

Y₂O₃ 增强 TC4 合金焊激光熔覆仿真及 微观组织性能研究*

魏家帅^{①②}, 石明全^{①③}

(^①浙江中科应用技术研究院, 浙江 嘉兴 314022; ^②湖南大学土木工程学院, 湖南 长沙 410082;

^③中国科学院重庆绿色智能技术研究院, 重庆 401122)

摘要: TC4(Ti-6Al-4V) 钛合金因其低密度、高比强度和良好的加工性能, 在航空航天、航海石油和国防等领域得到了广泛应用。然而, 其硬度低、耐磨性差, 限制了其在摩擦工况下的使用。基于涂层与 TC4 基材的相容性及基体对生成相的润湿性原理, 在 TC4 表面制备了 Ti 基稀土激光熔覆层, 研究了 Y₂O₃ 对涂层显微硬度和耐磨性能的影响。通过 COMSOL 软件模拟单道和多道 TC4 粉末熔覆动态过程, 结合试验研究温度变化与熔覆层厚度, 阐明了熔覆机理并验证了模型的正确性。对熔覆层的组织结构和物相组成进行了详细分析, 利用显微维氏硬度计测量熔覆层硬度, 结果表明, Y₂O₃ 增加显著减少了气泡和裂纹数量, 促进了组织细化。为 TC4 表面激光熔覆涂层的微观组织调控、成形质量提供了试验和理论依据。

关键词: TC4 钛合金; Y₂O₃ 增强; 激光熔覆; 微观组织; 耐磨性能; 显微硬度; COMSOL 仿真; 组织细化

中图分类号: TG442

文献标识码: A

DOI: 10.19287/j.mtmt.1005-2402.2025.02.012



全文在线

Simulation and microstructure of Y₂O₃ enhanced TC4 alloy welding laser cladding

WEI Jiashuai^{①②}, SHI Mingquan^{①③}

(^①Research Institute of Applied Technology, Zhejiang Chinese Academy of Sciences, Jiaying 314022, CHN;

^②School of Civil Engineering, Hunan University, Changsha 410082, CHN; ^③Chongqing Institute of Green and Intelligent Technology, Chinese Academy of Sciences, Chongqing 401122, CHN)

Abstract: TC4(Ti-6Al-4V) titanium alloy has been widely used in aerospace, marine petroleum and national defense because of its low density, high specific strength and good processability. However, its low hardness and poor wear resistance limit its use under friction conditions. Based on the compatibility between the coating and TC4 substrate and the wettability of the substrate to the generated phase, Ti-based rare earth laser cladding layer was prepared on TC4 surface and the influence of rare earth oxides on the microhardness and wear resistance of the coating. The dynamic process of single-pass and multi-pass TC4 powder cladding is simulated by COMSOL software, and the temperature change and cladding layer thickness are studied by experiments, to clarify the cladding mechanism and verify the correctness of the model. The microstructure and phase composition of the cladding layer were analyzed, and a Vickers microhardness tester was used to measure the hardness of the cladding layer. The addition of Y₂O₃ significantly reduced the occurrence of pores and cracks, further promoting microstructure refinement. This study provides experimental and theoretical basis for microstructure control and forming quality of laser cladding coating on TC4 surface.

* 浙江省技术创新引导专项项目“MCP 功能层材料沉积设备及智能焊接技术研发”(ZJKJT-2023-02)

Keywords: TC4 titanium alloy; Y_2O_3 enhancement; laser cladding; microstructure; wear resistance; microhardness; COMSOL simulation; microstructure refinement

TC4 合金因硬度和耐磨性较低,限制了其使用性能和寿命;增材制造所获得的表面,几何精度难以直接满足应用的质量要求^[1-3]。为了提升 TC4 合金的表面性能,激光熔覆技术已广泛应用于钛合金表面,以制备金属基复合涂层,从而显著改善其耐磨性和硬度。激光束因其高功率密度及快速加热冷却的特性,在处理钛合金表面时可能会引发裂纹和气孔等缺陷。然而,通过精心设计熔覆材料、优化控制系统以及选择合适的钛基材料体系,可以有效地抑制这些缺陷的产生^[4]。张志强等^[5]发现,在 Ti6Al4V 合金表面添加 CeO_2 后,涂层的耐磨性显著提高。作为常用稀土氧化物, Y_2O_3 在激光熔覆中应用广泛。研究标明, Y_2O_3 能够有效细化涂层的组织,减少裂纹和气孔的形成,同时提高涂层的均匀性和力学性能。张天刚等^[6]通过对比单道和多道激光熔覆的 Y_2O_3 涂层,发现多道搭接容易导致裂纹的产生;同时,通过硬度分析发现,多道熔覆的硬质相分布密度偏低。综上分析,激光熔覆技术与材料性能的变化之间存在显著的关联性。

利用计算机模拟仿真研究激光熔覆过程可以更直观和透彻的理解传热传质机理,激光熔覆涉及焊头、工件、供料三者交互作用。GAO W Y 等^[7]建立了三维热场模型,用于计算熔池温度、冷却和固液界面凝固速率,但该模型未考虑 Marangoni 效应对熔池的影响。杨天豪等^[8]研究了高强铝合金 2219-T8 在搅拌摩擦沉积过程中初始进料阶段的温度、应变及塑性流动特性,基于 Arrhenius 材料定律,构建了一个三维有限元热力学模型,旨在分析主轴转速和进料速度对材料流动性的影响规律。

陈大卫^[9]通过 COMSOL 建立了一个包括温度场和流场的熔覆模型,但未对残余应力进行分析,且建模中未考虑基体和粉材物性参数的温变影响,忽略了粉末对激光能量的衰减作用。LI C 等^[10]和江小辉等^[11]运用任意拉格朗日-欧拉方法,分析转速、焊接速度和接头温度特性,有力论证了仿真技术在预测温度场分布规律的准确性,并提供了具有指导性的工作参数。这些仿真结果为进一步探索各参数对熔覆过程中温度流变的影响,奠定了坚实的技术参数和理论依据。

基于此,本研究设 $TC_4+Ni-MoS_2+WC+Y_2O_3$ 的

材料体系,通过有限元仿真、组织结构测试及摩擦试验,进一步探讨了 Y_2O_3 对钛基激光熔覆层组织与耐磨性能的影响及其作用机制,比较说明 Y_2O_3 对熔覆层的显微硬度、组织均匀性和抗磨损能力的显著提升。

1 激光熔覆层制备

1.1 材料准备

1.1.1 基体材料

本研究采用 TC4 (Ti-6Al-4V) 钛合金作为基体材料,TC4 合金的化学成分及其质量分数见表 1。试验用 TC4 钛合金块,其长宽高为 100 mm×50 mm×80 mm,经丙酮超声清洗后进行激光处理。

表 1 TC4 合金化学成分
Tab. 1 Chemical composition of TC4 alloy (%)

Al	V	Fe	C	N	H	O	Ti
5.89	4.01	0.015	0.007	0.098	0.0005	0.15	其余

1.1.2 熔覆材料

为满足激光熔覆要求,熔覆材料需具备熔点低、稳定性高、与基材相容性好等特点。因此,熔覆材料的化学成分应与基材相似、熔覆材料的晶格参数和晶体结构应与基材相匹配、熔覆材料的熔点应与基材相匹配。激光熔覆之前,通过机械振动方式将 $Ni-MoS_2$ 、WC、TC4 和 Y_2O_3 粉末混合 8 h,烘干后置于真空箱待用。TC4 粉末、WC、 $Ni-MoS_2$ 的具体化学成分及其质量分数见表 2。

表 2 TC4 合金粉化学成分
Tab. 2 Chemical composition of TC4 alloy powder (%)

TC4	成分	Al	V	Fe	C	N	O	H	Ti
	质量分数	5.5~6.8	3.5~4.5	0.27	0.1	0.05	0.02	0.015	其余
WC	成分	W	C	Ca	Al	Fe	K	Mg	Mo
	质量分数	≥49.9	≥49.9	0.002	0.002	0.02	0.002	0.002	0.01
$Ni-MoS_2$	成分	Ni	Mo	S					
	质量分数	75.9	8.2	15.9					

1.1.3 熔覆材料体系

熔覆材料体系通常要满足熔覆层的功能性、熔

覆材料与基材的相容性等要求。本文试验使用的熔覆材料体系见表 3。

表 3 熔覆材料体系
Tab. 3 Cladding material system (%)

序号	TC4	Ni-MoS ₂	WC	Y ₂ O ₃
1	100	—	—	—
2	60	35	5	—
3	57	35	5	3

1.2 同步送粉工艺

激光熔覆试验工作原理如图 1 所示。粉末预先置于基板表面，由同轴喷嘴营造惰性气体环境。数据采集系统记录时间-温度历史，以深入理解激光-材料相互作用。激光熔覆设备包括 IPGYLS-6000 连续光纤激光器与 KUKA 工业机器人，试验采用 900 W 激光输出、波长 1 070 nm、扫描速度 400 mm/min、光斑直径 3 mm、送粉率 2.4 r/min、氦气送粉气流量 7 L/min、氦气保护气流量 11 L/min、搭接率 50%。水冷激光发生器与 99.99% 纯氦保护气体共同作用，将氧含量（质量分数）控制在百万分之三十以下，从而有效避免氧化。

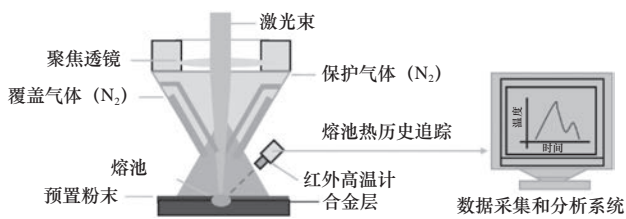


图 1 激光熔覆试验原理图
Fig. 1 Schematic diagram of laser cladding experiment

2 激光熔覆数值模拟

在激光熔覆过程中，由于热源温度极高且熔池尺寸较小，传统监测手段难以精确捕捉温度分布及熔池形貌变化，因此数值模拟成为研究熔覆工艺的关键方法。本研究利用 COMSOL Multiphysics 构建了钛基激光熔覆的三维有限元模型。采用高斯光束模式，模拟激光与金属粉末的相互作用，考虑了功率密度、扫描速度和轨迹等参数。热传导基于热传导方程，流固耦合基于 Navier-Stokes 方程，模拟熔池内金属的流动，预测熔池形态及动态变化。

在模型构建过程中，移动网格计算域包含 2 个移动界面：液固界面和液气界面。模型的假设如下。

(1) 熔池几何形状：假设熔池截面为椭圆形，

宽度等于激光束直径。

(2) 材料损失：不考虑蒸发引起的材料损失，粉末在对流和辐射过程中无热量损失。

(3) 空气影响：液态金属与空气在黏度和密度上存在差异，忽略空气的影响。

(4) 低稀释率：为确保涂层性能不受基材影响，假设复合材料与基材不发生混合，涂层的材料特性完全由复合材料主导，并与粉末一致。根据式 (1) 中的雷诺数 Re 进行分析，熔池内的流动以层流为主。

$$Re = \frac{\rho UL}{\mu} \quad (1)$$

式中： ρ 为密度； U 为流体速度； L 特征长度； μ 为动力黏度。

2.1 熔覆层位移方程

激光熔覆有限元模型和网格划分分别如图 2 和图 3 所示，为减少计算量，模型采用对称设置，只考虑熔覆周边区域，以进一步减少计算量。该模型分为 2 个域，上部为复合表面层，其尺寸厚度为 2 mm；底部为基底，其厚度为 6 mm，变形几何为移动网格，其中材料属性不受网格变形的影响。

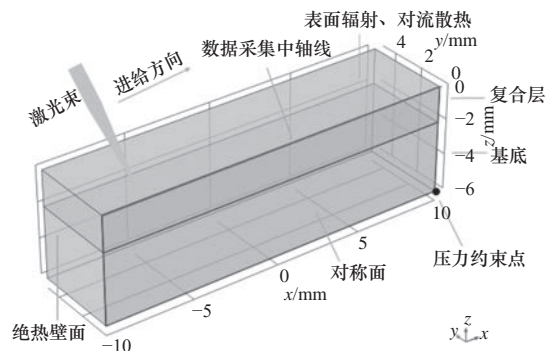


图 2 激光熔覆有限元模型
Fig. 2 Finite element model of laser cladding

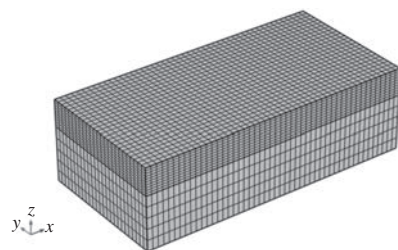


图 3 网格划分结果图
Fig. 3 Grid division result diagram

假设来自粉末喷嘴的所有粉末都沉积并且不流向侧面，则熔覆增材增长速率 v_d 描述了表面上任何点在 z 方向上的速度，即

$$v_d = \frac{\dot{m}}{\rho_p} \cdot a \cdot \exp\left[-\frac{(r-b)^2}{c^2}\right] \quad (2)$$

式中： \dot{m} 为粉末质量流量； ρ_p 为粉状材料密度； r 为中心距； a 、 b 、 c 为常数， $a=10\ 618\ \text{m}^{-2}$ ， $b=-0.000\ 128\ 5\ \text{m}$ ， $c=0.001\ 844\ \text{m}$ 。

高度 h 表示流体表面在 z 方向上的位移高度，其表面轮廓的高度方程^[12]为

$$\frac{\partial h}{\partial t} + \mathbf{u}_{xy} \cdot \nabla h = w + v_d \cdot k_1 \quad (3)$$

式中： $\frac{\partial h}{\partial t}$ 为表面高度 h 对时间 t 的变化率，反映高度值时间的演变趋势； \mathbf{u}_{xy} 为流体在 x 和 y 平面内的速度矢量，即横向流动速度分量； ∇h 为表面高度 h 的梯度，描述高度变化的空间分布； w 为垂直方向上的速度分量（ z 方向），通常是流体沉积过程中的关键分量； k_1 为增长率， $k_1 = s_2\left(\frac{T-T_{m1}}{T_{11}-T_{s1}}\right) \cdot s_2\left(\frac{z_0 + \frac{\Delta z}{2} - z}{\Delta z}\right) +$

$s_2\left(\frac{T-T_{m2}}{T_{12}-T_{s2}}\right) \cdot s_2\left(\frac{z-z_0 - \frac{\Delta z}{2}}{\Delta z}\right)$ ，其中 z_0 为初始参考零位移平面位置； z 为当前点在垂直方向 z 上的位置； Δz 为垂直方向上的分区高度增量， $\Delta z = 8.8 \times 10^{-5}\ \text{m}$ ； T 为温度，随着时间和空间变化； T_{m1} 为基底材料的熔化温度，定义了固-液相变的临界点； T_{m2} 为包层材料的熔化温度； T_{s1} 和 T_{11} 分别为基底材料的固相线温度和液相线温度； T_{s2} 和 T_{12} 分别为包层材料的固相线温度和液相线温度； s_2 为分段连续函数，用于对材料属性进行分区处理，通常取值为平滑函数。

$s_2(x) = \begin{cases} 0 & x \leq -0.5 \\ \frac{x^5 - x^3 + \frac{x}{16} + \frac{0.5^5}{5} - \frac{0.5^3}{6} + \frac{0.5}{16}}{2\left(\frac{0.5^5}{5} - \frac{0.5^3}{6} + \frac{0.5}{16}\right)} & -0.5 < x < 0.5 \\ 1 & x \geq 0.5 \end{cases} \quad (4)$

熔覆条件参数反映粉末是否进入熔池，沉积在基板上。如果粉末材料可以进入模型，熔覆条件参数为 1；如果表面点完全在熔池之外，熔覆条件参数为 0。如果激光点位于初始参考零位移平面位置 z_0 以下，温度 T 必须高于基层材料的熔化温度 T_{m1} 。在 z_0 以上，温度 T 必须超过包层材料的熔化温度 T_{m2} 。温度过渡区的大小设置为基底材料的固相线和液相线温度 T_{s1} 和 T_{11} 或包层材料的固相线和液相线温度 T_{s2} 和 T_{12} 之间的各自差异。

2.2 能量守恒

在计算域内，其热传递方程遵循能量守恒定律

的傅里叶导热定律，即

$$\rho C_p \frac{\partial T}{\partial t} + \rho C_p \cdot V \cdot \nabla T + \nabla \cdot q = Q \quad (5)$$

式中： C_p 为比热容； V 为对流速度； $\nabla \cdot$ 为散度运算符； ∇T 为温度梯度； q 为传导热通量， $q = -k\nabla T$ ，其中 k 为导热系数； Q 为激光热源。

激光热源表示为表面热通量，固定单脉冲激光热流密度分布函数 q_{Laser} 为

$$q_{\text{Laser}} = \frac{2 \cdot \alpha \cdot P}{\pi \cdot r_1^2} \cdot \exp\left[-2\left(\frac{x^2+y^2}{r_1^2}\right)\right] \cdot \exp\left[-2\left(\frac{(t-\tau)^2}{\tau^2}\right)\right] \quad (6)$$

式中： α 为旋转基板的激光吸收率； P 为激光平均功率，W； x 和 y 分别为 x 和 y 轴坐标，mm； r_1 为激光热源半径，mm； t 为时间变量，s，单扫描路径周期为 2 500 ms； τ 为脉冲宽度，s。

热源运动路径沿 x 轴方向，沿修正后的移动高斯热源为

$$I(x, y, t) = \frac{P}{f \cdot \tau \cdot \pi r_1^2} \cdot \exp\left(-2\frac{(x-vt)^2+y^2}{r_1^2}\right) \cdot \exp\left(-2\frac{(t-\tau)^2}{\tau^2}\right) \quad (7)$$

式中： $I(x, y, t)$ 为在位置 (x, y) 和 t 时刻的激光功率密度， W/mm^2 ，表示热源的强度或热流密度； f 为脉冲激光重复频率，Hz； v 为激光扫描速度， mm/s 。

材料在液相和固相状态下对给定波长的激光辐射的吸收率，利用热量测量方法进行确定，如式（8）所示。

$$\alpha(T, z) = s_1\left(\frac{z_0 + \frac{\Delta z}{2} - z}{\Delta z}\right) \left[s_1\left(\frac{T_{m1}-T}{T_{11}-T_{s1}}\right) \alpha_{s1} + s_1\left(\frac{T-T_{m1}}{T_{11}-T_{s1}}\right) \alpha_{11} \right] + s_1\left(\frac{z-z_0 - \frac{\Delta z}{2}}{\Delta z}\right) \left[s_1\left(\frac{T_{m2}-T}{T_{12}-T_{s2}}\right) \alpha_{s2} + s_1\left(\frac{T-T_{m2}}{T_{12}-T_{s2}}\right) \alpha_{12} \right] \quad (8)$$

式中： $\alpha(T, z)$ 为吸收率，表示材料对激光辐射的吸收程度，是温度 T 和垂直位置 z 的函数； $s_1(\cdot)$ 为阶跃函数； α_{s1} 和 α_{s2} 分别为基底和包层材料的固相吸收率； α_{11} 和 α_{12} 分别为基底和包层材料的液相吸收率。

$z \leq z_0$ 时的基底吸收率和 $z \geq z_0 + \Delta z$ 时的包层材料吸收率之间形成平滑过渡。式（8）中 $s_1\left(\frac{z_0 + \frac{\Delta z}{2} - z}{\Delta z}\right) \left[s_1\left(\frac{T_{m1}-T}{T_{11}-T_{s1}}\right) \alpha_{s1} + s_1\left(\frac{T-T_{m1}}{T_{11}-T_{s1}}\right) \alpha_{11} \right]$ 表示基底材料的吸收率， $s_1\left(\frac{z-z_0 - \frac{\Delta z}{2}}{\Delta z}\right) \left[s_1\left(\frac{T_{m2}-T}{T_{12}-T_{s2}}\right) \alpha_{s2} + s_1\left(\frac{T-T_{m2}}{T_{12}-T_{s2}}\right) \alpha_{12} \right]$ 表

示包层材料的吸收率。由不同材料引起的吸收率变化仅在 z_0 处开始,并持续到 z_0+z ,使得衬底表面不在过渡区内,并且 z_0 处衬底表面的吸收率不受阶跃函数的平滑效应的影响。如果过渡区从 $z_0-\frac{\Delta z}{2}$ 开始,一直持续到 $z_0+\frac{\Delta z}{2}$,则吸收率取基底和覆层吸收率的平均值。在相应材料的固相线温度和液相线温度之间的范围内,固体材料吸收率和液体材料吸收率之间存在平滑过渡,用阶跃函数 $s_1(x)=\begin{cases} 0 & x < -0.5 \\ 0.5+0.5\sin(\pi x) & -0.5 < x < 0.5 \\ 1 & x > 0.5 \end{cases}$ 表示。假设吸收率与表面倾角无关,根据菲涅尔方程,对于观察到的倾角,吸收率不会发生显著变化。由于没有蒸发,也没有像小孔结构内部那样的多重反射和吸收,因此按照该方法计算的结果将增大激光吸收率。本文假设粉末吸收率等于包覆层吸收率,将其设为定值 $0.7^{[13]}$ 。

值得注意的是,当网格移动并接收额外材料时或当前材料流过网格表面,网格表面的移动及其渗透性导致模型内部产生额外的热能。为了校正这种热量的影响,采用热量校正方法,如式(9)所示。

$$Q_c = -v_d \cdot k_1 \cdot \rho \cdot U_i \quad (9)$$

式中: Q_c 为热量校正,表示通过网格移动及其渗透性所产生的额外热量, J ; U_i 为内能, $U_i = \int_{T_0}^T C_p(T) dT$ 。

2.3 熔池速度场

弱可压缩流体的 Navier-Stokes 方程和连续性方程表示为

$$\rho \left(\frac{\partial V}{\partial t} + v \nabla V \right) = \nabla \left\{ -p \cdot I + \mu [\nabla V + (\nabla V)^T] \right\} + F$$

$$\rho \nabla \cdot V = 0 \quad (10)$$

式中: F 为体积力矢量, $F = \rho g [\beta(T - 293.15) - 1] \cdot (0 \ 0 \ 1)^T$,其中,体积膨胀系数 $\beta = 2 \times 10^{-5} K^{-1}$, g 为重力加速度; I 为恒定张量; ∇ 为梯度运算符。式(10)仅在具有压力 p 和恒定张量 I 的流体域内求解。表面张力按照弱贡献形式 $^{[14]}$ 表示为

$$\delta W = -\gamma(T) \cdot (\delta u_{Tx} + \delta v_{Ty} + \delta w_{Tz}) \quad (11)$$

式中: δW 为弱形式下的表面张力的虚功; $\gamma(T)$ 为与温度相关的表面张力, $\gamma(T) = 1.842 - 0.00011(T - 1998.15)$; δu_{Tx} 、 δv_{Ty} 、 δw_{Tz} 分别为速度 u 、 v 、 w 的试函数。

2.4 边界条件和初始值

由于流体域的固体材料区域的黏度不足以防止材料发生显著变形,给定假设:若温度低于固相温

度,则流体流速等于入口速度。为确保在较高的温度下,固相基板不发生错误的变形, z 方向的过渡平面需要一直大于 z_0 。模型初始温度 $T_0 = 293.15 K$,初始速度场为 $u_0 = (0 \ 0)^T$,初始绝对压力表示为 $p_0 = 10^5 Pa$,上表面初始高度为 $h_0 = 0 m$ 。

此外,在对称平面上,法向速度、法向耗散和法向导热分别表示为

$$u \cdot n = 0 \quad (12)$$

$$\{\mu[\nabla u + (\nabla u)^T]\}n - (\{\mu[\nabla u + (\nabla u)^T]\}n) \cdot n = 0 \quad (13)$$

$$n \cdot \lambda \nabla T = 0 \quad (14)$$

式中: u 为流体的速度向量, m/s ; n 为单位法向量; ∇u 为速度场的梯度,即速度场的空间变化率,表示材料传导热量的能力, $W/(m \cdot K)$ 。

高度 h 在 y 方向的切向速度 h_{Ty} 表示为

$$h_{Ty} = 0 \quad (15)$$

对于上表面边界应力 $\sigma_{am} = -p_{am} \cdot n - \rho \cdot v_d \cdot u$,由环境压力 $p_{am} = 10^5 Pa$ 和一个抵消动量的修正项组成,动量被分配给通过表面进入的材料表面,因此沉积材料采用沉积点处的流体速度,表示为

$$\{-p \cdot I + \mu[\nabla u + (\nabla u)^T]\} = u = u_n \quad (16)$$

式中: u_n 为表面上法向速度,单位为 m/s ,表示流体在法向的分量。

设置狄式边界条件:底面温度和环境温度皆为 $293.15 K$ 。

仿真区域仅表示模型的一部分,真实工件传热则延伸得更远,在熔覆界面上,通过对流传热方程,模型边界上的传热近似表示为

$$n(\lambda \nabla T) = \alpha_s(T_0 - T) \quad (17)$$

式中: α_s 为界面传热系数,取 $\alpha_s = 1250 W/(m^2 \cdot K)^{[15]}$,二阶界面传热系数因受到温度的影响,可以忽略;对于其外部自由边界, $\alpha_s = 20 W/(m^2 \cdot K)^{[16]}$ 。

在上表面,其 z 方向的网格位移由对应的 h 值给出,其他边界被约束。使网格变形的网格位移由给定条件下的滑移网格类型决定,域中的网格位移 d 表示为

$$d = \left(0 \ 0 \ \frac{z - z_0}{h_z} \cdot h(x, y) \right)^T \quad (18)$$

式中: h_z 为网格在 z 方向上的分辨率,通常是网格在该方向上的尺寸或间距, mm ; $h(x, y)$ 为网格表面高度函数,这个函数决定了表面随 x 和 y 坐标变化的高度,并影响网格在 z 方向的变形, mm 。

2.5 材料参数

当移动网格的节点移动穿过初始表面水平时,

线性过渡会导致收敛缓慢。所以过渡函数也用于导热系数的全局定义，如式(19)所示。

$$\lambda = s_1 \left(\frac{z-z_0}{\Delta z} \right) \cdot \lambda_2 + s_1 \left(\frac{z_0-z}{\Delta z} \right) \cdot \lambda_1 \quad (19)$$

式中： λ_1 为基板材料， λ_2 为覆层材料。其他材料属性定义类似。

熔覆过程中的黏性 $\mu(T)$ 随温度动态变化，将动力黏度 $\mu=90 \text{ Pa}\cdot\text{s}$ 分配给固相材料，随后在熔化后降低动态黏度，直到达到各分散材料的温度相关熔体黏度 $\mu_i(T)$ 、 $\mu(T)$ 表示为

$$\mu(T) = s_1 \left(\frac{T_m - T}{T_1 - T_s} \right) \cdot \mu + s_1 \left(\frac{T - T_m}{T_1 - T_s} \right) \cdot \mu_i(T) \quad (20)$$

式中： T_1 为液相线温度； T_s 为固相线温度； T_m 为熔化温度， $T_m = 1530 \text{ K}$ ； $\mu_i(T)$ 通过平均等效体积法获得，TC4密度为 4510 kg/m^3 ，混合粉末密度为 5437 kg/m^3 ，质量比为TC4 : Ni-MoS₂ : WC : Y₂O₃ = 0.56 : 0.25 : 0.05 : 0.04。

3 仿真结果与数据分析

3.1 单道熔覆

温度和熔池液相分布分别如图4和图5所示，对于单道熔覆路径，扫描过程中表面温度场呈现出“彗星”形态。由于表面反应剧烈，受到辐射和对流散热的影响，随着扫描的推进，光斑之间的搭接区域逐渐扩展，且相变速度极快。图6和图7分别所示为速度场和熔覆结束后的压力场，在熔覆过程中，当基体金属温度达到熔点时，形成熔池。熔池内的马兰戈尼效应导致熔池的生长形态为“喷泉式”强对流运动并产生变形。随着时间推移，单脉冲激光的烧蚀逐渐趋稳，稳定扫描后可确定合理的激光往复间距，以确保熔覆层厚度均匀。

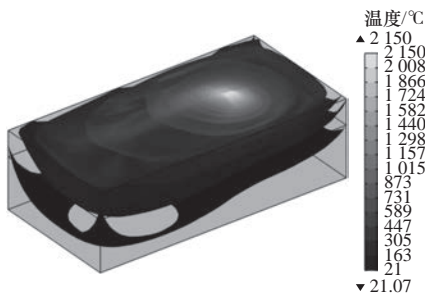


图4 $t=2000 \text{ ms}$ 时的温度分布

Fig. 4 Temperature distribution at $t = 2000 \text{ ms}$

图8和图9所示为同一个节点不同功率(1000、1100、1200、1300 W)下的温度分布，给定激光热源的直接作用下，其温度上升过程的梯度要远大

于其下降过程，而凝固速度始终是阶跃的，2130 ms时达到峰值温度，符合激光熔覆的热传递规律。

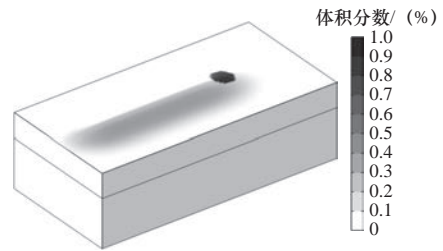


图5 $t=2000 \text{ ms}$ 时熔池液相体积分数

Fig. 5 Liquid phase volume fraction of molten pool at $t = 2000 \text{ ms}$

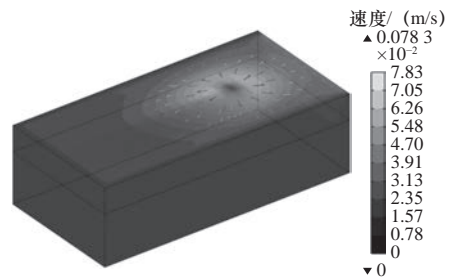


图6 $t=2000 \text{ ms}$ 时的速度分布

Fig. 6 Velocity distribution at $t = 2000 \text{ ms}$

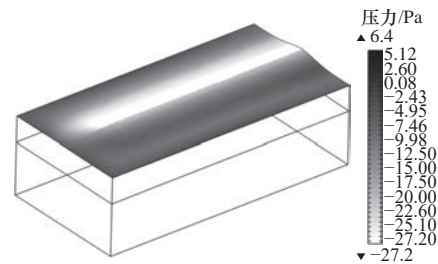


图7 $t=8000 \text{ ms}$ 熔覆变形表面压力

Fig. 7 Cladding deformation surface pressure at $t = 8000 \text{ ms}$

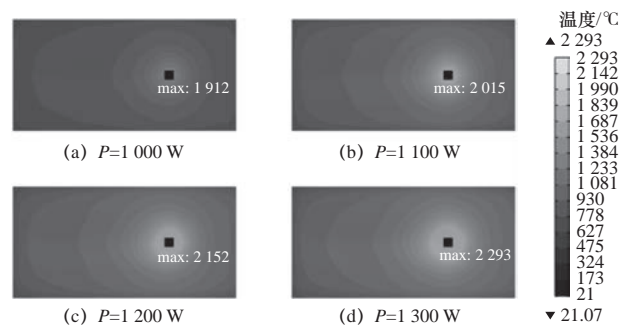


图8 上表面平均温度分布

Fig. 8 Average temperature distribution on upper surface

如图10所示， $x-z$ 平面上的熔覆层平均厚度为1.5 mm，与试验结果一致。如图11所示，在激光照射迁移过程中，熔覆归一化半径会显著增大。这一现象归因为材料的局部升温所引发的热量聚集，以及马兰戈尼效应驱动的对流效应，两者共同作用

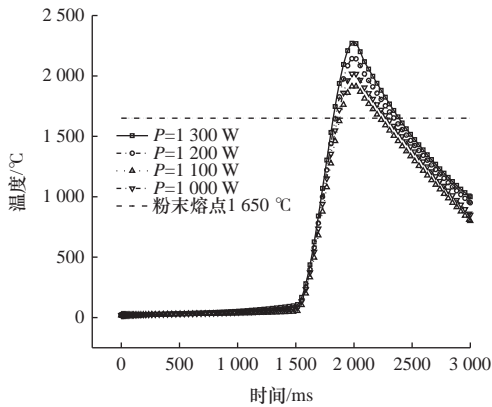


图9 体积平均温度

Fig. 9 Volume average temperature

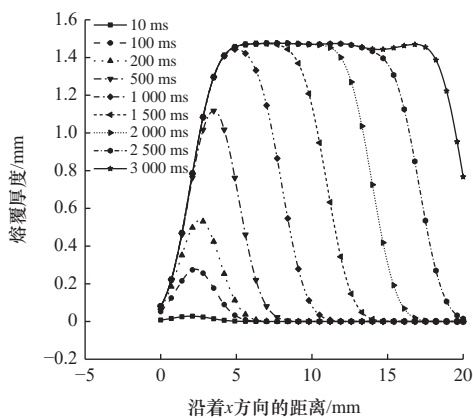


图10 熔覆层熔覆厚度图

Fig. 10 Cladding thickness diagrams of cladding layer

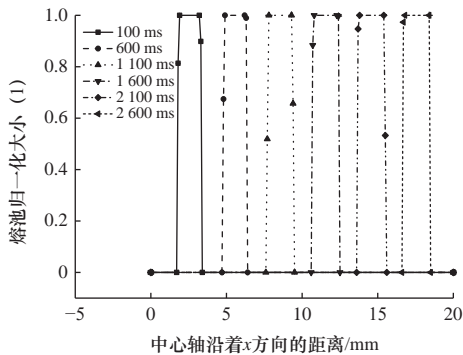


图11 不同时刻沿着熔覆表面x方向中轴线的熔池归一化半径

Fig. 11 Distribution of weld pool size along the x-axis of cladding surface at different times

促使熔池逐渐变大。因此，激光扫描的初始时刻，需要进行由快到慢的过程设计。

3.2 多道熔覆仿真对比

如图12所示，采用对称往复的熔覆路径，光斑在相同数量脉冲周期内移动的路径长度逐渐变短，表面相邻光斑的搭接增大，表面热积累效应增强，因此热效应仍会保留在前续路径中残留，熔覆温度

场分布较为均匀。图13所示的仿真结果与试验结果较为一致，观察到与图12一致的热残留现象^[17]。

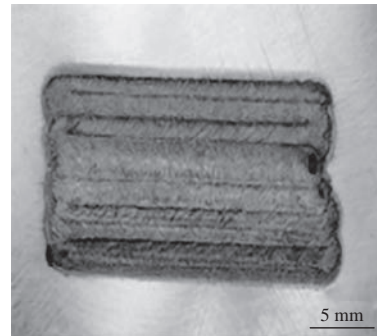


图12 多道熔覆温度分布云图

Fig. 12 Nephogram of multi-pass cladding temperature distribution

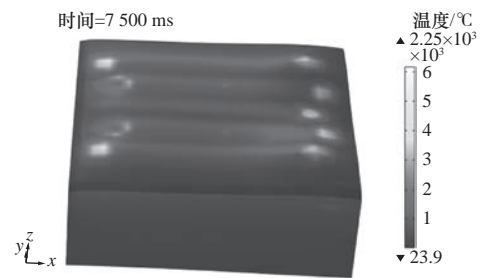


图13 对称往复熔覆

Fig. 13 Symmetrical reciprocating cladding

4 Y₂O₃ 添加对熔覆层组织与性能影响

4.1 熔覆层内部成形质量

图14所示为质量分数为0%和3%的Y₂O₃涂层光学显微镜截面形貌。图14a显示，0%Y₂O₃的涂层内部存在贯穿性裂纹与气孔；而3%Y₂O₃涂层中裂纹明显减少，气孔数目也有所降低。为进一步研究Y₂O₃添加对熔覆层气孔的影响，通过SEM扫描电镜对0%和3%Y₂O₃涂层的截面进行观察，结果如图15所示。0%Y₂O₃涂层的气孔率为2.14%，明显高于3%Y₂O₃涂层的1.36%，且后者的厚度更高，激光熔覆层中的气孔可能由于熔覆过程中气体无法及时逸出，从而在熔池快速凝固后被滞留其中形成的。气孔的形成通常由金属中的碳氧反应、氧化物还原、挥发性物质蒸发等引起，且气孔往往成为裂纹萌生和扩展的源头。虽然Y₂O₃的加入并未直接影响气体的生成，但通过加速气体逸出有效降低气孔率。稀土氧化物Y₂O₃在激光熔覆过程中降低熔体表面张力，增强熔池的对流循环，同时Y₂O₃提高了材料对激光能量的吸收率，延长了熔池的存在时间，使得气体能够充分逸出^[18]。

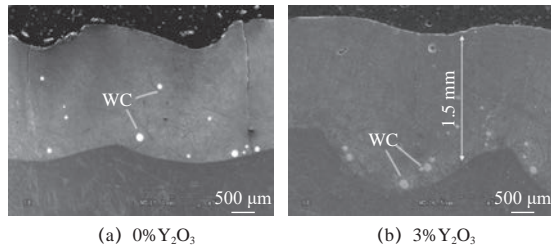


图 14 涂层光学显微镜图
Fig. 14 Optical microscope of coating

在激光熔覆过程中，由于熔覆层与基材之间存在温度梯度以及材料热物理性质差异，会产生相应的应力。同时，激光熔覆层中共晶组织的形成以及粗大枝晶生长过程，还会导致晶间弱化现象的出现^[19]。此外，由图 15 可见，0%Y₂O₃ 涂层的厚度约为 1.3 mm，而 3%Y₂O₃ 涂层厚度可达 1.5 mm，这表明 Y₂O₃ 的加入提高了熔池对激光的吸收率。

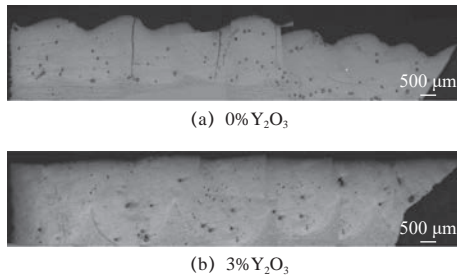


图 15 涂层 SEM 宏观截面图
Fig. 15 SEM macro-section of coating

4.2 钛基熔覆层微观结构分析

为研究 Y₂O₃ 添加对熔覆层微观组织的影响，采用扫描电子显微镜对 0% 和 3% Y₂O₃ 涂层的微观形貌进行表征。图 16a 和图 16b 的组织微观形貌分析表明，0% Y₂O₃ 涂层主要由深灰色粗大条状相、不规则块状相、花瓣状相和细小条状相组成；3% Y₂O₃ 涂层包含深灰色块状相、不规则块状相、花瓣状相、细小条状相和白色小球状相。根据 EDS 分析，深灰色粗大条状相和深灰色块状相中 Ti 质量分数超过 70%，表明它们为基体相 β-Ti；不规则块状相中 Ti 与 Ni 的原子比接近 2 : 1，为金属间化合物 Ti₂Ni；花瓣状相主要含 Ti 和 C 元素，原子比接近 1 : 1，确定为硬质陶瓷相 TiC；细小条状相含 Ti 和 S，原子比接近 2 : 1，为 Ti-S 化合物 Ti₂S；白色小球状相主要含 Y 和 O，原子比接近 3 : 2，推断为未熔的稀土氧化物 Y₂O₃。

由图 16a 和图 16b 可以发现，添加 Y₂O₃ 后，条状相 Ti₂S、花瓣状相 TiC 和不规则块状相 Ti₂Ni 得

到了细化，这证明 Y₂O₃ 的加入细化了涂层组织，与宏观 SEM 中涂层厚度增强结果相一致。基体相 β-Ti 的形貌由未添加 Y₂O₃ 时的粗大深灰色条状结构转变为灰色块状基体相且分布更加均匀，应力集中得到有效抑制，涂层裂纹数量逐渐减少。

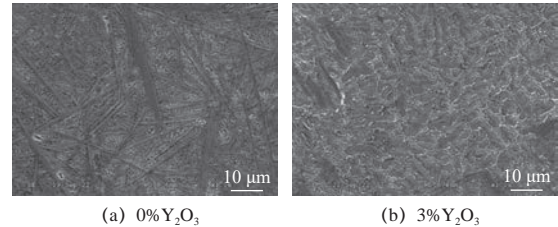


图 16 涂层微观组织 SEM 形貌图
Fig. 16 SEM micrograph of coating microstructure

4.3 钛基熔覆层耐磨性分析

激光熔覆中磨损率通常被视作评价耐磨性的指标。通过测量不同涂层的磨损质量和厚度，可以分别得到每种涂层的磨损率。在进行磨损试验之前，样品表面经过粒径为 0.021 mm 的研磨纸抛光，并用乙醇清洗。使用直径为 5 mm 的三氧化二铝球作为对磨球。使用环形摩擦磨损试验机，由式 (21) 计算得到不同涂层类别的磨损率。

$$K = m/d \quad (21)$$

式中： K 为磨损率； m 为磨损质量。

在磨损试验期间记录样品的摩擦因数，并在磨损试验后，使用扫描电子显微镜观察和分析磨损轨迹。使用 HT-600 型多功能摩擦磨损试验机测量基体和激光熔覆样品的耐磨性，并估算磨损体积。摩擦副为直径为 5 mm 的陶瓷球，负荷为 10.29 N，滑动速度设置为 5 mm/s，总滑动时间为 60 min。

测试结果如图 17 所示，2 种熔覆层的耐磨性均显著优于基材。这是由于基材 TC4 硬度较低，易在摩擦磨损中产生塑性变形和犁沟^[20]。而 0% 和 3%Y₂O₃ 涂层中通过原位添加硬质相 WC，并合成

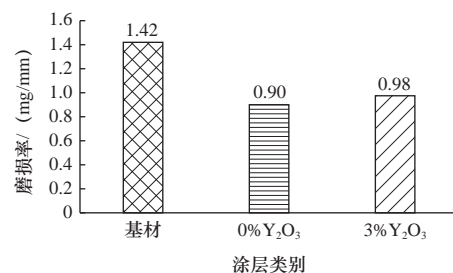


图 17 基材与涂层磨损率
Fig. 17 Abrasion rate of substrate and coating

TiC、Ti₂Ni、Ti₂S等增强相，这些相与基体相β-Ti共同形成了耐磨“骨架”，有效抵抗对磨球的压入，显著提升耐磨性。此外，添加3%Y₂O₃的涂层磨损率低于未添加Y₂O₃的涂层，这可能是由于Y₂O₃的加入提高了熔覆层的稀释率，更多的基体相与对磨球接触，尽管其抗磨性低于增强相，但整体磨损率仍有所降低。

5 结语

本研究基于熔覆过程中的热相变与热流耦合原理，构建了熔覆层在融化与凝固过程中的形貌与温度场数值模型，并通过扫描电子显微镜和磨损实验对熔覆层的微观结构与性能进行了详细分析。具体结论如下。

(1) 数值模型的有效性：本文构建的数值模型能够准确模拟单道与多道激光熔覆过程，且与实验结果一致，验证了模型的可靠性。研究揭示了激光功率变化及马兰戈尼效应引发的“喷泉式”强对流运动对熔覆层厚度和质量的影响，实验表明，在1000~1300 W激光功率下，熔覆层的最大温度达2130 ms时的峰值，符合热传递规律。

(2) Y₂O₃对涂层性能的显著影响：Y₂O₃作为表面改性添加剂，显著改善了TC4基材的熔覆层结构和耐磨性能。添加Y₂O₃有效减少了气孔和裂纹的数量，促进了晶粒细化，优化了涂层的微观组织。磨损率显著降低，0% Y₂O₃涂层的气孔率为2.14%，3% Y₂O₃涂层降至1.36%，且涂层厚度由1.3 mm增至1.5 mm。

(3) 耐磨性分析：Y₂O₃添加显著提高了涂层的耐磨性，3% Y₂O₃涂层磨损率为0.98 mg/mm，低于0% Y₂O₃的涂层1.42 mg/mm，表现出优异的抗磨损能力。Y₂O₃通过降低熔池表面张力、加速气体逸出及提升熔覆层的硬度，增强了涂层的抗压入性能。

综上，Y₂O₃的添加有效提升了激光熔覆层的成形质量、微观结构和耐磨性，具有较大应用潜力，尤其适用于高强度和耐磨的工程领域。

参 考 文 献

[1] 李蕊, 王浩. Ti811和TC4钛合金基材属性对激光熔覆自润滑耐磨复合涂层组织与性能的影响[J]. 复合材料学报, 2022, 39(12): 5984-5995.

[2] 孙海江, 邢飞, 卞宏友, 等. 增材制造混合制造技术的研究现状与进展[J]. 制造技术与机床, 2022(12): 15-23.

[3] 王慧萍, 李军, 张光钧, 等. TC4钛合金表面激光熔覆TiC复合涂层组织和耐磨性能[J]. 金属热处理, 2010, 35(8): 38-41.

[4] 崔雲崑, 田斌, 王子妍, 等. 增材制造SLM工艺对Ti6Al4V表面织构

成型质量的影响[J]. 制造技术与机床, 2024(1): 26-31.

- [5] 张志强, 杨凡, 张宏伟, 等. 含稀土TiCx增强钛基激光熔覆层组织与耐磨性[J]. 航空学报, 2021, 42(7): 36-49.
- [6] 张天刚, 孙荣禄. TC4表面单道与多道搭接激光熔覆自润滑涂层微观组织对比研究[J]. 材料导报, 2017, 31(4): 47-51.
- [7] GAO W Y, ZHAO S S, WANG Y B, et al. Numerical simulation of thermal field and Fe-based coating doped Ti[J]. International Journal of Heat and Mass Transfer, 2016, 92: 83-90.
- [8] 杨天豪, 王诺, 郭维诚, 等. 2219-T8铝合金搅拌摩擦沉积增材初始进料阶段数值模拟研究[J]. 制造技术与机床, 2024(6): 114-120.
- [9] 陈大卫. 基于Level-Set的高能密度焊接熔池行为数值模拟[D]. 重庆: 重庆理工大学, 2023.
- [10] LI C, YU Z B, GAO J X, et al. Numerical simulation and experimental study on the evolution of multi-field coupling in laser cladding process by disk lasers[J]. Welding in the World, 2019, 63: 925-945.
- [11] 江小辉, 姚梦灿, 张翼, 等. 大厚度铝合金搅拌摩擦焊接的仿真与实验研究[J]. 制造技术与机床, 2023(8): 133-140.
- [12] NICHOLS B D, HIRT C W. Calculating three-dimensional free surface flows in the vicinity of submerged and exposed structures[J]. Journal of Computational Physics, 1973, 12(2): 234-246.
- [13] WIRTH F, EISENBARTH D, WEGENER K. Absorptivity measurements and heat source modeling to simulate laser cladding[J]. Physics Procedia, 2016, 83: 1424-1434.
- [14] 赵明娟, 李宝星, 吴涛, 等. 基于热-流耦合模型研究激光熔覆速度场影响机制[J]. 华东交通大学学报, 2022, 39(4): 74-83.
- [15] KHANDKAR M Z H, KHAN J A, REYNOLDS A P. Prediction of temperature distribution and thermal history during friction stir welding: input torque based model[J]. Science and Technology of Welding and Joining, 2003, 8(3): 165-174.
- [16] NAZEMI N, URBANIC J. A finite element analysis for thermal analysis of laser cladding of mild steel with P420 steel powder[C]//Asme International Mechanical Engineering Congress and Exposition, 2016: 73-83.
- [17] 梁广冰, 朱锦洪, 尹丹青, 等. TC4钛合金激光熔覆路径选择数值模拟研究[J]. 河南科技大学学报(自然科学版), 2021, 42(6): 12-18, 5.
- [18] ZHU S C, NIU B L, CHANG Z, et al. Research on heat and mass transfer in the molten pool of laser cladding[J]. The International Journal of Advanced Manufacturing Technology, 2024, 132: 983-1004.
- [19] DIWAKAR V, SHARMA A, YUSUFZAI M Z K, et al. Analysis of the thermal residual stress and parametric simulation in laser cladding using COMSOL Multiphysics[J]. Journal of Materials Engineering and Performance, 2024, 33(15): 7586-7595.
- [20] WANG G S, LIU J G, YANG J H, et al. Study of the performance of laser melting wear-resistant coatings on TC4 titanium alloy surfaces[J]. Coatings, 2024, 14(6): 730.

第一作者: 魏家帅, 男, 1996年生, 博士研究生, 研究方向为机器人激光熔覆制造。E-mail: wjs1996@hnu.edu.cn

通信作者: 石明全, 男, 1975年生, 博士, 研究员, 从事复杂系统建模、仿真设计及数字孪生技术方面的研究。E-mail: shimq@cigit.ac.cn

(编辑 曲书瑶)

(收修改稿日期: 2024-10-25)