

引用格式: 张卫刚, 孙杨, 郑敏, 等. 直流等离子体球化钨粉制备及其性能研究[J]. 中国材料进展, 2024, 43(8): 753-759.

ZHANG W G, SUN Y, ZHENG M, *et al.* Preparation and Performance Study of Tungsten Powder by Direct-Current Plasma Spheroidization[J]. Materials China, 2024, 43(8): 753-759.

直流等离子体球化钨粉制备及其性能研究

张卫刚, 孙 杨, 郑 敏, 高 岭, 刘 璐,
汪 舸, 王娅辉, 杨肖肖

(西安优耐特容器制造有限公司, 陕西 西安 710201)

摘 要: 直流电弧等离子体具有核心温度高、环境清洁等特点, 且制备出的粉体球形度高、球化率高, 成为增材制造用高质量粉体规模化生产的重要技术。以不规则钨粉为原料, 采用直流电弧等离子体球化技术制备球形钨粉, 研究不同送粉速率及送粉气流量对球化后粉末颗粒性能的影响, 证明不规则钨粉球化过程中的 3 种转变机制, 并在较大送粉气流量下, 采用直流电弧等离子体球化技术原位合成了纳米颗粒附着的球形钨粉。采用扫描电子显微镜、X 射线衍射仪、激光粒度仪、粉末流动性测试仪对球化后钨粉颗粒的形貌、物相、粒径分布、流动性及松装密度等进行分析表征。结果表明: 经直流电弧等离子体球化后钨粉颗粒物相未发生变化, 呈现出单一钨相, 送粉速率为 $8 \text{ r} \cdot \text{min}^{-1}$ 时, 制备的钨粉颗粒表面光滑且球化率可达到 98% 以上, 粒径分布相较于原料粉末变窄。球化后钨粉的流动性最高, 达到 $5.35 \text{ s} \cdot 50 \text{ g}^{-1}$, 相较原料钨粉减少了 13.18 s; 松装密度由 5.37 提高到 $11.67 \text{ g} \cdot \text{cm}^{-3}$, 提高了 117.3%。

关键词: 直流电弧等离子体; 钨粉; 球化率; 送粉气流量; 球化机制

中图分类号: TG146.4⁺11 文献标识码: A 文章编号: 1674-3962(2024)08-0753-07

Preparation and Performance Study of Tungsten Powder by Direct-Current Plasma Spheroidization

ZHANG Weigang, SUN Yang, ZHENG Min, GAO Ling, LIU Lu,
WANG Ge, WANG Yahui, YANG Xiaoxiao
(Xi'an United Pressure Vessel Co., Ltd., Xi'an 710201, China)

Abstract: Direct-current arc plasma has the characteristics of high core temperature and clean environment, and the prepared powders have high sphericity and spheroidization rate, making it an important technology for the large-scale production of high-quality powders for additive manufacturing. In this paper, spherical tungsten powder was prepared by direct-current arc plasma spheroidization technology using irregular tungsten powder as raw material. The effects of different feeding rates and powder delivery gas flow rate on the properties of spheroidized powder particles were studied. Three transformation mechanisms in the process of spheroidizing irregular tungsten powder were proved. Under a large powder delivery gas flow rate, spherical tungsten powder with nanoparticles was synthesized *in-situ* by direct-current plasma spheroidization technology. The morphology, phase, particle size distribution, flowability and apparent density of spheroidized tungsten powder particles were analyzed and characterized by scanning electron microscope, X-ray diffraction, laser particle size analyzer and powder flowability tester. The results show that the phase of tungsten powder particles does not change after direct-current plasma spheroidization, presenting a single tungsten phase. The tungsten powder particles prepared at a feeding rate of $8 \text{ r} \cdot \text{min}^{-1}$ have a smooth surface and a spheroidization rate of more than 98%, and the particle size distribution is narrower than that of raw tungsten powder. The flowability of spheroidized tungsten powder reaches $5.35 \text{ s} \cdot 50 \text{ g}^{-1}$, which is 13.18 s less than that of raw tungsten powder. The apparent density is increased from 5.37 to $11.67 \text{ g} \cdot \text{cm}^{-3}$, which is increased by 117.3%.

Key words: direct-current arc plasma; tungsten powder; spheroidization rate; powder delivery gas flow rate; spheroidization mechanism

收稿日期: 2024-04-18 修回日期: 2024-06-13

基金项目: 陕西省重点研发计划项目(2024GX-YBXM-360, 2024GX-YBXM-184, 2024ZG-JBGS-12); 西安市科技计划项目(2024JH-CLYB-0053)

第一作者: 张卫刚, 男, 1982 年生, 高级工程师

通讯作者: 孙 杨, 男, 1997 年生, 工程师

Email: sy@sust.edu.cn

DOI: 10.7502/j.issn.1674-3962.202404023

1 前 言

钨作为一种典型的难熔、耐火金属材料，有着 3500 K 以上的高熔点^[1-3]。钨及其合金具有密度大、高温强度高、耐热耐腐蚀性好、硬度高等优异性能^[4-6]，广泛应用于能源、化工、国防、军工和航空航天等诸多领域^[7-10]。在生产制造中，钨及其合金制品的制备常常采用传统粉末冶金工艺，即通过钨粉的成形、烧结和后处理^[11, 12]。然而一般情况下，需要 2000 K 以上的高烧结温度才能使纯钨粉末充分致密化^[13]。为了改善钨粉的烧结性能，研究者们将钨纳米颗粒团簇作为钨粉烧结过程中的均匀烧结活化剂，使其烧结性能显著增强^[14, 15]。

近年来，随着先进粉末冶金生产技术的快速发展，对纯度更高、粒度更细、粒度分布更窄的粉末的需求也越来越大^[16]。此外，对表面形貌优良的粉末颗粒的需求也在不断增长(由于此类粉末具有更高的流动性、更低的摩擦系数以及更高的松装密度)^[17]。因此，球形颗粒在粉末注射成型、3D 打印、热喷涂等先进增材制造技术方面越来越受到关注^[18-20]。

由于钨的熔点高，采用传统方法无法制备球形钨颗粒，且国内对于球形钨粉的研究和开发仍处于发展阶段，所制备的球形钨粉存在粒度分布范围宽、实收率低、成本高等缺点^[21]，因此其制备工艺、技术及流程还有待进一步研究，距离实现球形钨粉工业化生产还有一定距离。

作为热等离子体技术很有前景的应用之一，一步法球化，已被用于制备各种合金、陶瓷和难熔金属的球形粉末^[22]。研究者们采用射频等离子体技术制备了球形度、球化率均较高的球形钨粉。但采用该技术制备的球形钨粉细粉收集率过低，且粒径分布较宽。射频等离子

体球化技术还存在能耗高、气体消耗量大、设备投资大、运行费用高等问题^[23]。虽然采用射频等离子体已经可以在实验室制备球形钨粉，但针对直流电弧等离子体制备球化钨粉的技术还鲜有报道。直流电弧等离子体球化技术相比射频等离子体球化技术有着成本低、效率高、适用性广的特点^[24]，随着研究者们对直流电弧等离子体球化技术的深入研究和不断完善，采用该技术低成本制备球形度高、球化率高、粒径分布窄且微细粉末收得率高的球形钨粉具有极大的可行性和广阔的应用前景。

本文以市售的不规则钨粉为原料，采用自主研发的直流电弧等离子体技术对钨粉进行球化处理，首先研究送粉速率对球化后钨粉颗粒形貌及粒径分布的影响，接着，在较优送粉速率下研究送粉气流量对球化后钨粉颗粒形貌、粒径分布、物相及物性参数的影响，从而优化直流电弧等离子体球化钨粉的工艺参数，进而研究出不规则钨粉的球化机理，为先进增材制造技术的快速发展提供优质的球形原料粉末制备技术，以期钨粉球化的工业化生产提质加速。

2 实 验

2.1 实验设备及方法

实验所用原料粉末为市售高纯钨粉，原料钨粉的化学成分如表 1 所示。采用自主研发的直流电弧等离子体球化装备(YNT-PS-50)对不规则钨粉进行等离子体球化，其结构及原理如图 1 所示，球化参数如表 2 所示。该自主研发直流电弧等离子体球化装备主要由直流电弧等离子体发生系统、真空球化系统、氮气送粉系统及粉末收集系统组成。

表 1 原料钨粉的化学成分

Table 1 Chemical composition of raw tungsten powder (w / %)

Element	W	Fe	Mo	Al	Ca	Na	Mg
Content	99.95	0.02	0.01	0.002	0.002	0.001	0.001

表 2 等离子体球化参数

Table 2 Plasma spheroidization parameters

Parameter	Power/kW	Voltage/V	Current/A	Powder delivery gas flow rate/(L · h ⁻¹)	Feeding rate/(r · min ⁻¹)
Value	48	400	120	200~800	4~20

不规则原料钨粉在送粉载气(氮气)的携带下进入以氮气为工作气体的等离子体射流中，在热传导、热对流、热辐射的协同作用下，发生一系列相转变过程，最终形成球形粉末颗粒。以上过程可能存在以下 3 种转变机制：

① 不规则原料粉末在高温直流等离子体焰流中吸热

形成熔融液滴，液滴在表面张力作用下收缩，并固化形成球形粉体；② 不规则原料熔化后继续吸热，表面汽化后冷却成球形粉体；③ 不规则原料粉末在高温射流下直接从固态升华并在高温梯度下冷却固化成球形粉末颗粒。

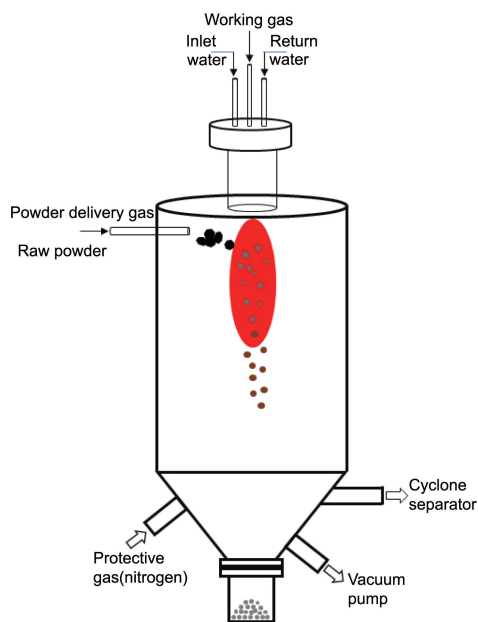


图 1 等离子体球化设备结构及原理图

Fig.1 Structure and schematic diagram of plasma spheroidization equipment

采用自研直流电弧等离子体球化装置进行钨粉球化实验，主要分为以下 3 步。

(1) 原料粉末前处理：为了降低粉末颗粒的含水率，并提高原料粉末输送过程的稳定性，实验前在真空干燥箱中将原料钨粉在 120 ℃ 下干燥 24 h。

(2) 直流电弧等离子体球化处理：将球化炉抽真空并充入氮气，循环 3 次后，打开直流电弧等离子体设备使它在 48 kW 功率下稳定运行 5 min，此时将干燥好的原料粉体采用送粉设备输送至等离子体射流中。

(3) 收集及后处理：等离子体球化完成后，在收集室收集所得球形金属钨粉并进行惰性气体保护处理。

2.2 测试表征

采用赛默飞 FEI-Verios 460 型扫描电子显微镜 (scanning electron microscope, SEM) 对原料粉末及等离子体球化后金属钨粉的形貌及球化率进行表征。采用日本理学 Smart Lab 9 kW 型 X 射线衍射仪 (X-ray diffraction, XRD) 对球化前后粉末颗粒的物相组成进行表征，扫描范围为 $20^{\circ} \sim 80^{\circ}$ ，扫描速度为 $5(^{\circ}) \cdot \text{min}^{-1}$ 。采用马尔文激光粒度仪对球化前后粉末颗粒的粒径分布进行表征，并采用流动性测试仪对球化前后粉末流动性、松装密度进行测试。

3 结果与讨论

3.1 送粉速率对球化钨粉形貌及粒径分布的影响

图 2 是原始粉末及在不同送粉速率下采用直流等离子体球化后的钨粉的形貌照片，从图 2a 中可以观察到原

料钨粉的形貌主要表现为无规则，其颗粒之间的硬团聚严重且有长絮状聚集体存在。图 2b~2f 分别是送粉速率为 20, 16, 12, 8 和 $4 \text{ r} \cdot \text{min}^{-1}$ 球化后粉末颗粒的 SEM 照片，可以看出，随着送粉速率的降低至 $8 \text{ r} \cdot \text{min}^{-1}$ ，等离子体球化钨粉的形貌逐渐从不规则转变为球形，球化率逐渐升高，待到送粉速率过慢至 $4 \text{ r} \cdot \text{min}^{-1}$ 时，粉末颗粒中出现了少量团聚体。

从图 2b~2f 中可以观察到，在一定功率下，送粉速率对钨粉的球化效果影响较大。在送粉速率过快时 ($20 \text{ r} \cdot \text{min}^{-1}$)，如图 2b 所示，经直流等离子体处理后的粉末颗粒球形度较差，球化后粉末颗粒中存在大量与原始粉末颗粒形貌近似的不规则、絮状团聚粉末颗粒。其原因主要是送粉速率过快，单位时间内送粉量过大，易导致团聚粉体在等离子体中吸收的能量不足以使它解离、熔融，从而使得球化后粉体颗粒球化程度较差，团聚严重。

当送粉速率逐渐降低至 16 和 $12 \text{ r} \cdot \text{min}^{-1}$ 后，球化后粉末颗粒中团聚体解离度逐渐升高，粉末颗粒的分散性有了明显提升，球化后粉末颗粒的球化率及球形度提高，但在 $16 \text{ r} \cdot \text{min}^{-1}$ 球化后粉末颗粒中发现了少量如图 2c 所示的粘连在大颗粒上的卫星粉，其形成的主要原因可能是由于在团聚体解离过程中，送粉速率较大且等离子体中离子气形成旋流，解离较快且已经固化成球的微细粉末颗粒粘连在吸收能量较少且仅有表面熔融的大颗粒粉末上而导致的。从图 2d 中可以看出由于送粉速率的继续降低，球化后钨粉表面卫星粉消失，粉末颗粒的分散度提高，球化率也有一定提升。卫星粉消失的主要原因主要为单位时间内送粉量减少，单个团聚体及单颗粒吸收热量增多，在熔融态下接触、融合最终固化，使得其表面较为光滑。球化后粉末中仍有部分粒径较大原料粉末仍为团聚态，表明 $12 \text{ r} \cdot \text{min}^{-1}$ 的送粉速率仍不能满足大粒径粉体融化对于热量吸收的要求。虽然球化后粉末中仍存在未能球化的粉末颗粒，但这些粉末颗粒表面的尖锐棱角已经得到了一定程度的柔化，这对其流动性也会产生一定的增益效果。

从图 2e 中可以看出，原料钨粉颗粒在送粉速率为 $8 \text{ r} \cdot \text{min}^{-1}$ 的参数下经等离子体球化处理后，粉末颗粒形貌变化较大。送粉速率的降低使得原料粉末中单个团聚态颗粒吸收能量增多，其解离程度相较于高送粉速率有了较大提升；由于各个团聚体之间还未相互融合，粉体已经冷却固化，使得球化后粉体分散性良好。采用图像分析技术，对该参数下粉末颗粒的球化率进行计算后得出其球化率为 98%。进一步降低送粉速率至 $4 \text{ r} \cdot \text{min}^{-1}$ 后，粉末颗粒形貌表现为球形，但在图 2f 中观察到了一

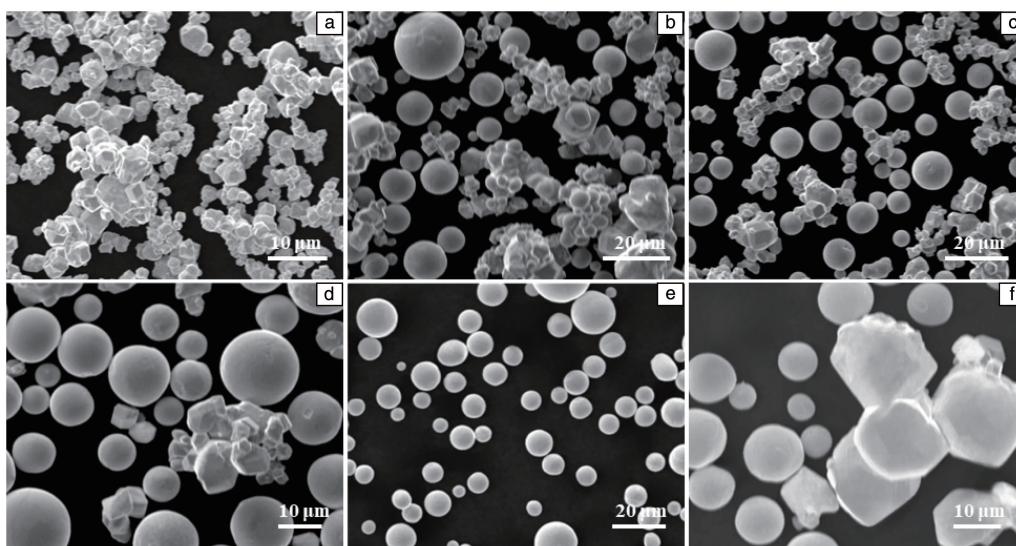


图2 原料钨粉及不同送粉速率下等离子体球化后钨粉的 SEM 照片: (a)原料粉末, (b) $20 \text{ r} \cdot \text{min}^{-1}$, (c) $16 \text{ r} \cdot \text{min}^{-1}$, (d) $12 \text{ r} \cdot \text{min}^{-1}$, (e) $8 \text{ r} \cdot \text{min}^{-1}$, (f) $4 \text{ r} \cdot \text{min}^{-1}$

Fig. 2 SEM images of raw tungsten powder and tungsten powder after plasma spheroidization at different feeding rates: (a) raw material powder, (b) $20 \text{ r} \cdot \text{min}^{-1}$, (c) $16 \text{ r} \cdot \text{min}^{-1}$, (d) $12 \text{ r} \cdot \text{min}^{-1}$, (e) $8 \text{ r} \cdot \text{min}^{-1}$, (f) $4 \text{ r} \cdot \text{min}^{-1}$

些大颗粒团聚体, 这些粉末颗粒的形成过程可能是在一定等离子体功率下, 团聚体吸收能量转变为熔融态(芯部仍为固态), 此时相邻熔融团聚体结合, 并在高温梯度下冷却固化形成大颗粒团聚体。

由此可知, 在一定等离子体功率下, 当送粉速率为 $8 \text{ r} \cdot \text{min}^{-1}$ 时, 可以得到分散性良好、球形度较高、球化率大于 98% 的球形金属钨粉。

图 3 为采用激光粒度仪测试得到的原料粉末颗粒和球化后粉末颗粒的粒径分布图。从图 3a 中可以看出, 原料粉末颗粒的中位径为 $12.47 \mu\text{m}$, 且粒径分布较宽, 主要是由于其制备过程中产生的大量团聚体粒径较大, 而单颗粒粒径较小。如图 3b 所示, 经等离子体球化后(送粉速率为 $8 \text{ r} \cdot \text{min}^{-1}$), 粉末颗粒的平均粒径有所减小, 且中位径减小到了 $11.64 \mu\text{m}$, 这主要有以下两个原因:

一是在等离子体球化时原料粉末中大粒径的团聚颗粒解离形成了多个粒径较小的粉末颗粒; 二是这些不规则粉末颗粒在熔融状态下由于表面张力的作用快速收缩为球形, 使得其粒径快速减小。从图 3b 中还可以发现球化后粉末颗粒的粒径分布变窄, 主要是由原始团聚粉体在等离子体球化过程中解离出粒度较为均匀的小颗粒粉末导致的。此外, 原料粉末中的单个微细粉末颗粒熔融后互相碰撞结合生成了较大的粉末颗粒, 此过程中产生的少量亚微米级粉末颗粒被旋风收集器带到另一侧收集, 从而使得粉末颗粒粒径分布进一步变窄。

图 3c 为送粉速率为 $4 \text{ r} \cdot \text{min}^{-1}$ 时球化后粉末颗粒的粒径分布图, 由于粉末颗粒球化过程中熔融态团聚粉末的相互融合固化, 其粒径分布相较于送粉速率为 $8 \text{ r} \cdot \text{min}^{-1}$ 时有所增宽, 且中位径有所增大, 该结果与 SEM 中所呈

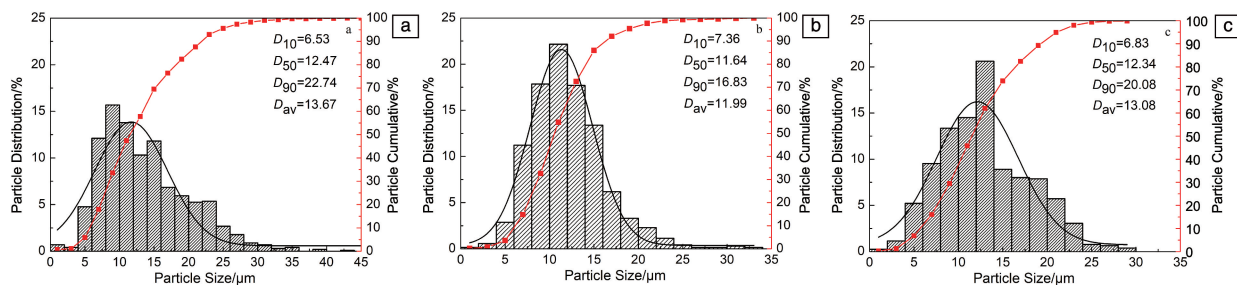


图3 原料钨粉及不同送粉速率下等离子体球化后钨粉的粒径分布图: (a)原料粉末, (b) $8 \text{ r} \cdot \text{min}^{-1}$, (c) $4 \text{ r} \cdot \text{min}^{-1}$

Fig. 3 Particle size distribution of raw tungsten powder and tungsten powder after plasma spheroidization at different feeding rates: (a) raw material powder, (b) $8 \text{ r} \cdot \text{min}^{-1}$, (c) $4 \text{ r} \cdot \text{min}^{-1}$

现的结果吻合度较高；但相比于原料粉末，其粒径分布变窄，中位径减小。由此可见，等离子体球化过程可以使得粉末颗粒的粒径分布更加集中，中位径减小。

3.2 送粉气流量对球化钨粉形貌及粒径分布的影响

在 $8 \text{ r} \cdot \text{min}^{-1}$ 送粉速率， $200 \sim 800 \text{ L} \cdot \text{h}^{-1}$ 送粉气流量下采用等离子体球化后金属钨粉的 SEM 照片如图 4a~4d 所示。从图 4a 中可以看出，在送粉气流量较低时，粉末颗粒表面较为光滑，但球化率较低、粉末颗粒球形度较差，其原因主要为：送粉气流量较小时，由于等离子体射流速度较快，粉末颗粒未能进入等离子体射流中心，使得它不能充分吸收能量达到熔融态，进而使得粉末颗粒球化程度较差。当送粉气流量提高到 $400 \text{ L} \cdot \text{h}^{-1}$ ，可以得到表面光滑、球形度高、球化率达到 98% 以上的金属球形钨粉（图 4b）。

图 4c 是送粉气流量为 $600 \text{ L} \cdot \text{h}^{-1}$ 、等离子体球化后钨粉的形貌照片，从中可以观察到表面均匀附着纳米颗粒的球形钨粉，该粉末颗粒表面较为光滑、球形度较高、球化率达到 98% 以上。从图 4e 和 4f 的高倍 SEM 照片中可以更清楚地观察到粒度较为均匀的球形纳米粉末颗粒附着在球形钨粉上。球形钨粉表面纳米颗粒附着物的产生主要是由于送粉气流量增大，大部分颗粒进入了等离子体射流的核心温度区（温度高于 $10\,000 \text{ K}$ ），如此高的核心温度使得进入其中的团聚金属钨粉表面的小颗粒熔融后迅速过热汽化，之后在高温梯度下冷却

形成纳米颗粒，沉积在大颗粒钨粉表面。Fu 等^[25]的研究也证实了这一现象的存在。这些表面纳米颗粒的存在会显著改善粉末颗粒的烧结性能，由此可见通过此方法可以简单快速地制备出表面附着纳米颗粒的球形金属钨粉。

进一步提高送粉气流量至 $800 \text{ L} \cdot \text{h}^{-1}$ 后，球化后粉体表面出现大量纳米颗粒团簇，但其均匀程度较差，主要原因可能是球化过程中的汽化程度加大，且大多数微细粉体可能直接升华沉积在了固化后的球形钨粉上。而在该金属钨球形粉体生产的过程中，不可避免地会带来一些安全问题，尤其是纳米级粉体的比表面积大，化学活性高，其量的增加会使整个系统的危险系数升高，故在粉末的储存、输送、加工、筛分以及干燥过程中需要以爆炸发生为前提对其整个过程进行控制，且需要在生产的关键部位设置泄压、防爆以及隔离措施，而对这些关键部件及工艺的优化设计，也成为了当前研究的热点和重点。

图 5 为采用激光粒度仪测试得到的不同送粉气流量球化后粉末颗粒的粒径分布图。通过与原料粉体粒径分布的对比可知，球化后粉末颗粒的粒径范围收窄，且中位径有所减小。随着送粉气流量增大至 $600 \text{ L} \cdot \text{h}^{-1}$ ，粉末颗粒的粒径迅速减小，这表明粉末颗粒在进入等离子核心温度区后，发生了严重的汽化现象，与 SEM 的结果相吻合。

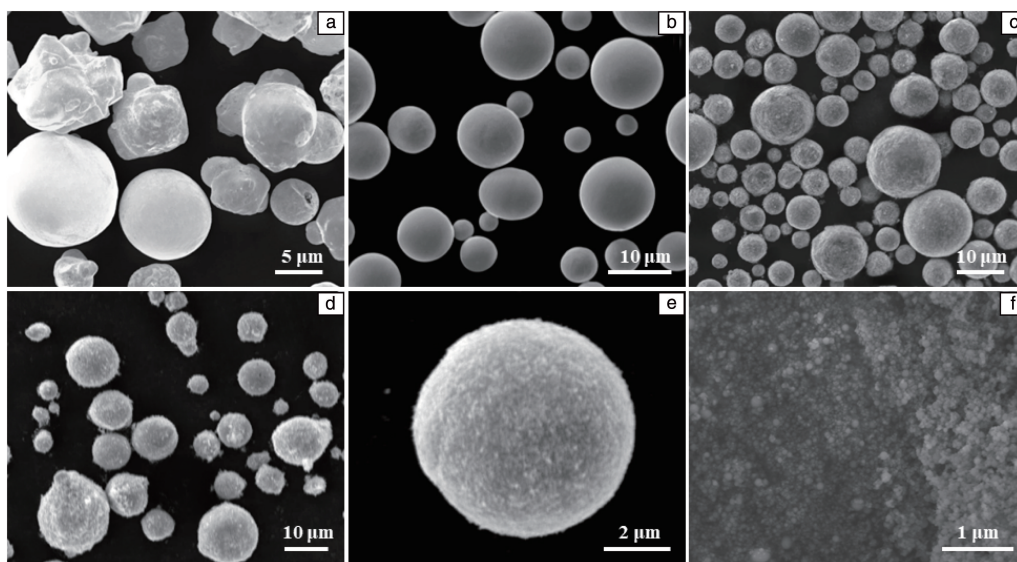


图4 不同送粉气流量下等离子体球化后粉末颗粒 SEM 照片：(a) $200 \text{ L} \cdot \text{h}^{-1}$ ，(b) $400 \text{ L} \cdot \text{h}^{-1}$ ，(c) $600 \text{ L} \cdot \text{h}^{-1}$ ，(d) $800 \text{ L} \cdot \text{h}^{-1}$ ；(e, f) $600 \text{ L} \cdot \text{h}^{-1}$ 送粉气流量下等离子体球化后粉末颗粒的高倍 SEM 照片

Fig. 4 SEM images of powder particles after plasma spheroidization at different powder delivery gas flow rates: (a) $200 \text{ L} \cdot \text{h}^{-1}$, (b) $400 \text{ L} \cdot \text{h}^{-1}$, (c) $600 \text{ L} \cdot \text{h}^{-1}$, (d) $800 \text{ L} \cdot \text{h}^{-1}$; (e, f) high magnification SEM images of the powder particle after plasma spheroidization with feeding gas flow of $600 \text{ L} \cdot \text{h}^{-1}$

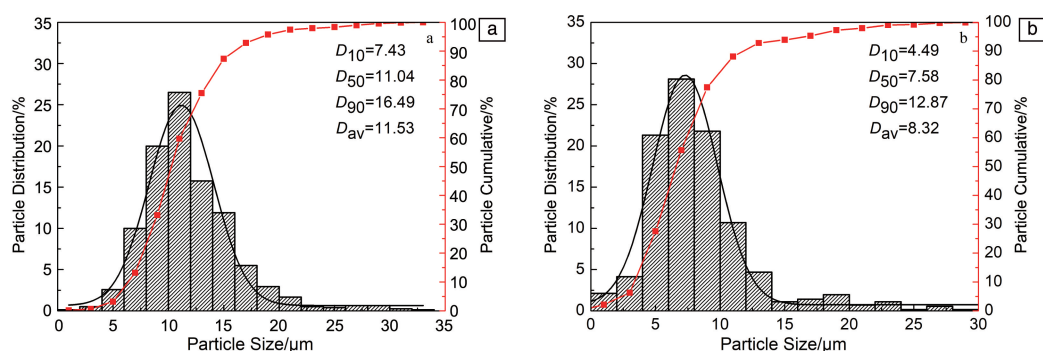


图 5 不同送粉气流量下等离子体球化后钨粉的粒径分布图: (a) $400 \text{ L} \cdot \text{h}^{-1}$, (b) $600 \text{ L} \cdot \text{h}^{-1}$

Fig. 5 Particle size distribution of tungsten powder after plasma spheroidization at different powder delivery gas flow rates: (a) $400 \text{ L} \cdot \text{h}^{-1}$, (b) $600 \text{ L} \cdot \text{h}^{-1}$

3.3 直流等离子体球化处理对钨粉相组成的影响

图 6a 和 6b 分别为采用直流等离子体球化处理 ($8 \text{ r} \cdot \text{min}^{-1}$, $600 \text{ L} \cdot \text{h}^{-1}$) 前后金属钨粉的 XRD 图谱, 从图中可以看出, 虽然本文采用的等离子气体及送粉气体皆为氮气, 且钨粉在电离后活性升高, 但由于微米钨粉原料自身的化学反应活性相对较低, 使得采用直流等离子体处理后的金属钨粉的相组成相比原料粉末并未发生变化, 仍为单一钨相, 其特征峰对应的晶面分别为

(110)、(200)、(211) 和 (310)。后续在对纳米级钨粉球化工艺的研究中, 纳米级粉末由于高活性可能会与电离后的氮气反应, 进而导致粉体质量下降, 因此可将设备所用气体替换为氩气和氢气的组合, 以获得纯度更高的纳米级球形钨粉。此外, 通过对比球化前后金属钨粉的 XRD 图谱可发现: 球化后衍射峰变宽, 这可能是由球化过程中熔融-冷却-固化时高温梯度的淬火效应使晶粒细化导致的。

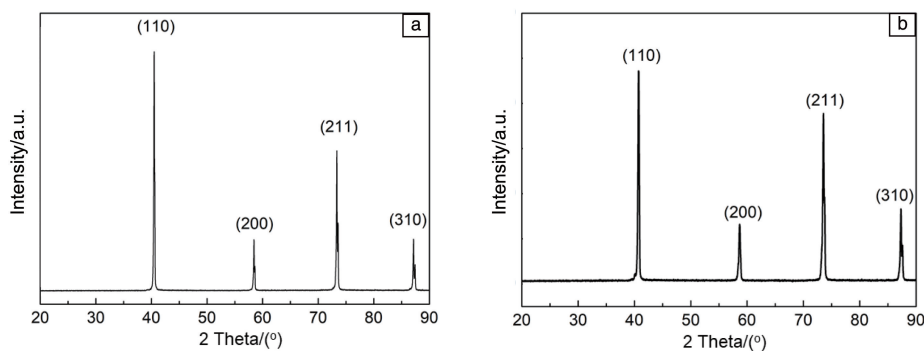


图 6 金属钨粉的 XRD 图谱: (a) 原料粉末, (b) 等离子体球化粉末

Fig. 6 XRD patterns of tungsten powder: (a) raw material powder, (b) plasma spheroidized powder

3.4 直流等离子体球化处理对金属钨粉物理特性的影响

表 3 为不同工艺参数下等离子体球化处理前后金属钨粉的物理特性。经不同工艺等离子体球化后, 金属钨粉松装密度和流动性较原料粉末颗粒均有较大提升 (流动性最高由 $18.53 \text{ s} \cdot 50 \text{ g}^{-1}$ 提高到了 $5.35 \text{ s} \cdot 50 \text{ g}^{-1}$, 减少了 13.18 s , 松装密度最大由 $5.37 \text{ g} \cdot \text{cm}^{-3}$ 提高到了 $11.67 \text{ g} \cdot \text{cm}^{-3}$, 增加了 117.3%), 主要原因在于球化后粉体颗粒粒径减小, 球形度增大, 颗粒堆积更加密集。采用 $600 \text{ L} \cdot \text{h}^{-1}$ 的送粉气流量制备的粉末颗粒松装密度为 $10.96 \text{ g} \cdot \text{cm}^{-3}$, 流动性为 $5.72 \text{ s} \cdot 50 \text{ g}^{-1}$ 。相比于 $400 \text{ L} \cdot \text{h}^{-1}$ 制备的粉末颗粒的松装密度减小 ($11.67 \text{ g} \cdot \text{cm}^{-3}$), 流动

性有所降低 ($5.35 \text{ s} \cdot 50 \text{ g}^{-1}$), 这可能是由粉体表面粗糙度增大, 表面存在的纳米颗粒使得其比表面积增大, 粉体之间的摩擦相较于光滑表面摩擦程度增大导致的。

表 3 等离子体球化前后钨粉物理特性

Table 3 Physical properties of tungsten powder before and after plasma spheroidization

Sample	Apparent density/ ($\text{g} \cdot \text{cm}^{-3}$)	Flowability/ ($\text{s} \cdot 50 \text{ g}^{-1}$)
Raw powder	5.37	18.53
$400 \text{ L} \cdot \text{h}^{-1}$	11.67	5.35
$600 \text{ L} \cdot \text{h}^{-1}$	10.96	5.72

4 结 论

(1) 原料钨粉的送粉速率过快, 会导致单位时间内送粉量过大, 单个团聚粉末吸收能量较少, 造成球化后粉体颗粒球化程度较差, 团聚严重。当送粉速率为 $8 \text{ r} \cdot \text{min}^{-1}$ 时, 球化率达到了 98% 以上。

(2) 通过直流电弧等离子体球化钨粉实验, 证明了原料钨粉球化过程的 3 种转变机制: 熔融-固化、熔融-汽化-固化、升华-固化。原料钨粉在球化后粉末颗粒粒径变窄, 且物相未发生变化。

(3) 在 $400 \text{ L} \cdot \text{h}^{-1}$ 的送粉气流量下制备出了表面光滑的球形钨粉, 球化后粉末的流动性由 $18.53 \text{ s} \cdot 50 \text{ g}^{-1}$ 提高到了 $5.35 \text{ s} \cdot 50 \text{ g}^{-1}$, 减少了 13.18 s , 松装密度由 $5.37 \text{ g} \cdot \text{cm}^{-3}$ 提高到了 $11.67 \text{ g} \cdot \text{cm}^{-3}$, 增加了 117.3%。

(4) 通过直流电弧等离子体球化技术在 $600 \text{ L} \cdot \text{h}^{-1}$ 的送粉气流量下原位合成出了纳米颗粒附着的球形钨粉, 后续可以通过对该技术的深入研究, 简单快速制备出具有高烧结活性的纳米颗粒附着球形钨粉。

参考文献 References

- [1] 顾晓倩, 腾海涛, 曲鹏, 等. 稀有金属[J], 2023, 47(10): 1427-1436.
GU X Q, TENG H T, QU P, *et al.* Chinese Journal of Rare Metals [J], 2023, 47(10): 1427-1436.
- [2] HU Z P, LIU Y, CHEN S H, *et al.* International Journal of Refractory Metals and Hard Materials[J], 2023, 113: 106211.
- [3] REN C, FANG Z Z, KOOPMAN M, *et al.* International Journal of Refractory Metals and Hard Materials[J], 2018, 75: 170-183.
- [4] HIRAI T, PANAYOTIS S, BARABASH V, *et al.* Nuclear Materials and Energy[J], 2016, 9: 616-622.
- [5] ZHAO T, LI J L, TANG J, *et al.* Nuclear Materials and Energy [J], 2023, 37: 101553.
- [6] 种法力, 陈俊凌, 郑学斌, 等. 稀有金属材料与工程[J], 2023, 52(2): 645-650.
CHONG F L, CHEN J L, ZHENG X B, *et al.* Rare Metal Materials and Engineering[J], 2023, 52(2): 645-650.
- [7] XIA Y M, WANG Z T, SONG L, *et al.* Sensors and Actuators A: Physical[J], 2022, 345: 113825.
- [8] LARSEN T, CHMELAR K, LARSEN B, *et al.* Fusion Engineering and Design[J], 2023, 192: 113581.
- [9] MVLLER A, DOROW G D, BALDEN M, *et al.* Journal of Nuclear Materials[J], 2022, 566: 153760.
- [10] 周武平, 张莹莹, 王学兵, 等. 稀有金属材料与工程 [J], 2019, 48(8): 2594-2601.
ZHOU W P, ZHANG Y Y, WANG X B, *et al.* Rare Metal Materials and Engineering[J], 2019, 48(8): 2594-2601.
- [11] DENG S H, LI J N, LI R D, *et al.* International Journal of Refractory Metals and Hard Materials[J], 2020, 93: 105358.
- [12] QUE Z Y, WEI Z C, LI X Y, *et al.* Journal of Materials Science & Technology[J], 2022, 126: 203-214.
- [13] ŠESTAN A, JENUS P, KRMPOTIC S, *et al.* Materials Characterization[J], 2018, 138: 308-314.
- [14] HAN C, NA H, KIM B. Metals and Materials International [J], 2013, 19: 1035-1039.
- [15] HAN C, NA H, KIM Y, *et al.* International Journal of Refractory Metals and Hard Materials[J], 2015, 53: 7-12.
- [16] LI R, QIN M L, LIU C C, *et al.* International Journal of Refractory Metals and Hard Materials[J], 2017, 62: 42-46.
- [17] 张庆磊, 郝振华, 李静, 等. 稀有金属材料与工程[J], 2020, 49(8): 2895-2903.
ZHANG Q L, HAO Z H, LI J, *et al.* Rare Metal Materials and Engineering[J], 2020, 49(8): 2895-2903.
- [18] 胡可, 杨世松, 邹黎明, 等. 稀有金属材料与工程[J], 2020, 49(10): 3472-3478.
HU K, YANG S S, ZOU L M, *et al.* Rare Metal Materials and Engineering[J], 2020, 49(10): 3472-3478.
- [19] GAO X N, MO Z, HAO Z H, *et al.* Journal of Materials Research and Technology[J], 2024, 28: 4222-4228.
- [20] HU Z P, ZHAO Y N, GUAN K, *et al.* Additive Manufacturing[J], 2020, 36: 101579.
- [21] LI P, WANG X, XUE K M, *et al.* International Journal of Refractory Metals and Hard Materials[J], 2016, 54: 439-444.
- [22] 叶凯, 梁风, 姚耀春, 等. 中国有色金属学报[J], 2020, 30(9): 2011-2021.
YE K, LIANG F, YAO Y C, *et al.* The Chinese Journal of Nonferrous Metals[J], 2020, 30(9): 2011-2021.
- [23] 陈伦江, 陈文波, 但敏, 等. 稀有金属材料与工程[J], 2023, 52(10): 3563-3570.
CHEN L J, CHEN W B, DAN M, *et al.* Rare Metal Materials and Engineering[J], 2023, 52(10): 3563-3570.
- [24] 化为卓, 高岭, 陈戈, 等. 航空学报[J], 2022, 43(S2): 4-10.
HUA W Z, GAO L, CHEN G, *et al.* Acta Aeronautica et Astronautica Sinica[J], 2022, 43(S2): 4-10.
- [25] FU Z H, HAO Z H, CHE Y S, *et al.* Journal of Alloys and Compounds[J], 2021, 858: 158313.

(编辑 费蒙飞)