

引用格式: 王斯佳, 石秋生, 李广荣, 等. 防钛火隔热层抗开裂界面粗糙化设计制备研究[J]. 中国材料进展, 2024, 43(10): 935-943.

WANG S J, SHI Q S, LI G R, *et al.* Roughening Design of Anti-Cracking Interface of Insulation Layer for Titanium-Fire Retardant Coating[J]. Materials China, 2024, 43(10): 935-943.

防钛火隔热层抗开裂界面粗糙化设计制备研究

王斯佳, 石秋生, 李广荣, 刘梅军, 杨冠军

(西安交通大学材料科学与工程学院 金属材料强度国家重点实验室, 陕西 西安 710049)

摘要: 钛合金在航空发动机中应用广泛, 但它们在遇到剧烈冲击、摩擦等极端情况时易发生钛火, 继而引起整台发动机着火, 造成严重后果。在钛合金表面涂覆阻燃涂层是目前解决钛火问题的主要方法之一。然而, 阻燃涂层是由陶瓷隔热层与金属基可磨耗面层组成的多层复合结构, 在服役过程中, 陶瓷/金属异质界面常发生剥落失效。基于此, 主要开展陶瓷隔热层表面粗糙化设计, 提升涂层抗开裂能力。首先, 为确定喷涂工艺对粉末熔化程度的影响规律, 采用模拟与试验相结合的方法, 研究了空心与实心两种 YSZ 粉末粒子在等离子束流内的加热加速过程, 明确了调控粉末熔化状态的控制参数, 试验沉积单个扁平粒子验证了模拟结果的合理性。其次, 开展了陶瓷隔热层表面形貌调控研究。基于模拟结果, 确定隔热层主体应采用高功率, 以保证粉末充分熔化; 表面粗化层采用较低功率以获得半熔化态氧化锆球壳, 从而制备得到表面具有较大粗糙度、内部具有良好隔热防钛火功能的新型隔热层结构。涂层表面的粗糙化设计, 有利于提高金属陶瓷的异质界面结合强度, 支撑涂层的长寿命防护。

关键词: 隔热陶瓷层; 金属基可磨耗封严涂层; 界面结合; 界面粗糙化; 抗开裂设计

中图分类号: TG174.4 **文献标识码:** A **文章编号:** 1674-3962(2024)10-0935-09

Roughening Design of Anti-Cracking Interface of Insulation Layer for Titanium-Fire Retardant Coating

WANG Sijia, SHI Qiusheng, LI Guangrong, LIU Meijun, YANG Guanjuan

(State Key Laboratory for Mechanical Behavior of Materials, School of Materials Science and Engineering, Xi'an Jiaotong University, Xi'an 710049, China)

Abstract: Titanium alloys are widely used in aero-engines. Titanium fire will occur under extreme situations, such as intense impact and friction, consequently causing fire all over the whole engine. An effective way to avoid the accident is to coat fire-resistant coatings on titanium alloy. This fire-resistant coating consists of a ceramic thermal insulation layer and a metal-based abradable seal layer. However, cracking may occur at the interface between the ceramic layer and the metal layer during service. Given that, this study aimed to enhance the crack resistance based on surface roughening design of the ceramic layer. Firstly, the heating and speeding processes of hollow and solid yttria-stabilized zirconia (YSZ) powders in plasma beam was investigated by simulation and experiment, and the dominant parameters regulating powder melting state were obtained. The rationality of simulation results was verified by the deposition of individual splats. Furthermore, surface morphology of the ceramic thermal insulation layer was tailored. Based on the simulation results, the main part of the thermal insulation layer was prepared under a higher spraying power with fully melted powders. In contrast, the surface of the thermal insulation layer was deposited by a lower power with semi-molten powders. In this way, a thermal insulation

layer can be prepared to both have high inside thermal insulation and large surface roughness. This is beneficial to improve the interface adhesion between the ceramic layer and the metal layer, which would support the long-life protection of coating.

Key words: ceramic thermal insulation layer; metal-based abradable seal layer; interface adhesion; interface roughening; cracking-resistant design

收稿日期: 2022-09-23 修回日期: 2022-12-29

基金项目: 国家科技重大专项(2017-VII-0012-0107)

第一作者: 王斯佳, 女, 1998 年生, 硕士研究生

通讯作者: 杨冠军, 男, 1977 年生, 教授, 博士生导师,

Email: ygj@mail.xjtu.edu.cn

DOI: 10.7502/j.issn.1674-3962.202209031

1 前言

大推力、高推重比和高效率是飞机涡轮发动机设计和制造的主要目标^[1, 2]。研究表明,叶尖间隙与叶片长度比每增加 1%, 发动机效率损失约 1.5%, 耗油率增长约 2%^[3~5]。因此, 发动机内旋转叶片与机匣之间的间隙应尽可能小。然而, 叶尖间隙过小时, 在发动机运行过程中, 叶片因热失配、离心力等作用发生伸长, 不可避免地会与机匣发生碰撞磨擦, 导致钛火事故^[6]。为消除叶尖间隙同时避免叶尖与机匣直接接触, 可磨耗封严涂层应运而生^[7~9]。钛合金是航空发动机结构部件的关键材料, 具有较高的比强度、优异的抗蚀性和耐热性能^[10~12]。然而, 叶片和铸件之间的高能摩擦或负载冲击导致钛合金发生钛火^[13, 14], 当钛合金被点燃时, 在高温高压的气流下, 压缩机内的部件只能持续燃烧 4~20 s。燃烧时间过短, 无法采取灭火措施^[15]。因此还应当在机匣基体与可磨耗封严涂层之间制备一层阻燃隔热层, 避免钛火的发生, 隔热层材料一般为质量分数为 8% 的氧化钇稳定氧化锆 (YSZ)^[16]。防钛火可磨耗封严涂层体系从表面到基体依次为金属基可磨耗封严面层、阻燃隔热层, 以及为缓解金属基体与陶瓷隔热层热膨胀系数不匹配、提高陶瓷隔热层与钛合金基体界面结合强度而制备的粘结层。

对于阻燃可磨耗封严涂层这种具有多层结构的复合涂层而言, 界面结合强度是影响整个涂层综合性能的关键^[17, 18]。文献^[19, 20]指出, 等离子喷涂涂层与基体的结合主要为机械结合, 因此要求过渡层具有一定的粗糙度, 以增加涂层与过渡层之间的“锚钩效应”, 从而降低涂层开裂的倾向, 提高涂层与过渡层之间的结合强度。杨雪松^[21]采用内聚力模型模拟等离子喷涂热障涂层的拉伸失效过程, 发现随着载荷的增加, 陶瓷层首先发生断裂, 而后随着载荷的继续增加, 界面产生裂纹, 最终导致整个陶瓷层剥落。作者课题组^[22]前期利用内聚力模型模拟了隔热层与可磨耗面层界面发生整体剥离而涂层内部无损伤时的情形, 研究表明孔隙对界面有弱化作用, 而增大界面的粗糙度有利于增加界面的结合强度。

为了解决陶瓷/金属异质界面发生整体剥落而导致的涂层失效问题, 增加界面结合强度, 本研究开展了防钛火隔热层抗开裂界面粗糙化设计研究。首先通过建立粒子加热温度场, 研究 YSZ 粒子在等离子束流中的加热加速过程, 选取隔热层表面粗化层制备工艺参数; 然后基于模拟结果, 进行实验验证, 在不同工艺下喷涂单个粒子, 观察其熔化状态; 进一步开展了陶瓷隔热层表面形貌调控研究, 以提高金属陶瓷的异质界面结合强度。

2 试验

2.1 试验材料

本研究基体材料选择 TC4 钛合金, 试样尺寸为 $\Phi 25.4 \text{ mm} \times 3 \text{ mm}$, 粘结层选用 NiCrAl 粉末制备。隔热层选用 2 种不同结构的 YSZ 粉末制备, 一种为质量分数为 8% 的 YSZ 空心球粉末, 用于制备隔热层主体和隔热表面粗化层, 采用激光粒度仪 (Mastersizer 2000, Malvern I204Nstruments Ltd., Malvern) 测得其粒度主要分布在 45~75 μm , 粉末形貌如图 1a 和 1b 所示; 一种为实心粉末, 粒度主要分布在 15~45 μm , 仅用于制备隔热层表面粗化层, 粉末形貌如图 1c 和 1d 所示。

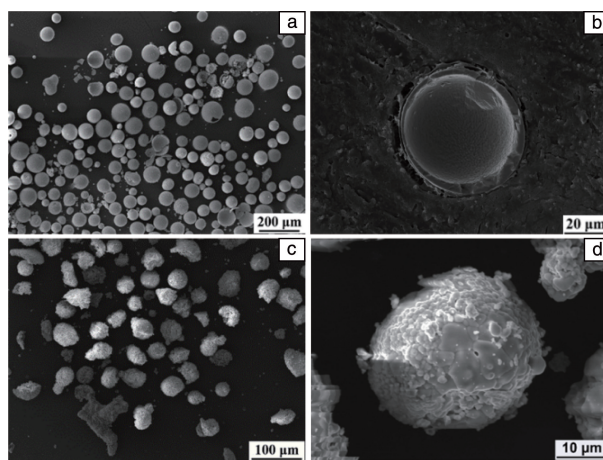


图 1 粉末形貌: (a, b) 空心 YSZ 粉末, (c, d) 实心 YSZ 粉末
Fig. 1 Powder morphology: (a, b) hollow YSZ powder, (c, d) solid YSZ powder

2.2 试验过程

采用大气等离子喷涂 (air plasma spraying, APS) 技术制备粘结层和隔热层。粘结层厚度介于 100~150 μm , 喷涂工艺参数如表 1 所示。隔热层主体使用 Metco204B-NS 空心 YSZ 粉末制备, 喷涂工艺参数如表 2 所示。相关喷涂参数主要基于常规陶瓷层和粘结层的制备工艺确定。喷涂前对基体进行超声波清洗, 去除表面杂质和油污, 并对其表面进行适当的喷砂粗化和预热, 以增强涂层与基体的结合强度。

2.3 结构表征

采用扫描电子显微镜 (SEM, TESCAN MIRA 3, Czech Republic) 对涂层的表面及断面形貌进行表征。表面粗糙度采用激光共聚焦显微镜^[23]表征。

3 粒子加热温度场数值模拟

隔热层采用大气等离子喷涂技术制备, 送粉气流将涂层粉末输送到等离子焰流中, 仅考虑粒子沿束流方向的运动, 则粒子在等离子场中运动满足式(1):

表 1 粘结层喷涂工艺参数

Table 1 Bond coat spraying process parameters

Parameters	Value
Plasma gas (Ar) pressure/MPa	0.5
Plasma gas (Ar) flow/(L·min ⁻¹)	45±2
Plasma gas (H ₂) pressure/MPa	0.5
Plasma gas (H ₂) flow/(L·min ⁻¹)	6±2
Chamber pressure/MPa	0.5
Carrier gas flow/(L·min ⁻¹)	6±1
Arc current/A	600
Arc voltage/V	60
Spray distance/mm	120
Torch traverse speed/(g·min ⁻¹)	60±2

表 2 隔热层喷涂工艺参数

Table 2 Ceramic coat spraying process parameters

Parameters	Value
Plasma gas (Ar) pressure/MPa	0.5
Plasma gas (Ar) flow/(L·min ⁻¹)	45±2
Plasma gas (H ₂) pressure/MPa	0.5
Plasma gas (H ₂) flow/(L·min ⁻¹)	8±2
Chamber pressure/MPa	0.5
Carrier gas flow/(L·min ⁻¹)	5±1
Arc current/A	600
Arc voltage/V	65
Spray distance/mm	80
Torch traverse speed/(g·min ⁻¹)	43±3

$$\frac{dv_p}{dt} = \frac{3C_d\rho_g}{4d_p\rho_p} * (v_g - v_p) |v_g - v_p| \quad (1)$$

其中, v_p 为粒子在等离子束流中的速度, v_g 为等离子束流的速度, C_d 为粒子在等离子束流中运动的阻力系数, ρ_g 为气体的密度, d_p 和 ρ_p 分别为粒子的直径和密度, t 为时间。

等离子体的速度场与温度场不均匀, 且当等离子射流从喷嘴喷出后, 其速度和温度逐渐衰减。为了方便计算, 将等离子束流进行简化, 只考虑粒子从束流中心出发沿着束流方向运动。可认为等离子体的温度场沿束流方向的分布满足式(2), 速度场沿束流方向的分布满足式(3):

$$T_g = T_0 \cdot \exp\left(-\frac{x}{x_0}\right) + T_1 \quad (2)$$

$$v_g = v_0 \cdot \exp\left(-\frac{x}{x_1}\right) + v_1 \quad (3)$$

其中, T_g 为等离子束流温度, T_0 为等离子束流的最高温度, x_0 为特定参数下等离子束流温度场分布的特征位置参数, T_1 为等离子束流温度场分布的修正温度; v_0 为等离子束流的最大速度, x_1 为特定参数下等离子束流速度场分布的特征位置参数, v_1 为等离子束流速度场分布的修正速度。

粒子从喷嘴喷出后飞行的总位移 x 与粒子的飞行速度 v_p 满足式(4):

$$x = \int_0^t v_p dt \quad (4)$$

联立式(1)、式(2)和式(4), 可以得出粒子在等离子束流中运动满足的微分方程。将中心不同位置处的温度场与速度场分别按照式(2)与式(3)进行拟合, 获得的温度场与速度场拟合结果见图 2。

为了得到粒子在不同位置处的熔化状态, 将粒子运动的速度场、位移场和运动场进行耦合, 通过模拟研究 YSZ 粒子在等离子束流中的加热过程, 获得特定熔化状态的粒子。选用 Comsol 多物理场耦合软件进行模拟, 考

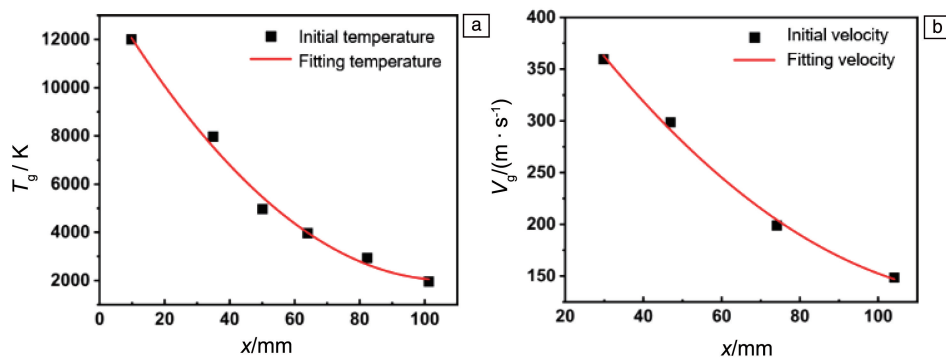


图 2 典型等离子束流轴心温度场(a)与速度场(b)

Fig. 2 Typical plasma beam axial temperature field (a) and velocity field (b)

虑到固体熔化时的凝固潜热, 采用固体与流体传热模块模拟加热过程, 在粒子周围施加对流换热边界条件, 边界处的热通量 q_0 满足式(5):

$$q_0 = h \cdot (T_g - T_p) \quad (5)$$

其中, T_p 是粉末粒子温度, h 为对流换热系数, 其数值由努塞尔数 Nu , 气体热导率 λ_g 及 d_p 决定。努塞尔数 Nu 与雷诺数 Re 和普朗克数 Pr 相关, 满足式(6), Re 和 Pr 分别满足式(7)和式(8):

$$Nu = \frac{h \cdot d_p}{\lambda_g} = 2 + 0.6Pr^{\frac{1}{3}}Re^{\frac{1}{2}} \quad (6)$$

$$Pr = \frac{c_g \cdot u_g}{\lambda_g} \approx 1 \quad (7)$$

$$Re = \frac{\rho_g \cdot v_p \cdot d_p}{\mu_g} \quad (8)$$

式中, c_g 为气体的恒压热容, u_g 为气体的粘度系数。

由于空心球壳的主要粒度分布为 45~70 μm , 球壳厚度为 2~5 μm , 因此几何模型采用直径 60 μm 、壁厚 4 μm 的球壳结构; 实心球的主要粒度分布为 15~45 μm , 因此几何模型采用直径 20 μm 的球体结构。其他基本的材料参数为: 密度 4700 $\text{kg} \cdot \text{m}^{-3}$, 热导率 1 $\text{W} \cdot \text{m}^{-1} \cdot \text{K}^{-1}$, 恒压热容 650 $\text{J} \cdot \text{kg}^{-1} \cdot \text{K}^{-1}$, 比热率 1, 熔点 2973 K, 熔化潜热 813 $\text{kJ} \cdot \text{kg}^{-1}$ 。

根据图 2 拟合的结果, 等离子束流的最高温度 T_0 设为 15 000 K, 束流最高速度 v_0 设为 500 $\text{m} \cdot \text{s}^{-1}$, 温度场的特征位置参数 x_0 设为 50 mm, 修正温度 T_1 设为 -218 K; 速度场分布的特征位置参数 x_1 设为 70 mm, 修正速度 v_1 设为 35 $\text{m} \cdot \text{s}^{-1}$ 。当氩气较少时, 气体密度 ρ_g 接近氩气密度, 取为 1.7 $\text{kg} \cdot \text{m}^{-3}$, 气体粘度系数 μ_g 取为 $2.3 \times 10^{-5} \text{ Pa} \cdot \text{s}$, 气体热导率 λ_g 取为 0.04 $\text{W} \cdot \text{m}^{-1} \cdot \text{K}^{-1}$, 粘性系数 C_{d0} 与雷诺数有关, 满足式(9):

$$C_d = C_{d0} \cdot \left(\frac{Re}{Re_0} \right)^{-0.12} \quad (9)$$

其中, C_{d0} 为雷诺数取 Re_0 为 500 000 时的值, 设为 0.2。

基于上述材料参数与基本假设, 模拟隔热层粒子在等离子束流内的加热加速过程, 获得粒子的熔化状态, 以选择合理的工艺参数制备性能良好的隔热层。

4 结果与讨论

4.1 空心球壳加热过程及单粒子沉积行为

4.1.1 空心球壳加热过程

本节主要讨论空心球粒子在等离子束流内的加热过程, 了解粒子速度和温度随飞行距离的变化规律, 从而选择合适的等离子喷涂参数以获得特定熔化状态的空心粒子, 为后续调控涂层表面粗糙度奠定基础。粒子飞行速度 v_p 随飞行距离 x 的变化如图 3a 所示, 可见粒子在等离子束流内经历了先加速后减速的过程。在飞行距离 $x=94 \text{ mm}$ 时, 粒子飞行速度达到最大值, 与此时的束流速度相同, 为 158.5 $\text{m} \cdot \text{s}^{-1}$ 。此前的束流速度大于粒子飞行速度, 而在之后的减速阶段, 束流速度逐渐小于粒子飞行速度。由图 3b 可知, 在粒子飞行 60 mm 后其表面温度已达到熔点 (2973 K), 此时空心球粒子内壁温度为 2931 K, 表面与内壁存在 42 K 的温差。随后粒子表面温度在一段时间内几乎保持为熔点不变, 而粒子内壁温度在飞行距离为 92 mm 时达到最大值 2968 K, 略低于熔点 (2973 K)。而由图 3c 可以看到, 随着飞行距离的增加, 粒子表面温度和等离子束流温度的关系与图 3a 中粒子飞行速度和束流速度的关系类似。在飞行距离 $x=78 \text{ mm}$ 时, 束流温度降低至粒子熔点, 随后束流温度开始低于粒子表面温度, 这一阶段为冷却阶段, 粒子开始向束流释放热量。此时由于粒子表面在对流换热作用下冷却更快, 粒子内壁的温度逐渐高于外壁。基于上述讨论, 可

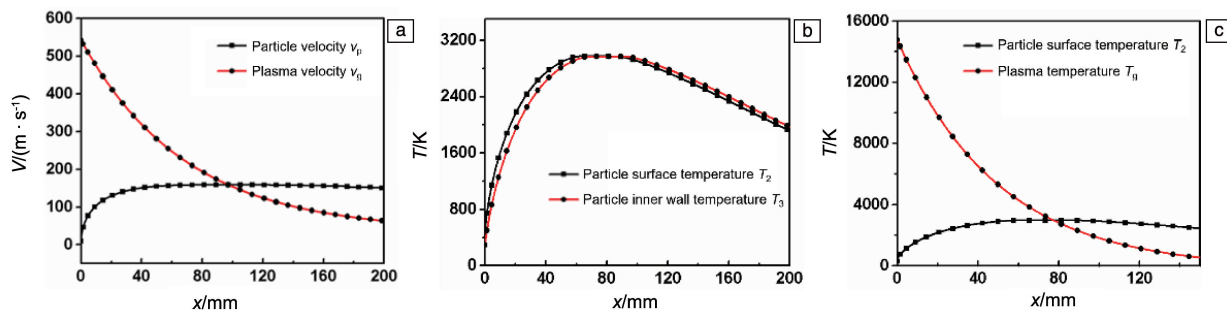


图 3 空心球粒子飞行过程中速度及温度变化: (a) 空心粒子飞行速度与等离子束流速度, (b) 空心球粒子表面与内壁温度随飞行距离的变化, (c) 空心球粒子表面温度与束流温度随飞行距离的变化

Fig. 3 Changes of speed and temperature of hollow particles during flight: (a) flight speed of hollow particles and plasma beam speed, (b) changes of surface and inner wall temperature of hollow particles with flight distance, (c) temperature of particle surface and beam with flight distance

知在该假定参数下, 当空心球粒子表面达到熔点时, 内壁与表面的温差始终低于 100 K, 并且球壳自身的强度大大降低, 受到撞击极易破碎, 因此较难获得半熔化状态的空心球壳粒子。

为了保证空心球壳在表面温度达到熔点 (2973 K) 时球壳表面与内壁的温差更大, 接下来通过改变等离子温度场、速度场或者气体属性调节等离子喷涂参数。首先使等离子速度场、主气氩气和次气氢气的流量不变, 设置不同的等离子束流最高温度 T_0 来改变喷涂功率, 得到

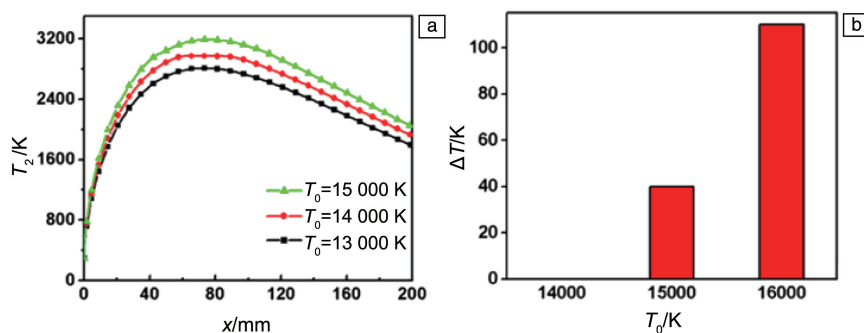


图 4 不同功率下空心球粒子的加热过程(a), 空心球粒子表面熔化时表面与内壁的温差(b)

Fig. 4 Heating process of hollow particles under different power (a), temperature difference between surface and inner wall when the surface of hollow particles melts (b)

4.1.2 空心球壳单粒子沉积行为

基于 4.1.1 节的模拟结果, 在不锈钢基体表面以不同喷涂功率喷涂了一些空心 YSZ 的单个粒子, 并在扫描电镜下观察了不同参数下粒子的沉积行为。固定喷涂距离, 分别采用低电流和高电流调控喷涂功率, 此外, 通过设置高电压增大氢气的流量, 增强等离子体的换热效果, 选择较低的氩气速度 ($40 \text{ L} \cdot \text{min}^{-1}$) 以防止粒子发生破碎。由图 5 可知, 在高功率下粒子熔化铺展较好, 而在低功率下粒子熔化状态较差, 未完全铺展。

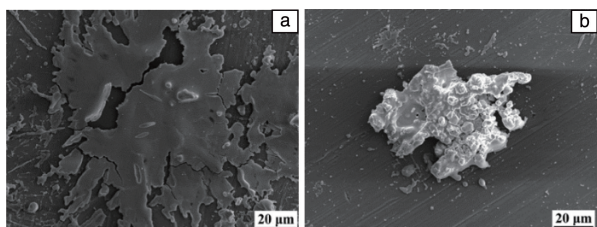


图 5 不同功率下空心 YSZ 单个粒子形貌: (a) 36 kW, (b) 21 kW
Fig. 5 Morphology of hollow zirconia single particle under different power: (a) 36 kW, (b) 21 kW

本节通过模拟空心球壳加热过程发现, 在初始假定参数下, 空心球粒子表面达到熔点时内部与表面温差较小, 且球壳自身强度降低, 碰撞极易破碎, 因此较难获得半熔化状态的空心球壳粒子。但可以通过增大喷涂功率、降低喷涂距离帮助粒子半熔, 然而球壳易破碎的问

题仍然无法解决。结合模拟与实验结果可知, 可以在低功率条件下制备半熔化状态的空心粒子。

不同功率下空心球壳粒子表面温度随飞行距离的变化以及球壳表面与内壁的温差, 如图 4 所示。可见随着束流最高温度 T_0 的降低, 即随着喷涂功率的降低, 粒子的加热速度逐渐缓慢, 粒子表面所能达到的最高温度也逐渐降低, 且当 $T_0 = 14000 \text{ K}$ 时, 空心球表面温度仅为 2811 K, 已无法达到熔点, 粒子完全不熔化。随着喷涂功率增加, 粒子表面熔化时表面与内壁温差增大, 当 $T_0 = 16000 \text{ K}$ 时, 温差最大。基于上述研究可知, 增大喷涂功率同时缩短喷涂距离有助于粒子铺展。

题仍然无法解决。结合模拟与实验结果可知, 可以在低功率条件下制备半熔化状态的空心粒子。

4.2 实心球加热过程及单粒子沉积行为

4.2.1 实心球加热过程

空心球由于壁厚很小, 难以产生较大的温差, 因此本小节模拟了等离子束流对实心 YSZ 粒子的加热加速过程, 为制备粗化层提供更多的选择。图 6a 为粒子飞行速度 v_p 随飞行距离 x 的变化, 可见在假定条件下, 实心粒子在束流内同样经历先加速后减速的过程, 且在加速阶段束流速度高于粒子飞行速度, 当粒子飞行距离 $x = 67 \text{ mm}$ 时速度达到最大值, 此时粒子飞行速度与束流速度相等, 为 $227 \text{ m} \cdot \text{s}^{-1}$ 。此后, 粒子进入减速阶段, 束流速度低于粒子飞行速度。由图 6b 可知, 加热时实心粒子表面温度迅速升高, 且在粒子飞行 22 mm 时就已经达到熔点。当粒子飞行距离 $x = 74 \text{ mm}$ 时, 中心温度达到熔点, 整个粒子完全熔化。而由图 6c 可知, 当粒子飞行至 76 mm 后, 束流温度降低至粒子熔点, 此后粒子由表面向心部逐渐冷却, 粒子中心温度逐渐高于表面温度。在假定条件下, 该实心粒子表面达到熔点时, 其心部温度仅为 2062 K, 二者间温差达到 810 K, 由此可见, 在不考虑喷涂距离的情况下, 实心粒子更容易实现半熔化。

与空心球壳粒子相同, 接下来通过设置不同的等离子最高温度 T_0 来改变喷涂功率, 研究不同功率下实心粒

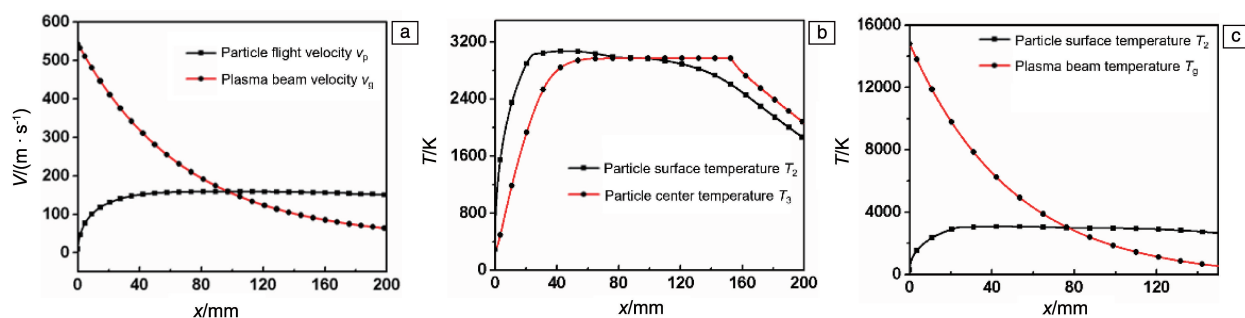


图 6 实心粒子飞行过程中速度及温度变化: (a) 实心粒子飞行速度与等离子束流速度, (b) 粒子表面与中心温度变化, (c) 粒子表面与束流温度变化

Fig. 6 Velocity and temperature changes of solid particles during flight: (a) solid particle flying speed and plasma beam velocity, (b) particle surface and center temperature changes, (c) particle surface and beam temperature changes

子的加热加速过程。由图 7a 和 7b 可知, 随着喷涂功率的增加, 实心球表面所能达到的最高温度逐渐升高; 当粒子表面达到熔点时, 随着功率的增加, 心部温度与表面温度的温差越来越大。此外, 为了实验的可操作性, 粒子的飞行距离不宜过小, 否则等离子体会对已沉积涂层与基体造成严重损伤, 因此应同时权衡温差与喷涂距离两者间的关系。图 7c 给出了飞行过程中粒子表面与中心温差随着飞行距离的变化, 当飞行距离达到 40 mm 时, 低功率条件更容易产生较大的温差, 实现半熔粒子的制备。因此, 在不考虑喷涂距离的情况下, 高功率利于在更短的喷涂距离内实现粒子半熔, 而在限制一定喷涂距离的条件下, 低功率更有利于制备半熔粒子。

由于主气氩气的流量和次气氢气的流量也是影响粒子加热的重要因素, 接下来研究改变主气和次气流量对实心粒子加热过程的影响。由于主气流量主要影响等离子束流的速度场, 因此可以通过调节束流最大速度 v_0 来实现对主气流量的调节, 将等离子最高温度 T_0 设置为 15 000 K 不变。由图 8a 可知, 随着主气流量的增加, 粒子加速飞行相同距离后, 表面达到的最高温度逐渐降低, 这是因为粒子飞行速度加快, 飞行时间缩短, 从而使换

热时间总体缩短。为了更直观地对比 3 种速度下粒子飞行至相同距离时的熔化情况, 选取在最高速度 $700 m \cdot s^{-1}$ 表面刚好达到熔点时的粒子位置 $x = 34 mm$ 作为参考点, 对比在该位置处 3 种主气流量下的温度场, 如图 8c 所示。可以看到, 当喷涂距离为 34 mm 时, 低主气流量下粒子已经完全熔化, 而高主气流量下仅有部分熔化。在实际实验过程中, 为了减少粒子的反弹, 不能选用高主气流量, 因此需要通过降低喷涂距离来实现半熔。次气流量主要影响气体的热导率, 即气体与粒子的换热能力, 可通过设置不同的热导率来实现, 等离子最高温度 T_0 仍设置为 15 000 K 不变。由图 8b 可以看出, 随着次气流量的增加, 粒子飞行相同距离后表面和心部的升温速率与温度均增加, 粒子的加热效果更好, 因此在喷涂过程中, 可以通过增加次气流量增强对流换热的方法来降低功率, 达到与高功率低次气流量时相同的熔化效果。

4.2.2 实心球单粒子沉积行为

基于 4.2.1 的模拟结果, 设置相同的高电压以保证氢气流量, 通过改变电流的方式设置几组不同的喷涂功率, 并选用较低的主气流量 ($40 L \cdot min^{-1}$) 以降低粒子飞

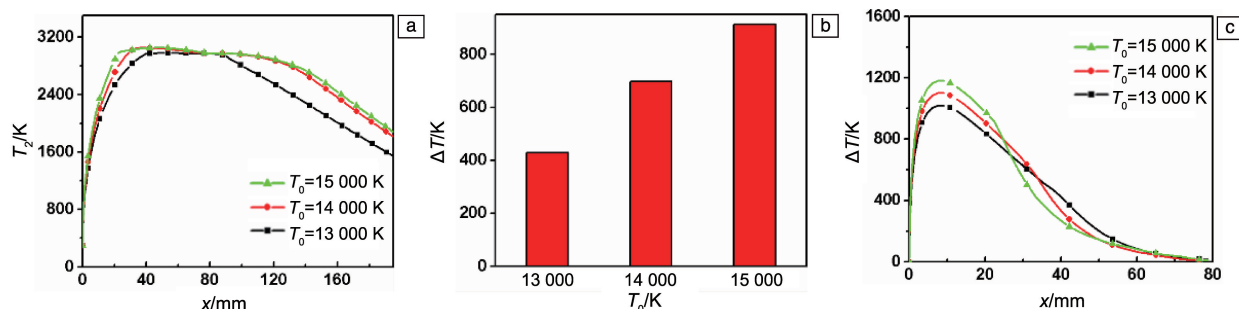


图 7 不同功率下实心粒子的加热过程(a), 粒子表面熔化时表面与中心温差(b), 不同飞行距离下实心粒子表面与中心温差(c)

Fig. 7 Heating process of solid particles under different power (a), temperature difference between surface and center when particle surface melts (b), temperature difference between surface and center of solid particle under different flight distance (c)

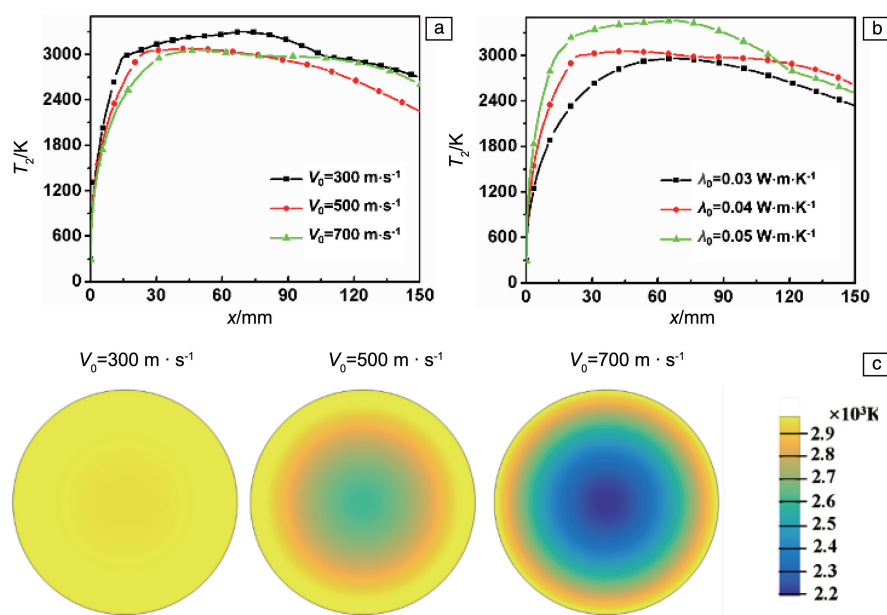


图 8 不同主气和次气流量下实心粒子的加热过程及温度场: (a) 不同主气流量, (b) 不同次气流量, (c) 不同主气流量下飞行 34 mm 后实心粒子温度场

Fig. 8 Heating process and temperature field of solid particles under different primary and secondary air flow rates: (a) different primary air flow, (b) different secondary air flow, (c) solid particle temperature field after flying 34 mm under different primary air flow rates

行速度, 在扫描电镜下观察不同功率下粒子的沉积行为。由图 9 可知, 随着电流的减小(即功率的降低), 粒子熔化程度逐渐降低, 电流降至 350 A 即功率为 21 kW 时, 部分粒子已经实现半熔。

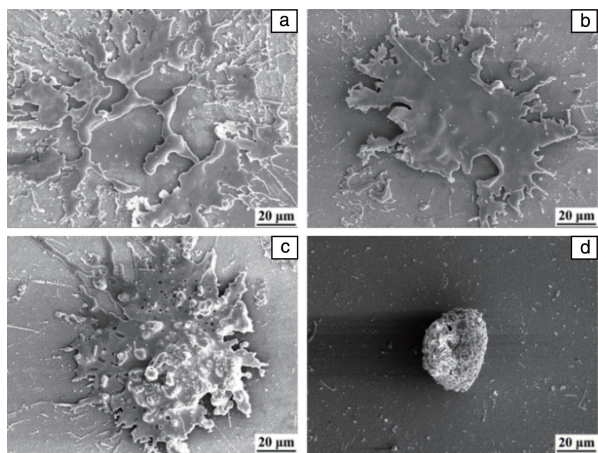


图 9 不同功率下实心 YSZ 单个粒子形貌: (a) 36 kW, (b) 27 kW, (c) 24 kW, (d) 21 kW

Fig. 9 Morphology of solid zirconia single particle at different powers: (a) 36 kW, (b) 27 kW, (c) 24 kW, (d) 21 kW

本节通过模拟实心粒子的加热过程发现, 当实心粒子表面达到熔点时, 其内部与表面温差已经较大, 在不考虑喷涂距离的情况下, 实心粒子更容易实现半熔化状态。为了减少粒子的反弹, 应选取较低的主气流量以降

低粒子飞行速度, 同时配合较低的喷涂距离实现半熔。此外, 可以通过增加氢气流量增强对流换热的方法来降低功率, 达到与高功率低氢气时相同的熔化效果。单个粒子沉积实验表明, 功率降低更有利于实现粒子的半熔, 与模拟结果一致。因此, 结合模拟与实验可知, 为了实现粒子半熔应选用低功率和大氢气流量, 即采用高电压低电流模式。

4.3 隔热层涂层形貌及表面粗糙度调控

基于粒子加热模拟与单粒子沉积实验结果, 选用几个不同的功率参数在粘结层上分别采用 Metco204B-NS 空心球粉末制备了 YSZ 隔热层, 并对隔热层的表面及断面结构进行表征, 同时对表面粗糙度进行了测试。由图 10 可以看出, 在高功率条件下制备的 YSZ 隔热层表面相对平整(图 10d~10f); 而在低功率条件下制备的 YSZ 隔热层存在较多的未熔化球壳(图 10a~10c), 这是因为在高功率下大部分 YSZ 粒子都能够实现完全熔化, 在沉积涂层时能够将孔隙更好地填充, 而在低功率下粒子受热不充分, 高速撞击到已沉积涂层时容易发生破碎。图 11 给出了不同功率下 YSZ 隔热层三维形貌及粗糙度变化规律, 可以看出随着喷涂功率从 21 升高至 36 kW, 隔热层表面粗糙度从 70 降至 35 mm 左右。

基于以上研究结果可知, 在制备 YSZ 隔热层主体时应采用较高功率, 以使粉末充分熔化, 通过层状堆叠保证其具有良好的隔热性能, 而隔热层表面的粗化层部分

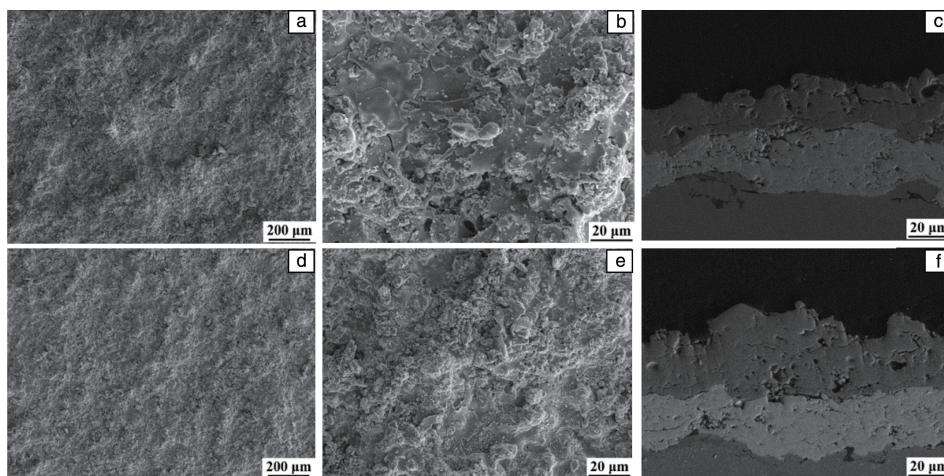


图 10 不同功率下 YSZ 涂层表面及断面形貌: (a~c) 21 kW, (d~f) 36 kW

Fig. 10 Surface and section morphologies of zirconia coatings at different powers: (a~c) 21 kW, (d~f) 36 kW

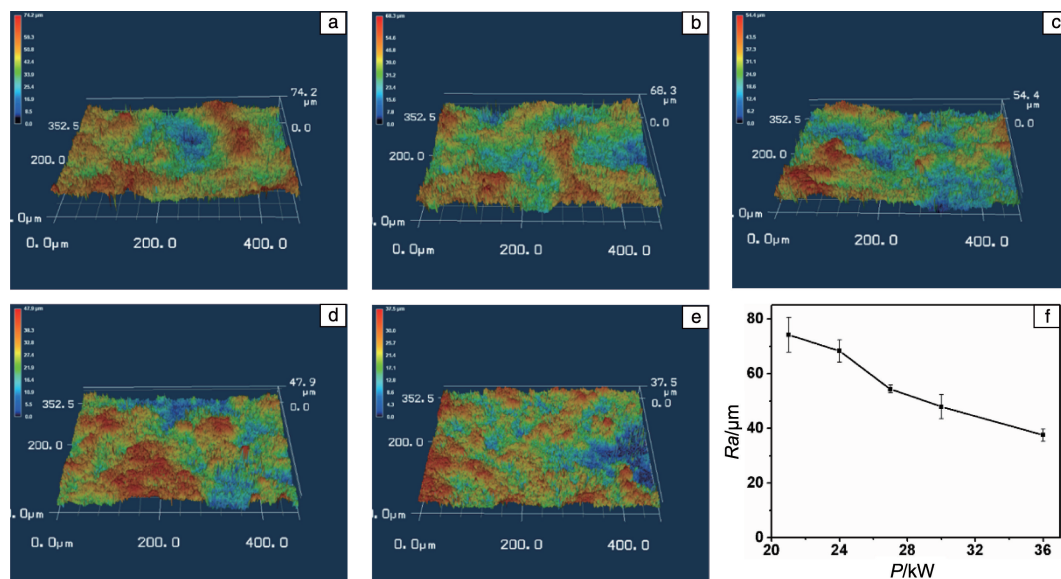


图 11 不同功率下 YSZ 隔热层三维形貌(a~e)及粗糙度变化规律(f): (a) 21 kW, (b) 24 kW, (c) 28 kW, (d) 32 kW, (e) 36 kW

Fig. 11 3D morphology (a~e) and roughness variation (f) of YSZ thermal insulation layer under different power: (a) 21 kW, (b) 24 kW, (c) 28 kW, (d) 32 kW, (e) 36 kW

应采用较低功率, 以保证隔热层表面有较大的粗糙度, 从而制备出具有梯度结构的阻燃隔热层, 满足该涂层体系的服役要求。

5 结 论

本文针对陶瓷隔热层与金属基可磨耗层界面易剥落的问题, 开展了隔热层表面抗剥落粗化设计研究。首先, 对空心与实心 YSZ 粒子在等离子束流内的加热过程进行数值分析, 为半熔化 YSZ 粒子制备提供理论指导。然后, 通过优化喷涂工艺参数, 调控陶瓷隔热层表面形貌。得出的主要结论如下。

(1) 在制备隔热层表面粗化层时, 应采用高电压保

证足够大的氢气流量, 低电流降低喷涂功率减少热输入。为了减少粒子反弹, 应选择较近的喷涂距离和低主气流量, 以降低粒子的飞行速度。

(2) 在不同工艺参数下制备 YSZ 隔热层时, 随着喷涂功率从 36 降低到 21 kW, 涂层的表面粗糙度由 35 升高到 70 μm 左右, 即随着喷涂功率的降低涂层的表面粗糙度逐渐增大, 且涂层内孔隙数量逐渐升高。因此, 采用较高功率制备 YSZ 隔热层主体, 使粒子充分熔化; 而采用较低功率(本研究中选择喷涂功率 21 kW)制备 YSZ 表面粗化层, 获得半熔化状态的 YSZ 粉末, 增加界面结合强度, 从而获得具有梯度结构的阻燃隔热层。

参考文献 References

- [1] 辛社伟, 刘向宏, 张思远, 等. 稀有金属材料与工程[J], 2023, 52(11): 3971-3980.
XIN S W, LIU X H, ZHANG S Y, *et al.* Rare Metal Materials and Engineering[J], 2023, 52(11): 3971-3980.
- [2] 刘艳明, 贾新碌, 张依偲, 等. 中国材料进展[J], 2023, 42(9): 699-721+731.
LIU Y M, JIA X L, ZHANG Y C, *et al.* Materials China[J], 2023, 42(9): 699-721+731.
- [3] 马瑞, 刘梅军. 材料保护[J], 2021, 54(12): 145-152.
MA R, LIU M J. Materials Protection[J], 2021, 54(12): 145-152.
- [4] 田晔, 张淑婷, 马江虹, 等. 有色金属(冶炼部分)[J], 2006(S1): 96-99.
TIAN Y, ZHANG S T, MA J H, *et al.* Nonferrous Metals (Extractive Metallurgy)[J], 2006(S1): 96-99.
- [5] 李家惠, 刘梅军. 材料保护[J], 2021, 54(10): 102-110+116.
LI J H, LIU M J. Materials Protection[J], 2021, 54(10): 102-110+116.
- [6] DELEBARRE C, WAGNER V, PARIS J Y, *et al.* Wear[J], 2017 (370/371): 29-38.
- [7] XUAN H J, ZHANG N, LU B, *et al.* Chinese Journal of Aeronautics [J], 2017, 30(4), 1615-1623.
- [8] DORFMAN M, ERNING U, MALLON J. Sealing Technology [J], 2002, 2002(97): 7-8.
- [9] DOWSON P, WALKER M S, WATSON A P. Sealing Technology [J], 2004, 2004(12): 5-10.
- [10] 罗秋生, 李世峰, 裴会平. 航空动力学报[J], 2012, 27(12): 2763-2768.
LUO Q S, LI S F, PEI H P. Journal of Aerospace Power[J], 2012, 27(12): 2763-2768.
- [11] 赵永庆, 葛鹏, 辛社伟. 中国材料进展[J], 2020, 39(Z1): 527-534.
ZHAO Y Q, GE P, XIN S W. Materials China[J], 2020, 39(Z1): 527-534.
- [12] 王清江, 刘建荣, 杨锐. 航空材料学报[J], 2014, 34(4): 1-26.
WANG Q J, LIU J R, YANG R. Journal of Aeronautical Materials [J], 2014, 34(4): 1-26.
- [13] 梁贤烨, 弭光宝, 李培杰, 等. 航空材料学报[J], 2021, 41(6): 59-67.
LIANG X Y, MI G B, LI P J, *et al.* Journal of Aeronautical Materials [J], 2021, 41(6): 59-67.
- [14] CHEN Y N, YANG W Q, ARIXIN B O, *et al.* Materials & Design [J], 2018, 156, 588-595.
- [15] MI G B, HUANG X, CAO J X, *et al.* Transactions of Nonferrous Metals Society of China[J], 2013, 23(8): 2270-2275.
- [16] 周益春, 杨丽, 刘志远, 等. 中国材料进展[J], 2020, 39(10): 707-722.
ZHOU Y C, YANG L, LIU Z Y, *et al.* Materials China[J], 2020, 39(10): 707-722.
- [17] MUTASIM Z, HSU L, WONG E. Surface and Coatings Technology [J], 1992, 54-55: 39-44.
- [18] 张俊红, 鲁鑫, 何振鹏, 等. 材料工程[J], 2016, 44(4): 94-109.
ZHANG J H, LU X, HE Z P, *et al.* Journal of Materials Engineering [J], 2016, 44(4): 94-109.
- [19] XIE L L, WANG L, NIU Y R, *et al.* Ceramics International [J], 2019, 45(10): 13037-13045.
- [20] DING C X, LIU X Y, WANG G C. China Surface Engineering [J], 2009, 22: 1-6.
- [21] 杨雪松. 基于内聚力单元热障涂层体系失效过程有限元模拟分析 [D]. 湘潭: 湘潭大学, 2013.
YANG X S. Finite Element Analysis of Failure Process of Thermal Barrier Coatings by Using Cohesive Element[D]. Xiangtan: Xiangtan University, 2013.
- [22] 石秋生. 金属基可磨耗封严涂层/隔热层界面断裂失效机制及改进方法 [D]. 西安: 西安交通大学, 2021.
SHI Q S. Interface Fracture Failure Mechanism and Improvement Method of Metal-Based Abradable Seal Coating/Thermal Insulation Coating[D]. Xi'an: Xi'an Jiaotong University, 2021.
- [23] LEE W Y, TOKOROYAMA T, MURASHIMA M, *et al.* Journal of Tribology [J], 2019, 23: 38-47.

(编辑 吴 锐)