

电极感应熔雾化粉末特性及液滴尺寸影响因素的研究

杨乐彪, 任晓娜, 夏敏, 孙海涛, 吕晓安, 葛昌纯

(北京科技大学, 北京 100083)

摘要: 对电极感应熔雾化(electrode induction melting gas atomization, EIGA)工艺制备的镍基高温合金粉末的物理特性, 凝固组织以及内部元素分布进行研究; 理论分析了 EIGA 制粉一次雾化过程中液滴尺寸的影响因素; 根据对流换热原理计算了该工艺中不同尺寸粉末的冷却速率。结果表明: EIGA 粉末以近球形为主, 霍尔流速为 13.4 s/50 g, $D_{90}=121.5 \mu\text{m}$ 。粉末表面和内部凝固组织显示, 随着粉末尺寸的增大, 组织均由微晶向胞状晶和树枝晶转变。同时颗粒表面组织之间的间隙不断加深, 粉末光滑度下降。在雾化气压为 4 MPa 条件下, 粉末尺寸与冷却速率的关系为: $\left| \frac{dT_d}{dt} \right| = \frac{8.98 \times 10^{-5}}{d^2}$ 。

粉末内部没有明显的成分偏析现象, 但晶轴和晶间的元素分布略有差别。晶轴上 Ni、Al、Co、C 元素含量较晶间高, 晶间的 Ti、Mo、Cr、Nb 元素含量更高。

关键词: 高温合金粉末; 一次雾化; 成分偏析; 液膜; 冷却速率

中图分类号: TG 132.3⁺2; TF123.1⁺12

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2020)06-2017-07

粉末高温合金具有成分、组织均匀, 晶粒细小, 屈服强度高, 以及疲劳性能好等特点, 是航空发动机部件涡轮盘的首选材料^[1-3]。高温合金粉末是制备粉末高温合金的原料, 其质量对高温合金的性能有重要影响。目前, 高温合金粉末的制备工艺主要有氩气雾化法 (argon atomization, AA) 和等离子旋转电极法 (plasma rotating electrode process, PREP)^[4]。但这两种方法目前都存在着自身局限性, 如 AA 粉末中存在较多陶瓷夹杂, PREP 粉末粒度较粗并伴有大量有机物夹杂等^[5]。这些因素对粉末高温合金的低周疲劳性能等有很大影响^[6-10]。

为了对氩气雾化制粉工艺中存在的缺陷进行改进, 20 世纪 90 年代, Hohmann 等^[11,12]首次提出采用电极感应熔雾化来替代陶瓷坩埚的方法制备金属粉末, 以彻底解决陶瓷夹杂物问题。电极感应熔雾化属于一种改进型的氩气雾化制粉技术, 它采用超频感应线圈替代原有的陶瓷坩埚, 匀速下落的电极在超频感应线圈中不断熔化以保证有连续不断的熔融金属液流。在高压惰性气体的作用下, 金属液流被破碎成液滴, 随后快速冷却凝固成粉末颗粒, 其原理如图 1 所示。经过近 30 年不断改进, 电极感应熔雾化制粉

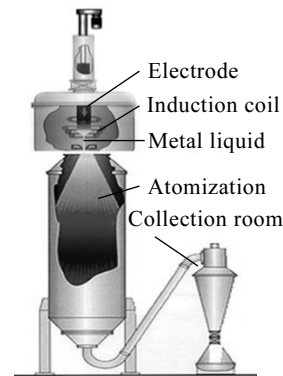


图 1 电极感应熔雾化制粉工艺原理

Fig.1 Schematic diagram of the electrode induction melting gas atomization

技术得到了长足的发展。目前, EIGA 工艺制备金属粉末主要集中在钛及钛合金上, 对于高熔点金属方面的报道还较少^[13,14]。EIGA 技术相对传统的雾化制粉技术的不足在于其生产效率还存在一些差距, 且仅限于相对较小尺寸金属棒材 (直径 50~60 mm) 和较低的熔化速率 ($5\sim 50 \text{ kg}\cdot\text{h}^{-1}$) 进行生产^[15]。但文献^[16]的研究

收稿日期: 2019-06-11

基金项目: 中央高校科研基金 (FRF-TP-17-044A1)

作者简介: 杨乐彪, 男, 1992 年生, 博士生, 北京科技大学材料科学与工程学院, 粉末冶金与先进陶瓷研究所, 北京 100083, 电话: 010-62334951, E-mail: lebiaoyang2135@163.com

已实现了原料直径为 140 mm，熔化速率为 90 kg/h 的稳定生产，大大提高了生产效率。另外，目前还有部分研究者采用模拟和实验的方法对 EIGA 工艺的参数如雾化气压和熔炼功率进行了优化，以进一步降低能耗，提高粉末的质量和细粉收得率^[17-20]。Feng 等^[21]采用 Comsol 对超合金电极与线圈的耦合，频率，输出功率和热传导进行了模拟研究。结果表明，当线圈频率为 40 kHz，输出功率为 120 kW 时，可实现金属液流的连续滴落；夏敏等^[22]对非限制式雾化喷嘴的雾化过程及喷嘴的结构进行了优化模拟，实现了 EIGA 制粉技术中非限制式喷嘴雾化全过程的优化，并预测了气雾化后高温合金粉末的粒度分布，模拟结果与实验结果有很好的一致性。文献[15]采用 EIGA 技术对高熔点铌合金成功进行了雾化，得到的细粉产率较高 (<45 μm 者占 15%)。但由于效率较低，所以仍需对加工条件进行进一步优化。

本工作研究对象为 EIGA 工艺制备的镍基高温合金粉末。对粉末的物理性能，凝固组织以及内部的元素分布进行了研究；理论分析了金属液流被高压惰性气体初次破碎碎片尺寸的影响因素；最后，根据对流换热原理计算了不同尺寸粉末颗粒的冷却速率。通过对 EIGA 工艺中雾化机理以及粉末特性的研究分析，为 EIGA 工艺制备出高质量镍基高温合金粉末提供进一步理论参考。

1 实验

本实验采用自主改进的 EIGA 设备制备了镍基高温合金粉末。实验中固定雾化气压为 4 MPa。采用美国 LECO 公司生产的 TC-436 氧氮测定仪测定粉末 O 含量；采用英国 Malvern 公司 MICRO-PLVS 激光粒度

分析仪测定 EIGA 粉末的粒度分布；采用美国 LEO 公司生产的扫描电镜及取向分析系统观察粉末表面和内部凝固组织；采用 X 射线荧光光谱仪检测 EIGA 粉末成分，粉末成分如表 1 所示。

为了观察粉末内部的组织，采用冷镶的方法将粉末固定，用 1200#、1500#、2000# 的砂纸研磨，抛光。将样品采用 Kalling's 试剂(5 g CuCl₂+100 mL HCl+100 mL C₂H₅OH)在室温下进行腐蚀，腐蚀时间为 60~70 s，再用乙醇洗净，最后在扫描电子显微镜下观察粉末截面。

2 结果与分析

2.1 粉末物理性能

EIGA 粉末粒度分布曲线和微观形貌如图 2 所示。粉末粒度主要呈对数正态分布，粉末的 $D_{50}=50 \mu\text{m}$ ， $D_{90}=121.50 \mu\text{m}$ 。粉末的松装密度为 5.05 g/cm³，振实密度为 5.65 g/cm³，粉末的霍尔流速为 13.4 s/50 g，粉末的比表面积为 0.186 m²/cm³，粉末 O 含量(质量分数)为 0.013%。

2.2 粉末表面凝固组织

图 3 为不同粒度粉末的表面形貌。图 3a 是 $d \leq 45 \mu\text{m}$ 的粉末颗粒，其表面主要由微晶和少量胞状晶组成。如图 3b 所示，当粉末颗粒尺寸在 $45 \mu\text{m} < d < 106 \mu\text{m}$ 之间则为胞状晶和树枝晶。图 3c 为 $d \geq 150 \mu\text{m}$ 的粉末颗粒，主要为树枝晶且部分树枝晶二次枝晶臂发达，同时还观察到放射状树枝晶的存在。在不同粒度的粉末表面，各种凝固组织并非完全独立存在，而是同时存在只是占比不同。这与 AA 法制备的粉末有相似之处^[23,24]。但是相较于同尺寸下的 AA 粉，EIGA 粉末的表面组织更细小。

表 1 镍基高温合金粉末化学成分

Table 1 Chemical composition of nicked-based superalloy powders (wt%)

Cr	Co	Mo	W	Ti	Al	Nb	Zr	C	B	Ni
15.79	13.07	4.33	4.13	3.81	2.32	0.79	0.029	0.031	0.01	Bal.

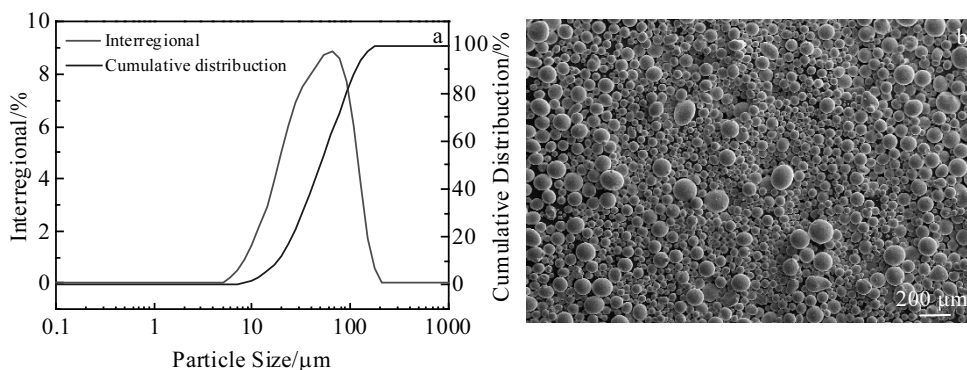


图 2 EIGA 粉末粒度分布和微观形貌

Fig.2 Particle size distributions (a) and morphology (b) of EIGA powder

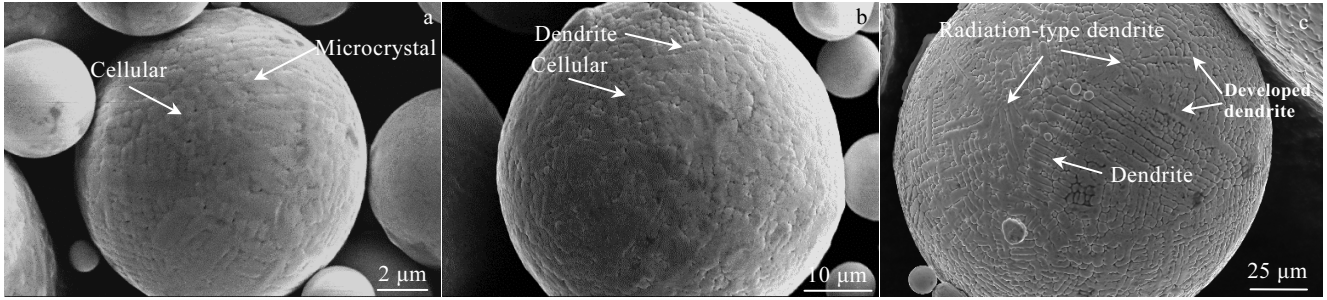


图 3 不同尺寸 EIGA 粉末的表面形貌

Fig.3 Surface morphologies of EIGA powders with different size: (a) $d \leq 45 \mu\text{m}$, (b) $45 < d < 106 \mu\text{m}$, and (c) $d \geq 150 \mu\text{m}$

由图 3 可以看出，随着粉末颗粒尺寸的增大，粉末表面凝固组织不断长大粗化，且颗粒表面组织之间的间隙加深，这导致颗粒表面光滑度下降。这一现象的出现是由于随着粉末颗粒尺寸的增大，比表面逐渐减小，颗粒内部潜热来不及散去，导致颗粒的冷却速率降低，表面组织长大时间延长，所以不断长大粗化，变为大型胞状晶和树枝晶组织。反之，小尺寸颗粒比表面积大，冷却速率高，成分过冷度增加，最初凝固产生的组织来不及长大，故表面主要为微晶和部分胞状晶组织。微晶组织和胞状晶组织是粉末表面快速冷却均匀形核的结果，所以每个粉末表面的胞状晶组织都长大到大致相同的尺寸，而树枝晶是由于粉末表面局域冷却不均匀导致的结果。

2.3 粉末内部凝固组织

图 4 为不同尺寸的 EIGA 粉末颗粒截面图。如图 4a 所示， $d \leq 45 \mu\text{m}$ 的粉末颗粒内部主要由微晶和细小的胞状晶构成。如图 4b, 4c 所示，对于 $45 \mu\text{m} < d < 106 \mu\text{m}$ 的粉末颗粒，其内部组织明显粗化主要为胞状晶和树枝晶。图 4d 是 $d \geq 150 \mu\text{m}$ 的粉末颗粒，其内部主要以树枝晶为主，并出现放射状树枝晶。综上可知，随着粉末颗粒尺寸的增大，粉末内部的凝固组织不断长大粗化，部分组织按照微晶-胞状晶-树枝晶-放射状树枝晶的顺序变化。这一现象的出现是由于大尺寸颗粒粉末内部潜热来不及释放，从而为颗粒内部组织的粗化和长大提供了动力学条件。其次，研究还发现，随着颗粒尺寸的增大粉末内部凝固缺陷的数量也相应增加。在 $45 \mu\text{m} < d < 106 \mu\text{m}$ 的粉末中发现疏松和少量缩孔，当粉末颗粒尺寸 $d \geq 150 \mu\text{m}$ 时，粉末内部存在

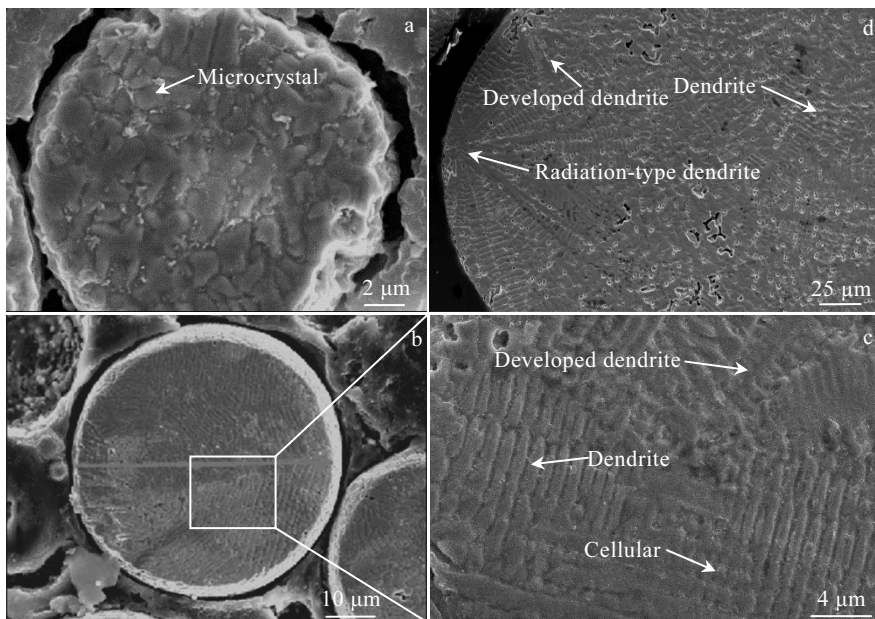


图 4 不同尺寸 EIGA 粉末的截面形貌

Fig.4 Cross-section morphologies of EIGA powders with different sizes: (a) $d \leq 45 \mu\text{m}$, (b, c) $45 \mu\text{m} < d < 106 \mu\text{m}$, and (d) $d \geq 150 \mu\text{m}$

孔洞的几率大大增加。产生这一缺陷的主要原因是随着颗粒尺寸的增大,其比表面积不断减小,表面张力减弱。当粉末的表面张力不足以使粉末颗粒内部达到致密时,粉末颗粒内部就出现了疏松和孔洞。这一现象随着粉末颗粒尺寸的增大进一步加剧。这一缺陷的存在直接影响粉末成形过程中致密化程度,对成形后坯件的质量也有着一定的危害,可能会发展为潜在的裂纹扩展源。

2.4 粉末颗粒内部元素偏析分析

粉末冶金产品相较传统冶金产品具有成分均匀的特点。这是由于粉末冶金产品将成分的偏析锁定在单个粉末颗粒内。根据这一特点解决了传统冶金产品宏观偏析的缺陷。虽然粉末冶金产品不存在宏观偏析,但粉末颗粒内部元素的富集和贫化以及枝晶偏析情况也会导致合金成分、显微组织的不均匀性,最终影响合金性能的稳定性。

2.4.1 粉末内部元素分布

为了观察 EIGA 粉末内部元素的分布,对粉末截面进行 EDS 面扫描分析。图 5 是 $d=101\ \mu\text{m}$ 的 EIGA 粉末截面 EDS 元素面分布。从图中可以看出, Cr、Co、Mo 等几种主要元素在粉末颗粒内部均匀分布,无明显的富集和贫化现象。粉末颗粒内部元素均匀分布是由于熔融金属液滴在雾化过程中 $10^3\sim 10^6\ \text{K/s}$ 的冷却速率,使得粉末颗粒内部元素来不及聚集就已快速凝固。粉末冶金产品内部组织均匀主要得益于粉末内部各元素均匀分布这一特点。均匀分布的合金元素如 Ti、Al 等,固溶于基体元素 Ni 中形成 Ni_3Al 、 Ni_3Ti 等金属间化合物,有助于提升合金的强度等性能。另外,部分金属元素还会与合

金中的碳、氧元素结合生成金属碳化物和金属氧化物,它们均匀分布于合金内部可起到弥散强化的作用。

2.4.2 晶轴与晶间的元素分布

如图 6a 所示,为了探明 EIGA 粉末晶轴和晶间的元素分布,对 2 个晶轴之间进行了 EDS 线扫描,各元素含量在晶间和晶轴的变化如图 6b 所示。从图中可以看出,除了 Fe 元素之外,其它各元素含量在晶间和晶轴存在一定的差异。晶轴部分 Ni、Co、Al、C 的峰高于晶间,而晶间部位 Ti、Mo、Cr、Nb 元素的峰较晶轴部位要高。这说明 Ni、Co、Al、C 元素在晶轴部位含量比晶间处高,而 Ti、Mo、Cr、Nb 元素在晶间要更高,故晶轴与晶间存在着轻微的元素富集现象。对于合金化高的镍基高温合金来说,要抑制晶轴与晶间的化学成分的偏析是十分困难的。但对于小尺寸的熔滴,其冷却速度高,界面快速凝固,合金元素的扩散过程就会受到抑制而形成弱扩散、弱偏析的凝固组织,从而使得合金成分偏析程度大大减小,元素分布更加均匀。所以选择细粉来制备粉末冶金产品,有利于减少晶间和晶轴化学成分偏析带来的影响。

3 讨论

3.1 一次雾化液滴尺寸影响因素理论分析

粉末粒度的最终分布与雾化效果息息相关,为了探明粉末最终尺寸分布的影响因素,对雾化过程进行进一步深入分析。熔融金属液雾化分为 3 个重要的基本过程:一次雾化、二次雾化和液滴凝固^[25]。液流一次雾化效果影响着最终粉末的粒度分布,如果在一次雾化中产生的液滴尺寸足够小,则在二次雾化之前液

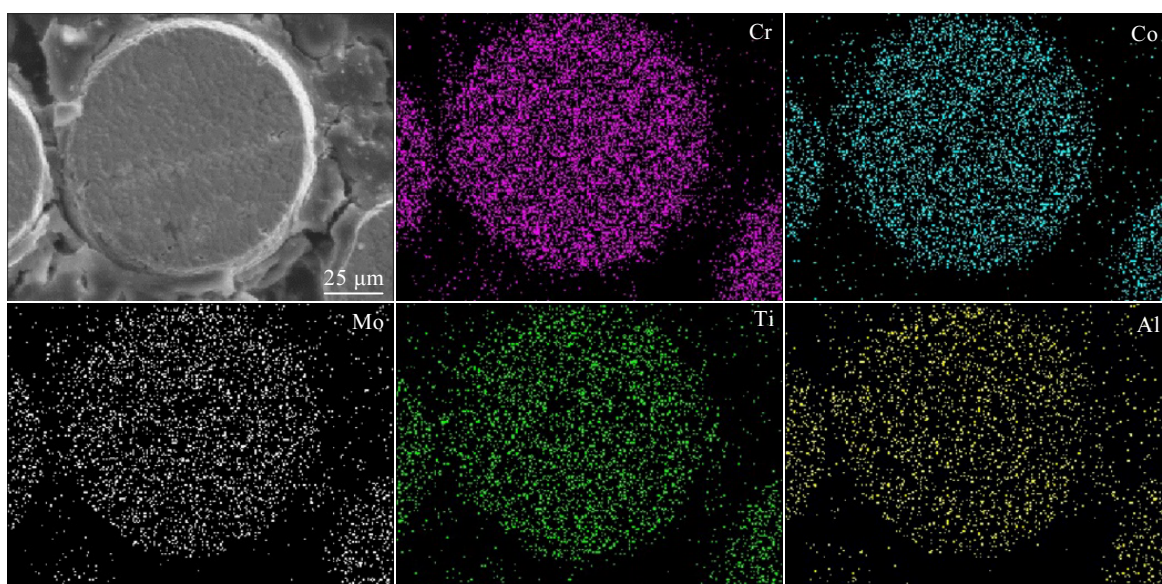


图 5 EIGA 粉末内部 EDS 元素面分布

Fig.5 EDS mapping of element distribution in EIGA powder cross-section

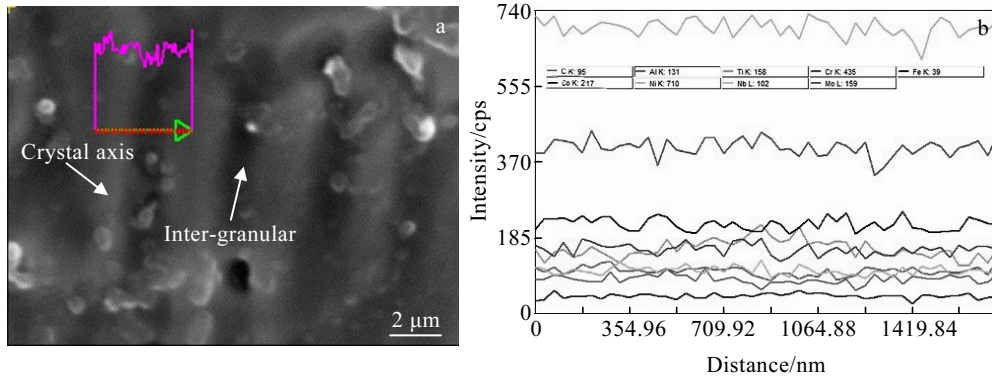


图 6 晶轴与晶间元素 EDS 线扫描

Fig.6 SEM image (a) and EDS element line scanning (b) in crystal axis and intergranular

滴可能已凝固成颗粒。一次雾化破碎过程主要分为 3 个连续阶段：干扰波的形成和长大；液体薄片破碎成碎片；碎片形成液滴，如图 7 所示。其中，液体薄片失稳破裂成碎片的大小 d_1 主要取决于液膜厚度 δ 以及最大不稳定波数 K_s [26,27]。

$$d_1 = \sqrt{\frac{16\delta}{K_s}} \quad (1)$$

$$K_s = \frac{\rho_g U^2}{2\sigma} \quad (2)$$

将式 (2) 代入式 (1) 得

$$d_1 = 4(2\sigma\delta / \rho_g U^2)^{1/2} \quad (3)$$

其中， ρ_g 为气体密度； U 为气/液相对流速； σ 为表面张力，是温度 T 的函数 [28]：

$$\sigma = \sigma_m - k(T - T_m) \quad (4)$$

其中， σ_m 为熔体在熔点 T_m 时的表面张力， k 为与材料相关的常数。

由于液体薄片的不稳定性，将进一步分解成碎片，碎片在表面张力的作用下形成液滴结构。液滴的尺寸根据 Dombrowski 提出的液滴破碎模型有：

$$d_p = 1.88d_1(1+3Oh)^{1/6} \quad (5)$$

式中， d_p 为液滴尺寸， d_1 为碎片尺寸， Oh 为奥内佐格数 $Oh = \mu_l / (\rho_l \sigma d_1)^{1/2}$ ， μ_l 为金属液滴粘度， ρ_l 为液滴材料密度。

EIGA 工艺中高温合金熔化液流在感应线圈内的下落主要受重力影响，暂不考虑旋流运动的影响。根据阎维平等 [29] 对垂直自由下落液体液膜厚度的测量研究有：

$$\delta = 1.44Re^{0.0596}(v^2/g)^{1/3} \quad (6)$$

结合式 (3)、(5)、(6) 得到

$$d_p = 9.024 \left[\left(\frac{2\sigma Re^{0.586}(v^2/g)^{1/3}}{\rho_g U^2} \right)^{1/2} \right]^{1/2} (1+3Oh)^{1/6} \quad (7)$$

由上式可知，熔融金属液一次雾化破碎成液滴是

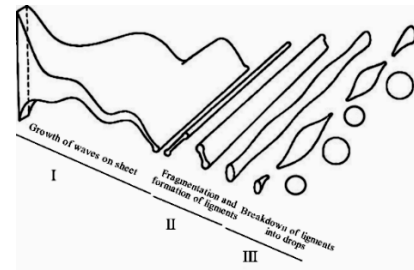


图 7 一次雾化过程中液滴形成机理

Fig.7 Mechanism of droplets formation during primary atomization

一个十分复杂的物理过程。该过程影响因素众多，如表面张力 σ 、液流雷诺数 Re 、气体密度 ρ_g 、气/液相对流速 U 和奥内佐格数 Oh 。

3.2 粉末颗粒冷却速率计算方法

液滴的冷却速率对粉末表面、内部形成的组织以及元素在粉末内部的偏析有重要影响。根据上述分析可知，电极感应熔化氩气雾化制粉中，金属液流在与高压惰性气体接触后熔融金属流破碎成球形液滴是一个十分复杂的过程，其中伴随着动量和热量传输。为了计算粉末的冷却速率，做以下简化分析：(1) 忽略液体薄片和碎片的形成过程，假设在喷嘴出口处液滴立即形成刚性且恒定的球体；(2) 雾化室内气流速度场恒定不变；(3) 液滴在雾化室内做直线运动。

根据 He 等 [30] 的研究，熔融金属液滴释放到环境中热量的对流换热公式有：

$$-V\rho C_p \frac{dT_d}{dt} = hA(T_d - T_f) \quad (8)$$

式中， $V(\frac{\pi d^3}{6})$ ， ρ ， C_p ， h ， $A(\pi d^2)$ ， t ， T_d 和 T_f 分别是液滴体积 (m^3)，密度 ($kg \cdot m^{-3}$)，比热 ($J \cdot kg^{-1} \cdot K^{-1}$)，

传热系数 ($W \cdot m^{-1} \cdot K^{-1}$), 表面积 (m^2), 时间 (s), 液滴温度 (K) 和雾化气体温度 (K)。

由 Szekely 等^[31]得到的气体和熔融液滴之间的传热系数 (h) 表达式

$$h = \frac{K_g}{d} (2 + 0.6\sqrt{Re^3} \sqrt{Pr}) \quad (9)$$

其中, K_g 为气体导热系数, Re 、 Pr 分别为液滴的雷诺数和普朗特数。

结合式 (8) 和 (9), 可以得到

$$\left| \frac{dT_d}{dt} \right| = \frac{6}{\rho C_p} (T_d - T_f) \left(\frac{2K_g}{d^2} + 0.6\sqrt{Re^3} \sqrt{Pr} \right) \quad (10)$$

由于雾化后不同尺寸液滴快速脱离了高压气体区域, 液滴速度相对于高压气体的速度几乎可忽略不计。因此液滴和雾化气体之间的相对速度 U 近似等于零, 所以 Re 为零。故方程 (10) 可简化为:

$$\left| \frac{dT_d}{dt} \right| = \frac{12}{\rho C_p} (T_d - T_f) \frac{K_g}{d^2} \quad (11)$$

根据文献[32]可知, 在 0.1 MPa、300 K 条件下,

氩气的导热系数为 $1.79 \times 10^{-2} W \cdot m^{-1} \cdot K^{-1}$, 镍基高温合金的热物性参数如表 2 所示^[33]。

将表 2 中的参数代入式 (11), 即可得到式 (12):

$$\left| \frac{dT_d}{dt} \right| = \frac{12}{7300 \times 450} (1630 - 300) \frac{1.79 \times 10^{-2}}{d^2} = \frac{8.98 \times 10^{-5}}{d^2} \quad (12)$$

利用该式计算了不同尺寸粉末颗粒的冷却速率, 如表 3 所示。

根据计算结果对比文献[20]中传统氩气雾化制粉技术制得的粉末颗粒冷却速率发现, 在相同尺寸条件下 EIGA 粉具有更高的冷却速率。这与前文观察到的 EIGA 粉末表面与内部相较于 AA 粉末具有更加细小组织结果一致。

表 2 镍基高温合金金属液热物性参数
Table 2 Thermophysical properties of nickel based superalloy metal liquid

Density/ kg·m ⁻³	Specific heat/J·kg ⁻¹ ·K ⁻¹	Droplet temperature/K	Ambient temperature/K
7300	450	1630	300

表 3 粉末颗粒的冷却速率

Table 3 Cooling rate of particles with different sizes

Particle size/ μm	20	40	60	80	100	120	140	160	180
Cooling rate/ $\times 10^4 K \cdot s^{-1}$	22.5	5.61	2.49	1.40	0.898	0.624	0.458	0.351	0.277

4 结 论

1) EIGA 工艺是一种采用超频感应线圈代替陶瓷坩埚的超洁净制粉技术, 并可在一定程度上避免金属液在陶瓷坩埚中产生的偏析问题。制得的粉末球形度高, 流动性好, 粉末中陶瓷夹杂物数量大大降低。

2) 粉末内部元素分布均匀, 没有明显的成分偏析, 但晶轴与晶间有轻微的元素偏析现象。晶轴上 Ni、Co、Al、C 元素含量比晶间稍高, 而晶间的 Ti、Nb、Mo、Cr 元素含量较晶轴则更高一些。

3) 在雾化气压为 4 MPa 时, EIGA 法制备镍基高温合金粉末的凝固冷却速率在 $10^3 \sim 10^6 K \cdot s^{-1}$ 范围内, 根据对流换热原理得到颗粒冷却速率与自身尺寸的关系为

$$\left| \frac{dT_d}{dt} \right| = \frac{8.98 \times 10^{-5}}{d^2}$$

相较于 AA 粉冷却速率更高, 因此 EIGA 粉末的形核更加均匀, 粉末的凝固组织也更细小。

参考文献 References

[1] Shi Changxu(师昌绪), Zhong Zengyong(仲增墉). *Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 2010, 46(11): 1281
[2] Zhang Yiwen(张义文), Liu Jiangtao(刘建涛). *Materials China* (中国材料进展)[J], 2013, 32(1): 1

[3] Zou Jinwen(邹金文), Wang Wuxiang(汪武祥). *Journal of Aeronautical Materials*(航空材料学报)[J], 2006, 26(3): 244
[4] Han Zhiyu(韩志宇), Zeng Guang(曾光), Liang Shujin(梁书锦) et al. *Materials China*(中国材料进展)[J], 2014, 33(12): 748
[5] Zhang Ying(张莹), Zhang Yiwen(张义文), Lv Rihong(吕日红) et al. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*(中国有色金属学报)[J], 2017, 27(10): 2037
[6] Wusatowskasarnek A M, Bhowal P, Gynther D et al. *Materials Science Form*[J], 2007, 539: 2960
[7] Denda T, Bretz P L, Tien J K. *Metallurgical Transactions A (Physical Metallurgy and Materials, Science)*[J], 1992, 23(2): 519
[8] Zhang Ying(张莹), Zhang Yiwen(张义文), Song Pusheng(宋璞生) et al. *Journal of Iron and Steel Research*(钢铁研究学报)[J], 2003, 15(6): 71
[9] Yang Jian(杨健), Dong Jianxin(董建新), Zhang Maicang(张麦仓) et al. *Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 2013, 49(1): 71
[10] Zhang Ying(张莹), Zhang Yiwen(张义文), Zhang Na(张娜) et al. *Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 2010, 46(4): 444
[11] Hohmann M, Ludwig N. *German Patent*, DE4102101A1[P], 1991
[12] Hohmann M, Pleier S. *Acta Metallurgica Sinica*[J], 2005, 18(1): 15
[13] Guo RuiPeng, Xu Lei, Zong BernieYaPing et al. *Acta*

- Metallurgica Sinica*[J], 2017, 30(8): 735
- [14] Wegmann G, Gerling R, Schimansky F P. *Acta Materialia*[J], 2003, 51(3): 741
- [15] Gerling R, Hohmann M, Schimansky F P. *Materials Science Forum*[J], 2007, 539-543: 2693
- [16] Franz H, Plöchl L, Schimansky F P. *Titanium Org*[J], 2008, 24(9): 1
- [17] Guo K, Liu C, Chen S *et al.* *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*[J], 2017, 207: 12 046
- [18] Guo Kuaikuai(郭快快), Liu Changsheng(刘常升), Chen Suiyuan(陈岁元) *et al.* *Materials Science and Technology*(材料科学与工艺)[J], 2017, 25(1): 22
- [19] Long Qianlei(龙倩蕾), Wu Wenheng(吴文恒), Lu Lin(卢林) *et al.* *China Powder Science and Technology*(中国粉体技术)[J], 2018, 24(4): 49
- [20] Bojarevics V, Roy A, Pericleous K. *Compe International Journal for Computation & Mathematics in Electrical & Electronic Engineering*[J], 2011, 30(5): 1455
- [21] Feng Shan, Xia Min, Ge Changchun. *Chinese Physics B*[J], 2017, 26(6): 5
- [22] 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): 1
- [23] Hu Wenbo(胡文波), Jia Chengchang(贾成厂), Hu Benfu(胡本芙) *et al.* *Materials Science and Engineering of Powder Metallurgy*(粉末冶金材料科学与工程)[J], 2011, 16(5): 671
- [24] Gao Zhengjiang(高正江), Zhang Guoqing(张国庆), Li Zhou(李周) *et al.* *Powder Metallurgy Technology*(粉末冶金技术)[J], 2011, 29(2): 93
- [25] Zheng B, Lavernia E J. *Handbook of Atomization & Sprays* [M]. Boston: Springer, 2011: 837
- [26] Senacal P K, Schmidt D P, Nouar I *et al.* *Int J Multiphase Flow*[J], 1999, 25: 1073
- [27] Chen Xin(陈欣). *Study on Structure and Atomization Mechanism of Tightly Coupled Gas Atomization Flow Field* (紧耦合气雾化流场结构和雾化机理研究)[D]. Changsha: Central South University, 2007
- [28] Matsumoto T, Fujii H, Ueda T *et al.* *Measurement Science and Technology*[J], 2005, 16: 432
- [29] Yan Weipng(阎维平), Li Hongtao(李洪涛), Ye Xuemin(叶学民) *et al.* *Journal of Engineering for Thermal Energy and Power*(热能动力工程)[J], 2007, 22(4): 380
- [30] He Shiwen, Liu Yong, Guo Sheng. *Rare Metal Materials and Engineering*[J], 2009, 38(S1): 353
- [31] Szekely J, Themelis N J. *Rate Phenomena in Process Metallurgy*[M]. New York: Wiley-Interscience, 1971: 237
- [32] Li Huachang(李华昌), Fu Bin(符斌). *Handbook of Practical Chemistry*(实用化学手册)[M]. Beijing: Chemical Industry Press, 2006
- [33] Gong Xiufang(巩秀芳), Yang Gongxian(杨功显). *Dangfang Turbine*(东方汽轮机)[J], 2012(2): 41

Study on Powder Characteristics and Effect Factors of Droplets Size During Electrode Induction Melting Gas Atomization

Yang Lebiao, Ren Xiaona, Xia Min, Sun Haitao, Lv Xiaonan, Ge Changchun
(University of Science and Technology Beijing, Beijing 100083, China)

Abstract: We investigated the physical characteristics, solidification microstructure, and inner element distribution of Ni-based superalloy powders, which were prepared by electrode induction melting gas atomization (EIGA) process. Some effect factors on metal droplet size during primary atomization were also analyzed. The cooling rate of powders with different sizes was calculated through convective heat transfer principle. Results show that the EIGA powders are mainly spherical, the Hall flow rate is 13.4 s/50 g, and the D_{90} is 121.5 μm . The microstructure of powders changes from microcrystals to cell crystals and dendrites with increasing the powder size. At the same time, the smoothness of powders decreases as the gap increases on the surface. The relationship between cooling rate and particle size is $\left| \frac{dT_d}{dt} \right| = \frac{8.98 \times 10^{-5}}{d^2}$, when the atomization gas pressure is 4 MPa. There is slight segregation in crystal axis and among crystals of powders. The content of Ni, Al, Co, and C in crystal axis is higher than that of the intergranular, while the intergranular content of Ti, Mo, Cr, and Nb is much higher.

Key words: superalloy powder; primary atomization; segregation; liquid film; cooling rate

Corresponding author: Ren Xiaona, Post Doctor, Institute of Powder Metallurgy and Advanced Ceramics, School of Materials Science and Engineering, University of Science and Technology Beijing, Beijing 100083, P. R. China, Tel: 0086-10-62334951, E-mail: renxn@ustb.edu.cn