

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。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, 高温合金粉末中值粒径 D_{50} 由96.3 μm减小至75.5 μm, 在雾化压力3.5 MPa时球形度达到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 D_{50} 分别降至63.8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: 电极感应熔炼气雾化 (EIGA); FGH96高温合金粉末; TC4钛合金粉末; 气体调控; 粉末特性

中图分类号: TG146.1⁺5; TG146.23

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2026)08-2007-10

1 引言

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

收稿日期: 2025-04-20

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

作者简介: 张利冲, 男, 1989年生, 博士, 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, 电话: 010-62498268, E-mail: lichong.zhang@biam.ac.cn

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。

2 实验

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。

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 $\Phi 50\sim 70$ mm,长度 500~600 mm,熔炼功率 25~35 kW,雾化压力 2.5~4.0 MPa,气体温度 25 和 100 $^{\circ}\text{C}$,气体质量流率 20~50 kg/min,FGH96 高温合金熔体质量流率 1~3 kg/min,TC4 钛合金熔体质量流率 0.2~0.5 kg/min(表 2)。

EIGA 制备的粉末经机械筛分为 3 个粒度:全粉 (≤ 250 μm)、FGH96 粉末高温合金涡轮盘用粒度段 (≤ 63 μm)和 TC4 钛合金选区激光熔化用粒度段 (15~53 μm)。采用激光粒度分析仪 (laser particle size analyzer, LPSA),扫描电子显微镜 (scanning electron microscope, 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 5~15 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 3~5 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

表 1 合金主要化学成分

Table 1 Main chemical composition of alloys (wt%)

Alloy	C	Co	W	Mo	Cr	Nb	Al	V	Ti	Ni
FGH96	0.049	12.84	3.98	4.02	15.92	0.68	2.14	-	3.65	Bal.
TC4	-	-	-	-	-	-	6.50	4.13	Bal.	-

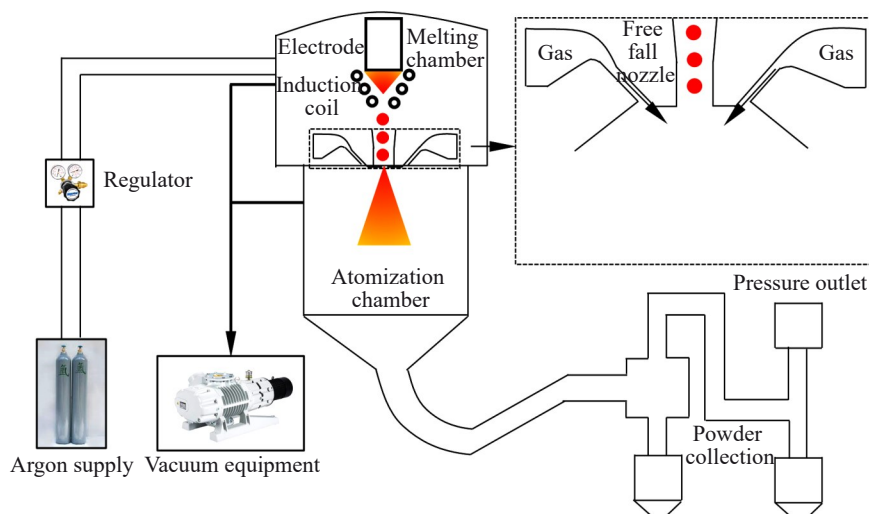


图 1 EIGA 设备示意图

Fig.1 Schematic diagram of EIGA equipment

表2 EIGA雾化过程中合金的工艺参数

Table 2 Parameters of alloys during the EIGA atomization process

Atomization parameter	Value
Electrode rod diameter/mm	50–70
Melting power/kW	25–35
Atomization pressure/MPa	2.5, 3.0, 3.5, 4.0
Gas temperature/°C	25, 100
Gas flow rate/kg·min ⁻¹	20–50
Flow rate of FGH96 superalloy melt/kg·min ⁻¹	1–3
Flow rate of TC4 titanium alloy melt/kg·min ⁻¹	0.2–0.5

度^[42-43],其公式如下:

$$SPH = \sqrt{\frac{4\pi A}{P^2}} \quad (1)$$

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 $\leq 63 \mu\text{m}$ 的合金粉末, 将粉末装入尺寸为 $\Phi 2 \text{ mm} \times 2 \text{ mm}$ 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。

3 实验结果

3.1 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°C 时, 随着雾化压力升高, 粉末中值粒径 D_{50} 逐渐减小, 由 $96.3 \mu\text{m}$ 降至 $75.5 \mu\text{m}$ 。其中, 2.5 MPa 升至 3.0 MPa 时, D_{50} 降低较小,

由 $96.3 \mu\text{m}$ 降至 $95.4 \mu\text{m}$ 。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 $95.4 \mu\text{m}$ 降至 $82.5 \mu\text{m}$, 再降至 $75.5 \mu\text{m}$ 。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°C , 粉末中值粒径 D_{50} 降低, 由 $75.5 \mu\text{m}$ 进一步降至 $63.8 \mu\text{m}$ 。

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 D_{50} 同样呈现降低的趋势, 但是降低幅度较小, 由 $89.3 \mu\text{m}$ 降至 $86.0 \mu\text{m}$ 。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。

3.2 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。

当雾化压力 4.0 MPa 时, 气体温度对高温合金和钛合金 2 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°C 升至 100°C , 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°C , 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

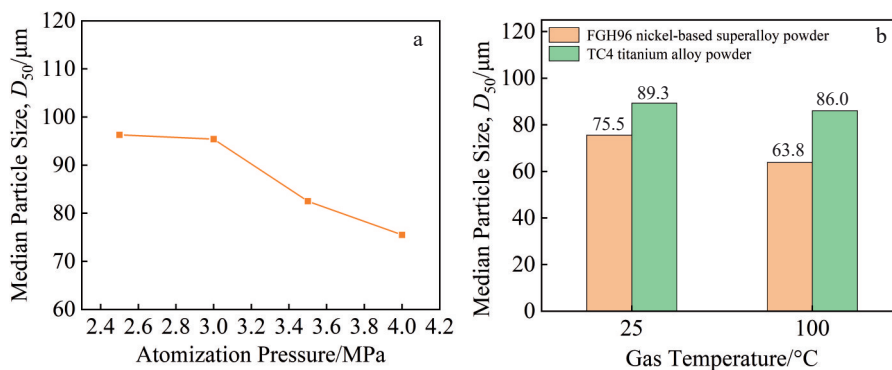


图2 气体调控对不同合金粉末粒度的影响

Fig.2 Effects of gas regulation on the particle size of different alloys: (a) median particle size vs. atomization pressure and (b) median particle size vs. gas temperature

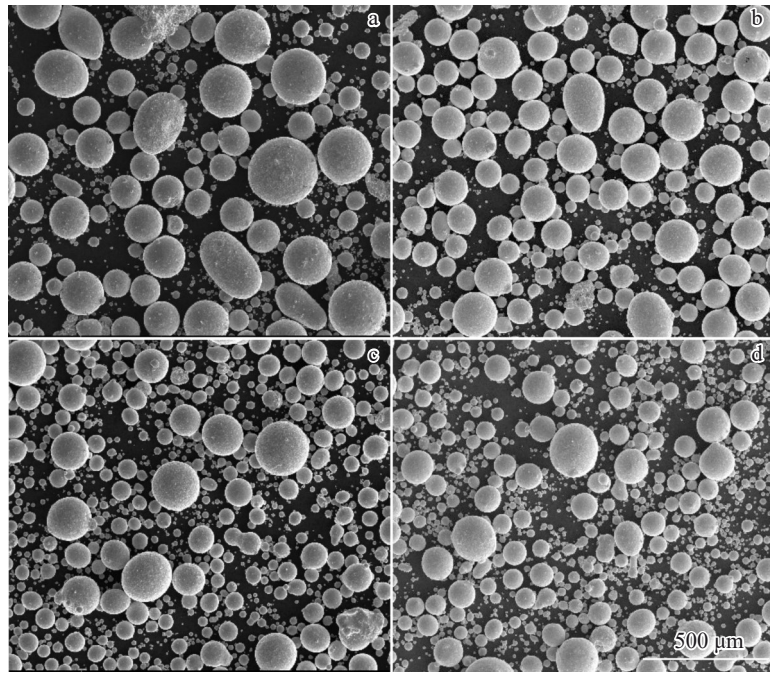


图3 不同雾化压力下高温合金粉末形貌

Fig.3 Morphologies of superalloy powder under different atomization pressures: (a) 2.5 MPa, (b) 3.0 MPa, (c) 3.5 MPa, and (d) 4.0 MPa

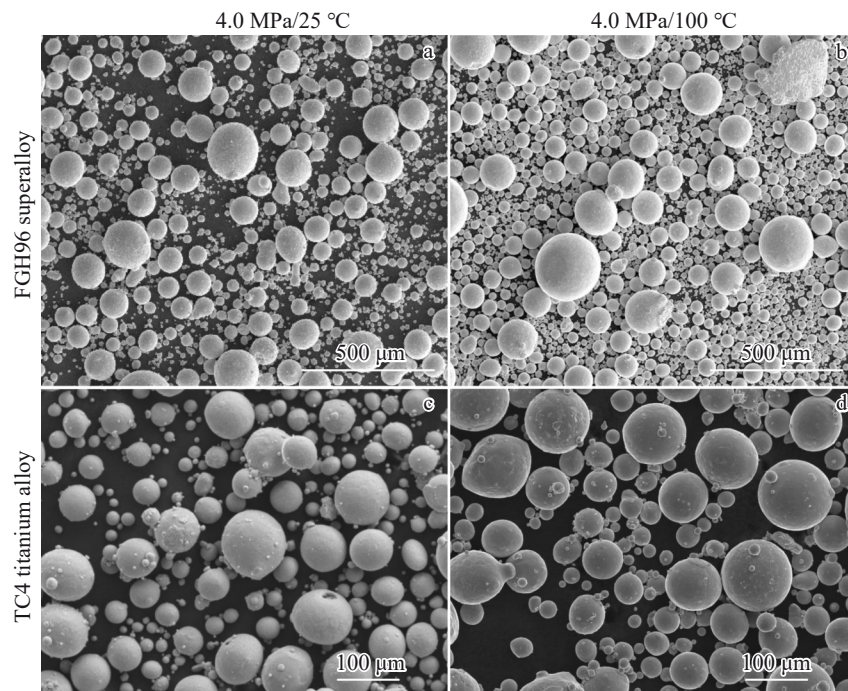


图4 不同条件下不同合金粉末形貌

Fig.4 Morphologies of different alloy powders under different conditions

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。

3.3 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。随着雾化压力的升高,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。在雾化压力3.5 MPa时,球形度达到0.9805。当雾化压力为4.0 MPa时,气体温度升高至

100 °C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。

3.4 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~图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 °C升至100 °C,空心粉含量有所增加,粉末体积孔隙率由0.006%小幅增至0.010%。

4 分析讨论

4.1 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(D_{50})可通过以下关系式表示^[46-47]:

$$\frac{D_{50}}{d_0} = k_D \left[\left(1 + \frac{m_l}{m_g} \right) \frac{v_l}{v_g We} \right]^{1/2} \quad (2)$$

其中,Weber数(We)通过以下公式计算:

$$We = \frac{\rho_l u_l^2 d_0}{\sigma} \quad (3)$$

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 v_g 分别为熔体和气体的动力

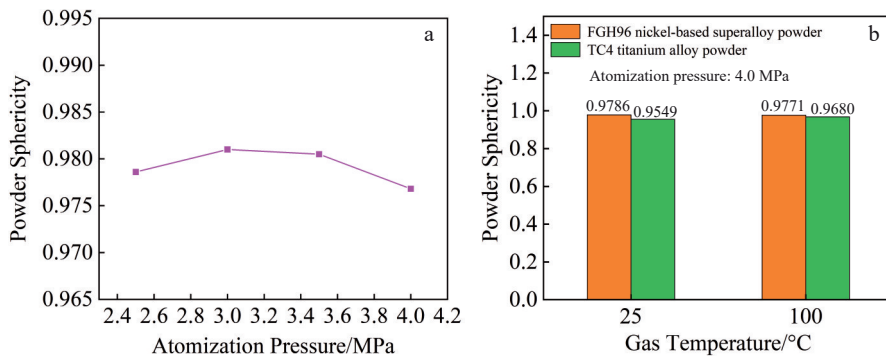


图5 气体调控对不同合金粉末球形度的影响

Fig.5 Effects of gas regulation on the powder sphericity of different alloys: (a) powder sphericity vs. atomization pressure and (b) powder sphericity vs. gas temperature

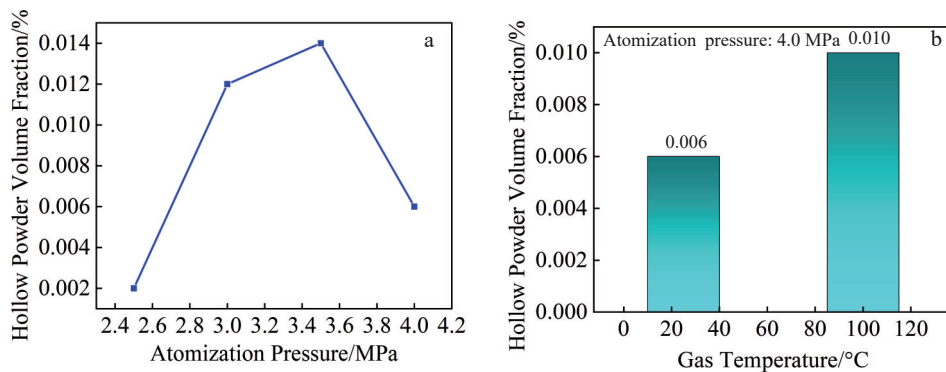


图6 气体调控对高温合金空心粉含量的影响

Fig.6 Effects of gas regulation on the hollow powders content of superalloy: (a) hollow powder volume fraction vs. atomization pressure and (b) hollow powder volume fraction vs. gas temperature

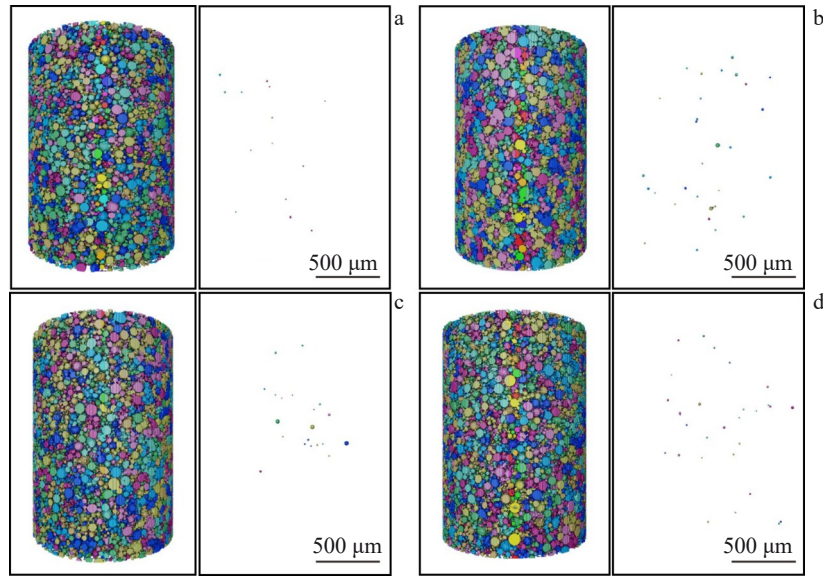


图7 雾化压力对高温合金空心粉含量的影响

Fig.7 Effects of atomization pressures on hollow powder content of superalloy: (a) 2.5 MPa, (b) 3.0 MPa, (c) 3.5 MPa, and (d) 4.0 MPa

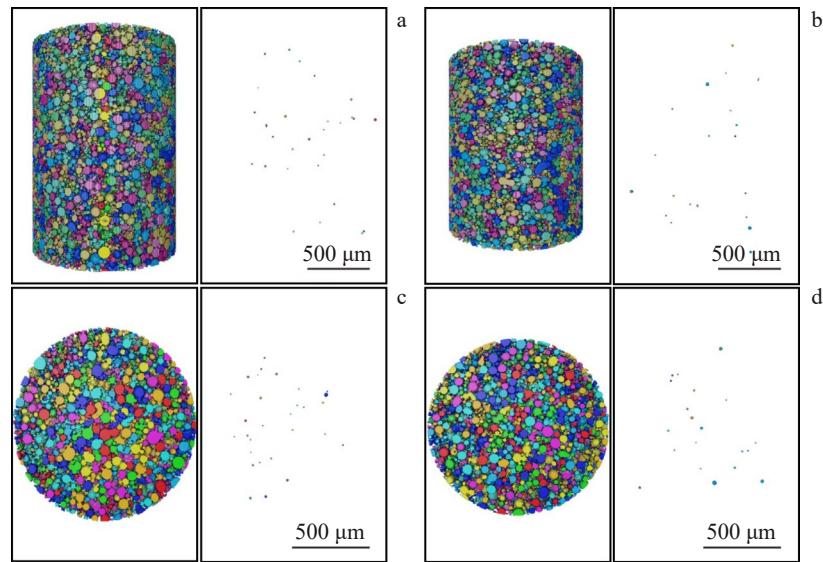


图8 气体温度对高温合金空心粉含量影响

Fig.8 Effects of gas temperature on the hollow powder content of superalloy: (a, c) 4.0 MPa/25 °C; (b, d) 4.0 MPa/100 °C

粘度, ρ_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 D_{50} 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度大于高温合金。

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

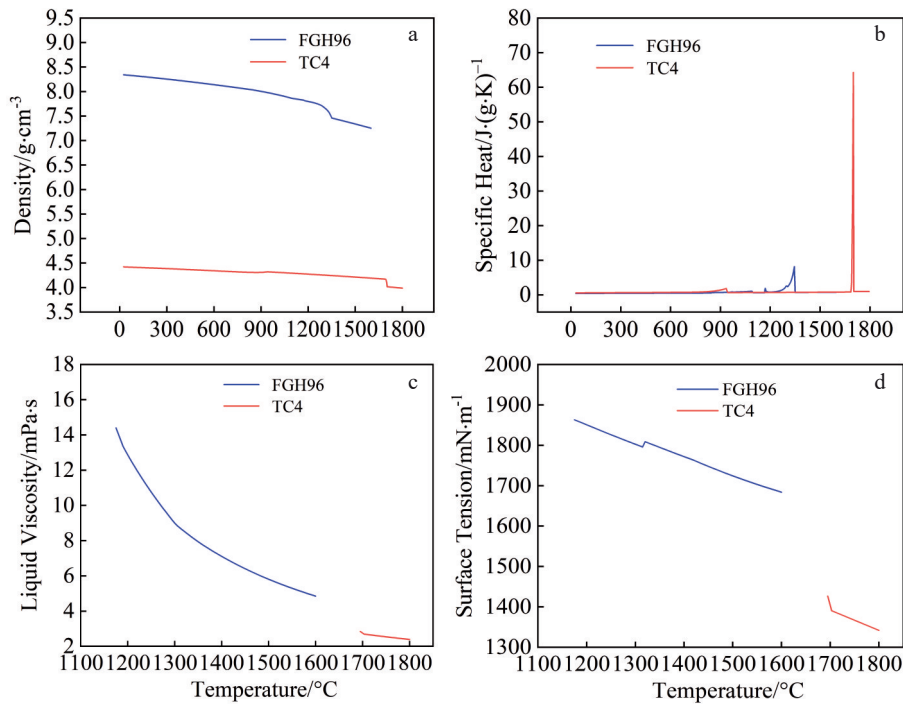


图9 FGH96高温合金和TC4钛合金的热物性参数

Fig.9 Thermophysical properties of FGH96 superalloy and TC4 titanium alloy: (a) density, (b) specific heat, (c) liquid viscosity, and (d) surface tension

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。

4.2 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。设置了4种不同的雾化压力,研究雾化压力对单相气流场的影响,如图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。

4.3 气体调控对粉末粒度粒形的协同影响机制

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 D_{50} 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 °C,使粉末 D_{50} 进一步降低。根据标准气体状态方程式(4):

$$pV = nRT \quad (4)$$

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,

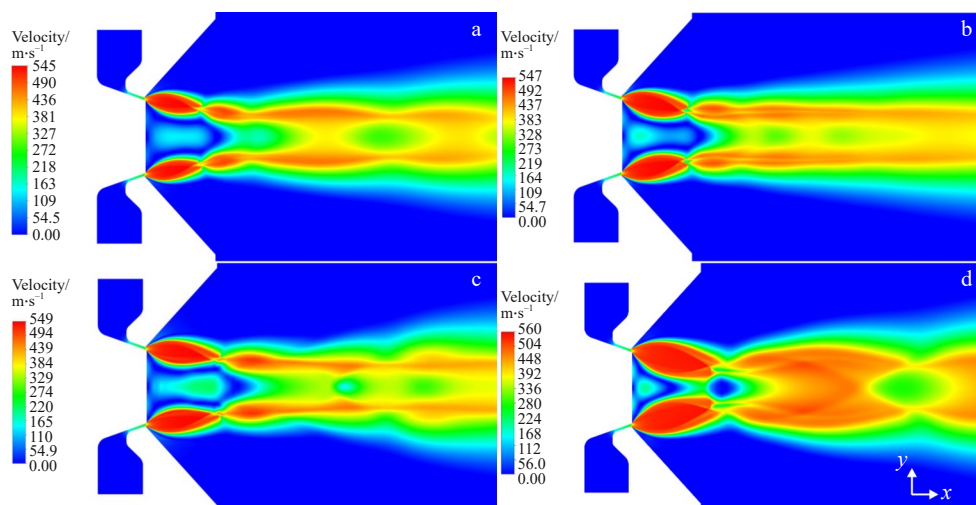


图10 雾化压力对开涡和闭涡转变的影响

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

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。

在雾化压力4.0 MPa下,气体温度升至100 °C时,由于气体速度增大和温度升高,液滴破碎更加充分,粉末 D_{50} 进一步降低。同时,随着气体温度升高至100 °C,高温合金粉末球形度小幅降低。因为在4.0 MPa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。

5 结论

1)针对高温合金粉末,当气体温度25 °C时,随雾化压力升高,粉末中值粒径 D_{50} 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 D_{50} 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 D_{50} 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 °C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

- [1] Zhang Guoqing(张国庆), Zhang Yiwen(张义文), Zheng Liang(郑亮) *et al. Acta Metallurgica Sinica(金属学报)*[J], 2019, 55(9): 1133
- [2] Zheng L, Lee T L, Liu N *et al. Materials & Design*[J], 2017, 117: 157
- [3] Xu Jinxin(徐金鑫), Chen Chaoyue(陈超越), Shen Luyu(沈鹭宇) *et al. Acta Physica Sinica(物理学报)*[J], 2021, 70(14): 140201
- [4] Wang P, Li J, Liu H S *et al. Chinese Physics B*[J], 2021, 30: 057502
- [5] Zhang L C, Zheng L, Xu W Y *et al. Particuology*[J], 2024, 95: 279
- [6] Wang P, Li J, Wang X *et al. Chinese Physics B*[J], 2021, 30: 027502
- [7] Zhao T C, Chen C G, Liu X H *et al. Advanced Powder Technology*[J], 2023, 34: 104007
- [8] Luo S, Ouyang Y, Lai S Y *et al. Powder Technology*[J], 2024, 433: 119244
- [9] Wang P, Zhou X L, Li X G *et al. Journal of Materials Processing Technology*[J], 2024, 324: 118238
- [10] Urionabarrenetxea E, Martín J M, Avello A *et al. Powder Technology*[J], 2022, 407: 117688
- [11] Zheng Liang(郑亮), Zhang Qiang(张强), Li Zhou(李固) *et al. Acta Metallurgica Sinica(金属学报)*[J], 2023, 59(9): 1265
- [12] Zhang L C, Xu W Y, Li Z *et al. Powder Technology*[J], 2023,

- 418: 118162
- [13] Feng S, Xia M, Ge C C. *Chinese Physics B*[J], 2018, 27: 044701
- [14] Jia C L, Ge C C, Yan Q Z. *Chinese Physics B*[J], 2016, 25: 26103
- [15] Huang Chuanshou(黄传收), Liu Zhongqiang(柳中强), Wu Yuanbiao(吴苑标) *et al. Rare Metal Materials and Engineering* (稀有金属材料与工程)[J], 2019, 48(10): 3302
- [16] Bojarevics V, Roy A, Pericleous K. *COMPEL-International Journal of Computation and Mathematics in Electrical and Electronic Engineering*[J], 2011, 30(5): 1455
- [17] Xia Min(夏敏), Wang Peng(汪鹏), Zhang Xiaohu(张晓虎) *et al. Acta Physica Sinica*(物理学报)[J], 2018, 67(17): 170201
- [18] Peng Zichao(彭子超), Liu Peiyuan(刘培元), Wang Xuqing(王旭青) *et al. Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 2022, 58(5): 673
- [19] Ning Y Q, Yao Z K, Guo H Z *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2010, 527: 6794
- [20] Hu D Y, Wang T, Ma Q H *et al. International Journal of Fatigue*[J], 2019, 118: 237
- [21] Ding H H, Zhang J, Liu J Y *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2023, 968: 171769
- [22] Shang Xiaofeng(尚晓峰), Cai Jinzhi(蔡今志), Liu Shiwei(刘士伟) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2025, 54(12): 3164
- [23] Zhou B, Zhou J, Li H X *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2018, 724: 1
- [24] Zheng L, Zhang G Q, Gorley M J *et al. Materials & Design*[J], 2021, 207: 109861
- [25] Zhang Q, Zheng L, Yuan H *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*(稀有金属材料与工程)[J], 2009, 38(7): 1179
- [27] King W E, Anderson A T, Ferencz R M *et al. Applied Physics Reviews*[J], 2015, 2(4): 41304
- [28] Miao G X, Du W C, Pei Z J *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*(稀有金属材料与工程)[J], 2019, 48(1): 279
- [31] Liu Rongce(刘荣娥), Wang Baoyu(王宝雨), Feng Pengni(冯鹏妮) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 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*(稀有金属材料与工程)[J], 2022, 51(6): 2323
- [33] Spitz S, Franz H, Baake E. *Metallurgical and Materials Transactions B*[J], 2020, 51: 1918
- [34] Qaddah B, Chapelle P, Bellot J P *et al. Journal of Materials Processing Technology*[J], 2023, 311: 117814
- [35] Lu Y J, Zhong Y L, Li W Y *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2025, 1025: 180356
- [36] Feng S, Xia M, Ge C C. *Chinese Physics B*[J], 2017, 26: 060201
- [37] Li H L, Shen Y P, Liu P *et al. Scientific Reports*[J], 2021, 11: 23106
- [38] Zou H P, Xiao Z Y. *Materials Today Communications*[J], 2021, 29: 102778
- [39] Wei M W, Chen S Y, Liang J *et al. Vacuum*[J], 2017, 143: 185
- [40] Guo K K, Liu C S, Chen S Y *et al. Transactions of Nonferrous Metals Society of China*[J], 2020, 30(1): 147
- [41] Ning J, Zhang H B, Chen S M *et al. Journal of Materials Research and Technology*[J], 2021, 15: 5746
- [42] Xiu H J, Ma F Y, Li J B *et al. Powder Technology*[J], 2020, 364: 241
- [43] Zhang L C, Xu W Y, Li Z *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*(稀有金属材料与工程)[J], 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*(航空材料学报)[J], 2003, 23(S1): 21
- [46] Lubanska H. *JOM*[J], 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* (粉末冶金材料科学与工程)[J], 2017, 22(4): 451
- [48] Motaman S, Mullis A M, Cochrane R F *et al. Metallurgical and Materials Transactions B*[J], 2015, 46: 1990
- [49] Ting J, Peretti M W, Eisen W B. *Materials Science and Engineering A*[J], 2002, 326(1): 110
- [50] Ting J, Anderson I E. *Materials Science and Engineering A*[J], 2004, 379(1-2): 264

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 focused on the nickel-based superalloy FGH96 and the titanium alloy TC4, and the effects of atomization pressure and gas temperature on the particle size, morphology, and hollow powder content of the alloys were investigated. The study combined 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 (D_{50}) from 96.3 μm to 75.5 μm. The sphericity reaches 0.9805 at an atomization pressure of 3.5 MPa. The powder volume porosity also exhibits a trend of first increasing and then decreasing. At an atomization pressure of 4.0 MPa, when the gas temperature increases to 100 °C, the powders are further refined, with the D_{50} values for FGH96 and TC4 powders decreasing to 63.8 and 86.0 μm, 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: electrode induction-melting gas atomization (EIGA); FGH96 superalloy powder; TC4 titanium alloy powder; gas regulation; powder characteristics

Corresponding author: Zheng Liang, Ph. D., Professor, Science and Technology on Advanced High Temperature Structural Materials Laboratory, AECC Beijing Institute of Aeronautical Materials, Beijing 100095, P. R. China, Tel: 0086-10-62498268, E-mail: liang.zheng@biam.ac.cn; Li Zhou, Ph. D., Professor, Science and Technology on Advanced High Temperature Structural Materials Laboratory, AECC Beijing Institute of Aeronautical Materials, Beijing 100095, P. R. China, Tel: 0086-10-62498299, E-mail: zhou.li@biam.ac.cn