

引文格式:张利冲,郑亮,刘娜,等.雾化气体温度对EIGA钛合金粉末粒度、粒形及表面氧化的协同控制机制[J].航空制造技术,2026,69(8):25010133.

ZHANG Lichong, ZHENG Liang, LIU Na, et al. Synergistic regulation mechanism of atomization gas temperature on the particle size, morphology and surface oxidation of EIGA titanium alloy powders[J]. Aeronautical Manufacturing Technology, 2026, 69(8): 25010133.

## 雾化气体温度对 EIGA 钛合金粉末粒度、粒形及表面氧化的协同控制机制

张利冲,郑亮,刘娜,许文勇,李周,张国庆

(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)

[摘要] 为了揭示雾化气体温度对 TC4 钛合金粉末的粒度、粒形及表面氧化的协同控制机制,采用数值模拟和雾化试验结合的方式研究了电极感应熔炼气雾化(Electrode induction melting gas atomization, EIGA)气体温度和压力对 TC4 钛合金粉末粒度、粒形以及表面氧化特性的影响。模拟结果表明,雾化压力由 3.5 MPa 升至 4.0 MPa,流场由开涡变为闭涡,最大气体速度增加 11 m/s。雾化压力为 4.0 MPa 时,雾化气体温度由 25 °C 加热至 100 °C 会提高回流区和激波串附近的气体温度,增强熔体破碎程度,从而使粉末粒径减小。采用优化的雾化压力并调控不同气体温度进行 EIGA 雾化试验,对制备的 TC4 钛合金粉末特性进行定量表征。试验结果表明,当雾化压力为 4.0 MPa 时,随气体温度加热至 100 °C,粉末  $D_{50}$  由 89.3  $\mu\text{m}$  降至 86.0  $\mu\text{m}$ ,球形度由 0.9549 升至 0.9680,粉末粒度更小且球形度更优,粒度变化规律与数值模拟的趋势一致;粉末表面氧化膜平均厚度由 4.7 nm 增至 5.3 nm,粉末氧质量分数小幅增加,分别为 0.1478% 和 0.1542%。研究揭示了气体温度对粉末粒度、粒形和表面氧化特性的影响规律,为 TC4 钛合金粉末特性的精确协同控制提供了理论依据和技术支撑。

关键词:电极感应熔炼气雾化(EIGA);TC4;雾化气体温度;粒度和粒形;粉末表面氧化

中图分类号:V261;TF123 文献标志码:A DOI:10.16080/j.issn1671-833x.25010133

### Synergistic Regulation Mechanism of Atomization Gas Temperature on the Particle Size, Morphology and Surface Oxidation of EIGA Titanium Alloy Powders

ZHANG Lichong, ZHENG Liang, LIU Na, XU Wenyong, LI Zhou, ZHANG Guoqing

(Science and Technology on Advanced High Temperature Structural Materials Laboratory, AECC Beijing Institute of Aeronautical Materials, Beijing 100095, China)

[ABSTRACT] To reveal the synergistic control mechanism of atomization gas temperature on the particle size, morphology and surface oxidation of TC4 titanium alloy powder, numerical simulations and atomization experiments were combined to investigate the effects of atomization gas temperature and pressure on the particle size, morphology, and surface oxidation characteristics of TC4 titanium alloy powders prepared by electrode induction melting gas atomization (EIGA). The numerical simulation results indicate that increasing the atomization pressure from 3.5 MPa to 4.0 MPa leads to an 11 m/s increase in maximum gas velocity, with the flow field transitioning from an open wake to a closed wake. At an atomization pressure of 4.0 MPa, increasing the gas temperature from 25 °C to 100 °C raises the temperature in the recirculation zone and around the shock waves, thereby enhancing melt fragmentation and reducing the powder particle size.

收稿日期:2025-09-07;退修日期:2025-11-01;录用日期:2025-12-24

基金项目:国家重点研发计划(2023YFB3712202)

通信作者:郑亮,研究员,博士,主要从事高温结构材料与粉末制备技术研究。

张国庆,研究员,博士,主要从事高性能金属材料及其制备技术研究。

EIGA atomization experiments were conducted using the optimized atomization pressure while regulating gas temperature, and the properties of the produced TC4 titanium alloy powders were quantitatively characterized. The experimental results show that at an atomization pressure of 4.0 MPa, as the gas temperature increases to 100 °C, the powder  $D_{50}$  decreases from 89.3  $\mu\text{m}$  to 86.0  $\mu\text{m}$ , while the sphericity rises from 0.9549 to 0.9680. The powders thus exhibit finer particle size and improved sphericity, consistent with the trends predicted by numerical simulation. The average thickness of the surface oxide film increased from 4.7 nm to 5.3 nm, accompanied by a slight rise in oxygen mass fraction from 0.1478% to 0.1542%. This study reveals the influence of gas temperature on the particle size, morphology, and surface oxidation characteristics of the powders, providing theoretical guidance and technical support for the precise synergistic control of TC4 titanium alloy powder properties.

**Keywords:** Electrode induction melting gas atomization (EIGA); TC4; Atomization gas temperature; Particle size and morphology; Powder surface oxidation

TC4 钛合金主要用于航空、航天以及生物医疗等领域<sup>[1-3]</sup>,近年来,TC4 开始用于制造国产 C919 飞机 3D 打印舱门部件。与传统粉末冶金相比,3D 打印对粉末特性的要求存在明显差别,粉末冶金要求粉末具有高收得率、松装及振实密度,保证零件的经济性和可靠性<sup>[4-5]</sup>。3D 打印则要求粉末具有较好的形貌及优良的流动性,以保证打印的稳定性<sup>[6-8]</sup>。针对国产商用大飞机适航用 TC4 钛合金粉末,还需兼顾低成本的要求,在保证粉末形貌外,细粉收得率也成为主要的考量因素。高品质粉末制备技术是 3D 打印的基础,已成为材料科学研究中备受关注的领域<sup>[9-11]</sup>。电极感应熔炼气雾化(Electrode induction melting gas atomization, EIGA)技术避免了合金熔体与坩埚等耐火材料直接接触<sup>[12-13]</sup>,是制备高纯净高活性合金粉末的潜在主流技术之一<sup>[14-15]</sup>。

国内外大部分学者利用 EIGA 工艺制备钛合金粉末<sup>[16-18]</sup>,EIGA 制粉过程涉及气体与熔体之间复杂的交互作用,试验难以观察,多采用模拟研究其雾化机理。EIGA 工艺优化主要集中于熔炼功率和雾化压力对粉末粒度及其分布的影响,关于粒度、粒形以及粉末表面氧化等特性协同控制的研究较少<sup>[19-21]</sup>。有学者针对真空感应熔炼气雾化(Vacuum induction melting gas atomization, VIGA)镍基高温合金粉末粒度、粒形协同控制开展了研究<sup>[22]</sup>,而针对 EIGA 制备的钛合金粉末粒度、粒形协同控制的研究少见报道。由于不同种类合金的热物性参数差异较大,EIGA 制粉过程中合金熔体破碎机理也存在明显差异,从而导致对粉末粒度、粒形和表面氧化等粉末特性的影响规律显著不同。热气雾化是一种将雾化气体预热至设定温度后进行雾化制粉的工艺,以往研究表明,在相同雾化压力下,热气雾化可提高气体能量,从而细化粒度并提升细粉收得率。然而,针对 EIGA 钛合金粉末制备中气体温度对粒度、粒形及表面氧化特性的影响规律仍缺乏系统研究,亟须结合数

值模拟与雾化试验加以阐明与优化。

为了进一步提高粉末粒度、粒形和表面氧化的控制水平,采用热气雾化技术实现钛合金粉末粒度、粒形和表面氧化的协同控制。通过数值模拟方法,系统研究雾化压力和气体温度对气体流场的作用机理,结合热气雾化试验,探明气体调控对粒度、粒形和表面氧化等粉末特性的影响规律,揭示雾化过程中气体调控的物理机制,优化钛合金 EIGA 工艺参数,以制备出粒度可控、粒形优良和低氧质量分数的钛合金粉末,助力合金粉末制备新技术的工程化应用,实现关键粉末特性的协同控制,为国产 C919 大飞机 3D 打印构件用粉末材料的研制提供制备工艺支撑。

## 1 试验材料和方法

### 1.1 试验材料

本研究采用的材料为 TC4 钛合金,合金棒料采用机加工方式加工出锥角,使用电极感应熔炼气雾化(EIGA)工艺制备钛合金粉末,对制备的粉末进行机械筛分和化学成分测试,TC4 钛合金的化学成分要求及分析成分见表 1。

### 1.2 数值模拟方法

#### 1.2.1 几何模型和边界条件

为了研究气体调控参数对粉末特性的影响机制,利用计算流体力学软件 FLUENT 对单相气体流场的变化过程进行数值模拟,几何模型和边界条件设置如图 1 所

表 1 TC4 钛合金化学成分要求及分析成分  
Table 1 Chemical composition requirements and analyzed composition of TC4 titanium alloy

元素	Al	V	O	N	Ti
成分要求	5.50~6.75	3.5~4.5	—	—	Bal.
分析成分	6.39	4.2	0.12	0.006	Bal.

示。雾化气体为高压氩气,气体入口设置为压力入口,压力大小分别为 2.5 MPa、3.0 MPa、3.5 MPa、4.0 MPa,气体温度分别为 25 ℃、100 ℃,粉末出口设置为压力出口,炉体中心线设置为对称轴,其余均设置为壁面。网格数量约为 1640000,网格类型为包括结构化和非结构化网格的混合型。

### 1.2.2 单相气体流场数学模型

雾化过程主要包括 3 个阶段:一次雾化、二次雾化以及液滴冷却与凝固。本研究通过计算单相气体流场的速度分布,确定高压氩气经过喷嘴加速后的最大速度及速度分布。此计算过程需求解控制方程,通常包括连续性方程、动量方程和能量方程。其数学模型<sup>[23-25]</sup>为

连续性方程

$$\frac{\partial \rho}{\partial t} + \frac{\partial}{\partial x_i}(\rho u_i) = 0 \quad (1)$$

动量方程

$$\frac{\partial}{\partial t}(\rho u_i) + \frac{\partial}{\partial x_j}(\rho u_i u_j) = -\frac{\partial p}{\partial x_i} + \frac{\partial}{\partial x_j} \left( \mu \frac{\partial u_i}{\partial x_j} - \tau_{ij} \right) + S_i \quad (2)$$

能量方程

$$\frac{\partial}{\partial t}(\rho T) + \frac{\partial}{\partial x_i}(\rho u_i T) = \frac{\partial}{\partial x_j} \left( \frac{h_g}{c} \frac{\partial T}{\partial x_j} - \rho u_j T \right) + S_T \quad (3)$$

式中,  $\rho$  为密度;  $t$  为时间;  $u_i$  和  $u_j$  分别为  $x_i$  和  $x_j$  方向上的速度分量,  $x_i$  和  $x_j$  分别为坐标分量 ( $i = 1, 2, 3, \dots$ ;  $j = 1, 2, 3, \dots$ );  $p$  为压力;  $\mu$  为动力黏度;  $\tau_{ij}$  为雷诺应力张量;  $S_i$  为动量方程中的广义源项;  $T$  为温度;  $h_g$  为气

体流动的传热系数;  $c$  为比热容;  $S_T$  为黏性耗散项。

在模拟单相气体流场的过程中,气体的流动行为受到湍流的显著影响。湍流模型主要包括雷诺平均模型 (Reynolds averaged navier stokes, RANS)、大涡模拟 (large eddy simulation, LES) 和直接数值模拟 (direct numerical simulation, DNS)。针对单相气体流场的模拟,本研究的湍流模型选用 RANS 中的 SST  $k-\omega$  模型。SST  $k-\omega$  模型中的  $k$  和  $\omega$  的控制方程<sup>[26-27]</sup>为

$$\frac{\partial}{\partial t}(\rho k) + \frac{\partial}{\partial x_j}(\rho k \bar{u}_j) = \frac{\partial}{\partial x_j} \left( \Gamma_k \frac{\partial k}{\partial x_j} \right) + G_k - Y_k \quad (4)$$

$$\frac{\partial}{\partial t}(\rho \omega) + \frac{\partial}{\partial x_j}(\rho \omega \bar{u}_j) = \frac{\partial}{\partial x_j} \left( \Gamma_\omega \frac{\partial \omega}{\partial x_j} \right) + G_\omega - Y_\omega + D_\omega \quad (5)$$

式中,  $k$  为湍流能量;  $\bar{u}_j$  为平均湍流速度;  $x_j$  为坐标分量 ( $j = 1, 2, 3, \dots$ );  $\Gamma_k$  和  $\Gamma_\omega$  分别为  $k$  和  $\omega$  的有效扩散率;  $G_k$  为使用平均速度梯度计算的动能生成项;  $\omega$  为湍流耗散;  $Y_k$  和  $Y_\omega$  分别为湍流对  $k$  和  $\omega$  的耗散;  $G_\omega$  为湍流耗散生成项;  $D_\omega$  为作为标准  $k-\epsilon$  模型和标准  $k-\omega$  模型之间协调边界的交叉扩散项。在 SST  $k-\omega$  模型中,湍流黏度是按照 SST 过程定义的。因此, SST  $k-\omega$  模型同时结合了  $k-\omega$  模型在近壁计算中的优势和  $k-\epsilon$  模型用于远场计算的优点。

### 1.3 试验验证

#### 1.3.1 雾化试验

EIGA 制粉工艺是一种在粉末制备阶段几乎不引入非金属夹杂物的超洁净气体雾化制粉技术。通过电极

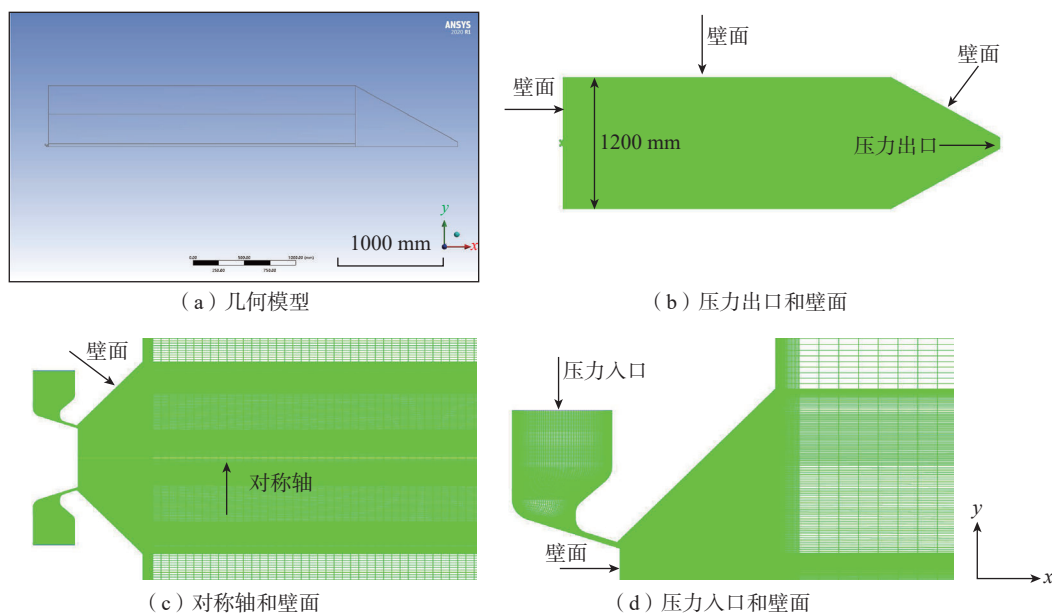


图1 几何模型和边界条件设置

Fig.1 Geometry model and boundary condition settings

感应熔化金属棒料,再通过高速气流和高温金属液流发生剧烈热量和动能交换形成雾化金属液滴,经过快速凝固形成无明显偏析的金属粉末。本研究采用 EIGA 工艺制备 TC4 钛合金粉末, EIGA 雾化过程中的工艺参数见表 2。EIGA 雾化气体为高纯氩气,液氩中水以及氧的体积分数分别为:  $0.35 \times 10^{-6}$  和  $0.003 \times 10^{-6}$ 。

1.3.2 粉末表征

将 EIGA 设备制备的 TC4 钛合金粉末筛分为 2 个粒度段: 全粉 ( $\leq 250 \mu\text{m}$ ) 和选区激光熔化用粒度段 ( $15\sim 53 \mu\text{m}$ )。采用激光粒度分析仪 (Laser particle size analyzer, LPSA), 日本电子生产的型号为 JSM-IT700HR 的扫描电子显微镜 (Scanning electron microscopy, SEM) 及麦奇克莱驰生产的型号为 Camsizer X2 的动态图像分析仪 (Dynamic image analyzer, DIA) 等设备对不同

气体温度下制备的 TC4 钛合金粉末粒度、粒形进行表征。为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。球形度 (SPH) 是表示颗粒接近球形的程度<sup>[28-29]</sup>,其公式为

$$SPH = \sqrt{\frac{4\pi A}{P^2}} \quad (6)$$

式中,  $A$  为颗粒投影面积;  $P$  为颗粒周长。

采用聚焦离子束 (Focused ion beam, FIB) 对粒径分别为  $40.36 \mu\text{m}$ 、 $40.00 \mu\text{m}$ 、 $40.87 \mu\text{m}$  和粒径  $40.20 \mu\text{m}$ 、 $43.00 \mu\text{m}$ 、 $41.67 \mu\text{m}$  的不同雾化气体温度制备的单颗粒粉末表面的氧化膜区域进行 TEM 试样切取 (图 2), 利用离子抛光制备透射薄膜试样, 试样宽度为  $4\sim 5 \mu\text{m}$ , 厚度为  $50\sim 100 \text{nm}$ 。为了进一步分析粉末中氧质量分数的差异, 使用氧氮分析仪测试不同气体加热温度下制备的钛合金粉末中氧质量分数, 按照 ASTM E1409 方法测试。

表 2 EIGA 雾化过程中的工艺参数  
Table 2 Parameters of EIGA atomization process

雾化参数	范围
母合金电极棒直径 /mm	50~55
熔炼功率 /kW	25
雾化压力 /MPa	4.0~4.2
气体温度 /℃	25, 100
气体质量流率 / (kg/min)	20~50
钛合金熔体质量流率 / (kg/min)	0.2~0.5

2 数值模拟与试验验证结果

2.1 数值模拟

2.1.1 雾化压力对单相气体流场的影响

雾化压力能够为液滴破碎提供能量,在一定的雾化压力范围内,升高雾化压力,可以使熔体破碎更充分,从而提高细粉收得率<sup>[30-32]</sup>。不同雾化压力下的单相气体流场速度云图如图 3 (a)~(d)所示。随着雾化压力升高,最大气体速度不断增大,当雾化压力由  $2.5 \text{MPa}$  增至  $4.0 \text{MPa}$  时,最大气体速度由  $545 \text{m/s}$  升至  $560 \text{m/s}$ ,最大

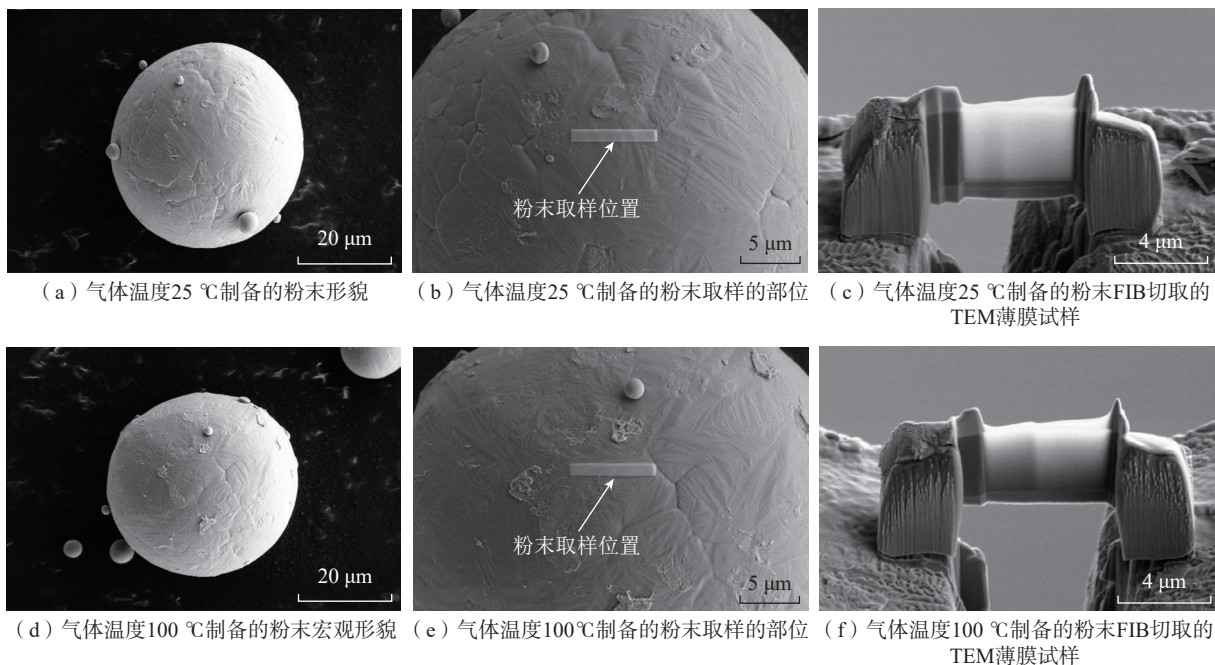


图 2 FIB 制备 TEM 试样过程  
Fig.2 TEM sample preparation process using FIB

气体速度范围不断扩大;尤其是当雾化压力由 3.5 MPa 增至 4.0 MPa 时,单相气体流场结构发生了由开涡向闭涡转变,临界雾化压力介于 3.5~4.0 MPa 之间。

不同雾化压力下的最大气体速度如图 3 (e) 所示。随着雾化压力增大,最大气体速度不断升高,当雾化压力由 3.5 MPa 升至 4.0 MPa 时,最大气体速度增幅最明显,增加值为 11 m/s。说明从开涡到闭涡转变时,流场结构发生显著变化,包括流场形状和最大气体速度。

不同雾化压力下的回流区形状如图 4 所示。随着雾化压力增大,回流区形状发生明显变化,在开涡状态时表现为回流区最窄面的长度不断减小,直至闭涡状态时,回流区被截断,由最初的沙漏形演变为三角形,并形成二次回流区。可见,随着雾化压力升高,导流管下方回流区形状发生明显变化,由沙漏形逐渐变为三角形。同时,气体交汇位置上移,气液交互作用增强,液滴更容易破碎形成更细小的粉末。另外,有学者研究表明,二次回流区的存在有利于液滴的有效破碎,降低液滴的直径,从而提高粉末中细粉的比例,起到粉末细化的效果<sup>[33]</sup>。

因此,在喷嘴不变的情况下,在本文研究工艺参数范围内,选用 4.0 MPa 雾化压力时,粉末细化效果较好,粉末的细粉比例较高。目前 4.0 MPa 压力是设备现有条件下能达到的最大雾化压力,若进一步升高雾化压力,可能会使粉末进一步细化,但是可能会带来炉内湍流强度增大,导致颗粒和液滴间碰撞加剧,对粉末形貌产生不利影响,反而会削弱粉末的细化效果。

### 2.1.2 气体温度对单相气体流场的影响

在相同的雾化压力下,对雾化气体进行加热能够减

少气体消耗,增加气体动能。随着气体温度升高,一方面提高单相气体流场最大速度,增强液滴破碎效果;另一方面降低液滴冷却速率,改变液滴球化时间和凝固时间的相对大小,从而对粉末粒度和粒形产生影响<sup>[34-36]</sup>。气体温度 100 °C 时不同雾化压力下的单相气体流场速度云图如图 5 (a)~(d) 所示。气体加热温度为 100 °C 时,随着雾化压力增大,单相气体流场的气体最大速度不断升高,最大气体速度达到 629 m/s。雾化压力分别为 2.5 MPa 和 3.0 MPa 时,无论气体温度为 25 °C 还是 100 °C,单相气体流场始终保持开涡状态。雾化压力 3.5 MPa,气体温度由 25 °C 加热至 100 °C 时,呈现开涡到闭涡的临界状态。气体温度为 25 °C 时,开涡到闭涡转变的临界压力介于 3.5 MPa 到 4.0 MPa 之间,说明气体加热可以降低开涡到闭涡转变的临界压力。雾化压力 4.0 MPa,气体温度加热至 100 °C 时,单相气体流场始终为闭涡状态。

25 °C 和 100 °C 时,不同雾化压力下最大气体速度变化如图 5 (e) 和 (f) 所示。雾化压力 2.5 MPa 和 3.0 MPa 时,随着气体温度升高至 100 °C,最大气体速度增大,增加值分别为 63 m/s 和 72 m/s。雾化压力为 3.5 MPa 和 4.0 MPa 时,气体温度加热至 100 °C 时,最大气体速度增加值分别为 75 m/s 和 69 m/s。说明在 3.5 MPa 雾化压力下,升高气体温度对最大气体速度的增加效果更加明显。

不同气体温度和雾化压力下的单相气体流场的温度场如图 6 所示。雾化压力分别为 2.5 MPa 和 3.0 MPa 时,随着气体温度升高,单相气体流场的最高和最低温度逐

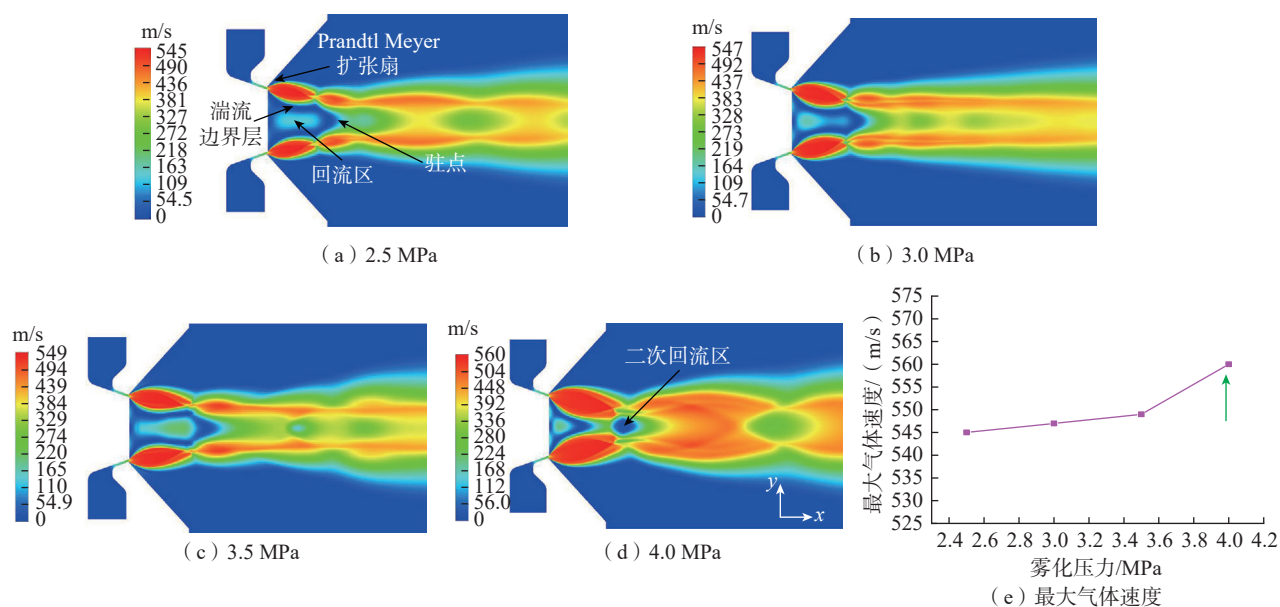


图 3 不同雾化压力下的单相气体流场速度云图

Fig.3 Velocity contour of the gas flow field under different atomization pressures

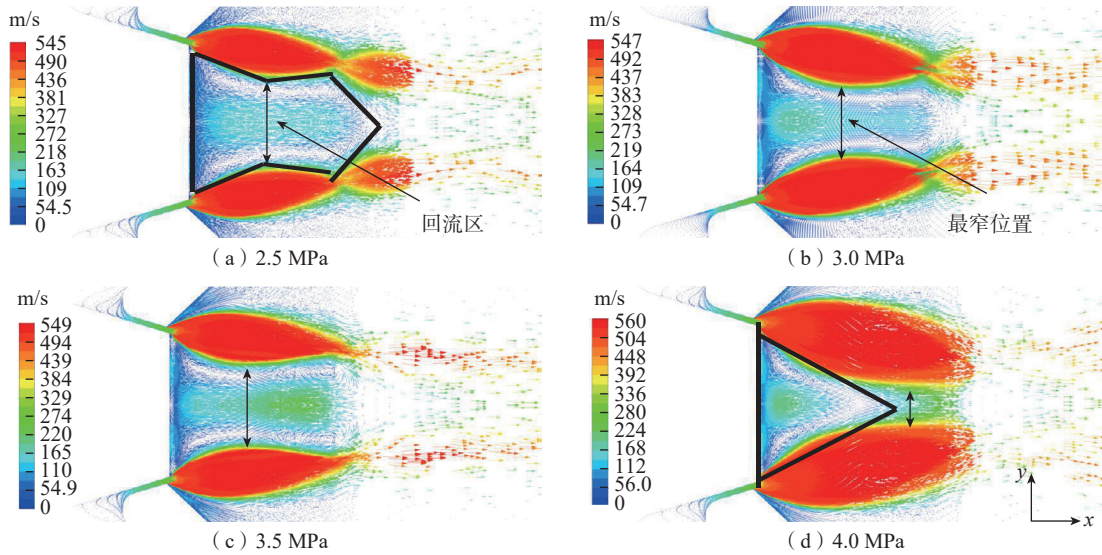
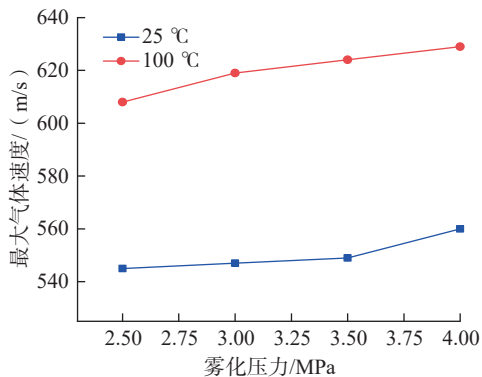
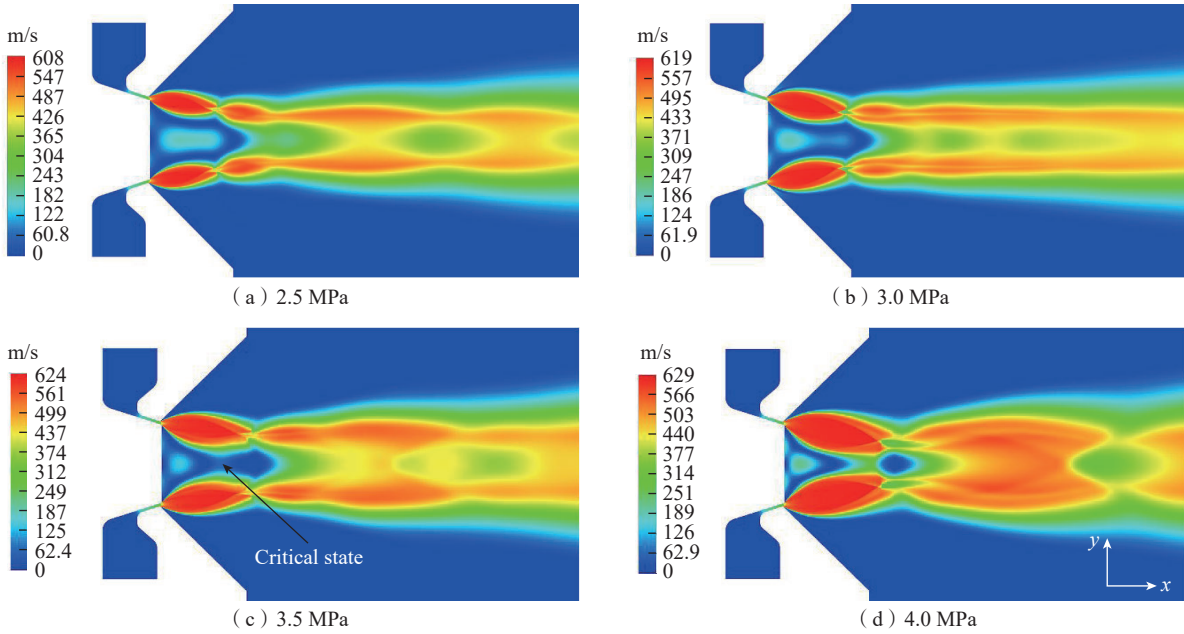
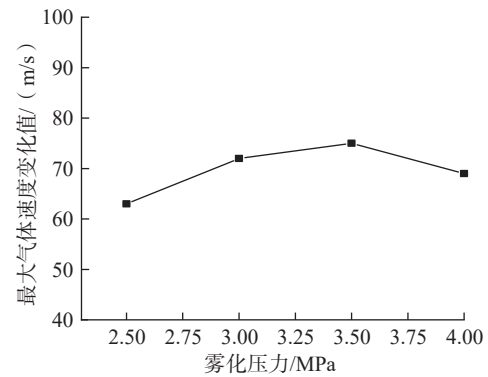


图 4 不同雾化压力下的回流区形状

Fig.4 Shapes of the recirculation zone at different atomization pressures



(e) 25 °C和100 °C时不同压力下的最大速度



(f) 25 °C和100 °C时不同雾化压力下的最大速度变化

图 5 雾化气体温度 100 °C时不同雾化压力下的单相气体流场速度云图

Fig.5 Velocity contour of the single-phase gas flow field at an atomization gas temperature of 100 °C under different atomization pressures

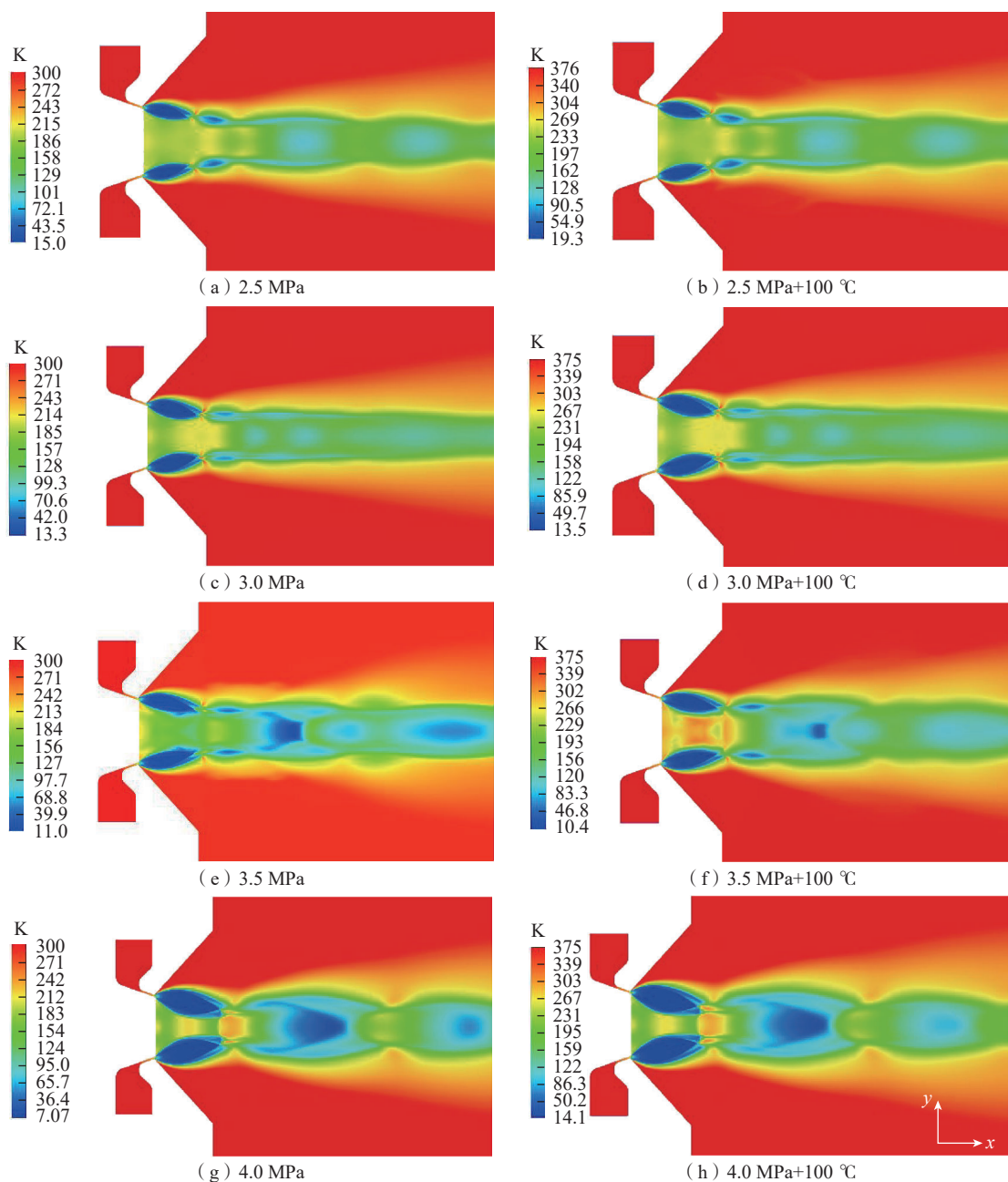


图6 不同雾化气体温度和雾化压力下的单相气体流场的温度场

Fig.6 Temperature fields of the single-phase gas flow at different atomization gas temperatures and atomization pressures

渐升高,回流区温度场变化不明显。雾化压力 3.5 MPa 时,气体温度升高导致回流区气体温度明显升高,使得熔体初次破碎更加充分。另外,随着气体温度升高,炉内激波串周围的气体温度升高,熔体冷却速度变慢,因此更容易发生破碎,制备的粉末中细粉含量升高。

不同雾化压力下气体温度为 100 °C 时的回流区形状如图 7 所示。随着气体温度升高,雾化压力分别为 2.5 MPa 和 3.0 MPa 时,回流区形状基本保持不变,最窄位置高度不断变小。当雾化压力 3.5 MPa 时,导流管下方回流区形状发生明显变化,气体对液滴的破碎效果增

强。雾化压力为 3.5 MPa 时,回流区形状变化最明显,沙漏形最窄处距离迅速减小。其他雾化压力下,升高气体温度对回流区形状和最窄处高度的影响较小。

## 2.2 试验验证

### 2.2.1 粉末粒度及其分布

气体温度对 TC4 钛合金粉末粒度及其分布的影响如图 8 所示。在 4.0 MPa 的雾化压力下,随着气体温度升高,粉末粒度分布向细粉方向偏移,细粉含量增加。通过对图 8 (c) 中粉末  $D_{50}$  分析,发现在 4.0 MPa 雾化压力时,随着气体温度升高,粉末  $D_{50}$  呈现减小的趋势,

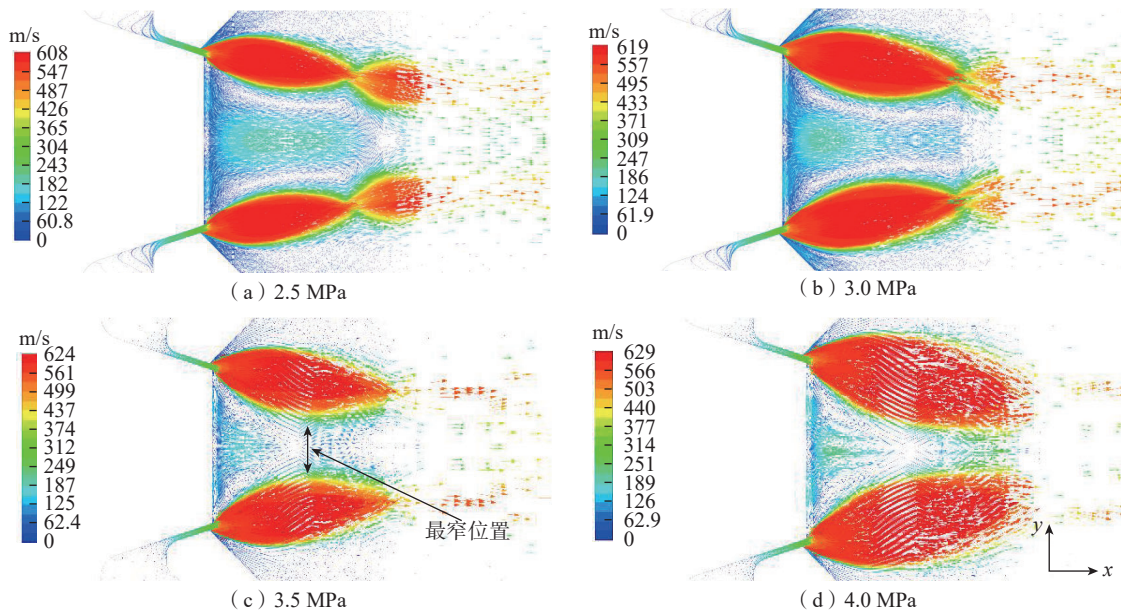


图7 不同雾化压力下气体温度为 100 °C 时的回流区形状

Fig.7 Shapes of the recirculation zone at the gas temperature of 100 °C under different atomization pressures

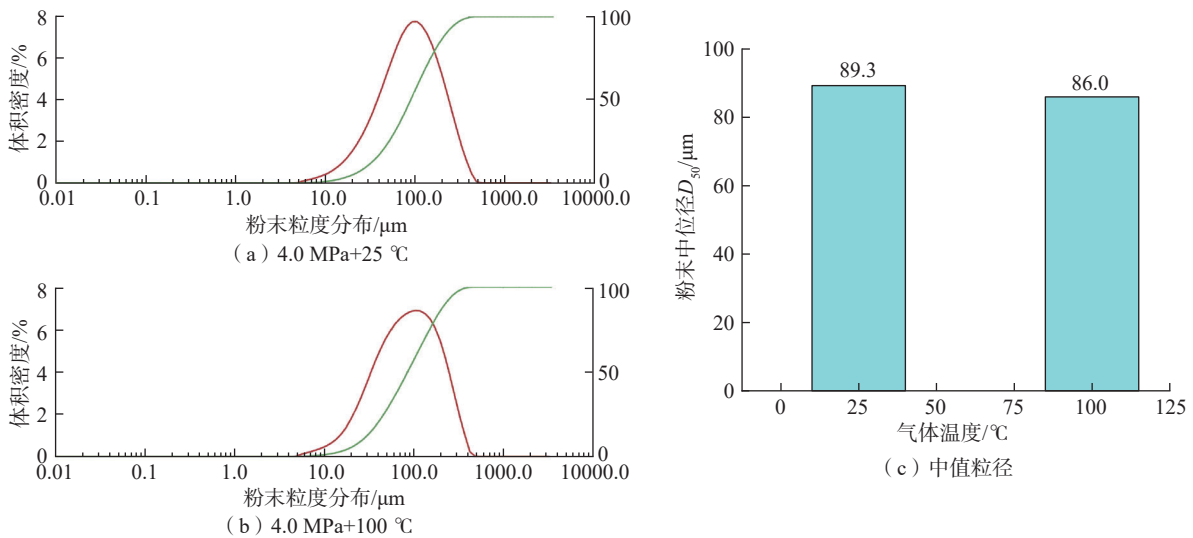


图8 雾化气体温度对 TC4 钛合金粉末粒度及其分布的影响

Fig.8 Effects of atomization gas temperature on the particle size and distribution of TC4 titanium alloy powder

但是幅度较小,由 89.3 μm 降至 86.0 μm。说明雾化气体温度由 25 °C 加热至 100 °C,粉末中细粉含量增加,其中 15~53 μm 粒度范围的粉末体积分数占比分别为 23.84% 和 26.93%,与雾化压力匹配后热气雾化可以实现粉末粒度的进一步细化。

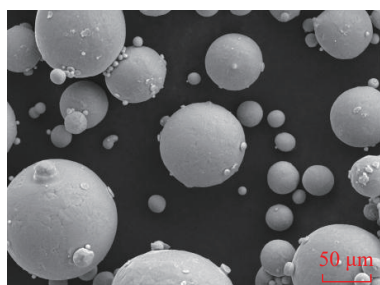
### 2.2.2 粉末表面形貌及球形度

气体温度对 TC4 钛合金粉末表面形貌和球形度的影响如图 9 所示。不同雾化气体温度下,粉末均呈现球形或近球形,部分大颗粒表面黏附卫星粉。雾化气体温度为 100 °C 时制备的粉末中,卫星粉比例更低,粉末表面更光滑。进一步对粉末形貌进行定量评价,发现当雾化

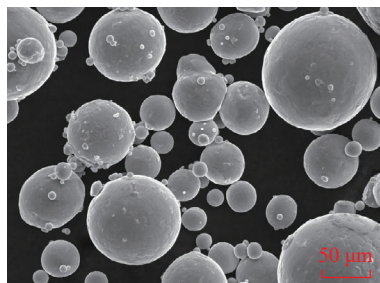
压力为 4.0 MPa 时,气体温度升高至 100 °C 时,TC4 钛合金粉末的球形度升高,由 0.9549 升至 0.9680,高灵敏度球形度由 0.9140 升至 0.9385。与更高雾化气体温度时,钛合金粉末中的细粉含量增加,但是液滴和颗粒之间的碰撞机率较低有关,细粉含量升高,细粉球形度优于粗粉,最终导致热气雾化粉末球形度呈现升高的趋势。

### 2.2.3 粉末表面氧化状态

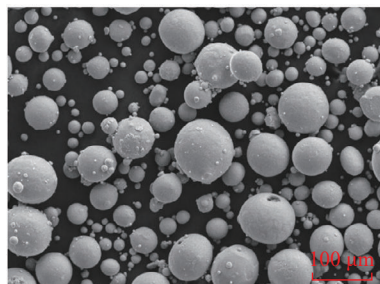
已有学者对高温合金粉末表面氧化行为开展了研究<sup>[37-38]</sup>,发现粉末粒径、存储环境以及加热温度对高温合金表面氧化膜厚度和氧化膜组成具有显著影响。然而雾化气体温度对钛合金粉末氧化特性的影响少见报



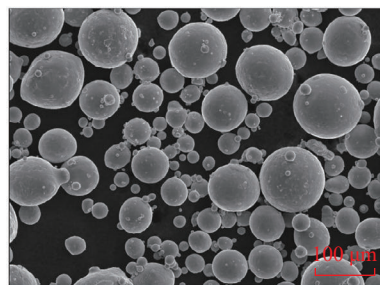
(a) 4.0 MPa+25 °C



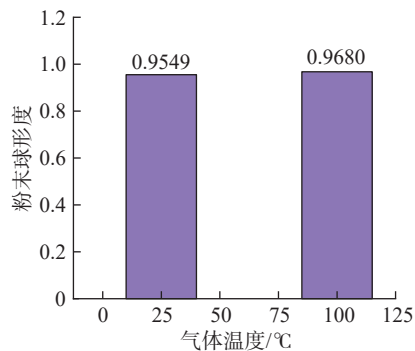
(b) 4.0 MPa+100 °C



(c) 4.0 MPa+25 °C低倍形貌图



(d) 4.0 MPa+100 °C低倍形貌图



(e) 粉末球形度

图9 雾化气体温度对 TC4 钛合金粉末表面形貌和球形度的影响

Fig.9 Effects of atomization gas temperature on the particle morphology and sphericity of TC4 titanium alloy powder

道。对粉末表面进行 TEM 取样,观察钛合金粉末氧化膜厚度。为了排除不同颗粒氧化膜厚度差异因素,从每个气体温度下制备的粉末中随机选取直径接近的 3 个粉末颗粒,采用 FIB 制备 TEM 薄膜试样。表 3 中氧化膜厚度为通过 TEM 观察,得到粉末表面氧化膜的高分辨电镜图像,然后将图片导入 ImageJ 软件中进行氧化膜厚度的精确测量。对非气体加热条件下制备的粉末(粒径分别为 40.36  $\mu\text{m}$ 、40.00  $\mu\text{m}$ 、40.87  $\mu\text{m}$ )氧化膜厚度进行观察测量,氧化膜厚度为(4.7  $\pm$  0.8) nm;对气体加热条件下制备的粉末(粒径分别为 40.20  $\mu\text{m}$ 、43.00  $\mu\text{m}$ 、41.67  $\mu\text{m}$ )氧化膜厚度进行观察测量,氧化膜厚度为(5.3  $\pm$  0.4) nm。非加热和加热气体制备的粒径  $\sim$ 40  $\mu\text{m}$  的 TC4 粉末表面氧化膜厚度分别为 4.7 nm 和 5.3 nm。采用 EDS 对粉末表面的元素分布进行分析,可以看到,氧化膜表面富氧层厚度与 TEM 图像一致(图 10 (b)、(d)、(i) 和 (k)),不同气体温度下 TC4 钛合金粉末氧化膜厚度如表 3 所示,不同气体温度下,合金粉末表面氧化膜的厚度存在一定差异。进一步测试了不同气体温度下制备的 TC4 钛合金粉末的氧质量分数,15~53  $\mu\text{m}$  粉末的氧体积分数分别为 0.1478% 和 0.1542%,气体加热使粉末表面的氧化膜厚度以及氧的体积分数略微增加,但影响幅度不大。

不同雾化气体温度下 TC4 钛合金粉末氧化膜厚度和成分如图 10 所示。从外向内,依次为 Pt 镀层,氧化膜和粉末基体。加热和不加热方式中各选取 1 个 TEM 薄膜试样进行分析(颗粒 1 和 4),选取 P11 和 P12 两个位置,对非气体加热条件下制备的粉末(粒径 40.36  $\mu\text{m}$ )氧化膜厚度进行观察测量,得到粉末氧化膜厚度;选取 P21 和 P22 两个位置,对气体加热条件下制备的粉末(粒径 40.20  $\mu\text{m}$ )氧化膜厚度进行观察测量,得到粉末氧化膜厚度。对粉末氧化膜附近的区域进行成分扫描,结果如图 10 (d)~(g) 和图 10 (k)~(n) 所示,可以看到,表面氧化膜成分主要由 O 和 Ti 元素组成,加热对氧化膜

表 3 不同气体温度制备的 TC4 钛合金粉末表面氧化膜厚度

Table 3 Oxide film thickness on the surface of TC4 alloy powders prepared at different gas temperatures

颗粒序号	气体温度/°C	粉末粒径/ $\mu\text{m}$	氧化膜厚度/nm
1	25	40.36	4.7 $\pm$ 0.8
2	25	40.00	
3	25	40.87	
4	100	40.20	5.3 $\pm$ 0.4
5	100	43.00	
6	100	41.67	

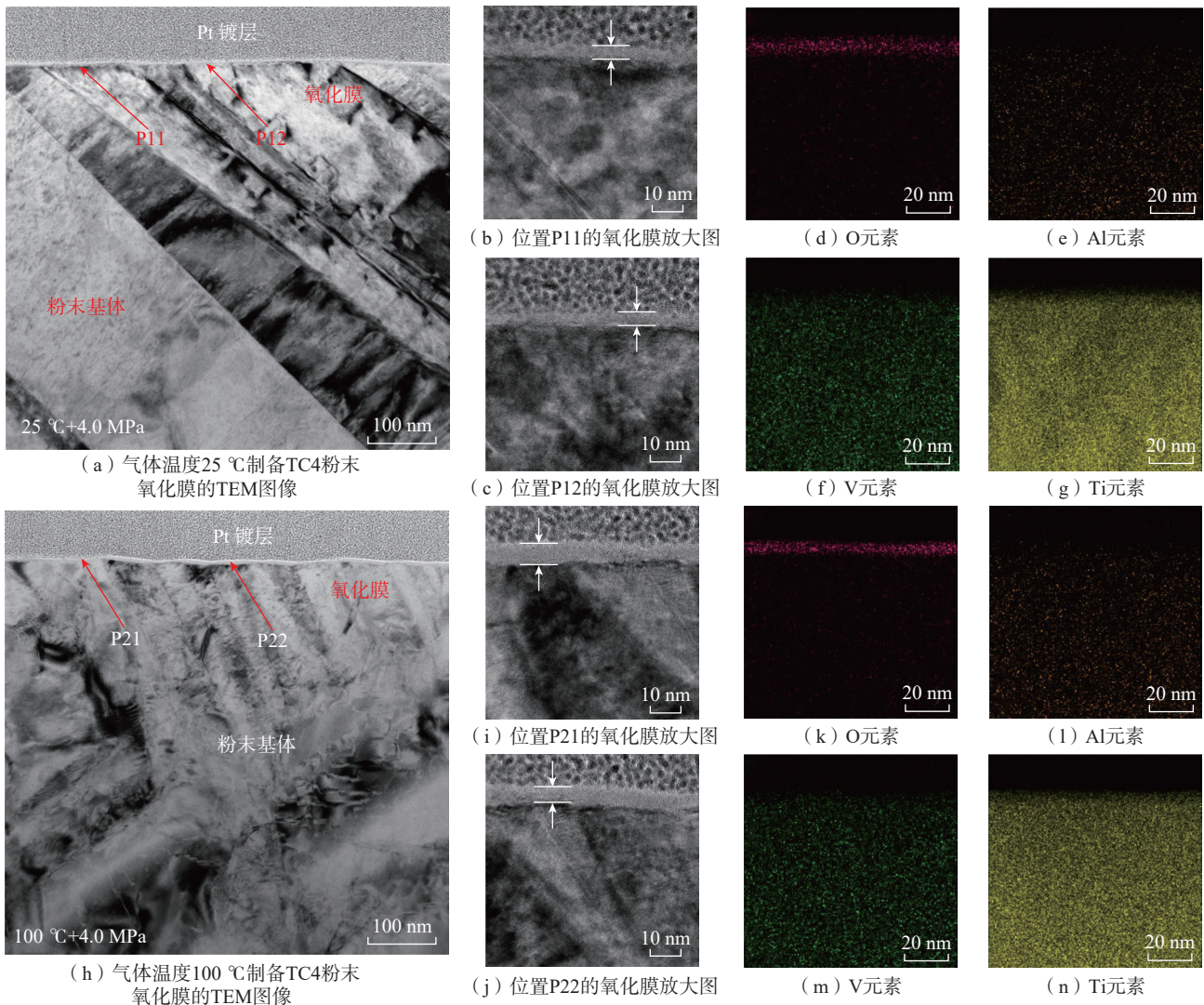


图 10 TC4 钛合金粉末氧化膜的 TEM 像及粉末表面区域的能谱面分布图  
Fig.10 TEM image of oxide film of TC4 powder and the EDS mapping of powder surface region

成分无明显影响。

本文中的部分试验结果,比如粉末的  $D_{50}$ 、球形度、粉末氧化膜厚度等数值绝对值差异没有很大,是因为本文的研究工作是在前期技术积累的基础上开展的,差异大的范围优化阶段已经在之前完成,本工作属于在前期工作现有基础上有针对性地开展粉末特性的微调优化,虽然数值的绝对值而言差异没有很大,但是趋势、方向和机理一致。

### 3 分析讨论

#### 3.1 雾化压力和气体温度对粉末粒度、粒形的作用机制

本研究中雾化压力对粉末粒度、粒形的作用机制分为两种:(1)在 2.5 MPa、3.0 MPa 及 3.5 MPa 下,随着雾化压力升高,气体速度升高,导致韦伯数和气体质量流

率增加,在二者的共同作用下,粉末的  $D_{50}$  降低;(2)当雾化压力升高至 4.0 MPa 时,单相气体流场的结构由开涡变为闭涡,气体速度明显升高,液滴破碎加剧,粉末的  $D_{50}$  进一步降低。

随着液滴直径不断减小,导致液滴的球化时间和凝固时间缩短,当雾化压力为 2.5 MPa 和 3.0 MPa 时,由于单位体积内液滴/颗粒密度低,与颗粒/液滴之间碰撞导致的粉末粗化相比,粉末细化占主要因素,使得粉末粒度不断细化,球形度逐渐升高。随着压力进一步升高至 3.5 MPa 和 4.0 MPa,雾化炉内单位体积内的液滴/颗粒密度增加,导致液滴/颗粒之间的碰撞加剧,使得粉末的球形度开始降低,碰撞导致的粉末粗化占主导地位,粉末细化作用减弱。

本研究中气体温度对粉末粒度、粒形的作用机制分为两种(图 11):(1)当雾化压力为 2.5 MPa、3.0 MPa 和

4.0 MPa 时,随着气体温度升高,气体速度不断增加,一方面在相同的雾化压力下导致气体体积膨胀;另一方面导致韦伯数增加,二者共同作用下,使得粉末的  $D_{50}$  不断降低;(2)当雾化压力为 3.5 MPa 时,随气体温度升高,单相气体流场由开涡转变为闭涡,气体速度进一步提高,导致粉末的  $D_{50}$  继续降低。

随着液滴直径降低和气体温度升高,导致液滴的球

化时间缩短,凝固时间延长,液滴/颗粒温度升高,二者的共同作用下,在 4.0 MPa 的雾化压力,气体温度 25 °C 时,颗粒/液滴温度低,颗粒/液滴粒度大,粉末球形度偏低;当气体温度 100 °C 时,液滴/颗粒温度升高,颗粒可进一步发生破碎细化。随着细粉比例升高,细粉比粗粉的球形度更好,因此,在 4.0 MPa 下随着气体温度升高,TC4 钛合金粉末的粒度减小,球形度升高。

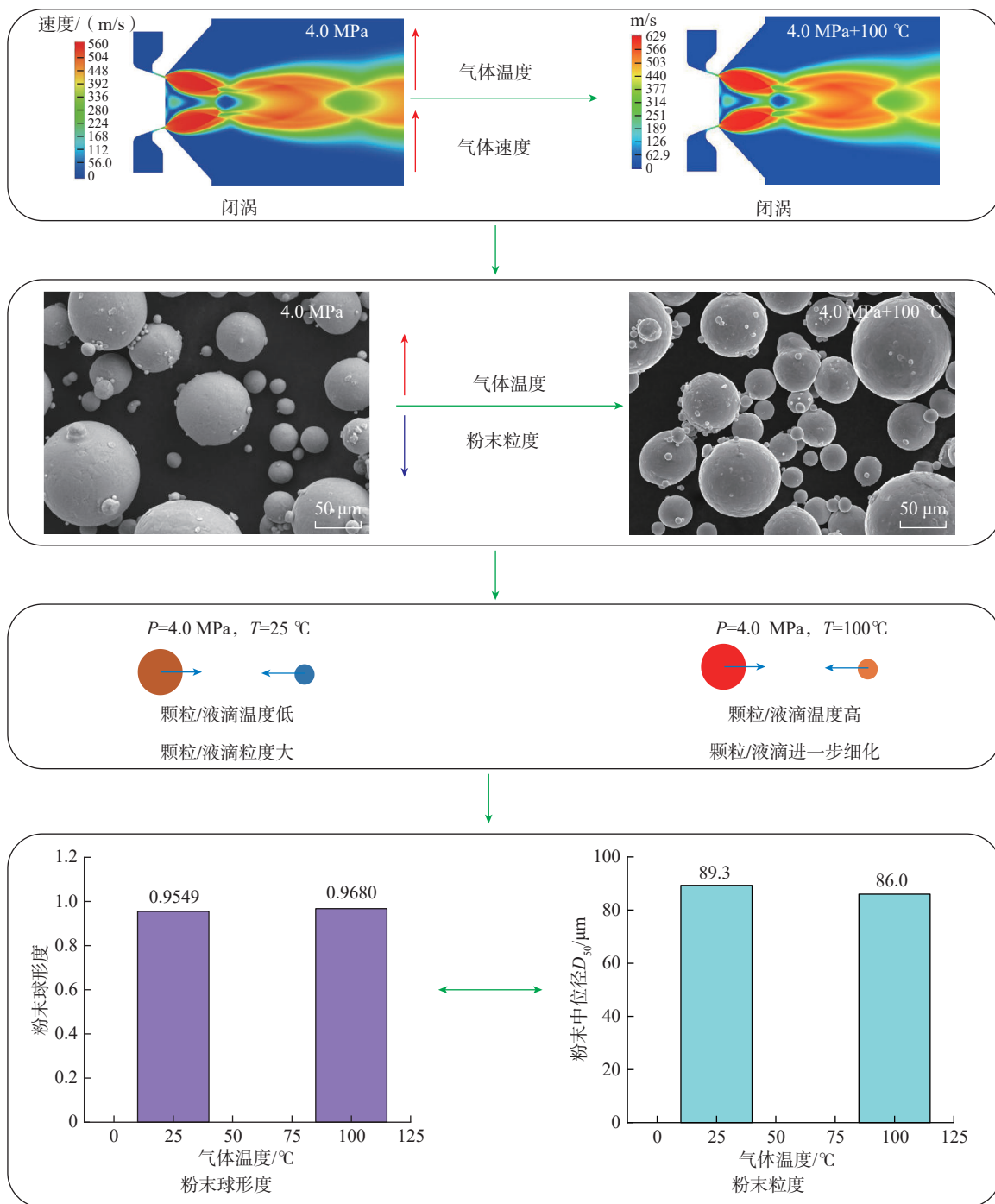


图 11 雾化气体温度对粉末粒度、粒形的协同影响作用机制

Fig.11 Synergistic effect mechanism of atomization gas temperature on particle size and morphology

但是,在现有的喷嘴结构和雾化参数组合下,即使雾化气体温度升高至 100 ℃,对粉末的细化作用仍不明显,因此未在中间设置其他温度点。若进一步将雾化气体温度升高至 100 ℃以上,相同雾化压力下,有望提升粉末的细化效果,但是受限于现有设备密封的承温温度,无法进一步升高气体温度。另外,随着气体温度升高,细粉含量增加,细粉回旋至雾化室顶部的几率增大,从而可能会导致液滴和颗粒之间碰撞加剧,最终导致粉末形貌变差。同时,随着加热气体温度的升高,可能会使粉末氧质量分数进一步升高,增大雾化过程中粉末的氧增量,为后续粉末的氧质量分数控制增加难度。

### 3.2 雾化气体温度对粉末表面氧化状态的作用机制

在 4.0 MPa 条件下,如图 12 所示,随着雾化气体温度升高,粉末表面氧化膜厚度增加约 12.8%。然而,如

前所述,不同雾化气体温度下,15~53 μm 粉末氧质量分数仅由 0.1478% 升高至 0.1542%,增幅较小。表明虽然部分粉末表面氧化膜发生了一定程度增厚,但由于氧化膜厚度处于 nm 量级,其对整体氧质量分数的提升有限。从微观角度分析,气体加热后会降低熔滴与气体之间的温差,从而减缓液滴冷却速率并延长凝固时间。较长的凝固时间使得液滴在高温阶段暴露的时间增加,气体与颗粒交互作用增强,氧扩散与化学反应更加充分,使表面氧化膜进一步增厚。从宏观角度分析,气体加热后细粉比例增加,细粉对氧增量的贡献导致氧质量分数轻微上升。综合来看,雾化气体温度不仅影响液滴的动力学破碎过程,进而影响粉末粒径,还通过改变液滴冷却与凝固条件间接作用于氧化行为,从而导致相同粒径粉末的表面氧化膜厚度出现轻微增加。通过明晰粒度、

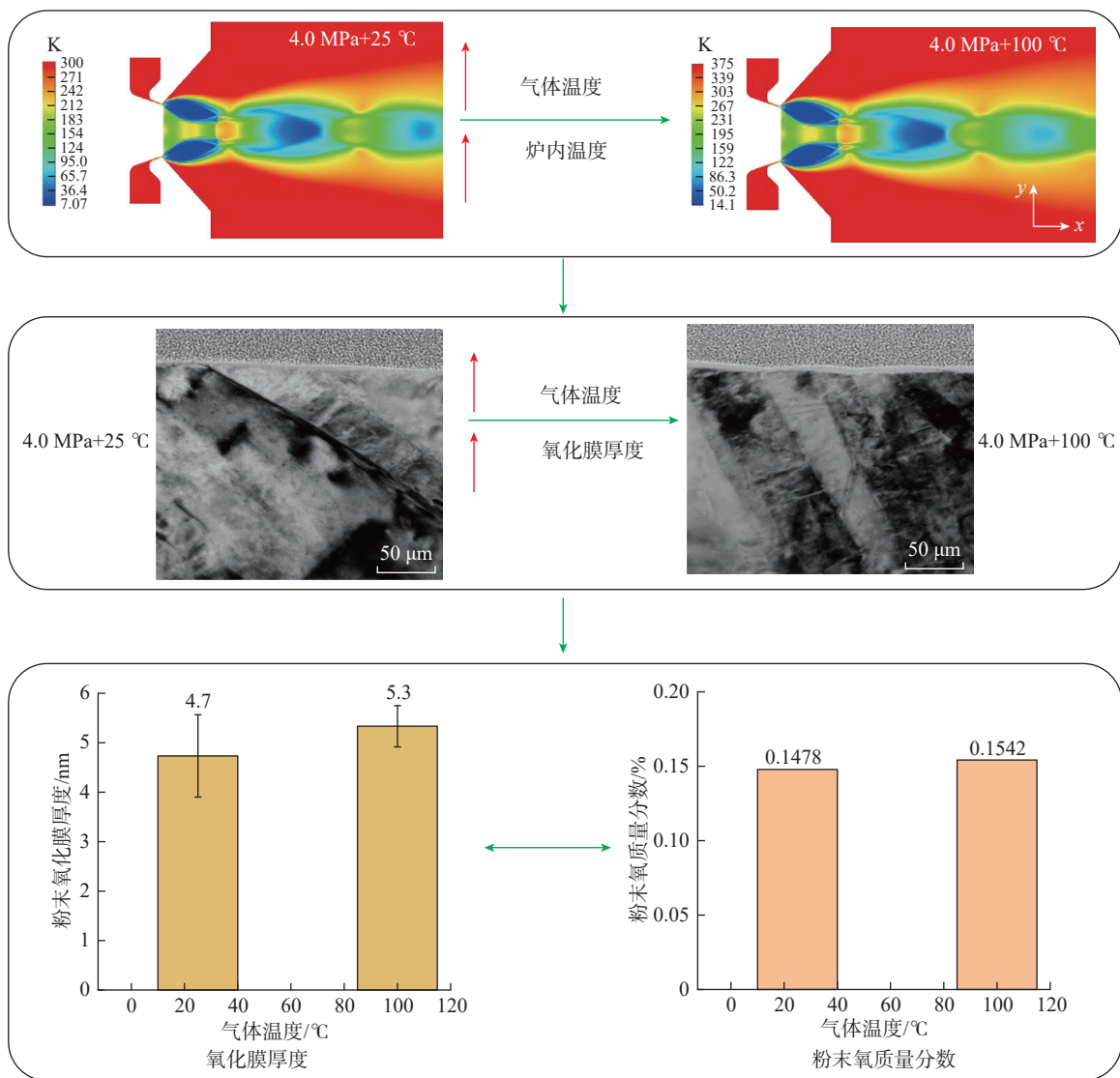


图 12 气体温度对粉末表面氧化状态的作用机制

Fig.12 Effect mechanism of gas temperature on powder surface oxidation state

粒形以及粉末表面氧化控制机制,可精确定制粉末制备工艺<sup>[39]</sup>。利用气体调控中变量因素雾化气体温度的变化,实现粉末粒度、粒形和氧质量分数的协同控制,支撑高品质钛合金粉末雾化制备的工艺精确定制。

## 4 结论

本文采用数值模拟、雾化试验和粉末表征相结合的方式,开展了雾化压力和气体温度对 TC4 钛合金粉末粒度、粒形以及表面氧化状态的影响研究,揭示了 EIGA 制粉过程中气体调控对粒度、粒形和表面氧化等粉末特性的协同影响机制,得出以下主要结论。

(1) 雾化压力固定时,雾化气体温度由 25 °C 加热至 100 °C,会使回流区气体温度升高,使初次破碎更加充分;另外,炉内激波串周围的气体温度升高,熔体更容易发生破碎。

(2) 雾化气体温度由 25 °C 升高至 100 °C 时, TC4 粉末粒度  $D_{50}$  从 89.3  $\mu\text{m}$  降至 86.0  $\mu\text{m}$ 。因为 TC4 密度较低,熔体表面张力较小,导致韦伯数较小,液滴破碎程度较低,单纯靠雾化压力细化粉末作用不明显,引入气体加热有望进一步细化粉末粒度,提高钛合金粉末的细粉收得率。

(3) 雾化气体温度由 25 °C 加热至 100 °C 时, TC4 粉末的球形度从 0.9549 升至 0.9680。由于钛合金热物性参数的特点,升高气体温度,粉末得到一定程度细化,细粉球形度高于粗粉,因此球形度升高。

(4) 不同气体温度下,合金粉末表面氧化膜的厚度存在差异,非气体加热条件下制备的粉末和气体加热条件下制备的粉末平均氧化膜厚度分别为 4.7 nm 和 5.3 nm,气体加热对粉末的宏观氧含量影响不大,非加热和加热气体条件制备的 15~53  $\mu\text{m}$  粉末氧质量分数分别为 0.1478% 和 0.1542%,增幅不大。

## 参考文献

[1] DING H H, ZHANG J, LIU J Y, et al. Effect of volume energy density on microstructure and mechanical properties of TC4 alloy by selective laser melting[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2023, 968: 171769.

[2] 邹定锦, 张亮, 吴文恒. 激光粉末床熔融成形 TC4 钛合金疲劳与断裂韧性研究进展[J/OL]. *材料工程*, 2024, 1-13 [2025-09-06]. [https://navi.cnki.net/knavi/detail?p=re8pivYZNY4joCmCjatOxqKR\\_0A14NmjSficy9SWDz8dy0noqOdYq9Kk13fiDEZLJyHLrDjiejWVUur9okw krsBhgIRKdRqGgzlQzku-Cfa523hJ1olw==&uniplatform=NZKPT](https://navi.cnki.net/knavi/detail?p=re8pivYZNY4joCmCjatOxqKR_0A14NmjSficy9SWDz8dy0noqOdYq9Kk13fiDEZLJyHLrDjiejWVUur9okw krsBhgIRKdRqGgzlQzku-Cfa523hJ1olw==&uniplatform=NZKPT).

ZOU Dingjin, ZHANG Liang, WU Wenheng. Research progress on fatigue and fracture toughness of TC4 titanium alloy formed by laser powder bed fusion [J/OL]. *Journal of Materials Engineering*, 2024, 1-13 [2025-09-06]. [https://navi.cnki.net/knavi/detail?p=re8pivYZNY4joCmCjatOxqKR\\_0A14NmjSficy9SWDz8dy0noqOdYq9](https://navi.cnki.net/knavi/detail?p=re8pivYZNY4joCmCjatOxqKR_0A14NmjSficy9SWDz8dy0noqOdYq9)

Kk131fiDEZLJyHLrDjiejWVUur9okw krsBhgIRKdRqGgzlQzku-Cfa523hJ1olw==&uniplatform=NZKPT.

[3] ZHOU B, ZHOU J, LI H X, et al. A study of the microstructures and mechanical properties of Ti6Al4V fabricated by SLM under vacuum[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2018, 724: 1-10.

[4] ZHENG L, ZHANG G Q, GORLEY M J, et al. Effects of vacuum on gas content, oxide inclusions and mechanical properties of Ni-based superalloy using electron beam button and synchrotron diffraction[J]. *Materials & Design*, 2021, 207: 109861.

[5] ZHANG Q, ZHENG L, YUAN H, et al. Effect of humid atmosphere on the microstructure and mechanical properties of a PM Ni-based superalloy: From powders to bulk alloys[J]. *Materials Characterization*, 2023, 202: 113019.

[6] KING W E, ANDERSON A T, FERENCZ R M, et al. Laser powder bed fusion additive manufacturing of metals; physics, computational, and materials challenges[J]. *Applied Physics Reviews*, 2015, 2(4): 041304.

[7] MIAO G X, DU W C, PEI Z J, et al. A literature review on powder spreading in additive manufacturing[J]. *Additive Manufacturing*, 2022, 58: 103029.

[8] STRONDL A, LYCKFELDT O, BRODIN H, et al. Characterization and control of powder properties for additive manufacturing[J]. *JOM*, 2015, 67(3): 549-554.

[9] 张国庆, 张义文, 郑亮, 等. 航空发动机用粉末高温合金及制备技术研究进展[J]. *金属学报*, 2019, 55(9): 1133-1144.

ZHANG Guoqing, ZHANG Yiwen, ZHENG Liang, et al. Research progress in powder metallurgy superalloys and manufacturing technologies for aero-engine application[J]. *Acta Metallurgica Sinica*, 2019, 55(9): 1133-1144.

[10] ZHENG L, LEE T L, LIU N, et al. Numerical and physical simulation of rapid microstructural evolution of gas atomised Ni superalloy powders[J]. *Materials & Design*, 2017, 117: 157-167.

[11] 徐金鑫, 陈超越, 沈鹭宇, 等. 层流气体雾化制粉工艺粉末形貌及雾化机理[J]. *物理学报*, 2021, 70(14): 128-142.

XU Jinxin, CHEN Chaoyue, SHEN Luyu, et al. Atomization mechanism and powder morphology in laminar flow gas atomization[J]. *Acta Physica Sinica*, 2021, 70(14): 128-142.

[12] FENG S, XIA M, GE C C. Oxidation during the production of FGH4095 superalloy powders by electrode induction-melt inert gas atomization[J]. *Chinese Physics B*, 2018, 27(4): 044701.

[13] JIA C L, GE C C, YAN Q Z. Innovative technologies for powder metallurgy-based disk superalloys: Progress and proposal[J]. *Chinese Physics B*, 2016, 25(2): 026103.

[14] BOJAREVICS V, ROY A, PERICLEOUS K. Numerical model of electrode induction melting for gas atomization[J]. *COMPEL-the International Journal for Computation and Mathematics in Electrical and Electronic Engineering*, 2011, 30(5): 1455-1466.

[15] 夏敏, 汪鹏, 张晓虎, 等. 电极感应熔雾化制粉技术中非限制式喷嘴雾化过程模拟[J]. *物理学报*, 2018, 67(17): 1-12.

XIA Min, WANG Peng, ZHANG Xiaohu, et al. Computational fluid dynamic investigation of the primary and secondary atomization of the free-fall atomizer in electrode induction melting gas atomization

process[J]. *Acta Physica Sinica*, 2018, 67(17): 1–12.

[16] SPITANS S, FRANZ H, BAAKE E. Numerical modeling and optimization of electrode induction melting for inert gas atomization (EIGA)[J]. *Metallurgical and Materials Transactions B*, 2020, 51(5): 1918–1927.

[17] QADDAH B, CHAPPELLE P, BELLOT J P, et al. Swirling supersonic gas flow in an EIGA atomizer for metal powder production: Numerical investigation and experimental validation[J]. *Journal of Materials Processing Technology*, 2023, 311: 117814.

[18] DRAWIN S, DEBORDE A, THOMAS M, et al. Atomization of Ti-64 alloy using the EIGA process: Comparison of the characteristics of powders produced in lab-scale and industrial-scale facilities[J]. *MATEC Web of Conferences*, 2020, 321: 07013.

[19] GUO K K, LIU C S, CHEN S Y, et al. High pressure EIGA preparation and 3D printing capability of Ti-6Al-4V powder[J]. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 2020, 30(1): 147–159.

[20] 龙倩蕾, 吴文恒, 卢林, 等. 熔炼功率对 EIGA 制备 Ti-6Al-4V 合金粉末特性的影响[J]. *中国粉体技术*, 2018, 24(4): 49–54.

LONG Qianlei, WU Wenheng, LU Lin, et al. Effect of power on properties of Ti-6Al-4V alloy powder prepared by EIGA process[J]. *China Powder Science and Technology*, 2018, 24(4): 49–54.

[21] 金莹, 刘平, 史金光, 等. 雾化压力对电极感应熔炼气雾化 TC4 粉末形貌与性能的影响[J]. *粉末冶金材料科学与工程*, 2018, 23(3): 312–317.

JIN Ying, LIU Ping, SHI Jinguang, et al. Effects of gas-atomized pressure on morphology and properties of TC4 powder prepared by electrode-induced gas atomization[J]. *Materials Science and Engineering of Powder Metallurgy*, 2018, 23(3): 312–317.

[22] ZHANG L C, ZHENG L, XU W Y, et al. Synergistic impact mechanism of particle size and morphology in superalloy powders for additive manufacturing[J]. *Particuology*, 2024, 95: 279–302.

[23] WEI M W, CHEN S Y, SUN M, et al. Atomization simulation and preparation of 24CrNiMoY alloy steel powder using VIGA technology at high gas pressure[J]. *Powder Technology*, 2020, 367: 724–739.

[24] ASHGRIZ N. *Handbook of Atomization and Sprays: Theory and Applications*[M]. Boston, MA: Springer US, 2011.

[25] ZHAO X M, XU J, ZHU X X, et al. Effect of atomization gas pressure variation on gas flow field in supersonic gas atomization[J]. *Science in China Series E: Technological Sciences*, 2009, 52(10): 3046–3053.

[26] MENTER F R. Two-equation eddy-viscosity turbulence models for engineering applications[J]. *AIAA Journal*, 1994, 32(8): 1598–1605.

[27] LIU C, LI X, SHU S, et al. Numerical investigation on flow process of liquid metals in melt delivery nozzle during gas atomization process for fine metal powder production[J]. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 2021, 31(10): 3192–3204.

[28] XIU H J, MA F Y, LI J B, et al. Using fractal dimension and shape factors to characterize the microcrystalline cellulose (MCC)

particle morphology and powder flowability[J]. *Powder Technology*, 2020, 364: 241–250.

[29] ZHANG L C, XU W Y, LI Z, et al. Characterization of particle shape of nickel-based superalloy powders using image processing techniques[J]. *Powder Technology*, 2022, 395: 787–801.

[30] HUA J S, GOBBER F S, ACTIS GRANDE M, et al. A numerical modeling framework for predicting the effects of operational parameters on particle size distribution in the gas atomization process for Nickel-Silicon alloys[J]. *Powder Technology*, 2024, 435: 119408.

[31] ZHAO X, XU J, ZHU X, et al. Effect of closed-couple gas atomization pressure on the performances of Al-20Sn-1Cu powders[J]. *Rare Metals*, 2008, 27(4): 439–443.

[32] HANTHANAN ARACHCHILAGE K, HAGHSHENAS M, PARK S, et al. Numerical simulation of high-pressure gas atomization of two-phase flow: Effect of gas pressure on droplet size distribution[J]. *Advanced Powder Technology*, 2019, 30(11): 2726–2732.

[33] SHI Y T, LU W Y, SUN W H, et al. Impact of gas pressure on particle feature in Fe-based amorphous alloy powders via gas atomization: Simulation and experiment[J]. *Journal of Materials Science & Technology*, 2022, 105: 203–213.

[34] CIFTCI N, ELLENDT N, SOARES BARRETO E, et al. Increasing the amorphous yield of  $\{(Fe_{0.6}Co_{0.4})_{0.75}B_{0.2}Si_{0.05}\}_{96}Nb_4$  powders by hot gas atomization[J]. *Advanced Powder Technology*, 2018, 29(2): 380–385.

[35] WANG P, LI J, WANG X, et al. Impact mechanism of gas temperature in metal powder production via gas atomization[J]. *Chinese Physics B*, 2021, 30(5): 054702.

[36] HUSSAIN S, CUI C S, HE L, et al. Effect of hot gas atomization on spray forming of steel tubes using a close-coupled atomizer (CCA)[J]. *Journal of Materials Processing Technology*, 2020, 282: 116677.

[37] 张利冲, 许文勇, 李周, 等. 镍基高温合金 GH4169 粉末表面氧化特性[J]. *航空材料学报*, 2020, 40(6): 1–7.

ZHANG Lichong, XU Wenyong, LI Zhou, et al. Surface oxidation characteristics of nickel-base superalloy GH4169 powder[J]. *Journal of Aeronautical Materials*, 2020, 40(6): 1–7.

[38] 郑亮, 张强, 李周, 等. 增/降氧过程对高温合金粉末表面特性和合金性能的影响: 粉末存储到脱气处理[J]. *金属学报*, 2023, 59(9): 1265–1278.

ZHENG Liang, ZHANG Qiang, LI Zhou, et al. Effects of oxygen increasing/decreasing processes on surface characteristics of superalloy powders and properties of their bulk alloy counterparts: Powders storage and degassing[J]. *Acta Metallurgica Sinica*, 2023, 59(9): 1265–1278.

[39] 郑亮, 张国庆, 张利冲, 等. 高温合金制备工艺精确定制: 策略、方法与验证[J]. *航空材料学报*, 2025, 45(5): 1–25.

ZHENG Liang, ZHANG Guoqing, ZHANG Lichong, et al. Precise tailoring of manufacturing processes for superalloys: Strategy, methodology and validation[J]. *Journal of Aeronautical Materials*, 2025, 45(5): 1–25.

(责编 晓月)