

激光表面改性技术

激光熔覆 316L 粉末熔池热-流动态演化及微观组织研究

门秀花^{1,2}, 宋宝强¹, 潘永智¹, 张鹏¹, 庄奇凯¹,
付秀丽^{1*}, 蒋振峰³, 李明侯¹

(1. 济南大学 机械工程学院, 济南 250022; 2. 山东省金属关键构件表面处理与智能装备重点实验室, 济南 250022; 3. 山东淄博大亚金属科技股份有限公司, 山东 淄博 255318)

摘要: **目的** 挖掘激光熔覆过程中熔池内瞬态热流动力的演化行为, 是提升修复再制造部件微观结构及其力学性能的关键所在。**方法** 对轮胎模具钢 (AISI1045) 基体激光熔覆 316L 粉末, 探究基体与粉末交互的热-流-固熔覆工艺特性, 重点研究了激光能量吸收、熔池形成及微观演变的动态物理历程, 构建了能量源角度 (激光功率) 影响下瞬态尺度下熔池形成的数值分析模型。基于表观热容方法 (CALPHAD) 相图计算得出基体和粉体颗粒热物理性质, 利用任意拉格朗日-欧拉 (ALE) 动网格法实现了熔池气/液自由表面的热流动态追踪模拟, 结合试验验证了温度梯度 (G) 和凝固速率 (S) 对熔池凝固微观组织形貌与枝晶尺度的合理预测。**结果** 熔池内马兰戈尼效应会促进热量从中心向边界扩散, 激光功率从 800 W 增加到 1 200 W, 会显著增强熔池流速和熔池宽度方向的质量热传递, 熔池宽度和深度显著增大, 峰值温度变化幅度超过 15%, 熔体流速可达 0.5 m/s, 且基材熔化比率与激光功率成正比, 导致稀释率 D 在 0.35~0.50。瞬态热对流引起枝晶生长速率分布不均, 冷却速率 ($G \cdot S$) 自熔覆层剖面从上到下逐渐增加, 枝晶间距显著减小, 凝固组织逐渐向等轴晶转变。**结论** 提出的热输入驱动多场热-流耦合分析方法能够为熔覆层不同区域热流梯度演变及微观组织形成提供预测分析。

关键词: 激光熔覆; 熔池演化; 热流动力学; 有限元模拟; 微观组织

中图分类号: TG174 **文献标志码:** A **文章编号:** 1001-3660(2026)06-0079-16

DOI: 10.16490/j.cnki.issn.1001-3660.2026.06.007

Transient Thermal-Fluid Evolution of Molten Pool and Microstructure in Laser Cladding of 316L Powder

MEN Xiuhua^{1,2}, SONG Baoqiang¹, PAN Yongzhi¹, ZHANG Peng¹, ZHUANG Qikai¹,
FU Xiuli^{1*}, JIANG Zhenfeng³, LI Mingyu¹

(1. School of Mechanical Engineering, University of Jinan, Jinan 250022, China; 2. Shandong Key Laboratory of Surface Engineering and Intelligent Equipment for Key Metal Components, Jinan 250022, China;

收稿日期: 2025-08-28; 修订日期: 2026-03-06

Received: 2025-08-28; **Revised:** 2026-03-06

基金项目: 山东省自然科学基金面上项目 (ZR2021ME179, ZR2021ME183); 山东省重点研发计划 (2024TSGC0851); 国家自然科学基金面上项目 (52175408)

Fund: Shandong Provincial Natural Science Foundation (ZR2021ME179, ZR2021ME183); Shandong Province Key Research and Development Program (2024TSGC0851); The National Natural Science Foundation of China (52175408)

引文格式: 门秀花, 宋宝强, 潘永智, 等. 激光熔覆 316L 粉末熔池热-流动态演化及微观组织研究[J]. 表面技术, 2026, 55(6): 79-94.

MEN Xiuhua, SONG Baoqiang, PAN Yongzhi, et al. Transient Thermal-Fluid Evolution of Molten Pool and Microstructure in Laser Cladding of 316L Powder[J]. Surface Technology, 2026, 55(6): 79-94.

*通信作者 (Corresponding author)

3. Shandong Zibo Daya Metal Technology Co., Ltd., Shandong Zibo 255318, China)

ABSTRACT: Understanding transient thermo–fluid behavior within the molten pool is critical for regulating microstructural evolution and interfacial stability during laser cladding of dissimilar steels. In this study, the dynamic evolution of molten pool flow, thermal transport, and solidification behavior during laser cladding of 316L powder on AISI1045 steel is systematically investigated through an integrated numerical–experimental framework, with emphasis placed on revealing the intrinsic coupling mechanism among laser heat input, molten metal convection, dilution evolution, and microstructure formation under transient solidification conditions.

A three-dimensional transient thermal fluid coupled numerical model is established to simultaneously describe laser–material interaction, phase transformation, heat conduction, and non-isothermal molten metal flow during single-track laser cladding. Temperature-dependent thermophysical properties of both the substrate and powder materials are calculated through CALPHAD-based phase diagram analysis and incorporated via an apparent heat capacity formulation to accurately capture latent heat release during melting and solidification. The Arbitrary Lagrangian–Eulerian (ALE) dynamic mesh method is introduced to continuously track gas–liquid free-surface deformation and molten pool boundary migration. The model enables quantitative prediction of molten pool morphology evolution, internal flow structure, and temperature gradient distribution under varying laser power conditions. Numerical results are further validated through cross-sectional morphology characterization and microstructural observations of experimentally fabricated coatings. Simulation results reveal that Marangoni-driven thermo-capillary convection dominates molten pool transport behavior throughout the cladding process. Surface tension gradients induced by temperature variation drive molten metal flow from the high-temperature central region toward the cooler boundary zones, forming stable bidirectional circulation vortices within the molten pool. This convection pattern significantly enhances internal momentum exchange and thermal redistribution compared with purely conductive heat transfer. At a laser power of 800 W, temperature gradients exceedingly approximately 2 000 K are generated near the leading edge of the molten region, while velocity differences reach 0.245 m/s, accelerating localized cooling and producing pronounced spatial heterogeneity in solidification conditions.

As laser power increases from 800 W to 1 200 W, the peak temperature is increased by approximately 400 K and the maximum melt flow velocity approached 0.5 m/s, indicating intensified thermo-capillary convection and enhanced mass transport capability. Strengthened convective heat transfer promotes simultaneous expansion of molten pool width, height, and penetration depth, resulting in improved metallurgical bonding and interfacial mixing between coating and substrate. The substrate melting fraction increases monotonically with increasing heat input, producing dilution ratios ranging from 0.35 to 0.50. These quantitative results demonstrate that laser thermal input directly governs interfacial mass transfer behavior and dilution evolution during dissimilar steel cladding.

Coupled analysis of temperature gradient (G) and solidification rate (S) further establishes a quantitative relationship between transient molten pool dynamics and dendritic growth behavior. The cooling rate parameter ($G \cdot S$) gradually increases from the upper region toward the bottom of the cladding layer, leading to continuous refinement of dendrite arm spacing. Experimental characterization confirms a transition from columnar dendritic structures near the clad surface to equiaxed grains close to the substrate interface. The results demonstrate that this morphology transition originates from convection-induced redistribution of thermal gradients rather than conduction-controlled solidification alone, highlighting the dominant role of melt flow in regulating solidification pathways. The proposed thermo–fluid coupling framework provides predictive capability for regional microstructure evolution and offers a physically based strategy for process optimization in laser cladding of dissimilar material systems.

KEY WORDS: laser cladding; molten pool evolution; thermodynamics; finite element simulation; microstructure

激光熔覆是一种集冶金、凝固和成形于一体的再制造技术，可用于表面修复和强化改性。熔覆过程涉及激光与金属粉末的相互作用、熔池及基材之间的热量转移以及熔体流动与凝固等多种物理与化学过程，

伴随“激光/粉体”“光/金属”“高速移动熔池熔凝”“结构应力和热应力演化”和“熔池传质传热元素再分布”等物理现象^[1-3]。由于熔覆时温度变化剧烈、熔池凝固速率较大，常因热源特性、工艺参数、材料

属性等各种因素的匹配调控不到位,对修复结构的微观组织与力学性能产生不利影响^[4]。鉴于此,对熔池动态演化行为、微观组织生长过程的多物理场耦合机制及关键工艺参数间的关联性等方面展开系统研究,并进一步分析其对微观组织与力学性能的影响规律,有助于满足对增材制造与修复领域高质量熔覆层的应用需求。

在激光熔覆修复过程中,激光作为能量源、粉末作为质量源,在熔池内经历快速熔化与凝固,最终形成熔覆层。该过程本质上是由热流驱动的传热传质、熔池对流以及固-液界面扩散等多物理场耦合作用的综合结果^[5]。在不同调控工艺条件下,熔池瞬时演化会直接影响熔覆层形貌^[6](如固液界面分层、稀释率程度)、熔覆层质量缺陷^[7](气孔、裂纹)的形成及物理冶金性能^[8]。因此,突破原理-设计-性能的壁垒,从过程原理出发,挖掘瞬态熔池热流动力驱动行为影响下的熔池温度场与流速场变化规律至关重要,这也有助于实现熔覆层微观组织结构与沉积层性能间的有效判定表征。

激光熔覆过程具有“急冷骤热”的熔化/凝固特征。受限于金属熔池的尺寸小(mm)且温度高(超过 1 000 K+),仅依靠试验方法难以准确对熔池中液体的流动行为和瞬时温度分布进行精确测量,从而制约了对熔覆层动态形成机制的深入认识^[9]。目前,借助有限元数值模拟可以建立合理的热流求解模型,通过工艺参数的有效控制,得到不同条件下各工艺参数对熔池形成的影响及作用机制^[10]。但现有研究中,部分分析模型在控制方程构建时仅考虑能量扩散项,未引入体对流项,并忽略了温度变化对基体材料和粉末流动的影响。Sun 等^[11]挖掘激光功率密度与作用时间的关系,得出在低能量密度时热传导与溶质扩散占主导地位,高能量密度时热对流对温度分布的影响逐渐减小。针对钢管内表面涂层过程中的熔池行为,Li 等^[12]基于有限体积法(FVM)建立了熔池瞬态热动力学模型,研究发现熔体流动促进了熔池内的传热强度,且激光热输入的增大会加剧流体动力学对熔池的传热传质过程。考虑到熔池温度与界面凝固具有相关性,Gan 等^[13]构建了一种三维熔池数值模拟模型,分析了不同熔池位置的瞬态温度和热循环分布,并根据温度场分布对固/液界面凝固参数与组织演化的关联机制进行了深入研究。此外,熔池几何形态的瞬时演化会显著影响温度场与流速场的分布特征^[14],因此需要对激光熔覆过程中传热、流动、表面张力和自由液面等多物理场耦合行为进行系统研究。同时,受瞬态热质运输瞬态行为的影响,熔池内熔体流动主要受温度梯度驱动的马兰戈尼效应控制,在不同激光热输入条件下熔池形貌与微观组织梯度演化规律表现出明显的变化特征^[15]。因此,基于数值模拟获得的温度场与流速场结果,通过优化凝固过程参数,可有效阐明修复再制造零件微观组织演化与力学响应之间的

内关联机制^[16]。综合现有熔池演化模拟研究可知,受多物理场控制方程高度耦合与建模复杂性的限制,数值模拟多侧重于温度-应力场或温度-流场分析,对温度变化引起的基体材料性能演变及粉体流动行为的影响考虑不足。此外,粉末流动与激光能量束之间的相互作用,以及熔池表面张力和浮力对熔体流动和温度梯度演化的耦合影响机制,尚缺乏系统而深入的研究。

激光熔覆过程受多工艺参数耦合作用,呈现复杂的多物理场响应。作为主要能量输入参数,激光功率决定了单位时间内输入熔池的能量供给,会引发熔池尺度、温度梯度、熔体流动强度等瞬时变化特征,最终影响熔覆层的微观组织及力学性能。为此,本文面向轮胎模具钢(AISI1045 钢)的同轴送粉激光熔覆修复与再制造过程中产生的磨损与局部失效问题,对基体表面激光熔覆 316L 粉末,重点揭示熔池多物理场动态演化对修复质量的影响机理。通过构建三维多物理场数值耦合模型,研究激光与粉末相互作用、热源和熔池间的多物理场耦合关系,并从热流驱动、能量转换角度,分析激光功率变化引起的熔池内温度场和速度场的瞬态演变行为,预测熔覆层内熔池凝固组织尺寸和结构特征。由此,研究工艺参数-熔池特性-微观组织三者间的相关性,为后续研究微观组织与熔覆层性能的关联特性以及优化激光熔覆工艺奠定基础。

1 熔池传热与传质

考虑到同轴送粉激光熔覆修复工况对成形质量的高要求,模型构建中重点考虑了熔池传热与传质过程中激光-粉末相互作用、金属非等温流动、相变传热、自由液面等动态演化过程,并以熔覆层成形稳定性、稀释率及熔合区组织连续性作为关键评价指标,反映激光熔覆修复需求。熔池传热流动遵循质量、动量和能量守恒方程,但由于材料本身的固相、液相、气相属性不同,其运动状态具有不统一性。因此,本文利用熔-孔隙度法以及多孔介质中的 Darcy 定理^[17],将能量方程和动量方程中的源项转化为整个热流控制方程,以基体作为控制方程组的主体对象,建立对流、扩散固相、液相和糊状区多相统一的三维瞬态模型,并作如下设定:

- 1) 假设熔池内液态熔体为牛顿、不可压缩流体,流动状态为层流^[13]。
- 2) 忽略粉末颗粒添加和保护气输入对液态熔池中产生的相关动量源。
- 3) 金属粉末和基体材料各向同性且均质,即熔池内不发生偏析。
- 4) 假设粉末流浓度服从高斯分布,且落在熔池区域的粉末立即熔化。
- 5) 假设处于熔池液相线与固相线间的黏性糊状区为具有各向同性渗透率的多孔介质区^[17]。

1.1 激光-粉末相互作用

同轴送粉式激光熔覆实际上是激光束、熔覆材料与基体相互作用的动态过程，熔覆材料对激光的遮蔽、粉末颗粒/基体材料对激光的吸收等会直接影响到熔池熔化/凝固的物理动态形成过程^[18]。由激光器

发出的激光能量经过粉末流束的吸收、反射，到达基体表面形成熔池，能量可分为：粉末吸收 q_1 、粉末反射 q_2 、熔池反射 q_3 和熔池吸收 q_4 ，如图 1 所示。其中，粉末吸收的能量转化为粉末温升，并作为进入熔池前的初始能量，而基体吸收的能量则用于产生熔池和熔化粉末。

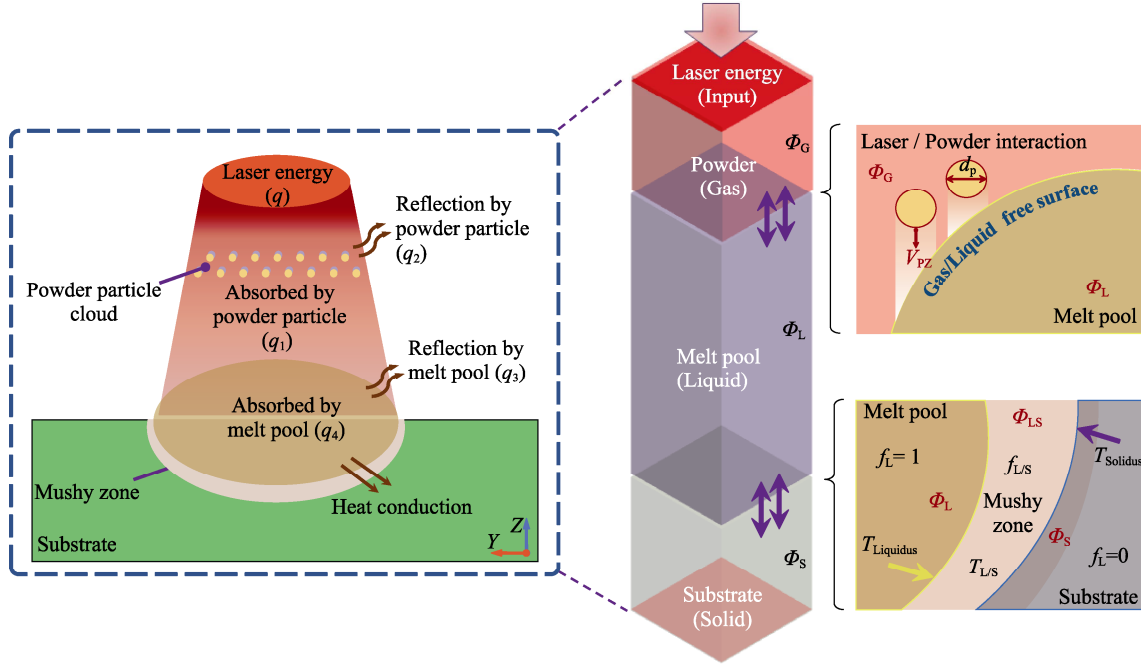


图 1 激光与粉末交互作用及能量分布特征

Fig.1 Interaction between laser and powder and energy distribution characteristics

采用三维高斯分布来近似同轴粉末流的浓度，单位体积和单位时间的粉末颗粒浓度可表达为：

$$N(x, y, t) = N_0 \exp \left(-\frac{2[(x-x_0-V_s t)^2 + (y-y_0)^2]}{r_p^2} \right) = \frac{12V_f}{\rho_p V_{pz} \pi^2 r_p^2 d_p^3} \exp \left(-\frac{2[(x-x_0-V_s t)^2 + (y-y_0)^2]}{r_p^2} \right) \quad (1)$$

式中： N_0 为激光束和粉末相互作用区域中心处粉末颗粒的浓度峰值； V_s 为激光沿激光移动方向的扫描速度； V_f 为粉末进入熔池前的速度，即送粉速度； ρ_p 为金属粉末的密度； V_{pz} 为粉末粒子向下的速度，即保护气流量； r_p 是有效粉末流动半径， d_p 是金属粉末颗粒的平均直径； (x, y, t) 表示笛卡尔坐标系中瞬时光斑中心坐标， (x_0, y_0) 为激光束作用于基体初始位置的坐标。

在液体/气体界面上的垂直热源选用高斯热源模型，此时激光束初始功率密度 $q(x, y, t)$ 服从高斯分布^[19]：

$$q(x, y, t) = \frac{2P}{\pi r_b^2} \exp \left(-\frac{2[(x-x_0-V_s t)^2 + (y-y_0)^2]}{r_b^2} \right) \quad (2)$$

式中： P 为激光由激光发生器发出的功率值； r_b 是激光光斑半径。根据 Lambert-Beer light transmission 定律和 Mie Scattering 理论^[20]，激光到达熔池表面的有效功率值可表达为：

$$q_e(r, \Delta z) = q(r) \exp(-\sigma_{\text{ext}} N(r) \Delta z) \quad (3)$$

此时， $q_e(r, \Delta z)$ 为从粉末喷嘴到激光喷嘴平面 Δz 上的激光中心点的功率密度； r 是到斑点中心的距离； σ_{ext} 为平均消光面积。当自由表面接收到升温粉末时，自由表面上有限元节点的温度会发生变化，粉末进入熔池前的平均温度 ΔT_p 可以定义为^[21]：

$$q_e(r, \Delta z) a_p \pi \left(\frac{d_p}{2} \right)^2 \frac{\Delta z}{V_{pz}} = \frac{4}{3} \pi \left(\frac{d_p}{2} \right)^3 \rho_p c_{pm} \Delta T_p \quad (4)$$

式中： a_p 为粉末对激光能量的有效吸收率； c_{pm} 为金属粉末的比热。综合考虑环境温度与粉末到达基体表面温升的共同影响^[22]，设参考初始平面 z_0 ，据此初始温度 T_i 可表达为：

$$T_i = N \left(\frac{z_0 + \Delta z - z}{\Delta z} \right) \cdot T_p + N \left(\frac{z - z_0 - \Delta z}{\Delta z} \right) \cdot T_0 \quad (5)$$

此时， T_p 为落入熔池前的粉末温度； T_0 为环境温度； N 为形状函数值； Δz 为与熔覆层高度相关的极小数，用于保证计算收敛性及计算效率。

1.2 非等温流动模型

粉末与基体未吸收足够的激光能量时, 熔池中流体速度相对较低, 可近似看作牛顿不可压缩流体。将 Navier-Stokes 方程 (动量守恒) 与连续性方程 (质量守恒) 相耦合, 熔体流动行为描述为^[23]:

$$\rho \frac{\partial \mathbf{u}}{\partial t} + \rho (\mathbf{u} \cdot \nabla) \mathbf{u} = \nabla \cdot \left[-p \mathbf{I} + \mu (\nabla \mathbf{u} + (\nabla \mathbf{u})^T) - \frac{2}{3} \mu (\nabla \cdot \mathbf{u}) \mathbf{I} \right] + \mathbf{F} \quad (6)$$

$$\frac{\partial \rho}{\partial t} + \nabla \cdot (\rho \mathbf{u}) = 0 \quad (7)$$

式中: p 为流体压力; $\mathbf{I}$ 为单位矩阵; μ 为液态金属的流体动力黏度; $\mathbf{u}$ 为流体速度矢量。式 (6) 左

侧流体微元中动量的变化率等于作用在微元体上各力的总和, 而右侧第一项为由流体运动速度产生的惯性力梯度、黏性效应产生的应力梯度以及熔池流体上的体积力 $\mathbf{F}$ 组成。熔池形成时, 瞬态热流的热通量和能量转换的驱动力主要由激光能量输入、热浮力、马兰戈尼效应、反冲压力和重力等决定。在扫描速度和光斑尺寸保持不变的条件下, 激光功率的提高将增加能量通量密度, 使熔池内部温度水平和温度梯度发生变化。此时, 热驱动力会在熔池内形成表面张力梯度、Marangoni 对流以及浮力, 驱动熔体流动, 进而促进合金元素在熔池内的迁移和重新分布。熔体重力也会不断改变熔池的形状, 具体流动过程和受力特性如图 2 所示。

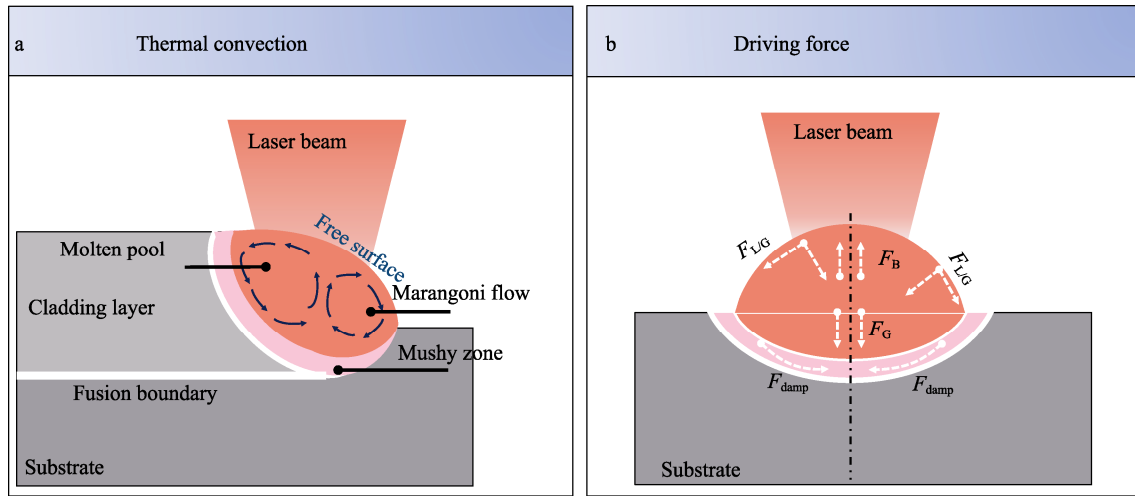


图 2 熔池熔体热对流示意图 (a) 及驱动力示意图 (b)

Fig.2 Schematic diagram of molten pool thermal convection (a) and driving force (b)

熔体流体微元所受的体积力 $\mathbf{F}$ 是产生熔池固液分界 (即熔覆层几何形貌) 的重要因素, 由熔体重力 F_G 、热浮力 F_B 、基体固相和熔池液相黏性糊状区内的黏性阻力 F_{damp} 及表面张力 F_{st} 组成:

$$\mathbf{F} = F_B + F_G + F_{damp} + F_{st} \quad (8)$$

$$F_B = \rho(1 - \beta(T - T_s))g \quad (9)$$

$$F_{damp} = -K_0 \frac{(1 - f_L)^2}{f_L^3 + B} \mathbf{u} \quad (10)$$

其中, 黏性阻力 F_{damp} 引起的动力耗散项可由 Carman-Kozeny 求解得出, β 为材料体积膨胀系数; T 为液态金属温度; T_s 为固相线处的熔化温度; g 为重力加速度。此外, K_0 为表征多孔介质糊状区域的形态系数 (本文采用 2×10^7), B 为避免分母为零而设定的极小数 (本文采用 1×10^{-3})^[24], f_L 为由熔池温度与固/液相线温度共同决定的体积分数。熔池内的温度梯度差值会驱动熔体流动, 此时气液表面上的表面张力 F_{LG} 为^[25]:

$$F_{LG} = \sigma_T \kappa \vec{n} - \nabla_s T \frac{\partial \sigma}{\partial T} \quad (11)$$

$$\sigma_T = \sigma_m - \frac{d\sigma}{dT}(T - T_s) \quad (12)$$

此时: $\sigma_T \kappa \vec{n}$ 为熔池自由表面法向的表面张力; σ_T 是表面张力系数; κ 是自由表面的平均曲率 (本研究中仅考虑 Z 方向); $\vec{n}$ 为气液自由界面的单位法向量。而 $\nabla_s T \frac{\partial \sigma_T}{\partial T}$ 为马兰戈尼效应产生的剪切力, σ_m 为熔点处的表面张力。

在激光能量驱动下, 粉末和基材在满足动量和质量守恒条件下不断进行固相-液相的转变, 熔池内的非等温流动效应增强了对流传热, 热浮力与反冲压力相互作用并逐步趋向动态平衡, 从而持续改变熔池形态^[26]。

1.3 相变传热

当熔池温度超过材料液相线时, 会发生相变、熔化及凝固。为有效追踪熔池与基体间的固液界面, 本文将固相和液相视为多孔连续介质, 采用表观热容法表征相变潜热, 并在两相域内求解能量守恒方程^[27]:

$$\underbrace{\rho C_p \frac{\partial T}{\partial t}}_{\text{heat accumulation}} + \underbrace{\rho C_p \vec{u} \cdot \nabla T}_{\text{heat convection}} = \underbrace{Q_v - \nabla \cdot \vec{q}}_{\text{heat flux}} \quad (13)$$

$$q = -k \nabla T \quad (14)$$

式中: ρ 为材料密度; C_p 为材料比热; ∇ 为哈密顿算子; k 为导热系数; q 为传输净热量; Q_v 为熔池吸收的有效激光能量。基于傅里叶定律的能量守恒方程, 式 (13) 左侧为单位时间内系统能量的变化值, 等于外力对系统所作的功与外界传递的净热量, 右侧为激光输入的热通量。对于相变界面周围糊状区域, 引入相变潜热修正热容^[21], 根据图 1 右图中的固液 (S/L) 相变, 求解相变界面热量传递为:

$$\rho \cdot \Delta H \cdot v \cdot \vec{n} = (\Phi_l - \Phi_s) \cdot \vec{n} \quad (15)$$

当潜热 ΔH 与固/液界面的法向移动速度 v 相乘时, 与流体和稀释区交界面的热通量 Φ_l 和 Φ_s 会产生等式关系, 此时在固/液相变区域的等效比热容 C_p 为:

$$C_p = \frac{1}{\rho} (f_L \rho_L C_{pL} + (1 - f_L) \rho_s C_{ps}) + \Delta H_{S/L} \frac{d\alpha_m}{dT} \quad (16)$$

式中: C_{pL} 与 C_{ps} 分别表示液相和固相的比热容; ρ_L 为流体密度; ρ_s 为固体密度; $\Delta H_{S/L}$ 表面固相线和液相线之间的焓变值; α_m 为固液相变区域内的质量分数; H 为焓变值。熔池气液界面存在热对流及热辐射换热, 热通量 Q_v 优化表示为:

$$Q_v = \alpha_s q_c(r, \Delta z) \quad (17)$$

$$-n \cdot q = h_c (T_{\text{amb}} - T) + \varepsilon \sigma (T_{\text{amb}}^4 - T^4) \quad (18)$$

此时, α_s 为基体材料对激光的有效吸收率, Δz 为粉末移动的距离, T_{amb} 为环境温度; h_c 表示金属基体与外界之间的对流传热系数, ε 为材料表面发射率, σ 为 Steffen-Boltzmann 常数。

1.4 自由液面追踪

熔池的自由表面包括气/液界面和固/液界面, 其中气/液界面会对熔池表面形貌、熔覆层高度、熔池流动和传热以及熔覆层成分的分布产生重要影响。为模拟不同阶段熔池变化, 利用任意拉格朗日-欧拉方法 (Arbitrary lagrangian-euleian) 的移动网格方法跟踪熔池自由液面的形状变化。设定边界节点的位移主要由熔池内流体动力点决定, 域节点由欧拉-拉格朗日运动描述, 熔池的边界移动速度 $V_{L/G}$ 由流体流动速度和边界运动速度组成, 可表示为^[28]:

$$V_{L/G} = u_{L/G} \cdot n^* + V_p \cdot n^* \quad (19)$$

这里, $u_{L/G}$ 代表熔池液体/气体界面处的流体流速。熔池表面产生的位移速度 V_p 与粉末的添加速度 V_f 有关, 计算为:

$$V_p = \frac{2V_f \eta_m}{\rho_p \pi R_p^2} \exp \left[-\frac{2((x-x_0-V_s t)^2 + (y-y_0)^2)}{R_p^2} \right] \vec{e}_z \quad (20)$$

其中: η_m 为粉末的有效收集效率; ρ_p 为粉末颗粒密度; R_p 为粉末颗粒流动半径; $\vec{e}_z$ 为垂直于基体 XOY

平面的 Z 轴方向的单位向量。由此可知, 气/液界面运动主要受激光熔覆工艺和材料参数的共同影响, 可通过 η_m 表征粉末被激光束熔化及有效捕获的比例, 其本质上构成驱动熔池动态演化的重要质量源项。

2 数值模型

2.1 建模与边界条件

对模具钢 (AISI1045) 基材激光熔覆粉末 (316L), 并进行单道单层激光熔覆三维数值模拟。以激光束为对称中心, 建立了 1/2-3D 几何模型, 沿 X 、 Y 、 Z 方向的尺寸为 $5.5 \text{ mm} \times 1.5 \text{ mm} \times 1 \text{ mm}$ 。采用自由四面体对熔覆基体的流体域 (熔池) 与固体域 (非熔融区) 进行网格划分, 并对热源直接作用的流体域网格进行局部细化。采用 COMSOL Multiphysics 6.1 仿真平台建立数值模型, 并采用自适应时间步长进行计算, 初始步长为 $1 \times 10^{-6} \text{ s}$, 求解收敛值为 $1 \times 10^{-7} \text{ s}$ 至 $1 \times 10^{-5} \text{ s}$ 。同时, 设定非线性迭代的相对容差和绝对容差分别为 0.001 和 0.01, 在 Intel® Xeon® 16 核心处理器 (3.9 GHz) 及 64 GB 内存的联想工作站运行分析。为验证数值模拟的准确性, 分别对 8.5 万、32 万及 52 万单元进行了网格无关性分析。以熔池峰值温度及熔道尺寸为评价指标, 可得中等网格 (约 32 万单元) 与细网格 (约 52 万单元) 结果的相对偏差小于 2%。最终, 选取约 32 万单元模型进行熔池多物理场分析, 具体域单元数为 315 988、边界单元数为 11 324、边缘单元数为 360。

设定高斯热源沿扫描方向移动, 构建气液自由界面, 采用任意拉格朗日-欧拉 (ALE) 方法在每个时间步同步更新计算网格及步进频率。通过设置单元畸变率阈值 (最小雅可比 0.2) 和单元最大拉伸比阈值 (5) 实现自适应网格控制。熔池温度场边界考虑热传导、热辐射和对流换热, 流场边界则采用内部流动条件, 具体设定如图 3 所示。

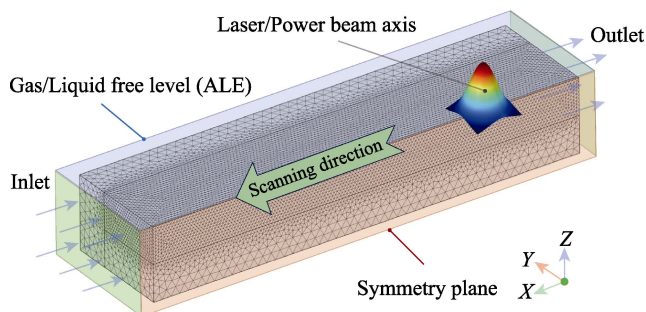


图 3 热流耦合模型有限元网格划分及热流边界条件
Fig.3 Finite element mesh division and boundary conditions of heat flow coupling model

2.2 计算域材料温变属性

在激光热源加热熔化的过程中, 熔池内液态金属

的材料特性由基体和粉末材料的本征性质共同决定, 并随二者间相互扩散程度的变化而演化, 其热物理性质参数满足^[29]:

$$W_{\text{bath}} = \beta W_{\text{substrate}} + (1 - \beta) W_{\text{powder}}$$

(21)

式中: W_{bath} 是熔体热物性参数; $W_{\text{substrate}}$ 和 W_{powder} 分别是基体和粉末材料的热物性参数; β 是混合分数。

文中采用的粉末材料元素组成和含量及材料特性分别如表 1、表 2 所示。采用计算相图法 (CALPHAD) 对二元体系热力学性质与平衡参数进行分析, 并通过插值计算高分子量吉布斯自由能^[30]来确定材料的热物性参数。随后导入 JMtPro 求解器, 得到基体与粉末材料热力学参数随温度的变化曲线, 如图 4 所示。

表 1 基材 (AISI1045) 和 316L 粉末的元素组成^[31]

Tab.1 Chemical composition of substrate (AISI1045) and 316L powder^[31]

Type	Materials	Chemical composition							wt. %
		C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	Fe	
Substrate	AISI1045	0.44	0.22	0.62	0.05	0.02	—	Bal.	
Powder	316L	0.03	0.80	0.20	18.00	14.00	2.00	Bal.	

表 2 基材 (AISI1045) 和 316L 粉末的材料特性^[32-33]

Tab.2 Material properties of substrates (AISI1045) and 316L powder^[32-33]

Type	T_s/K	T_L/K	$c_{ps}/(J \cdot kg^{-1} \cdot K^{-1})$	$c_{pl}/(J \cdot kg^{-1} \cdot K^{-1})$	$\mu/(Pa \cdot s)$	$\frac{d\sigma}{dt}/(N \cdot m^{-1} \cdot K^{-1})$	$\rho_s/(kg \cdot m^{-3})$	$\rho_L/(kg \cdot m^{-3})$	$k_s/(W \cdot m^{-1} \cdot K^{-1})$	$k_L/(W \cdot m^{-1} \cdot K^{-1})$
Powders (316L)	1 722	1 790	418	778	5.5×10^{-3}	-1.1×10^{-4}	7 980	6 750	13	30
Substrates (AISI1045)	1 609	1 768	459	552	5.5×10^{-3}	-1.1×10^{-4}	7 800	7 400	22	32

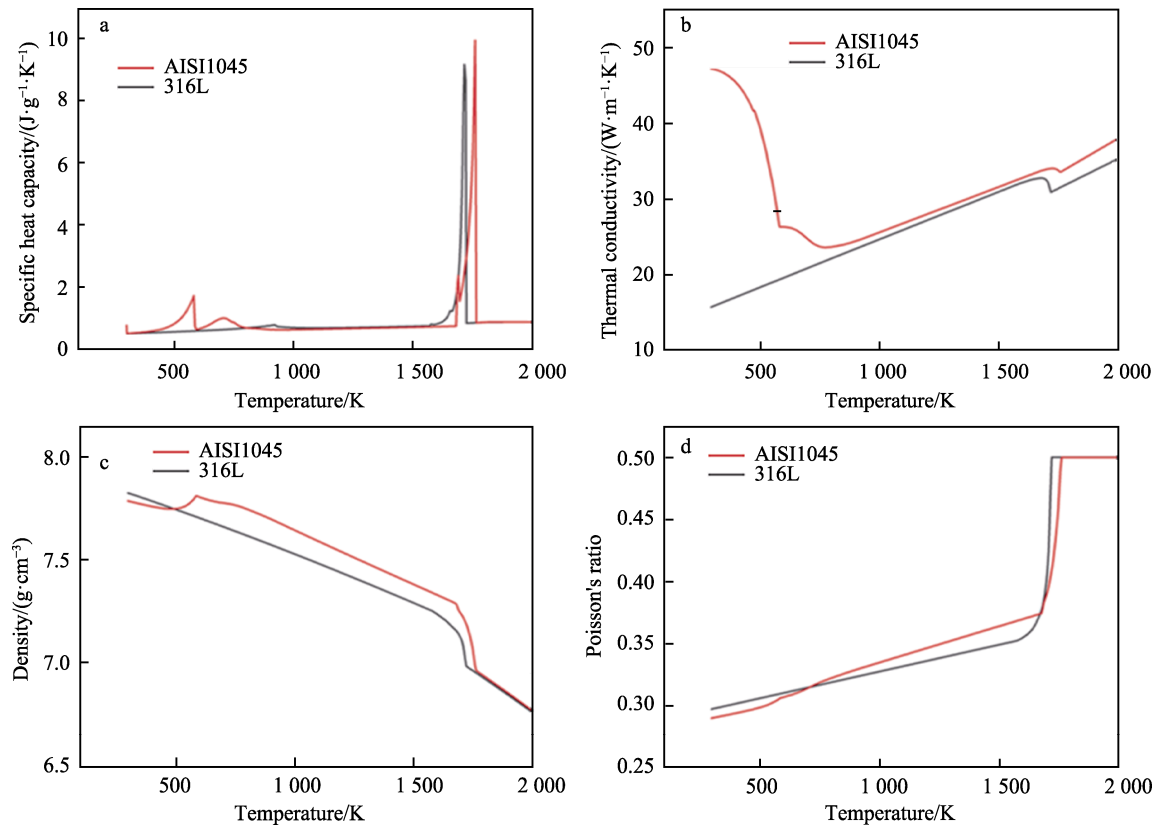


图 4 基体与粉末材料热物性参数变化: a) 比热容; b) 热传导系数; c) 密度; d) 泊松比

Fig.4 Changes in thermal physical parameters of substrate and powder materials: a) specific heat capacity; b) thermal conductivity; c) density; d) Poisson's ratio

3 试验制备

3.1 材料制备

以尺寸为 $100\text{ mm}\times 100\text{ mm}\times 8\text{ mm}$ (长 $\times$ 宽 $\times$ 厚)的轮胎模具用碳素结构钢 AISI1045 作为基体材料,采用气雾化合成工艺制备的奥氏体不锈钢 316L 球形粉末(中国金属冶金研究总院,平均粒径为 $45\sim 105\text{ }\mu\text{m}$)作为熔覆粉末材料,其元素组成及含量见表 1。采用扫描电子显微镜 SEM 观察粉末的球整度和形貌见图 5a。

3.2 单道单层熔覆试验

采用光学外环形同轴送粉激光熔覆设备(森丰镭研制,多轴熔覆机械手)进行单道单层熔覆试验。激光路径由 FANUC 数控操作系统代码控制,喷嘴内部由四个聚焦形状的粉末进料管组成,固定喷嘴与基板表面的距离为 20 mm 。激光熔覆前,对基材进行抛光以去除表面氧化物。以高纯度氩气(Ar,纯度 99.99%(体积分数))为载气,流量设为 8 L/min ,将 316L 粉末输送到熔池形成熔覆层,试验装置与操作过程如图 5b 所示。

在激光熔覆过程中,扫描速度、送粉速率、光斑

尺寸以及搭接率等工艺参数,会对熔池的热循环特征、成分分布和几何形貌产生影响。当上述工艺参数同时发生变化时,会造成激光功率能量输入强度、热作用时间及热源形态的同步改变,导致熔池传热、传质及凝固呈现出较强的耦合性,难以实现有效的物理响应分析,也会增加后续实际修复过程的重复性。基于上述考虑,分析时设定扫描速度、送粉速率和光斑尺寸等参数保持不变,重点研究激光功率作为能量输入引起的单位时间内熔池温度场分布、熔体流动状态以及凝固变化特性,有效获得能量输入对熔池多物理场瞬时动态行为的影响,所采用的工艺参数见表 3。

3.3 材料学表征试验

在单道单层熔覆试验后,采用电火花线切割机器将涂层沿垂直扫描方向切割成 $10\times 10\times 10\text{ mm}$ 的试验样件,并依次使用 240、400、600、800、1 200、1 500 和 2 000#的金相砂纸对涂层表面及截面进行逐步打磨,去除试样表面氧化膜和杂质。对试样横截面进行抛光去除磨痕,使其表面平均粗糙度(R_a)值达到 $0.8\text{ }\mu\text{m}$ 。将试样浸入浓硝酸与浓盐酸(1:3,体积比)金相腐蚀 60 s,采用电子金相显微镜对试样熔覆层区域(顶部、中部和底部)的微观组织进行观察表征。

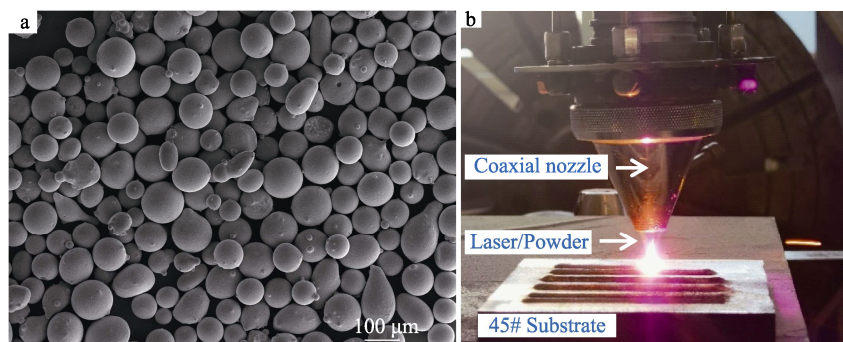


图 5 316L 粉末粒径(a)和单道单层熔覆层试验过程(b)

Fig.5 Particle size of 316L powder (a) and test process of single-track single-layer cladding layer (b)

表 3 激光熔覆工艺参数

Tab.3 Process parameters of laser cladding

Input parameters	P/W	r_b/mm	$V_s/(\text{mm}\cdot\text{s}^{-1})$	$\dot{m}/(\text{g}\cdot\text{min}^{-1})$	η_m	$\frac{h_{\text{air}}}{(\text{W}\cdot\text{m}^{-2}\cdot\text{K}^{-1})}$	$\frac{k_m}{(\text{W}\cdot\text{m}^{-2}\cdot\text{K}^{-1})}$	ε	T_0/K
Values	800,1 000,1 200	3	12	20	0.9	100	800	0.7	293.15

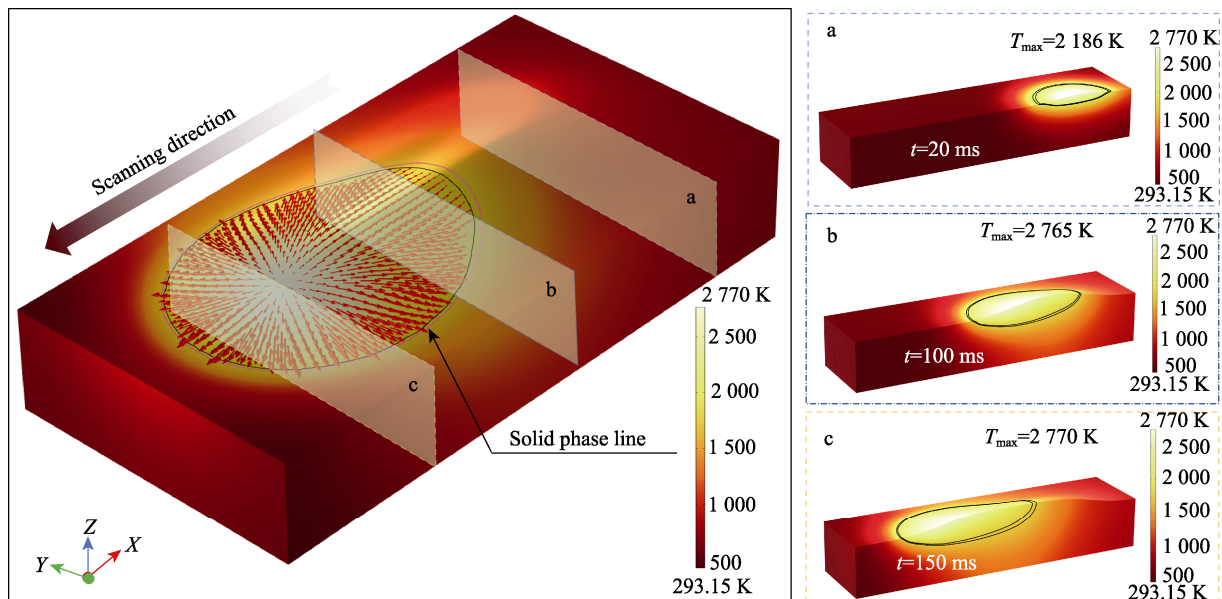
4 结果与讨论

4.1 熔池温度场动态演化特性

在激光作用下,金属材料经历了熔化与凝固过程,熔池内温度场梯度的动态演化对固液相变、流场分布及微观组织的生长特征产生重要影响。以激光开始作用的时刻定义为 $t=0$,设单位时间步长为 10 ms ,

当激光功率为 1 000 W 、扫描速度为 18 mm/s 、送粉速率为 6 g/min 条件下,不同时间(20、100、150 ms)时熔池瞬态温度场如图 6 所示。其中,内黑线为液相线,外黑线为固相线,红色箭头为熔池内速度矢量方向。

如图 6 所示,熔池的尺寸随熔化时间增加而逐渐扩大。其原因在于熔池形成区域温度值已达到材料熔点,受基体吸能、粉末受热及传热耦合作用的影响,熔覆区沿温度梯度依次形成液态熔池、糊状区、热影响区及基体四个典型区域。如图 6a 所示,在熔覆初

图 6 不同时刻 t 熔池温度场分布: a) 20 ms; b) 100 ms; c) 150 msFig.6 Distribution of molten pool temperature field at different times t : a) 20 ms; b) 100 ms; c) 150 ms

始阶段 ($t=20$ ms), 基体与粉末受激光束热源的热作用, 熔池温度峰值从起始温度迅速升至 2 186 K, 超过了粉末和基体混合后的熔点。熔体主要集中在基材的垂直线上, 这时粉末的瞬时重力 F_G 会引起中心区域的温度迅速升高, 且熔池的深度和宽度相对较小。由式 (11) 可知, 此阶段的熔池具有较高的温度梯度和较低的表面张力, 仅有部分熔体从熔池中心流向两端, 呈现为“近圆形”, 且激光光斑处的峰值温度最高。

当熔覆时间 $t=100$ ms 时 (图 6b), 在重力作用下粉末持续进入熔池, 导致能量不断累积, 熔池温度进一步升高。此时, 峰值温度出现在熔池前端, 约为 2 765 K, 温度分布沿扫描方向呈“彗尾”状向后端衰减分布。这是由于, 熔池内的表面张力沿各个方向不断变化, 驱动前端熔化材料不断流向熔池中心, 增加熔池中心线处的温度梯度, 降低表面张力梯度。但在熔池两侧边缘, 温度较低, 表面张力较高。在表面张力差作用下, 熔体不断被拖向熔池后端。由上到下看, 熔池形状呈现椭圆形。在 $t=150$ ms (图 6c) 时, 熔池峰值温度达到约 2 770 K, 熔池形状和温度梯度分布与 $t=100$ ms 时相近, 即基体吸能、粉末受热及传热耦合状态在熔池内趋向于动态平衡。

4.2 熔池热流场动态演化

在激光熔覆时, 熔池内的流体具有瞬时热动力特性。在温度梯度和表面张力作用下马兰戈尼效应逐渐增强, 对熔体的流动速度和方向产生重要影响。由图 2 可知, 马兰戈尼效应驱动熔体形成双涡循环流动, 峰值流速主要集中于熔池边缘。图 7 给出了不同时刻熔池内流速场的演化分布特征, 其中红色箭头表示流速矢量方向, 箭头长度与局部流速大小成正比。

为分析对流和扩散在熔池内传热传质的影响, 引入无量纲 Peclet 数 (P_{eT}) 来表征对流速率与扩散速率之比^[34]:

$$P_{eT} = Re \times P_r = \frac{\rho u L_R}{\mu} \times \frac{\mu}{\rho a_h} = \frac{u L_R}{a_h} \quad (22)$$

式中: Re 是雷诺数, P_r 是普朗特数, u 是熔池内流体速度, L_R 是熔池长度范围, a_h 是材料热扩散率。如图 7a 所示, 在熔池形成初期 ($t=30$ ms), 流速矢量的箭头数量相对稀疏, 表明熔体流速较低, P_{eT} 值较小。其原因为, 此时刻的粉末重力、热膨胀和浮力主要驱动熔体流动, 表面张力相对较弱, 峰值流速仅为 0.304 m/s, 马兰戈尼效应没有形成显著对流, 主要以热扩散进行传热传质。同时, 流体黏度高, 会产生显著的流动阻力, 使得熔池尺寸相对越小, 且中心和边缘间温度梯度差值较大。随热量积聚 ($t=100$ ms, 图 7b), 熔池尺寸不断增加, 峰值温度升至 2 765 K, 周围界面温度梯度趋于稳定。熔池内表面张力逐渐增加并占主导地位, 驱动熔体向四周流动, 最大流速为 0.498 m/s。同时, 随 P_{eT} 数增加, 对流换热会加剧驱动熔体流动, 熔池呈现“彗尾状”形状。从图 7c 可以看出, 在 $t=150$ ms 时, 熔体流速可达 0.549 m/s, 熔池形状为前端“宽且圆”、后端“长且窄”, 这是因为熔池前端粉末会在短时间内熔化并凝固, 而熔池后端材料的凝固时间会相对较长。此外, 温度梯度和强对流的共同作用加速了熔池内热量的重新分配, 促使熔体向外围扩散, 降低了熔池底部的能量输入, 从而削弱了沿深度方向的传热传质传输, 有利于抑制基体对粉末的稀释效应。

4.3 熔池热-流动力传输特性

由第 4.2 节可知, 熔池内热通量约在 $t=100$ ms

时趋向于动态平衡。图 8 给出了 $t=100$ ms 时不同激光输入 (800, 1 000, 1 200 W) 瞬态温度场和流速场分布情况。由图可知, 当激光功率由 800 W 增至 1 200 W, 熔池界面处温度均超过液相线, 表明粉末和基体均经历完整的熔化→凝固相变过程。同时, 熔

池峰值温度由 2 543.5 K 升至 2 955.3 K, 流速也从 0.474 m/s 提高至 0.567 m/s。忧郁凝固速率与温度梯度成正比关系, 较高的激光功率会提升凝固速率, 有利于细化微观晶粒组织。而在较低激光功率条件下形成的微观组织相对粗大, 进而对熔覆层力学性能产生

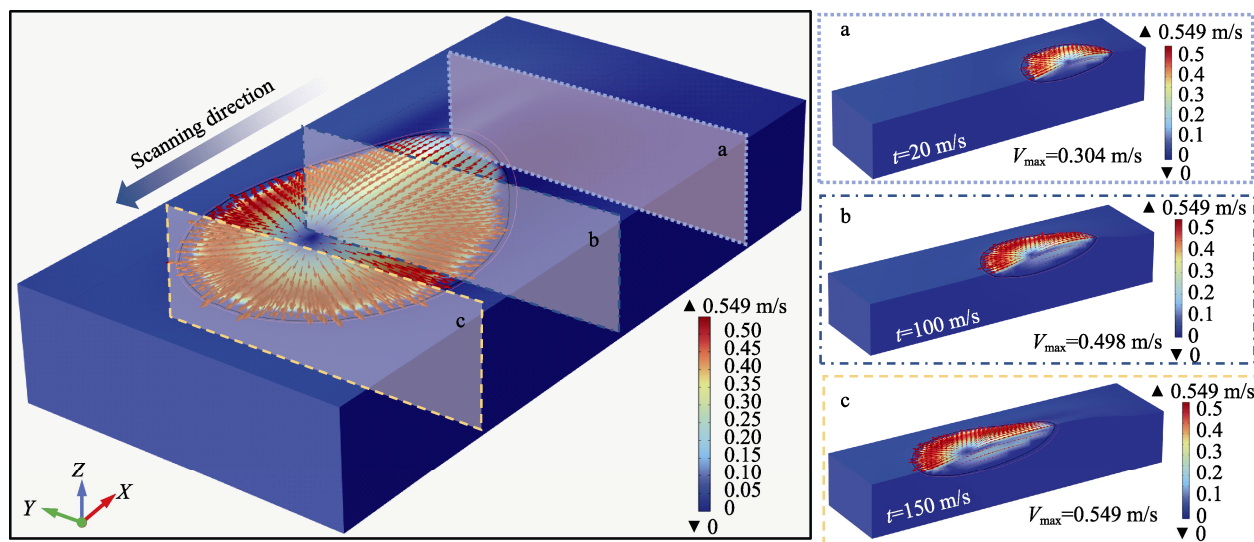


图 7 不同时刻 t 熔池流速场分布: a) 20 ms; b) 100 ms; c) 150 ms

Fig.7 Distribution of molten pool flow velocity field at different times t : a) 20 ms; b) 100 ms; c) 150 ms

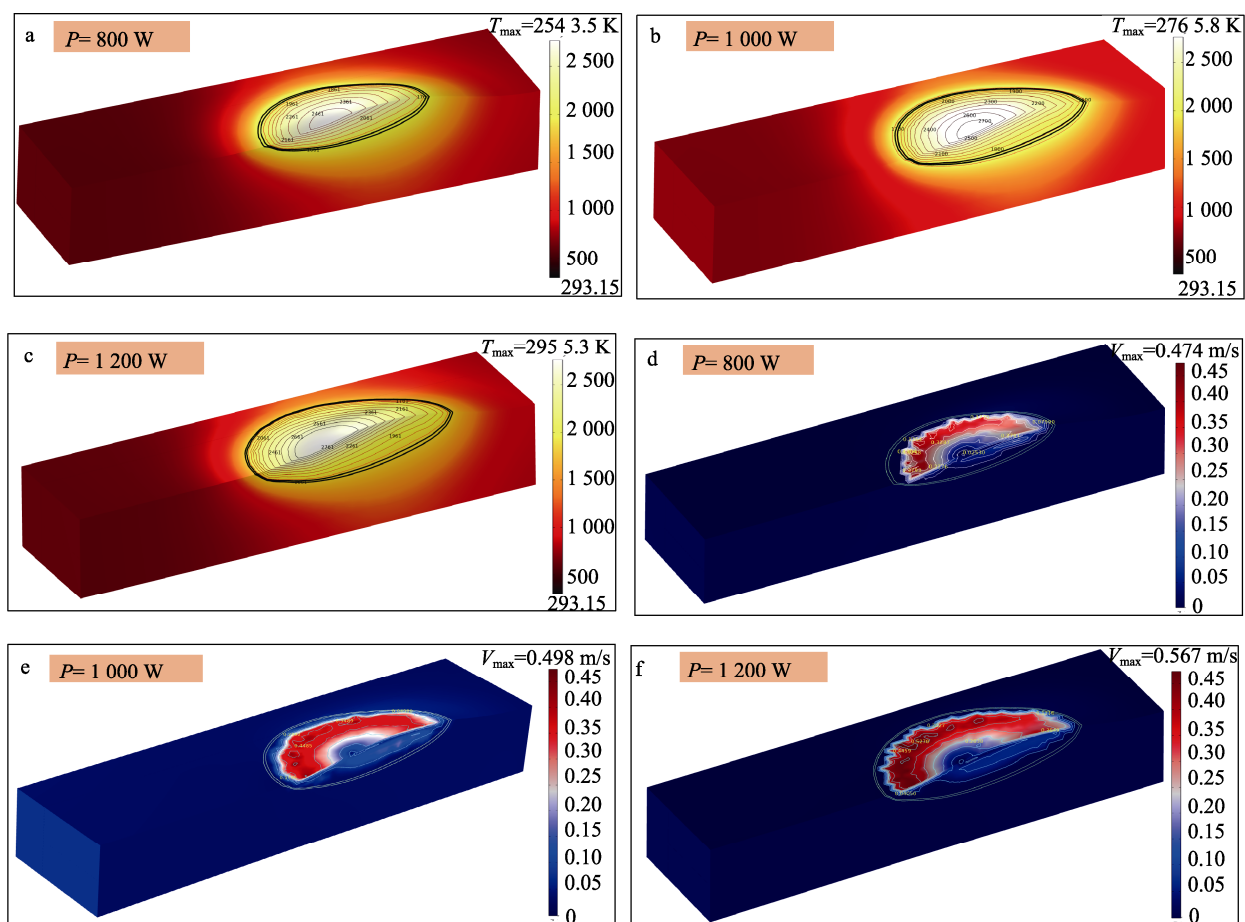


图 8 不同激光热输入下熔池内温度分布 (a~c) 和流速分布 (d~f)

Fig.8 Temperature distribution (a-c) and flow velocity distribution (d-f) of molten pool at different laser heat inputs

不同程度的影响。

在激光熔覆时, 熔池尺度小、温度梯度大且流速演化瞬时复杂, 导致熔池近区的瞬态温度及热流特性曲线难以进行实测采集。因此, 本研究基于有限元数值模拟来获取熔池内沿空间分布的温度-流速曲线, 明确传热传质对熔池形成的动态特性。在此, 图 9、图 10 给出了不同激光输入下沿 X 轴(激光扫描方向), Y 轴(熔池宽度方向)和 Z 轴(熔池深度方向)的温度梯度及流场速度变化云图, 半定量揭示熔池内热传递与流动的变化规律。

如图 9a 所示, 随激光功率增加, 熔池内沿 X 方向的温度不断升高, 且呈现沿中心向两侧逐渐降低的分布特征。熔池前端的等温线密集, 表明温度梯度相对较大。当熔池温度达到峰值(超过 2 000 K)后, 由于激光输入热能量沿扫描方向(X 轴)不断减少, 熔池温度逐渐降低至冷却凝固线(250 K)以下。由图 9b 可知, 不同激光功率下沿熔池宽度方向液相线上方的温度曲线变化相对平缓, 热源中心处温度梯度最小。熔池与基体交界处的温度梯度随激光功率增加而逐渐增大, 产生明显拐点, 此时相变潜热迅速释放, 促进熔池由液态转变为固态。相比之下, 沿熔池深度方向(Z 轴)的温度分布曲线(见图 9c)较为平滑, 但在 1 200 W 时, 从上到下产生的温度梯度差值可达 1 600 K+, 这会显著增强马兰戈尼效应, 促使热量沿垂直于自由液面的方向移动, 直接影响微观组织的晶粒特性和熔覆层成形质量。

由图 10a~10c 可以看出, 在不同激光功率下熔池流动速度场呈现一致性, 熔池中心处温度最高、表面张力较小, 受马兰戈力效应影响, 熔体会从熔池底端回流到中心, 呈现涡流循环形态。在图 10a、10b 中, 熔池内沿 X 和 Y 轴的两侧流速相对较高, 已超过 0.25 m/s, 中心处流速较低, 低于 0.05 m/s。同时, 随激光功率增加, 熔池内中心流速上升, 熔池尺寸不断扩大。由图 10c 所示, 熔池中心内沿 Z 轴方向从上到下流速急剧下降, 产生了明显的固液分界线, 熔体底部趋向于凝固状态, 这说明较高的激光功率会增强热对流, 加速熔池内的散热和凝固过程, 在底部迅速形成晶粒结构。由于熔池内的温度梯度 G 瞬时变化, 因此凝固速率 S 存在显著差异, 使不同位置和方向的冷却速率($G \cdot S$)呈现不均匀分布, 从而在熔池底部、中部和上部形成不同类型的枝晶组织。

4.4 熔覆层稀释率

熔覆层稀释率指待修复基体材料在整个熔覆层中的比例, 是评价激光修复层质量的关键性能指标。稀释率可由熔高、熔宽、结合区深度、搭接区宽度、热影响区深度等参数进行表征, 可计算为:

$$D = \frac{h}{H + h} \quad (23)$$

选取激光功率为 800 W 时的数值模拟结果与熔覆试验形貌进行分析, 图 11a 给出了垂直于扫描方向横截面的对比结果。在数值模拟中, 黄色区域对应固

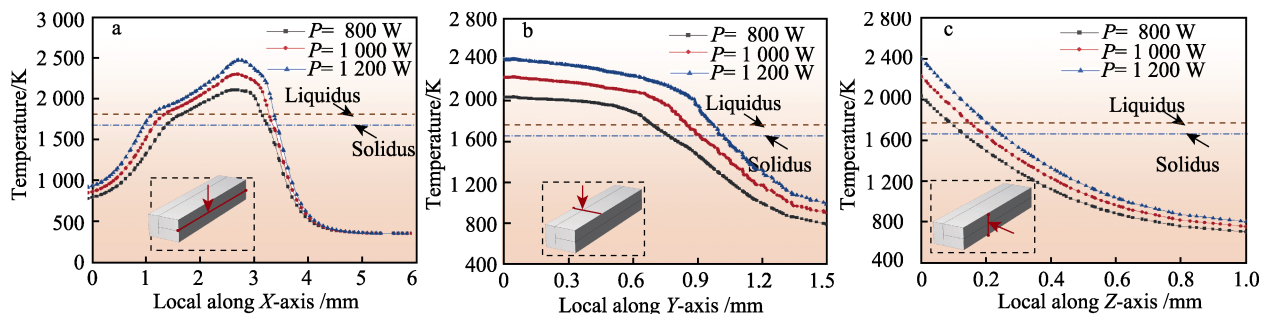


图 9 不同激光功率下沿三截面熔池温度场分布: a) 沿 X 轴; b) Y 轴; c) Z 轴

Fig.9 Temperature distribution along three-section molten pool under different laser power conditions: a) along X -axis; b) along Y -axis; c) along Z -axis

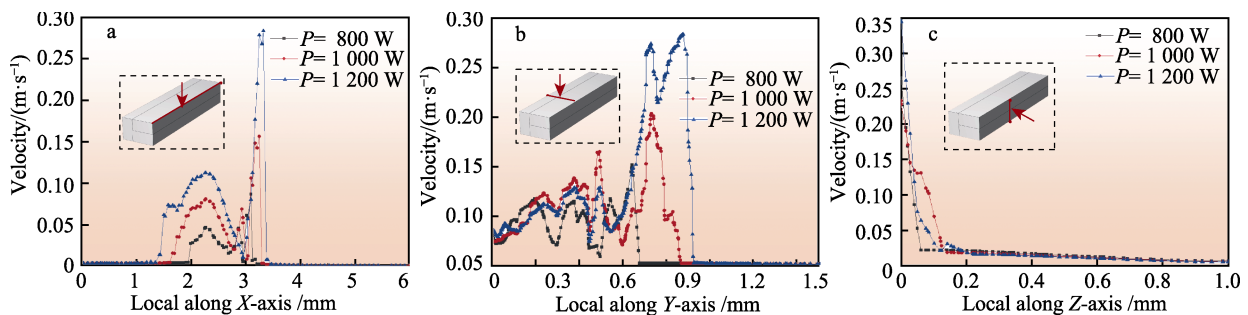


图 10 不同激光功率下熔池流速分布: a) 沿 X 轴; b) 沿 Y 轴; c) 沿 Z 轴

Fig.10 Distribution of molten pool flow velocity under different laser power conditions: a) along X -axis; b) along Y -axis; c) along Z -axis

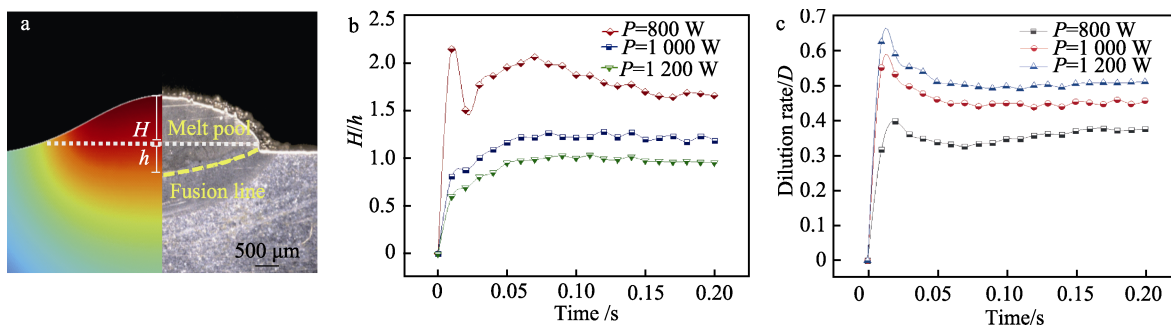


图 11 熔池数值模拟结果与试验熔覆层形貌对比 (a), H/h 变化曲线 (b) 和稀释率变化曲线 (c)
Fig.11 Comparison of numerical simulation results of molten pool with morphology of test cladding layer (a), change of height-to-aspect ratio H/h (b) and change of dilution rate (c)

液界面, H 和 h 分别表示熔覆层高度和深度。结果表明, 与试验值 $H_{\text{试验}}=1\,250\,\mu\text{m}$ 相比, 模拟结果 $H_{\text{模拟}}$ 为 $1\,320\,\mu\text{m}$, 偏差为 5.6%, 主要源于固液相变 (式 15) 对界面演化的影响, 气液自由界面的瞬时波动在一定程度上降低了固液界面捕获精度。由 4.3 节的分析可知, 在其他工艺参数保持不变时, 激光功率的增加会提高基材熔化程度, 进而提高熔池中基材的参与比例。图 11b 分别给出了不同激光功率 (800、1 000、1 200 W) 时不同时刻的 H/h 之比, 图 11c 给出了相应的熔稀释率 D 变化曲线。

由图 11 可以看出, 稀释率 D 与激光功率成反比, 受热源作用时间影响, D 变化曲线呈现先急剧上升后降低趋向于稳定的状态。同时, 在激光功率为 800 W 时, H/h 变化尤为明显, 稀释率 D 的变化范围保持在 35%~50%。其原因为, 在熔池形成的初始阶段, 一部分基材在高激光能量密度作用下会迅速熔化, 增加了瞬时熔池深度。但此时, 仅有少量粉末颗粒进入熔池, 熔融物高度 H 很小, 引起熔池稀释率 D 激增。随着熔覆时间增加, 大量的粉末被熔化, 基体的熔化程度会大于相同粉末的熔化比例, 提高了基材熔化率, 引起熔融物高度 H 与熔池深度方向 h 的扩展变大。当激光功率从 800 W 增加到 1 200 W 时, 稀释率 D 分别为 0.35、0.45 和 0.50, 表明基材熔化比率与激光热量成正比。

4.5 凝固特性与微观组织生长变化

熔池动态演化受热流多物理场耦合作用的影响,

在界面凝固过程中形成不同类别的树枝晶组织, 其生长行为主要由熔池内温度水平、温度梯度和热对流模式决定^[35]。其中, 熔池内温度和温度梯度决定树枝晶的形态类型和尺寸, 而热对流则主要通过改变溶质与热量的传输影响其生长方向。综合上述模拟分析, 熔池峰值温度位于其中心区域 (见图 8), 而最大温度梯度沿熔覆方向指向前缘中心 (见图 9)。在传热条件控制下, 树枝晶会沿熔化道中心线发生择优取向生长, 逐渐形成团簇状柱状晶组织, 其生长特征如图 12a 所示。在熔池边界处, 晶粒生长方向朝向熔池中心和顶部方位倾斜取向。当熔池内不存在强对流时, 枝晶生长方向与热流方向相反。但受 Marangoni 对流影响, 凝固界面的枝晶生长方向会发生倾斜, 并产生取向角^[36], 如图 12b 所示。此时, 相较于熔池中心区域垂直方向生长的柱状晶体组织, 靠近熔池中心线区域以粗大的树枝晶为主, 其晶粒尺寸相对较小。

在熔覆过程中, 温度梯度 G 和凝固速率 S 是影响熔池结晶的两个重要因素^[37], 可表达为:

$$\begin{cases} G = \frac{\Delta T_d}{\Delta d} \\ S = V \cos \theta \end{cases} \quad (24)$$

式中: ΔT_d 为单位距离内温度变化; Δd 为单位距离; θ 是固液界面速度 (凝固生长速率) 与激光扫描方向的夹角。通常, 凝固微观组织的尺寸由冷却速率 ($G \cdot S$) 决定, 较高的冷却速率可以产生更细的微观组织, 且一次枝晶间距 λ_1 与凝固冷却条件之间存在明确的函数关系:

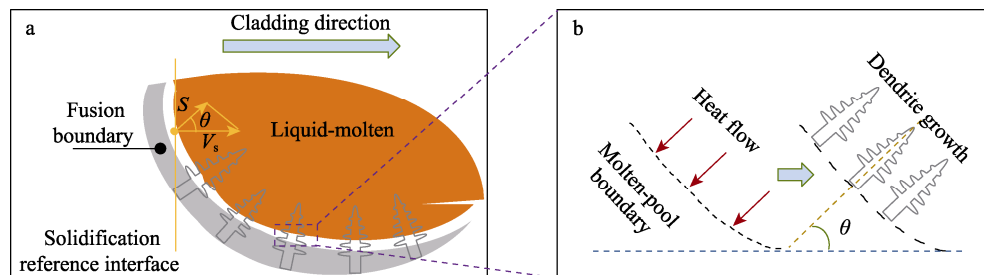


图 12 熔池中微观组织枝晶生长示意图 (a) 和枝晶生长方向 (b)
Fig.12 Schematic diagram of dendrite growth in molten pool (a) and dendrite growth direction (b)

$$\lambda_1 = C(G \cdot S)^{-n} \quad (25)$$

式中: C 为与材料相关的常数, 指数 n 一般取 0.25~0.5^[38-39]。该式表明, $G \cdot S$ 增大会缩短枝晶生长时间, 减小枝晶间距, 引起组织细化。由经典凝固理论可知, 固-液界面形态的稳定性可用形状控制因子 G/S 的比值进行表征。当 G/S 较大时, 界面前沿热稳定性较强, 有利于维持定向凝固条件, 从而促进柱状枝晶的形成; 随着 G/S 的降低, 界面逐渐发生形态失稳, 枝晶生长趋于粗化^[38,40]。因此, 随着 G/S 值的变化, 枝晶不断会从平面枝晶转变为胞状枝晶、柱状枝晶和等轴枝晶等组织形式^[41]。图 12a 表明, 熔池内凝固速率 S 分布不均匀, 从熔池底部到顶部 S 逐渐增加, 越接近熔池顶部, θ 越小, S 越大, 导致在不同区域形成不同的枝晶形貌。基于界面稳定性判据对枝晶形貌进行判定, 表达为^[39,42]:

$$G/S \geq \frac{mC_0(1-k)}{kD} \quad (26)$$

其中: m 为液相线斜率; C_0 为合金初始成分; k 为分配系数; D 为溶质在液相中的扩散系数。由枝晶生长动力学可知, 枝晶生长速度与局部过冷度之间存在密切关系。在快速凝固条件下, 枝晶尖端生长速度 V 通常与凝固速率 S 近似一致, 其大小受枝晶尖端总过冷度控制, 可表示为:

$$V = \mu \Delta T^2 \quad (27)$$

其中: μ 为流体动力黏度; ΔT 为枝晶尖端总过冷度, 与熔池内温度梯度 G 和凝固速率 S 相关, 即 $\Delta T = (G/S) \cdot l$ (l 为枝晶特征扩散长度尺度)。因此, 熔池内温度梯度 G 与凝固速率 S 共同决定枝晶尖端的生长动力学行为, 进一步影响枝晶尺度特征。

为预测凝固组织的形态和尺寸, 基于有限元数值模拟提取激光功率为 800 W、熔覆时间为 100 ms 时的温度梯度 G 和凝固速率 S , 计算冷却速率 ($G \cdot S$) 和形状控制因子 (G/S), 如图 13 所示。

由图 13 可知, 随着熔体流速由 0.019 m/s 升至 0.030 m/s, 温度梯度 G 的峰值出现在熔池前端, 最大值约为 4.5×10^6 K/m, 而熔池后边界处 G 约为 1.5×10^6 K/m。此时, 熔池底部凝固界面的法线方向主要沿 Z 方向, 凝固速率相对较低; 上下区域枝晶生长方

向均近似垂直于凝固界面, 表明熔池内对流对枝晶取向的影响相对较小。同时, 熔池中部枝晶会偏离热流方向一定的角度, 这是由于熔池温度梯度和流速沿垂直方向变化相对较大, 促进枝晶快速生长, 形状因子 G/S 发生显著变化, 使树枝状晶偏离了熔体流动方向。靠近基体区域, 由于热传导条件较好, 温度梯度 G 较大, G/S 比值处于较高水平, 有利于形成细小且取向明显的柱状枝晶; 而在熔池上部, 温度梯度降低、凝固速率相对提高, 导致 G/S 下降, 枝晶形貌逐渐粗化。由此充分说明, 熔池内热流场的瞬态演变是影响微观组织形态的重要因素。

对激光熔覆剖面进行金相组织表征, 并沿横截面方向由下至上选择三个典型观测点 (A 、 B 、 C), 其位置与图 13 中保持一致。分别设定 S 和 V 之间的夹角 θ 约为 10° 、 60° 和 80° , 对应关系如图 14 所示。其中, 图 14a 是熔覆试验金相微观组织。熔覆层底部 A 点为热影响区, 该区域未发生完全熔化, 主要经历快速热循环作用, 原始晶粒发生明显粗化, 并呈现出近似平面形貌特征。 B 点位于熔覆层中部, 随着过冷区域变宽, 枝晶继续沿垂直于固液界面的方向上生长, 形成柱状和粗枝晶。 C 点位于熔覆层顶部, 具有较低的 G/S 和较高的 $G \cdot S$, 此处为等轴晶体和柱状树枝晶的共存区。图 14b 给出了温度梯度 G 和凝固速率 S 对微观组织分布的影响规律, 分析可知凝固前熔池内的冷却速率 $G \cdot S$ 会沿剖面从上到下逐渐减小, 而 G/S 则持续增大, 促使枝晶形貌由底部向顶部, 逐渐转变为等轴晶, 表明冷却速率 $G \cdot S$ 是导致枝晶尺寸变化的关键因素。该变化趋势与图 13 中数值模拟所得不同位置的组织特征演化规律具有良好的一致性。

同时, 瞬态热对流引发的马兰戈尼效应, 会显著增强溶质潜热释放, 加快枝晶生长速率, 使枝晶生长方向随着流动方向发生变化, 从而在熔覆层不同区域形成差异化的晶粒形貌 (图 14c~14e)。熔覆层底部由于熔体流动和温度相对较低, 形成热影响区。中部区域具有明显的熔池对流, 枝晶开始进行柱状晶演变, 熔覆层上部区域因具有较高的冷却速率, 溶质在枝晶尖端聚集形成等轴晶体。结合图 13~14 可知, 激光功率的热能密度会影响沿深度方向的微观组织演化, 合理调控激光参数有助于促进等轴晶体形成, 改善熔覆

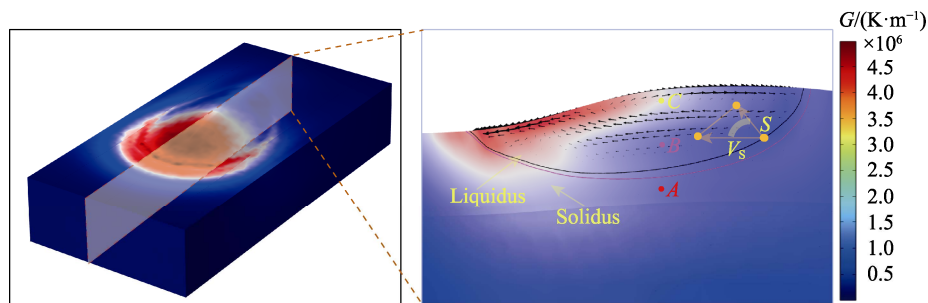


图 13 熔池内温度梯度 G 与凝固速率 S 提取界面

Fig.13 Extraction interface of molten pool temperature gradient G and solidification rate S

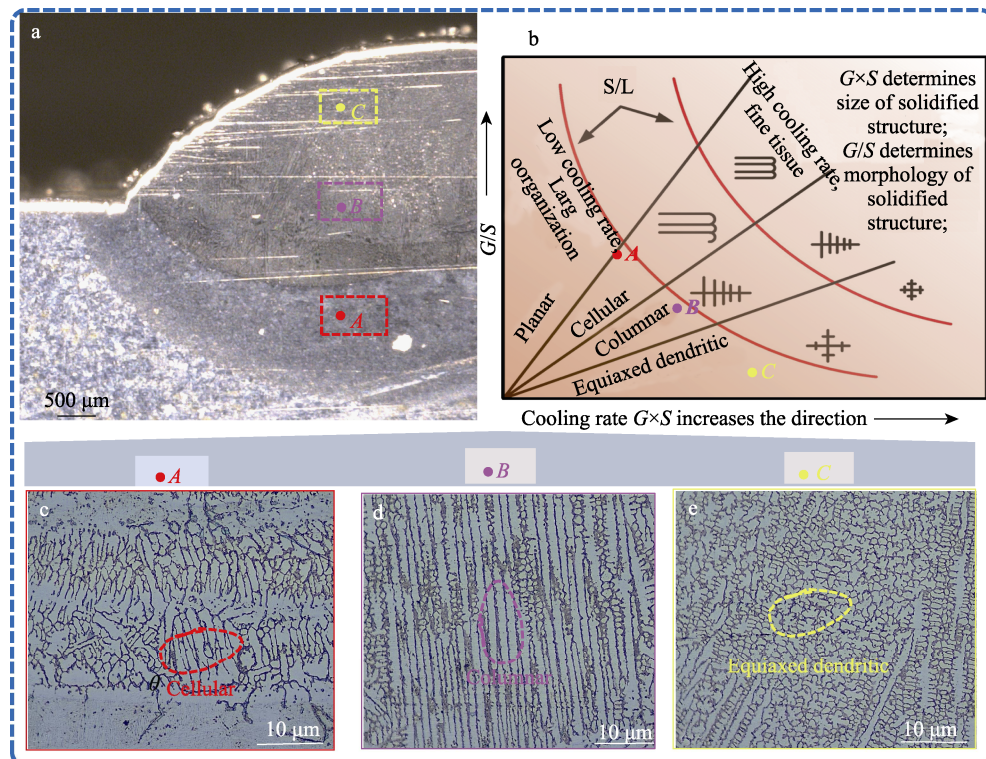


图 14 熔覆层微观组织特征: a) 形貌取样点; b) 温度梯度与凝固速率对组织尺寸的影响; c~e) 熔池不同位置处的组织形貌

Fig.14 Microstructure validation of cladding layer: a) morphology sampling point; b) effects of temperature gradient and solidification rate on size; c-e) morphology of different positions of molten pool

层组织均匀性。因此,结合热流场动态演化及枝晶生长特性分析,可系统揭示激光熔覆修复过程中“工艺-热流场-组织演化”之间的内在关联机制,明确熔覆层不同位置枝晶形貌与热流动力学条件的对应关系,为后续熔覆层组织调控和性能优化提供可靠的理论依据和数值支撑。

5 结果与讨论

本研究重点对模具钢(AISI1045)基材激光熔覆316L粉末的熔池动态演化和微观组织生长特性进行研究。围绕激光-材料相互作用、固液相变、传热与非等温流体流动等多物理过程,建立了单道单层熔池热流耦合数值仿真模型,系统分析了不同激光功率下熔池内温度梯度和热流分布的动态变化规律,基于温度梯度 G 和凝固速率 S 研究枝晶生长行为特性,预测并阐明了熔覆层稀释率及微观组织的演变机制。

1) 在激光熔覆熔池动态演化过程中,马兰戈尼对流效应引起熔池内流体的瞬态变化,增强熔池表面及内部动量与热量交换,从而促进热量由熔池中心向边界区域迅速传递。熔池尺寸随时间不断扩大,并形成双向循环涡流,熔池前端区域温度较高,且局部温度梯度分布大。激光功率为800 W时,熔池内温度梯度超过2 000 K,最大流速差约为0.245 m/s,这加速了熔池内的冷却凝固过程,驱动微观组织持续演化。

2) 激光热输入对熔池内传热和流动行为具有显著影响。随着激光功率由800 W提高到1 200 W,熔池峰值温度明显升高,其绝对增幅约为400 K,同时最大流速相比提高约0.093 m/s,表明高能量输入增强了熔池内的热对流与传质迁移。同时,熔覆层在高度、宽度和深度方向均有不同程度的扩展,粉末与基材间界面渗透互熔更为显著。

3) 不同激光热输入显著影响熔覆层几何形貌与微观组织演化。随着激光功率升高,熔覆层稀释率相应增大,在1 200 W时约为0.50,表明材料熔化比例高,微观组织演变显著。在凝固过程中,枝晶尺寸和生长方向受熔池温度梯度 G 与凝固速率 S 的影响,从熔覆层顶部至底部,枝晶枝晶间距逐渐减小,组织逐渐向等轴晶转变。最终揭示了激光熔覆工艺参数-多物理场模拟-微观组织演化之间的内在关联机制,为后续优化激光熔覆修复层的综合性能提供了重要依据。

参考文献:

- [1] ZHU L D, XUE P S, LAN Q, et al. Recent Research and Development Status of Laser Cladding: A Review[J]. Optics & Laser Technology, 2021, 138: 106915.
- [2] 宋宝强, 门秀花, 张国昌, 等. 激光熔覆熔池动态演化及缺陷工艺调控研究进展[J]. 表面技术, 2024, 53(10):

- 71-91.
SONG B Q, MEN X H, ZHANG G C, et al. Review of Dynamic Evolution of Laser Cladding Molten Pool and Defect Process Regulation[J]. Surface Technology, 2024, 53(10): 71-91.
- [3] 王瑞鑫, 陈超越, 徐松哲, 等. 激光增材制造中残余应力形成机理、表征及调控方法的研究进展[J]. 材料工程, 2024, 52(7): 15-22.
WANG R X, CHEN C Y, XU S Z, et al. A Critical Review on Residual Stress in Laser Additive Manufacturing: Formation Mechanism, characterization and Control Method [J]. Journal of Materials Engineering, 2024, 52(7): 15-32.
- [4] ZHU L D, YANG Z C, XIN B, et al. Microstructure and Mechanical Properties of Parts Formed by Ultrasonic Vibration-Assisted Laser Cladding of Inconel 718[J]. Surface and Coatings Technology, 2021, 410: 126964.
- [5] ZHU L D, WANG S H, PAN H C, et al. Research on Remanufacturing Strategy for 45 Steel Gear Using H13 Steel Powder Based on Laser Cladding Technology[J]. Journal of Manufacturing Processes, 2020, 49: 344-354.
- [6] 高海瑞, 李继康, 张振武, 等. 多场调控金属激光增材制造研究现状与展望[J]. 中国激光, 2024, 51(10): 89-111.
GAO H R, LI J K, ZHANG Z W, et al. Research Status and Prospect of Multi-Field Modulated Metal Laser Additive Manufacturing(Invited)[J]. Chinese Journal of Lasers, 2024, 51(10): 89-111.
- [7] 宋长辉, 付厚雄, 严仲伟, 等. 激光粉末床熔融成形内部质量缺陷及其调控方法[J]. 中国激光, 2022, 49(14): 261-277.
SONG C H, FU H X, YAN Z W, et al. Internal Defects and Control Methods of Laser Powder Bed Fusion Forming[J]. Chinese Journal of Lasers, 2022, 49(14): 261-277.
- [8] ZHAO Y, GUAN C, CHEN L Y, et al. Effect of Process Parameters on the Cladding Track Geometry Fabricated by Laser Cladding[J]. Optik, 2020, 223: 165447.
- [9] TEIXEIRA M F, PACHECO J T, DA SILVA L J, et al. Laser Cladding of Metco 1040® (Fe-V-Mn-C) on Hadfield Steel: Effect of Processing Parameters on Microstructure and Wear Resistance[J]. Optics & Laser Technology, 2021, 142: 107219.
- [10] 罗佳勤, 朱刚贤, 李加强, 等. 激光熔覆熔池温度场及流场数值模拟研究进展[J]. 表面技术, 2023, 52(4): 67-84.
LUO J Q, ZHU G X, LI J Q, et al. Numerical Simulation on Temperature Field and Flow Field of Molten Pool in Laser Cladding[J]. Surface Technology, 2023, 52(4): 67-84.
- [11] SUN Z, GUO W, LI L. Numerical Modelling of Heat Transfer, Mass Transport and Microstructure Formation in a High Deposition Rate Laser Directed Energy Deposition Process[J]. Additive Manufacturing, 2020, 33: 101175.
- [12] LI C, YU Z B, GAO J X, et al. Numerical Simulation and Experimental Study of Cladding Fe60 on an ASTM 1045 Substrate by Laser Cladding[J]. Surface and Coatings Technology, 2019, 357: 965-977.
- [13] GAN Z T, YU G, HE X L, et al. Numerical Simulation of Thermal Behavior and Multicomponent Mass Transfer in Direct Laser Deposition of Co-Base Alloy on Steel[J]. International Journal of Heat and Mass Transfer, 2017, 104: 28-38.
- [14] 张天刚, 张倩, 姚波, 等. TC4 表面 Ni 基激光熔覆层温度场和应力场的数值模拟[J]. 激光与光电子学进展, 2021, 58(3): 212-220.
ZHANG T G, ZHANG Q, YAO B, et al. Numerical Simulation of Temperature Field and Stress Field of Ni-Based Laser Cladding Layer on TC4 Surface[J]. Laser & Optoelectronics Progress, 2021, 58(3): 212-220.
- [15] 史建军, 石拓, 石世宏, 等. 激光光内送粉仰面熔覆工艺研究及优化[J]. 红外与激光工程, 2019, 48(3): 100-107.
SHI J J, SHI T, SHI S H, et al. Process Study and Optimization of Upward Cladding by Laser Inside Powder Feeding[J]. Infrared and Laser Engineering, 2019, 48(3): 100-107.
- [16] KHAMIDULLIN B A, TSIVILSKIY I V, GORUNOV A I, et al. Modeling of the Effect of Powder Parameters on Laser Cladding Using Coaxial Nozzle[J]. Surface and Coatings Technology, 2019, 364: 430-443.
- [17] KHATTARI Y, EL RHAFIKI T, CHOAB N, et al. Apparent Heat Capacity Method to Investigate Heat Transfer in a Composite Phase Change Material[J]. Journal of Energy Storage, 2020, 28: 101239.
- [18] LIN J. Concentration Mode of the Powder Stream in Coaxial Laser Cladding[J]. Optics & Laser Technology, 1999, 31(3): 251-257.
- [19] GUAN X Y, ZHAO Y F. Numerical Modeling of Coaxial Powder Stream in Laser-Powder-Based Directed Energy Deposition Process[J]. Additive Manufacturing, 2020, 34: 101226.
- [20] LEE K H, YUN G J. A Novel Heat Source Model for Analysis of Melt Pool Evolution in Selective Laser Melting Process[J]. Additive Manufacturing, 2020, 36: 101497.
- [21] YA W, PATHIRAJ B, LIU S J. 2D Modelling of Clad Geometry and Resulting Thermal Cycles during Laser Cladding[J]. Journal of Materials Processing Technology, 2016, 230: 217-232.
- [22] 许明三, 周春辉, 张正, 等. 激光熔覆过程中的粉、气、光耦合温度场[J]. 中国机械工程, 2022, 33(1): 70-77.
XU M S, ZHOU C H, ZHANG Z, et al. Temperature Distribution of Powder-Gas-Optical Coupling Temperature Field in Laser Cladding Processes[J]. China Mechanical Engineering, 2022, 33(1): 70-77.
- [23] HE X L, SONG L J, YU G, et al. Solute Transport and Composition Profile during Direct Metal Deposition with Coaxial Powder Injection[J]. Applied Surface Science, 2011, 258(2): 898-907.
- [24] SONG B X, YU T B, JIANG X Y, et al. Development Mechanism and Solidification Morphology of Molten

- Pool Generated by Laser Cladding[J]. *International Journal of Thermal Sciences*, 2021, 159: 106579.
- [25] 雷朝娇, 任松, 郑小强, 等. 常规/高速激光定向能量沉积熔池热流输运行为数值模拟[J]. *应用激光*, 2025, 45(6): 41-52.
- LEI C J, REN S, ZHENG X Q, et al. Numerical Simulation of Melt Pool Thermofluidic Transport Behavior in Conventional/High-Speed Laser-Based Directed Energy Deposition[J]. *Applied Laser*, 2025, 45(6): 41-52.
- [26] JIANG Y C, CHENG Y H, ZHANG X C, et al. Simulation and Experimental Investigations on the Effect of Marangoni Convection on Thermal Field during Laser Cladding Process[J]. *Optik*, 2020, 203: 164044.
- [27] GAO J L, WU C Z, HAO Y B, et al. Numerical Simulation and Experimental Investigation on Three-Dimensional Modelling of Single-Track Geometry and Temperature Evolution by Laser Cladding[J]. *Optics & Laser Technology*, 2020, 129: 106287.
- [28] SUN J Y, ZHAO Y, YANG L, et al. Effect of Shielding Gas Flow Rate on Cladding Quality of Direct Laser Fabrication AISI 316L Stainless Steel[J]. *Journal of Manufacturing Processes*, 2019, 48: 51-65.
- [29] YONG Y W, FU W, DENG Q L, et al. A Comparative Study of Vision Detection and Numerical Simulation for Laser Cladding of Nickel-Based Alloy[J]. *Journal of Manufacturing Processes*, 2017, 28: 364-372.
- [30] REN K, DI Y L, WANG G, et al. Forward Calculation Model for Utilization of Energy and Mass in Laser-Directed Energy Deposition[J]. *Additive Manufacturing*, 2023, 68: 103512.
- [31] TANG Z J, LIU W W, ZHU L N, et al. Investigation on Coaxial Visual Characteristics of Molten Pool in Laser-Based Directed Energy Deposition of AISI 316L Steel[J]. *Journal of Materials Processing Technology*, 2021, 290: 116996.
- [32] MOHAMMADPOUR P, PLOTKOWSKI A, PHILLION A B. Revisiting Solidification Microstructure Selection Maps in the Frame of Additive Manufacturing[J]. *Additive Manufacturing*, 2020, 31: 100936.
- [33] BENARJI K, KUMAR Y R, ASHWIN P. Numerical Simulation and Experimental Study on Austenitic Stainless Steel by Laser Assisted Metal Deposition (L-MD)[J]. *Materials Today: Proceedings*, 2021, 39: 1497-1502.
- [34] LI J Y, LI H N, LIAO Z R, et al. Overlapped Wire-Fed Laser Cladding on Inclined Surfaces: An Analytical Model Considering Gravity and a Model Application[J]. *Journal of Materials Processing Technology*, 2022, 304: 117559.
- [35] 宋博学, 王子生, 陈克强, 等. DED 熔池熔凝行为与枝晶形貌对拉伸强度的影响[J]. *机械工程学报*, 2024, 60(7): 411-424.
- SONG B X, WANG Z S, CHEN K Q, et al. Effect of Melting and Solidification Behavior and Dendrite Morphology of DED Melt Pool on Tensile Strength[J]. *Journal of Mechanical Engineering*, 2024, 60(7): 411-424.
- [36] LV H, LI X D, LI Z J, et al. Investigation on the Columnar-to-Equiaxed Transition during Laser Cladding of IN718 Alloy[J]. *Journal of Manufacturing Processes*, 2021, 67: 63-76.
- [37] WANG W L, LIU W Q, YANG X, et al. Multi-Scale Simulation of Columnar-to-Equiaxed Transition during Laser Selective Melting of Rare Earth Magnesium Alloy [J]. *Journal of Materials Science & Technology*, 2022, 119: 11-24.
- [38] KURZ W, FISHER D J. *Fundamentals of Solidification* [M]. 4th revised ed. Aedermannsdorf, Switzerland: Trans Tech Publications, 1998.
- [39] DEBROY T, WEI H L, ZUBACK J S, et al. Additive Manufacturing of Metallic Components – Process, Structure and Properties[J]. *Progress in Materials Science*, 2018, 92: 112-224.
- [40] RAPPAZ M, GANDIN C A. Probabilistic Modelling of Microstructure Formation in Solidification Processes[J]. *Acta Metallurgica et Materialia*, 1993, 41(2): 345-360.
- [41] CHAI Q, ZHANG D Y, HAN Y Z, et al. Numerical Simulation of Thermal Transfer and Flow Behavior of Ni60AA Formed by Laser Cladding[J]. *Journal of Materials Research and Technology*, 2024, 29: 5585-5594.
- [42] TRIVEDI R, KURZ W. Solidification Microstructures: A Conceptual Approach[J]. *Acta Metallurgica et Materialia*, 1994, 42(1): 15-23.