

# 超细球形 AgCu 合金粉末的激光雾化制备工艺研究

赵兴科<sup>1,2</sup>, 孙昌政<sup>2</sup>, 赵增磊<sup>1</sup>

(1. 北京科技大学 顺德研究生院, 广东 佛山 528399)

(2. 北京科技大学 材料科学与工程学院, 北京 100083)

**摘要:** AgCu 合金粉末兼具 Ag 粉和 Cu 粉的优势, 在电子制造、催化和医疗领域有广泛的应用前景。采用脉冲激光刻蚀 AgCu 共晶合金靶材的方法制备了粉末样品, 采用扫描电镜、X 射线衍射仪和差热分析等测试手段研究了粉末样品的粒径、形貌、成分和微观组织。结果表明, 脉冲激光刻蚀制备的 AgCu 合金粉末的粒径集中分布范围为 1~6 μm。粉末颗粒呈球形、表面光滑。粉末颗粒的平均 Ag 含量接近靶材, 在剖面上成分整体均匀。粉末的微观组织由富 Ag 相和富 Cu 相组成。粉末和靶材的开始熔化温度分别为 773 和 779.5 °C, 两者熔化温度区间相近, 但前者的温度区间相比后者向低温发生了偏移, 推测是由于粉末颗粒中存在亚稳组织所导致的。研究结果为高性能超细球形 AgCu 合金粉末的制备提供了一种可行途径。

**关键词:** AgCu 合金; 超细粉; 球形粉; 激光雾化

中图分类号: TF123; TG132.2<sup>+1</sup>

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2023)10-3479-06

Ag 具有优良的导电性能和抗氧化性, 可广泛应用于导电填料领域<sup>[1]</sup>。然而, Ag 的价格较高, 并且易发生电迁移而降低电子产品的可靠性和使用寿命<sup>[2]</sup>。Cu 的导电性仅次于 Ag, 且价格低廉, 不易发生电迁移, 由 Cu 合金粉制成的浆料是 Ag 浆料的有力竞争者<sup>[3]</sup>。超细 Ag 粉的化学性质活泼, 容易发生氧化, 使其导电性能迅速恶化<sup>[4]</sup>。将 Ag 的高导电性、高抗氧化与 Cu 的抗电迁移性相结合, 制备 Ag-Cu 双金属粉末以克服单一金属粉末的缺陷<sup>[5-6]</sup>。因此, Ag-Cu 双金属粉末的制备及其应用的研究备受关注<sup>[7-8]</sup>。

Ag-Cu 双金属粉末大致可分为 2 类。一类是核-壳结构的 Ag/Cu 复合粉末, 典型的制备工艺是在 Cu 颗粒表面化学镀覆 Ag 层。这种 Ag/Cu 双金属复合粉末具有良好的综合性能<sup>[9-11]</sup>。然而, Ag 层的致密性通常难以保证<sup>[12]</sup>, 并且 Cu 核/Ag 壳界面处的低结合力以及 Ag 壳松散的微观结构无法阻止 O 穿过 Ag 镀层向 Cu 颗粒内部扩散, 因此, 这种 Ag/Cu 复合粉末的抗氧化能力有限<sup>[9,13]</sup>。另一类是 AgCu 合金粉末<sup>[14-15]</sup>, 这种合金价格低廉、化学稳定性高, 还能提高导电性<sup>[16]</sup>。AgCu 合金粉末的制备方法主要有球磨法<sup>[17-23]</sup>、液相雾化法<sup>[14,24]</sup>、气相凝结法<sup>[25]</sup>、共溶剂喷雾热解法<sup>[26-27]</sup>、化学还原法<sup>[28-30]</sup>、辐射合成法<sup>[15]</sup>等。

激光是一种优秀的热源, 可以在空间和时间上精确控制能量。激光在制备超细 AgCu 合金粉末方面有巨大潜力。当高能量密度激光脉冲作用在金属靶材时会产生一系列复杂过程, 如熔化、气化、形成等离子体、产生超声冲击波、空化气泡的形成和崩塌等, 其结果是金属靶材表面形成刻蚀坑, 刻蚀出来的金属形成金属粉末。根据所用激光脉冲的不同, 激光雾化过程从数皮秒到数百微秒不等。激光雾化制粉通常在大气环境或者惰性气体保护环境下进行, 也可以采用液相介质。Bharati 等<sup>[31]</sup>采用两步法制备了 AgCu 合金纳米颗粒: 第 1 步, 采用飞秒激光在蒸馏水中刻蚀 Ag 和 Cu 制备了单种金属纳米粉末胶体; 第 2 步, 将 2 种胶体等量混合后采用飞秒激光辐照合成了 AgCu 合金粒子。作者的一项研究工作表明<sup>[32]</sup>, 采用纳秒激光在大气介质中刻蚀青铜合金靶材可制备超细球形青铜合金粉末, 粒径主要分布在 1~20 μm, 球形度高、表面光滑、无卫星球等缺陷。基于此, 本研究开展了激光雾化制备 AgCu 合金粉末的工艺研究, 重点研究了不同激光雾化工艺参数下制备的 AgCu 合金粉末的形态和成分分布特点, 探讨超细球形 AgCu 合金粉末制备的新途径。

## 1 实验

实验材料为共晶成分 (Ag-28% Cu, 质量分数) 的

收稿日期: 2022-07-13

基金项目: 广东省重点领域研发计划激光与增材制造专项 (2019B90907002); 广东省佛山市科技创新专项 (BK21BE003)

作者简介: 赵兴科, 男, 1966 年生, 博士, 副教授, 北京科技大学材料科学与工程学院, 北京 100083, 电话: 010-62334859, E-mail: xkzhao@ustb.edu.cn

AgCu 合金板材（长沙天久金属材料有限公司），裁切成 20 mm×20 mm×2 mm 的试片作为靶材。在无水乙醇中超声清洗 10 min 后，热风吹干备用。激光雾化设备为市售光纤激光打标机（聊城市绘天激光设备有限公司）。激光波长 1064 nm、功率 30 W、频率 1~20 kHz。利用激光打标机产生纳米脉冲激光，配合自制的制粉装置，实现 AgCu 合金的制粉。

将 AgCu 合金靶材安装在自制的制粉装置内，如图 1 所示。激光束以 5° 偏转角照射在 AgCu 靶材表面，并使聚焦激光束在试片表面做扫描运动。通过观察产生的等离子体光亮强度和爆破音大小实时调整激光束的焦点，使其在刻蚀过程中始终作用在靶材表面<sup>[31]</sup>。制粉室中通入氩气。

根据预先试验结果，选取了激光功率、激光频率、激光扫描速度等不同工艺参数进行系统地研究，激光功率的工艺参数窗口选取总功率（30 W）的 50%~90%；激光频率的工艺参数窗口选取 1~20 kHz；激光扫描速度的工艺参数窗口选取 200~1000 mm/s。

采用扫描电镜（FEI-Quanta 250 型，美国 FEI 公司）结合 ToupView 软件（杭州图谱光电科技有限公司）统计粉末颗粒粒径。采用扫描电镜自带的能谱仪分析粉末颗粒的化学成分。利用 X 射线衍射仪（XRD, Bruker Smart 1000, Madison）分析粉末颗粒相组成。采用 SDT-Q600 型差热热重分析联用仪分析粉末颗粒的熔化行为。

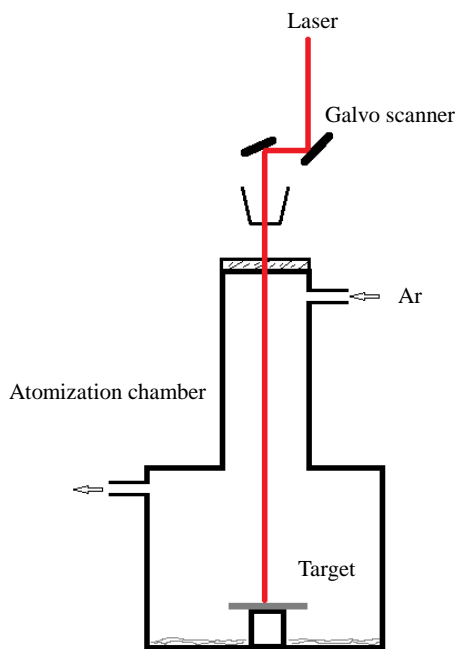


图 1 激光雾化制备 AgCu 合金粉末装置示意图

Fig.1 Schematic diagram of laser atomization equipment for preparing AgCu alloy powder

## 2 结果与讨论

### 2.1 AgCu 合金粉末的形貌

图 2 是激光雾化 AgCu 合金粉末颗粒的典型形貌。该粉末的制备工艺参数为：激光功率 24 W、激光频率 12 kHz、扫描速度 600 mm/s，保护气体为氩气。AgCu 合金粉末颗粒呈球形，表面光滑。颗粒之间无聚集、粘连现象。

### 2.2 AgCu 合金粉末的粒度

在本试验研究的工艺参数范围内制备的 AgCu 合金粉形貌相同、粒径相近，仅在粒径分布方面略有不同。图 3 是不同激光扫描速度下（激光功率 24 W，激光频率 12 kHz），AgCu 合金粉末颗粒的粒径分布，从图中可以明显看出，不同激光扫描速度下 AgCu 合金粉末的粒径分布呈近似单峰正态分布，90% 粉末颗粒的粒径分布于 1~6 μm，5 组试验平均粒径在 2.18~2.45 μm，其粒径中位数与平均粒径差距不大。当激光扫描速度为 800 mm/s 时，粒径中位数最小为 1.93 μm。激光扫描速度在 200 和 800 mm/s 时粒径分布曲线最高峰值在 25%~30%；激光扫描速度 400、600 和 1000 mm/s 时粒径分布曲线最高峰值在 35%~40%，可见粉末粒径近似正态分布的集中程度较高，粉末粒径分布比较集中。尤其是当激光扫描速度为 200 mm/s 时，粉末粒径分布最为集中，粉末粒径主要分布在 2~4 μm，90% 以上的粉末颗粒粒径分布范围为 1~6 μm。

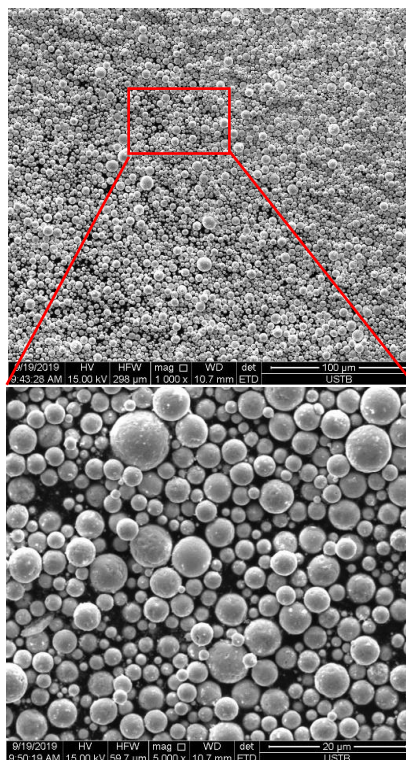


图 2 激光雾化 AgCu 合金粉末颗粒的典型形貌

Fig.2 Typical morphologies of laser atomized AgCu alloy powder particles

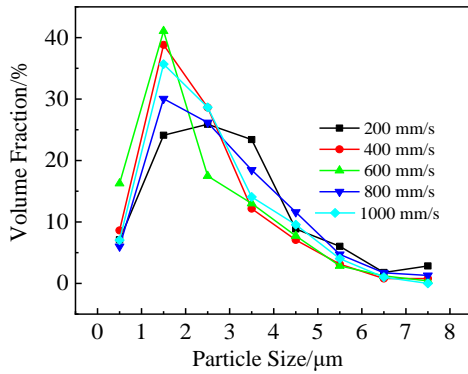


图 3 不同激光扫描速度下 AgCu 合金粉末颗粒粒径分布

Fig.3 Particle size distribution of AgCu alloy powder at different laser scanning speeds

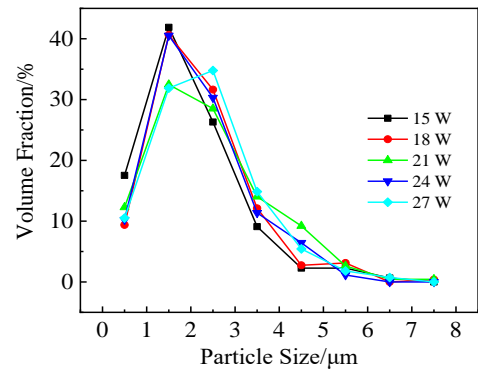


图 4 不同激光功率下 AgCu 合金粉末颗粒粒径分布

Fig.4 Particle size distribution of AgCu alloy powder under different laser powers

不同激光功率下（激光频率 12 kHz，激光扫描速度 800 mm/s）AgCu 合金粉末的粒径分布呈近似单峰正态分布，如图 4 所示，5 组试验平均粒径在 1.95~2.36 μm，其粒径中位数与平均粒径差距不大，当激光功率为 15 W 时，粒径中位数最小，为 1.78 μm。激光功率为 15，18 和 24 W 时粒径分布曲线最高峰值接近 40%；激光功率为 27 W 时粒径分布曲线最高峰值约为 35%；激光功率 21 W 时粒径分布曲线最高峰值约为 30%，粉末近似正态分布的集中程度较高，粉末粒径分布比较集中，并且其分布峰值对应粒径范围接近于粒径均值。

### 2.3 粉末颗粒的成分与微观组织

#### 2.3.1 粉末颗粒的成分

图 5 为 AgCu 合金粉末颗粒剖面形貌和穿过颗粒的 Ag 元素 EDS 线扫描。图 5b 中的上下 2 条红色虚线分别表示室温下 AgCu 共晶合金 2 个平衡相中的 Ag 含量，中间虚线表示 AgCu 共晶合金靶材的平均 Ag 含量。试验用靶材为共晶成分的 AgCu 合金，其 Ag 含量为 60.1at%。实测的粉末 Ag 含量的平均值在 60at%，与靶材成分接近；成分分布较均匀，但局部约有 15% 的波动。通过成

分测试结果可以得到 3 点结论：（1）激光雾化法制备的 AgCu 合金粉末的成分与所采用的靶材相近，不存在激光的选择性烧蚀损耗；（2）AgCu 合金粉末颗粒内部成分均匀分布，金属液滴在冷却凝固过程中没有明显的成分偏析；（3）AgCu 合金粉末颗粒组织细密，不存在粗大的富 Ag 相和富 Cu 相。这种细密的组织能够有效阻挡 O 通过 Cu 相向 AgCu 合金内部扩散，从而有助于提高粉末颗粒的抗氧化性<sup>[8]</sup>。

#### 2.3.2 粉末颗粒的相组成

图 6 为 AgCu 合金粉末的 XRD 图谱，可以看出，AgCu 合金粉末颗粒由 2 相组成：一是富 Ag 固溶体相，在 38.4°、44.7°、65.2° 和 78.8° 处有衍射峰；另一相是富 Cu 固溶体，在 42.3°、49.6° 和 73.1° 处有衍射峰。分别相对于纯 Ag 和纯 Cu 的衍射峰（ICDD PDF 01-071-3761 和 01-071-3762）有轻微的偏移。AgCu 合金属于典型的共晶合金，当合金处于高温液体时两组成元素无限互溶，当合金凝固后则形成稳定的双相组织。室温下两元素的互溶解度低于 1at%。由于 2 种金属元素固态和液态下均具有正混合焓<sup>[33]</sup>，急冷、薄膜沉积和严重塑性变形等极

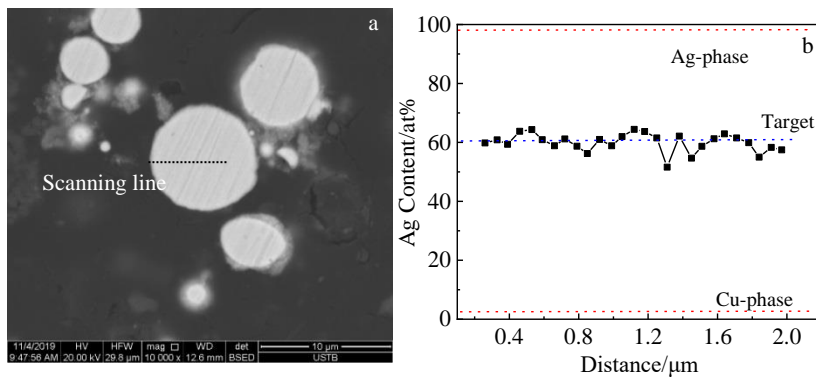


图 5 AgCu 合金粉末颗粒的剖面形貌和穿过颗粒的 Ag 元素 EDS 线扫描

Fig.5 Sectional morphology (a) and silver element EDS linear scanning along the marked line (b) of AgCu alloy powder particles

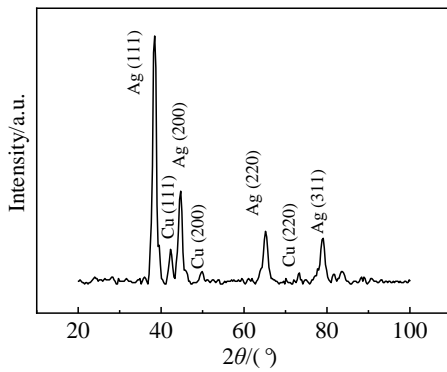


图 6 AgCu 合金粉末颗粒的 XRD 图谱

Fig.6 XRD pattern of AgCu alloy powder particles

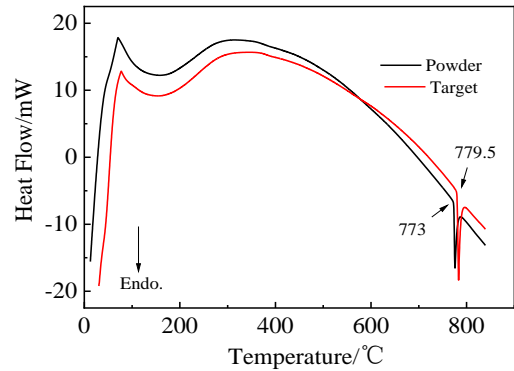


图 7 AgCu 合金粉末和靶材的 DSC 曲线

Fig.7 DSC curves of AgCu alloy powder and target

端加工条件可以使 AgCu 合金由双相组织转变成亚稳定的单一固溶体或非晶态<sup>[18,34-37]</sup>。根据本试验的测试结果可知,采用纳秒脉冲激光雾化制备的超细 AgCu 共晶合金粉末颗粒未形成单一固溶体或非晶态。尽管如此,考虑激光雾化条件下 AgCu 合金液滴经历高温加热和急速冷却,其内部组织不能排除存在过饱和的富 Ag 相和富 Cu 相,以及超细晶、纳米晶等亚稳态组织<sup>[38]</sup>。

为了进一步探讨所制备的 AgCu 合金粉末颗粒的微观组织构成,对 AgCu 合金粉末和靶材分别做了 DSC 分析,结果见图 7。可以看出,粉末和靶材的 DSC 曲线基本相同,都在 800 °C 附近存在尖锐的吸热峰,吸热峰的位置略不同。粉末的熔化温度区间相比靶材向低温方向发生了偏移,两者的开始熔化温度分别为 773 和 779.5 °C,相差 6.5 °C。这种熔化温度区间的偏移推测是粉末颗粒中存在少量亚稳相导致的<sup>[39]</sup>。

### 2.4 AgCu 合金粉末的成形机制

当激光射入到 AgCu 合金靶材表面时,一部分被靶材表面反射,另一部分激光则是进入靶材表面以下,被靶材表层吸收而转化成热能。激光的热作用表现为在高能激光束照射下,靶材表面温度升高,发生瞬间的局部金属

熔化、气化、喷射和液体金属凝固等<sup>[40]</sup>。受激光热冲击的影响,一些液体金属堆积在冲击口边缘,凝固后形成火山口形貌<sup>[41]</sup>。图 8 为脉冲激光作用后靶材的表面形貌。

根据图 8 可以推测激光雾化制粉分为 3 个阶段。(1) 脉冲激光作用在 AgCu 合金靶材表面,在激光成孔中产生了熔融的 AgCu 合金液体。同时,AgCu 合金液体受到液相爆炸冲击波的冲击,被挤压到成孔边缘形成液膜。(2) 在激光产生的冲击波作用下,熔融 AgCu 合金液膜表面产生细小扰动而形成波动。高压金属蒸气气流冲击中产生的剪切力,会使波动的熔融 AgCu 合金液膜碎裂,并且形成条带状的 AgCu 合金液膜。(3) 在高压金属蒸气气流的冲击下,条带状的 AgCu 合金液膜会被破碎形成小液滴。由于这些小液滴表面张力足够大,最终会成为形状规则的粉末颗粒。

图 9 为 AgCu 合金靶材表面激光扫描区域及边界的形貌,在被激光扫描过的地方,会有激光成孔及其孔中 AgCu 合金熔融液体被冲击出来后凝固于其孔口附近的组织。而在边界处的靶材表面,可以看出有被液相爆炸冲击出的小液滴凝固成的粉末粘接在邻近表面上,而且还有不规则的膜状物。这些膜状物是飞溅液体铺展在靶

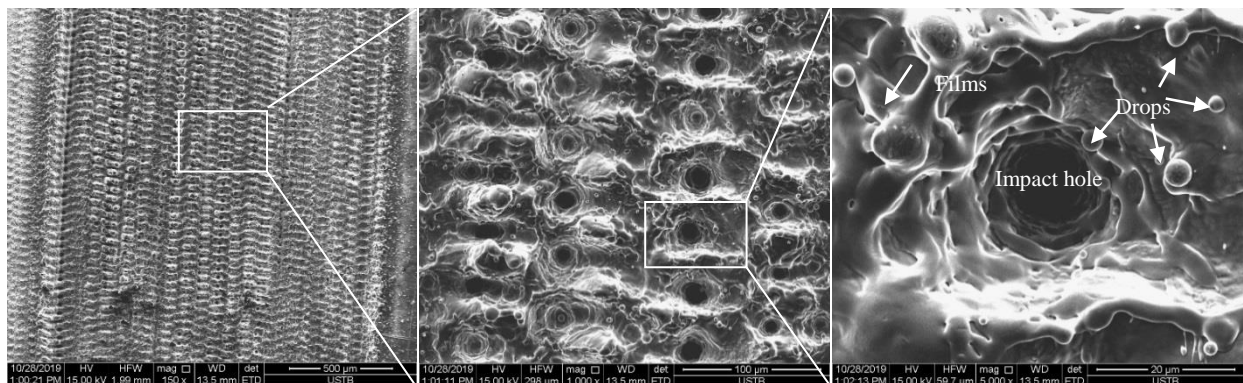


图 8 激光作用后 AgCu 合金靶材的表面形貌

Fig.8 Surface morphologies of laser etched AgCu alloy target

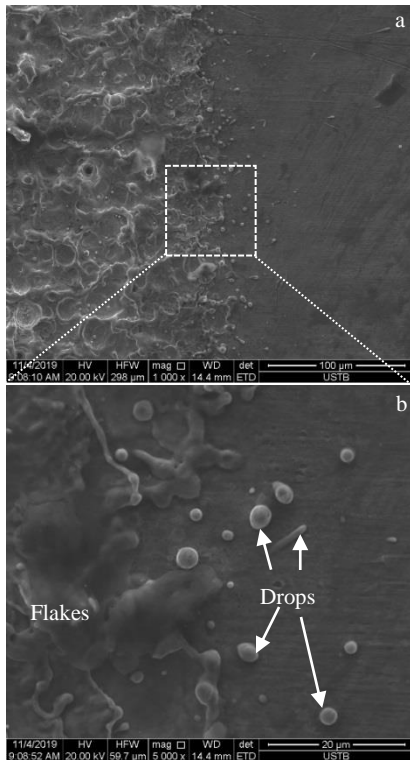


图9 激光扫描 AgCu 靶材后表面形貌及在边缘形成的液膜及其破碎产生的液滴

Fig.9 Surface morphology of laser scanned AgCu alloy target (a); the liquid film formed at the edge of laser scanning and the droplets generated by its fragmentation (b)

材表面上形成的。该结果证明上述对 AgCu 合金粉末激光雾化成形机制的推测是合理的。

综上, 采用高能量密度的激光脉冲刻蚀 AgCu 合金靶材可以制备超细球形 AgCu 合金粉末。这种方法制备的 AgCu 合金粉末球形度高、粒径分布均匀、微观组织致密。并且由于激光雾化过程除了通入的惰性保护气体外, 靶材和粉末都不与任何其他物质接触, 可以最大限度地避免杂质元素污染, 从而保障合金粉末的性能。本研究为高性能 AgCu 合金粉末的生产加工开辟了一条新途径。有关这种激光雾化法制备的超细 AgCu 合金粉末的导电性、抗氧化性、抗电子迁移性及其应用研究将于今后陆续展开。

### 3 结 论

1) 采用高能密度脉冲激光雾化方法制备的 AgCu 合金粉颗粒呈球形, 表面光滑。粒径分布呈近似单峰正态分布, 90% 粉末颗粒的粒径在 1~6  $\mu\text{m}$ 。颗粒之间无聚集、粘连现象。

2) AgCu 合金粉末的平均 Ag 含量接近靶材成分。颗粒从表面到内部的 Ag 含量变化量整体较小, 局部有 15% 的波动, 无凝固偏析和相分离现象。

3) AgCu 合金粉末的微观组织由富 Ag 相和富 Cu 相 2 相构成。粉末和靶材的开始熔化温度分别为 773 和 779.5  $^{\circ}\text{C}$ 。两者熔化温度区间相近, 但前者的温度区间相比后者向低温发生了偏移, 推测是由于粉末颗粒中存在亚稳组织所导致的。

4) 激光雾化法为高性能超细球形 AgCu 合金粉末的制备提供了一种可行途径。

### 参考文献 References

- [1] Yang C, Wong C P, Yuen M M F. *Journal of Materials Chemistry C*[J], 2013, 1(26): 4052
- [2] Ismathullakhan S, Lau H, Chan Y C. *Microsystem Technologies*[J], 2013, 19(7): 069
- [3] Bhagathsingh W, Nesaraj A S. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*[J], 2013, 23(1): 128
- [4] Liu Zhijie(刘志杰), Zhao Bin(赵斌), Zhang Zongtao(张宗涛) et al. *Journal of Inorganic Chemistry*(无机化学学报) [J], 1996, 12(2): 193
- [5] Xia Jing(夏静), Xiang Xiongzhi(向雄志), Hu Xugao(胡旭高) et al. *Hot Working Technology*(热加工工艺)[J], 2014, 43(16): 62
- [6] Gong X J, Wei B, Teng J W et al. *Corrosion Science*[J], 2021, 190: 109 686
- [7] Wang Zhenjie(王振杰), Geng Jiarui(耿家锐), Nie Dengpan(聂登攀) et al. *Plating and Finishing*(电镀与精饰)[J], 2016, 38(4): 14
- [8] Li J X, Li Y P, Wang Z C et al. *Scientific Reports*[J], 2016, 6(1): 39 650
- [9] Lee C, Kim N R, Koo J et al. *Nanotechnology*[J] 2015, 26: 455 601
- [10] Michaud T, Nobre S S, Baffie T et al. *Journal of Nanoparticle Research*[J], 2019, 21(6): 116
- [11] Hai H T, Takamura H, Koike J. *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2013, 564: 71
- [12] Zhao Kexiong(赵科雄), Xi Shengqi(席生岐), Wu Hongjing(吴宏京) et al. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2008, 37(10): 1852
- [13] Tsai C H, Chen S Y, Song J M et al. *Corrosion Science*[J], 2013, 74: 123
- [14] Xie Ming(谢明), Zhao Ling(赵玲), Yang Youcai(杨有才) et al. *Precious Metals*(贵金属)[J], 2009, 30(3): 16
- [15] Zhu Y J, Qian Y T, Zhang M W et al. *Journal of Alloys and Compounds*[J], 1995, 221: 4
- [16] Wang Kaiyao(王铠尧). *World Nonferrous Metals*(世界有色金属)[J], 2018, 10: 169
- [17] Uenishi K, Kobayashi K F, Ishihara K N et al. *Materials Science Forum*[J], 1992(88-90): 459
- [18] Uenishi K, Kobayashi K F, Ishihara K N et al. *Materials Science*

- Engineering A*[J], 1991, 134: 1342
- [19] Li Z Q, Shen H, Chen L *et al. Philosophical Magazine*[J], 1995, 72: 1485
- [20] Qin Y, Chen L, Shen H. *Journal of Alloys and Compounds*[J], 1997, 256: 230
- [21] Spassov T, Lyubenova L, Liu Y *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2009, 478: 232
- [22] Milea A, Gingu O, Preda S *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2015, 629: 214
- [23] Tanasescu S, Milea A, Gingu O *et al. Physical Chemistry Chemical Physics*[J], 2015, 17(42): 28 322
- [24] Qin Guoyi(秦国义), Zhao Huaizhi(赵怀志), Cai Hongzhong(蔡宏中) *et al. The Chinese Journal of Nonferrous Metals*(中国有色金属学报)[J], 2009, 19(1): 134
- [25] Shulga Y M, Ivanov A S, Rubtsov V I *et al. Soviet Powder Metallurgy and Metal Ceramics*[J], 1986, 25(3): 258
- [26] Zhong K, Peabody G, Blankenhorn E *et al. Aerosol Science and Technology*[J], 2013, 47(2): 1
- [27] Zhong K, Peabody G, Blankenhorn E *et al. Journal of Materials Research*[J], 2013, 28(19): 2753
- [28] Tan K S, Cheong K Y. *Journal of Nanoparticle Research*[J], 2013, 15(4): 1537
- [29] Delsante S, Borzone G, Novakovic R *et al. Physical Chemistry Chemical Physics*[J], 2015, 17(42): 28 387
- [30] Wu Hailin(吴海林), Tang Jiaoning(汤皎宁), Cao Guangzhong(曹广忠) *et al. Transactions of Materials and Heat Treatment*(材料热处理学报)[J], 2015, 36(8): 17
- [31] Bharati M S S, Chandu B, Venugopal Rao S. *RSC Advances*[J], 2019, 9: 1517
- [32] Zhao Xingke(赵兴科), Xing Desheng(邢德胜), Zhao Zenglei(赵增磊). *Aeronautical Manufacturing Technology*(航空制造技术)[J], 2021, 64(12): 14
- [33] Liu B X, Lai W S, Zhang Q. *Materials Science and Engineering R*[J], 2000, 29(1): 1
- [34] Duwez P, Willens R H, Jr Klement W. *Journal of Applied Physics*[J], 1960, 31(6): 1136
- [35] Wagner C N J, Light T B, Halder N C *et al. Journal of Applied Physics*[J], 1968, 39(8): 3690
- [36] Zghal S, Hÿtch M J, Chevalier J P *et al. Acta Materialia*[J], 2002, 50(19): 4695
- [37] Ma E. *Progress in Materials Science*[J], 2005, 50(4): 413
- [38] Chen H, Zuo J M. *Acta Materialia*[J], 2007, 55(5): 1617
- [39] Najafabadi R, Srolovitz D J, Ma E *et al. Journal of Applied Physics*[J], 1993, 74(5): 3144
- [40] He H D, Wang C J, Zhang X *et al. Surface & Coatings Technology*[J], 2020, 386: 125 460
- [41] Long J Y, Cao Z, Lin C H *et al. Applied Surface Science*[J], 2019, 464: 412

## Research on Laser Atomization Process for Preparation of Ultrafine Spherical AgCu Alloy Powder

Zhao Xingke<sup>1,2</sup>, Sun Changzheng<sup>2</sup>, Zhao Zenglei<sup>1</sup>

(1. Shunde Graduate School, University of Science and Technology Beijing, Foshan 528399, China)

(2. School of Materials Science and Engineering, University of Science and Technology Beijing, Beijing 100083, China)

**Abstract:** AgCu alloy powder has both the advantages of Ag powder and Cu powder, and has broad application prospects in electronic manufacturing, catalysis and medical fields. Powder samples were prepared by pulse laser etching of AgCu eutectic alloy targets. The particle size, appearance, composition and microstructure of the powder samples were studied by scanning electron microscope, X-ray diffraction and differential thermal analysis. The results show that the particle size distribution of AgCu alloy powder is mainly in the range of 1~6  $\mu\text{m}$ . The powder particles are spherical and have a smooth surface. The average Ag content of the powder particles is close to that of the target, the composition is uniform on the most cross section. The microstructure of the powder is comprised of Ag-rich phase and Cu-rich phase. The onset melting temperatures of the powder and target are 773 and 779.5  $^{\circ}\text{C}$ , respectively; the melting temperature ranges of the two are similar, but the temperature range of the former is shifted to a lower temperature than the latter, which is presumed to result from the presence of metastable phase in the powder particles. The research results provide a feasible way for the preparation of high-performance ultrafine spherical AgCu alloy powders.

**Key words:** AgCu alloy; ultrafine powder; spherical powder; laser atomization

Corresponding author: Zhao Xingke, Ph. D., Associate Professor, School of Materials Science and Engineering, University of Science and Technology Beijing, Beijing 100083, P. R. China, Tel: 0086-10-62334859, E-mail: xkzhao@ustb.edu.cn