价格便宜、电导率和热导率高、机械性能更优等优势^[1-3], 有望取代Au广泛应用于引线键合. 然而, 自1992年美国国家半导体公司成功将Cu引线键合应用于低端电子产品至今, 由于对Cu引线键合机理和可靠性研究的不充分, 工业界仍对大规模应用Cu丝互连采取保留态度^[4], 因而对Cu引线键合的研究变得迫切.

在芯片封装流程中, 引线键合后需要进行环氧树脂塑封, 这种后成型封装通常需要在175—200 °C温度下退火4—8 h^[5]. Cu/Al引线键合界面

在键合和退火过程中由于原子扩散会形成金属间化合物. 根据Cu/Al二相图^[6], 在365 °C下Cu/Al IMC共有5个稳定相: CuAl₂(θ), CuAl(η_2), Cu₄Al₃(ζ_2), Cu₃Al₂(δ), Cu₉Al₄(γ_1). 近年来, 大量工作集中研究了Cu/Al键合界面IMC和空洞生成, 过量的Cu/Al IMC和空洞不但会增加接触电阻还会降低键合强度. 早期的研究主要基于光学显微镜、Micro-XRD或者SEM-EDX, 认为键合后(as-bonded)键合界面没有Cu/Al IMC生成, 并得到退火后IMC主要有CuAl₂, CuAl和Cu₉Al₄^[7-11]. 如Kim等^[7]基于Micro-XRD分析认为150—300 °C下Cu/Al IMC的主要成分为Cu₉Al₄, 并基于SEM研究得到Cu/Al IMC生长速度是Au/Al IMC生长速度的10%, 给出了IMC生长公式. 随着电子显微镜发展, 一些工作开始利用高分辨扫描电子显微

* 国家重点基础研究发展计划(973计划)(批准号: 2011CB707601)和国家自然科学基金(批准号: 51420105003, 113279028)资助的课题.

† 通信作者. E-mail: slt@seu.edu.cn

镜 (high resolution scanning electron microscopy, HRSEM) 和聚焦离子束系统 (focused ion beam, FIB) 对 Cu/Al IMC 在退火处理下从键合后的几纳米生长至几微米^[12-15]的成分演变进行了研究. 近年来, 越来越多的研究开始采用高分辨透射电子显微 (high resolution transmission electron microscopy, HRTEM) 技术, 这些工作直观、精确地获得了一些 Cu/Al IMC 晶格结构的信息^[16-18]. 如 Xu 等^[17]研究认为 175 °C, 200 °C 和 250 °C 退火条件下 Cu-Al IMC 由 CuAl₂ 转化为 Cu₉Al₄. 然而, 目前关于 Cu/Al IMC 生长的机理依然不够明确, 需要进一步深入研究. 同时, 综上所述的所有研究方法均采用非原位研究, 即对一批样品进行不同退火温度和退火时间处理, 然后再进行 SEM 和 TEM 表征. 与非原位实验研究相比, 原位透射电子显微技术 (In-situ TEM) 基于透射电子显微镜, 结合多功能样品杆 (对样品进行多外场负载、力电热性能测试等), 可以对材料实现原位处理和同步观测. 因而, 原位透射电子显微技术是研究 Cu/Al 引线键合界面在多种处理环境中结构演化过程和机理的先进方法.

本文基于 In-situ TEM 研究了 Cu/Al 引线键合界面在 50—220 °C 退火下 Cu/Al IMC 的结构演变. 通过原位加热观测, 我们分析了 Cu/Al IMC 的结构演变, 并计算得到了 Cu/Al IMC 反应速率, 推导得到了原位加热下 Cu/Al IMC 生长公式.

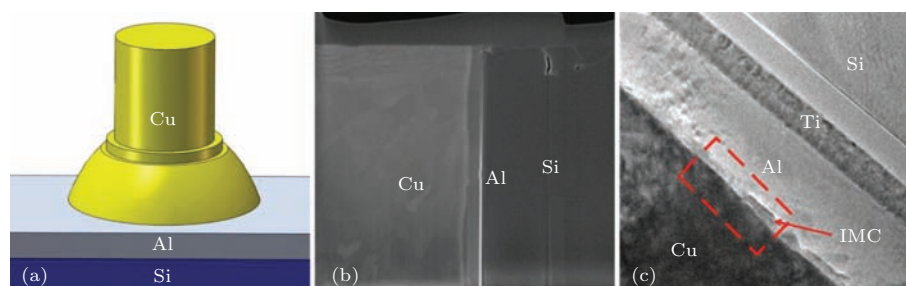


图 1 (a) Cu/Al 引线键合结构示意图; (b) FIB 制样所得原位 TEM 样品结构图 (标尺 = 2 μm); (c) Cu/Al 引线键合界面退火前颗粒状 IMC 形貌 TEM 图 (标尺 = 100 nm)

Fig. 1. (a) Schematic illustration of the Cu-Al wire bonding; (b) overview of the FIB lamella for in-situ TEM (Bar = 2 μm); (c) the morphology of Cu-Al wire bonding before heating, isolated IMC crystals (10–30 nm thick) located in Cu-Al bonding interface (Bar = 100 nm).

3 结果与讨论

3.1 Cu/Al IMC 生长原位观测

图 2 为原位加热实时观察到的 Cu/Al IMC 的动态生长过程图, 图 2 (a)—(i) 中白色虚线椭圆中

2 实验

如图 1 (a) 所示, 直径为 22 μm 的纯 Cu 线热超声键合到 1.5 μm 厚的 Al 金属盘, 键合压力为 25—35 gf, 超声功率为 120—150 mW, 键合温度为 180 °C, 键合后进行塑封. 沿键合球中心使用传统研磨和抛光, 然后采用聚焦离子双束 (FIB dual beam) 减薄, 制备厚度小于 100 nm 的 TEM 样品. 图 1 (b) 所示的是 FIB 制样所得 TEM 样品的结构图, 而图 1 (c) 是在退火前样品的 Cu/Al 引线键合界面颗粒状 IMC 的形貌.

采用加速电压为 300 kV 带球差校正的透射电子显微镜 (FEI Titan 80-300) 对 FIB 样品进行原位表征. 采用 Gatan 628 单倾热杆进行原位加热, 加热温度从 50—220 °C 逐渐升高, 每个温度下恒温时间超过 1 h, 总共持续 24 h, 具体加热过程见表 1.

表 1 Cu-Al 引线键合 TEM 样品的原位退火温度和时间
Table 1. In-situ annealing temperature and annealing time.

退火温度/°C	退火时间/min	退火温度/°C	退火时间/min
50	60	70	80
90	130	110	150
130	120	150	150
175	500	220	240

的部分即是 Cu/Al IMC. 颗粒状 Cu/Al IMC 从初始 20—40 nm 逐步生长至 340 nm, 直至 Al 几乎全部消耗掉. 当退火温度稳定后, 没有观测到 Cu/Al IMC 的生长速度激增的现象, 所以退火温度稳定后大于一个小时的观测数据足够反映 Cu/Al IMC 在

该温度下的生长情况. 原位观察实验表明, 当温度低于 175 °C 时, IMC 生长速度相对缓慢; 当温度高于 175 °C 时, IMC 生长速度较快.

图 3 所示的是退火前 Cu/Al 引线键合界面的 IMC 相分析. 退火前 IMC 呈孤岛颗粒状分布在 Cu/Al 键合界面, 如图 3(a) 所示. 图 3(b), (c) 分

别是 (a) 所示 IMC 的高分辨二维晶格像和快速傅里叶转换图 (FFT), 此处 IMC 经过分析确认为 Cu_9Al_4 . 分析得到, IMC 退火前的主要成分是 Cu_9Al_4 , 少量成分是 CuAl_2 . 而在其他文献研究中, 退火前 IMC 的主要成分是 CuAl_2 , 这可能是因为本样品键合之后经过了塑封处理, 塑封过程需要

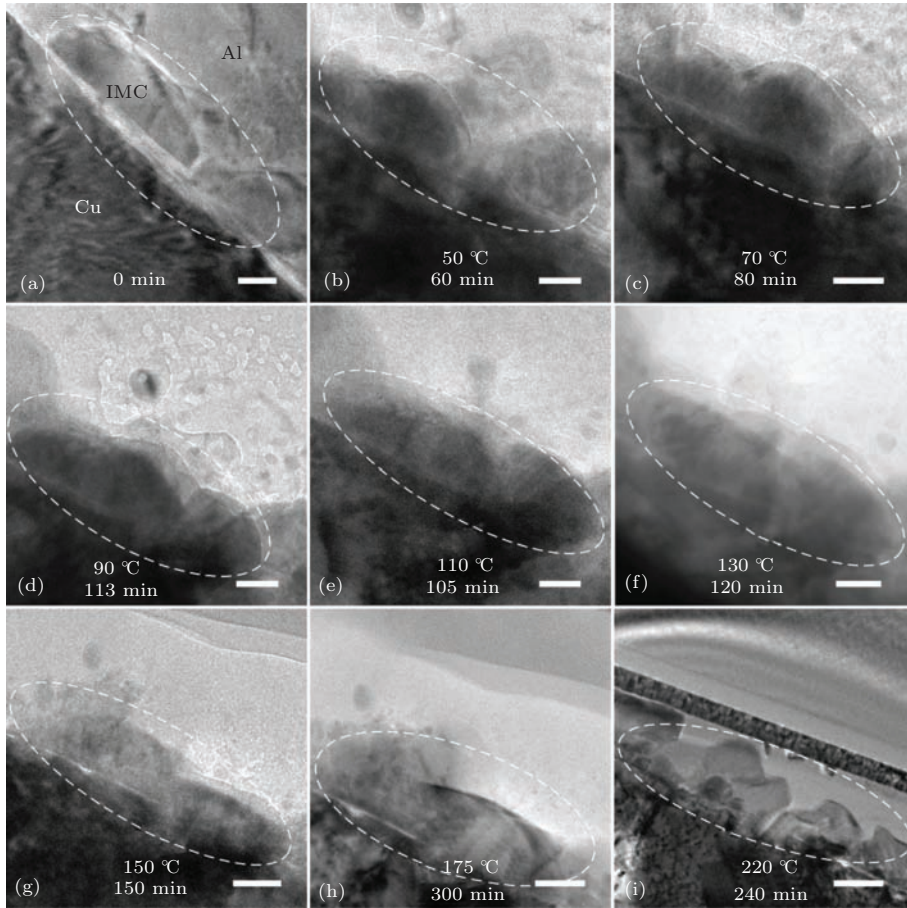


图 2 原位实时观察 Cu/Al 引线键合界面 Cu/Al IMC 热生长动态过程 (a)–(i) 分别为所标注的退火温度和退火时间下的 TEM 图 ((a)–(f) 中标尺 = 20 nm; (g)–(h) 中标尺 = 50 nm; (i) 中标尺 = 0.2 μm)

Fig. 2. In-situ TEM observation of the Cu/Al IMC growth behavior under annealing. (a)–(i) show the TEM pictures of the Cu/Al IMC under annealing. (Bar = 20 nm in (a)–(f); Bar = 50 nm in (g)–(h); Bar = 0.2 μm in (i)).

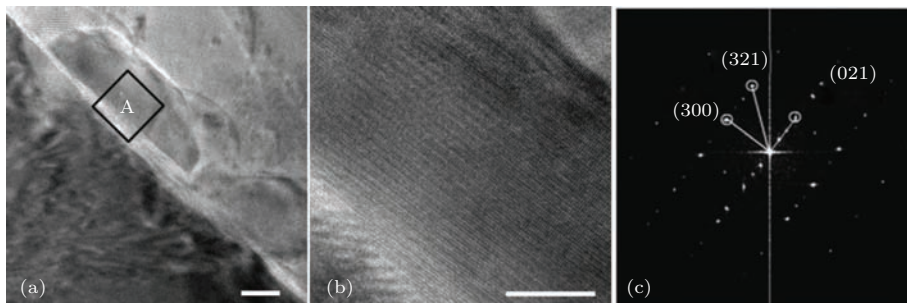


图 3 (a) Cu/Al 引线键合界面退火前颗粒状 IMC 形貌的 TEM 图 (标尺 = 20 nm); (b) 为 (a) 所示区域 A 中 IMC 的 HRTEM 像 (标尺 = 10 nm); (c) 为 (b) 所示 IMC 的 FFT 图, 经标定得出为 Cu_9Al_4

Fig. 3. (a) Isolated IMC crystals located in Cu-Al bonding interface before heating (Bar = 20 nm); (b) HRTEM image of IMC shown in region A (Bar = 10 nm); (c) FFT image of IMC in Fig. 3b and is corresponding with Cu_9Al_4 .

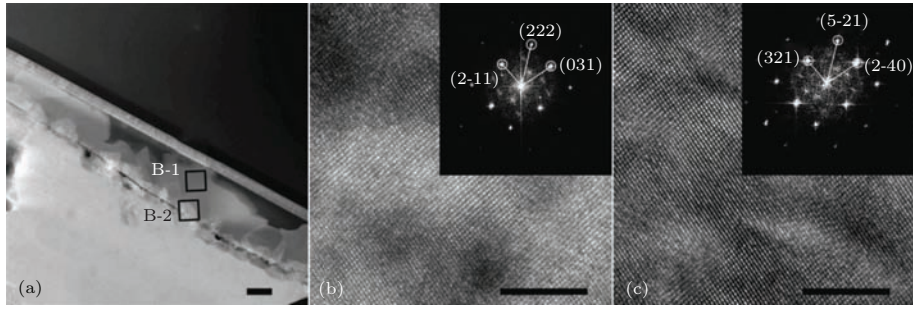


图4 (a) Cu/Al引线键合界面根据表1退火24 h后STEM图(标尺 = 0.2 μm); (b) 为(a)所示区域B-1中IMC的HRTEM像(标尺 = 5 nm), 插图为B-1的FFT图, 经标定得出为CuAl₂; (c) 为(a)所示区域B-2中IMC的HRTEM像(标尺 = 5 nm), 插图为B-2的FFT图, 经标定得出为Cu₉Al₄

Fig. 4. (a) STEM image of Cu-Al wire bonding after 24 hours annealing (Bar = 0.2 μm); (b) HRTEM image of IMC shown in region B-1 (Bar = 5 nm) and the inset shown the FFT image of B-1 which was corresponding with CuAl₂; (c) HRTEM image of IMC shown in region B-2 (Bar = 5 nm) and the inset shown the FFT image of B-2 which was corresponding with Cu₉Al₄.

经历一百多摄氏度下数小时热处理. 图4(a)为Cu/Al引线键合界面经过24h退火处理后STEM形貌图, 经过分析得到IMC主要有两层, 与Cu相近一端为Cu₉Al₄(图4(c)), 另一层为CuAl₂(图4(b)). 然而, 365 °C下Cu/Al IMC的其他稳定相如CuAl, Cu₄Al₃, Cu₃Al₂, 在原位加热没有观测到. 其原因可能是这些成分的热稳定性没有CuAl₂和Cu₉Al₄高, 也有可能这些结构分布散乱零碎, 不足以进行高分辨表征.

3.2 Cu/Al IMC原位生长速率计算

2003年, Kim等^[7]基于非原位加热、SEM表征Cu/Al IMC厚度随温度和时间变化的数据, 给出了Cu/Al IMC生长公式:

$$X^2 = Kt, \quad (1)$$

$$K = K_0 \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right), \quad (2)$$

其中X为IMC厚度(cm), t为退火时间(s), K为IMC反应速率(cm²/s), K₀为指前因子(cm²/s), Q是激活能(kcal/mol) (1 cal = 4.184 J), R是气体常数(kcal mol⁻¹K⁻¹), T是退火温度(K), (2)式为阿伦尼乌斯公式. Kim等通过计算得到Cu/Al IMC生长公式为^[7]

$$X^2 = t4.658 \times 10^{-3} \exp\left(\frac{-13046.179}{T}\right). \quad (3)$$

根据(1)式, 本文使用Mathematic软件对原位观测得到的Cu/Al IMC厚度随时间的变化关系数据进行拟合处理, 得到如图5(a)所示的曲线, 在150 °C, 175 °C, 220 °C下Cu/Al IMC厚度随时间近似呈

抛物线关系. 利用(1)式进一步对IMC厚度与退火时间的平方根的变化关系数据进行拟合, 可以得到如图5(b)所示的拟合直线. 由此, 可以认为原位退火条件下Cu/Al IMC厚度的平方近似正比于退火时间.

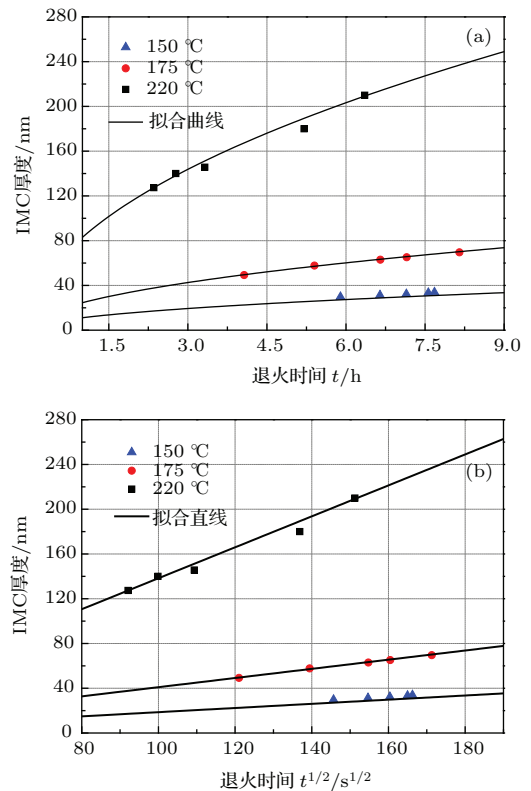


图5 (a) Cu/Al IMC厚度与退火时间的关系; (b) Cu/Al IMC厚度对退火时间的平方根的关系

Fig. 5. (a) Cu-Al IMC thickness versus annealing time; (b) Cu-Al IMC thickness versus the square root of annealing time.

对于图 5 (b) 中的拟合直线, 其斜率即是 $K^{1/2}$ 的值, 可以得到三种不同温度下 $K^{1/2}$ 的值, 从而可以得到不同退火温度下 IMC 的反应速率如表 2 所示. 同时, 表 2 中也给出了 Kim 等 [7] 非原位实验研究所得 Cu/Al IMC 反应速率数据与原位实验研究所得 Cu/Al IMC 反应速率数据的比较. 从表 2 中可以看到, 本文原位研究所得的反应速率略高于 Kim 等的非原位研究得到的反应速率, 且随加热温度升高, 两者的相对相差 (绝对相差/平均值) 逐渐减小. 由表 2 中的数据, 根据 (2) 式对 Cu/Al IMC 反应速率的自然对数随退火温度的倒数的变化关系数据进行拟合, 得到如图 6 所示的拟合直线. 根据图 6 中拟合直线的斜率和截距可以得到了原位实验研究 Cu/Al IMC 生长公式为

$$X^2 = 6.45 \times 10^{-4} \exp\left(\frac{-11954.3}{T}\right). \quad (4)$$

表 2 原位和非原位研究方法得到的 Cu/Al IMC 反应速率的比较

Table 2. The comparison of the Cu-Al IMC reaction rate of in-situ study with the post annealing study.

温度/°C	K, 反应速率/(cm ² /s)	
	Kim 等非原位研究反应速率	原位研究所得反应速率
150	1.89856×10^{-16}	3.75962×10^{-16}
175	1.06016×10^{-15}	1.65528×10^{-15}
220	1.51019×10^{-14}	1.91327×10^{-14}

比较可知, (3) 式和 (4) 式形式一致, 但是系数不同. 为了进一步比较两种方法所得公式的差异, 根据 (2) 式计算了 Cu/Al IMC 的激活能 Q . 如表 3 所示, 原位实验研究所得 Cu/Al IMC 激活能为 23.8 kcal/mol, 而 Kim 等基于 SEM 非原位实验研究计算得到的 Cu/Al IMC 激活能为 26 kcal/mol.

表 3 不同研究方法得到的 Cu/Al IMC 激活能比较

Table 3. The comparison of the Cu-Al IMC activation energy of in-situ annealing study and post annealing study.

SEM 非原位测量 Cu/Al IMC 激活能	TEM 非原位测量 CuAl ₂ 激活能	TEM 非原位测量 Cu ₉ Al ₄ 激活能	TEM 原位测量 Cu/Al IMC 激活能
26 kcal/mol	14.49 kcal/mol	18.06 kcal/mol	23.8 kcal/mol

4 结 论

本文基于原位高分辨透射电子显微镜实时观测了 Cu/Al 引线键合界面金属间化合物退火条件

在 2010 年, Xu 等 [17] 基于 TEM 非原位实验研究分别计算得到 CuAl₂ 和 Cu₉Al₄ 的激活能为 14.49 kcal/mol, 18.06 kcal/mol. 从表 3 中比较可知, 原位透射电子显微镜研究所得 Cu/Al IMC 的激活能介于 SEM 和 TEM 非原位实验研究中间. 如上所述, 由于键合工艺的偏差和 Cu/Al IMC 不同部位生长的非均匀性, 采用非原位研究方法, 需要在一批样品热处理后再分别进行制样观测. 由于样品本身的差异, 这种非原位的方法相比于原位实验研究将产生较大的误差. 同时, 非原位实验研究中, 一组样品之间退火时长的间隔从几小时到几十小时不等, 长时间的缺乏监控, 将大大增加生长过程中的不确定性. 而原位透射电子显微镜研究, 不但提供了实时观测 Cu/Al IMC 热生长的可能, 还可以更加精确地测量 Cu/Al IMC 生长. 精确的 Cu/Al IMC 生长公式, 对准确地预测 Cu/Al 引线键合的可靠性具有重大意义, 对 Cu/Al 引线键合产品的正确使用环境提供了指导, 甚至对芯片设计中散热标准提出了指导.

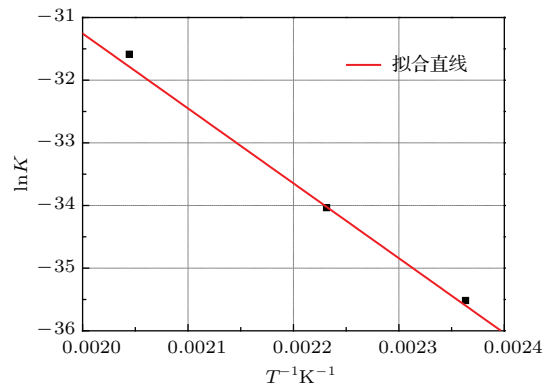


图 6 Cu/Al IMC 反应速率的自然对数 lnK 与退火温度 T 的倒数关系

Fig. 6. Logarithm of the reaction rate in Cu/Al IMC formation as a function of inverse temperature.

下的结构演变过程. 实验表明, 退火后 CuAl IMC 的主要产物为 CuAl₂ 和 Cu₉Al₄. 同时, 拟合计算得到了不同退火温度下 Cu/Al 金属间化合物的反应速率和激活能 (23.8 kcal/mol), 给出了基于原位

实验结果的更加精确的Cu/Al IMC生长公式,为Cu/Al引线键合的应用、芯片散热设计和可靠性预测提供了指导.

参考文献

- [1] Khoury S L, Burkhard D J, Galloway D P, Scharr T A 1990 *IEEE Electronic Components and Technology Conference* Las Vegas, USA, May 20–23, 1990 p768
- [2] Mori S, Yoshida H, Uchiyama N 1988 *Proceedings of the 38th IEEE Electronics Components Conference* Los Angeles, USA, May 9–11, 1988 p539
- [3] Liu Y-L, Gui L-J, Jin S 2012 *Chin. Phys. B* **21** 096102
- [4] Hang C J 2008 *Ph. D. Dissertation* (Harbin: Harbin Institute of Technology) (in Chinese) [杭春进 2008 博士学位论文 (哈尔滨: 哈尔滨工业大学)]
- [5] Nguyen L T, McDonald D, Danker A R, Ng P 1995 *IEEE Trans. Compon. Packag. Manuf. Technol. A* **18** 423
- [6] Funamizu Y, Watanabe K 1971 *Trans. Jpn. Inst. Met.* **12** 147
- [7] Kim H J, Lee J Y, Paik K W, Koh K W, Won J, Choe S, Lee J, Moon J T, Park Y J 2003 *IEEE Trans. Compon. Packag. Technol.* **26** 367
- [8] Murali S, Srikanth N, Vath C J 2003 *Mater. Res. Bull.* **38** 637
- [9] Murali S, Srikanth N, Charles J V III 2004 *Mater. Lett.* **58** 3096
- [10] Ellis T W, Levine L, Wicen R, Ainouz L 2000 *Proceedings of Semicon Conference* Singapore, Singapore, May 8–11 p44
- [11] Lu Y H, Wang Y W, Appelt B K, Lai Y S, Kao C R 2011 *IEEE 61st Electronic Components and Technology Conference (ECTC)* Lake Buena Vista, USA, May 31–June 3, 2011 p1481
- [12] Drozdov M, Gur G, Atzmon Z, Kaplan W D 2008 *J. Mater. Sci.* **243** 6029
- [13] Tan Y Y, Yong F K 2010 *IEEE 17th International Symposium on the Physical and Failure Analysis of Integrated Circuits (IPFA)*, Singapore, Singapore, July 5–9, 2010 p1
- [14] Lee C C, Higgins L M 2010 *Proceedings of IEEE 60th Electronic Components and Technology Conference (ECTC)* Las Vegas, USA, June 1–4, 2010 p342
- [15] Chen J, Lai Y S, Wang Y W, Kao C R 2011 *Microelectron. Reliab.* **51** 125
- [16] Zhang B, Wang T, Cong Y, Zhao M, Fan X, Wang J 2010 *11th International Conference on Electronic Packaging Technology & High Density Packaging (ICEPT-HDP)* Xi'an, China, August 16–19, 2010 p213
- [17] Xu H, Liu C, Vadim V, Silberschmidt V V, Chen Z 2010 *J. Electron. Mater.* **39** 124
- [18] Boettcher T, Rother M, Liedtke S, Ullrich M, Bollmann M, Pinkernelle A, Gruber D, Funke H J, Kaiser M, Kan L, Li M, Leung K, Li T, Farrugia M L, O'Halloran O, Petzold M, Ma Z B, Klengel R 2011 *12th Electronics Packaging Technology Conference (EPTC)* Singapore, Singapore, December 8–10, 2011 p585

In-situ investigation on the growth of Cu-Al intermetallic compounds in Cu wire bonding*

Yang Qing-Ling¹⁾ Tan Yik-Yee²⁾ Wu Xing¹⁾ Sim Kok Swee²⁾ Sun Li-Tao^{1)†}

1) (SEU-FEI Nano-Pico Center, Key laboratory of MEMS of Ministry of Education, Southeast University, Nanjing 210096, China)

2) (Multimedia University, Melaka 75450, Malaysia)

(Received 30 March 2015; revised manuscript received 24 June 2015)

Abstract

According to Moore's Law, as the feature size of semiconductor devices becoming smaller and smaller, the chip integration degree keeps increasing. In particular, accompanying with the development of high chip integration and unit size reduction, the metal interconnects, i. e. the wire bonding, are becoming a challenging problem. Copper wire is believed to be an excellent metal for wire bonding, instead of gold wire, due to its attractive advantages such as low cost, favorable electrical and thermal conductivities etc. However, the excess Cu/Al intermetallic compounds (IMC) at the interface of copper wire and aluminum pad will increase the contact resistance and reduce bonding strength. This can affect the properties and reliability of devices. Currently, the evolutions of the interfacial microstructures as well as the growth mechanism of Cu/Al IMC at the bonding interface under thermal condition are still unclear.

In-situ transmission electron microscope (TEM) has high spatial resolution and strong analysis ability. With fast CCD cameras, TEM can also record the dynamic structure evolution of the sample in real time. Combined with multi-function holders, TEM can also exert diverse fields and loads on the sample and synchronously monitor their structures and component evolutions. Hence, in situ TEM provides an advanced technique to explore the structural evolution and growth mechanism of Cu/Al IMC.

In this paper, the growth mechanism of Cu/Al IMC is investigated during the annealing temperature from 50–220 °C based on the in-situ high resolution transmission electron microscopy (in-situ HRTEM). Specifically, the dynamic growth and structural evolution of Cu/Al IMC during annealing are recorded in real time. Results show that the isolated Cu/Al IMC is distributed in the bonding interface before annealing. The main component of IMC is Cu_9Al_4 , whereas the minor one of IMC is CuAl_2 . After annealing at 50–220 °C for 24 h, Cu/Al IMC near the Cu layer is Cu_9Al_4 , while Cu-Al IMC apart from the Cu layer is CuAl_2 . Meanwhile, the reaction rates and the activation energy of Cu/Al IMC at different temperatures are calculated. Furthermore, the more accurate growth equation of Cu/Al IMC is also proposed based on the in-situ experimental results, which will benefit the optimization of bonding process and the reliability of Cu/Al wire bonding.

Keywords: intermetallic compounds, Cu/Al wire bonding, growth process, in-situ transmission electron microscopy

PACS: 68.37.Lp, 71.20.Lp, 81.10.Aj

DOI: 10.7498/aps.64.216804

* Project supported by the National Basic Research Program of China (Grant No. 2011CB707601), and the National Natural Science Foundation of China (Grant Nos. 51420105003, 113279028).

† Corresponding author. E-mail: slt@seu.edu.cn