DOI: 10.12442/j.issn.1002-185X.20250198

气体调控对 EIGA 制备镍基和钛合金粉末特性的影响

张利冲1 陈昊 2 刘玉峰1 郑亮1 许文勇1 李周1 张国庆1

(1 中国航发北京航空材料研究院,先进高温结构材料重点实验室,北京,100095)(2 空军装备部驻北京地区第六军事代表室,北京,101300)

摘 要: 电极感应熔炼气雾化 (Electrode induction melting gas atomization, EIGA) 作为无坩埚制粉技术,是超纯净金属粉末制备的关键方法。本文以镍基高温合金 FGH96 和钛合金 TC4 为对象,通过雾化试验与粉末特性表征,研究了雾化压力与气体温度对粉末粒度、粒形及空心粉含量的影响。结果表明,在气体温度 25 ℃条件下,随着雾化压力从 2.5 MPa 升至 4.0 MPa,粉末中值粒径 D₅₀ 由 96.3 µm 减小至 75.5 µm,球形度在 3.5 MPa 时达到最大值 0.9805,粉末体积孔隙率也呈现先升后降变化规律。雾化压力 4.0 MPa 下,气体温度升至 100 ℃后,粉末进一步细化,FGH96 和 TC4 粉末的 D₅₀ 分别降至 63.8 µm 和 86.0 µm, 且高温合金粉末细化更为显著。高温合金粉末球形度基本保持稳定,钛合金粉末球形度小幅升高,粉末体积孔隙率小幅增加。由于不同合金熔体的粘度、表面张力和密度差异,导致粒度、粒形等粉末特性呈现不同的变化规律。本研究为不同类型合金粉末制备工艺的定制化提供了理论依据。

关键词: EIGA; FGH96 高温合金粉末; TC4 钛合金粉末; 气体调控; 粉末特性 中图法分类号: TG132.32 文献标识码: A 文章编号: 1002-185X(2017)0?-0???-0?

先进粉末制备技术是粉末冶金的基础,已经成为 材料科学研究中的重点关注领域^[1-3]。真空感应熔炼气 雾化(Vacuum induction melting gas atomization, VIGA) 以其细粉收得率高和夹杂物尺寸小等优势^[4-6],广泛应 用于航空发动机用高温合金粉末制备^[7-9]。随着航空工 业的发展,对涡轮盘用高温合金粉末的纯净度、粒度 粒形提出更高要求^[10-12]。电极感应熔炼气雾化 (Electrode induction melting gas atomization, EIGA)采 用母合金棒料作为熔炼电极^[13-15],避免了高温熔体接 触导流管和坩埚等耐火材料,是制备高纯净合金粉末 的潜在技术之一^[16,17]。

FGH96 高温合金粉末是航空发动机粉末涡轮盘的 首选材料之一^[18-20],而钛合金 TC4 则广泛应用于国产 大飞机等航空领域^[21-23]。粉末冶金要求粉末具有较高 的细粉收得率、更高的密度以及极高的纯净度,以保 证盘件的经济性和可靠性^[24-26],EIGA 技术在此方面具 有独特优势;而 3D 打印要求粉末具有优良的形貌和流 动性,以保证打印过程的稳定性^[27-29],同时由于钛合 金熔体易与坩埚等耐火材料反应^[30-32],亦适合采用 EIGA 技术进行制备。因此,针对不同合金,在 EIGA 粉末制备过程中,必须对粒度、粒形等粉末特性指标 进行协同控制,以满足不同应用需求。

EIGA 工艺广泛用于钛合金和难熔合金粉末制备 ^[33-35],由于高压气体和高温熔体之间复杂的交互作用, 使得雾化过程的研究面临挑战。已有研究集中于雾化 压力或气体温度单因素对粉末粒度、粒形的影响。Feng 等^[36]分析了高温合金电极感应熔炼过程中线圈结构对 电磁场和熔炼温度的影响;Li等^[37]通过有限元分析了 钛合金熔化过程中的磁通密度和温度分布;Zou等^[38] 则通过计算流体力学研究了液滴尺寸及其对破碎过程 的影响。部分学者对 EIGA 工艺参数进行优化^[39-41], 探讨了不同雾化压力下粉末粒径及流动特性。尽管如 此,目前对高温合金和钛合金粉末在 EIGA 工艺中的 协同控制研究仍较为有限,尤其是气体调控对粉末粒 度和粒形的综合影响机制尚未深入探讨。

本研究旨在通过气体调控(雾化压力和气体温度),实现高温合金和钛合金粉末粒度、粒形协同控制。 通过结合雾化实验和粉末表征,系统研究气体调控对 粉末粒度、粒形等特性的影响,揭示气体调控在不同 类型合金雾化过程中的影响机制,优化 EIGA 工艺参 数,以制备粒度可控、粒形优良的高温合金和钛合金 粉末。为合金粉末制备新技术的工程化应用提供理论 支持,满足粉末冶金和增材制造对航空发动机和国产 大飞机零部件研制的需求。

收到初稿日期:

基金项目:国家重点研发计划(项目号 2023YFB3712202)、国家自然科学基金(项目号 52071310, 52127802))和国家科技重大专项(项目号 Y2019-VII-0011-0151)

作者简介:张利冲,男,1989年生,博士,工程师,北京航空材料研究院,北京 100095,电话:010-62498268,E-mail:Lichong.zhang@biam.ac.cn

1 实验方法

本研究采用的材料为 FGH96 高温合金和 TC4 钛合金,合金主要化学成分见表 1。

表 1	合金主要化学成分	(wt.%)
-----	----------	--------

Table 1 Main chemical composition of the Ni and Ti alloys (wt.%)

Alloys	С	Co	W	Mo	Cr	Nb	Al	Ti	Ni	V
FGH96	0.049	12.84	3.98	4.02	15.92	0.68	2.14	3.65	Bal.	/
TC4	/	/	/	1		/	6.50	Bal.	/	4.13

1.1 雾化试验

EIGA 工艺是一种在重熔过程中几乎不引入非金 属夹杂物的超纯净气雾化制粉技术。本研究采用 EIGA 工艺制备高温合金和钛合金粉末,雾化设备示意图如 图 1 所示。电极棒直径Φ50 mm~Φ70 mm,长度 500 mm~600 mm,熔炼功率 25 kW~35 kW,雾化压力 2.5 MPa~4.0 MPa,气体温度 25 ℃和 100 ℃,气体质量 流率 20 kg/min~50 kg/min,FGH96 高温合金熔体质量 流率 1 kg/min~3 kg/min,TC4 钛合金熔体质量流率 0.2 kg/min~0.5 kg/min (表 2)。



图 1 EIGA 雾化设备示意图; (a) 雾化设备; (b) 自由降落喷嘴 Fig. 1 Schematic diagram of EIGA atomization equipment; (a) Atomization equipment; (b) Free fall nozzle

表 2 EIGA 雾化过程中的上艺参数	
---------------------	--

Table 2 The parameters during the EIGA atomization process					
Atomization parameters	Values				
Electrode rod diameter (mm)	50~70				
Melting power (kW)	25~35				
Atomization pressure (MPa)	2.5, 3.0, 3.5, 4.0				
Gas temperature ($^{\circ}C$)	25, 100				
Gas mass flow rate (kg/min)	20~50				
FGH96 superalloy melt mass flow rate	1.2				
(kg/min)	1,~5				
TC4 titanium alloy melt mass flow rate	0.2~0.5				
(kg/min)	0.2-0.5				

EIGA 制备的粉末经机械筛分为 3 个粒度: 全粉 ($\leq 250 \mu m$)、FGH96 粉末高温合金涡轮盘用粒度段 ($\leq 63 \mu m$)和 TC4 钛合金选区激光熔化用粒度段(15 $\mu m \sim 53 \mu m$)。采用激光粒度分析仪(laser particle size analyzer, LPSA),扫描电子显微镜(scanning electron microscopy,SEM),动态图像分析仪(dynamic image analyzer,DIA),以及 X 射线断层扫描技术(X-ray computed tomography,X-CT)等先进技术对不同雾化 参数下制备的高温合金和钛合金粉末进行表征。将含 有封闭或半封闭孔隙的颗粒定义为空心粉,将接近完 美球体的颗粒定义为球形粉,其球形度接近或等于 1。

采用 LPSA 分析粉末粒度及其分布。取适量合金 粉末,测量不含粉末的分散介质作为背景。然后对样 品进行测试,样品测量与背景测量在相同的仪器条件 下进行。向烧杯中加入适量的水和至少 0.3 mL 的粉末, 确保烧杯中悬浮液的体积至少为 500 mL。软件监测样 品的光学密度,当光学密度达到 5%时,开始测试。测 试次数通常设定在 5 至 15 次之间。

使用 FEI Nova Nano SEM450 扫描电子显微镜 (SEM)对粉末形貌进行表征。将适量粉末置于导电 胶上,确保其分散均匀。随机选择多个视场进行观察, 分析粉末形貌的差异。该方法为研究不同参数下制备 的高温合金和钛合金粉末的形貌提供了半定量数据。

利用德国 Microtrac 公司生产的 Camsizer X2 动态 图像分析仪(DIA)对粉末球形度进行定量分析。取适 量粉末放入落料槽,利用压缩空气分散粉末,并使用 2 台 420 万像素的高频摄像机拍摄颗粒,每个样品测试 3 min~5 min,以确保检测到的颗粒数量超过 1000 万个。 使用 Camsizer X2 分析软件处理颗粒图像,计算得到粉 末形貌的表征参数,利用 Origin 软件对 Camsizer X2 软件获取的数据进行绘图。球形度(SPH)是表示颗 粒接近球形的程度^[42,43],其公式如下:

$$SPH = \sqrt{\frac{4\pi A}{P^2}} \tag{1}$$

式中, *A*表示颗粒投影面积, *P*表示颗粒周长。 通过 X-CT 技术对空心粉进行测试。取适量粒径 ≤63 μm的合金粉末,将粉末装入尺寸为Φ2 mm × 2 mm 的试管中,封好两端并适当压实后,将试管安装在设备旋转台的中心,确保试管保持垂直并居中。水平旋转试管 360°,确保样品位于检测视野范围内。调整 X射线源的电流和电压,获得二维断层图像的最佳灰度范围。扫描试管中心区域,获取颗粒的二维断层图像。随后,利用三维重构软件将二维图像重构为三维图像,并调整对比度、亮度等因素以滤除干扰元素。使用分析软件统计三维图像中的孔洞总体积和颗粒总体积,得到粉末体积孔隙率结果。

2 实验结果

2.1 粉末粒度

气体调控对不同合金粉末粒度的影响如图 2 所示。 针对高温合金粉末,当气体温度为 25 ℃时,随着雾化 压力升高,粉末中值粒径 D_{50} 逐渐减小,由 96.3 µm 降 至 75.5 µm。其中,2.5 MPa 升至 3.0 MPa 时, D_{50} 降低 较小,由 96.3 µm 降至 95.4 µm。当由 3.0 MPa 升至 3.5 MPa 时,以及 3.5 MPa 升至 4.0 MPa 时, D_{50} 降低幅度 较大,分别由 95.4 µm 降至 82.5 µm,再降至 75.5 µm。 可以看到雾化压力为 4.0 MPa 时粉末粒径最小,为了 进一步细化粉末,对雾化气体进行加热。当雾化压力 为 4.0 MPa 时,随着气体温度升高至 100 ℃,粉末中 值粒径 D_{50} 降低,由 75.5 µm 进一步降至 63.8 µm。

针对钛合金粉末,在4.0 MPa 雾化压力时,随着 气体温度升高,粉末 D₅₀ 同样呈现降低的趋势,但是降 低幅度较小,由89.3 μm 降至86.0 μm。通过对高温合 金和钛合金粉末的粒度结果对比分析,发现随着雾化 压力升高,粉末粒度不断降低,进一步升高气体温度, 可以实现进一步细化粉末的效果。气体加热对高温合 金粉末粒度的细化效果比钛合金更加明显。



图 2 气体调控对不同合金粉末粒度的影响;(a) 雾化压力对 FGH96 镍基高温合金的影响;(b) 气体温度对 FGH96 镍基高温 合金和 TC4 钛合金的影响 (4.0 MPa)

Fig. 2 Effects of gas regulation on the particle size of different alloys; (a) Effect of atomization pressure on FGH96 nickel-based

superalloy; (b) Effect of gas temperature on FGH96 nickel-based superalloy and TC4 titanium alloy (4.0 MPa)

2.2 粉末表面形貌

雾化压力对高温合金粉末表面形貌的影响如图 3 所示。随着雾化压力升高,粉末中大颗粒不断减少, 小颗粒不断增多。雾化压力为 2.5 MPa 时,粉末中存 在较多的椭球形粉末。随着雾化压力升至 3.0 MPa,粉 末中的椭球形粉末逐渐减少,基本消失,而且细粉末 含量较少,大小颗粒之间的粘附较少。当雾化压力进 一步升至 3.5 MPa 时,粉末中椭球形粉末消失,但是 卫星粉含量逐渐增多,二者共同作用下导致粉末形貌 变差。当雾化压力为 4.0 MPa 时,观察不到椭球形颗 粒,但是卫星粉含量进一步增多,粉末形貌变得更差。



图 3 雾化压力对高温合金粉末形貌的影响; (a) 2.5 MPa; (b) 3.0 MPa; (c) 3.5 MPa; (d) 4.0 MPa

Fig. 3 Effect of atomization pressure on powder morphology of superalloy; (a) 2.5 MPa; (b) 3.0 MPa; (c) 3.5 MPa; (d) 4.0 MPa

当雾化压力 4.0 MPa 时,气体温度对高温合金和 钛合金两种不同合金粉末形貌的影响如图 4 所示。针 对高温合金粉末,当雾化压力为 4.0 MPa 时,随着气 体温度由 25 ℃ 升至 100 ℃,高温合金粉末中的细粉 含量增多,卫星粉含量小幅升高,导致粉末形貌略微 变差。

针对钛合金粉末,在 4.0 MPa 雾化压力下,随着 气体温度升至 100 ℃,粉末中的细粉含量小幅增多, 卫星粉含量小幅降低,粉末形貌变好。在相同雾化压 力和气体加热温度下,细粉含量更多,高温合金粉末 中卫星粉含量低,粉末形貌更好。



Powders with gas pressure of 4.0MPa

图 4 气体温度对不同合金粉末形貌的影响; (a) 高温合金在 4.0 MPa 压力和 25 ℃气体温度下; (b) 高温合金在 4.0 MPa 压力和 100 ℃气体温度下; (c) 钛合金在 4.0 MPa 压力和 25 ℃气体温度

下; (d) 钛合金在 4.0 MPa 压力和 100 ℃气体温度下

Fig. 4 Effect of gas temperature on the powder morphology of different alloys; (a) superalloy under pressure of 4.0 MPa and gas temperature of 25 °C; (b) superalloy under pressure of 4.0 MPa and gas temperature of 100 °C; (c) titanium alloy under pressure of 4.0

MPa and gas temperature of 25 °C; (d) titanium alloy under pressure of 4.0 MPa and gas temperature of 100 °C

2.3 粉末球形度

气体调控对高温合金和钛合金粉末球形度的影响 如图 5 所示。随着雾化压力升高,高温合金粉末球形 度先升高后逐渐降低,变化幅度不大,在 3.0 MPa 时 达到最大值,最大值为 0.9810。当雾化压力为 4.0 MPa 时,气体温度升高至 100 ℃时,高温合金粉末球形度 降低,由 0.9786 降至 0.9771,降低幅度不明显。与高 温合金不同,随着气体温度升高,钛合金粉末球形度 升高,由 0.9549 升至 0.9680。相同雾化工艺参数条件 下,高温合金粉末球形度高于钛合金粉末。



图 5 气体调控对不同合金粉末球形度的影响; (a) 雾化压力对高 温合金影响; (b) 气体温度对高温合金和钛合金影响 (4.0 MPa) Fig. 5 Effects of gas regulation on the powder sphericity of different alloys; (a) effect of atomization pressure on superalloy; (b) effect of gas temperature on superalloy and titanium alloy (4.0 MPa)

2.4 空心粉含量

空心粉是气雾化工艺制备粉末中的常见缺陷^[44], 在粉末冶金固结成形中,粉末经历固-固过程,原始粉 末中的孔洞缺陷可能与最终制件的热诱导孔洞相关 ^[45]。而对于增材制造过程,由于粉末完全熔化后重新 快速凝固,经历固-液-固转变,粉末原始缺陷对于最终 制件影响有限。因此,针对于粉末冶金热等静压用 FGH96 合金,开展了空心粉含量的分析。结果表明, 气体调控对空心粉含量会产生一定影响。气体调控对 高温合金空心粉含量的影响如图 6~8 所示。随着雾化 压力升高,粉末体积孔隙率先升高后降低,变化幅度 较大,在 3.5 MPa 时达到最大值,最大值为 0.014%。 随着气体温度由 25 ℃升至 100 ℃,空心粉含量有所 增加,粉末体积孔隙率由 0.006%小幅增至 0.01%。



图 6 气体调控对高温合金空心粉含量的影响; (a) 雾化压力的影 响; (b) 气体温度的影响 (雾化压力为 4.0MPa 时)

Fig. 6 Effects of gas regulation on the hollow powders content of superalloy; (a) effect of atomization pressure; (b) effect of gas temperature (on gas pressure of 4.0MPa)



图 7 雾化压力对高温合金空心粉含量的影响; (a) 2.5 MPa; (b) 3.0 MPa; (c) 3.5 MPa; (d) 4.0 MPa

Fig. 7 Effect of atomization pressures on hollow powders content of superalloy; (a) 2.5 MPa; (b) 3.0 MPa; (c) 3.5 MPa; (d) 4.0 MPa



图 8 气体温度对高温合金空心粉含量影响; (a) (c) 4.0 MPa 压力 和 25 ℃气体温度下; (b) (d) 4.0 MPa 压力和 100 ℃气体温度下 Fig. 8 Effect of gas temperature on the hollow powders content of superalloy; (a) (c) under pressure of 4.0MPa and gas temperature of 25°C; (b) (d) under pressure of 4.0MPa and gas temperature of 100°C

3 分析讨论

3.1 合金类型的影响

FGH96 高温合金和 TC4 钛合金的热物性参数如图 9 所示(JMatPro 计算获得)。可见高温合金和钛合金 的热物性参数差别较大,随着温度的升高,密度、粘 度、比热和表面张力存在显著差别。粉末粒度主要受 到二次雾化过程的影响,二次雾化过程中的破碎过程 与液滴韦伯数密切相关。基于金属粉末雾化过程的分 析,并综合考虑雾化参数以及气相与液相物理性质的 影响,Lubanska 提出气体雾化液滴的中值粒径(D₅₀) 可通过以下关系式表示^[46,47]:

$$\frac{D_{50}}{d_0} = k_D \left[\left(1 + \frac{m_l}{m_g} \right) \frac{\nu_l}{\nu_g W e} \right]^{1/2}$$
(2)

其中,Weber 数(We)通过以下公式计算:

$$We = \frac{\rho_l u_r^2 d_0}{\sigma} \tag{3}$$

公式 (2) 和 (3) 中, d_0 为导流管直径, k_D 为 常数, 对于大多数金属材料, k_D 的取值范围通常为 40~50, m_l 和 m_g 分别为熔体和气体的质量流率, v_l 和 u_g 分别为熔体和气体的动力粘度, ho_l 为熔体密度,

 u_r 为气体与熔体的相对速度, σ 为熔体表面张力。

可见,当其它参数不变时,粉末中值粒径 D₅₀主要 受到熔体粘度、表面张力以及密度的影响,与高温合 金相比,钛合金密度低,粘度和表面张力小,但是由 于密度的降低更多,因此,钛合金熔体韦伯数小,液 滴破碎程度没有高温合金充分。

进一步分析发现,尽管钛合金在部分单一参数上 更有利于雾化(如较低的粘度和质量流率),但其显著 较低的熔体密度和韦伯数是主导限制因素,使其在气 流作用下破碎程度不足。特别是 We 数低,可能未达 到有效雾化的临界破碎阈值,导致液滴破碎不充分, 最终生成粉末粒度偏大。因此,在相同工艺参数下, 制备的钛合金粉末粒径大于高温合金。

》同时,由于钛合金密度和表面张力较低,一方面, 粉末破碎难度大,粉末粒径较大,粉末凝固时间更长, 凝固的较小颗粒和半凝固的较大液滴发生碰撞粘接的 几率增加;另一方面,密度较低的较小钛合金颗粒在 雾化过程中易返回至雾化室顶部,加剧液滴和颗粒之 间的碰撞,导致相同雾化工艺参数下,TC4 钛合金粉 末粒度比高温合金更大,球形度比高温合金更低。





Fig. 9 Thermophysical properties of FGH96 superalloy and TC4 titanium alloy; (a) Density; (b) Specific heat; (c) Liquid viscosity; (d) Surface tension

3.2 雾化压力对流场模式的影响

有学者研究表明^[48-50],在气雾化制粉过程中,当 雾化压力高于某一临界压力时,流场由开涡转变为闭 涡,闭涡模式的流场结构对于熔体和液滴的破碎效果 更好,对粉末产生显著的细化作用。本文设置了四种 不同的雾化压力,研究雾化压力对单相气流场的影响, 详见图 10 所示 (FLUENT 模拟得到)。模拟了不同雾 化压力对气体速度和流场模式的影响,发现随着雾化 压力由 2.5 MPa 升至 4.0 MPa 后,流场结构由开涡转变 为闭涡,单相气体流场模式发生显著改变。气体对熔 体的破碎作用增强,因此,在 4.0 MPa 雾化压力时, 粉末粒度进一步发生明显细化。



图 10 雾化压力对开涡和闭涡转变的影响; (a) 2.5 MPa; (b) 3.0 MPa; (c) 3.5 MPa; (d) 4.0 MPa

Fig. 10 The influence of atomization pressure on the transition between open wake and closed wake; (a) 2.5 MPa; (b) 3.0 MPa; (c) 3.5 MPa; (d) 4.0 MPa

3.3 气体调控对粉末粒度粒形的协同影响机制

气体调控对粉末粒度粒形的协同影响机制如图 11 所示。FGH96 高温合金和 TC4 钛合金的热物性参数存 在明显区别,FGH96 密度高,粘度和表面张力大,破 碎更加充分。相同的雾化参数下,FGH96 比 TC4 粒度 小,球形度高。针对不同合金,随着雾化压力升高, 单相气体流场的最大速度不断增大,在 4.0 MPa 时由 开涡向闭涡转变,粉末 D₅₀持续降低。在此基础上,在 4.0 MPa 雾化压力下,升高气体温度至 100℃,使粉末 D₅₀进一步降低。根据标准气体状态方程(式 4):

$$pV = \mathbf{n}RT \tag{4}$$

式中, p 为气体的压力, V 为气体的体积, n 为

气体摩尔数, R 为气体常数, T 为气体的温度。

当气体压力不变时,升高气体温度,气体速度增加,从而使得气体动能增加,雾化过程是气体动能不断转换为液滴表面能的过程,因此,更高的气体动能 会使液滴的破碎更加充分,粉末粒度得到进一步细化。

随着液滴/颗粒的不断细化,使得雾化室内的液滴/ 颗粒密度逐渐升高,在2.5 MPa 和3.0 MPa 的雾化压力 下,由于细化程度有限,导致液滴/颗粒密度偏低,粉 末的球形度随着细化的进行不断升高。当进一步升高 雾化压力至 3.5 MPa 和 4.0 MPa 时,由于产生大量的细 小液滴/颗粒,导致炉内液滴/颗粒密度显著升高,炉内 碰撞加剧,因此,当雾化压力达到 3.5 MPa 时,随着 粉末细化过程的进行,卫星粉含量升高,粉末球形度 开始逐渐降低。当雾化压力为 4.0 MPa 时,观察不到 椭球形颗粒,但是卫星粉含量进一步增多,粉末形貌 变得更差。

因为根据数值模拟结果,随着雾化压力由 3.5 MPa 升至 4.0 MPa,流场结构由开涡转变为闭涡,单相气体 流场的最大速度升高 11 m/s,流场结构模式的转变和 单相气体流场最大速度的升高,均使得粉末得到明显 细化,粉末的球化时间缩短,短于凝固时间,因此在 粉末在凝固前已经发生充分的球化,所以观察不到椭 球形颗粒。同时,随着细粉含量不断增加,以及流场 最大速度的升高,流场涡流的紊乱程度增加,从而使 得液滴和颗粒之间的碰撞加剧,导致卫星粉含量升高, 粉末形貌变差。

在 4.0 MPa 雾化压力下,气体温度升至 100 ℃时,由于气体速度增大和温度升高,液滴破碎更加充分,粉末 D₅₀进一步降低。同时,随着气体温度升高至 100 ℃,高温合金粉末球形度小幅降低。因为在 4.0MPa 雾化压力下,进一步升高气体温度,相当于升高单相 流场的气体速度,增加气体动能,因此会使得细粉含量的进一步升高。所以液滴和颗粒之间的碰撞变得更 剧烈,导致卫星粉含量升高,粉末球形度降低。

但是,与高温合金不同,随气体温度升高,TC4 钛合金粉末球形度出现小幅升高,应与此时钛合金粉 末中的细粉比例相对较低,粉末的细化引起的球形度 升高效果大于颗粒/液滴碰撞导致的卫星粉增多效果。 因此,随着粉末粒度细化,粉末球形度小幅升高。



图 11 气体调控对粉末粒度粒形的协同影响机制 Fig. 11 Synergistic effect mechanism of gas regulation on particle size and morphology

4 结论

本文采用雾化试验和粉末表征耦合的方式,研究 了不同雾化压力及雾化气体温度对不同合金体系(镍 基高温合金和钛合金)粉末粒度和粒形的影响,揭示 了 EIGA 制粉过程中气体调控(雾化气体压力和温度) 对粉末特性(粒度和粒形)的协同影响机制,得出主 要结论如下:

(1)针对高温合金粉末,当气体温度 25 ℃时,随雾 化压力升高,粉末中值粒径 D₅₀ 由 96.3 µm 降至 75.5 µm。当雾化压力为 4.0 MPa 时,随着气体温度升高, 粉末 D₅₀ 由 75.5 µm 继续降至 63.8 µm;针对钛合金粉 末,在 4.0 MPa 雾化压力时,随气体温度升高,粉末 D₅₀降低幅度较小,由 89.3 µm 降至 86.0 µm。气体加 热对高温合金粉末粒度的细化效果比钛合金更加明 显,相同雾化参数下,高温合金粉末粒度小于钛合金 粉末。

(2)随着雾化压力升高,高温合金粉末球形度先升高 后降低,变化幅度不大,在 3.0 MPa 时达到最大值, 最大值为 0.9810。当雾化压力为 4.0 MPa 时,气体温 度升至 100 ℃时,粉末球形度由 0.9786 降至 0.9771, 降低幅度不明显。与高温合金不同,随气体温度升高, 钛合金粉末球形度由 0.9549 升至 0.9680。相同工艺参 数下,高温合金粉末球形度高于钛合金粉末。

参考文献 References

- Zhang Guoqing (张国庆), Zhang Yiwen (张义文), Zheng Liang (郑亮), et al [J] <u>Acta Metallurgica Sinica</u>, 2019, 55(5): 1133
- [2] Zheng Liang, Lee T L, Liu Na, et al. <u>Materials & Design[J]</u>, 2017, 117: 157
- [3] Xu Jinxin (徐金鑫), Chen Chaoyue (陈超越), Shen Luyu (沈 鹭宇), et al. <u>Acta Physica Sinica</u>[J], 2021, 70: 134
- [4] Wang Peng, Li Jing, Liu Hen san, et al. <u>Chinese Physics B[J]</u>, 2021, 30: 057502
- [5] Zhang Lichong, Zheng Liang, Xu Wenyong, et al.
 <u>Particuology[J]</u>, 2024, 95: 279
- [6] Wang Peng, Li Jing, Wang Xin, et al. <u>Chinese Physics B[J]</u>, 2021, 30: 027502
- [7] Zhao Tongchun, Chen Cunguang, Liu Xinhua, et al. <u>Advanced Powder Technology</u>[J], 2023, 34: 104007
- [8] Luo Sheng, Ouyang Yu, Lai Shuyue, et al. <u>Powder</u> <u>Technology</u>[J], 2024, 433: 119244
- [9] Wang Peng, Zhou Xianglin, Li Xinggang, et al. <u>Journal of</u> <u>Materials Processing Technology</u>[J], 2024, 324: 118238
- [10] Urionabarrenetxea Ernesto, Martín José Manuel, Avello Alejo, et al. <u>Powder Technology[J]</u>, 2022, 407: 117688
- [11] Zheng Liang, Zhang Qiang, Li Zhou, et al. <u>Acta Metallurgica</u> <u>Sinica</u>[J], 2023, 59: 1265
- [12] Zhang Lichong, Xu Wenyong, Li Zhou, et al. <u>Powder</u> <u>Technology[J]</u>, 2023, 418: 118162
- [13] Feng Shan, Xia Min, Ge Changchun. <u>Chinese Physics B[J]</u>, 2018, 27: 044701
- [14] Jia Chonglin, Ge Changchun, Yan Qingzhi. <u>Chinese Physics</u>
 <u>B[J]</u>, 2016, 25: 026103
- [15] Huang Chuan-shou(黄传收), Liu Zhong-qiang(柳中强), Wu Yuan-biao (吴苑标), et al. <u>Rare Metal Materials and</u> <u>Engineering</u>, 2019, 48(10): 3302
- [16] Bojarevics Valdis, Roy Alan, Pericleous Koulis. <u>COMPEL -</u> <u>International Journal of Computation and Mathematics in</u> <u>Electrical and Electronic Engineering</u>[J], 2011, 30: 1455
- [17] Xia Min (夏敏), Wang Peng (汪鹏), Zhang Xiaohu (张晓虎), et al. <u>Acta Physica Sinica[J]</u>, 2018, 67: 41
- [18] Peng Zichao (彭子超), Liu Peiyuan (刘培元), Wang Xuqing (王旭青), et al. <u>Acta Metallurgica Sinica[J]</u>, 2022, 58: 673
- [19] Ning Yongquan, Yao Zekun, Guo Hongzhen, et al. Materials

Science and Engineering A[J], 2010, 527: 6794

- [20] Hu Dianyin, Wang Tao, Ma Qihang, et al. International Journal of Fatigue[J], 2019, 118: 237
- [21] Ding Honghui, Zhang Jian, Liu Jianye, et al. Journal of Alloys and Compounds[J], 2023, 968: 171769
- [22] Zou Dingjin (邹定锦), Zhang Liang (张亮), Wu Wenheng (吴 文恒). Materials Engineering[J], 2024, 1
- [23] Zhou Bin, Zhou Jun, Li Hongxin, et al. Materials Science and Engineering A[J], 2018, 724: 1
- [24] Zheng Liang, Zhang Guoqing, Gorley Michael J., et al. Materials Design[J], 2021, 207: 109861
- [25] Zhang Qiang, Zheng Liang, Yuan Hong, et al. Materials Characterization[J], 2023, 202: 113019
- [26] Liu Xinling (刘新灵), Chen Xing (陈星), Hou Xueqin (侯学 勤), et al. Rare Metal Materials and Engineering, 2009, 38(7): 1179
- [27] King W. E., Anderson A. T., Ferencz R. M., et al. Applied Physics Reviews[J], 2015, 2: 4
- [28] Miao Guanxiong, Du Wenchao, Pei Zhijian, et al. Additive Manufacturing[J], 2022, 58: 103029
- [29] Strondl A., Lyckfeldt O., Brodin H., et al. JOM[J], 2015, 67: 549
- [30] Wang Wei (王维), Liu Baoyuan (柳宝元), Li Changfu (李长 富), et al. Rare Metal Materials and Engineering, 2019, 48(1): 279
- [31] Liu Ronge (刘荣娥), Wang Baoyu (王宝雨), Feng Pengni (冯 鹏妮), et al. Rare Metal Materials and Engineering, 2021, 50(7): 2447
- [32] Chen Xiaolong (陈小龙), Dai Guoqing (戴国庆), Sun Zhonggang (孙中刚), et al. Rare Metal Materials and Engineering, 2022, 51(6): 2323
- [33] Spitans Sergejs, Franz Henrik, Baake Egbert. Metallurgical and Materials Transactions B[J], 2020, 51: 1918
- [34] Qaddah Baraa, Chapelle Pierre, Bellot Jean Pierre, et al. Journal of Materials Processing Technology[J], 2023, 311: 117814
- [35] Drawin S., Deborde A., Thomas M., et al. MATEC Web of Conferences[C], EDP Sciences, 2020, 321: 07013
- [36] Feng Shan, Xia Min, Ge Changchun. Chinese Physics B[J], 2017, 26: 060201
- [37] Li Hailin, Shen Yongpeng, Liu Pu, et al. Scientific Reports[J], 2021, 11: 23106
- [38] Zou Haiping, Xiao Zhiyu. Materials Today Communications[J], 2021, 29: 102778
- [39] Wei Mingwei, Chen Suiyuan, Liang Jing, et al. Vacuum[J],

2017, 143: 185

- [40] Guo Kuaikuai, Liu Changsheng, Chen Suiyuan, et al. Transactions of Nonferrous Metals Society of China[J], 2020, 30: 147
- [41] Ning Jie, Zhang Haibo, Chen Suming, et al. Journal of Materials Research and Technology[J], 2021, 15: 5746
- [42] Xiu Huijuan, Ma Feiyan, Li Jinbao, et al. Powder Technology[J], 2020, 364: 241
- [43] Zhang Lichong, Xu Wenyong, Li Zhou, et al. Powder Technology[J], 2022, 395: 787
- [44] Wang Wenqiang (王文强), Ao Bo(敖波), Wu Guanhua (邬冠 华), et al. Rare Metal Materials and Engineering, 2020, 49(6): 2024
- [45] Guo Weimin (国为民), Wu Jiantao (吴剑涛), Chen Gansheng (陈淦生), et al. Journal of Aeronautical Materials, 2003, 23(Suppl.1): 21
- [46] Lubanska H. JOM, 1970, 22(2): 45.
- [47] Zhou Shan (周珊), Liu Mingxiang (刘明翔), Sui Dashan (隋 大山), et al. Powder Metallurgy Materials Science and Engineering, 2017, 22(4): 451.
- [48] Motaman S, Mullis A M, Cochrane R F, et al. Metallurgical and Materials Transactions B, 2015, 46: 1990
- [49] Ting J, Peretti M W, Eisen W B. Materials Science and Engineering: A, 2002, 326(1): 110
- [50] Ting J, Anderson I E. Materials Science and Engineering: A, 2004, 379(1-2): 264

杨振杨林林

Effects of Gas Regulation on the Characteristics of Nickel-Based and Titanium Alloy Powders prepared by EIGA

ZHANG Lichong¹, CHEN Hao², LIU Yufeng¹, ZHENG Liang¹, XU Wenyong¹, LI Zhou¹, ZHANG Guoqing¹

(1. Science and Technology on Advanced High Temperature Structural Materials Laboratory, AECC Beijing Institute of Aeronautical Materials,

Beijing 100095, China)

(2. No.6 Military Representative Office of Equipment Department of Air Force in Beijing, Beijing 101300, China)

Abstract: Electrode Induction Melting Gas Atomization (EIGA) is a crucial technique for producing ultra-high-purity metal powders, as it is a crucible-free powder production method. This study focuses on the nickel-based superalloy FGH96 and the titanium alloy TC4, and investigates the effects of atomization pressure and gas temperature on the particle size, morphology, and hollow powder content of the alloys. The study combines atomization experiments with powder characterization. The results show that at a gas temperature of 25°C, increasing the atomization pressure from 2.5 MPa to 4.0 MPa, reduces the median particle size (D₅₀) from 96.3µm to 75.5µm. The sphericity reaches its maximum value 0.9805 at an atomization pressure of 3.5MPa. The powder volume porosity also exhibits a trend of first increasing and then decreasing. At an atomization pressure of 4.0MPa, as increasing the gas temperature to 100°C the powders further refine, with the D₅₀ values for FGH96 and TC4 powders decreasing to 63.8µm and 86.0µm, respectively. The gas heating effect is more pronounced for the superalloy powders. As the gas temperature rises, the powder sphericity of the superalloy remains unchanged, while the powder sphericity of the titanium alloy increases slightly. The powder volume porosity of the superalloy slightly increases. Due to differences in viscosity, surface tension, and density between the two alloy melts, powder characteristics such as particle size and morphology exhibit distinct variation trends. This study provides a theoretical basis for the customization of powder preparation processes for different types of alloys.

Key words: EIGA; FGH96 nickel-based superalloy powder; TC4 titanium alloy powder; gas regulation; powder characteristics

Corresponding author: ZHENG Liang, Ph. D., professor, Beijing Institute of Aeronautical Materials, Beijing 100095, P. R. China, Tel: 010-62498268, E-mail: liang.zheng@biam.ac.cn;

LI Zhou, Ph. D., professor, Beijing Institute of Aeronautical Materials, Beijing 100095, P. R. China, Tel: 010-62498299, E-mail: zhou.li@biam.ac.cn.