

# 工艺参数对 LDED 成形热作模具钢熔池形貌及成形质量的影响

郑若璇<sup>1</sup>, 侯英培<sup>1</sup>, 万杰<sup>1</sup>, 王媛媛<sup>2</sup>, 王一男<sup>3</sup>, 杨海欧<sup>1</sup>, 林鑫<sup>1</sup>, 陈豫增<sup>1, 2, 4</sup>

(1. 西北工业大学凝固技术全国重点实验室, 陕西西安 710072;

2. 苏州匀晶金属科技有限公司, 江苏苏州 215024; 3. 一汽铸造有限公司, 吉林长春 130011;

4. 西北工业大学宁波研究院, 浙江宁波 315103)

**摘要:** 激光定向能量沉积技术可实现热作模具钢复杂构件的近净成形与高效修复, 在模锻、压铸等高温服役模具的制造与再制造中具有明显应用优势, 但成形过程中工艺参数波动易影响熔池形貌特征, 同时工艺参数的不合理匹配也易引发孔隙、裂纹等成形缺陷, 从而制约成形质量稳定性。为明确工艺参数在激光定向能量沉积成形热作模具钢过程中的影响机制, 本研究围绕工艺参数-熔池形貌-成形质量之间的关联关系, 依次开展单层单道、单层多道及多层多道沉积试验, 系统研究了主要工艺参数对熔池形貌演化行为及沉积件成形质量的调控规律。结果表明, 激光功率和扫描速度主导熔池熔化深度与宽度, 送粉量与前两者协同决定熔池填充状态; 搭接率处于30%~50%区间时可以有效避免道间沟槽、单侧堆积及界面缝隙等缺陷; 在激光比能量与绝对送粉率适配形成的最优成形工艺窗口内, 可保障粉末完全熔融、层间冶金结合良好且气体充分逸出, 使成形件致密度达99%以上且无明显缺陷, 参数偏离则会导致因能量与粉末输入失衡引发的未熔合、裂纹或匙孔等缺陷, 进而劣化成形质量。该研究结果明确了工艺参数对熔池形貌的调控机制, 为激光定向能量沉积成形热作模具钢的工艺参数优化及成形质量控制提供了试验依据。

**关键词:** 激光定向能量沉积; 热作模具钢; 工艺参数; 熔池形貌; 成形质量; 冶金结合; 工艺窗口; 缺陷控制

**中图分类号:** TG142; TG665 **文献标识码:** A **文章编号:** 1001-4977 (2026) 06-0568-13

**DOI:** 10.27014/j.cnki.zhuzao.2026.0076

## Effect of Processing Parameters on the Molten Pool Morphology and Forming Quality of a Hot Work Tool Steel Fabricated via Laser Directed Energy Deposition

ZHENG Ruo-xuan<sup>1</sup>, HOU Ying-pei<sup>1</sup>, WAN Jie<sup>1</sup>, WANG Yuan-yuan<sup>2</sup>, WANG Yi-nan<sup>3</sup>,  
YANG Hai-ou<sup>1</sup>, LIN Xin<sup>1</sup>, CHEN Yu-zeng<sup>1, 2, 4</sup>

(1. State Key Laboratory of Solidification Processing, Northwestern Polytechnical University, Xi'an 710072, Shaanxi, China;

2. Suzhou Yunjing Metal Tech. Co., Ltd., Suzhou 215024, Jiangsu, China; 3. FAW Foundry Co., Ltd., Changchun 130011, Jilin, China;

4. Ningbo Institute of Northwestern Polytechnical University, Ningbo 315103, Zhejiang, China)

**Abstract:** Laser directed energy deposition enables near-net-shape fabrication and efficient repair of complex hot work tool steel components, offering clear advantages for the manufacturing and remanufacturing of dies used under high-temperature service conditions such as hot forging and die casting. However, during the forming process, fluctuations in process parameters tend to affect the morphological characteristics of the molten pool, while unreasonable matching of process parameters can easily induce forming defects such as pores and cracks, thereby restricting the stability of forming quality. To clarify the influence mechanisms of processing parameters in the laser directed energy deposition forming of hot work tool steel, and focusing on the correlations among processing parameters, molten pool morphology, and forming quality, the single-layer single-track, single-layer multi-track, and multi-layer multi-track deposition experiments

**基金项目:** 国家重点研发计划项目课题 (2024YFB3713303); 国家自然科学基金项目 (52531002、52571052); 凝固技术全国重点实验室 (西北工业大学) 自主研究课题 (2024-ZD-06)。

**收稿日期:** 2026-02-02 收到初稿, 2026-03-07 收到修订稿。

**作者简介:** 郑若璇 (2005-), 女, 学士, 主要从事金属增材制造研究。E-mail: r.zheng@se23.qmul.ac.uk

**通信作者:** 万杰, 男, 博士, 副教授。E-mail: wan@nwpu.edu.cn; 陈豫增, 男, 博士, 教授。E-mail: yzchen@nwpu.edu.cn

**引用格式:** 郑若璇, 侯英培, 万杰, 等. 工艺参数对 LDED 成形热作模具钢熔池形貌及成形质量的影响 [J]. 铸造, 2026, 75 (6): 568-580.

ZHENG Ruoxuan, HOU Yingpei, WAN Jie, et al. Effect of processing parameters on the molten pool morphology and forming quality of a hot work tool steel fabricated via laser directed energy deposition [J]. Foundry, 2026, 75 (6): 568-580.

were carried out sequentially to systematically investigate the regulatory effects of key processing parameters on the evolution of molten pool morphology and the forming quality of deposited parts in this study. The results indicate that laser power and scanning speed dominate the melting depth and width of the molten pool, while the powder feeding rate acts synergistically with them to determine the molten pool filling state; when the overlap ratio is in the range of 30%-50%, the defects such as inter-track grooves, unilateral accumulation, and interfacial gaps can be effectively avoided; within the optimal forming process window established by the appropriate matching of laser specific energy and absolute powder feeding rate, complete powder melting, sound interlayer metallurgical bonding, and sufficient gas escape can be ensured, resulting in a relative density exceeding 99% without obvious defects. In contrast, deviations from this parameter window lead to defects such as lack of fusion, cracks, or keyholes caused by an imbalance between energy input and powder supply, thereby deteriorating the forming quality. These results clarify the regulation mechanism of processing parameters on molten pool morphology and provide experimental basis for process parameter optimization and forming quality control in the laser directed energy deposition fabrication of hot work tool steel.

**Key words:** laser directed energy deposition; hot work tool steel; process parameter; molten pool morphology; forming quality; metallurgical bonding; process window; defect control

激光定向能量沉积 (Laser Directed Energy Deposition, LDED) 作为金属增材制造的核心技术之一, 凭借沉积效率高、材料利用率高、可实现大型零件近净成形及损伤修复等独特优势, 在航空航天及能源装备等高端制造领域展现出广阔的应用前景<sup>[1-2]</sup>。LDED技术以高能激光为热源, 将同步输送的金属粉末在基体表面熔化形成熔池, 经快速凝固后逐层堆积, 最终实现三维构件成形。该技术兼具非接触加工特性与精准能量调控能力, 有效突破了传统制造工艺在复杂结构、个性化生产中的局限, 为高性能构件的高效低成本制造提供了重要技术支撑<sup>[3-4]</sup>。H13热作模具钢作为热作模具制造领域的核心基材, 广泛应用于热锻模、压铸模、挤压模等高端模具制备。相较于传统铸锻工艺, LDED成形H13热作模具钢具备更为优异的综合性能; 同时LDED技术具备优异的损伤原位修复能力, 可针对服役过程中出现磨损、裂纹等失效形式的H13热作模具进行精准修复与高效再制造, 大幅延长模具服役寿命, 降低模具制造成本, 在成形制造与损伤修复领域均展现出显著应用价值与技术优势<sup>[5-6]</sup>。然而, 当前LDED成形H13热作模具钢技术仍面临工艺系统对参数波动表现出高度敏感性的核心挑战。激光功率、扫描速度、送粉量及搭接率等核心工艺参数精准调控难度大, 其波动易导致熔池温度场稳定性失衡, 引发熔池铺展不均等问题, 造成层间裂纹、孔洞缺陷及单侧堆积等问题, 进而显著制约了高质量构件的稳定制备<sup>[7-8]</sup>。

目前国内外已有诸多学者针对LDED成形H13热作模具钢工艺参数展开了研究。Silvestri等<sup>[5]</sup>探究了沉积策略、重叠距离及两组激光功率-送粉速率-扫描速度参数对LDED成形H13热作模具钢单层沉积质量的影响, 结果表明, 60%重叠率波纹度最小, 单向扫描较双向扫描表面均匀性提升约25%, 显微硬度最高达HV720; Huang等优化LDED成形H13热作模具钢工艺参数后, 系统研究了其微观结构、硬度与磨损行

为<sup>[9]</sup>, 结果表明该钢主要由马氏体组成, 顶部马氏体均匀性优于底部, 硬度沿成形方向递增, 顶部因细晶结构与摩擦氧化层具有最优耐磨性, 比基体磨损率更低; Joshi等采用多种表征手段结合多物理场模型, 研究LDED成形H13热作模具钢细尺度微观结构演变, 结果表明奥氏体经胞状凝固后近完全转变为铁素体/马氏体, 胞边界形成富钼、钒、铬的碳化物, 冷却速率达~1 090 °C/s时可促进碳化物析出与相转变, 基体含少量残余奥氏体<sup>[10]</sup>; Chandra等提出几何感知三阶段优化框架, 用于LDED成形H13热作模具钢工艺参数选择, 结果表明该框架可快速制备致密度>99.95%、硬度超HV570的构件, 60 mm高试样尺寸偏差仅0.47%, 无需闭环控制即可实现高精度成形<sup>[11]</sup>; Silvestri等以316L为基板, 采用LDED技术制备H13热作模具钢单道沉积层, 系统研究了激光功率、送粉速率及扫描速度等关键工艺参数的影响, 建立了单道沉积的完整表征方法与稀释率计算新模型, 明确了不同应用场景下的工艺窗口与参数选择准则<sup>[12]</sup>。尽管国内外学者已针对LDED成形H13热作模具钢工艺参数优化展开了大量研究, 但多数侧重于成形后样品的微观组织与力学性能分析, 对成形过程中熔池动态行为、缺陷形成机制及工艺参数-熔池形貌-成形质量的内在关联规律缺乏系统深入探究。尤其针对具有高裂纹敏感且相变复杂特性的热作模具钢类材料而言, 通过工艺参数精确调控熔池特征参数、明确其对成形质量的影响以实现高致密无缺陷成形, 仍是当前研究中亟待解决的薄弱环节。

为此, 本文作者以典型热作模具钢为研究对象, 通过设计单层单道、单层多道及多层多道沉积试验, 结合表面形貌分析、熔池截面观测、致密度测试与内部缺陷表征, 系统研究激光功率、扫描速度、送粉量及搭接率对熔池形貌演化与成形质量的调控规律。本研究旨在阐明LDED成形H13热作模具钢过程中工艺参数影响熔池行为与缺陷形成的作用机制, 建立参数

与熔池形貌特征和成形质量间的关联规律,为实现LDED成形H13热作模具钢工艺的精确控制与高质量构件制备提供理论支撑与工艺指导。

## 1 试验材料与方法

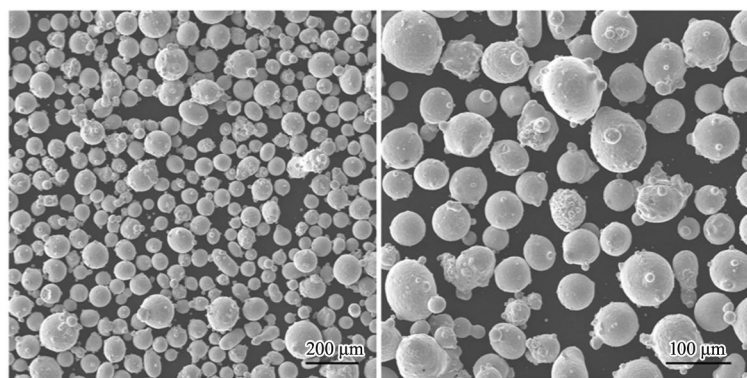
### 1.1 试验材料及成形方法

本研究用于LDED沉积试验的原料为H13和IN718混合粉末,具体成分由ICP测得,如表1所示。采用滚筒混粉法将混合粉末按H13:IN718质量分数12:1的

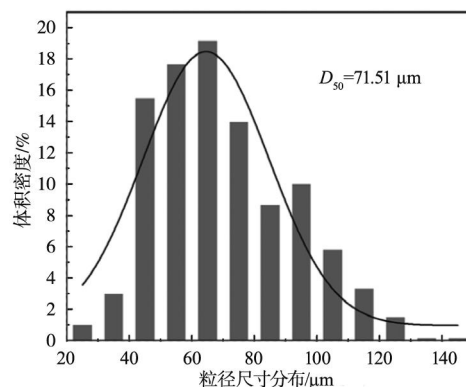
比例进行充分混合处理。该混合粉末的中位粒径 $D_{50}$ 为 $71.51\ \mu\text{m}$ ,粒径分布呈典型的单峰特征,整体分布范围集中且无明显杂峰,其微观形貌可通过扫描电子显微镜(Scanning Electron Microscope, SEM)图像表征,如图1所示。低倍视野下,粉末颗粒分布均匀,无明显局部聚集现象;高倍视野下可见,颗粒整体呈现类球状形貌,形态规整且表面较为光滑,部分颗粒存在轻微的卫星球附着特征,颗粒间未出现团聚问题。

表1 H13与IN718的化学成分  
Tab. 1 Chemical compositions of H13 and IN718

项目	C	Cr	Ni	Mo	Mn	V	Si	Nb	Fe
H13	0.32	4.98		1.62	0.32	1.12	0.95		余量
IN718		19.72	53.27	3.16	0.35			4.82	余量



(a) 粉末SEM形貌图像



(b) 粉末粒径分布情况

图1 粉末SEM形貌及粒径分布情况

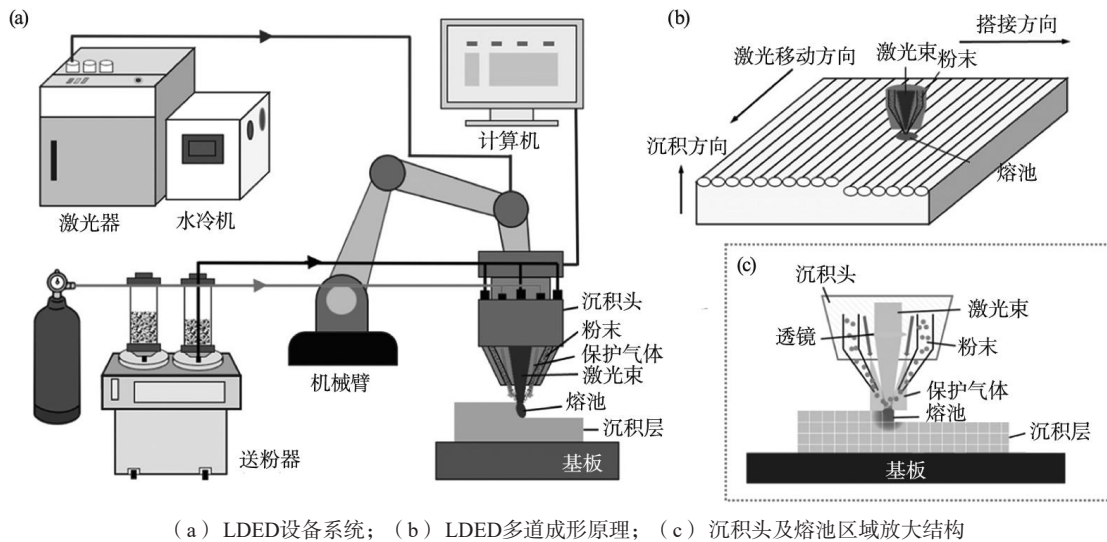
Fig. 1 SEM images and the particle size distribution of the powder

本试验所用LDED设备主要由KUKA六轴联动机器人手臂、创鑫激光MFSC3000单模块连续激光器、LDRF500激光沉积头、送粉器、水冷机及氩气保护气系统构成,如图2(a)、(c)所示。其中,激光沉积头搭载于机器人手臂末端,采用四路环形送粉结构,内置循环冷却水路管道,并通过纯度 $\geq 99.9\%$ 的氩气同步实现粉末输送与熔池保护。设备运行时,激光器发射的激光束经沉积头聚焦于预处理后的基材表面,形成高温熔池;送粉器输送的金属粉末通过环形送粉管道被精准送入熔池,迅速熔化并与基材形成冶金结合。KUKA六轴联动机器人通过系统编程控制,沿预设沉积方向逐层推进,单道扫描采用直线往复策略。水冷机全程对激光发生器、沉积头等核心热源部件进行温度调控,结合全程氩气保护,有效避免熔覆层高温氧化,保障设备连续稳定运行与成形件的最终质

量。图2(b)所示为LDED多道成形扫描策略示意图。定义X轴方向为沉积头扫描方向,本试验采用单向光栅式扫描策略;Y轴方向为搭接方向,沿该方向完成相邻沉积道搭接铺展;Z轴方向为材料逐层沉积方向,设定上升高度后重复上述扫描搭接过程实现逐层沉积。该方式可保障成形层的连续性,通过各方向协同运动完成LDED逐层沉积成形,最终形成完整样块,为后续致密成形质量控制提供基础。

### 1.2 熔池形貌及成形质量检测

本研究采用了观测试样熔池截面形貌,探究工艺参数对熔池形貌影响规律的方法。试验采用线切割获得合适尺寸试样,选用不同目数砂纸逐级打磨至5 000目,消除表面加工痕迹。研磨后,通过金相磨抛机配合金刚石抛光膏进行精细抛光,经无水乙醇清洗吹



(a) LDED设备系统；(b) LDED多道成形原理；(c) 沉积头及熔池区域放大结构

图2 LDED设备及工作示意图

Fig. 2 LDED equipment and schematic diagram of working

干，获得无肉眼可见划痕的均匀光亮镜面。随后用体积分数4%的硝酸酒精对试样表面进行室温腐蚀，最后置于光学显微镜下，观测并记录熔池截面形貌。采用ImageJ软件处理统计熔池截面光镜照片，获得不同工艺参数下熔池深度、宽度及单道沉积层高度，并依据公式计算得到稀释率、熔池宽高比数据。

基于LDED技术核心原理，沉积过程中基体表层熔化后会对沉积层产生一定程度的稀释效应。稀释率作为研究熔池形貌的关键指标，过高会导致沉积层厚度偏小，进而降低沉积效率；过低则会导致界面冶金结合效果不佳，易引发沉积层剥落问题<sup>[13]</sup>。稀释率 $\eta$ 通常采用几何面积法进行计算，计算公式为<sup>[14]</sup>：

$$\eta = \frac{h}{h+H} \times 100\% \quad (1)$$

式中： $h$ 为基板熔深， $H$ 为单道沉积层高度。

同时，宽高比 $K$ 也是影响熔池形貌及成形质量的重要参数。宽高比过小说明沉积层过厚过窄，熔池铺展能力不足；宽高比过大则表现为沉积层微薄特征，宽幅熔池会加剧基体的熔化程度。宽高比 $K$ 的计算公式为<sup>[15]</sup>：

$$K = \frac{W}{H} \quad (2)$$

式中： $W$ 为熔宽， $H$ 为熔高。熔池截面及 $H$ 、 $h$ 、 $W$ 参数示意图如图3所示。

为表征多参数耦合作用下熔池区域内能量和物质动态匹配关系，进一步引入激光比能量和绝对送粉率综合特征参数。激光比能量可量化单位面积材料所接收的激光能量，计算公式为<sup>[16-17]</sup>：

$$E_s = \frac{P}{V \times D} \quad (3)$$

式中： $E_s$  ( $J/mm^2$ ) 为激光比能量， $P$  ( $W$ ) 为激光功

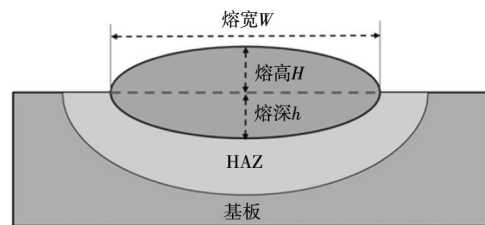


图3 熔池几何参数示意图

Fig. 3 Schematic diagram of geometric parameters of molten pool

率， $D$  ( $mm$ ) 为光斑直径， $V$  ( $mm/s$ ) 为扫描速度。

绝对送粉率定义为单位时间内单位面积上稳定输送至熔池区域的粉末质量。绝对送粉率综合考虑了在实际沉积过程中扫描速度对落入熔池的单位粉末质量的影响，计算公式为<sup>[18]</sup>：

$$V_g = \frac{f}{V} \quad (4)$$

式中： $V_g$  ( $10^{-3} g/mm$ ) 为绝对送粉率， $f$  ( $g/min$ ) 为送粉量。

针对单层多道沉积试验研究，搭接率作为描述相邻单道重叠程度的关键参数，对沉积层的表面形貌及内部冶金质量具有直接调控作用。搭接率 $R$ 被定义为沉积层相邻单道重叠宽度 ( $W_1$ ) 与单道宽度 ( $W$ ) 之比，计算公式为<sup>[18]</sup>：

$$R = \frac{W_1}{W} \quad (5)$$

对于成形质量检测，首先以砂纸对试样表面进行打磨处理，以去除氧化层并获得平整的待测表面，通过阿基米德排水法测定不同工艺参数下试样致密度；同时在光学显微镜下观察各组试样精细抛光后的金相照片，判断试样内部是否存在缝隙、孔洞等缺陷，从而综合评定各工艺参数下的成形质量。

## 2 试验结果及讨论

### 2.1 试验结果

#### 2.1.1 单道单层

单道单层沉积是LDED技术的基础，其熔池特征研究可为最优工艺参数提供直观的设计依据。首先借助预试验确定合适的工艺区间，结果如表2所示。

采用单因素变量法共设计36组试验，以探究各工艺参数对成形过程的作用规律，如表3所示。

表2 预试验工艺参数区间筛选结果

Tab. 2 Screening results of process parameter range in preliminary experiments

激光 功率 $P/W$	扫描速度 $V/(mm \cdot min^{-1})$	送粉量 $f/(g \cdot min^{-1})$	激光 光斑/mm
900~1 800	300~420	6~8	3

表3 单因素变量工艺参数

Tab. 3 Single factor variable process parameters

编号	$P/W$	$V/(mm \cdot min^{-1})$	$f/(g \cdot min^{-1})$	$E_s/(J \cdot mm^{-2})$	编号	$P/W$	$V/(mm \cdot min^{-1})$	$f/(g \cdot min^{-1})$	$E_s/(J \cdot mm^{-2})$
1 <sup>#</sup>	900	300	6	60	19 <sup>#</sup>	1 500	300	6	100
2 <sup>#</sup>	900	360	6	50	20 <sup>#</sup>	1 500	360	6	83.33
3 <sup>#</sup>	900	420	6	42.86	21 <sup>#</sup>	1 500	420	6	71.43
4 <sup>#</sup>	900	300	7	60	22 <sup>#</sup>	1 500	300	7	100
5 <sup>#</sup>	900	360	7	50	23 <sup>#</sup>	1 500	360	7	83.33
6 <sup>#</sup>	900	420	7	42.86	24 <sup>#</sup>	1 500	420	7	71.43
7 <sup>#</sup>	900	300	8	60	25 <sup>#</sup>	1 500	300	8	100
8 <sup>#</sup>	900	360	8	50	26 <sup>#</sup>	1 500	360	8	83.33
9 <sup>#</sup>	900	420	8	42.86	27 <sup>#</sup>	1 500	420	8	71.43
10 <sup>#</sup>	1 200	300	6	80	28 <sup>#</sup>	1 800	300	6	120
11 <sup>#</sup>	1 200	360	6	66.67	29 <sup>#</sup>	1 800	360	6	100
12 <sup>#</sup>	1 200	420	6	57.14	30 <sup>#</sup>	1 800	420	6	85.71
13 <sup>#</sup>	1 200	300	7	80	31 <sup>#</sup>	1 800	300	7	120
14 <sup>#</sup>	1 200	360	7	66.67	32 <sup>#</sup>	1 800	360	7	100
15 <sup>#</sup>	1 200	420	7	57.14	33 <sup>#</sup>	1 800	420	7	85.71
16 <sup>#</sup>	1 200	300	8	80	34 <sup>#</sup>	1 800	300	8	120
17 <sup>#</sup>	1 200	360	8	66.67	35 <sup>#</sup>	1 800	360	8	100
18 <sup>#</sup>	1 200	420	8	57.14	36 <sup>#</sup>	1 800	420	8	85.71

相符，同时该条件下部分试样内部存在明显的孔洞缺陷。当激光功率提升至1 500 W与1 800 W时，熔池边缘规整光滑，粘连特征显著改善。从熔池尺寸演化规律来看，随着激光功率的升高，熔池的横向铺展宽度与纵向熔深均呈递增趋势。同时在相同激光功率与扫描速度下，熔池高度随送粉量增加呈上升趋势，而横向宽度的增幅相对平缓，表明送粉量主要通过增加材料

图4展示了不同激光功率下单道单层试样的表面形貌。所有试样表面均呈现银白色，未观察到明显的黑色氧化痕迹。在较低功率（900 W和1 200 W）条件下，可以观察到熔道边缘出现不规则的未熔颗粒凸起，表面呈现明显的粉末粘连特征，其中在900 W时该现象最为突出，如图4（a）所示。此现象显著增大了试样表面粗糙度，同时降低了熔道的尺寸精度。当激光功率提升至1 500 W、1 800 W时，可观察到试样表面光滑平整无颗粒感，粉末粘连现象大幅减少，熔道边缘规整。这表明较高的激光功率可有效优化单道单层试样成形精度，降低表面粗糙度。

图5呈现了不同激光功率、扫描速度及送粉量参数组合下，单层单道成形试样的截面形貌特征。在900 W和1 200 W的激光功率条件下，熔池均呈现不规则边缘，有明显的颗粒感，可见粉末未完全熔化造成的粘连特征，该现象与试样表面形貌的观测结果

输入量调控熔池的纵向堆积尺寸，而激光功率对熔池的整体热输入与铺展行为起主导作用。

通过ImageJ图像分析软件，对图5中不同工艺参数条件下熔深（ $h$ ）、熔高（ $H$ ）及熔宽（ $W$ ）进行定量测量与统计，并进一步计算熔池稀释率 $\eta$ 与宽高比 $K$ ，以此定量分析工艺参数对熔池形貌的调控规律，结果如表4所示。

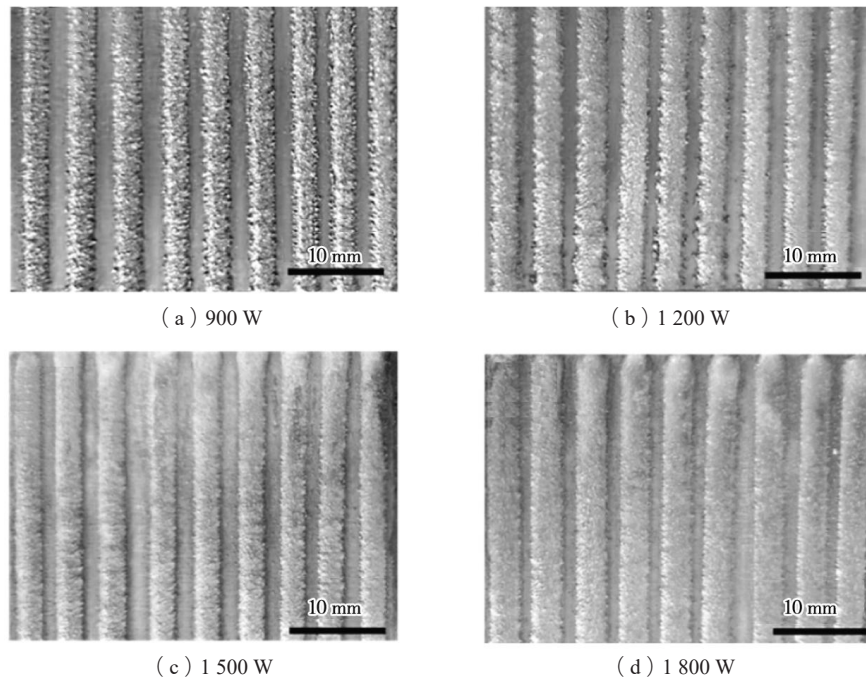


图4 不同参数下单道表面形貌

Fig. 4 Single channel surface morphologies under different parameters

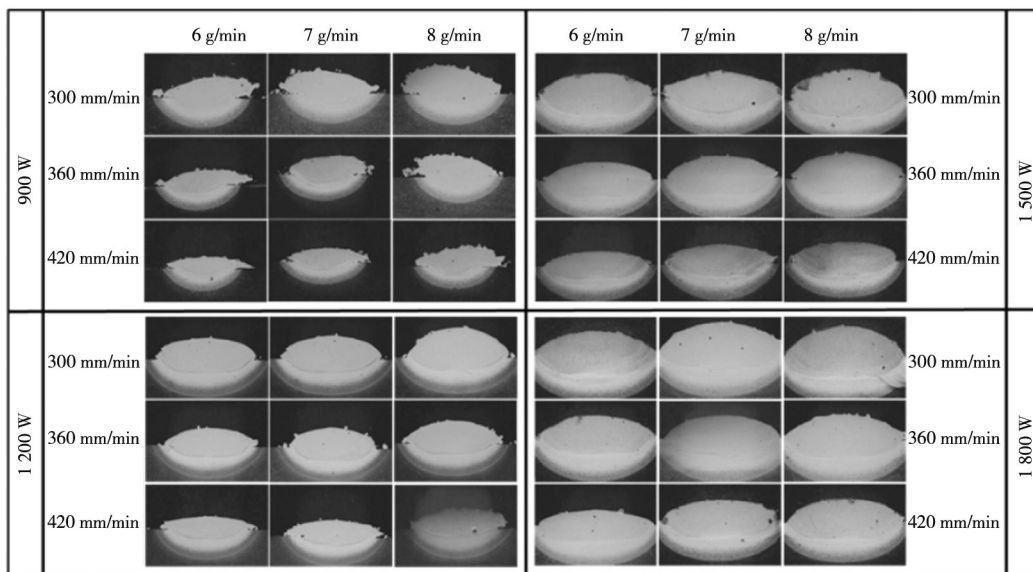


图5 不同激光功率-扫描速度-送粉量组合下LDED单道沉积层截面形貌

Fig. 5 The cross-sectional morphologies of the single-layer LDED deposits under different laser power, scanning speed and powder feeding rate combinations

### 2.1.2 单层多道

本研究进一步开展单层多道搭接成形试验,以探究多道搭接行为对成形质量的影响。基于单道沉积试验结果,选取激光功率900~1 800 W、扫描速度360 mm/min、送粉量7 g/min作为单层多道沉积的基础工艺参数,并设置10%、30%、50%和70%四组搭接率以探究其对成形质量的影响,对应表面形貌如图6所示。在900 W激光功率下,四组试样沉积层表面均可观察到明显颗粒感和粉末粘连特征,导致表面粗糙度较大。激光功率升高时该特征逐渐减轻,功率达到1 500 W

及1 800 W时表面平整度得到明显改善,该现象与单道试验结果相符。当搭接率为10%时,相邻沉积道间重叠不足,道间可见明显间隙与沟槽,表面粗糙度和不连续程度高;随着搭接率提高至30%和50%,道间重叠区域增大,沉积层表面平整度得到显著改善,呈现出连续、均匀的形貌,相邻沉积道间平滑过渡;当搭接率过高,达到70%时,可以观察到沉积层表面氧化程度明显加深,出现球化现象。同时,成形件一侧呈现逐渐增高的形貌特征,使表面均匀性大幅下降。

对上述试样沉积层截面形貌进行表征,结果如图

表4 不同工艺参数下熔池几何参数统计  
Tab. 4 Statistics of geometric parameters of molten pools under different process parameters

编号	<i>h</i> /mm	<i>W</i> /mm	<i>H</i> /mm	$\eta$ /%	<i>K</i>	编号	<i>h</i> /mm	<i>W</i> /mm	<i>H</i> /mm	$\eta$ /%	<i>K</i>
1 <sup>#</sup>	0.345	1.865	0.603	36.4	3.09	19 <sup>#</sup>	0.557	3.216	0.705	44.1	4.56
2 <sup>#</sup>	0.284	1.635	0.455	38.4	3.59	20 <sup>#</sup>	0.520	3.014	0.554	48.4	5.44
3 <sup>#</sup>	0.220	1.345	0.346	38.9	3.89	21 <sup>#</sup>	0.432	2.950	0.435	49.8	6.78
4 <sup>#</sup>	0.345	1.851	0.691	33.3	2.68	22 <sup>#</sup>	0.557	3.216	0.795	41.2	4.05
5 <sup>#</sup>	0.281	1.635	0.570	33.0	2.87	23 <sup>#</sup>	0.515	2.973	0.691	42.7	4.31
6 <sup>#</sup>	0.220	1.342	0.422	34.3	3.18	24 <sup>#</sup>	0.428	2.824	0.601	41.6	4.70
7 <sup>#</sup>	0.339	1.851	0.878	27.9	2.11	25 <sup>#</sup>	0.554	3.203	0.949	36.9	3.38
8 <sup>#</sup>	0.281	1.608	0.658	29.9	2.44	26 <sup>#</sup>	0.514	2.986	0.761	40.3	3.93
9 <sup>#</sup>	0.219	1.342	0.554	28.3	2.42	27 <sup>#</sup>	0.428	2.811	0.599	41.7	4.70
10 <sup>#</sup>	0.435	2.743	0.664	39.6	4.13	28 <sup>#</sup>	0.638	3.689	0.759	45.6	4.86
11 <sup>#</sup>	0.365	2.378	0.565	39.2	4.21	29 <sup>#</sup>	0.569	3.446	0.632	47.4	5.45
12 <sup>#</sup>	0.319	2.041	0.409	43.8	4.98	30 <sup>#</sup>	0.520	3.327	0.454	53.4	7.33
13 <sup>#</sup>	0.434	2.743	0.738	37.0	3.72	31 <sup>#</sup>	0.635	3.676	0.850	42.8	4.32
14 <sup>#</sup>	0.364	2.378	0.639	36.3	3.72	32 <sup>#</sup>	0.569	3.446	0.720	44.1	4.78
15 <sup>#</sup>	0.318	2.027	0.523	37.8	3.88	33 <sup>#</sup>	0.515	3.324	0.647	44.3	5.14
16 <sup>#</sup>	0.434	2.730	0.927	31.9	2.94	34 <sup>#</sup>	0.636	3.662	0.976	39.5	3.75
17 <sup>#</sup>	0.362	2.351	0.719	33.5	3.27	35 <sup>#</sup>	0.565	3.432	0.800	41.4	4.29
18 <sup>#</sup>	0.318	2.027	0.616	34.0	3.29	36 <sup>#</sup>	0.512	3.324	0.723	41.5	4.60

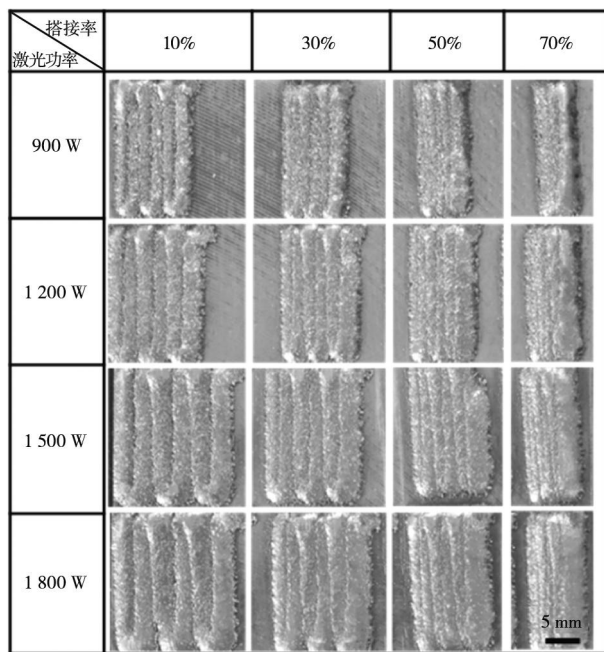


图6 不同搭接率与激光功率组合下LDED单层多道沉积表面形貌  
Fig. 6 Surface morphologies of single-layer multi-pass LDED deposits under different lap joint rate and laser power combinations

7所示。在较低的(900 W)激光功率下,沉积层与基板结合界面可普遍观察到明显缝隙,两者结合较差;随着激光功率升高至1 500 W与1 800 W,沉积层与基板的结合界面趋于完整,未观察到明显缝隙。在低搭接率(10%)条件下,沉积层截面可见明显的道间孔隙缺

陷,且上表面呈现波浪状起伏,平整度较低;搭接率提升后,沉积层上表面逐渐平整,道间接缝平滑。然而当搭接率增至70%时,试样截面可以观察到显著的单侧沉积累积叠加增高,同时沉积层与基板间均出现明显的单侧缝隙,且在低功率条件下表现明显。1 800 W功率组结合状态相对较好,但结合界面仍可见孔洞缺陷。整体而言,当搭接率处于30%~50%区间,且激光功率相对较高时,沉积层截面形貌相对规整且致密。

### 2.1.3 多层多道

为进一步探究LDED技术在多层成形场景下的适配工艺参数与质量演化规律,结合上述单层试验结果,采用50%搭接率,并沿用表3中36组单因素变量工艺参数试验组,聚焦于成形件致密度,开展多层多道沉积试验,通过阿基米德排水法对成形试样致密度进行测试统计,结果如表5所示。观察表中数据可知,1<sup>#</sup>~18<sup>#</sup>为低功率(900~1 200 W)实验组,致密度均低于98%,成形质量较差,而19<sup>#</sup>~36<sup>#</sup>高功率组致密度则均高于98%。

对试样致密度与激光比能量、绝对送粉率的关联特征进行计算统计,进一步探究多工艺参数对成形质量的耦合作用,结果如图8所示。由图可知,过大或过小的激光比能量和绝对送粉率均会导致致密度的下降,激光比能量在80~105 J/mm<sup>2</sup>、绝对送粉率在(15~21)×10<sup>-3</sup> g/mm为成形质量良好的工艺窗口。

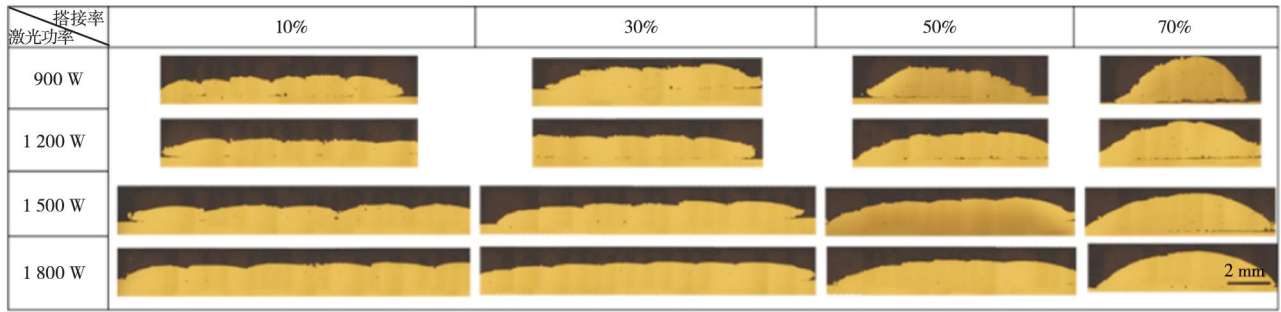


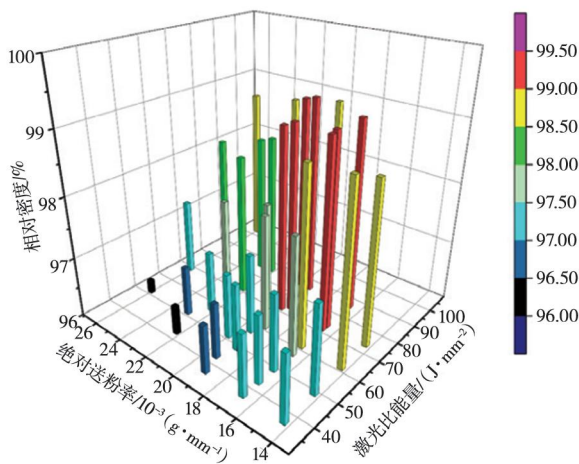
图7 不同搭接率与激光功率组合下LDED单层多道沉积截面形貌

Fig. 7 The cross-sectional morphologies of single-layer multi-pass LDED deposits under different lap joint rate and laser power combinations

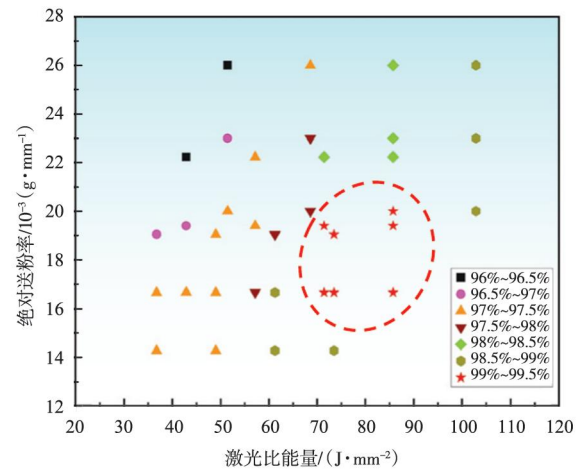
表5 不同工艺参数下的合金致密度  
Tab. 5 Alloy densities under different process parameters

编号	致密度/%	编号	致密度/%	编号	致密度/%	编号	致密度/%
1 <sup>#</sup>	97.07	10 <sup>#</sup>	97.81	19 <sup>#</sup>	99.02	28 <sup>#</sup>	98.92
2 <sup>#</sup>	97.12	11 <sup>#</sup>	97.92	20 <sup>#</sup>	99.07	29 <sup>#</sup>	99.1
3 <sup>#</sup>	97.11	12 <sup>#</sup>	97.45	21 <sup>#</sup>	98.9	30 <sup>#</sup>	98.65
4 <sup>#</sup>	96.82	13 <sup>#</sup>	97.58	22 <sup>#</sup>	98.32	31 <sup>#</sup>	98.77
5 <sup>#</sup>	96.91	14 <sup>#</sup>	97.31	23 <sup>#</sup>	99.01	32 <sup>#</sup>	99.22
6 <sup>#</sup>	96.82	15 <sup>#</sup>	97.26	24 <sup>#</sup>	98.76	33 <sup>#</sup>	99.11
7 <sup>#</sup>	96.23	16 <sup>#</sup>	97.27	25 <sup>#</sup>	98.07	34 <sup>#</sup>	98.66
8 <sup>#</sup>	96.48	17 <sup>#</sup>	97.02	26 <sup>#</sup>	98.31	35 <sup>#</sup>	98.46
9 <sup>#</sup>	96.59	18 <sup>#</sup>	97.09	27 <sup>#</sup>	97.88	36 <sup>#</sup>	99.05

为更加直观地检测成形质量并进一步研究其与工艺参数之间的关系，确定最优工艺参数窗口，对多层多道成形试验试样进行金相形貌观察，结果如图9所示。观察图中不同工艺参数下的成形组织可知，当激光比能量处于中低水平（42.86~57.14 J/mm<sup>2</sup>）时，成形组织中存在未熔合或半熔合缺陷，且伴随有裂纹特征，如图9（a）、（b）所示；将激光比能量小幅提升至66.67 J/mm<sup>2</sup>时，未熔合及半熔融缺陷基本消除，但成形组织中产生大量球形孔隙，如图9（c）所示，降低了致密度及成形质量；当绝对送粉率与激光比能量均处于过高水平时，成形组织内部可以观察到明显的不规则形貌的匙孔缺陷，如图9（d）、（e）所示；当绝



(a) 不同激光比能量和绝对送粉率与致密度的关系



(b) 不同激光比能量和绝对送粉率下的成形质量分布

图8 不同工艺参数与合金致密度的关系

Fig. 8 Relationships between different process parameters and alloy compactnesses

对送粉率与激光比能量适中且处于适配区间时，成形组织内部无明显未熔合、气孔等缺陷，致密度及成形质量良好，如图9（h）、（i）所示，这与致密度测试中该参数组的高致密度结果形成对应验证。结合致密度测试统计结果可知，激光比能量80~105 J/mm<sup>2</sup>、绝对送粉率（16.67~20）× 10<sup>-3</sup> g/mm工艺窗口内成形质量最佳，致密度高达99.22%。

## 2.2 分析与讨论

### 2.2.1 工艺参数对单层成形质量的影响

基于表4统计数据绘制得到熔池几何尺寸随工艺参数的变化规律折线图，如图10所示。观察折线趋势可知，在各送粉量与扫描速度组合条件下，随着激光功率从900 W逐步升高至1 800 W，熔深与熔宽均呈现显著递增趋势，且不同扫描速度下的增长幅度基本保

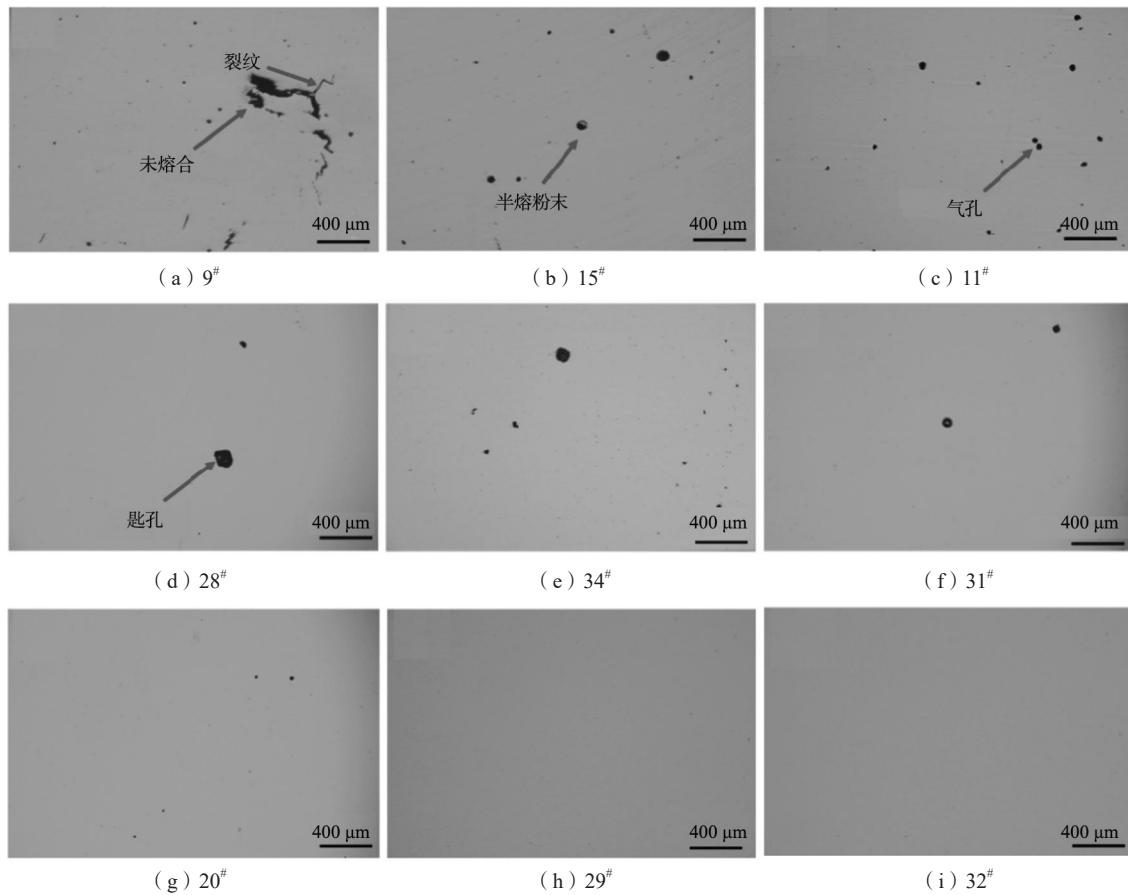


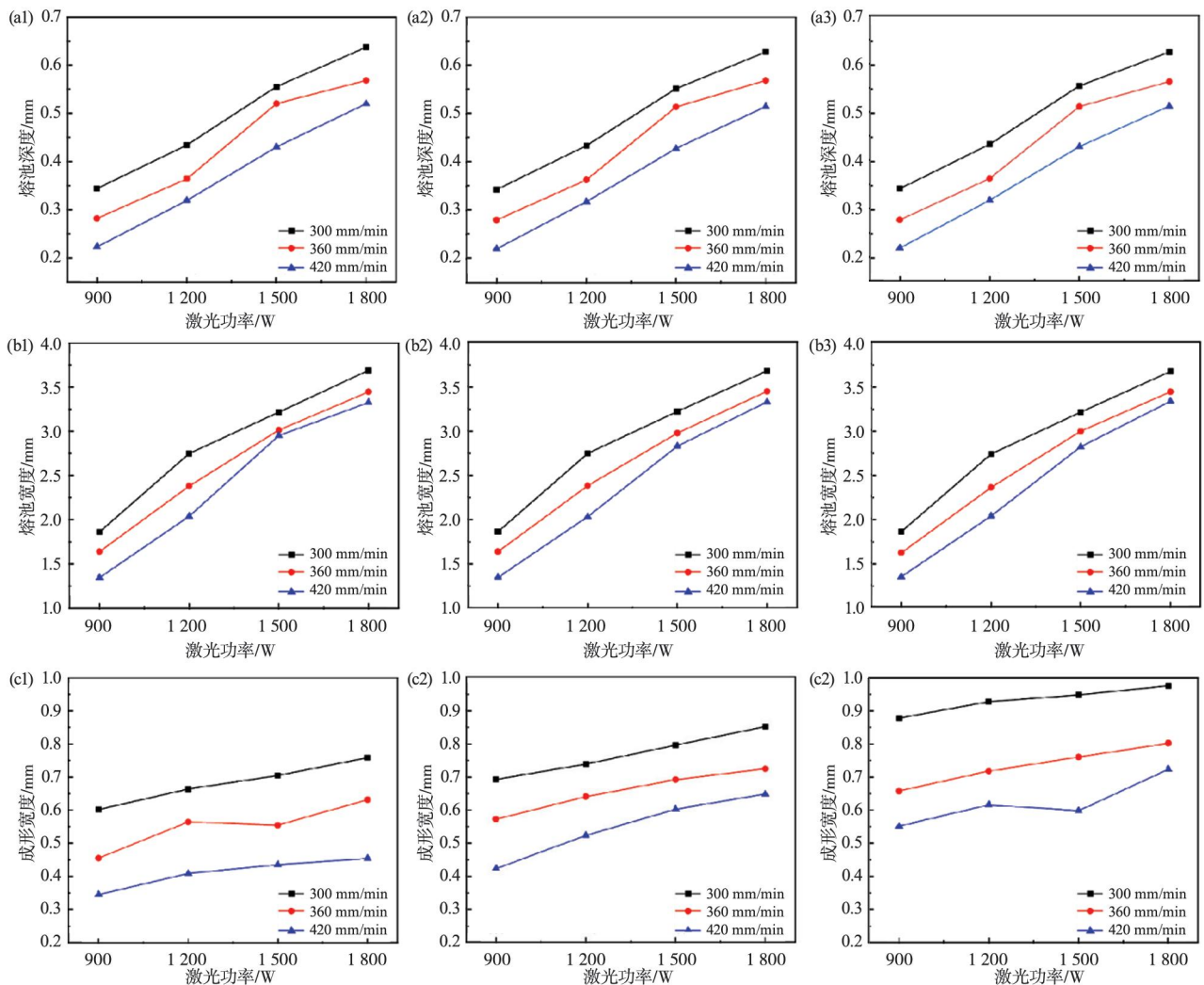
图9 不同激光比能量与绝对送粉率组合下LDED多层多道成形组织金相照片

Fig. 9 Metallographic photos of LDED multi-layer and multi-pass formed structures under different laser specific energy and absolute powder feeding rate combinations

持一致，而熔高仅表现为小幅上升，在试验功率区间内增长速率平缓且无明显波动。固定激光功率与送粉量，随着扫描速度从300 mm/min增大至420 mm/min，熔深、熔宽及熔高均呈现显著下降趋势。同时从图10 (a1)、(a2)、(a3)中可以看出，当送粉量从6 g/min增至8 g/min时，熔深与熔宽的数值无明显变化，熔高则随送粉量的增加呈现显著递增趋势。

由图10反映的熔池形貌随激光功率、扫描速度、送粉量的演化趋势，本质上是工艺参数调控下熔池能量输入与物质传输协同作用的结果，具体作用机理分析如下。激光功率提升直接导致单位时间内的能量输入密度增大，熔池区域从而获得更多热量，熔体温度升高、粘度降低且流动性显著增强；热量向基材内部及侧向的传导范围扩大，促使更多基材与粉末发生熔融，进而导致熔池深度与宽度同步增大。同时，激光功率对沉积层表面平整度及熔池质量亦存在显著影响，如图4、图5所示。当激光功率偏低时，输入能量不足导致金属粉末难以完全熔化，在熔池凝固前未能充分铺展与冶金融合，最终附着于沉积层表面形成明显颗粒感，且沉积层与基板结合界面易出现微小缝隙、孔洞等缺陷。激光功率适度提升后，由于熔池

尺寸扩展且流动性增强，促进熔融金属向表面凹陷区域填充，使沉积层在凝固前形成平整界面，同时金属粉末熔化效率显著提高，有效抑制粉末附着现象，最终获得表面光滑、成形质量优良的沉积效果。扫描速度提高时，激光与基材及粉末的作用时长缩短，单位面积激光比能量相应减小，熔体的热扩散及流动范围受到限制，熔池温度偏低，金属粉末难以实现充分熔融，最终体现为熔深、熔宽及熔高均减小，整体尺寸收缩，且内部易出现因未熔粉末残留、气体未及时排出形成的孔洞，以及界面结合不充分引发的缝隙等缺陷（图5）。送粉量增大时，单位时间内更多金属粉末被输送至熔池区域。由于单位时间单位面积的能量输入保持恒定，因此对熔宽与熔深无显著影响。在单位能量输入恒定的条件下，粉末输入量的增加使得更多能量用于粉末熔化，进而降低熔池整体温度与熔体流动性，抑制熔池尺寸的进一步扩张，且熔池内部易因未熔粉末残留形成孔洞（图5）。新增熔融粉末主要沿垂直于基材的方向堆积，因此熔池高度呈现显著上升趋势。综上可知，激光功率主要对熔深与熔宽起到调控作用，扫描速度可影响熔池整体尺寸，送粉量则与熔高呈显著正相关，且过大的送粉量易劣化沉积质量。



(a1~a3) 6、7、8 g/min下熔池深度随激光功率和扫描速度的变化；(b1~b3) 6、7、8 g/min下熔池宽度随激光功率和扫描速度的变化；  
(c1~c3) 6、7、8 g/min下熔高随激光功率和扫描速度的变化

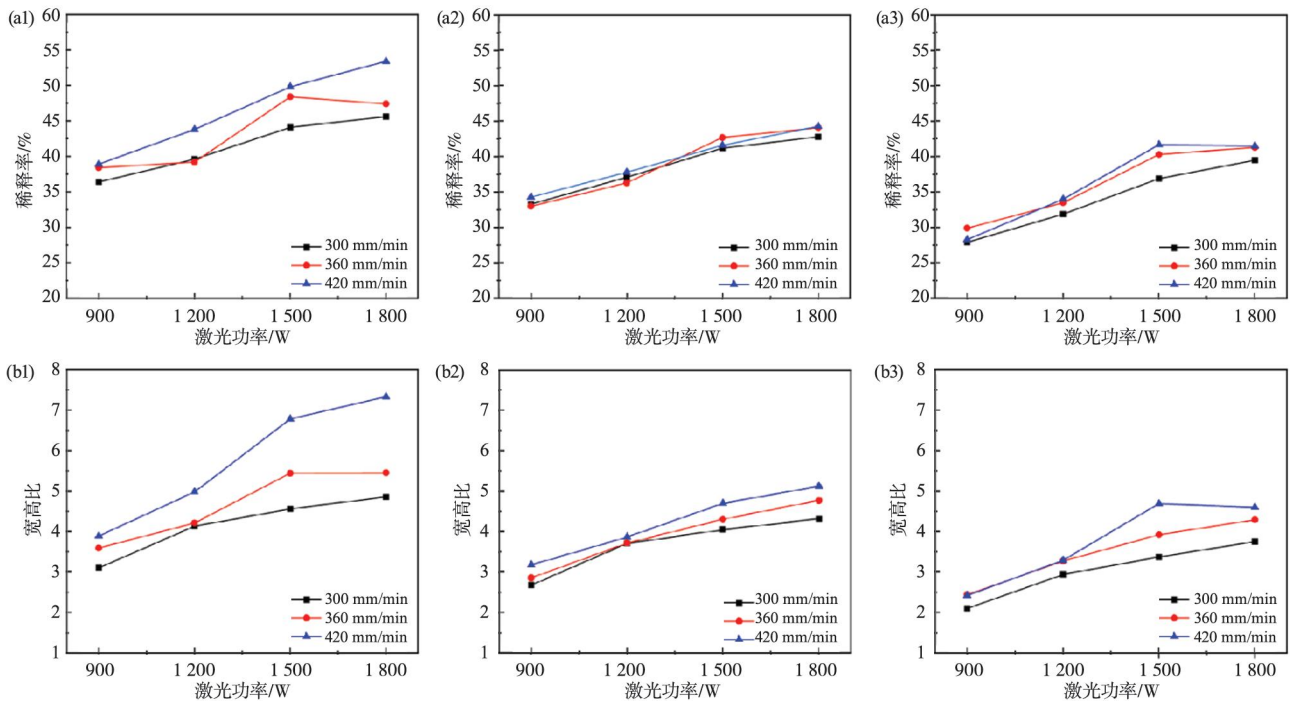
图10 不同送粉量下的熔池几何尺寸随工艺参数的变化规律

Fig. 10 Variations of molten pool geometry sizes with the process parameters under different powder feeding rates

基于表4统计数据绘制得到稀释率及宽高比随工艺参数的变化规律折线图,如图11所示。观察图中折线可知,熔池稀释率与宽高比随激光功率的增加均呈现上升趋势。对比图11(a1~a3)及(b1~b3)可知,随着送粉量升高,稀释率与宽高比呈降低趋势。在送粉量6 g/min条件下,扫描速率的提升会显著增大稀释率与宽高比;然而当送粉量增至7 g/min和8 g/min时,扫描速率对二者的影响程度逐渐减弱。由于稀释率定义为基材熔化体积与熔池总体积的比值,当激光功率提升或扫描速度降低时,单位能量输入增多,熔深与熔宽大幅增加,基材熔化体积在熔池总体积中的占比上升,稀释率和宽高比均增大。当送粉量增加时,熔深及熔宽受到影响较小,熔高因粉末熔融量的增多而显著增大,基材熔化体积的变化对稀释率的贡献被削弱,基材熔化体积在熔池总体积中占比降低,进而实现稀释率和宽高比的下降。同时当送粉量较大时,由

于单位时间粉末输入增多,可一定程度缓解扫描速度增大引发的单位时间单位面积粉末输入不足导致的稀释率与宽高比增长趋势。

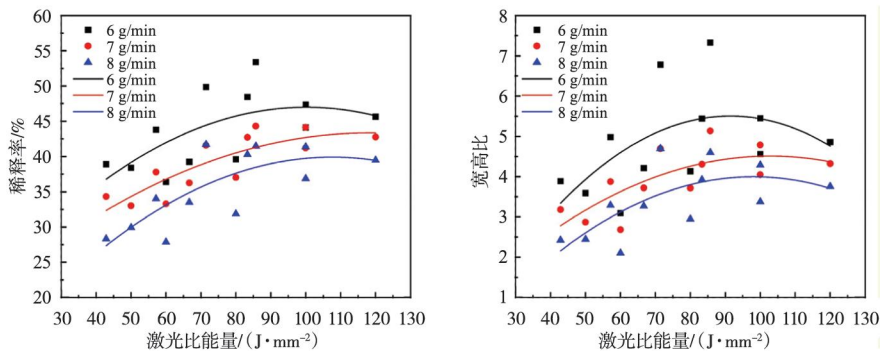
为厘清多工艺参数耦合作用下熔池形貌演变的内在关联,消除单一参数表征的局限性,在对单一参数影响规律的基础上,分别绘制稀释率和宽高比在不同激光比能量和送粉量下的散点图,并对其进行拟合,如图12所示。观察曲线走势可知,稀释率和宽高比均随激光比能量增加呈现先升高后略有下降的趋势,并大致在85~110 J/mm<sup>2</sup>区间范围内出现稀释率和宽高比的峰值。当比能量处于较低区间时,随比能量增大,单位质量粉末获得的输入能量提升,熔池温度升高且流动性增强,易沿基材表面铺展,同时基材熔化深度与范围同步扩大,因此稀释率和宽高比随之增大。然而,当比能量超过临界阈值后,过高的能量输入会引发熔池过度升温,导致金属蒸气逸出及熔池飞溅等现



(a1~a3) 6、7、8 g/min送粉量下稀释率随激光功率和成形速度的变化；(b1~b3) 6、7、8 g/min送粉量下宽高比随激光功率和成形速度的变化

图11 不同送粉量下的熔池稀释率及宽高比随工艺参数的变化规律

Fig. 11 Variation laws of molten pool dilution ratios and aspect ratios with the process parameters under different powder feeding rates



(a) 6、7、8 g/min下稀释率随激光比能量的变化 (b) 6、7、8 g/min下宽高比随激光比能量的变化

图12 熔池稀释率和宽高比随激光比能量和送粉量的变化趋势

Fig. 12 Variation trends of molten pool dilution ratios and width-height ratios with the laser specific energies and the powder feeding rates

象加剧，有效参与成形的熔融金属体积占比有所下降，基材熔化的相对比例不再持续升高甚至略有回落，稀释率和宽高比因此出现小幅下降。当送粉量与扫描速度同比增大时，绝对送粉率保持不变，激光比能量降低，导致单位时间内输入单位面积粉末质量不变，单位能量输入减小，粉末熔化效率下降，熔深与熔宽收缩更为显著，进而导致稀释率与宽高比同步减小。

在上述激光比能量与送粉量的耦合分析中，送粉量虽能够一定程度上表征材料输入量的变化规律，但该参数仅体现单位时间内的粉末总输送量，未与扫描速度等其他工艺参数建立关联，难以表征多参数耦合作用下熔池区域内能量和物质动态匹配关系。因此，

对比观察绝对送粉率一致的试验组（2<sup>#</sup>与6<sup>#</sup>，11<sup>#</sup>与15<sup>#</sup>，20<sup>#</sup>与24<sup>#</sup>，29<sup>#</sup>与33<sup>#</sup>）可知，扫描速度和送粉量同比增大时，激光比能量减小，稀释率和宽高比均减小。选取1<sup>#</sup>~3<sup>#</sup>、4<sup>#</sup>~6<sup>#</sup>等激光功率相同但绝对送粉率存在差异的试验组，进一步探究可知，随着绝对送粉率的降低，激光比能量同样减小，熔池的熔高、熔宽与熔深均表现为下降趋势，稀释率与宽高比则随绝对送粉率的减小而逐渐增大。

针对单层多道沉积，搭接率是影响表面形貌及沉积质量的重要参数，如图6、图7所示。当沉积道间重叠区域适中（30%~50%），后续道次的高温熔池可对前一道次的表面进行重熔，有效消除道间间隙与

孔隙；熔融金属在表面张力与重力的协同作用下充分铺展熔合，使沉积层表面平整连续，截面形貌规整致密，且较高激光功率可进一步提升熔池流动性，增强沉积层与基体间界面结合强度。过低的搭接率（10%）会导致相邻沉积道次的重叠区域不足，后续熔池的铺展范围无法完全覆盖前一道次的未熔区域，导致道间形成间隙与沟槽。过高的搭接率（70%）则意味着过度重叠，会引发局部热量累积，熔池温度过高导致金属氧化加剧，并因表面张力失衡出现球化现象；同时，道次叠加使单侧沉积量过大，重力与表面张力的协同作用失衡，造成单侧沉积累积增高，同时引发界面缝隙与孔洞缺陷，即使在较高功率（1 800 W）下也难以完全避免。

### 2.2.2 工艺参数对多层多道成形质量的影响

多层多道成形试验中，观察图9可知，不同工艺参数组合条件下的沉积层成形质量显著不同，当激光比能量处于较低水平时，单位质量粉末的获能远低于其熔融阈值，直接导致熔池峰值温度显著降低、熔体粘度急剧升高，流动性大幅劣化，导致送入的粉末无法被完全熔融，颗粒间及层间难以形成连续的冶金结合界面，进而产生未熔合缺陷。同时，低比能量引发的快速热循环会使构件内部产生复杂热应变，未熔合区域的界面不连续性形成显著应力集中，冷却收缩过程中该应力集中无法通过连续冶金结合传递释放，且低能量输入下熔池液体流动性差，难以通过液体回填机制弥补凝固收缩空隙<sup>[19]</sup>。

当中等激光比能量（57.14 J/mm<sup>2</sup>）与中等绝对送粉率（16.67 × 10<sup>-3</sup> g/mm）组合时，能量输入虽较前者提升，但仍未达到全部粉末的完全熔融能量需求，部分粉末颗粒仅能吸收能量至半熔融状态，无法与基体或周围熔体实现充分融合，最终以半熔融粉末的形式残留于成形组织中，如图9（b）所示。将激光比能量小幅提升至66.67 J/mm<sup>2</sup>时，单位粉末获能基本满足完全熔融需求，未熔合及半熔融缺陷基本得以消除，但此时熔池峰值温度升高，引起部分金属蒸发并产生金属蒸气，保护气体易被卷入高温熔体中，形成球形孔隙。由于激光比能量的提升，输入熔池的能量较大，熔池温度升高，导致熔池内马兰戈尼对流效应增强<sup>[20]</sup>，气泡稳定上浮的路径被破坏，导致卷入的气体在熔池快速凝固过程中溢出难度增大，最终被截留为气孔存在于成形件中，如图9（c）所示，降低了致密度及成形质量<sup>[21]</sup>。

当绝对送粉率与激光比能量均处于过高水平时，过高能量输入引发熔池内显著的热力学与流动行为异常。过量能量快速传递至熔池金属内部，使其在极短时间内突破沸点并发生剧烈汽化反应，大量金属蒸气

瞬间生成并积聚，在熔体内部形成具有高压特性的瞬时蒸气腔<sup>[22]</sup>。同时，高能量输入必然导致熔池内形成陡峭的温度梯度，如图13所示，温度梯度的增大直接驱动表面张力梯度提升，进而强化马兰戈尼对流效应，这种强烈的熔体流动不仅破坏了蒸气腔的力学稳定性，加剧了熔体内部的扰动，还使得蒸气腔难以维持规整形态；同时，熔池粘度与温度呈显著负相关特性，熔池粘度随温度梯度增大而快速上升，导致熔体流动性急剧下降，使得蒸气腔难以在熔池快速凝固前收缩闭合，最终残留为具有不规则形貌的匙孔缺陷，如图9（d）所示，这是该高能量输入条件下熔池热力学与流动行为失控的典型表征<sup>[23]</sup>。

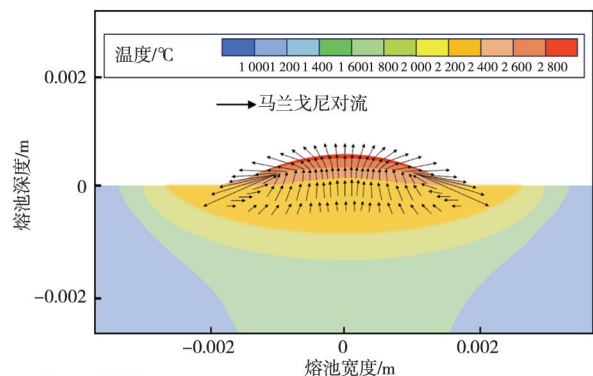


图13 LDED成形过程中熔池马兰戈尼对流效应示意图

Fig. 13 Schematic diagram of the Marangoni convection effect in the melt pool during LDED forming process

当绝对送粉率与激光比能量处于适配区间时，如图9（h）、（i）所示，熔池的温度梯度与熔体流动均达到协同稳定，单位质量粉末获得的能量恰好满足完全熔融需求，熔体具备适宜的流动性以实现层间充分铺展与冶金结合，同时熔池内产生的少量气体可在凝固前完全逸出，最终形成无未熔合、气孔等明显缺陷的致密组织。

## 3 结论

本研究依次开展单层单道、单层多道及多层多道沉积试验，通过试样熔池形貌观测及成形致密度测试，系统探究LDED成形H13热作模具钢过程中激光功率、扫描速度、送粉量等工艺参数对熔池形貌演变及成形质量调控的作用规律，研究得到以下主要结论。

（1）热作模具钢LDED成形过程中熔池几何形貌受激光功率、扫描速度、送粉量等工艺参数的协同调控。激光功率提升导致能量密度提升，熔深与熔宽同步增大；扫描速度增大导致激光作用时长缩短且比能量降低，熔池尺寸整体缩小；送粉量增大时，粉末增多促进垂直堆积，导致熔高显著上升而熔宽、熔深变

化微弱。

(2) 搭接率与激光功率的协同匹配是沉积道间结合质量的关键因素。搭接率处于30%~50%区间且配合1 500~1 800 W较高激光功率时, 后续高温熔池可充分重熔前沉积道表面, 有效填补道间孔隙, 实现致密成形; 搭接率低于10%时, 相邻道次重叠不足, 易形成道间沟槽; 搭接率高于70%且激光功率较低时, 过度重叠引发局部热累积, 且道次叠加造成单侧堆积增高及界

面缝隙缺陷。

(3) 该试验粉末条件下, LDED成形最优工艺窗口为激光比能量80~105 J/mm<sup>2</sup>、绝对送粉率(15~21) × 10<sup>-3</sup> g/mm, 此区间内单位质量粉末获能满足完全熔融需求, 成形质量良好。单位能量输入不足会导致粉末未熔合, 引发应力集中并萌生裂纹; 能量输入过高则使熔池金属蒸发产生难以闭合的高压蒸汽腔, 形成匙孔等缺陷。

#### 参考文献:

- [1] 周庆军, 严振宇, 张京京, 等. 航天运载器大型金属构件激光定向能量沉积研究及应用进展(特邀)[J]. 中国激光, 2024, 51(10): 33-55.
- [2] LIU F, GAO J, LIU F, et al. The anisotropic wear and friction property of Inconel 718 superalloy fabricated by laser directed energy deposition [J]. Tribology International, 2023, 188: 108835.
- [3] KALPANA K, REDDY M R, NOOKARAJU B C. A review on laser directed energy deposition (LDED) process [C]// AIP Conference Proceedings, 2025, 3263(1): 190002.
- [4] LOURENÇO J M, SUN S D, SHARP K, et al. Fatigue and fracture behavior of laser clad repair of AerMet® 100 ultra-high strength steel [J]. International Journal of Fatigue, 2016, 85: 18-30.
- [5] SILVESTRI A T, SQUILLACE A. Assessment of deposition strategy and overlap in laser-directed energy deposition of H13 tool steel [J]. Progress in Additive Manufacturing, 2025, 10(12): 11595-11610.
- [6] 侯英培, 万杰, 杨海欧, 等. 基于高碳奥氏体稳定化的激光定向能量沉积H13钢力学性能优化 [J]. 铸造技术, 2025, 46(11): 1058-1066.
- [7] GHANADI N, PASEBANI S. A review on wire-laser directed energy deposition: parameter control, process stability, and future research paths [J]. Journal of Manufacturing and Materials Processing, 2024, 8(2): 84.
- [8] GONNABATTULA A, THANUMOORTHY R S, BONTHA S, et al. Process parameter optimization for laser directed energy deposition (LDED) of Ti6Al4V using single-track experiments with small laser spot size [J]. Optics & Laser Technology, 2024, 175: 110861.
- [9] HUANG X, KANG N, WANG Q, et al. Wear of directed energy deposited H13 steel as a function of its graded microstructure [J]. Tribology International, 2025, 207: 110617.
- [10] JOSHI S S, SHARMA A, SHARMA S, et al. Cyclic thermal dependent microstructure evolution during laser directed energy deposition of H13 steel [J]. Transactions of the Indian Institute of Metals, 2022, 75(4): 1007-1014.
- [11] CHANDRA S, CAGIRICI M, RAMAMURTY U. Process parameter optimisation for precision manufacturing of H13 tool steel via laser-based directed energy deposition [J]. Journal of Manufacturing Processes, 2025, 149: 12-26.
- [12] SILVESTRI A T, BOSETTI P, SQUILLACE A. Laser-directed energy deposition of H13: processing window and improved characterization procedures [J]. Materials and Manufacturing Processes, 2023, 38(14): 1770-1784.
- [13] 董冬梅, 陈菊芳, 雷卫宁. 45钢表面激光熔覆层成形效果及稀释率研究 [J]. 热加工工艺, 2019, 48(4): 163-166.
- [14] ABBAS G, WEST D. Laser surface cladding of stellite and stellite-SiC composite deposits for enhanced hardness and wear [J]. Wear, 1991, 143(2): 353-363.
- [15] 张金涛, 姜鼎, 吴浩, 等. 激光功率和扫描速率对激光熔覆制备AlFeCrNiCu高熵合金涂层组织结构和耐磨性能的影响 [J]. 材料保护, 2025, 58(11): 124-135.
- [16] 沈虎, 李先芬, 叶俊洋, 等. 比能量对激光熔覆Ni60组织及力学性能的影响 [J]. 焊管, 2024, 47(9): 21-27.
- [17] EMAMIAN A, CORBIN S F, KHAJEPOUR A. The influence of combined laser parameters on in-situ formed TiC morphology during laser cladding [J]. Surface and Coatings Technology, 2011, 206(1): 124-131.
- [18] 董世运, 徐滨士, 李福泉, 等. 激光增材再制造及修复延寿技术 [M]. 北京: 国防工业出版社, 2021: 64-66.
- [19] LIPPOLD J C. Welding metallurgy and weldability [M]. John Wiley & Sons, 2014.
- [20] TAHERI H, SHOAI B M R B M, KOESTER L W, et al. Powder-based additive manufacturing-a review of types of defects, generation mechanisms, detection, property evaluation and metrology [J]. International Journal of Additive and Subtractive Materials Manufacturing, 2017, 1(2): 172-209.
- [21] FREDRIKSSON H, SVENSSON I. On the mechanism of pore formation in metals [J]. Metallurgical Transactions B, 1976, 7(4): 599-606.
- [22] KHANZADEH M, CHOWDHURY S, TSCHOPP M A, et al. In-situ monitoring of melt pool images for porosity prediction in directed energy deposition processes [J]. IISE Transactions, 2018, 51(5): 437-455.
- [23] ZHAO C, FEZZAA K, CUNNINGHAM R W, et al. Real-time monitoring of laser powder bed fusion process using high-speed X-ray imaging and diffraction [J]. Scientific Reports, 2017, 7(1): 3602.