

脉冲激光空域整形定向能量沉积 316L 不锈钢过程中的熔池行为

吴家柱^{1,2}, 陈正钢², 覃信茂¹, 尹存宏^{2*}, 王贵², 张宏伟²

(1. 安顺学院 电子与信息工程学院, 贵州 安顺, 561000;

2. 贵州大学 机械工程学院, 贵阳 550025)

摘要: **目的** 揭示脉冲圆形超高斯 (PW-SG)、脉冲横向椭圆高斯 (PW-TE) 和脉冲纵向椭圆高斯 (PW-LE) 三种模式对激光定向能量沉积 (L-DED) 过程中熔池行为的影响机制。**方法** 基于质量、动量和能量守恒定律, 建立考虑氧和硫元素影响的脉冲激光空域整形定向能量沉积三维热流耦合模型, 结合实验制备试样, 并利用光学显微镜分析熔道形貌以验证模型准确性。**结果** 在三种模式中, PW-LE 具有最大的峰值温度、熔池体积和熔道高度, 且重熔最为严重; PW-TE 则表现出最小的峰值温度、熔池体积、熔池表面积及熔道高度与深度, 但熔道宽度最大, 重熔最轻。所有模式的熔池均形成向内的 Marangoni 流动, 其中 PW-LE 的峰值流速最高。在激光关闭的凝固阶段, 三种模式的平均温度梯度、冷却速率和形态因子均逐渐降低, 而平均凝固速率逐渐上升。此外, PW-SG 和 PW-TE 诱导熔道表面形成鱼鳞纹结构, 且 PW-TE 的鱼鳞纹最为显著。**结论** 周期性的热输入导致熔池行为呈现周期性时变特征, 而不同的热分布和热累积 (PW-LE > PW-SG > PW-TE) 是引发熔池行为差异的主要原因。表面活性元素氧和硫促使热毛细系数始终为正, 驱动熔池形成向内的 Marangoni 流动。不同的脉冲热源模式可诱导不同的晶粒结构和织构, 其中 PW-TE 更有利于晶粒细化和 CET, 而 PW-LE 的高频重熔则倾向于柱状晶的外延生长和织构形成。

关键词: 脉冲激光定向能量沉积; 空域整形; 数值模拟; 热输运; 流体流动; 几何形貌

中图分类号: TN249; TG111.4 **文献标志码:** A **文章编号:** 1001-3660(2026)02-0097-15

DOI: 10.16490/j.cnki.issn.1001-3660.2026.02.008

Melt Pool Behavior during Pulsed Laser Spatial Shaping Directed Energy Deposition of 316L Stainless Steel

WU Jiazhū^{1,2}, CHEN Zhenggang², QIN Xinmao¹, YIN Cunhong^{2*}, WANG Gui², ZHANG Hongwei²

(1. School of Electronic and Information Engineering, Anshun University, Guizhou Anshun 561000, China;

2. School of Mechanical Engineering, Guizhou University, Guiyang 550025, China)

ABSTRACT: Pulsed laser spatial shaping directed energy deposition (PLSS-DED), as a novel process strategy, demonstrates

收稿日期: 2025-05-06; 修订日期: 2025-10-20

Received: 2025-05-06; Revised: 2025-10-20

基金项目: 国家自然科学基金 (52365041); 贵州省教育厅资助项目 (黔教合 KY 字[2021]315 号); 贵州省基础研究项目 (QKHJC-ZK[2023]-017)

Fund: National Natural Science Foundation of China (52365041); Project of the Education Department of Guizhou Province ([2021]315); Guizhou Provincial Basic Research Program (QKHJC-ZK[2023]-017)

引文格式: 吴家柱, 陈正钢, 覃信茂, 等. 脉冲激光空域整形定向能量沉积 316L 不锈钢过程中的熔池行为[J]. 表面技术, 2026, 55(2): 97-111.

WU Jiazhū, CHEN Zhenggang, QIN Xinmao, et al. Melt Pool Behavior during Pulsed Laser Spatial Shaping Directed Energy Deposition of 316L Stainless Steel[J]. Surface Technology, 2026, 55(2): 97-111.

*通信作者 (Corresponding author)

distinctive advantages and potential in regulating microstructures and macroscopic properties. However, the formation of microstructures and properties depends on melt pool behaviors, including heat transfer, fluid flow, and morphological characteristics. Therefore, the work aims to investigate the evolution of melt pool behaviors under pulsed circular super-Gaussian (PW-SG), pulsed transverse elliptical Gaussian (PW-TE), and pulsed longitudinal elliptical Gaussian (PW-LE) modes during the PLSS-DED process, thus establishing a theoretical foundation for customizing microstructures and enhancing macroscopic performance.

The PLSS-DED process is inherently accompanied by complex and dynamic physical events, posing significant challenges for real-time monitoring of melt pool behaviors, thus making numerical simulation a critical tool for studying melt pool evolution. In this study, a three-dimensional thermo-fluid coupled transport numerical model was developed with the COMSOL Multiphysics platform, incorporating heat transfer, fluid flow, solid/liquid phase transition, and gas/liquid interface dynamics. Considering the effects of active elements such as oxygen introduced by oxidation-deoxidation reactions in the melt pool and sulfur in 316L stainless steel powder, a three-dimensional thermal-fluid coupled transport model for pulsed laser spatial shaping directed energy deposition was constructed based on mass, momentum, and energy conservation laws. Specimens were prepared with a pulsed laser-directed energy deposition experimental platform, and then the melt track morphology was analyzed with an optical microscope to verify the model accuracy, with maximum and average errors of 7.17% and 3.87%, respectively.

The study revealed that melt pool behaviors (temperature field, velocity field, and geometric morphology) under all three modes exhibited periodic oscillations synchronized with the thermal input frequency. Thermal-flow analysis demonstrated that the PW-LE mode exhibited the highest peak temperature and fluctuation amplitude, while the PW-SG and PW-TE modes showed the minimum fluctuation amplitude and peak temperature, respectively. Notably, complete melt pool solidification within a single pulse cycle occurred exclusively under the PW-TE mode. Periodic thermal input induced multiple remelting phenomena in deposited tracks, with the PW-LE mode demonstrating the most severe remelting and the PW-TE mode exhibiting the mildest. All modes generated inward Marangoni flow within the melt pool, with the PW-LE mode achieving the maximum peak flow velocity. During the solidification phase after laser-off, the average temperature gradient (G), cooling rate ($G \times R$), and morphology factor (G/R) at solidification interfaces progressively decreased across all modes, while the average solidification rate (R) gradually increased. The PW-TE mode exhibited notably lower G and G/R values but higher R and $G \times R$ values compared to other modes. Geometric characterization showed that the PW-LE mode produced the largest melt pool volume and track height, whereas the PW-TE mode demonstrated the smallest melt pool volume, surface area, track height, and depth, but achieved the maximum track width. Furthermore, both PW-SG and PW-TE modes induced fish-scale structures on track surfaces, with the PW-TE mode generating more pronounced pattern protrusions than the PW-SG mode.

In summary, the periodic thermal input induces temporally periodic characteristics in the thermodynamic and dynamic behaviors of the melt pool, while distinct thermal distribution and accumulation patterns (PW-LE>PW-SG>PW-TE) serve as the primary factors governing variations in heat transfer, fluid flow, and geometric morphology. Surface-active elements such as oxygen and sulfur maintain a consistently positive thermocapillary coefficient, thereby driving the formation of inward Marangoni flow within the melt pool. The laser-off phase facilitates the transition of solidification microstructure from columnar to equiaxed grains. Different pulsed heat sources induce distinct grain structures and crystallographic textures: the PW-TE mode promotes grain refinement and columnar-to-equiaxed transition (CET) behavior, whereas the high-frequency remelting characteristic of the PW-LE mode favors epitaxial growth of columnar grains and texture formation.

KEY WORDS: pulsed laser directed energy deposition; spatial shaping; numerical simulation; heat transfer; fluid flow; geometric morphology

激光定向能量沉积 (L-DED) 是增材制造主要的分支之一^[1], 该工艺具备材料-结构-性能一体化成形能力, 能够结合多材料布局 and 结构创新的新型工业设计范式, 实现零件的性能提升和功能的多样化^[2-3]。此外, 短的制造流程能够缩短产品的研制周期^[4-5], 使工业部门能够快速响应瞬息多变的市场。由于这些

显著的优势, L-DED 在航空、航天、汽车、电子设备和生物医学等^[6]高科技行业中被广泛应用于复杂零件的快速制造^[7]、受损零件的再制造^[8]和功能梯度材料制备^[9]等。

L-DED 采用逐域的局部化成型策略, 通过熔池的快速移动将同步输送的粉末或丝材沉积到特定位

置。由于高能量密度的局部热输入和强烈的热传导效应, 熔池往往出现高温梯度快速凝固等超常规冶金现象, 产生的组织结构有助于提高材料的性能^[10-11]。值得注意的是, L-DED 可以通过调控熔池行为和冶金热力学来获得具有特定力学性能的微观结构。例如, 控制等轴晶粒的生长可以增强零件的强度和塑性^[12], 提高疲劳寿命^[13], 形成优异的各向同性力学性能。而控制柱状晶或单晶的生长有利于提高构件的高温抗蠕变性能和热疲劳性能^[14]。

近年研究表明, 通过调制激光能量的时域(频率、占空比和脉冲波形等)或空域(平顶高斯光束、椭圆高斯光束、超高斯光束等)分布特征可调控熔池行为并定制特定的微观结构^[15-18]。如 Sattari 等^[19]基于离散元法(DEM)和有限体积法(FVM)相结合的高精度多相热流体模型, 研究了激光空域整形对 L-DED 奥氏体不锈钢的影响。结果发现, 方形光束诱导更宽和更长的熔池, 有助于形成更大的熔道高度; 而圆形光束较高 Peclet 数和 Marangoni 数引发更高的峰值温度和更快的流体速度, 导致更深的熔池。Chen 等^[20]建立了一种耦合射线追踪计算流体动力学(CFD)模型, 研究了脉冲激光沉积过程中的热行为和流体动力学。研究发现, 在脉冲激光沉积过程中, 熔池内的热传递是由热对流和热传导交替控制的, 与连续波模式相比, 脉冲激光模式下的 Marangoni 效应和浮力效应较弱。这些研究表明调制激光能量的时域或空域分布对熔池的动力学行为具有重要意义。

因此, 一种综合时域和空域优势的脉冲激光空域整形定向能量沉积(PLSS-DED)工艺引起人们的关注, 其原理是通过调控脉冲激光能量的空域分布来控制熔池动力学行为和微观组织。郑小强等^[21]采用正交试验法分析了频率、占空比及空域形态指数对构件显微硬度和微观组织的影响。研究发现, 各参数对等效直径(占空比>频率>形态指数)、柱状晶长宽比(频率>占空比>形态指数)、柱状/等轴晶数量比(频率>形态指数>占空比)以及显微硬度(形态指数>频率>占空比)的影响程度存在显著差异。Cheng 等^[22]通过实验研究了平顶和高斯强度分布的脉冲激光对熔池形态和凝固组织的影响。发现脉冲平顶模式下的熔池呈平面状, 样品具有强纤维织构的均匀柱状晶粒; 相比之下, 脉冲高斯模式下的熔池呈圆弧状, 其组织则呈现大晶粒与细晶粒交替排列的现象。综上所述, PLSS-DED 工艺在熔池行为和凝固组织调控方面展现出特殊的优势和潜力。

值得注意的是, 熔池形貌、热行为及流体流动等

熔池行为对凝固组织的形成具有决定性影响^[23]。虽然关于 PLSS-DED 构件的微观组织调控和性能优化的工艺研究已初步开展, 但对沉积过程中内在的传热机制和流动机理等关键熔池行为的研究仍然匮乏, 这些机理对于深入了解熔池演化过程至关重要^[20]。然而, 依赖传统实验方法来揭示其内在物理机制不仅耗时且成本高昂, 而数值模拟则提供了一种更具成本效益的替代方案^[24-25]。为此, 本研究考虑了熔池氧化-脱氧反应引入的氧以及 316L 不锈钢中硫的热力学活性对表面张力的影响, 构建了三维热流耦合输运模型, 并通过实验验证了模型的可靠性。基于数值模型, 系统研究了脉冲圆形超高斯(PW-SG)、脉冲横向椭圆高斯(PW-TE)和脉冲纵向椭圆高斯(PW-LE)三种激光模式下的熔池行为, 如热输运行为、流体动力学和几何形貌演变。

1 数值模型构建

1.1 物理模型描述与基本假设

图 1 展示了四路同轴送粉 PLSS-DED 的工作原理。在沉积过程中, 来自同轴送粉头的脉冲激光束快速加热并熔化尺寸为 120 mm×120 mm×8 mm 的热轧 316L 不锈钢基板表面, 形成熔池。与此同时, 在载运氩气流的作用下, 同轴送粉头上的四个喷嘴将粒径为 50~100 μm 的 316L 不锈钢粉末材料输送进熔池内, 与熔池融为一体。随着激光的移动, 熔池迅速凝固形成熔道。316L 不锈钢的化学成分如表 1 所示。

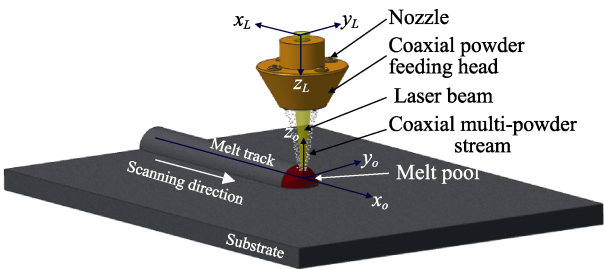


图 1 L-DED 工艺示意图
Fig.1 Schematic diagram of the L-DED process

为了实现对脉冲激光束的空域整形, 可以通过变形棱镜组调节光束椭圆度^[26], 进而获得圆形超高斯光束(图 2a)和椭圆高斯光束(图 2b)。当脉冲椭圆高斯光束的长轴分别与激光扫描方向重合和垂直时, 则将其分别定义为 PW-LE 模式和 PW-TE 模式。

表 1 316L 不锈钢的化学成分
Tab.1 Chemical composition of 316L stainless steel

							wt.%
Cr	Ni	Mn	Mo	Si	C	S	Fe
16.98	10.82	1.47	2.44	0.58	0.021	0.03	Bal

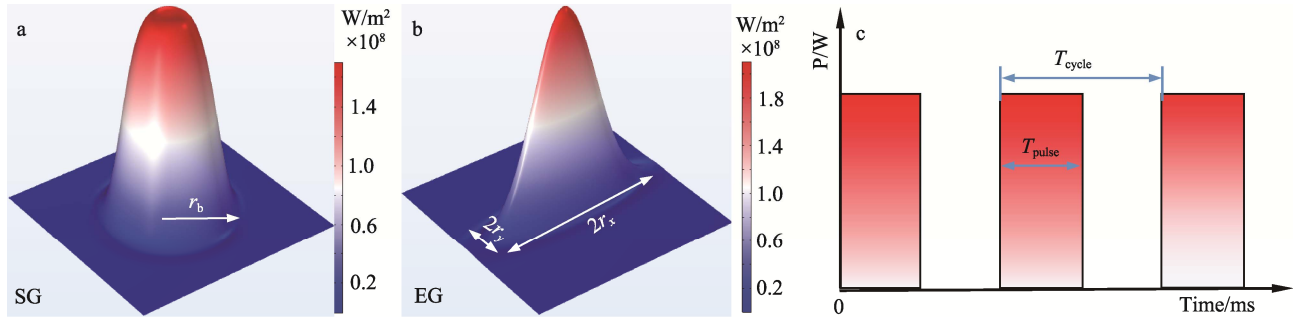


图2 脉冲激光时空域形态: a) 超高斯光束形态; b) 椭圆高斯光束形态; c) 脉冲激光时域形态
Fig.2 Spatiotemporal characteristics of pulsed laser: a) super-Gaussian beam profile;
b) elliptical Gaussian beam profile; c) temporal profile of pulsed laser

在 PLSS-DED 过程中, 脉冲圆形超高斯 (PW-SG)、脉冲横向椭圆高斯 (PW-TE) 和脉冲纵向椭圆高斯 (PW-LE) 三种激光模式表现出差异明显的能量分布特征, 会显著影响熔池热运输、流体流动和熔池形貌等熔池特征的时空演化行为。因此, 本文围绕三种激光模式下的熔池行为开展系统的仿真研究。

在 PLSS-DED 过程中, 激光能量衰减、粉末颗粒加热以及熔池动态演化等多种复杂物理过程对构建精确且高保真的热流耦合运输模型提出了严峻挑战, 同时也限制了模型的数值求解效率和收敛性。因此, 在建模过程中引入适当的简化假设显得尤为关键。

- 1) 假设粉末与熔池接触时瞬间熔化^[27]。
- 2) 熔池内的流动被认为是层流, 且熔体为不可压缩介质^[28]。
- 3) 忽略粉末和气体冲击对流体流动的影响^[29]。
- 4) 熔池温度未达到蒸发点 (3 200 K^[30]), 因此, 忽略蒸发造成的质量损失、相关的热损失和由此产生的反冲压力。

1.2 控制方程

PLSS-DED 过程中的传热和流体流动遵循质量、能量和动量守恒定律, 其控制方程为^[31]:

$$\rho \nabla \cdot \mathbf{u} = 0 \quad (1)$$

$$\rho \frac{\partial h}{\partial t} + \rho (\mathbf{u} \cdot \nabla) h = \nabla \cdot (k \nabla T) \quad (2)$$

$$\rho \frac{\partial \mathbf{u}}{\partial t} + \rho (\mathbf{u} \cdot \nabla) \mathbf{u} = \nabla \cdot [-p \mathbf{I} + \mu (\nabla \mathbf{u} + (\nabla \mathbf{u})^T)] - K_0 \frac{(1-f_1)^2}{f_1^3 + B_0} \mathbf{u} + \rho g \beta (T - T_m) \quad (3)$$

式中: ρ 是密度, $\mathbf{u}$ 是流体速度, k 是导热系数, t 是时间, μ 是动力黏度, p 是流体压力, $\mathbf{I}$ 表示单位矢量, K_0 是糊状区凝固阻力系数, 316L 不锈钢取 $1 \times 10^7 \text{ kg}/(\text{m}^3 \cdot \text{s})$, B_0 为避免分母为 0 而设置的一个极小常数 (1×10^{-3}), T 是瞬态温度, T_m 是熔化温度, $T_m = (T_l + T_s)/2$, T_l 和 T_s 分别为液相温度和固相温度, g 代表重力加速度, β 是热膨胀系数, h 是焓, 定义为潜热和显热之和, 可表示为:

$$h = \int_{T_{\text{ref}}}^T c_p dT + f_l L \quad (4)$$

式中: T_{ref} 是环境温度, c_p 为比热容, L 是熔化潜热, f_l 是液相体积分。

$$f_l = \begin{cases} 0 & T < T_s \\ \frac{T - T_s}{T_l - T_s} & T_s \leq T \leq T_l \\ 1 & T > T_l \end{cases} \quad (5)$$

1.3 输入源模型

超高斯光束的空间强度分布表达式为^[32]:

$$I_G(x_L, y_L, z_L) = \frac{2^{1/K} K P}{\pi r_b^2 \Gamma(1/K)} \exp \left[-2 \left(\frac{x_L^2 + y_L^2}{r_b^2} \right)^K \right] \quad (6)$$

式中: P 是激光功率, Γ 是 Gamma 函数, r_b 是激光束半径, x_L 、 y_L 、 z_L 为激光坐标系 $\{L\}$ 的坐标, 如图 1 所示。 K 为超高斯阶数, 本研究 $K = 3$, 其空间强度分布如图 2a 所示。

椭圆高斯光束的空间强度分布表达式为^[31]:

$$I_E(x_L, y_L, z_L) = \frac{2P}{\pi r_x r_y} \exp \left[-2 \left(\frac{x_L^2}{r_x^2} + \frac{y_L^2}{r_y^2} \right) \right] \quad (7)$$

式中: r_x 和 r_y 分别为椭圆光束的长半轴和短半轴。根据文献[26]将椭圆高斯光束的 r_x/r_y 设为 3.7:1。为了便于比较, 椭圆高斯光束和圆形超高斯光束具有等效的光斑面积, 即 $\pi r_b^2 = \pi r_x r_y$, 计算出 r_x 和 r_y 分别为 2.5 mm 和 0.68 mm, 其空间强度分布如图 2b 所示。

脉冲激光的参数调制通过分段函数 $\delta(t)$ 实现:

$$\delta(t) = \begin{cases} 1 & 0 < t < T_{\text{pulse}} \\ 0 & T_{\text{pulse}} < t < T_{\text{cycle}} \end{cases} \quad (8)$$

$$T_{\text{cycle}} = 1/f \quad (9)$$

$$T_{\text{pulse}} = D_c T_{\text{cycle}} \quad (10)$$

式中: T_{cycle} 是脉冲周期, T_{pulse} 是脉冲宽度, f 是脉冲频率, D_c 是占空比, 如图 2c 所示。

同轴多粉末流的粉末质量通量 N_m 服从高斯分布^[33]:

$$N_m(x_o, y_o, z_o) = \frac{2m}{\pi r_m^2} \exp \left[-\frac{2(x_o^2 + y_o^2)}{r_m^2} \right] \quad (11)$$

式中: m 是粉末进给速率, r_m 是同轴多粉末流的粉斑半径, x_o 、 y_o 和 z_o 表示沉积坐标系 $\{O\}$ 的坐标, 如图 1 所示。

1.4 边界条件

熔池气/液界面动量方程的边界条件为^[34]:

$$\mathbf{F}_{L/G} = \sigma \boldsymbol{\kappa} \cdot \mathbf{n}_{L/G} - \frac{\partial \sigma}{\partial T} \nabla_s T \quad (12)$$

式中: $\mathbf{F}_{L/G}$ 为表面的应力张量, $\mathbf{n}_{L/G}$ 是气/液界面的法向量, $\boldsymbol{\kappa}$ 表示气/液界面的曲率, σ 和 $\partial \sigma / \partial T$ 分别为表面张力系数和热毛细系数。

熔池表面的表面张力变化对流体的流动起着重要的作用, 而钢液合金的表面张力受温度和表面活性元素的显著影响^[35-36]。因此, 表面张力被认为是温度和表面活性元素 (本研究考虑硫和氧) 热力学活性的函数。 σ 和 $\partial \sigma / \partial T$ 近似如下^[19]:

$$\sigma(T) = \sigma_0 - A(T - T_m) - \sum_i (RT \Gamma_i \ln(1 + K_i a_i)) \quad (13)$$

$$\frac{\partial \sigma}{\partial T} = -A - \sum_i \left(R \Gamma_i \ln(1 + K_i a_i) + \frac{K_i a_i \Gamma_i \Delta H_i}{(1 + K_i a_i) T} \right) - \sum_i \left(\frac{K_i R T_i}{1 + K_i a_i} \frac{\partial a_i}{\partial T} \right) \quad (14)$$

$$K_i = k_i \exp \left(-\frac{\Delta H_i}{RT} \right) \quad (15)$$

式中: σ_0 是纯金属在熔化温度下的表面张力, A 是表面张力梯度常数, R 为理想气体常数, Γ_i 为饱和时的表面过剩量, K_i 是与偏析熵有关的常数, ΔH_i 是标准吸附热, a_i 是活性元素 i 的热力学活性, 具体计算公式见文献^[37]。表 2 列出了上述表面张力模型中使用的值, 表 3 列出了活性元素的相互作用系数。

316L 中各元素的质量分数如表 1 所示, 而溶解在液态不锈钢中的 $[\%O]$ 主要由氧化-脱氧反应控制^[37]:

$$\lg[\%O] = -\frac{6380}{T} + 2.765 \quad (16)$$

由于粉末的有效沉积和激光束的移动, 熔池的气/液界面会生长, 并随激光束移动。基于任意 ALE 方法跟踪气/液界面的法向移动速度 $V_{L/G}$ ^[33]:

$$V_{L/G} = \mathbf{u} \cdot \mathbf{n}_{L/G} + \frac{\eta_m N_m(x - Vt, y)}{\rho_m} \mathbf{e}_z \cdot \mathbf{n}_{L/G} \quad (17)$$

式中: η_m 为捕粉效率, V 是扫描速度, ρ_m 是粉末密度, $\mathbf{e}_z$ 为 z 向单位矢量。

由于热损失的存在, 模型表面的总热通量 Q_{sur} 可表示为:

$$Q_{sur} = \eta(1 - \eta_{loss})\delta(t)I + I_m - h_{con}(T - T_{ref}) - \varepsilon \sigma_s (T^4 - T_{ref}^4) \quad (18)$$

表 2 316L 不锈钢表面张力模型中的参数^[19]

Tab.2 Parameters in the 316 L stainless steel surface tension model^[19]

Parameters	Value	Unit
Surface tension of pure metal σ_0	1.943	N/m
Surface tension gradient constant A	4.3×10^{-4}	N/(m·K)
Ideal gas constant R	8.314	J/(mol·K)
Standard heat of adsorption for sulfur ΔH_s	-1.662×10^5	J/mol
Standard heat of adsorption for oxygen ΔH_o	-1.463×10^5	J/mol
Segregation entropy factor for sulfur k_s	3.18×10^{-3}	
Segregation entropy factor for oxygen k_o	1.38×10^{-2}	
Surface excess at saturation for sulfur Γ_s	1.3×10^{-5}	mol/m ²
Surface excess at saturation for oxygen Γ_o	2.03×10^{-5}	mol/m ²

表 3 316L 元素活性的相互作用系数^[37]

Tab.3 Element activity interaction coefficients of 316L^[37]

Element j	C	O	Si	S	Cr	Mn	Ni
e_s^j	0.11	-0.27	0.063	-0.028	-0.011	-0.026	0
e_o^j	-0.13	-0.2	-0.131	-0.133	-0.04	-0.021	0.006

式中: η 是激光吸收率, η_{loss} 是由粉束流引起的激光衰减率, 当送粉速率为 15.5 g/min 时, η_{loss} 约为 0.15^[33], h_{con} 是对流换热系数, ε 为表面辐射率, σ_s 为 Stefan-Boltzmann 常数, I_m 为同轴粉束流的热通量, 可表示为^[32]:

$$I_m = -\eta_m H_m N_m(x_o - Vt, y_o) \quad (19)$$

$$H_m = \int_{T_{ref}}^{T_s} c_{sol} dT + L + \int_{T_l}^T c_{liq} dT \quad (20)$$

式中: H_m 是粉末的热焓。

2 数值求解与实验

2.1 数值求解

基于 COMSOL Multiphysics 平台对 PLSS-DED 过程中的热流运输模型进行数值求解。为了提高计算效率, 三维模型被构建成为纵向中心截面对称的一半, 尺寸为 15 mm×5 mm×3 mm。同时, 将模型划分为固相域和液相域, 液相域设置细小的三角形网格, 最小单元尺寸为 15 μm , 最大为 143 μm ; 固相域设置较粗大的四面体网格, 最小单元尺寸为 194 μm , 最大为 775 μm , 如图 3 所示。在数值模拟过程中使用的材料物理性质和相关系数, 如表 4 所示。

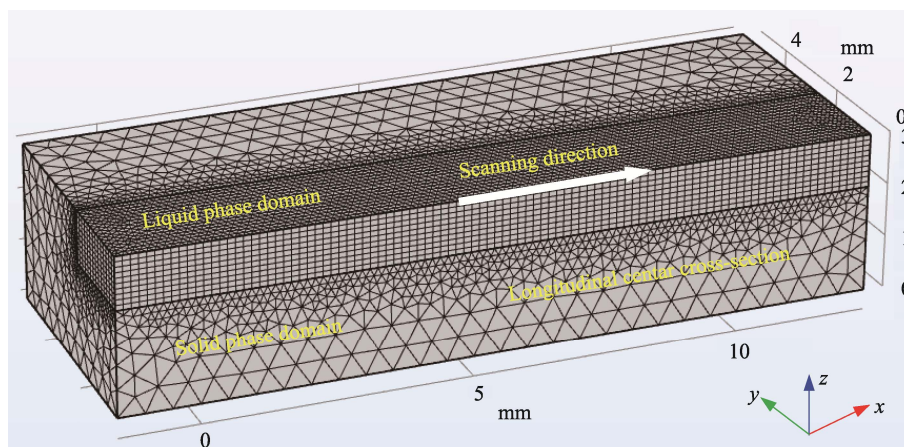


图 3 几何模型尺寸及其网格划分
Fig.3 Geometric model dimensions and its mesh division

表 4 模拟中使用的物理性质和相关系数^[38]

Tab.4 Physical properties and related coefficients used in the simulation^[38]

Parameters	Value	Unit
Solidus temperature T_s	1 637	K
Liquidus temperature T_l	1 715	K
Solid density ρ_{sol}	8 000	kg/m ³
Liquid density ρ_{liq}	6 331	kg/m ³
Solid thermal conductivity k_{sol}	25	W/(m·K)
Liquid thermal conductivity k_{liq}	36	W/(m·K)
Solid specific heat c_{sol}	604	J/(kg·K)
Liquid specific heat c_{liq}	824	J/(kg·K)
Latent heat of fusion L	2.6×10^5	J/kg
Convective heat transfer coefficient h_{con}	80	W/(m·K)
Thermal expansion coefficients β	5.85×10^{-5}	1/K
Dynamic viscosity μ	6×10^{-3}	Pa·s
Emissivity ε	0.7	%
Stefan-Boltzmann constant σ_s	5.67×10^{-8}	W/(m ² ·K ⁴)

2.2 实验

基于搭建的大功率 L-DED 实验平台实施单道沉积实验,平台配置如图 4 所示。该 L-DED 系统主要由以下功能模块构成: IPG Photonics YLS-10000 型 Nd:YAG 光纤激光器(波长 1 070 nm)、光纤传输光路系统、ECPF2-2 LC 型盘式送粉器、ECA312kW 四通道同轴送粉喷嘴、六自由度工业机器人运动执行机构以及各子系统实现对沉积轨迹的控制。

模型验证选用占空比为 100%(CW 模式)和 50%(PW 模式)的超高斯光束, CW 和 PW 模式保持相同的平均功率 P_{ave} , 峰值功率 P 按 $P=P_{ave}/D_c$ 计算, 具体工艺参数见表 5。

实验完成后,样品采用线切割设备进行切割,对切面用 400#~5000#砂纸逐级打磨,用抛光布和抛光液进行抛光处理,然后用王水腐蚀样品。采用 XD30M 型光学显微镜进行拍摄,最后利用图像测量软件 Image-Pro Plus 进行分析。

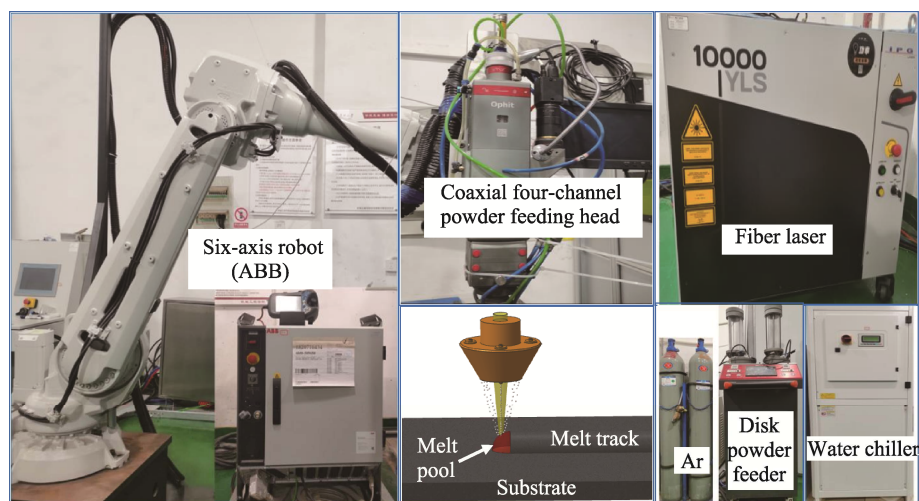


图 4 L-DED 实验平台
Fig.4 L-DED experimental platform

表 5 激光单道沉积工艺参数
Tab.5 Laser single-track deposition process parameters

Process parameters	Value	Unit
Average laser power P_{ave}	1 100	W
Scanning speed V	16	mm/s
Powder feeding rate m	15.5	g/min
Beam radius r_b	1.3	mm
Mass flow radius r_m	2.5	mm
Frequency f	25	Hz
Duty cycle D_c	100/50	%

3 结果与分析

3.1 模型验证

图 5 展示了 CW 和 PW 模式下实验和模拟的熔道表面及横截面形貌。可以看到, 模拟得到的熔道表面及横截面形貌与实验结果吻合良好。与 CW 模式光滑的熔道表面相比, PW 模式下的熔道表面出现规律性的鱼鳞纹结构, 如图 5a、c 所示。这主要归因于 PW 模式的激光存在周期性的开启和关闭, 在激光开启阶段, 熔池温度升高, 熔池膨胀变大, 熔池吸收的粉末增加, 导致熔道高度变大; 在激光关闭阶段, 熔池温度降低, 熔池收缩变小, 熔池吸收的粉末减少, 使得

熔道高度减小, 这种周期性的高度变化导致熔道表面鱼鳞状结构的形成。为了定量比较熔道尺寸, 图 6 绘制了模拟和实验的熔道宽度、高度和深度。模拟结果的最大误差和平均误差分别为 7.17%和 3.87%, 表明该数值模型具有较高的可靠度。

3.2 热输运行为

熔池的温度分布对晶体的生长速率和方式、成核速率和沉积层的微观结构具有重要意义^[39-40]。图 7a 绘制了 PW-SG、PW-TE 和 PW-LE 模式在工艺参数(激光功率为 1 800 W, 激光扫描速度为 16 mm/s, 送粉速率为 15.5 g/min, 脉冲频率为 50 Hz, 占空比为 50%)下熔池峰值温度的时变曲线。可以发现, 脉冲激光的能量输入特性导致熔池峰值温度具有周期性脉冲波形。随着脉冲作用次数的增加, 热累积效应导致熔池峰值温度呈现阶梯式的上升趋势, 在达到热平衡的稳态后, 熔池峰值温度的波动幅值趋于稳定。其中, PW-SG、PW-TE 和 PW-LE 模式的峰值温度波动范围分别为 1 600~2 700 K ($\Delta T=1\ 100\text{ K}$)、1 400~2 600 K ($\Delta T=1\ 200\text{ K}$) 和 1 600~2 800 K ($\Delta T=1\ 200\text{ K}$)。可见, PW-TE 和 PW-LE 模式分别具有最小和最大的峰值温度。这说明三种模式下的热累积效应不同, 对于 PW-TE 模式, 由于短半轴与激光扫描方向平行, 相邻的脉冲激光能量之间更难发生叠加, 使得热累积效

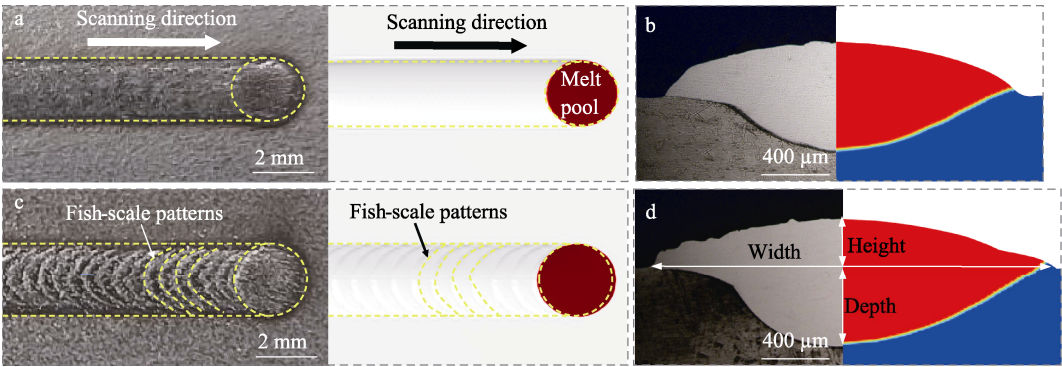


图 5 实验和模拟所得的熔道表面及横截面形貌: a~b) CW; c~d) PW
Fig.5 Surface and cross-sectional morphology of melt tracks obtained from experiments and simulations: a-b) CW; c-d) PW

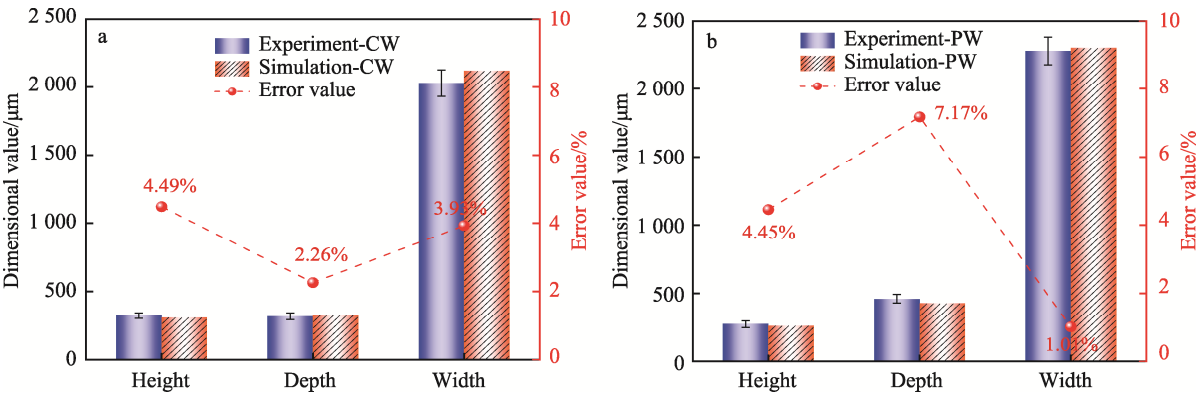


图 6 实验和模拟的熔道横截面尺寸: a) CW; b) PW
Fig.6 Cross-sectional dimensions of melt tracks obtained from experiments and simulations: a) CW; b) PW

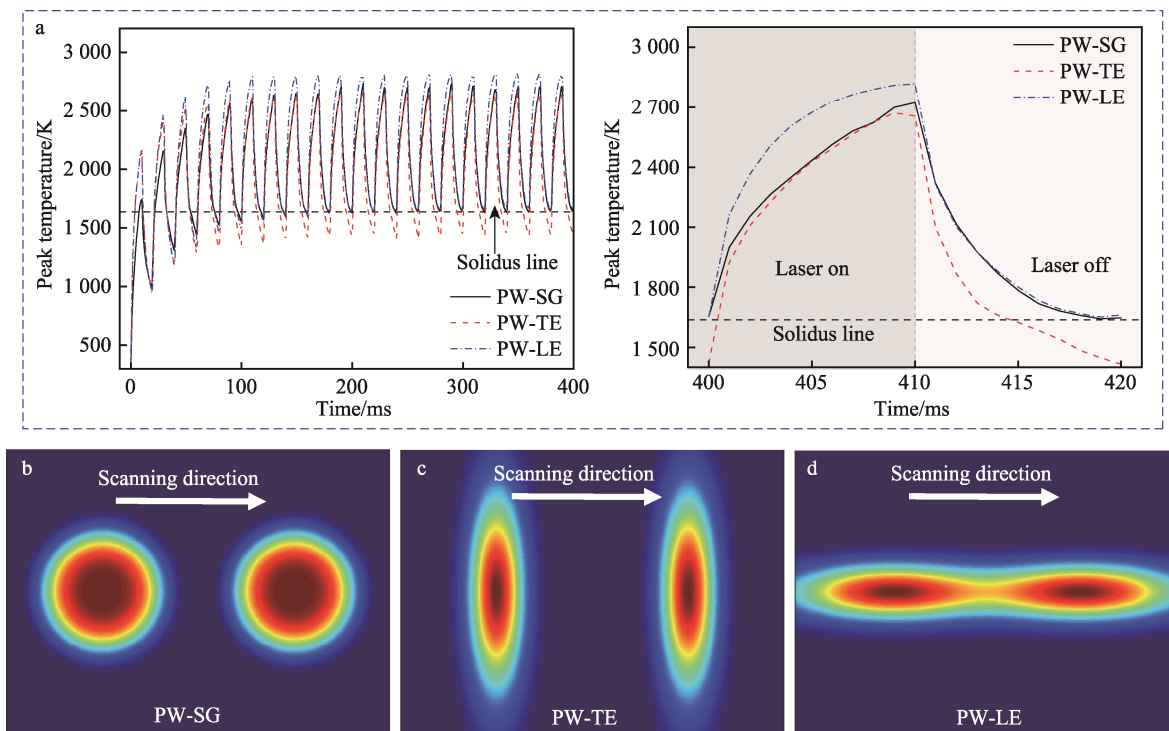


图7 三种模式下的熔池峰值温度时变曲线(a)及能量分布规律(b~d)

Fig.7 Time-varying curves of peak temperature in the melt pool (a) and energy distribution patterns (b-d) under three modes

应最弱,如图7c所示;对于PW-LE模式,长半轴与激光扫描方向平行,相邻的脉冲激光能量之间更容易发生叠加,导致热累积效应最为明显,如图7d所示;而PW-SG模式的累积效应则介于两者之间。值得注意的是,在稳态阶段,PW-SG和PW-LE模式的熔池峰值温度始终高于固相温度,表明熔池存在于整个脉冲周期中;而PW-TE模式构建的熔池最低峰值温度低于固相温度,说明在一个脉冲周期内熔池已完全凝固。

图8绘制了三种模式下一个脉冲周期内4个特征时刻的温度场。可以看到,三种模式下的温度场具有一些相似的变化特征:在激光开启的加热阶段,熔池温度升高,熔池的等温线变得密集,同时,激光扫描速度会压缩熔池前方的等温线而拉长熔池后方的等温线,导致熔池前方等温线比后方更为密集,在410 ms时刻等温线分布最为密集(温度梯度最大),如图8a3~c3所示;在激光关闭的冷却阶段,熔池温度下降,等温线变得稀疏,由于缺少移动激光的作用,熔池的前端和后端的等温线间距相近,等温线的分布较激光开启时更为稀疏,在400 ms时刻等温线最稀疏(温度梯度最小),如图8a1~c1所示。但由于热源能量的不同,三种模式下的温度场表现出不同的分布和强度。具体来说,在激光开启期间,PW-SG、PW-TE和PW-LE模式的等温线分布呈现长/短轴比小的椭圆形、类三角形和长/短轴比大的椭圆形;在激光关闭阶段,PW-SG模式的等温线由椭圆形向圆形变化,而PW-TE和PW-LE模式的等温线均向长/短轴比小的椭圆形变化。值得注意的是,相比于PW-SG和

PW-LE模式,PW-TE模式在熔池的前后方都具有更为密集的等温线,表明PW-TE模式会加剧熔池前后方的温度梯度。

为了进一步分析三种模式下的熔池温度分布,图9展示了三种模式在激光关闭瞬间(410 ms)沿Line 1和Line 2的温度分布,Line 1和Line 2的位置如图9a所示。在纵向Line 1上,PW-LE模式的固/液相区的温度和纵向熔池长度都高于PW-TE和PW-SG模式,且温度曲线更为平缓(温度梯度小);相反,PW-TE模式的固/液相区温度和熔池长度最小,但温度曲线最为陡峭(温度梯度大);而PW-SG模式的特征则介于两者之间,如图9b所示。在横向Line 2上,PW-LE模式只在熔池中心表现出最大温度,其他区域的温度都低于PW-TE和PW-SG模式,相应的在横向上表现出最小的熔池长度;相反,PW-TE模式的熔池中心温度最小,但其余区域的温度最大,同时具有最大的横向熔池长度;对PW-SG模式来说,熔池的横向长度略小于纵向长度,这主要是因为激光在扫描方向上会拉长熔池,如图9c所示。总的来说,PW-SG模式下的热输入呈圆形向外传导,而PW-TE和PW-LE模式的热输入则倾向于沿横向和纵向向外传导,使得熔池具有更大的横向和纵向尺寸。

图10a~c绘制了三种模式在A点(见图9a所示)处的温度历程。可以看到,周期性的热输入导致温度历程呈现周期性的振荡上升和下降,在一次沉积过程中出现多次熔化和凝固,这就是典型的重熔现象,PW-SG、PW-TE和PW-LE模式分别经历了6、4和9

次重熔现象。其中, PW-LE 模式在单脉冲周期内的重熔程度最严重, 而 PW-TE 模式的重熔程度最轻, 如图 10d~f 所示。重熔会导致前一次重熔形成的晶粒结构被后一次重熔分解, 同一沉积位置会反复出现晶粒分解-合成的动态转变。此外, 高频的周期性重熔可以消除前一脉冲周期中产生的等轴晶或错取向晶, 促进柱状枝晶的外延生长^[41]。

众所周知, 凝固组织的形成与温度梯度 (G) 和凝固速率 (R) 密切相关, 枝晶形貌由形态因子 (G/R) 决定, 而枝晶尺寸由冷却速率 ($G \times R$) 决定^[42]。由于凝固组织的形成主要发生在激光关闭期间, 因此, 图

11 绘制了三种模式在激光关闭阶段熔池凝固界面的平均凝固参数。可以发现, 三种模式下的 G 、 $G \times R$ 和 G/R 值都随着凝固的进行逐渐减小, 但 R 值逐渐增大, 表明增加激光关闭时间有利于促进 CET 行为。根据柱状晶向等轴晶转变 (CET) 理论^[41], 这意味着在激光关闭的初期容易形成柱状晶, 而在激光关闭的后期倾向于形成等轴晶。另外, 与 PW-SG 和 PW-LE 模式相比, PW-TE 模式具有更低的 G 和 G/R 值, 更高的 R 和 $G \times R$ 值, 这说明 PW-TE 模式更有利于细化晶粒, G/R 值的快速降低增加了熔池的过冷度, 有利于促进 CET 热力学条件发生和等轴晶的生长。

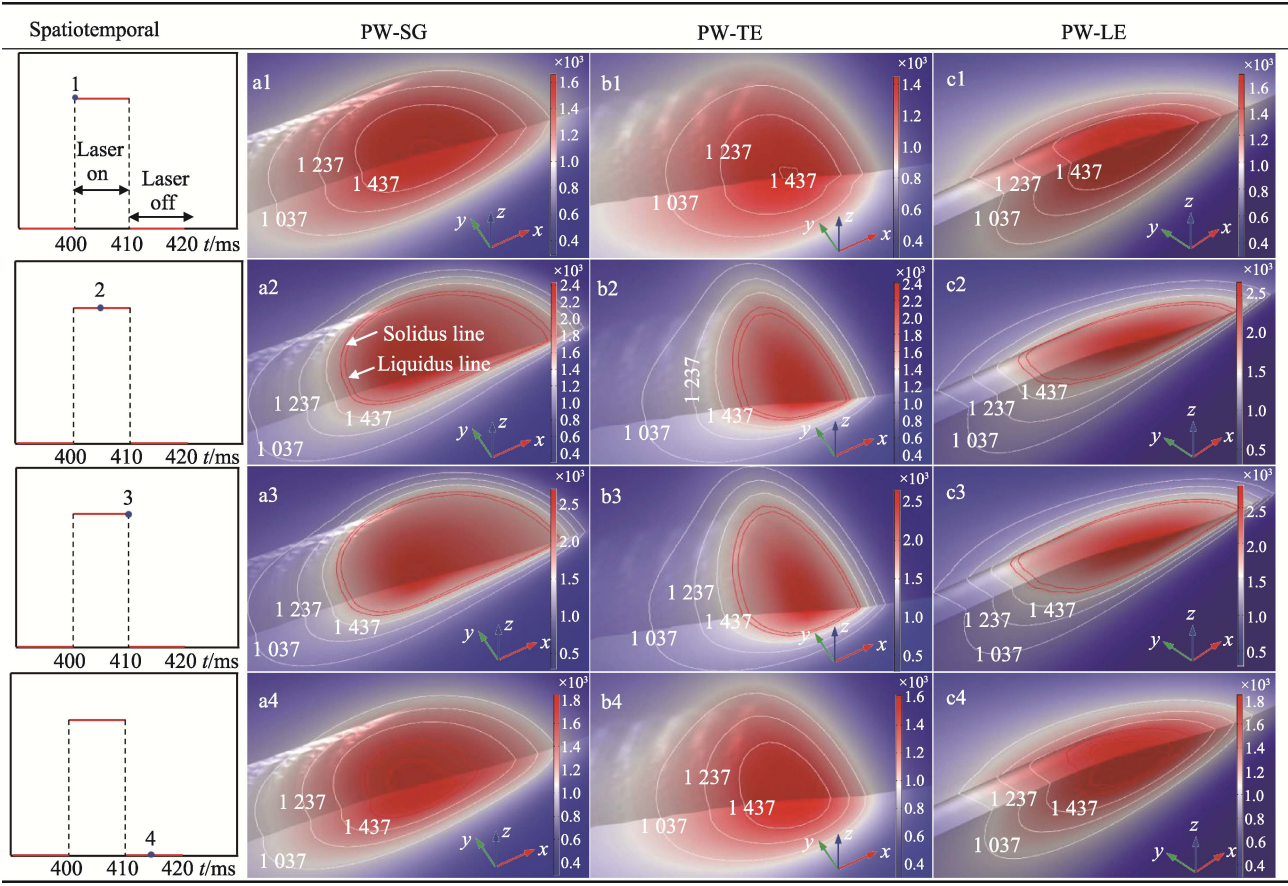


图 8 三种模式下熔池的温度场: a1~a4) PW-SG; b1~b4) PW-TE; c1~c4) PW-LE
Fig.8 Temperature fields of the melt pool under three modes: a1-a4) PW-SG; b1-b4) PW-TE; c1-c4) PW-LE

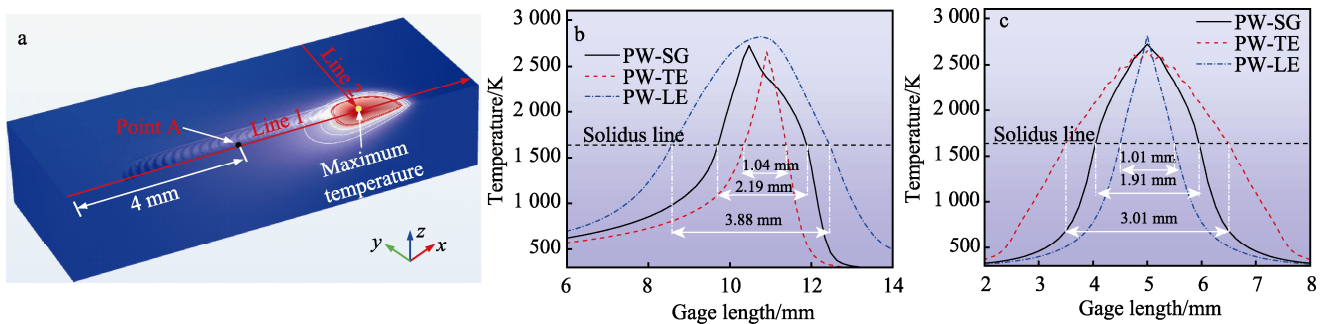


图 9 三种模式在 Line 1 和 Line 2 上的温度分布: a) Line 1 和 Line 2 的位置; b) Line 1; c) Line 2
Fig.9 Temperature distribution of the three modes on Line 1 and Line 2: a) locations of Line 1 and Line 2; b) Line 1; c) Line 2

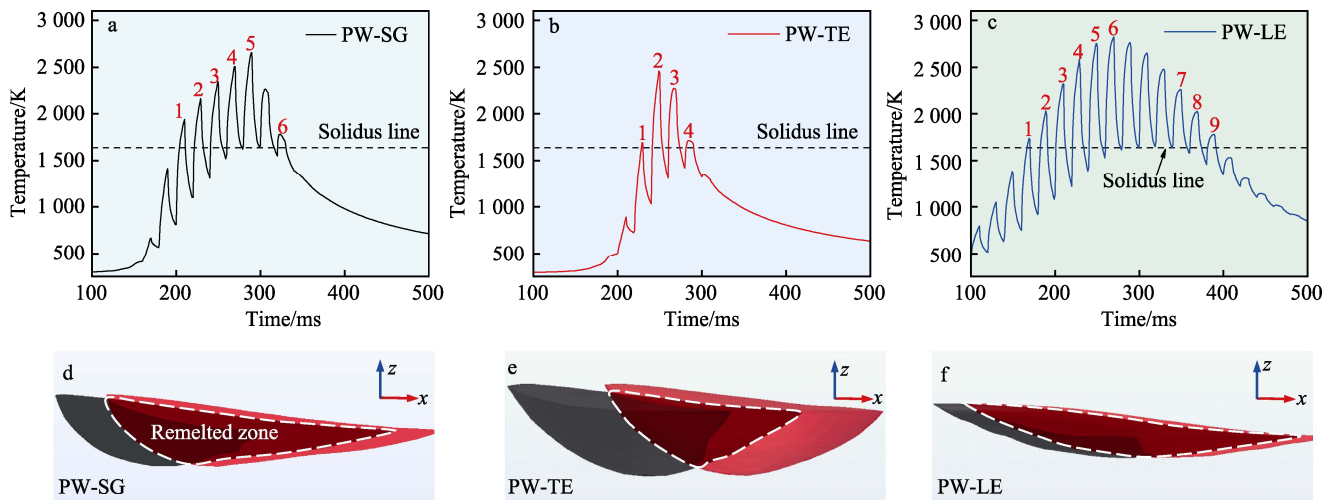


图 10 三种模式在 A 点的温度历程和单脉冲内的重熔区：a、d) PW-SG；b、e) PW-TE；c、f) PW-LE
Fig.10 Temperature history at point A under three modes and remelted zone within a single pulse: a, d) PW-SG; b, e) PW-TE; c, f) PW-LE

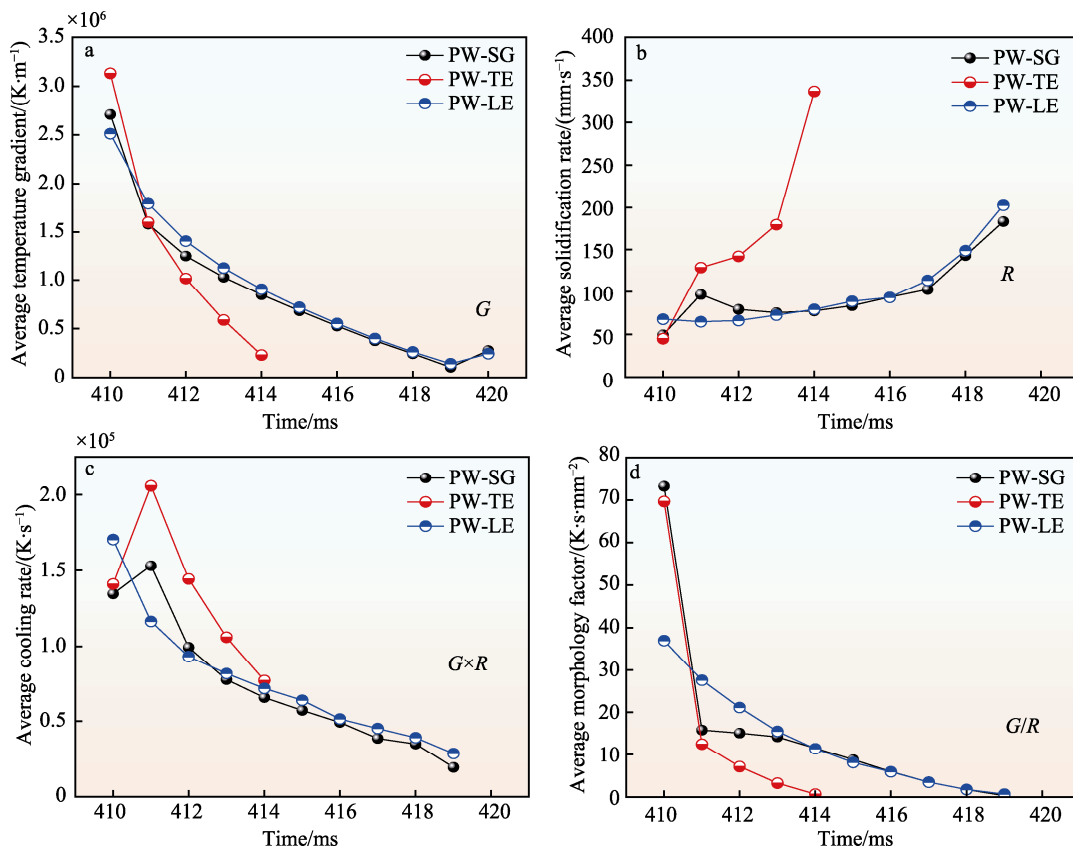


图 11 三种模式下激光关闭阶段的平均凝固参数：a) G ；b) R ；c) $G \times R$ ；d) G/R
Fig.11 Average solidification parameters under three modes: a) G ; b) R ; c) $G \times R$; d) G/R

3.3 流体动力学

图 12 展示了三种模式下一个单脉冲周期内熔池的峰值速度，三种模式的峰值速度表现出与峰值温度相似的先上升后下降的周期性变化。在激光开启阶段，熔池峰值速度逐渐增大，在激光关闭的瞬间达到最大速度，PW-SG、PW-TE 和 PW-LE 模式的峰值速

度分别为 0.26、0.29 和 0.35 m/s；在激光关闭阶段，三种模式的峰值速度基本都降到 0 m/s 附近。但值得注意的是，PW-TE 模式的下降速率最大，而具有最低峰值速度的 PW-SG 模式的下降速率最小，表明脉冲椭圆热输入会加剧熔池的流体流动。

为了进一步观察熔池内的流动行为，图 13 展示了三种模式下一个脉冲周期内 4 个特征时刻的速度

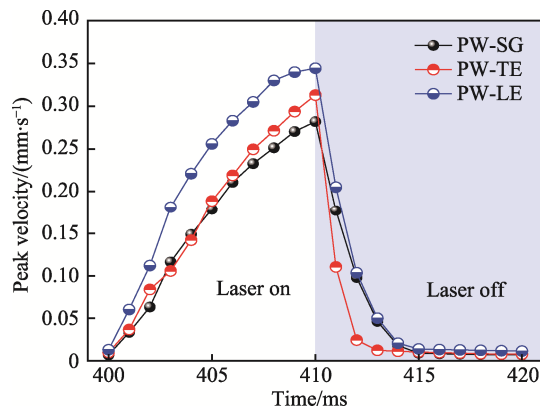


图 12 三种模式下一个脉冲周期内的熔池峰值速度
Fig.12 Peak velocity within a single pulse cycle in the melt pool under three modes

场。所有模式的熔池中都观察到向内的涡旋流动模式, 该现象是由正 Marangoni 效应决定的^[43]。这是因为在 L-DED 过程中, 316L 不锈钢中硫的热力学活性、被熔池吸入的氧的热力学活性和熔体的温度共同决定了熔体的热毛细系数, 根据公式 (13) ~ (14) 可计算出表面张力和热毛细系数与温度的关系, 如图 14a 所示。很明显, 正/负热毛细系数转变的临界温度

为 3 178 K。而三种模式在仿真过程中的熔池温度均不超过 2 900 K (图 7)。可见, 在活性元素硫和氧的共同作用下, 热毛细系数始终为正值。在这种情况下, Marangoni 剪切应力迫使熔体由熔池边缘的低温区流向中心高温区, 然后向下流动并回补熔池边缘, 如图 14b 所示。值得一提的是, 向内 Marangoni 流动模式与相同材料的一些实验研究^[44-45]的测量结果保持一致。

由于 4 个特征时刻对熔池的加热时间是不一样的, 所以熔池内的流场具有明显的时变特征, 如图 13 所示。在激光开启阶段, 三种模式熔池表面的温度和温度梯度都显著升高, 进而引起强烈的 Marangoni 对流, 在 410 ms 时刻的激光加热时间长, 因此, 熔池具有最强烈的流动。值得注意的是, PW-SG、PW-TE 和 PW-LE 模式的最大流速分别出现在熔池的后方区域、前后方区域和左右方区域, 同时, 在最大流速处的内部形成较大向内的涡旋流动, 其漩涡中心的流速则相对较低, 如图 13a2~c2、a3~c3 所示。在激光关闭阶段, 熔池表面的温度和温度梯度迅速减小, Marangoni 剪切力减弱, 使得驱动力逐渐小于熔体黏度和糊状区带来的阻力, 导致熔池流速降低, 如图 13a4~c4 所示。对 PW-TE 模式而言, 在 400 ms 时刻熔池已经完全凝固。

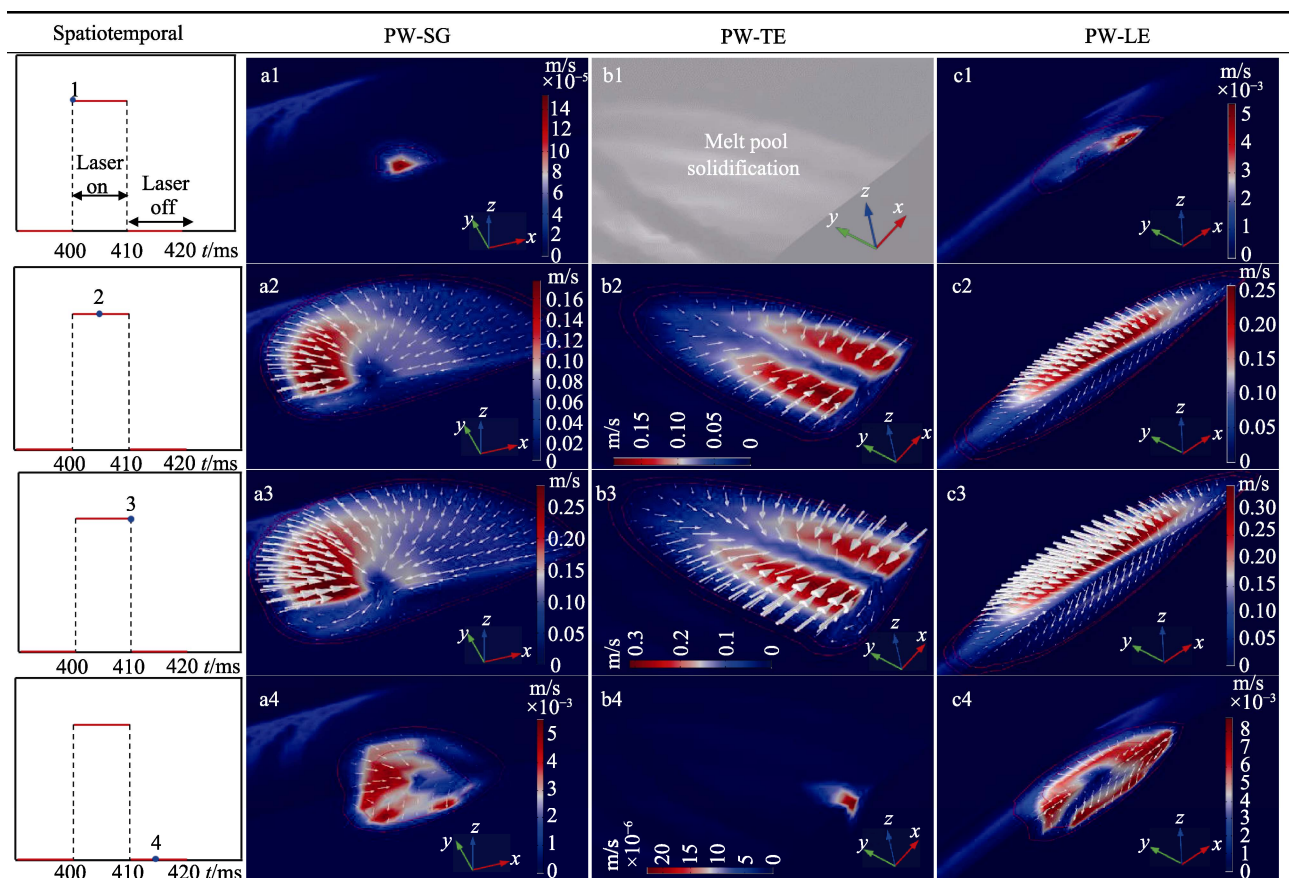


图 13 三种模式下熔池的速度场: a1~a4) PW-SG; b1~b4) PW-TE; c1~c4) PW-LE
Fig.13 Velocity fields of the melt pool under three modes: a1-a4) PW-SG; b1-b4) PW-TE; c1-c4) PW-LE

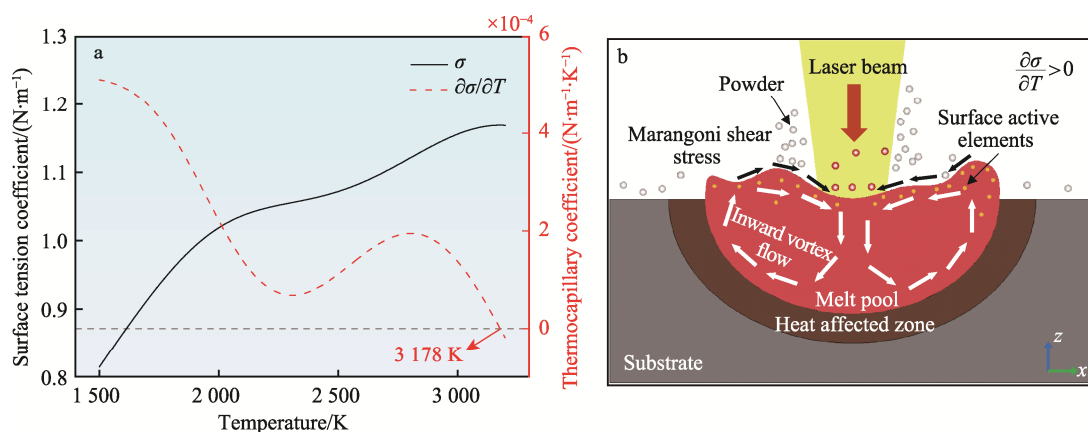


图 14 Marangoni 流动模式：a) 表面张力和热毛细系数的温度曲线；b) 正热毛细系数的流动模式
Fig.14 Marangoni flow modes: a) temperature-dependent profiles of surface tension and thermocapillary coefficient; b) flow mode under positive thermocapillary coefficient

3.4 熔池形貌演化

图 15 展示了三种模式下一个脉冲周期内熔池体积和表面积变化。由于周期性的热输入，熔池的体积和表面积呈现出明显的周期性膨胀和收缩特征。其中，PW-TE 模式具有最小的熔池体积和表面积，而 PW-LE 模式具有最大的熔池体积。在激光开启期间，PW-SG 模式表现出更大的熔池表面积；而在激光关闭期间，PW-LE 模式具有更大的熔池表面积。可见，在相同工艺参数下，PW-TE 模式能够明显减小熔池的体积和表面积及其波动幅度。此外，相比于 PW-SG 模式，PW-LE 模式的熔池体积和表面积在激光关闭期间变化更为缓慢。

在 PW-SG 和 PW-TE 模式下，熔道表面可以观察到清晰的鱼鳞纹结构，相比于 PW-SG 模式，PW-TE 模式的鱼鳞纹更为明显，而在 PW-LE 模式的熔道表面却并未观察到鱼鳞纹结构，如图 16a 所示。这是因为 PW-LE 模式的纵横椭圆热源在扫描方向上具有更大熔池长度，相邻的熔池相距较近，能够避免熔池周期性膨胀和收缩所形成的不平整表面；相反，PW-TE 模式的熔池在扫描方向上具有最小的熔池长度，使得

相邻的熔池相距较远，加剧了熔池的周期性膨胀和收缩，因此鱼鳞纹结构最为明显。

为了更好地比较，图 16b 提取三种模式下熔道中心线上的熔道高度，发现 PW-TE 模式的鱼鳞纹高度大于 PW-SG 模式，但二者却有相同的鱼鳞纹间距。此外，PW-TE 模式的熔道高度达到稳态的熔道长度最短，而 PW-LE 模式的熔道高度达到稳态的熔道长度最长。总的来说，PW-LE 模式能消除鱼鳞纹结构，但熔道高度达到稳态的时间更长；相反，PW-TE 模式会加剧鱼鳞纹结构，但熔道高度达到稳态的时间更短。

图 17 定量比较了三种模式下熔道的高度、深度和宽度。结果表明，PW-LE 模式的熔道高度最大，分别是 PW-SG 和 PW-TE 模式的 1.5 和 3.4 倍；PW-TE 模式的熔道宽度最大，分别是 PW-SG 和 PW-LE 模式的 1.4 和 2.7 倍；PW-TE 模式的熔道深度最小，而 PW-SG 和 PW-LE 模式的熔道深度相近。此外，PW-SG、PW-TE 和 PW-LE 模式熔道的深/高比分别为 0.97、1.99 和 0.66。表明 PW-TE 模式的热输入倾向于熔化基板，而 PW-LE 模式的热输入则倾向于熔化粉末来构建熔道。

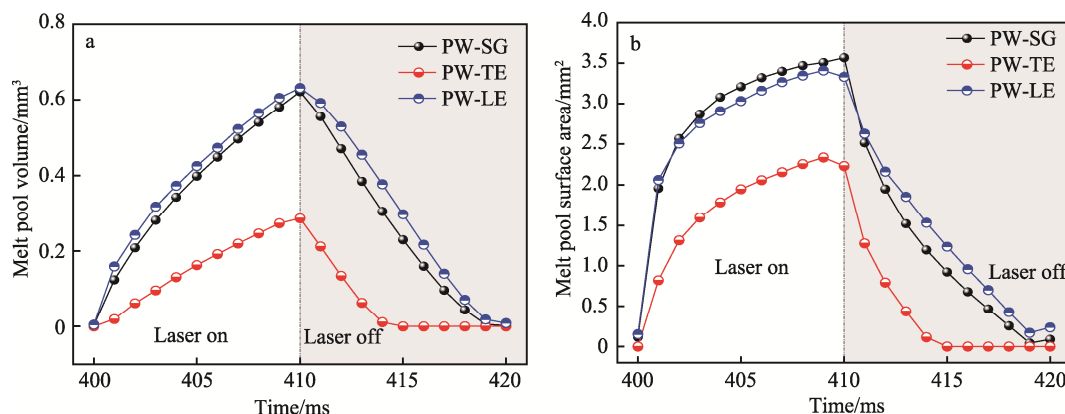


图 15 三种模式下一个脉冲周期的熔池体积 (a) 和表面积 (b) 的变化
Fig.15 Variations in the melt pool volume (a) and surface area (b) under three modes during a single pulse cycle

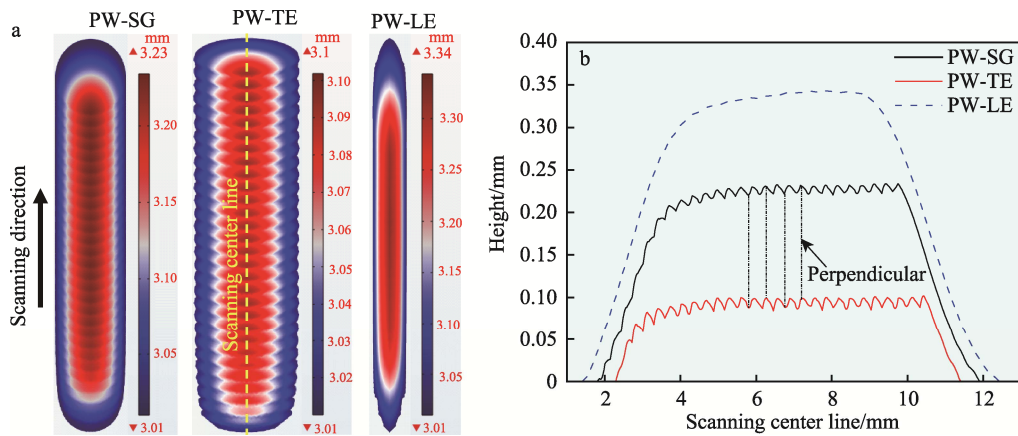


图 16 三种模式下的熔道形貌: a) 表面形貌; b) 扫描中心线上的熔道高度

Fig.16 Melt track morphology under three modes: a) surface morphology; b) height along the scanning center line

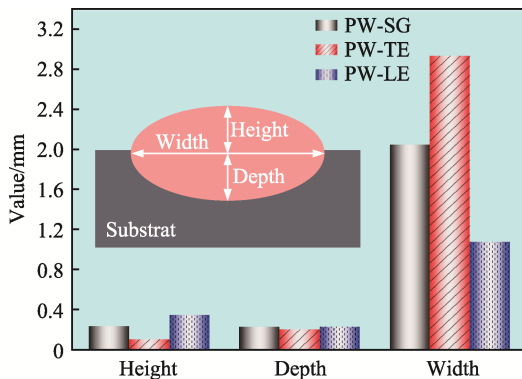


图 17 三种模式下的熔道横截面尺寸

Fig.17 Cross-sectional dimensions of melt tracks under three modes

为了更好地理解熔道差异的形成原因, 图 18 绘制了三种模式下熔池和粉斑的作用示意图。对 PW-TE 来说, 椭圆热源的长轴垂直于激光扫描方向, 使得熔池宽而短, 导致熔池趋向于沉积熔道宽度上的粉末, 而对熔池扫描方向上粉末的沉积有限, 因此形成宽而低的熔道, 如图 18b 所示; 相反, 由于椭圆热源的长轴平行于扫描方向, PW-LE 模式下的熔池窄而长, 使得熔池在扫描方向上能沉积更多粉末用于熔道高度的构建, 因此熔道高而窄, 如图 18c 所示; 而 PW-SG 模式作用下熔池的椭圆度小于 PW-TE 和 PW-LE 模式, 因此, 熔道的宽度和高度介于两者之间, 如图 18a 所示。

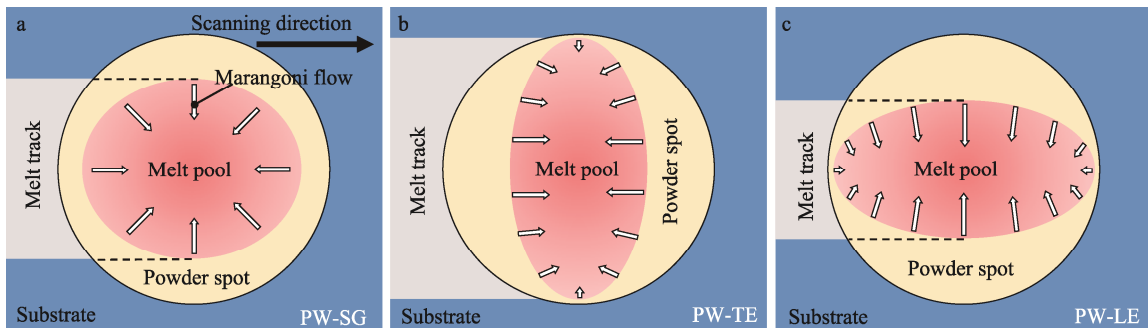


图 18 三种模式下的沉积示意图: a) PW-SG; b) PW-TE; c) PW-LE

Fig.18 Deposition schematics under three modes: a) PW-SG; b) PW-TE; c) PW-LE

4 结论

本文仿真研究了脉冲圆形超高斯 (PW-SG)、脉冲横向椭圆高斯 (PW-TE) 和脉冲纵向椭圆高斯 (PW-LE) 模式下脉冲激光空域整形定向能量沉积 (PLSS-DED) 的热输运、流体流动和几何形貌等熔池行为, 形成以下结论:

1) PW-LE 模式导致最强的热累积效应和最大的峰值温度, 而 PW-TE 模式产生最弱的热累积效应与最低的峰值温度。在周期性热输入下, 相同位置出现多次重熔, 其中 PW-LE 模式的重熔程度最大, 而

PW-TE 模式最小。

2) 在激光关闭的凝固阶段, 三种模式下熔池的 G 、 $G \times R$ 和 G/R 均随凝固进程逐渐降低, 而 R 逐渐上升, 表明增加激光关闭时间有利于促进 CET 行为。与其他两种模式相比, PW-TE 模式产生更低的 G 与 G/R 、更高的 R 与 $G \times R$, 这更有利于细化晶粒和促进 CET 行为。

3) 在活性元素氧和硫的共同作用下, 三种模式构建的熔池均呈现向内的 Marangoni 流动, PW-LE 模式的流速最大, 随后依次为 PW-TE 和 PW-SG 模式。

4) PW-TE 模式下的熔池宽而浅, 其体积和表面

积最小; PW-LE 模式下的熔池窄而深, 其体积最大。PW-SG 和 PW-TE 模式下的熔道表面出现间距相同的周期性鱼鳞纹, 但 PW-TE 模式下的鱼鳞纹凸起程度更显著。

5) PW-TE 模式可促进晶粒细化和等轴晶形成, 故有助于改善零件的力学性能、疲劳寿命和各向同性; PW-LE 模式则有利于产生柱状晶和抑制表面鱼鳞纹, 可提升零件的表面质量、抗高温蠕变和抗热疲劳性能; 而 PW-SG 模式可用于制备兼具表面成形质量和综合力学性能的零件。

参考文献:

- [1] HAN B, LI R, PI Q Y, et al. Deposit Characteristics, Morphology and Microstructure Regulation of Single-Track Nickel-Based Alloy Using Quasi-Continuous-Wave Laser Direct Energy Deposition[J]. *Surface and Coatings Technology*, 2024, 478: 130481.
- [2] GU D D, SHI X Y, POPRAWE R, et al. Material-Structure-Performance Integrated Laser-Metal Additive Manufacturing[J]. *Science*, 2021, 372(6545): eabg1487.
- [3] 刘静怡, 李文辉, 李秀红, 等. 航空零部件的金属增材制造光整加工技术研究进展[J]. *表面技术*, 2023, 52(12): 20-41.
LIU J Y, LI W H, LI X H, et al. Research Progress of Finishing Technology for Aviation Parts Built by Metal Additive Manufacturing[J]. *Surface Technology*, 2023, 52(12): 20-41.
- [4] BLAKEY-MILNER B, GRADL P, SNEDDEN G, et al. Metal Additive Manufacturing in Aerospace: A Review[J]. *Materials & Design*, 2021, 209: 110008.
- [5] BAYAT M, DONG W, THORBORG J, et al. A Review of Multi-Scale and Multi-Physics Simulations of Metal Additive Manufacturing Processes with Focus on Modeling Strategies[J]. *Additive Manufacturing*, 2021, 47: 102278.
- [6] 竺俊杰, 王优强, 倪陈兵, 等. 激光增材制造钛合金微观组织和力学性能研究进展[J]. *表面技术*, 2024, 53(1): 15-32.
ZHU J J, WANG Y Q, NI C B, et al. Research Progress on Microstructure and Mechanical Properties of Titanium Alloy by Laser Additive Manufacturing[J]. *Surface Technology*, 2024, 53(1): 15-32.
- [7] 王华明, 张述泉, 王向明. 大型钛合金结构件激光直接制造的进展与挑战(邀请论文)[J]. *中国激光*, 2009, 36(12): 3204-3209.
WANG H M, ZHANG S Q, WANG X M. Progress and Challenges of Laser Direct Manufacturing of Large Titanium Structural Components (Invited Paper)[J]. *Chinese Journal of Lasers*, 2009, 36(12): 3204-3209.
- [8] LALEH M, SADEGHI E, REVILLA R I, et al. Heat Treatment for Metal Additive Manufacturing[J]. *Progress in Materials Science*, 2023, 133: 101051.
- [9] BEDENKO D V, KOVALEV O B, SMUROV I, et al. Numerical Simulation of Transport Phenomena, Formation the Bead and Thermal Behavior in Application to Industrial DMD Technology[J]. *International Journal of Heat and Mass Transfer*, 2016, 95: 902-912.
- [10] YANG Z C, WANG S H, ZHU L D, et al. Manipulating Molten Pool Dynamics during Metal 3D Printing by Ultrasound[J]. *Applied Physics Reviews*, 2022, 9(2): 021416.
- [11] FANG J X, WANG J X, WANG Y J, et al. Microstructure Evolution and Deformation Behavior during Stretching of a Compositionally Inhomogeneous TWIP-TRIP Cantor-Like Alloy by Laser Powder Deposition[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2022, 847: 143319.
- [12] LIN X, LI Y M, WANG M, et al. Columnar to Equiaxed Transition during Alloy Solidification[J]. *Science in China Series E: Technological Sciences*, 2003, 46(5): 475-489.
- [13] SHI R P, KHAIRALLAH S A, ROEHLING T T, et al. Microstructural Control in Metal Laser Powder Bed Fusion Additive Manufacturing Using Laser Beam Shaping Strategy[J]. *Acta Materialia*, 2020, 184: 284-305.
- [14] IM S Y, JUN S Y, LEE J W, et al. Unidirectional Columnar Microstructure and Its Effect on the Enhanced Creep Resistance of Selective Electron Beam Melted Inconel 718[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2020, 817: 153320.
- [15] WANG X L, JIANG J K, TIAN Y C. A Review on Macroscopic and Microstructural Features of Metallic Coating Created by Pulsed Laser Material Deposition[J]. *Micromachines*, 2022, 13(5): 659.
- [16] BI J, WU L K, LI S D, et al. Beam Shaping Technology and Its Application in Metal Laser Additive Manufacturing: A Review[J]. *Journal of Materials Research and Technology*, 2023, 26: 4606-4628.
- [17] WU D J, MA S Y, WANG H Y, et al. Molten Pool Behavior and Compressive Property Improvement Mechanism of AlCoCrFeNi Prepared by LDED with Different Energy Input Modes[J]. *Materials Characterization*, 2025, 223: 114857.
- [18] BAI X Y, TANG C, GAO S B, et al. Multiphysics Modelling of Pulsed-Wave Laser Powder Bed Fusion[J]. *Additive Manufacturing*, 2025, 109: 104833.
- [19] SATTARI M, EBRAHIMI A, LUCKABAUER M, et al. The Effect of the Laser Beam Intensity Profile in Laser-Based Directed Energy Deposition: A High-Fidelity Thermal-Fluid Modeling Approach[J]. *Additive Manufacturing*, 2024, 86: 104227.
- [20] CHEN B, HE X L, DONG B X, et al. Investigation of Thermal Behavior and Fluid Dynamics within Molten Pool during Quasi-Continuous-Wave Laser Directed Energy Deposition[J]. *International Journal of Heat and Mass Transfer*, 2025, 241: 126704.
- [21] 郑小强, 吴家柱, 曹阳, 等. 激光束时/空域形态对定向能量沉积 316L 不锈钢组织的影响[J]. *应用激光*, 2024, 44(3): 1-12.
ZHENG X Q, WU J Z, CAO Y, et al. Effects of the Temporal and Spatial Profile of Laser Beam on the Microstructure of 316L Stainless Steel in Laser-Based Energy Deposition[J]. *Applied Laser*, 2024, 44(3): 1-12.

- [22] CHENG M P, XIAO X F, LUO G Y, et al. Effect of Laser Intensity Profile on the Microstructure and Texture of Inconel 718 Superalloy Fabricated by Direct Energy Deposition[J]. *Journal of Materials Research and Technology*, 2022, 18: 2001-2012.
- [23] WEI H L, MUKHERJEE T, ZHANG W, et al. Mechanistic Models for Additive Manufacturing of Metallic Components[J]. *Progress in Materials Science*, 2021, 116: 100703.
- [24] CHANDRA S, RADHAKRISHNAN J, HUANG S, et al. Solidification in Metal Additive Manufacturing: Challenges, Solutions, and Opportunities[J]. *Progress in Materials Science*, 2025, 148: 101361.
- [25] WANG L, GUO Q L, CHEN L Y, et al. *In-Situ* Experimental and High-Fidelity Modeling Tools to Advance Understanding of Metal Additive Manufacturing[J]. *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, 2023, 193: 104077.
- [26] ROEHLING T T, WU S S Q, KHAIRALLAH S A, et al. Modulating Laser Intensity Profile Ellipticity for Microstructural Control during Metal Additive Manufacturing[J]. *Acta Materialia*, 2017, 128: 197-206.
- [27] WU J Z, WEI H Y, YUAN F B, et al. Effect of Beam Profile on Heat and Mass Transfer in Filler Powder Laser Welding[J]. *Journal of Materials Processing Technology*, 2018, 258: 47-57.
- [28] WIRTH F, WEGENER K. A Physical Modeling and Predictive Simulation of the Laser Cladding Process[J]. *Additive Manufacturing*, 2018, 22: 307-319.
- [29] 吴军, 蔡建臣, 王胜, 等. 脉冲激光熔覆 Inconel 718 涂层热行为数值模拟及其对显微组织的影响[J]. *表面技术*, 2024, 53(11): 217-227.
- [30] WU J, CAI J C, WANG S, et al. Numerical Simulation of Thermal Behavior of Inconel 718 Coating Prepared by Pulsed Laser Cladding and Its Effect on Microstructure[J]. *Surface Technology*, 2024, 53(11): 217-227.
- [31] AI Y W, JIANG P, SHAO X Y, et al. A Three-Dimensional Numerical Simulation Model for Weld Characteristics Analysis in Fiber Laser Keyhole Welding[J]. *International Journal of Heat and Mass Transfer*, 2017, 108: 614-626.
- [32] LEI C J, REN S, YIN C H, et al. Manipulating Melt Pool Thermofluidic Transport in Directed Energy Deposition Driven by a Laser Intensity Spatial Shaping Strategy[J]. *Virtual and Physical Prototyping*, 2024, 19: e2308513.
- [33] WU J Z, REN S, ZHANG Y, et al. Influence of Spatial Laser Beam Profiles on Thermal-Fluid Transport during Laser-Based Directed Energy Deposition[J]. *Virtual and Physical Prototyping*, 2021, 16(4): 444-459.
- [34] WU J Z, ZHENG X Q, ZHANG Y, et al. Modeling of Whole-Phase Heat Transport in Laser-Based Directed Energy Deposition with Multichannel Coaxial Powder Feeding[J]. *Additive Manufacturing*, 2022, 59: 103161.
- [35] 任松, 吴家柱, 张屹, 等. 激光束空域形态对激光定向能量沉积 316L 不锈钢热输运影响的数值模拟[J]. *金属学报*, 2024, 60(12): 1678-1690.
- [36] REN S, WU J Z, ZHANG Y, et al. Numerical Simulation on Effects of Spatial Laser Beam Profiles on Heat Transport during Laser Directed Energy Deposition of 316L Stainless Steel[J]. *Acta Metallurgica Sinica*, 2024, 60(12): 1678-1690.
- [37] BROOKS R F, QUESTED P N. The Surface Tension of Steels[J]. *Journal of Materials Science*, 2005, 40(9): 2233-2238.
- [38] SAHOO P, DEBROY T, MCNALLAN M J. Surface Tension of Binary Metal—Surface Active Solute Systems under Conditions Relevant to Welding Metallurgy[J]. *Metallurgical Transactions B*, 1988, 19(3): 483-491.
- [39] XU J L, ZOU P, KANG D, et al. Research on the Formation Mechanism of the Surface Structure in Transition Regime of Laser Polishing 304 Stainless Steel[J]. *Optics & Laser Technology*, 2022, 149: 107906.
- [40] CHEN Z G, WU J Z, LEI Y C, et al. Revealing Melt Pool Dynamics during Laser Temporal Shaping Directed Energy Deposition of 316L Stainless Steel[J]. *Optics & Laser Technology*, 2025, 192: 113774.
- [41] XING H, ZHANG C D, CHANG L, et al. Study on a Multifield Coupling Mechanism and a Numerical Simulation Method of a Pulsed Laser Deposition Process from a Disk Laser[J]. *Applied Physics A*, 2021, 127(1): 17.
- [42] 陈育钊, 刘晋, 刘艳, 等. TiNbZr 难熔中熵合金激光熔覆过程温度场和流场模拟[J]. *表面技术*, 2025, 54(9): 138-151.
- [43] CHEN Y F, LIU J, LIU Y, et al. Simulation of Temperature and Flow Fields in Laser Cladding Process of TiNbZr Refractory Medium-Entropy Alloy[J]. *Surface Technology*, 2025, 54(9): 138-151.
- [44] XIAO H, LI Y Q, XIAO W J, et al. Grain Structure and Texture Control of Additive Manufactured Nickel-Based Superalloy Using Quasi-Continuous-Wave Laser Directed Energy Deposition[J]. *Additive Manufacturing*, 2023, 69: 103520.
- [45] 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.
- [46] LE T N, LO Y L. Effects of Sulfur Concentration and Marangoni Convection on Melt-Pool Formation in Transition Mode of Selective Laser Melting Process[J]. *Materials & Design*, 2019, 179: 107866.
- [47] YANG J, SCHLENGER L M, NASAB M H, et al. Experimental Quantification of Inward Marangoni Convection and Its Impact on Keyhole Threshold in Laser Powder Bed Fusion of Stainless Steel[J]. *Additive Manufacturing*, 2024, 84: 104092.
- [48] AUCOTT L, DONG H B, MIRIHANAGE W, et al. Revealing Internal Flow Behaviour in Arc Welding and Additive Manufacturing of Metals[J]. *Nature Communications*, 2018, 9(1): 5414.