

基于非等径双球堆积模型和蒙特卡罗仿真模拟的 纳米铜烧结互连机理分析

蒋大伟¹, 樊嘉杰^{2,3,4}, 胡栋⁴, 樊学军⁵, 张国旗⁴

(1. 河海大学, 常州, 213022; 2. 复旦大学, 工程与应用技术研究院超越照明研究所, 上海, 200433; 3. 上海市碳化硅半导体功率器件工程技术研究中心, 上海, 200433; 4. Department of Microelectronics, EEMCS Faculty, Delft University of Technology, Delft 2628, the Netherlands; 5. Department of Mechanical Engineering, Lamar University, Beaumont TX 77710, USA)

摘要: 为了满足第三代半导体低温封装、高温服役的要求, 纳米金属颗粒烧结封装互连逐渐替代传统钎料回流焊工艺, 而高致密度烧结是实现高可靠性封装的必要条件之一。为了研究纳米铜颗粒烧结互连机理, 首先通过非等径双球三维密集堆积模型构建理论颗粒配比与堆积孔隙率之间的关系, 然后采用蒙特卡罗仿真模拟不同粒径比的双球模型颗粒烧结过程, 最后通过纳米铜混合烧结试验来验证理论推算和仿真模拟结果。结果表明, 根据 3 种三维密集堆积模型估算, 孔隙率最低时的颗粒粒径比在 10:1~5:1 之间; 仿真模拟结果显示, 粒径比为 5:1 时的双球模型收缩率最大; 选择 250 和 50 nm 两种粒径纳米铜进行混合烧结试验, 证实烧结致密度最佳条件时的颗粒质量比为 8:1, 与理论计算结果相符。由此可见, 该方法可以为纳米铜烧结在第三代半导体封装互连中的应用和工艺优化提供了理论支持。

创新点: (1) 考虑非等径纳米铜颗粒初始密集堆积状态对烧结致密性的影响。

(2) 基于非等径双球堆积模型蒙特卡罗仿真的纳米铜颗粒烧结过程模拟。

关键词: 第三代半导体; 封装互连; 纳米铜烧结; 蒙特卡罗仿真模拟; 致密性

中图分类号: TG 406

文献标识码: A

doi: 10.12073/j.hjxb.20200911003

0 序言

以碳化硅 SiC、氮化镓 GaN 为代表的第三代半导体功率器件/模块封装在大功率、特高压、高频和高温等应用领域受到青睐^[1-3]。封装互连材料可以提供电学互连、机械支撑和散热通道, 是实现第三代半导体器件/模块封装高可靠服役的关键。纳米烧结互连技术利用了纳米材料的尺寸效应, 为大功率模块及集成电路实现“低温封装、高温服役”提供了理论可能^[4-7]。目前, 纳米银已经被广泛应用在绝缘栅双极型晶体管 IGBT 等模块中^[7-11]。与纳米银相比, 纳米铜既具有优良的导电性, 不易发生电迁移等优点, 且在价格上更具有优势, 它将成为未来第三代半导体器件/模块封装中的重要互连材料之一。

为了发挥纳米金属颗粒烧结互连材料在电、热、机械方面优势, 选择合适的烧结工艺实现高致密度烧结是关键。因此, 国内外学者研究了烧结工艺对纳米铜烧结接头性能的影响。比如, Hiroshi 等人^[12]研究了烧结连接工艺参数对铜-铜互连接头连接性能的影响, 发现预热温度、烧结温度和保护气氛会显著影响接头剪切性能, 并成功在烧结温度为 400 °C、烧结压力为 15 MPa 条件下获得具有约 40 MPa 高抗剪强度的铜-铜互连接头。Yamakawa 等人^[13]研究了烧结连接过程中压力对接头抗剪强度的影响, 并在烧结温度 250 °C 和烧结压力 15 MPa 条件下获得了抗剪强度约为 30 MPa 的接头。Li 等人^[14]分析了纳米铜颗粒的表面熔化行为, 并基于纳米铜颗粒的表面效应, 在烧结温度 400 °C 和烧结压力 40 MPa 条件下获得了抗剪强度约为 36 MPa 的接头。但如此的高温 and 高压既会提高工艺成本, 又会对芯片造成损害。Liu 等人^[15]通过甲酸处理铜纳米颗粒, 实现了高功率半导体器件的低温烧结技术。为了防止铜纳米颗粒在空气中氧化, Yan 等人^[16]采

用 PVP 包裹铜纳米颗粒在 170 ℃ 下烧结, 实现了铜导线和铜基板之间的连接. PVP 包覆层在空气中加热时可以有效防止铜纳米颗粒的氧化, 烧结铜颗粒与铜基板之间直接形成了原子结合. 在 220 ℃ 下, 施加压力烧结后, 纳米铜的电阻率为 $86 \mu\Omega \cdot \text{cm}$, 抗剪强度为 14 MPa. 该方法具有经济成本低、操作简单等特性, 但导电性较差. 为了提高烧结体的致密性, 除了常规的热烧结, 还有一些研究人员采用了其它烧结方法, 如等离子烧结、微波烧结、激光烧结和闪光烧结等^[17-22].

目前, 单一尺寸纳米铜颗粒烧结面临诸多挑战, 如小尺寸纳米铜颗粒烧结温度较低, 但是其烧结体的孔隙率高、晶粒尺寸小并且缺陷较多; 大尺寸纳米铜颗粒烧结体的晶粒尺寸较大, 缺陷较少, 然而其烧结温度和烧结体孔隙率高^[23]. 因此, 许多研究开始采用不同粒径大小的复合纳米颗粒堆叠来增加初始堆积密度^[24-29]. 它以小尺寸颗粒作为“粘结剂”, 以大尺寸颗粒作为“支架”, 以提高初始堆垛密度、组织均匀性以及减少内部缺陷等, 从而使烧结互连结构达到更优异的导热性、导电性和服役可靠性. 文献 [30-31] 研究表明: 微米颗粒相对于纳米颗粒比表面积较小, 团聚现象也相对不明显, 采用纳米铜颗粒与微米铜颗粒混合制膏, 可以提高烧结体的导电性. Zuo 等人^[32]采用 20 和 100 nm 铜纳米颗粒制备复合铜颗粒膏体, 在 250 ℃ 的烧结温度下施加 4 MPa 的辅助压力, 可以达到 15 MPa 的连接强度.

综上所述, 目前烧结工艺、复合颗粒配比对纳米铜烧结机理和性能的影响的研究主要以试验为主, 缺少理论依据. 文中采用理论模型构建、仿真模拟和试验验证相结合的方法, 构建不同粒径配比下的三维非等径双球紧密堆积模型推算理论初始堆积密度, 采用蒙特卡罗仿真模拟确定最佳粒径比, 最后通过试验验证理论计算和模拟结果的合理性.

1 非等径双球三维紧密堆积模型

文中构建了 3 种非等径双球三维紧密堆积模型, 推算了模型的理论密堆孔隙率, 在堆积孔隙率最低时得到最佳颗粒粒径比.

1.1 三维模型构建

首先分别构建大球的简单立方、面心立方、体心立方 3 种骨架模型; 然后, 将小颗粒按粒径比为

5:2, 5:1, 10:1 紧密填充到骨架模型空隙中, 如图 1 所示; 最后, 计算单位元胞孔隙率和大小球质量比.

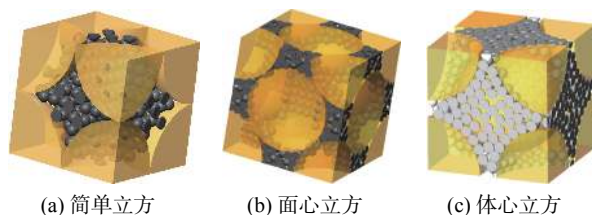


图 1 粒径比为 5:1 时三维紧密堆积模型

Fig. 1 3D stack models with a particle size ratio of 5:1. (a) simple cubic; (b) face-centered cubic; (c) body-centered cubic

1.2 理论密堆孔隙率计算

理论密堆孔隙率 ζ 为

$$\zeta = \frac{v_c - v_1 - v_2}{v_c} \quad (1)$$

大小球质量比 x 为

$$x = \frac{v_2 \rho}{v_1 \rho} = \frac{v_2}{v_1} \quad (2)$$

式中: v_c 为单位元胞体积; v_1 为小球总体积; v_2 为大球总体积; ρ 为铜的密度.

经计算, 一个单位元胞中不同堆积模型的孔隙率与大小球颗粒质量比如表 1 所示. 可以看出, 当颗粒粒径比在 10:1 ~ 5:1 时, 初期孔隙率较低, 大球质量占比较大, 其中质量比在 8:1 ~ 12:1 时, 计算得到的孔隙率较低.

表 1 堆积模型的计算结果

Table 1 Calculation results of stack model

堆积模型	粒径比	大球个数 N_1 (个)	小球个数 N_2 (个)	孔隙率 ζ (%)	质量比 x
简单立方	1:1	1	0	47.64	—
	5:2	1	5	30.88	3.13
	5:1	1	48	27.53	2.61
	10:1	1	242	34.97	4.13
面心立方	1:1	4	0	25.95	—
	5:2	4	4	21.21	15.63
	5:1	4	39	20.18	12.82
	10:1	4	426	18.07	9.39
体心立方	1:1	2	0	31.98	—
	5:2	2	0	31.98	—
	5:1	2	24	25.45	10.42
	10:1	2	262	23.07	7.63

2 基于蒙特卡罗仿真的烧结过程模拟

2.1 蒙特卡罗仿真模拟

蒙特卡罗仿真模拟方法通常采用概率分布函数 (PDF) 确定微观结构, 利用随机数来模拟烧结. 如图 2 所示, 首先将微观结构描述为二维晶格, 选择晶格点之间有规则间距的正方形晶格 ($n \times n$)^[33], 正方形区域外部的晶格位点具有较少的相邻位点. 其次, 将微观结构中每个晶格位分配一个自旋态 s , 将固相晶格位的自旋态设定为小于 Q 的正整数 (Q 为模拟中可能的自旋态数). 然后, 将气相晶格位的自旋态设定为负单位 (如-1). 微观结构中的晶粒可以定义为具有相同自旋态的晶格位的连续区域.

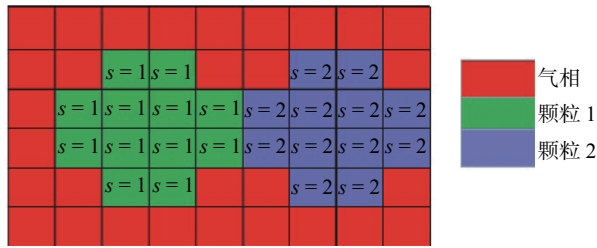


图 2 蒙特卡罗算法模型图
Fig. 2 Monte Carlo model diagram

微观结构的总能量 E 表示为

$$E = \frac{1}{2} \sum_{i=1}^{n^2} \sum_{j=1}^z \gamma(s_i, s_j) \quad (3)$$

式中: z 为微观结构中某一位置的邻域数. γ 定义为

$$\gamma(s_i, s_j) = \begin{cases} 0, & s_i = s_j \\ \gamma_s, & s_i \neq s_j, s_i, s_j < 0 \\ \gamma_{gb}, & s_i \neq s_j, s_i, s_j > 0 \end{cases} \quad (4)$$

式中: γ_s 为比表面能; γ_{gb} 为比晶界能.

微观结构的演化包括计算在第 f 和第 t 晶格位分配临时自旋态前后的能量变化. 系统 ΔE 由于自旋态从 s_f 和 s_t 到 s'_f 和 s'_t 的总能量的变化可以用公式 (3) 计算. 根据能量 E 的变化和 PDF, 可以接受或拒绝 s 和 t 格点自旋态的变化. 由公式 (3) 给出的 PDF 可以计算出自旋态变化的概率 $P(\Delta E)$.

$$P(\Delta E) = \begin{cases} 1, & \Delta E \leq 0 \\ \exp \frac{-\Delta E}{K_S}, & \Delta E > 0 \end{cases} \quad (5)$$

式中: K_S 定义了模拟的热能. K_S 项类似于烧结温度下可用的热能. 在该次仿真模拟中, 通过给定初始 K_S 值来模拟烧结的不同温度环境. 接受或拒绝临时

分配的自旋态最终由在 $[0, 1]$ 中产生一个随机数 R 来决定. 如果 R 小于或等于概率 $P(\Delta E)$, 则可接受自旋态 s_f 和 s_t 的变化. 通过对自旋态变化的微观组织进行取样, 计算了其微观组织演变.

在 512×512 的均匀网格点中选用上节堆积模型中设定的粒径比 (在 10:1 ~ 5:1 之间) 模拟非等径双球模型烧结过程, 大球的直径为 100 像素. 其中, 热能参数为 1.0 K 来模拟烧结工艺中热能量. 分别将选定的参数编写进 C++ 程序, 选择 Visual Studio 进行程序模拟. 将模拟得到的数据导入 MATLAB 软件, 使模拟结果可视化, 得到各个时间点的颗粒烧结状态, 具体流程如图 3 所示. 图 4 为粒径比 5:1 时的模拟结果. 总的模拟步长为 30 000 步, $a \sim i$ 各个阶段的间隔 3 000 步.

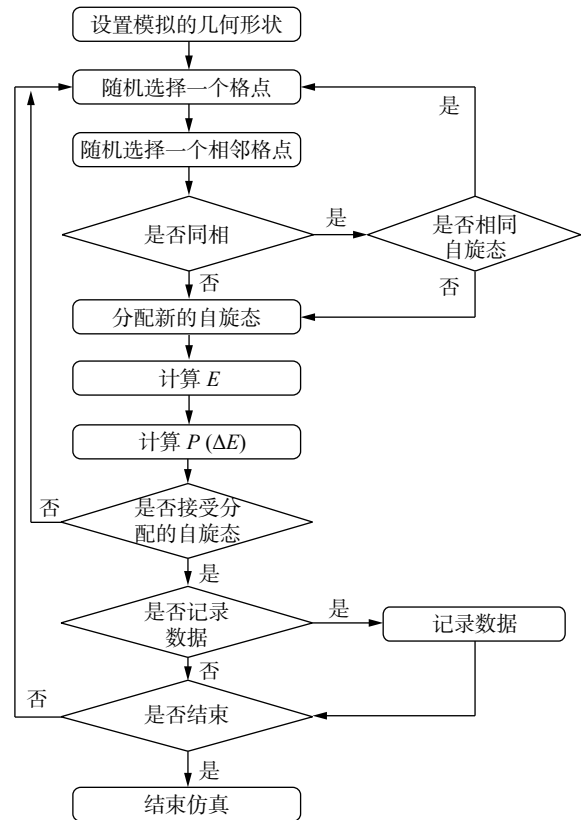


图 3 蒙特卡罗仿真流程图
Fig. 3 Monte Carlo simulation flow chart

图 5 为非等径双球模型的烧结状态图, 其中 R 和 r 为大小球半径; X 为相对烧结颈; L 为实时双球模型长度; 各个时间节点 i 时双球模型的相对收缩率 ξ_i 为

$$\xi_i = \frac{L}{L_0} \times 100\% \quad (6)$$

式中: L_0 为初始双球模型长度.

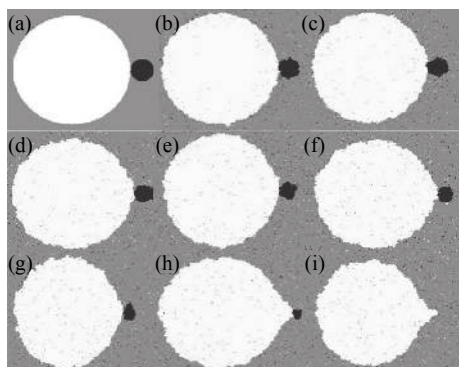


图 4 非等径双球模型烧结过程的蒙特卡罗仿真模拟结果
Fig. 4 Monte Carlo simulation results of the sintering process of non-isodiametric double sphere model

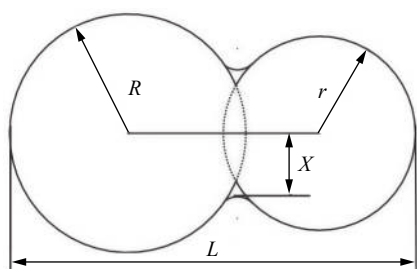


图 5 非等径双球模型的烧结状态
Fig. 5 Sintering state diagram of non-isodiametric double sphere model

2.2 模拟结果分析

图 6 为粒径比在 10:1 ~ 5:1 之间的双球模型烧结过程模拟结果. 由图 6 可知, 烧结初期收缩速度较快, 其中粒径比为 5:1 时, 收缩速度最快且各个时间节点收缩率最大. 由此可见, 双球模型收缩伴随着烧结颈的快速形成, 并进行大量的物质传递. 样品在烧结过程中总体积在收缩, 在保证质量守恒的情况下, 使相对密度提高. 结合堆积模型确定的孔隙率最低粒径比范围 (10:1 ~ 5:1), 当粒径比为 5:1 时, 烧结收缩速度较快, 收缩率较大, 预测其烧结致密性较好.

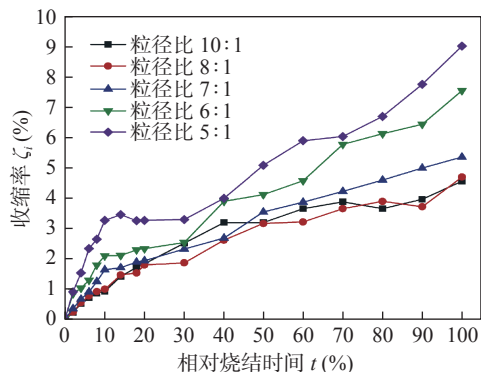
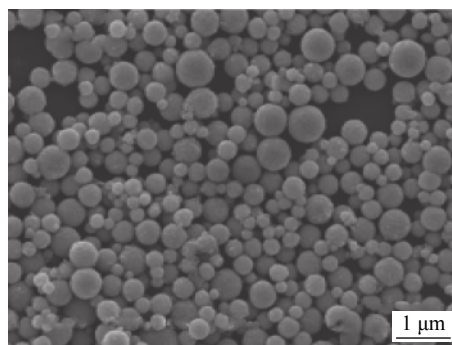


图 6 不同相对烧结时间的收缩率模拟结果
Fig. 6 Simulation results of relative shrinkage with different sintering time

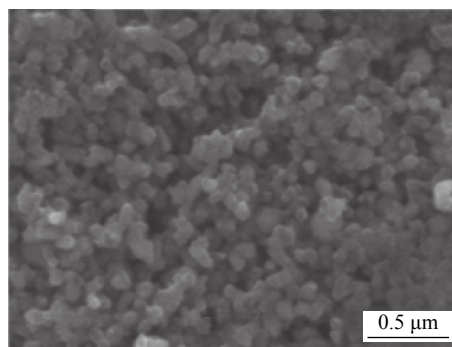
3 烧结试验验证

3.1 试样样品制备

根据堆积模型和蒙特卡罗仿真模拟结果选取 250 和 50 nm 的铜粉, 如图 7 所示. 分别按照大/小颗粒质量比为 1:0, 12:1, 8:1, 6:1, 4:1, 2:1, 1:1, 1:2, 1:4, 1:8, 0:1 在酒精中混合 10 h. 为防止材料在空气中的氧化, 在氮气手套箱内将 1.5 g 混合铜粉装入配有压力传感器的模具中, 并对其施加 30 MPa 的制样压力. 然后, 放入真空烧结炉内以 5 °C/min 的升温速率加温至 250 °C, 保温 40 min 后自然冷却至室温; 最后, 取出样品至氮气手套箱内待测.



(a) 250 nm



(b) 50 nm

图 7 纳米铜粉 SEM 形貌

Fig. 7 SEM morphology of nano copper powder. (a) 250 nm; (b) 50 nm

3.2 样品测试和分析

采用密度计测量烧结样品的相对密度, 并采用扫描电子显微镜 (SEM) 观察其烧结表面显微结构来计算孔隙率.

3.2.1 相对密度

相对密度是指纳米铜烧结试样的密度与铜块体密度之比. 如图 8 所示, 当大颗粒铜粉占比较高时, 烧结体的相对密度较高, 其中当大/小颗粒质量

比为 8:1 时相对密度最大为 92.7%。这和紧密堆积模型中推算的初始孔隙率较低时最佳质量比 (在 8:1 ~ 12:1 之间) 相符。由此可见, 初始颗粒堆积密实性对烧结致密性影响较大。

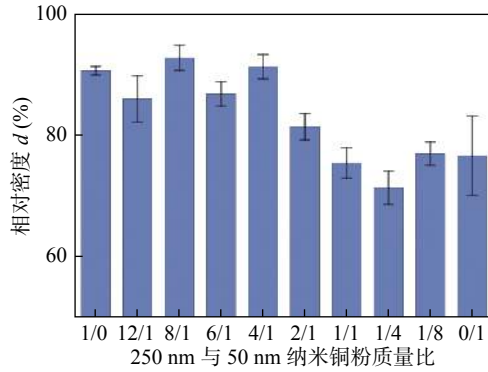
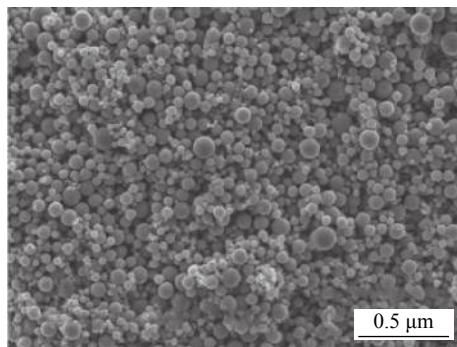


图 8 不同颗粒质量比下烧结样品相对密度

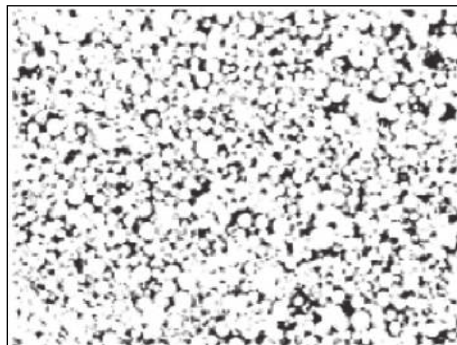
Fig. 8 Relative density of sintered samples with different mass ratios

3.2.2 SEM 显微结构表征及孔隙率计算

通过在烧结试样表面取 3 个点拍摄 SEM 图像, 并采用图像二值化处理^[34]后计算孔隙率, 如图 9 所示。图 9b 为二值化方法处理后的孔隙率结果图, 其中黑色部分代表 SEM 图中的孔隙, 计算黑色面



(a) 质量比为 8:1 时烧结样品 SEM 形貌



(b) 二值化处理图

图 9 二值化方法处理孔隙率

Fig. 9 Binarization processing porosity. (a) SEM image of the sintered sample with the particle mass ratio of 8:1; (b) binarization processing image

积占比即为孔隙率。

图 10 为不同颗粒质量配比条件下烧结样品的孔隙率。可以发现, 当颗粒质量比在 8:1 时孔隙率较低, 这一结果与相对密度的分布吻合。但当样品中小颗粒占比较多时, 图 8 中的相对密度与图 10 中孔隙率的分布不符, 这是由于当烧结样品小颗粒质量含量较多时, 小颗粒有团聚现象 (图 11), 形成较大的团聚体 (图 11a), 其内部的孔隙率较高 (图 11b)。随着烧结的进行, 团聚体外部首先进行烧结, 将内部颗粒包围住, 形成较大的烧结体 (图 11c), 内部孔隙率依然较高, 所以采用图像二值化处理计算其孔隙率时存在偏差。

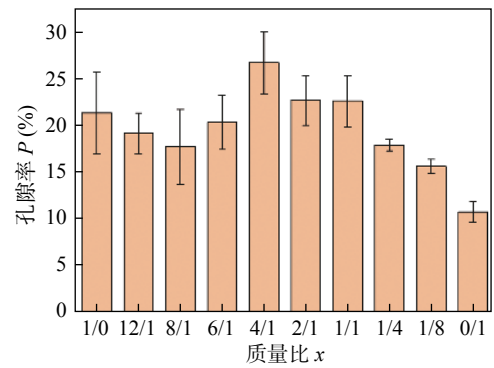
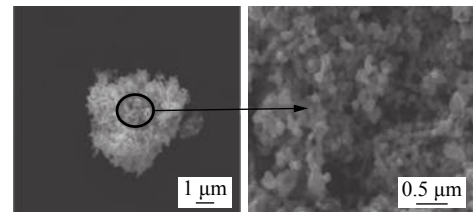


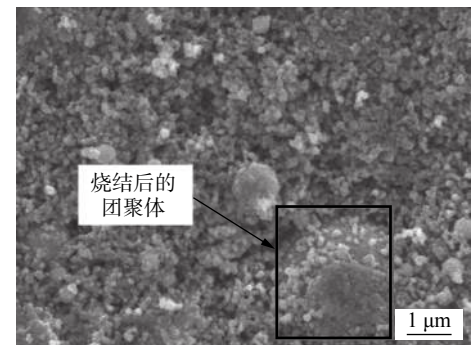
图 10 不同颗粒质量比下的烧结样品的孔隙率

Fig. 10 Porosity of sintered samples with different mass ratios



(a) 50 nm 铜粉

(b) 局部放大



(c) 50 nm 铜粉烧结后的 SEM

图 11 团聚现象

Fig. 11 Agglomeration. (a) 50 nm copper powder; (b) partial enlargement; (c) SEM image of 50 nm copper powder after sintering

4 结论

(1) 由非等径双球三维密集堆积模型估算孔隙率最低时的颗粒粒径比在 10:1 ~ 5:1 之间, 对应的质量比在 8:1 ~ 12:1 之间。

(2) 蒙特卡罗仿真模拟揭示双球模型收缩伴随着烧结颈的快速形成, 并进行大量的物质传递。样品在烧结过程中总体积在收缩, 在保证质量守恒的情况下, 使相对密度提高, 其中粒径比为 5:1 时, 烧结收缩速度最快且收缩率较大。

(3) 250 和 50 nm 两种纳米铜按质量比为 8:1 混合, 在烧结温度为 250 °C、制样压力为 30 MPa 时烧结致密性最好, 与理论计算结果相符。

参考文献

- [1] 钱照明, 张军明, 盛况. 电力电子器件及其应用的现状和发展[J]. 中国电机工程学报, 2014, 34(29): 5149 – 5161.
Qian Zhaoming, Zhang Junming, Sheng Kuang. Current status and development of power electronic devices and their applications[J]. Proceedings of the Chinese Society of Electrical Engineering, 2014, 34(29): 5149 – 5161.
- [2] Qian C, Gheithaghy A M, Fan J, *et al.* Thermal management on IGBT power electronic devices and modules[J]. IEEE Access, 2018(6): 12868 – 12884.
- [3] 邹贵生, 闫剑锋, 母凤文, 等. 微连接和纳连接的研究新进展[J]. 焊接学报, 2011, 32(4): 107 – 112.
Zou Guisheng, Yan Jianfeng, Mu Fengwen, *et al.* New progress in the research of micro-connection and nano-connection[J]. Transactions of the China Welding Institution, 2011, 32(4): 107 – 112.
- [4] Long Y, Wu J, Wang H, *et al.* Rapid sintering of silver nanoparticles in an electrolyte solution at room temperature and its application to fabricate conductive silver films using polydopamine as adhesive layers[J]. Journal of Materials Chemistry, 2011, 21(13): 4875 – 4881.
- [5] Chen C N, Chen C P, Dong T Y, *et al.* Using nanoparticles as direct-injection printing ink to fabricate conductive silver features on a transparent flexible PET substrate at room temperature[J]. Acta Materialia, 2012, 60(16): 5914 – 5924.
- [6] Allen M, Leppäniemi J, Vilkman M, *et al.* Substrate-facilitated nanoparticle sintering and component interconnection procedure[J]. Nanotechnology, 2010, 21(47): 475204.
- [7] Bastús N G, Merkoçi F, Piella J, *et al.* Synthesis of highly monodisperse citrate-stabilized silver nanoparticles of up to 200 nm: kinetic control and catalytic properties[J]. Chemistry of Materials, 2014, 26(9): 2836 – 2846.
- [8] Steinigeweg D, Schlücker S. Monodispersity and size control in the synthesis of 20–100 nm quasi-spherical silver nanoparticles by citrate and ascorbic acid reduction in glycerol-water mixtures[J]. Chemical Communications, 2012, 48: 8682 – 8684.
- [9] Dong X, Ji X, Wu H, *et al.* Shape control of silver nanoparticles by stepwise citrate reduction[J]. Journal of Physical Chemistry C, 2009, 113(16): 6573 – 6576.
- [10] Tung H T, Chen I G, Kempson I M, *et al.* Shape-controlled synthesis of silver nanocrystals by X-ray irradiation for inkjet printing[J]. ACS Applied Materials & Interfaces, 2012, 4(11): 5930 – 5935.
- [11] Zhang R, Moon K S, Lin W, *et al.* Preparation of highly conductive polymer nanocomposites by low temperature sintering of silver nanoparticles[J]. Journal of Materials Chemistry, 2010, 20(10): 2018 – 2023.
- [12] Hiroshi Nishikawa, Tomoaki Hirano, Tadashi Takemoto, *et al.* Effects of joining conditions on joint strength of Cu/Cu joint using Cu nanoparticle paste[J]. Open Surface Science Journal, 2011, 3(1): 60 – 64.
- [13] Yamakawa T, Takemoto T, Shimoda M, *et al.* Influence of joining conditions on bonding strength of joints: efficacy of low-temperature bonding using Cu nanoparticle paste[J]. Journal of Electronic Materials, 2013, 42(6): 1260 – 1267.
- [14] Li J J, Cheng C L, Shi T L, *et al.* Surface effect induced Cu-Cu bonding by Cu nanosolder paste[J]. Materials Letters, 2016, 184: 193 – 196.
- [15] Liu J, Chen H, Ji H, *et al.* Highly conductive Cu-Cu joint formation by low-temperature sintering of formic acid-treated Cu nanoparticles[J]. ACS Applied Materials & Interfaces, 2016, 8(48): 33289 – 33298.
- [16] Yan J F, Zou G S, Hu A M, *et al.* Preparation of PVP coated Cu NPs and the application for low-temperature bonding[J]. Journal of Materials Chemistry, 2011, 21(40): 15981 – 15986.
- [17] Lee J, Lee B, Jeong S, *et al.* Enhanced surface coverage and conductivity of Cu complex ink-coated films by laser sintering[J]. Thin Solid Films, 2014, 564: 264 – 268.
- [18] Kim D, Jeong S, Moon J, *et al.* Organic thin film transistors with ink-jet printed metal nanoparticle electrodes of a reduced channel length by laser ablation[J]. Applied Physics Letters, 2007, 91(7): 253 – 264.
- [19] Park S H, Chung W H, Kim H S. Temperature changes of copper nanoparticle ink during flash light sintering[J]. Journal of Materials Processing Technology, 2014, 214(11): 2730 – 2738.
- [20] Chung W H, Hwang H J, Lee S H, *et al.* In situ monitoring of a flash light sintering process using silver nano-ink for producing flexible electronics[J]. Nanotechnology, 2013, 24(3): 035202.
- [21] Han W S, Hong J M, Kim H S, *et al.* Multi-pulsed white light sintering of printed Cu nanoinks[J]. Nanotechnology, 2011, 22(39): 2014, 26(9): 2836 – 2846.

- 395705.
- [22] Dai Y Y, Mei Z N, Anantha P, *et al.* Copper micro and nano particles mixture for 3D interconnections application[C]//IEEE. 2015 International 3D Systems Integration Conference (3DIC). Sendai, Japan, 2015: 1–25.
- [23] 肖勇. 复合纳米银颗粒低温烧结机理及其性能研究 [D]. 哈尔滨: 哈尔滨工业大学, 2016.
- Xiao Yong. Research on the low-temperature sintering mechanism and performance of composite nano-silver particles[D]. Harbin: Harbin Institute of Technology, 2016.
- [24] Farr R S, Groot R D. Close packing density of polydisperse hard spheres[J]. Journal of Chemical Physics, 2009, 131(24): 244104.
- [25] Uche O U, Stillinger F H, Torquato S. Concerning maximal packing arrangements of binary disk mixtures[J]. Physica A: Statistical Mechanics and its Applications, 2004, 342(3-4): 428 – 446.
- [26] Santiso E E, Müller E A. Dense packing of binary and polydisperse hard spheres[J]. Molecular Physics, 2002, 100(15): 2461 – 2469.
- [27] Yamada S, Kanno J, Miyauchi M. Multi-sized sphere packing in containers: optimization formula for obtaining the highest density with two different sized spheres[J]. Information and Media Technologies, 2011, 6(2): 493 – 500.
- [28] Donev A, Cisse I, Sachs D, *et al.* Improving the density of jammed disordered packings using ellipsoids[J]. Science, 2004, 303(5660): 990 – 993.
- [29] Min H, Lee B, Jeong S, *et al.* Laser-direct process of Cu nano-ink to coat highly conductive and adhesive metallization patterns on plastic substrate[J]. Optics and Lasers in Engineering, 2016, 80(5): 12 – 16.
- [30] Kallus Y. The Random packing density of nearly spherical particles[J]. Soft Matter, 2016, 12(18): 4123 – 4128.
- [31] Prosser J H, Brugarolas T, Lee S, *et al.* Avoiding cracks in nano-particle films[J]. Nano Letters, 2012, 12(10): 5287 – 5291.
- [32] Zuo Y, Shen J, Xu H, *et al.* Effect of different sizes of Cu nano-particles on the shear strength of Cu-Cu joints[J]. Materials Letters, 2017, 199: 13 – 16.
- [33] Braginsky M, Tikare V, Olevsky E. Numerical simulation of solid state sintering[J]. International Journal of Solids & Structures, 2005, 42(2): 621 – 636.
- [34] Fan J, Xu D, Zhang H, *et al.* Experimental Investigation on the sintering kinetics of nanosilver particles used in high-power electronic packaging[J]. IEEE Transactions on Components, Packaging and Manufacturing Technology, 2020, 10(7): 1101 – 1109.
-
- 第一作者:** 蒋大伟, 硕士研究生; 主要从事第三代半导体封装工艺研究; Email: 836270923@qq.com.
- 通信作者:** 樊嘉杰, 博士, 研究员, 博士研究生导师; Email: jiajie_fan@fudan.edu.cn.

(编辑: 戴红)