

Ti6Al4V 激光粉末床熔融的熔池尺寸预测与工艺规划

丁佳明, 房锐, 王孟达, 季霞*
(东华大学机械工程学院, 上海 200160)

摘要: 激光粉末床熔融(LPBF)过程中的熔池尺寸显著影响最终成形质量,其精准预测有助于提高成形稳定性。目前尚无熔池尺寸与工艺参数之间的显式预测方法,且工艺图绘制高度依赖实验,成本高、效率低。本文采用解析法对 Ti6Al4V 激光粉末床熔融温度场和成形缺陷开展研究,构建适用于中低能量密度的熔池尺寸预测模型,提出 LPBF 典型孔隙缺陷的识别方法及最优工艺窗口的判定准则,绘制功率—速度(PV)工艺图。研究结果表明:本文所提预测方法与瞬时及移动高斯面热源模型结果的误差控制在 10% 以内,计算效率分别提高了 567 倍和 12 711 倍。所构建的 PV 工艺图与已发表文献对比,吻合良好。研究成果为实现高质量 LPBF 成形提供理论依据和借鉴。

关键词: Ti6Al4V; 激光粉末床熔融(LPBF); 解析法; 熔池几何分析; 孔隙缺陷; PV 工艺图

中图分类号: TG 665; V 448

文献标志码: A

DOI: 10.19328/j.cnki.2096-8655.2026.03.020

引用格式: 丁佳明,房锐,王孟达,等.Ti6Al4V 激光粉末床熔融的熔池尺寸预测与工艺规划[J].上海航天(中英文),2026,43(3):210-220.

Prediction of Molten Pool Dimensions and Process Planing for Laser Powder Bed Fusion of Ti6Al4V

DING Jiaming, FANG Rui, WANG Mengda, JI Xia*

(College of Mechanical Engineering, Donghua University, Shanghai 200160, China)

Abstract: The molten pool dimensions in the laser powder bed fusion (LPBF) process significantly affect the final part quality, and their accurate prediction is essential for improving the process stability. However, there is currently no explicit predictive model that directly relates the molten pool dimensions to the processing parameters, and the process map remains heavily reliant on experiments, which are both costly and inefficient. In this study, an analytical method is used to investigate the temperature field and defect formation during the LPBF process of Ti6Al4V. A predictive model is established for the molten pool dimensions under low to medium energy densities, an identification method is proposed for the typical porosity defects in the LPBF process, and a criterion is presented for determining the optimal process window. In addition, a power-velocity (P - V) process map is constructed. The results show that the error between the proposed prediction method and the instantaneous or moving Gaussian surface heat source model is within 10%, and the computational efficiency of the proposed method is increased by 567 times that of the instantaneous Gaussian surface heat source model and 12 711 times that of the moving one. The developed P - V map exhibits good agreement with previously published results. This work provides a theoretical basis and valuable reference for achieving high-quality LPBF manufacturing.

Key words: Ti6Al4V; laser powder bed fusion (LPBF); analytical method; molten pool geometry analysis; porosity defect; power-velocity (PV) diagram

0 引言

激光粉末床熔融(Laser Powder Bed Fusion,

LPBF)技术因其在复杂精密零部件小批量制造中的优越性能,被广泛应用于航空航天、医疗器械及

收稿日期:2025-03-11; 修回日期:2025-04-07; 上网日期:2025-05-18

基金项目:国家自然科学基金资助项目(52175384);上海市现代纺织前沿科学研究基地资助项目(X11012301)

*通信作者.E-mail:jixia@dhu.edu.cn

核能发电等领域^[1]。该技术以零件三维模型为基础,通过三维切片软件生成分层轮廓数据,利用高能激光束沿每层轮廓选择性熔化金属粉末,以逐层铺粉、熔化和凝固的方式制造三维实体零件。通常情况下,LPBF工艺的成形缺陷主要发生在3个关键阶段:1)粉末原料的初始状态;2)激光-金属粉末的熔化过程;3)后处理过程^[2]。孔隙缺陷是成形缺陷的一种,常见且易观察的孔隙缺陷主要包括未完全熔合孔隙、匙孔引起的孔隙及球化现象引起的孔隙,其产生与加工参数密切相关。

LPBF工艺涉及多达100个独立控制参数,且参数选择范围较广,而为特定材料确定最佳工艺参数是一项复杂且耗时的任务^[3]。对于常见金属粉末材料的成形,通常采用LPBF设备厂商提供的推荐参数;而对于新材料,采用实验法获取优化的LPBF工艺参数,不仅耗时长,且成本高昂。

功率-速度(Power-Velocity, PV)在很大程度上决定了单位体积的激光能量输入与材料沉积速率,对成形过程中的热分布具有显著影响。因此, PV图常用于研究LPBF工艺参数的优化与规划^[4-6]。CLYMER等^[7]以316L不锈钢为研究对象,探讨了选择性激光烧结工艺中PV参数对成形件密度、屈服强度及表面粗糙度等关键性能指标的影响。JOHNSON等^[8]开发了一种基于熔池几何尺寸的PV工艺预测方法,结合有限元分析和高斯响应面法,研究了激光功率和扫描速度对Ni5Nb镍基合金和CoCrFeMnNi高熵合金在LPBF工艺中缺陷形成的影响;同时,采用蒙特卡洛方法量化了材料热物理性能的不确定性对PV工艺图边界的影响。HE等^[9]采用实验与数值模拟相结合的方法,建立了基于温度梯度的模 $|G|$ 与凝固速率 R 的柱状晶一等轴晶转变准则(Columnar-to-Equiaxed Transition, CET)。在凝固过程中,当 $|G|^n/R < C_T$ (其中 n 为材料常数, C_T 为临界转变常数)时,晶体生长形态为等轴晶;当 $|G|^n/R \geq C_T$, 定向热流抑制等轴晶形成,柱状晶持续外延生长。该研究分析了不同PV参数对熔池微观组织(柱状、等轴或混合形态)的影响,并构建了相应的PV工艺图。

LPBF成形过程中,热流以传导模式传递时易引发未熔合孔隙缺陷。通过分析三维热传导方程,建立温度分布模型,尤其是当热源以恒定速度移动时,熔池区域轮廓及熔池尺寸的精确预测,对成形

件的质量控制具有重要意义。ROSENTHAL^[10]提出了移动点热源理论,通过线性化三维热传导方程,求解了无限大或平面受限固体的瞬态解;通过坐标变换扩展至半无限平面内直线移动点热源的溫度场计算,这一理论为焊接和增材制造领域的溫度场研究奠定了基础。NING等^[11]提出了“Heatsink”方法,进一步拓展了点热源模型对半无限大平面假设的应用,该方法通过在求解区域边界设置“散热模块”,引入热辐射、热对流、热传导的边界条件。研究结果表明,与工件材料中心区域相比,工件边界处的熔池尺寸明显减小。YANG等^[12]精确描述了激光热源的特性,将其分别假设为高斯分布的面热源和体热源。通过对点热源在面内和体内进行积分,推导出瞬时高斯面热源和瞬时高斯体热源的数学表达式。然而,采用上述方法计算得到的熔池尺寸均为数值解,需在Matlab中建立网格求解域,通过遍历方法反复计算热源对求解域内每个网格点的温度,再根据高于熔点的网格点在熔池宽度方向上的最远距离确定熔池宽度,因此该方法的预测效率受到显著限制。

本文提出了一种基于ROSENTHAL解的快速熔池尺寸预测方法。首先,基于热传导理论构建LPBF温度预测模型,推导出熔池尺寸的解析公式;其次,提出LPBF工艺熔合质量的判定方法,包括未完全熔合、匙孔、球化及最佳PV参数的确定;最后,通过实验验证熔池尺寸预测模型及熔合质量判定方法,证明所提方法的可行性。

1 熔池预测建模

ROSENTHAL^[10]基于三维热传导方程,提出了解析溫度场的计算方法,用于描述直线移动的稳态点热源在三维空间中的溫度分布:

$$T(x, y, z, t) = \frac{P\alpha}{2\pi kR} e^{\frac{-V(R+x-X_L)}{2\kappa}} + T_0 \quad (1)$$

式中: P 为激光功率; α 为材料对热源的吸收率; k 为材料热导率; κ 为热扩散系数,其中 $\kappa = \frac{k}{\rho c}$; ρ 为密度; c 为比热容; $R = \sqrt{(x - X_L)^2 + (y - Y_L)^2 + (z - Z_L)^2}$ 为空间中任意一点到热源点的距离; (X_L, Y_L, Z_L) 为热源点的坐标; T_0 为环境温度; $T(x, y, z, t)$ 为溫度的空间分布函数; V 为激光的移动速度。

该模型基于以下假设:1) 忽略相变过程中的潜

热影响;2) 热物性参数在求解过程中不随温度变化;3) 忽略边界条件引发的热损失,包括热对流、热辐射与热传导。上述假设旨在简化三维热传导偏微分方程的求解过程,使温度场能以解析解的形式表达。值得注意的是,忽略1)和3)可能导致熔池尺寸计算结果偏高,而2)则可能引发温度梯度与冷却速率的计算偏差。

熔池尺寸几何如图1(a)所示,在移动热源点建立右手笛卡尔坐标系 (x, y, z) ,其中热源沿 x 轴正方向移动的过程可等效为热源保持静止,粉末基板相对于热源沿 x 轴负方向移动。设热源点坐标 o 为 $(0, 0, 0)$,则任意点到热源点的距离 $R = \sqrt{(x)^2 + (y)^2 + (z)^2}$ 。为简化方程,定义: $A = \frac{P\alpha}{2\pi k}$, $B = \frac{V}{2\kappa}$,式(1)可表示为

$$T(x, y, z) = \frac{A}{\sqrt{x^2 + y^2 + z^2}} e^{-B(x + \sqrt{x^2 + y^2 + z^2})} + T_0 \quad (2)$$

式(2)中的 T 可表示为环境温度 T_0 到材料沸点 T_B 的任意温度,令 $T = T_F$ (T_F 为熔点温度),熔池前端的 x 方向分量坐标为 x_1 ($x_1 > 0$),熔池后端点的 x 方向分量坐标为 x_2 ($x_2 < 0$)。设 x_c 为熔池前后端点内的任意常数,即 $x_c \in [x_2, x_1]$,式(2)可表示为

$$\frac{T_F - T_0}{A} e^{Bx_c} = \frac{e^{-B\sqrt{x_c^2 + y^2 + z^2}}}{\sqrt{x_c^2 + y^2 + z^2}} \quad (3)$$

其中,

$$C_1 = \frac{e^{-C_2 u}}{u} \quad (4)$$

式中: C_1, C_2 为正常数。

在 (u, v) 坐标系中,尽管该方程为超越方程,但通过变换可发现,线性函数与指数函数必然存在唯一交点。设交点的 u 坐标为 ζ ,则当 $|\zeta| \geq |x_c|$ 时, $\sqrt{y^2 + z^2} = \sqrt{\zeta^2 - x_c^2}$ 成立。因此,对于给定的 T_F ,计算所得的等温表面将在 x 轴方向上呈现旋转对称的几何结构特征,如图1(a)所示。

由上述结论可进一步推导得出熔池宽度 w_m 为熔池深度 d_m 的2倍:

$$w_m = 2d_m \quad (5)$$

为研究熔池的几何特性,对稳态点热源解进行无量纲分析。经变换后,熔池的几何特征与图1(a)相似,变换后的表征形式如图1(b)所示,无量纲代

换过程如下: $\theta = \frac{T - T_0}{AB}$, $L = Bx$, $W = By$, $H = Bz$,分别将 T, x, y, z 映射为 θ, L, W, H ,则式(2)可表示为

$$\theta = \frac{1}{\sqrt{L^2 + W^2 + H^2}} \cdot e^{-(L + \sqrt{L^2 + W^2 + H^2})} \quad (6)$$

为计算无量纲下的熔池长,需先求得熔池前后端点 L_1 和 L_2 ,其中 $L_1 = Bx_1, L_2 = Bx_2$,如图1(b)所示。定义 $\theta_F = \frac{T_F - T_0}{AB}$,通过观察图像可知, L_1 和 L_2 是等温体与空间平面 $H = 0, W = 0$ 的交点,因此满足以下方程:

$$L_1 e^{2L_1} = \frac{1}{\theta_F} \quad (7)$$

$$L_2 = -\frac{1}{\theta_F} \quad (8)$$

无量纲化前的熔池长度可表示为: $l_m = \frac{L_1 - L_2}{B}$,

引入LambertW函数(xe^x 在 $x \in [-\frac{1}{e}, +\infty]$ 上的反函数),则:

$$L_1 = \frac{\text{LambertW}\left(\frac{2}{\theta_F}\right)}{2} \quad (9)$$

$$l_m = \frac{\text{LambertW}\left(\frac{2}{\theta_F}\right)}{2B} + \frac{1}{B\theta_F} \quad (10)$$

通过观察图1(b)可知,熔池的最深点出现在 $W = 0$ 的平面上。式(6)可表示为

$$\theta_F e^L = \frac{1}{\sqrt{L^2 + H^2}} \cdot e^{-\sqrt{L^2 + H^2}} \quad (11)$$

求解 H 可得:

$$H = -\sqrt{-L^2 + \text{LambertW}\left(\frac{1}{\theta_F e^L}\right)^2} \quad (12)$$

H 与 L 的函数关系如图1(c)所示,存在一点 $L_{\min}$ 使得 H 达到最小值 $H_{\min}$ 。无量纲化前的熔池深度和宽度可表示为: $d_m = -\frac{H_{\min}}{B}, w_m = -\frac{2H_{\min}}{B}$,其中, $H_{\min}$ 可通过数值方法求得其近似值。

2 熔合质量判断

LPBF成形缺陷主要包括孔隙、开裂、零件变形与分层、微观结构不均匀性、组织各向异性等,其中孔隙缺陷尤为显著。根据形成机制,可将孔隙分为未完全熔合孔隙和气孔。气孔可进一步细分为匙

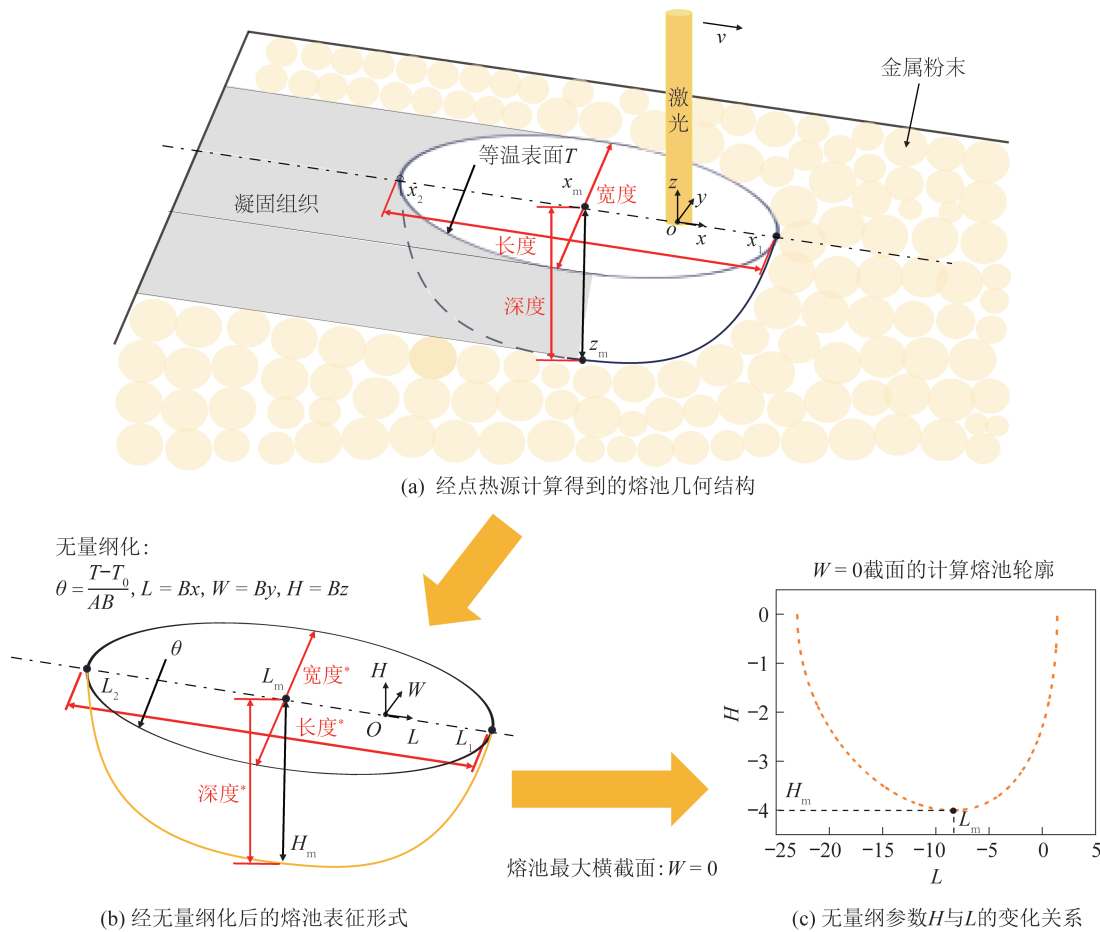


图1 熔池几何结构

Fig. 1 Molten pool geometry structure

孔气孔、粉末原料气孔和氢气孔^[13]。球化现象通常发生在高激光功率和高扫描速度条件下,此时熔池宽度较窄、长度较长,熔体在表面能作用下分离成球形小液滴^[14]。这种不稳定性不仅易在球状液滴与凝固层接触区域产生孔隙,还会影响后续凝固层的粉末堆积,进一步提升未完全熔合缺陷与气孔的形成概率。本文聚焦于孔隙缺陷的形成机制及其阈值判断方法,重点讨论未完全熔合现象、匙孔现象和球化现象,如图2(a)~图2(c)所示。相应的熔池轨迹如图3(a)~图3(c)所示。孔隙会影响成形件的机械性能,如拉伸性能、疲劳寿命等。其中,未完全熔合形成的孔隙尺寸大、形状不规则,易引发应力集中,显著降低拉伸性能^[15-16]。孔隙作为应力集中点存在,尤其是较大孔隙或未完全熔合现象引起的孔隙缺陷,在循环载荷作用下易成为裂纹萌生源,并加速裂纹扩展^[17-18]。此外,表面孔隙对疲劳性能的影响远大于内部孔隙,且表面孔隙的尺寸阈值通常低于内部孔隙^[19]。孔隙的分布还会导致LPBF

成形件的疲劳性能各向异性,例如,平行于打印方向的试样具有较高的孔隙密度,其疲劳强度通常低于垂直打印方向的试样^[20]。

基于上述分析,本文结合熔池轨迹的几何关系,通过分析预测熔池模型,确定未完全熔合、匙孔、球化现象的发生阈值,提出理想工艺参数范围,相应的理想熔池轨迹如图3(d)所示。

2.1 未完全熔合现象

未完全熔合缺陷主要源于熔池重叠不足、层间熔合不充分及飞溅物的干扰等因素^[24]。在LPBF过程中,扫描间距过大,会导致熔池之间交叠区域不足;同时激光能量呈高斯分布,轨迹两侧的低能量区域更容易出现未完全熔合。此外,激光能量密度较低时,熔池深度和流动性受限,粉末难以充分熔化,进一步影响与先前层的冶金结合。同时,熔池寿命较短,液态金属无法充分润湿先前层表面,进一步加剧层间结合不良^[13]。最后,制造过程中产生

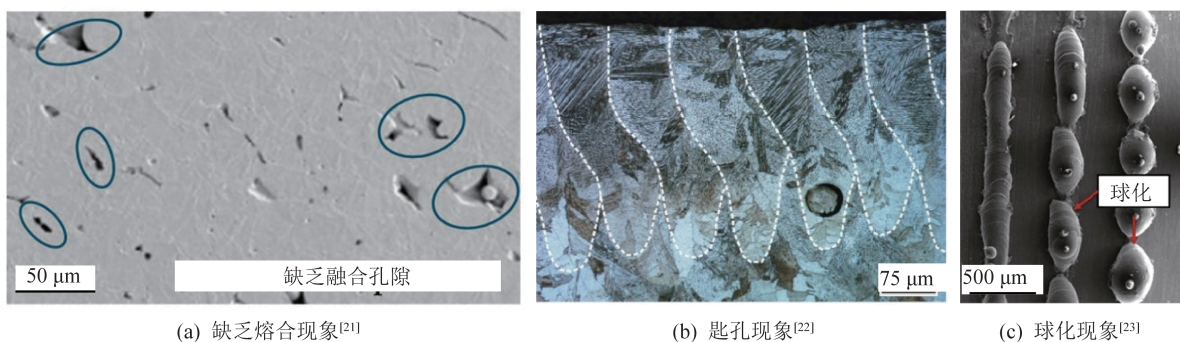


图 2 不同导致孔隙的缺陷

Fig. 2 Different defects leading to porosities

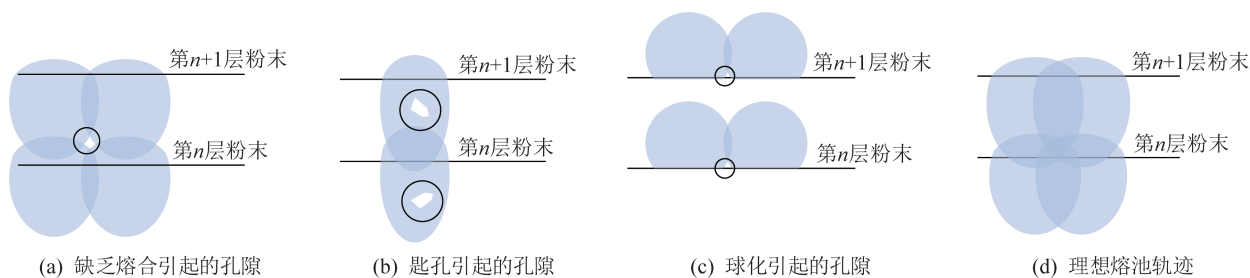


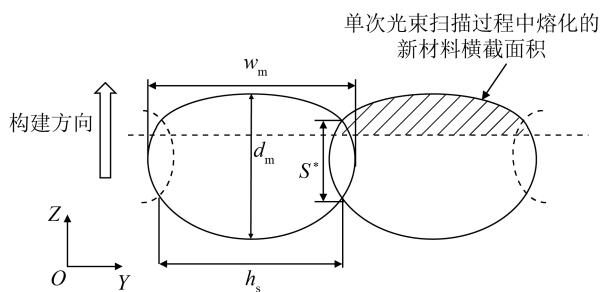
图 3 不同缺陷状态的熔池形成轨迹

Fig. 3 The formation trajectories of molten pools at different defect states

的飞溅物可能沉积在零件表面或随保护气体的气流移动,干扰粉末的均匀铺展,进一步加剧未完全熔合^[25]。TANG 等^[26]针对未完全熔合现象,提出一种基于双半椭圆形熔池横截面几何特征的判别模型。为保证完全熔化,横向相邻熔池间重叠深度 S^* 必须大于或等于层厚 t_{layer} ,原理如图 4 所示。未完全熔合应满足如下条件:

$$\left(\frac{h_s}{w_m}\right)^2 + \left(\frac{t_{\text{layer}}}{d_m}\right)^2 > 1 \quad (13)$$

式中: h_s 为扫描间距。

图 4 未完全熔合的几何原理^[26]Fig. 4 Geometric schematic diagram of lack of fusion^[26]

2.2 匙孔现象

匙孔诱发孔隙是 LPBF 加工过程中常见的孔隙

缺陷。当激光能量密度较高时,激光直接作用区域的金属被加热至沸点,发生金属蒸发并产生金属蒸汽。这些蒸汽会将熔融的材料向上喷射,在熔池内部形成一个充满金属蒸汽的匙孔^[27]。在该狭窄而深的小孔内,激光束经多次反射,能量吸收效率显著提升^[28]。匙孔的形成受激光功率、扫描速度等工艺参数的显著影响。由于匙孔本质上是表面张力、阻力、反冲压力等多种作用力在熔池内部耦合的结果,其形成后会产生连续波动,进而促成孔隙的生成。当匙孔尺寸达到一定程度时,其形态通常呈 J 字型^[29],且无法进一步扩大。随时间推移,匙孔底部的温度达到沸点,产生巨大的反冲压力;而中心温度相对较低,形成局部冷区,在表面张力的作用下,冷区中的金属液体被驱动向外流动,并逐渐停止,最终导致匙孔底部坍塌,在坍塌位置形成不规则的孔隙^[13]。KING 等^[30]通过实验研究,发现归一化焓 $\frac{\Delta H}{H_s}$ 与匙孔形成的阈值之间存在相关性,根据其实验数据和 VERHAEGHE 等^[31]的实验数据,绘制了使用归一化焓预测得到的 d_m/σ 值及实验得到的 d_m/σ 值的分布图,如图 5(a)和图 5(b)所示,当归一化焓达到 30 ± 4 时,熔池模式由传导模式过渡至匙孔模式。图 5 中 $D4\sigma$ 定义为在光束强度剖面上,

沿正交方向评估的能量分布标准差(激光束尺寸)4倍的平均值,用于量化激光束尺寸,是光束能量分布的标准化参数; d_m/σ 为熔池深度与光束强度分布标准差的比值,用于归一化熔池深度并区分熔池模式。归一化熔可用于预测匙孔现象的发生,其数学表达式如下:

$$\frac{\Delta H}{H_s} = \frac{\alpha P}{\pi \rho C T_F \sqrt{\kappa V r_l^3}} < \frac{\pi T_B}{T_F} \quad (14)$$

式中: r_l 为激光光斑半径; ΔH 为熔; H_s 为熔化潜热。

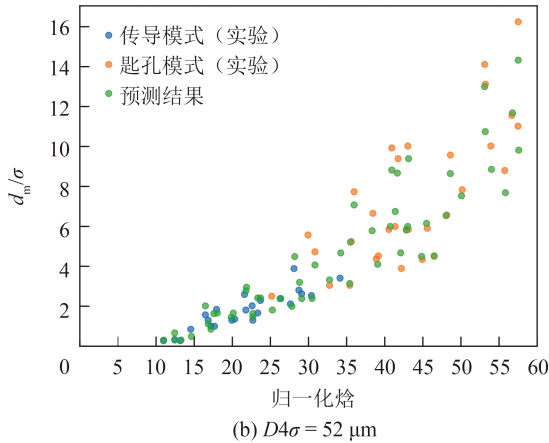
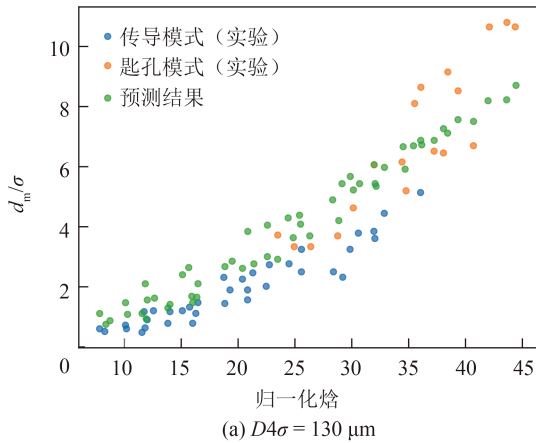


图5 不同 $D4\sigma$ 值时归一化熔预测和实验所得 d_m/σ 结果

Fig. 5 Experimental and predicted results of d_m/σ with the normalized enthalpy

2.3 球化现象

球化是熔融材料因动态不稳定性而聚集成球状颗粒的现象,其演化过程受流体动力学、表面张力及熔池形态等因素影响^[5]。在LPBF过程中,球化现象通常表现为熔池轨迹不连续,由一系列小型隆起构成,如图3(c)所示。球化现象的发生与工艺

参数密切相关,高激光功率、高扫描速度的工艺条件会显著促进球化现象的发生^[23]。球化诱发的孔隙缺陷主要形成于高接触角的球形凸起与已凝固层之间,会严重影响层间冶金结合。此外,球化现象还会增大成形件的表面粗糙度,降低成形精度。YADROITSEV等^[32]基于水平分段熔池轨迹所提供的额外稳定性,提出一种用于LPBF工艺的球化判断依据:

$$\frac{l_m}{w_m} < \delta_{cr} \quad (15)$$

式中: δ_{cr} 为动态不稳定性的临界值;熔池的长度 l_m 和宽度 w_m 采用RUBENCHIK等^[33]提出的缩放定律表示:

$$l_m = \frac{r_l}{\lambda^2} [0.0053 - 0.21\lambda\omega + 1.3\lambda^2 - (0.11 + 0.17\omega)\lambda^2 \ln \lambda + \omega(-0.0062 + 0.23\lambda + 0.75\lambda^2)] \quad (16)$$

$$w_m = \frac{r_l}{\omega \lambda^3} [0.0021 - 0.047\lambda + 0.34\lambda^2 - 1.9\lambda^3 - 0.33\lambda^4 + [\omega 0.00066 - 0.007\lambda - 0.00059\lambda^2 + 2.8\lambda^3 - 0.12\lambda^4 + [\omega 2 - 0.0007 + 0.015\lambda - 0.12\lambda^2 + 0.59\lambda^3 - 0.023\lambda^4 + [\omega 30.00001 - 0.00022\lambda + 0.002\lambda^2 - 0.0085\lambda^3 + 0.0014\lambda^4]]] \quad (17)$$

式中: $\lambda = \frac{\kappa}{V r_l}$ 为熔池的整体形状; $\omega =$

$\frac{\alpha P}{\pi \rho C T_F \sqrt{\kappa V r_l^3}}$ 为输入激光能量与熔的比值。

根据应用场景和材料的不同,动态不稳定性的临界值 δ_{cr} 的取值范围为2.30~6.24^[34]。

2.4 最佳工艺参数组合

RANKOUHI等^[35]基于 Buckingham-P 定理和 Pawlowski 矩阵变换方法,提出新型无量纲数 Π_1 (在本文中使用 E_{dim} 表示),用于预测LPBF工艺参数的边界,以实现接近无孔隙成形。该方法通过实验验证了316L不锈钢、Hastelloy X、Cu和IN718合金的适用性,证明了该无量纲数的通用性。 E_{dim} 的数学表达式为

$$E_{dim} = \frac{cP}{kV^2 h_s} \quad (18)$$

根据RANKOUHI^[35]等的实验数据绘制的热图如图6所示,图6中颜色越深表示数据点越密集。

虚线标示区域内,相对密度超过 0.99 的数据分布高度集中,表明该区域划分可有效预测高致密度成形件的工艺参数。图 6 中相对密度为无量纲数,表示测量密度与最大密度的比值。最大密度是指使用 LPBF 工艺可达到的最高密度。当 $61 < E_{\text{dim}} < 146$ 时,成形材料的相对密度达到 99.0%,此范围被定义为“绿色区域”。

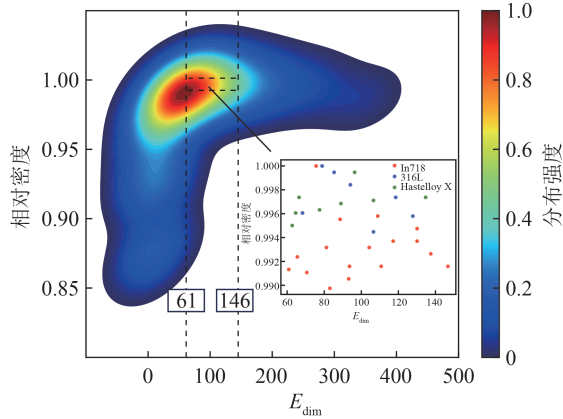


图 6 相对密度与 E_{dim} 的关系

Fig. 6 Relationship between the relative density and E_{dim}

3 结果与讨论

3.1 熔池尺寸模型验证

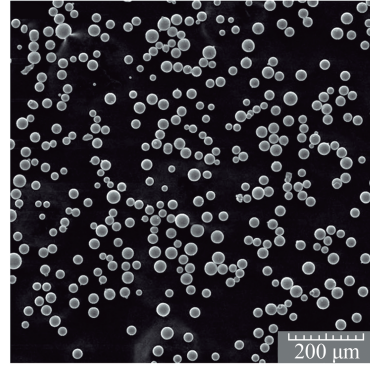
根据第 1 节中提出的模型进行熔池尺寸预测,计算使用的 Ti6Al4V 材料参数见表 1,参考文献[36]。根据文献[37]的实验数据,在 Ti6Al4V 合金基板(厚度 3.3 mm)上进行单道扫描实验,所用粉末为粒径 15~45 μm 的 Ti6Al4V 预合金粉末,粉末形态如图 7(a)和图 7(b)所示。采用 EOS M270 金属激光熔融设备,激光类型为最大功率 200 W 的 Yb-光纤激光器。通过 Materialise Magics 软件设计尺寸为 $0.1 \text{ mm} \times 0.1 \text{ mm} \times 100.0 \text{ mm}$ 的薄壁结构,并在结构下方设计支撑结构,以实现单道扫描构建。其加工参数见表 2,每道扫描长度为 100 mm,相邻熔道间距为 5 mm。扫描完成后,在单道扫描件长度方向的 1/3、1/2、2/3 位置进行切片(分别记作 A、B、C 段),采用扫描电子显微镜(Scanning Electron Microscope, SEM)与光学显微镜对其顶部与截面进行显微分析,研究熔池几何特征。

实验法与 3 种预测方法获得的熔池尺寸对比如图 8 和图 9 所示。其中,瞬时高斯面热源法与移动

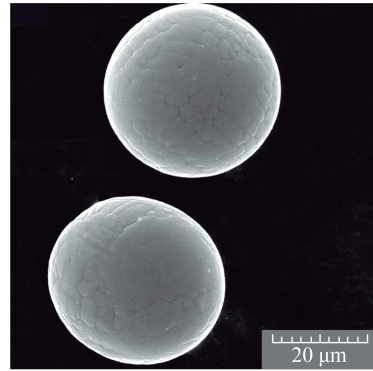
表 1 Ti6Al4V 合金的材料参数^[36]

Tab. 1 Material parameters of Ti6Al4V alloy^[36]

参数名称	数值	单位
密度	4 200	$\text{kg} \cdot \text{m}^{-3}$
比热容	831	$\text{J}/(\text{kg} \cdot \text{K})$
热传导率	31.4	$\text{W}/(\text{m} \cdot \text{K})$
熔点	1 923	K
沸点	3 315	K
吸收率	0.6	—



(a) Ti6Al4V 粉末的低倍率 SEM 照片^[37]



(b) Ti6Al4V 粉末的高倍率 SEM 照片^[37]

图 7 Ti6Al4V 粉末的 SEM 图像

Fig. 7 SEM images of Ti6Al4V powder

表 2 加工参数^[37]

Tab. 2 Processing parameters^[37]

测试分类	激光功率/W	扫描速度/ $(\text{m} \cdot \text{s}^{-1})$
Case 1	150	0.50
Case 2	150	0.75
Case 3	150	1.00
Case 4	150	1.20

高斯面热源法均基于王永福^[36]提出的模型。由图 8 和图 9 可知,不同工艺参数下,本研究所提方案对熔池宽度和深度的预测结果与实验数据吻合度更高。

瞬时高斯面热源法与移动高斯面热源法在中低能量密度范围内具有良好的预测能力^[36],与上述 2 种方法的预测结果对比可知,本研究提出的数学模型在熔池宽度和深度上,与瞬时高斯面热源法的预测误差均控制在 $\pm 4\%$ 以内;与移动高斯面热源法相比,宽度预测误差在 $\pm 5\%$ 以内,深度预测误差在 $\pm 10\%$ 以内。

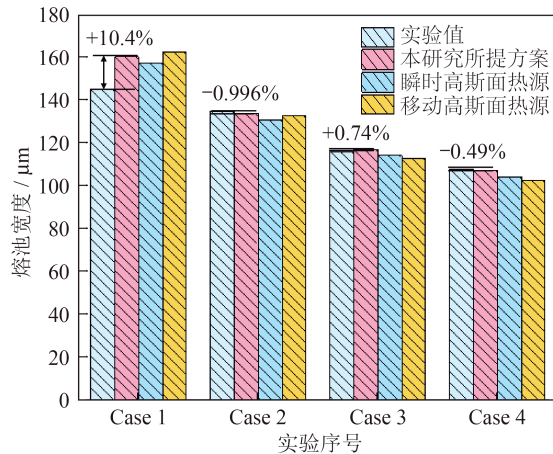


图 8 使用不同方法获得熔池宽度值对比

Fig. 8 Comparison of molten pool width values obtained by different methods

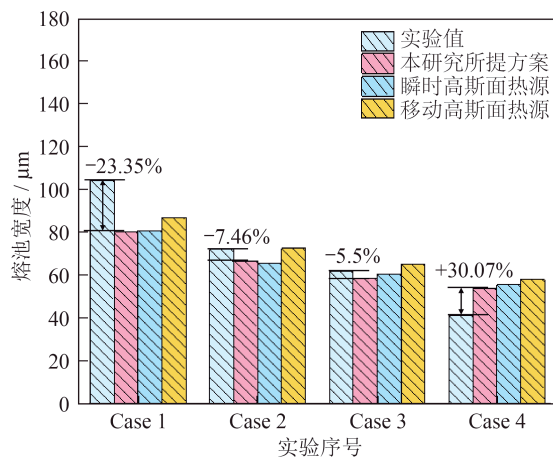


图 9 使用不同方法获得的熔池深度值对比

Fig. 9 Comparison of molten pool depth values obtained by different methods

熔池尺寸预测时间对比见表 3。由表 3 可知,本研究所提方案在计算效率上具有显著优势,在 Matlab 平台上,采用 14 核 20 线程的 Intel Core i7-12700H 处理器进行计算,平均用时 0.022 2 s;相比之下,瞬时高斯面热源方法与移动高斯面热源方法的平均计算用时分别为 12.607 9 和 282.185 8 s。本文

所提预测方法计算效率分别提升了 567 倍和 12 711 倍。

表 3 熔池尺寸预测时间对比

Tab. 3 Comparison of molten pool dimension prediction time

	本文方案/s	瞬时高斯面热源/s	移动高斯面热源/s
Case 1	0.021 7	12.815 4	293.631 3
Case 2	0.022 6	12.892 1	272.339 5
Case 3	0.022 7	12.817 6	273.600 6
Case 4	0.021 8	11.906 6	289.171 9
平均时间	0.022 2	12.607 9	282.185 8

基于第 1 节中提出的模型,激光功率 P 和扫描速度 V 对熔池长度、宽度和深度的影响如图 10(a) 和图 10(b)。结果表明,当激光功率 P 在 20~250 W 范围内变化时,随激光功率的逐步增加,整体熔池发生扩大。熔池长度随功率增加呈近似线性增长,宽度与深度呈非线性变化,增长速度在低功率阶段较快,而在高功率阶段逐渐减缓;当扫描速度 V 在 0.1~2.0 m/s 范围内变化时,熔池的长、宽、深与扫描速度呈近似反比例函数关系,且随着扫描速度的持续增加,熔池各个尺寸的减小速度逐步趋于平缓。

3.2 LPBF 工艺规划

根据第 2 节中对缺陷类型及其计算方法的阐述,绘制了 Ti6Al4V 材料在特定扫描间距与铺粉厚度条件下的成形 PV 工艺图,计算所用材料参数见表 1。PV 工艺图如图 11 所示,该工艺图划分为 4 个区域:成球区域(橘色)、匙孔区域(灰色)、最佳加工范围区域(蓝色)及未完全熔合区域(红色)。图 11 中以虚线表示体积能量密度(Volumetric Energy Density, VED)线,代表达到各区域所需的总能量输入。球化区域与匙孔区域存在一定重叠,主要源于缺陷判定标准的内在不确定性,说明该 PV 工艺图仅能作为一种近似描述,而非精确的区域划分工具。此外,在极高激光功率和扫描速度的条件下,单一的判定标准难以全面反映复杂的孔隙缺陷形成机制。为验证该方法的可行性,对比了相关文献和实验数据^[37-40](详见表 4)。结果表明,该方法能够以较低的成本和较短的时间找到满足 Ti6Al4V 材料加工要求的最佳参数范围,展现出良好的实用价值。

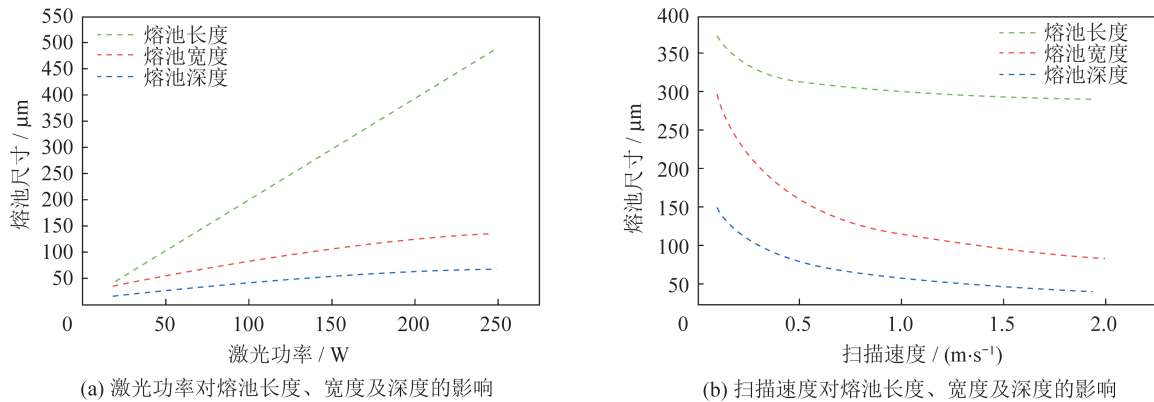


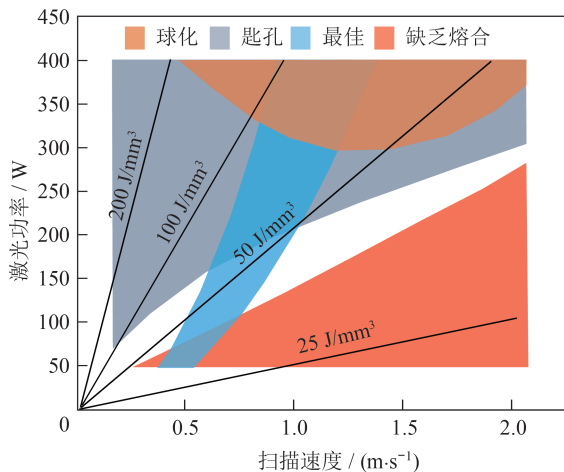
图 10 激光功率和扫描速度对熔池长度、宽度及深度的影响

Fig. 10 Effects of the laser power and scanning speed on the length, width, and depth of molten pool

表 4 基于已有文献对 PV 工艺图的验证结果

Tab. 4 Verification results of the PV process map based on existing literature

激光功率/ W	扫描速度/ (m·s ⁻¹)	扫描间距/ μm	层厚/ μm	实验缺陷	是否与工艺图吻合	参考文献
150	1.500	100	30	未完全熔合	是	[38]
150	1.875	100	30	未完全熔合	是	[38]
280	1.200	160	30	未完全熔合	是	[39]
280	0.400	140	30	匙孔现象	是	[39]
75	0.600	77	25	理想区域	是	[40]
190	0.900	80	30	理想区域	是	[41]
220	0.900	80	30	理想区域	是	[41]
400	1.357	—	30	成球现象	是	[38]

Fig. 11 PV process map of under $h_s=100\ \mu\text{m}$ and $t_{\text{layer}}=30\ \mu\text{m}$

4 结束语

1) 针对 LPBF 加工 Ti6Al4V 成形过程中中低能量密度下的熔池尺寸预测问题,本文引入无量纲

数对 ROSENTHAL 解进行简化,通过对函数几何特性的系统分析,提出了一种能够明确表达熔池尺寸与工艺参数关系的显式预测模型。

2) 该模型与瞬时高斯面热源法相比,熔池宽度与深度的预测误差均控制在 $\pm 4\%$ 以内,与移动高斯面热源法相比,宽度预测误差保持在 $\pm 5\%$ 以内,深度预测误差在 $\pm 10\%$ 以内;预测时间分别缩短了 567 倍和 12 711 倍,可用于快速评估不同材料在 LPBF 加工中的熔池尺寸。

3) 本文提出基于 LPBF 材料加工参数的 PV 工艺图,与实验或数值模拟方法相比,该方法在加工参数优化方面更高效,可操作性更强,适合 LPBF 工艺一次成形复杂零件的特点。将多篇文献中,在不同工艺参数下得到的孔隙缺陷结果与本文构建的 PV 工艺图进行对比,证明了该方法能够准确预测 Ti6Al4V 合金成形过程中,在各种工艺参数组合下的孔隙缺陷和最佳工艺区域。该方法不仅有助于避免因参数选择不当导致的成形质量问题,还促进了新 LPBF 合金材料的开发。

本文提出的预测模型在较高能量密度下对熔池尺寸表征能力略显不足,这可能受 ROSENTHAL 解的假设条件限制。此外, PV 工艺图在多材料复合结构中的适用性尚未充分验证,仍需进一步研究,以确保其在更复杂材料体系中的有效性和可靠性。

参考文献

- [1] 王朔,石峰源,石岩.微纳卫星相机主承力构件轻量化设计与增材制造[J].飞控与探测,2022,5(5):39-46.
WANG S, SHI F Y, SHI Y. Lightweight design and additive manufacturing of main load-bearing

- components for micro-nano satellite cameras [J]. *Flight Control & Detection*, 2022, 5(5): 39-46.
- [2] GORDON J V, NARRA S P, CUNNINGHAM R W, et al. Defect structure process maps for laser powder bed fusion additive manufacturing[J]. *Additive Manufacturing*, 2020, 36: 101552.
- [3] WOHLERS T. Wohlers report 2021: 3D printing and additive manufacturing global state of the industry[R]. Wohlers Associates, 2021.
- [4] YAP C Y, CHUA C K, DONG Z L, et al. Review of selective laser melting: materials and applications[J]. *Applied Physics Reviews*, 2015, 2(4): 041101.
- [5] 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.
- [6] QU M, GUO Q, ESCANO L I, et al. Controlling process instability for defect lean metal additive manufacturing[J]. *Nature Communications*, 2022, 13(1): 1079.
- [7] CLYMER D R, CAGAN J, BEUTH J. Power-velocity process design charts for powder bed additive manufacturing[J]. *Journal of Mechanical Design*, 2017, 139(10): 100907.
- [8] JOHNSON L, MAHMOUDI M, ZHANG B, et al. Assessing printability maps in additive manufacturing of metal alloys[J]. *Acta Materialia*, 2019, 176: 199-210.
- [9] HE Y, ZHONG M, JONES N, et al. The columnar-to-equiaxed transition in melt pools during laser powder bed fusion of M2 steel[J]. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2021, 52(9): 4206-4221.
- [10] ROSENTHAL D. The theory of moving sources of heat and its application to metal treatments [J]. *Transactions of the American Society of Mechanical Engineers*, 1946, 68(8): 849-865.
- [11] NING J, MIRKOOHI E, DONG Y, et al. Analytical modeling of 3D temperature distribution in selective laser melting of Ti-6Al-4V considering part boundary conditions [J]. *Journal of Manufacturing Processes*, 2019, 44: 319-326.
- [12] YANG Y, AYAS C. Surface and volumetric heat sources in the thermal modelling of selective laser melting [C]// *Proceedings of the 20th International ESAFORM Conference on Material Forming*. Melville, New York: AIP Publishing, 2017.
- [13] DU C, ZHAO Y, JIANG J, et al. Pore defects in laser powder bed fusion: formation mechanism, control method, and perspectives [J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2023, 944: 169215.
- [14] MENG X, QIN G, ZOU Z. Characterization of molten pool behavior and humping formation tendency in high-speed gas tungsten arc welding[J]. *International Journal of Heat and Mass Transfer*, 2018, 117: 508-516.
- [15] GONG H, RAFI K, GU H, et al. Influence of defects on mechanical properties of Ti-6Al-4 V components produced by selective laser melting and electron beam melting[J]. *Materials & Design*, 2015, 86: 545-554.
- [16] JOST E W, MIERS J C, ROBBINS A, et al. Effects of spatial energy distribution-induced porosity on mechanical properties of laser powder bed fusion 316L stainless steel [J]. *Additive Manufacturing*, 2021, 39: 101875.
- [17] WU S C, HU Y N, YANG B, et al. Review on defect characterization and structural integrity assessment method of additively manufactured materials [J]. *Journal of Mechanical Engineering*, 2021, 57(22): 3-34.
- [18] PEGUES J, ROACH M, WILLIAMSON R S, et al. Surface roughness effects on the fatigue strength of additively manufactured Ti-6Al-4V [J]. *International Journal of Fatigue*, 2018, 116: 543-552.
- [19] ANDREAU O, PESSARD E, KOUTIRI I, et al. Influence of the position and size of various deterministic defects on the high cycle fatigue resistance of a 316L steel manufactured by laser powder bed fusion[J]. *International Journal of Fatigue*, 2021, 143: 105930.
- [20] QIN Z, KANG N, MANSORI M E, et al. Anisotropic high cycle fatigue property of Sc and Zr-modified Al-Mg alloy fabricated by laser powder bed fusion[J]. *Additive Manufacturing*, 2022, 49: 102514.
- [21] GUILLEN D, WAHLQUIST S, ALI A. Critical review of LPBF metal print defects detection: roles of selective sensing technology [J]. *Applied Sciences*, 2024, 14(15): 6718.
- [22] GURAYA T, SINGAMNENI S, CHEN Z W. Microstructure formed during selective laser melting of IN738LC in keyhole mode [J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2019, 792: 151-160.
- [23] LI R, LIU J, SHI Y, et al. Balling behavior of stainless steel and nickel powder during selective laser melting process [J]. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2012, 59: 1025-1035.
- [24] LALEH M, HUGHES A E, YANG S, et al. A critical insight into lack-of-fusion pore structures in additively manufactured stainless steel [J]. *Additive Manufacturing*, 2021, 38: 101762.

- [25] SCHWERZ C, RAZA A, LEI X, et al. In-situ detection of redeposited spatter and its influence on the formation of internal flaws in laser powder bed fusion[J]. Additive Manufacturing, 2021, 47:102370.
- [26] TANG M, PISTORIUS P C, BEUTH J L. Prediction of lack-of-fusion porosity for powder bed fusion [J]. Additive Manufacturing, 2017, 14:39-48.
- [27] SHRESTHA S, CHOU Y K. A numerical study on the keyhole formation during laser powder bed fusion process [J]. Journal of Manufacturing Science and Engineering, 2019, 141(10):101002.
- [28] GUO L, LIU H, WANG H, et al. Identifying the keyhole stability and pore formation mechanisms in laser powder bed fusion additive manufacturing [J]. Journal of Materials Processing Technology, 2023, 321: 118153.
- [29] BAYAT M, THANKI A, MOHANTY S, et al. Keyhole-induced porosities in laser-based powder bed fusion (L-PBF) of Ti6Al4V: high-fidelity modelling and experimental validation[J]. Additive Manufacturing, 2019, 30:1-18.
- [30] KING W E, BARTH H D, CASTILLO V M, et al. Observation of keyhole-mode laser melting in laser powder-bed fusion additive manufacturing[J]. Journal of Materials Processing Technology, 2014, 214(12):2915-2925.
- [31] VERHAEGHE F, CRAEGHS T, HEULENS J, et al. A pragmatic model for selective laser melting with evaporation [J]. Acta Materialia, 2009, 57 (20) : 6006-6012
- [32] YADROITSEV I, GUSAROV A, YADROITSAVA I, et al. Single track formation in selective laser melting of metal powders [J]. Journal of Materials Processing Technology, 2010, 210(12):1624-1631.
- [33] RUBENCHIK A M, KING W E, WU S S. Scaling laws for the additive manufacturing [J]. Journal of Materials Processing Technology, 2018, 257:234-243.
- [34] AGRAWAL A K, RANKOUHI B, THOMA D J. Predictive process mapping for laser powder bed fusion: a review of existing analytical solutions [J]. Current Opinion in Solid State and Materials Science, 2022, 26(6):101024.
- [35] RANKOUHI B, AGRAWAL A K, PFEFFERKORN F E, et al. A dimensionless number for predicting universal processing parameter boundaries in metal powder bed additive manufacturing[J]. Manufacturing Letters, 2021, 27:13-17.
- [36] 王永福. 考虑尺寸边界效应的金属激光选区熔化温度场及熔池流场研究[D]. 上海: 东华大学, 2022.
- WANG Y F. Study on Temperature field and melt pool flow field in metal selective laser melting considering size boundary effect [D]. Shanghai: Donghua University, 2022.
- [37] DILIP J J S, ZHANG S, TENG C, et al. Influence of processing parameters on the evolution of melt pool, porosity, and microstructures in Ti-6Al-4V alloy parts fabricated by selective laser melting [J]. Progress in Additive Manufacturing, 2017, 2:157-167.
- [38] PROMOPPATOM P, SRINIVASAN R, QUEK S S, et al. Quantification and prediction of lack-of-fusion porosity in the high porosity regime during laser powder bed fusion of Ti-6Al-4V [J]. Journal of Materials Processing Technology, 2022, 300:117426.
- [39] CUNNINGHAM R, NARRA S P, MONTGOMERY C, et al. Synchrotron-based X-ray microtomography characterization of the effect of processing variables on porosity formation in laser power-bed additive manufacturing of Ti-6Al-4V[J]. Jom, 2017, 69:479-484.
- [40] PAL S, LOJEN G, GUBELJAK N, et al. Melting, fusion and solidification behaviors of Ti-6Al-4V alloy in selective laser melting at different scanning speeds [J]. Rapid Prototyping Journal, 2020, 26(7):1209-1215.
- [41] JIANG Q, LI S, GUO S, et al. Comparative study on process-structure-property relationships of TiC/Ti6Al4V and Ti6Al4V by selective laser melting[J]. International Journal of Mechanical Sciences, 2023, 241:107963.