

# 316L 不锈钢粉末激光选区熔化成形仿真及单层多熔道形貌重构

宋剑锋<sup>1</sup>, 樊又铭<sup>2</sup>, 焦朝旭<sup>2</sup>, 谢光耀<sup>2</sup>, 王文武<sup>3</sup>, 董永刚<sup>1\*</sup>

<sup>1</sup>常熟理工学院机械工程学院, 江苏 常熟 215500;

<sup>2</sup>燕山大学机械工程学院, 河北 秦皇岛 066004;

<sup>3</sup>东风越野车有限公司, 湖北 十堰 442000

**摘要** 为定量预测不同工艺参数下 316L 不锈钢粉末激光选区熔化(SLM)成形熔道形貌并完成其单层多熔道形貌重构,首先对 SLM 成形熔道的过程进行了模拟,接着完成了 SLM 成形单熔道实验,得到了工艺参数与熔道宽度及其标准差系数之间的关系,并建立了单熔道截面轮廓数学模型,在此基础上完成了接近真实轮廓的单层多道轮廓三维模型重构。研究表明:当激光功率恒为 200 W 时,随着扫描速度从  $1.0 \text{ m}\cdot\text{s}^{-1}$  增大到  $2.0 \text{ m}\cdot\text{s}^{-1}$  时,熔道宽度从  $69.82 \mu\text{m}$  减小到  $46.65 \mu\text{m}$ ,熔道宽度标准差系数从 9.84% 增大到 22.65%;当扫描速度恒为  $1.3 \text{ m}\cdot\text{s}^{-1}$  时,随着激光功率从 100 W 增大到 300 W,熔道宽度增加到  $69.64 \mu\text{m}$  后开始减小,熔道宽度标准差系数减小到 13.11% 后开始增大;同一线能量密度下得到的熔道宽度值的变化正常,但熔道宽度标准差系数在 12.26% 到 22.65% 之间波动;当激光功率约为 200 W、扫描速度约为  $1.0 \text{ m}\cdot\text{s}^{-1}$  时,成形的单道熔道宽度均匀,标准差系数低于 15%,熔道质量较好。

**关键词** 激光技术; 激光选区熔化; 熔道宽度; 标准差系数; 单层多道; 熔道三维重构

中图分类号 TH132.2

文献标志码 A

DOI: 10.3788/CJL230898

## 1 引言

激光选区熔化(SLM)是增材制造(AM)技术的一种。相比于传统制造工艺,SLM 具有生产周期短、可成形复杂零件、材料利用率高等优点,已被广泛应用于医疗、航空航天和汽车等领域的生产<sup>[1-4]</sup>。同时,由于 SLM 成形件内部会形成跨越多个数量级的微观结构,材料的组织和性能相对于传统工艺更难控制<sup>[5-6]</sup>。为了缩短研究周期、降低研究成本,国内外学者多采用仿真模拟的方法对 SLM 工艺进行研究。

梁平华等<sup>[7]</sup>建立了 316L 不锈钢粉末的 SLM 首层单道扫描与单道搭接数值模拟模型,研究了 SLM 成形过程中激光功率和单道搭接率对扫描单道和单道搭接质量的影响。袁伟豪等<sup>[8]</sup>基于 VOF 多相流原理,充分考虑金属蒸发产生的反冲压力,建立了仿真模型,并结合实验分析了不同激光工艺参数下反冲压力对熔池温度场和速度场的影响规律。任治好等<sup>[9]</sup>建立了单道模型,并基于该模型对 SLM 球化效应过程中激光能量的吸收规律进行了研究,结果表明,不稳定的熔池状态对激光与粉末床的能量耦合有不利影响。

Khairallah 和 Martin 等<sup>[10-11]</sup>基于任意拉格朗日-欧拉(ALE)法,对 SLM 加工过程中的介观熔池进行了高保真仿真,同时对 SLM 工艺熔池的热响应以及熔体流动过程中的一些基本现象进行了探究分析。King 等<sup>[12-13]</sup>构建了 SLM 过程的三维介观尺度模型,研究了粉末飞溅、孔洞形成、粉末床剥蚀等现象的物理机制。Zheng 等<sup>[14]</sup>建立了高度函数-格子玻尔兹曼方法(HF-LBM)耦合模型,并基于该模型对 SLM 成形 Inconel 625 合金过程中气孔的形成机理进行了研究。结果显示,低激光能量输入下形成的孔隙是由粉末熔合不全导致的,高激光能量输入下形成的孔隙是由匙孔效应捕获的气体导致的。当激光移动并冲击粉末时会发生粉末飞溅,这一过程会导致粉末床剥蚀,而蒸气射流以及反冲压力等因素会形成飞溅颗粒,这些缺陷将导致材料沉积不均匀,影响后续的成形质量<sup>[15]</sup>。金属粉末的材料属性对加工工艺的选择有很大影响,通过适量添加激光辐射吸收添加剂可以提高金属粉末的激光吸收率,提高成形效率;将适量助熔剂及原位脱氧剂等添加到金属粉末内与基体混合或预合金化,可以提高粉末的浸润性<sup>[16]</sup>。

收稿日期: 2023-06-07; 修回日期: 2023-07-12; 录用日期: 2023-07-25; 网络首发日期: 2023-08-05

基金项目: 河北省自然科学基金面上项目(E2018203442)、2019 年河北省留学回国人员资助项目(优秀类)(C20190515)、国家自然科学基金面上项目(51875501)

通信作者: \*d.peter@163.com

SLM 成形过程采用的是多熔道搭接成形单层然后在单层表面铺粉成形多层的逐层累积成形工艺,单层多熔道形貌直接影响铺粉过程以及下一层 SLM 成形层间的搭接质量及孔隙率。另外,由于逐道、逐层成形过程中传热边界条件、热累积效应的影响,熔道宽度沿扫描方向有一定的波动,而且先成形熔道与后成形熔道、底层与表层熔道形貌有一定差异。

目前,关于 SLM 成形质量的研究多以成形零件最终表面粗糙度、孔隙率为研究对象,但是 SLM 成形零件的质量和精度在很大程度上取决于成形过程中单熔道、单层多熔道的成形质量,所以研究单熔道、单层多熔道成形质量是控制 SLM 成形件最终表面质量及内部质量的基础和依据。

笔者首先基于离散元法建立粉末床模型;然后考虑表面张力、金属蒸发、反冲压力、马兰戈尼效应,在 FLUENT 中建立粉末熔化过程中的流体动力学模型,对 316L 不锈钢粉末 SLM 成形单熔道进行全过程模拟,研究粉末熔化后液态熔池的动态变化;接着结合 SLM 成形单熔道实验,研究工艺参数对单熔道温度场和成形质量的影响,得到了成形质量较优熔道的工艺参数,并对单层多熔道模型进行了几何重构。

## 2 SLM 成形熔道过程建模及实验方案

### 2.1 粉末床模型

笔者针对刮板式铺粉建立粉末床模型。在离散元软件 EDEM 中,采用离散元法<sup>[17]</sup>将不连续介质粉末床模型划分为目标数量的相互独立的单元,得到的相互独立的单元就代表粉末颗粒。考虑粉体颗粒形状、直径分布等因素,根据粉末颗粒之间的相互作用力,通过迭代计算得到每个粉末颗粒的最终运动位置,从而实现对整个铺粉过程的模拟。本文选择的材料是气雾化 316L 不锈钢粉末,该粉末颗粒呈球形,其粒径分布如表 1 所示。为了简化模型,提高计算效率,忽略 316L 不锈钢粉末的球形度和卫星粉等形貌特征的影响,假设粉末颗粒全部为球形,且粒径呈正态分布<sup>[18]</sup>。

表 1 316L 不锈钢粉末颗粒的粒径分布

Table 1 Particle diameter distribution of 316L stainless steel powder

Cumulative particle size	Value / $\mu\text{m}$
$D_{10}$	22.01
$D_{50}$	31.07
$D_{90}$	47.78

在 EDEM 软件中建立颗粒工厂,将 316L 不锈钢粉末参数赋予颗粒,并使颗粒在重力作用下自由下落到基板上,完成落粉过程的模拟;接着模拟刮板以一定的初速度从左向右刮粉,得到尺寸为  $0.6\text{ mm} \times 0.25\text{ mm} \times 0.05\text{ mm}$  的 316L 不锈钢粉末床模型,如图 1 所示。

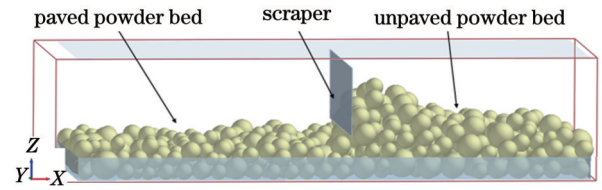


图 1 粉末床模型

Fig. 1 Powder bed model

### 2.2 流体动力学仿真模型

将建立的 316L 不锈钢粉末床模型导入到 FLUENT 中,采用有限体积法对加工过程中的熔池动力学问题进行求解,得到金属熔化流动再凝固的过程,并采用体积函数法追踪到自由液面的变化,获取气液界面。

在建立流体动力学仿真模型时做出如下假设:

①假设熔化的金属粉末为不可压缩牛顿流体,且液态 316L 不锈钢的流动为层流;②假设所有金属粉末颗粒是标准球体;③假设处于材料固液相线温度之间的粉末区域为模糊区;④假设流体体积膨胀导致的浮力变化对熔池内熔体的流动无影响。

求解过程中的质量守恒方程<sup>[18]</sup>为

$$\frac{\partial \rho}{\partial t} + \nabla \cdot (\rho \mathbf{u}) = 0, \quad (1)$$

式中: $\rho$ 为气液混合区材料的平均密度; $\mathbf{u}$ 为液体流速。

动量守恒方程<sup>[18]</sup>为

$$\frac{\partial(\rho \mathbf{u})}{\partial t} + \nabla \cdot (\rho \mathbf{u} \mathbf{u}) = -\nabla P_e + \rho \mathbf{g} + \nabla \cdot (\mu \nabla \mathbf{u}) + \mathbf{f}_{\text{damp}} + \mathbf{f}_{\text{st}} + \mathbf{f}_M + \mathbf{p}_r, \quad (2)$$

式中: $P_e$ 为环境压力; $\mathbf{g}$ 为重力加速度; $\mu$ 为混合区域材料的动力黏度; $\mathbf{f}_{\text{damp}}$ 为模糊区曳力,表示金属粉末由固体转变为液体所引起的流动性差异; $\mathbf{f}_{\text{st}}$ 为马兰戈尼剪切力; $\mathbf{f}_M$ 为液态金属的表面张力; $\mathbf{p}_r$ 为反冲压力<sup>[19-21]</sup>。

能量守恒方程<sup>[18]</sup>为

$$\rho C_p \left( \frac{\partial T}{\partial t} + \mathbf{u} \cdot \nabla T \right) = q_h + \nabla \cdot (\lambda \nabla T) + q_v + q_{\text{rad}} + q_{\text{com}} + q_{\text{laser}}, \quad (3)$$

式中: $C_p$ 为 316L 不锈钢的比热容; $q_h$ 为金属熔化潜热对熔池热量的影响; $\nabla \cdot (\lambda \nabla T)$ 为熔池内的热传导对熔池温度的影响,其中 $\lambda$ 为热导率; $q_v$ 为液态金属蒸发损失的热量; $q_{\text{rad}}$ 为辐射热交换; $q_{\text{com}}$ 为对流产生的热交换; $q_{\text{laser}}$ 为激光热源对熔池输入的热量。

本文采用的是高斯面热源模型<sup>[22]</sup>,其表达式为

$$I = \frac{2\eta P}{\pi r^2} \exp \left[ -2 \frac{(x-x_0)^2 + (y-y_0-vt)^2}{r^2} \right], \quad (4)$$

式中: $I$ 为热流密度; $P$ 为激光热源的功率; $r$ 为激光光斑的有效半径; $x_0$ 和 $y_0$ 为激光热源起始点在水平面上的坐标; $v$ 为激光热源的移动速度; $t$ 为激光热源的移动时间; $x$ 、 $y$ 为激光热源在水平面上移动时的坐标; $\eta$

为 316L 不锈钢粉末床对激光热源的有效吸收率。

仿真时选用的 316L 不锈钢材料的部分热物性参数<sup>[18]</sup>如表 2 所示。

表 2 316L 不锈钢材料的部分热物性参数

Table 2 Some thermophysical parameters of 316L stainless steel material

Parameter	Value
Solidus temperature $T_s$ /K	1650
Liquidus temperature $T_l$ /K	1723
Vaporization temperature $T_v$ /K	3080
Latent heat of fusion $L_m$ /( $J \cdot kg^{-1}$ )	$2.7 \times 10^5$
Latent heat of vaporization $L_v$ /( $J \cdot kg^{-1}$ )	$7.45 \times 10^6$
Molar mass $M$ /( $g \cdot mol^{-1}$ )	56.14
Emissivity $\epsilon$	0.3
Environmental pressure $P_e$ /Pa	1200
Ideal gas constant $R$ /( $J \cdot mol^{-1} \cdot K^{-1}$ )	8.314
Initial temperature $T_0$ /K	300

316L 不锈钢金属粉末 SLM 成形过程动力学仿真模型划分为基板、粉末床、保护气体三部分,通过子程序对 316L 不锈钢材料的热物性参数、激光热源、体积函数进行定义,并考虑马兰戈尼效应,将表面张力、金属蒸发、反冲压力、对流换热、热传导、蒸发散热项写入模型。模型网格边长为  $4 \mu m$ ,整个计算域网格数量为 45 万个,如图 2 所示。

### 2.3 SLM 单道成形实验方案

使用德国 Solutions 公司的 3D 打印设备 SLM 125HL 对 316L 不锈钢粉末进行单道扫描实验。采用的铺粉厚度为  $50 \mu m$ ,粉末颗粒的粒径分布如表 1 所

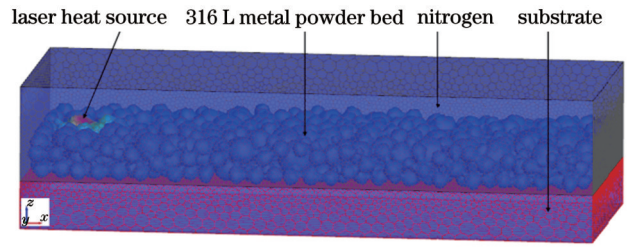


图 2 流体动力学仿真中的多面体网格模型

Fig. 2 Polyhedral mesh model in fluid dynamics simulation

示,粉末颗粒的流动性为  $17.84 s \cdot (50 g)^{-1}$ ,松装密度为  $4.38 g \cdot cm^{-3}$ ,振实密度为  $4.85 g \cdot cm^{-3}$ 。使用控制变量法分别控制扫描速度  $v$  和激光功率  $P$  进行实验,具体实验参数如表 3 所示。

表 3 单熔道成形实验参数

Table 3 Experimental parameters of single-channel forming

No.	Laser power $P$ /W	Scanning speed $v$ /( $m \cdot s^{-1}$ )
1	100	0.8, 1.0, 1.3, 1.5, 1.8, 2.0, 2.5
2	150	1.0, 1.3, 1.5, 1.8, 2.0, 2.2, 2.5
3	200	1.0, 1.3, 1.5, 1.8, 2.0, 2.2, 2.5, 3.0
4	250	1.3, 1.5, 1.8, 2.0, 2.2, 2.5, 3.0, 3.5, 4.0
5	300	1.3, 1.5, 1.8, 2.0, 2.2, 2.5, 3.0, 3.5, 4.0

## 3 SLM 单熔道成形分析

### 3.1 成形过程表面温度场分布规律

采用激光功率为 200 W、扫描速度为  $1.0 m \cdot s^{-1}$  的激光热源进行仿真,不同时间节点下熔道表面及熔道截面的温度场分布如图 3 所示。3  $\mu s$  时刻激光热源开

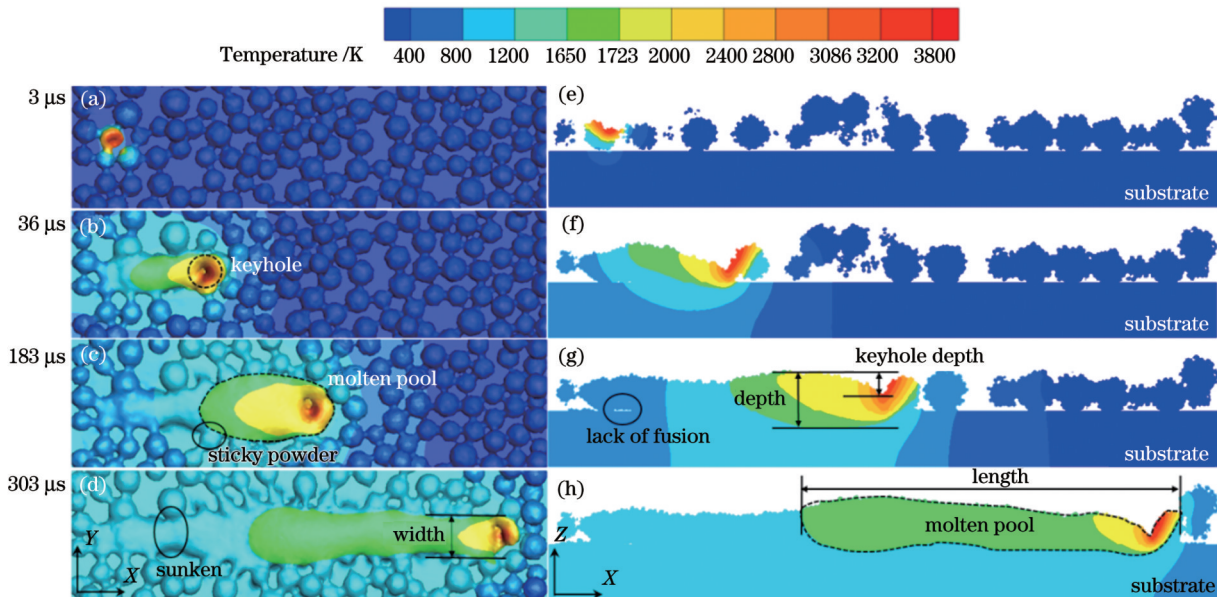


图 3 200 W、 $1.0 m \cdot s^{-1}$  下熔道成形过程中的熔池形貌。(a)(b)(c)(d)俯视图;(e)(f)(g)(h)剖视图

Fig. 3 Morphology of the molten pool during the molten channel forming process at 200 W and  $1.0 m \cdot s^{-1}$ . (a)(b)(c)(d) Top view; (e)(f)(g)(h) cross-sectional view

始照射到粉末床上,粉末床平面上激光热源作用区域的温度迅速升至 316L 不锈钢粉末的液相线温度 1723 K,明显高于其他区域,粉末开始熔化。36  $\mu\text{s}$  时刻,熔化的粉末变多,熔池面积变大,由于激光产生的热能巨大,液态 316L 迅速达到沸点 3080 K 并蒸发变成气态产生反冲压力,使熔池下凹形成匙孔,粉末温度由中心区域向外逐渐降低。183  $\mu\text{s}$  和 303  $\mu\text{s}$  时刻逐渐形成了稳定的熔池,并且有液态金属开始凝固形成熔道。从

图中可以观察到熔道成形过程中存在粘粉、内凹和熔合不良缺陷。

对激光辐照处的熔池反冲压力进行分析,结果如图 4 所示。由于单位时间内输入粉末床的能量很高,温度超过了 316L 不锈钢材料的沸点,金属熔体剧烈蒸发形成的反冲压力最大可超过  $2 \times 10^4 \text{ Pa}$ ,继而导致匙孔形成。较大的反冲压力以及蒸气射流会产生飞溅等缺陷,影响后续加工质量。

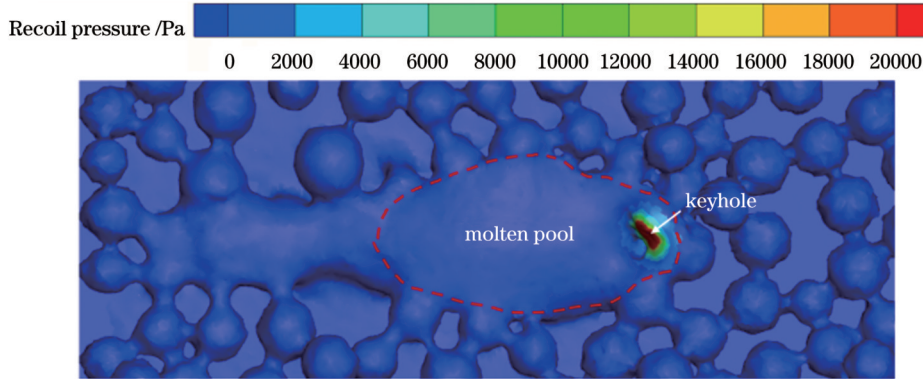


图 4 成形过程中的反冲压力  
Fig. 4 Recoil pressure during forming

### 3.2 扫描速度对熔道尺寸的影响

对激光功率为 200 W,扫描速度分别为 1.3、2.0、2.5  $\text{m} \cdot \text{s}^{-1}$  时成形的单道熔道的表面形貌进行观察,结果如图 5 所示。可以观察到各个熔道普遍存在粘粉现

象,而且随着扫描速度增大,部分熔道开始出现明显的球化现象;当扫描速度进一步增大时,输入粉末床的能量减少,导致部分粉末未能熔化继而出现熔道中断的现象。

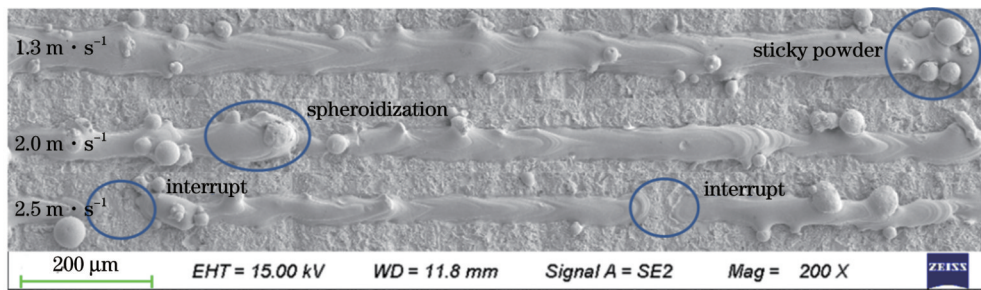


图 5 不同扫描速度下成形的单道熔道形貌  
Fig. 5 Morphology of the single-channel formed at different scanning speeds

为进一步衡量单道熔道的成形质量,对不同工艺参数下成形的各个熔道的宽度进行测量。由于熔道宽度不均匀,在熔道长度方向上均匀选取间隔相同的 41 个点,测量每个点处的熔道宽度,将其平均值作为熔道的平均宽度,并求得标准差,如图 6 所示。最大熔道的平均宽度为 79.04  $\mu\text{m}$ ,最小熔道的平均宽度为 44.72  $\mu\text{m}$ ,在各个激光功率下熔道的平均宽度随扫描速度的增大总体呈下降趋势,熔道宽度的标准差在 4.33~16.07  $\mu\text{m}$  之间,与加工工艺参数无明显的关系。

将标准差与平均宽度的比值——标准差系数作为衡量熔道形貌优劣的参数,当熔道宽度的标准差系数在 15% 以内时,认为熔道形貌较好。将 200 W 激光功

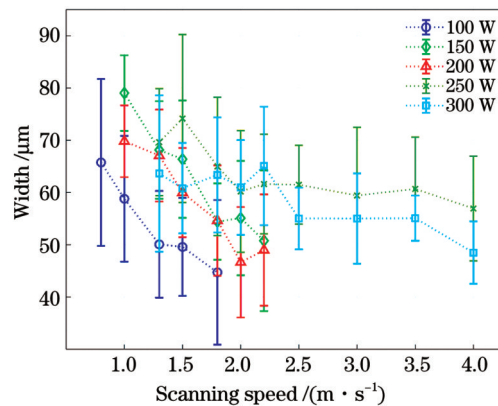


图 6 熔道的平均宽度及标准差  
Fig. 6 Average width of molten channel and standard deviation

率、不同扫描速度下成形的各个熔道的数据进行处理,结果如图 7 所示。熔道宽度随着扫描速度的增大而减小,从 69.82  $\mu\text{m}$  减小到 46.65  $\mu\text{m}$ 。当扫描速度小于 1.5  $\text{m}\cdot\text{s}^{-1}$  时,成形的单道熔道的标准差系数小于 15%,稳定性较好;随着扫描速度增大,熔道宽度的标

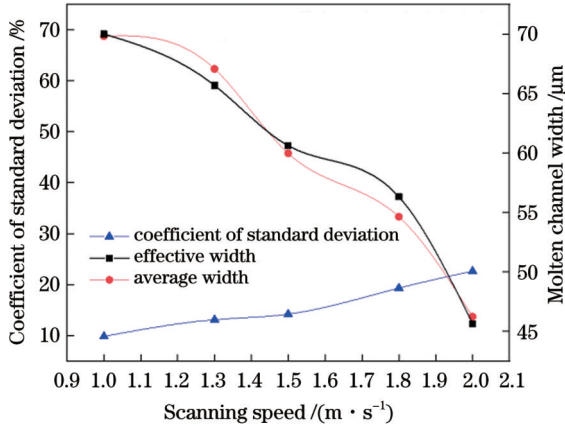


图 7 熔道宽度及其标准差系数随扫描速度的变化曲线

Fig. 7 Variation of molten channel width and its coefficient of standard deviation with scanning speed

准差系数从 9.84% 逐渐增大到 22.65%,熔道的稳定性降低。

为了研究激光扫描速度对熔池的影响以及熔池变化对单道熔道成形质量的影响,笔者对激光功率为 200 W,扫描速度为 1.0、1.5、2.0  $\text{m}\cdot\text{s}^{-1}$  的成形过程进行仿真,得到的仿真结果和与实验结果对比如图 8 所示。由图 8(a)、(d)可以看出,当激光扫描速度为 1.0  $\text{m}\cdot\text{s}^{-1}$  时,输入粉末床的能量足够多,金属粉末完全熔化,且基板也出现了熔化,熔化的金属粉末在基板上的浸润效果好,液态金属与基板结合效果好,从而得到了稳定的熔道。当激光扫描速度增大到 1.5  $\text{m}\cdot\text{s}^{-1}$  时,单位时间内输入粉末床的能量降低,熔化的粉末在基板上的浸润效果变差,熔池与基板熔合不良。由于激光扫描速度增加,熔池内部熔体的流动速度增加,熔池出现了较为明显的波动,熔道开始出现球化迹象,熔池在凝固过程中出现分段现象,如图 8(b)、(e)所示。当激光扫描速度继续增大到 2.0  $\text{m}\cdot\text{s}^{-1}$  时,粉末床底层的部分粉末未能完全熔化,熔池与基板熔合不良处更多,熔池在凝固过程中出现的分段情况更加明显,凝固后熔道部分区域出现中断现象,如图 8(c)、(f)所示。

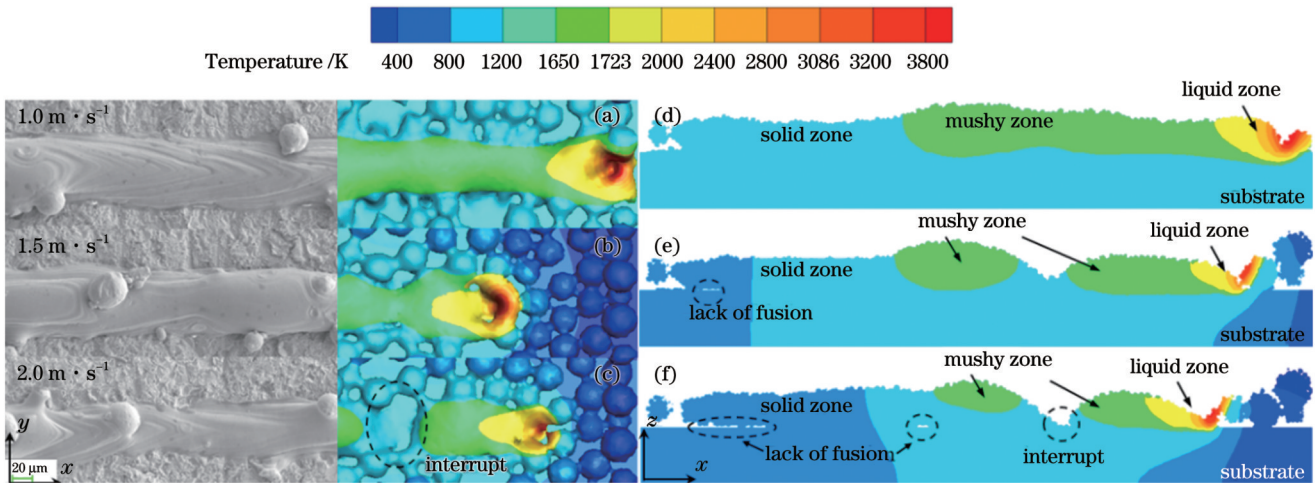


图 8 不同扫描速度下成形单道熔道的仿真与实验结果。(a)(b)(c)俯视图;(d)(e)(f)剖视图

Fig. 8 Simulation and experimental results of forming single-channel at different scanning speeds. (a)(b)(c) Top view; (d)(e)(f) cross-sectional view

研究发现:当激光功率一定时,随着扫描速度增大,金属粉末的熔化效果变差,熔道宽度减小,熔道的均匀性变差。从图 9 中可以看出仿真得到的熔池宽度与实验数据基本一致,而且由于激光热源的功率不变,熔池中的最高温度基本保持不变,匙孔深度和熔池深度随扫描速度增大有减小的趋势,但减幅很小,在 10  $\mu\text{m}$  以内。

### 3.3 激光功率对熔道尺寸的影响

为研究激光功率对成形单道熔道质量的影响,在 1.3  $\text{m}\cdot\text{s}^{-1}$  扫描速度下,分别采用 100、200、300 W 的激光功率成形单道熔道。如图 10 所示,熔道边缘的粘粉现象普遍存在,而且随着激光功率增大,熔道上飞溅颗

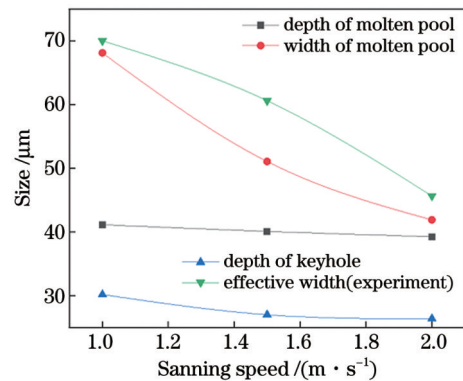


图 9 不同扫描速度下的熔池尺寸

Fig. 9 Molten pool size at different scanning speeds

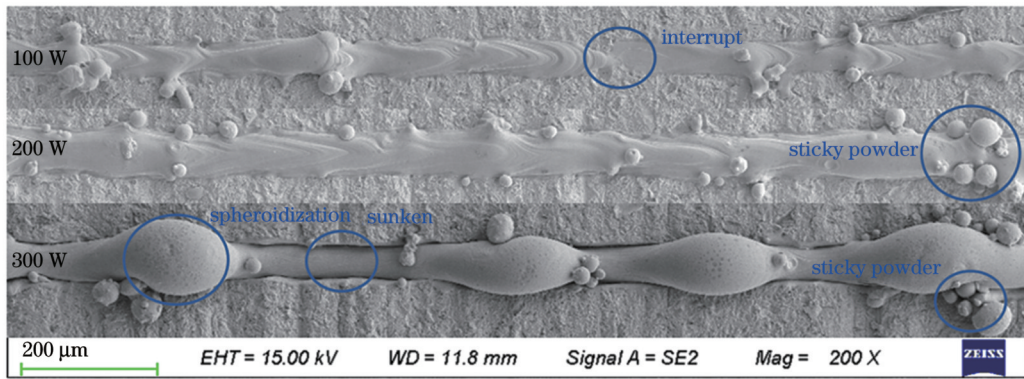


图 10 不同激光功率下成形的单道熔道形貌

Fig. 10 Morphology of the single-channel formed at each laser power

粒的数量增多,熔道球化现象更加明显。当激光功率为 100 W 时,金属粉末熔化不充分,液态金属流动性不好,形成的熔道高度较小、宽度较窄,熔道部分区域出现中断迹象;当激光功率为 200 W 时,金属粉末吸收的能量增加,粉末熔化得更充分,成形的熔道质量有很大改善,熔道宽度存在小幅波动;当激光功率增大到 300 W 时,单位时间内输入粉末床的能量更多,熔池更加不稳定,球化现象增多,熔道宽度和高度的波动十分明显,基板明显被熔化且与熔道形成明显的边界。

对  $1.3 \text{ m} \cdot \text{s}^{-1}$  扫描速度、不同激光功率下成形的熔道进行测量和分析,结果如图 11 所示。当激光功率为 100 W 时,由于金属粉末熔化不充分,熔道宽度较小、标准差系数较大;当激光功率增大到 150 W 和 200 W 时,金属粉末充分熔化,熔道宽度明显增加,均在  $65 \mu\text{m}$  左右(最大为  $69.64 \mu\text{m}$ ),标准差系数也明显降低到 15% 以下(最小为 13.11%)且大小相近,此时成形的熔道质量较好;当激光功率增大到 250 W 时,相同时间内熔化的金属粉末明显增多,熔道宽度变大,同时由于熔池失稳和表面张力增大,熔道宽度波动现象开始变得突出,标准差系数不断增大;当激光功率增加到 300 W 时,熔道宽度小于 250 W 时的熔道宽度(这可能是由于

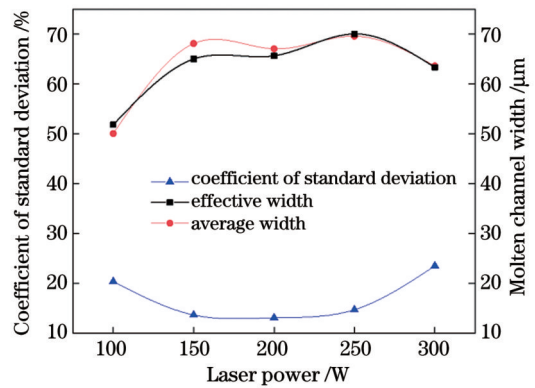


图 11 不同激光功率下的熔道宽度及其标准差系数

Fig. 11 Molten channel width and its coefficient of standard deviation at each laser power

激光功率过高,熔化了基板,而且形成了较为严重的球化现象,导致熔道在某些区域内的宽度和高度较大但平均宽度不及 250 W 时的熔道),熔道宽度的标准差系数较大。

对扫描速度为  $1.3 \text{ m} \cdot \text{s}^{-1}$ ,激光功率为 100、200、300 W 时的熔道成形过程进行仿真,仿真结果与实验结果的对比如图 12(a)、(b)、(c) 所示。当激光功率为 100 W 时,输入粉末床的能量不能完全熔化粉末,

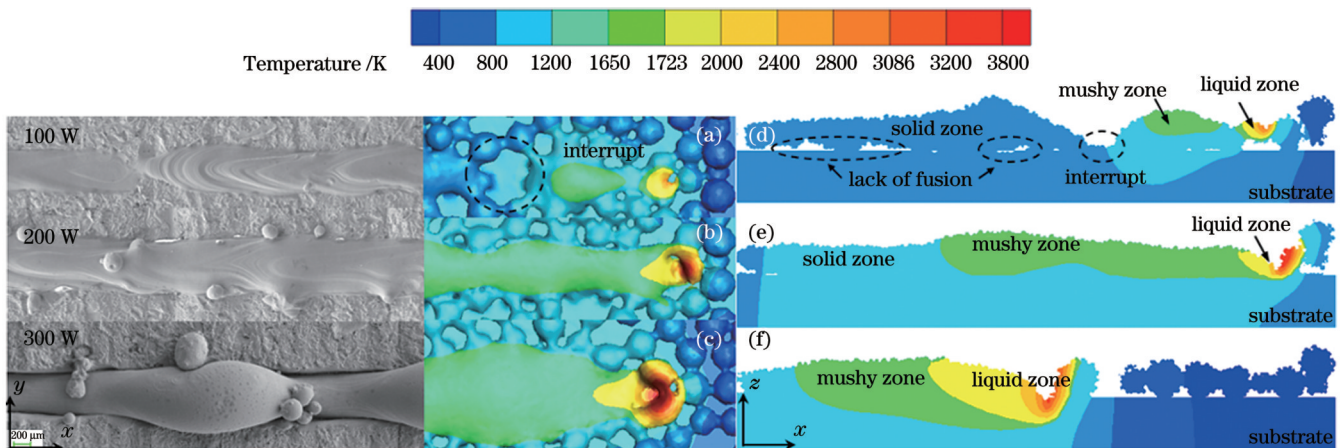


图 12 不同激光功率下成形单道熔道的仿真与实验结果。(a)(b)(c)俯视图;(d)(e)(f)剖视图

Fig. 12 Simulation and experimental results of forming single-channel at each laser power. (a)(b)(c) Top view; (d)(e)(f) cross-sectional view

形成的熔池深度和匙孔较小,粉末床底层粉末熔化效果不佳,液态金属在基板上的浸润效果很差,成形后熔道与基板之间较多的熔合不良缺陷,而且熔道高度波动明显并存在明显的中断现象,如图 12(d) 所示。

当激光功率达到 200 W 时,单位时间输入粉末床的能量增加,粉末熔化效果变好。如图 12(e) 所示,金属粉末颗粒能完全被熔化,匙孔和熔池的深度都有所增大,液态金属在基板上的浸润效果较好,熔道与基板的结合效果较好,能够得到较为稳定的熔道。

当激光功率达到 300 W 时,输入粉末床的能量进一步增加,金属粉末完全熔化,基板明显被熔化,形成的熔池和匙孔深度都大幅增加,熔道的宽度和高度也明显增大,熔化的金属粉末与基板融为一体,熔道与基板的结合效果更好,但熔池波动得更加剧烈,熔道球化更加严重,如图 12(c)、(f) 所示。

研究发现:当激光的扫描速度一定时,随着激光功率增加,熔融金属的流动性提高,熔道与基板之间的结合效果变好,同时熔池更不稳定,更容易出现球化等现象。熔池深度和匙孔深度随着激光功率的增加明显增大,增幅在 30 μm 左右,如图 13 所示。

### 3.4 线能量密度对熔道的影响

定义线能量密度为单位时间内激光输入粉末床的能量,其与激光功率  $P$ 、扫描速度  $v$  的关系可以表示为

$$D = \frac{P}{v} \quad (5)$$

将不同线能量密度下的熔道宽度及其标准差系数进行计算分析,结果如图 14 所示。随着线能量密度增大,熔道宽度分布无明显的函数规律,即使在同一线能量密度下也存在多种熔道宽度。熔道宽度的标准差系数与线能量密度之间也不存在明显的函数关系,每种线能量密度下都会出现或大或小的标准差系数。

表 4 激光线能量密度为 100 J·m<sup>-1</sup> 时的熔道宽度及其标准差系数

Table 4 Molten channel width and its coefficient of standard deviation at laser line energy density of 100 J·m<sup>-1</sup>

Laser power $P/W$	Scanning speed $v/(m \cdot s^{-1})$	Average width $w_a/\mu m$	Coefficient of standard deviation $C_v/\%$
100	1.0	58.51	20.47
150	1.5	66.38	16.93
200	2.0	46.65	22.65
250	2.5	61.49	12.26
300	3.0	55.02	15.69

为了进一步分析,将各个工艺参数下成形的单道熔道的宽度和标准差系数分别进行统计。由图 15(a) 可以看出,熔道宽度最大的区域在激光功率约为 150 W、扫描速度约为 1.0 m·s<sup>-1</sup> 附近的区域,熔道宽度较小的区域则主要分布在激光功率较小、扫描速度较大的区域。如图 15(b) 所示,熔道宽度标准差系数较小的区

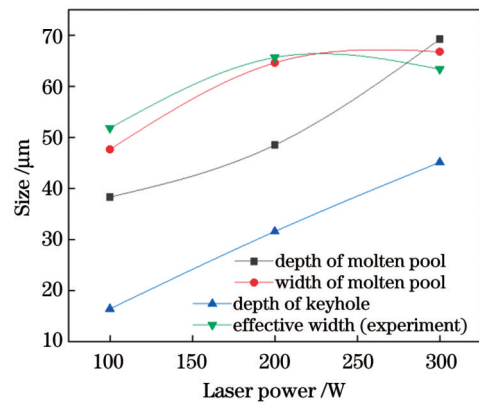


图 13 不同激光功率下的熔池尺寸

Fig. 13 Molten pool size at each laser power

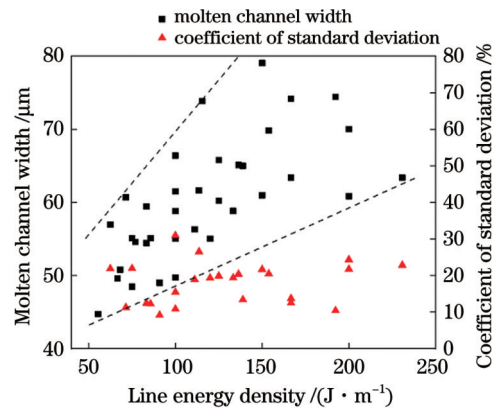


图 14 不同线能量密度下的熔道宽度及其标准差系数

Fig. 14 Molten channel width and its coefficient of standard deviation at each line energy density

域主要有两部分,一部分位于激光功率在 150~200 W、扫描速度约为 1.0 m·s<sup>-1</sup> 附近的区域,另一部分则处于激光功率为 300 W、扫描速度约为 3.5 m·s<sup>-1</sup> 附近的区域。综合来看,当激光功率处于 150~200 W、扫描速度为 1.0 m·s<sup>-1</sup> 左右时,能够成形质量较优的单道熔道。

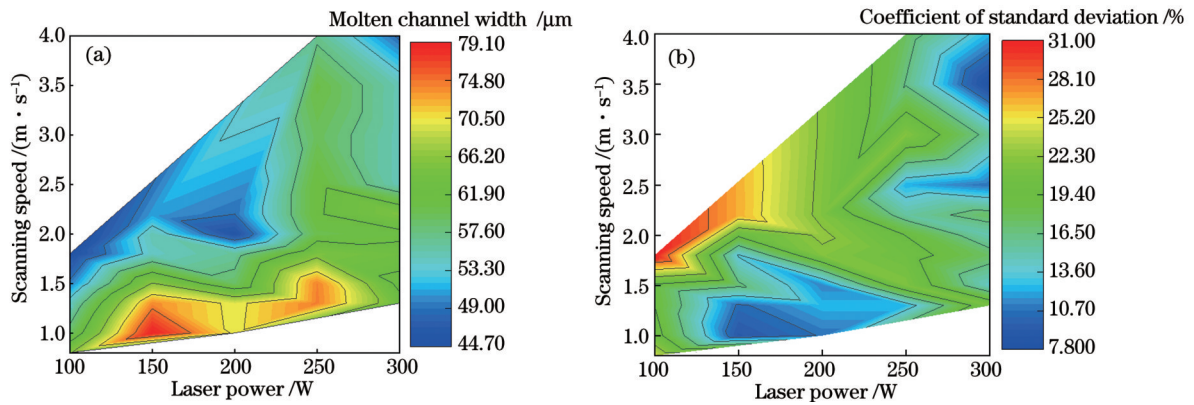


图 15 不同激光功率和扫描速度下熔道宽度及其标准差系数分布。(a)熔道宽度分布;(b)熔道宽度的标准差系数分布

Fig. 15 Distribution of molten channel width and its coefficient of standard deviation at different laser powers and scanning speeds.

(a) Distribution of molten channel width; (b) distribution of coefficient of standard deviation of molten channel width

## 4 SLM 单层熔道的三维重构

### 4.1 单道熔道截面模型的建立

为研究、预测不同工艺参数下 SLM 成形零件的表面形貌及其控制方法,笔者对成形质量较好的单道熔道建立几何模型。通过金相显微镜对不同工艺参数下成形试样的熔道断面进行观察,结果如图 16 所示。成形件的熔道截面形状可以看作是由上下两部分曲线组合而成的,由此可以首先建立单道熔道截面形貌的几何模型。

在 SLM 加工过程中,熔池附近的温度梯度很大,

表面张力和马兰戈尼效应使得熔池不断涌动,进而迅速凝固形成熔道。基于最小作用量原理,将成形熔道截面的上半部分看作是标准圆上的一部分,下半部分看作是悬链线的一部分。熔道截面示意图如图 16(d) 所示。

熔道截面上部分轮廓曲线在图 16(d) 所示的坐标系中,轮廓曲线上某点  $(x, y)$  满足圆心为  $(a, b)$ 、半径为  $r$  的方程,即

$$(x - a)^2 + (y - b)^2 = r^2. \quad (6)$$

通过几何关系计算可以得到单道熔道截面上半部分形状的表达式,即

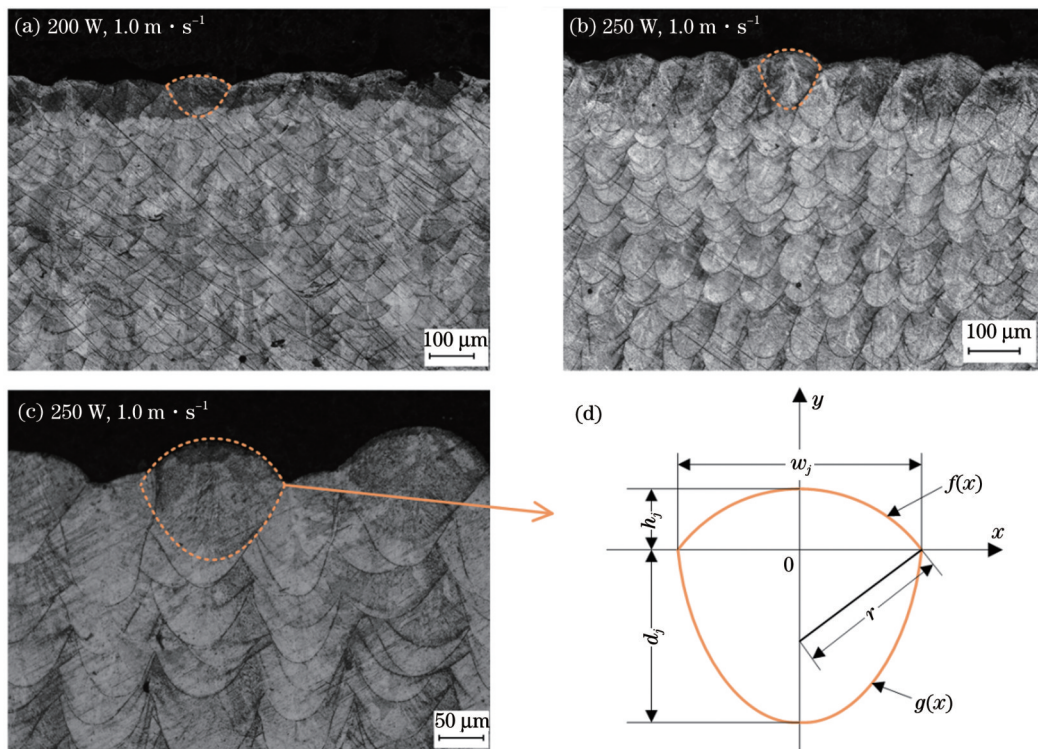


图 16 不同工艺参数下成形件的截面及截面轮廓示意图。(a)(b)(c)成形件截面;(d)截面轮廓示意图

Fig. 16 Cross-section of molded parts under different process parameters and schematic diagram of cross-section profile. (a)(b)(c) Cross-section of the molded parts; (d) schematic diagram of cross-section profile



$$\begin{cases} f(x) = \sqrt{r^2 - x^2} + h_j - r \\ r = \frac{w_j^2}{8h_j} + \frac{h_j}{2} \end{cases}, \quad (7)$$

其中： $h_j$ 为熔道截面 $j$ 处的实际熔道高度； $w_j$ 为熔道截面 $j$ 处的实际熔道宽度。熔道截面下半部分轮廓曲线上的点满足方程

$$g(x) = a \cosh\left(\frac{x}{a} - 1\right), \quad (8)$$

式中： $a$ 为参数，表示悬垂程度，与深度和宽度有关。当 $x = \frac{w_j}{2}$ 时，曲线函数值为曲线轮廓底部到曲线两端

固定点连线的距离，即熔道截面 $j$ 处的深度 $d_j$ ，因而可以得到方程

$$a \left[ \cosh\left(\frac{w_j}{2a}\right) - 1 \right] - d_j = 0. \quad (9)$$

通过式(8)和式(9)可以计算得到单道熔道截面下半部分轮廓曲线方程。

对 SLM 成形件垂直于熔道方向的切面进行观察，结果如图 17(a)所示，测量得到其熔道宽度为  $140.93 \mu\text{m}$ ，熔道高度为  $21.43 \mu\text{m}$ ，熔道深度为  $67.48 \mu\text{m}$ 。通过式(7)、(8)、(9)计算得到的熔道截面轮廓曲线如图 17(b)所示，可以发现模拟轮廓曲线与实际轮廓曲线较为符合。

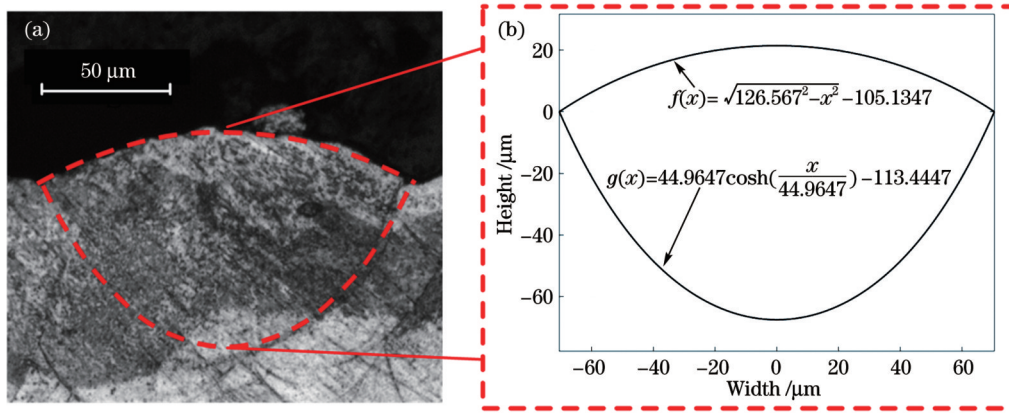


图 17 熔道截面轮廓曲线。(a)实际轮廓；(b)计算轮廓

Fig. 17 Curve of the molten channel cross-section profile. (a) Realistic profile; (b) calculated profile

#### 4.2 熔道整体数学模型的建立

在 SLM 加工时，粘粉、飞溅等现象随机存在于熔道成形过程中，难以进行数字化呈现。本节在建立单道熔道以及单层多熔道整体形貌数学模型过程中忽略了实际熔道中存在的粘粉、飞溅等缺陷的影响，将成形均匀的单道熔道简化为图 18 所示的理想熔道。

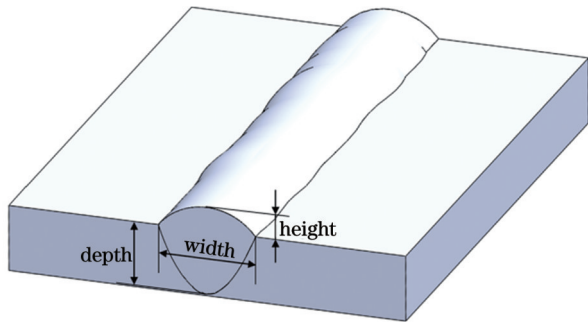


图 18 理想的单道熔道模型

Fig. 18 Ideal single-channel model

由前文可知，单道熔道某截面处的轮廓曲线可以由熔道宽度、熔道高度和熔道深度确定。为了建立单道熔道的整体形貌轮廓，首先要分析熔道各处截面的几何参数变化情况。

由前文对实际熔道形貌的分析可知熔道的实际宽

度在一定范围内波动，即

$$w_a(1 - C_v) \leq w_j \leq w_a(1 + C_v), \quad (10)$$

式中： $w_a$ 为平均熔道宽度； $C_v$ 为熔道宽度的标准差系数。

通过对不同工艺参数加工下的单道熔道的宽度进行测量，然后进行线性回归拟合，得到了熔道宽度与激光功率、扫描速度之间的关系，即

$$w_a = 9.6737 \times 10^{-8} P - 1.4852 \times 10^{-5} v + 6.2118 \times 10^{-5}. \quad (11)$$

由于单道熔道宽度沿扫描方向在一定范围内变化，故结合式(10)设实际熔道宽度满足方程

$$w_j = w_a \left[ 1 + C_v \cdot \sin\left(\frac{C_v x}{4\pi}\right) \right]. \quad (12)$$

Wang 等<sup>[23]</sup>对熔池尺寸进行了研究并对熔池宽度和熔池总深度进行了无量纲方程表达，参考该研究可知熔道宽度与熔道总深度的关系为

$$\frac{w_j}{2r} = B \sqrt{\frac{D_{\text{total}}}{2r}}, \quad (13)$$

其中： $D_{\text{total}}$ 为熔道总深度， $D_{\text{total}} = h_j + d_j$ ； $B$ 为系数。

由于熔池涌动，在同一熔道中熔道的实际高度沿扫描方向也会随着宽度变化而不断改变。在工艺参数良好的成形条件下，熔道高度变化不大，个别异常高度多是受实际粉末床上粉末分布不均匀影响形成的。设

熔道高度服从期望为  $\frac{\omega_j}{4}$ 、标准差为  $\frac{\omega_j}{16}$  的正态分布。通过前文的仿真结果(图 3)可以看出在同种工艺参数下加工单道熔道的深度沿扫描方向基本不变。结合式(7)、式(8)、式(9)可以得到单道熔道垂直于扫描方向的各处截面轮廓的几何模型。

选取激光功率为 200 W、扫描速度为  $1.0 \text{ m}\cdot\text{s}^{-1}$  的工艺参数,基于熔道数学模型采用 MATLAB 软件完成了单层多道轮廓的三维重构,如图 19(a)所示。通过仿真得到了多熔道形貌,如图 19(b)所示。对加工件上表面形貌进行观察,结果如图 19(c)所示。可见,模拟熔道形貌与实际形貌较为符合。

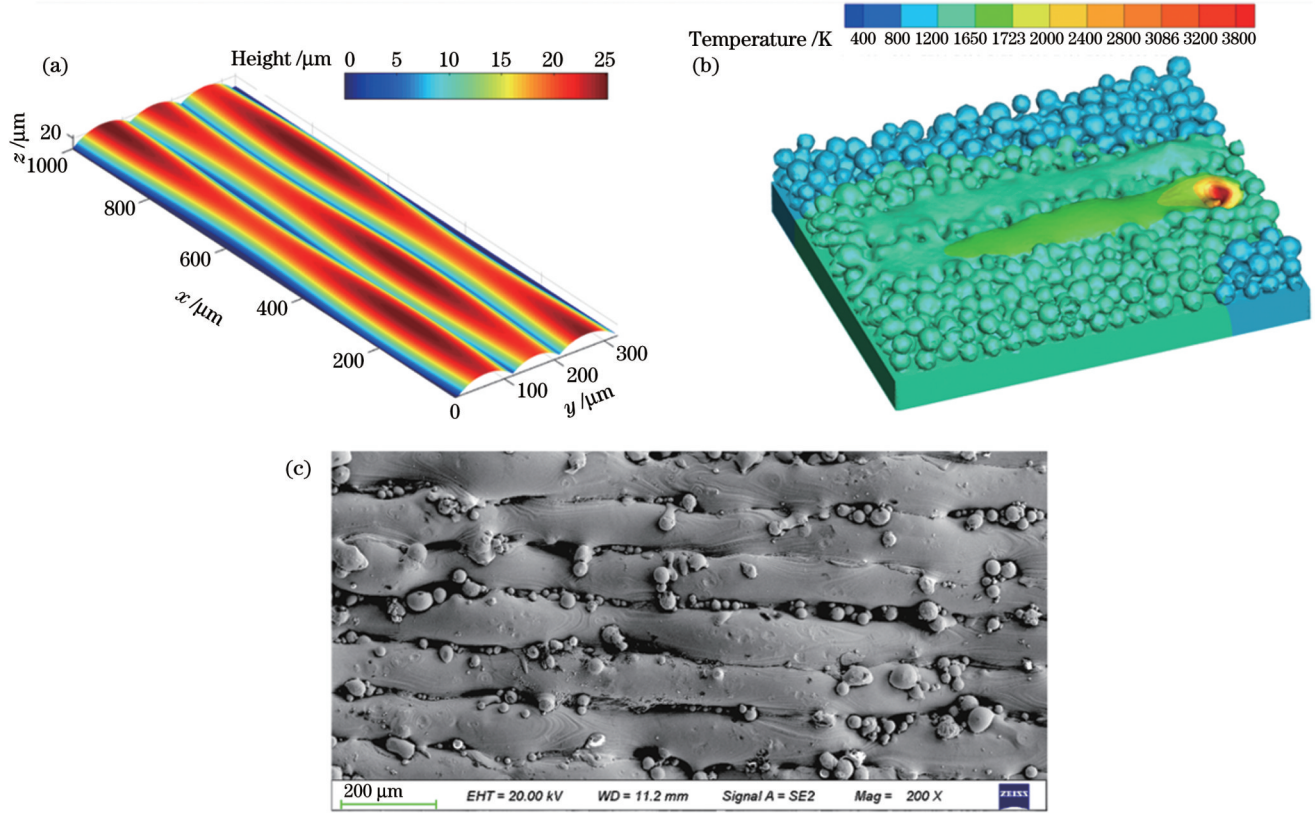


图 19 单层多熔道的表面形貌。(a)三维重构;(b)仿真结果;(c)实验结果

Fig. 19 Surface morphology of the single-layer multi-channel. (a) Three-dimensional reconstruction result; (b) simulation result; (c) experimental result

## 5 结 论

笔者以激光功率和扫描速度为变量,对 316L 不锈钢粉末的 SLM 成形过程进行多场耦合仿真,并完成了 SLM 成形实验及熔道微观形貌观测实验。对仿真结果和实验结果进行分析,得到以下结论:

1) 在激光功率保持为 200 W 不变的条件下,随着扫描速度从  $1.0 \text{ m}\cdot\text{s}^{-1}$  增大到  $2.0 \text{ m}\cdot\text{s}^{-1}$ ,熔道宽度从  $69.82 \mu\text{m}$  减小到  $46.65 \mu\text{m}$ ,熔道宽度的标准差系数从 9.84% 增大到 22.65%,而熔池深度和匙孔深度基本不变。当扫描速度大于  $2.0 \text{ m}\cdot\text{s}^{-1}$  时,成形的熔道会出现中断迹象,因此,过高的扫描速度下不易得到质量好的单道熔道。

2) 当激光扫描速度保持为  $1.3 \text{ m}\cdot\text{s}^{-1}$  时,随着激光功率从 100 W 增大到 300 W,熔道宽度先增大到  $69.64 \mu\text{m}$  之后降低,熔道宽度的标准差系数先降低到 13.11% 之后增大。熔池深度和匙孔深度随着激光功

率的增加而明显增大,且增幅都在  $30 \mu\text{m}$  左右。当激光功率在 200 W 左右、扫描速度在  $1.0 \text{ m}\cdot\text{s}^{-1}$  左右时能够成形宽度均匀(在  $70 \mu\text{m}$  左右)、标准差系数小于 15%、与基板结合效果好的单道熔道。

3) 当线能量密度一定时,成形熔道的宽度在误差范围内波动,但熔道宽度标准差系数的变化较大,在 12.26%~22.65% 之间波动;各种线能量密度下成形的熔道质量参差不齐。

4) 笔者结合实验及仿真结果,针对成形质量较好的单道熔道截面和整体轮廓建立了数学模型,经过验证,模拟结果与实际轮廓形状较为符合,为进一步研究控制 SLM 成形件的表面粗糙度和孔隙率提供了新方法。

## 参 考 文 献

- [1] Li Y X, Gu D D, Zhang H, et al. Effect of trace addition of ceramic on microstructure development and mechanical properties of selective laser melted AlSi10Mg alloy[J]. Chinese Journal of Mechanical Engineering, 2020, 33(1): 33.
- [2] 顾冬冬,张红梅,陈洪宇,等. 航空航天高性能金属材料构件激

- 光增材制造[J]. 中国激光, 2020, 47(5): 0500002.
- Gu D D, Zhang H M, Chen H Y, et al. Laser additive manufacturing of high-performance metallic aerospace components [J]. Chinese Journal of Lasers, 2020, 47(5): 0500002.
- [3] 郑玉峰, 吴远浩. 处在变革中的医用金属材料[J]. 金属学报, 2017, 53(3): 257-297.
- Zheng Y F, Wu Y H. Revolutionizing metallic biomaterials[J]. Acta Metallurgica Sinica, 2017, 53(3): 257-297.
- [4] 秦艳利, 孙博慧, 张昊, 等. 选区激光熔化铝合金及其复合材料在航空航天领域的研究进展[J]. 中国激光, 2021, 48(14): 1402002.
- Qin Y L, Sun B H, Zhang H, et al. Development of selective laser melted aluminum alloys and aluminum matrix composites in aerospace field[J]. Chinese Journal of Lasers, 2021, 48(14): 1402002.
- [5] 蒋华臻, 房佳钰, 陈启生, 等. 激光选区熔化成形 316L 不锈钢工艺、微观组织、力学性能的研究现状[J]. 中国激光, 2022, 49(14): 1402804.
- Jiang H Z, Fang J H Y, Chen Q S, et al. State of the art of selective laser melted 316L stainless steel: process, microstructure, and mechanical properties[J]. Chinese Journal of Lasers, 2022, 49(14): 1402804.
- [6] 敖晓辉, 刘检华, 夏焕雄, 等. 选择性激光熔化工艺的介-微观建模与仿真方法综述[J]. 机械工程学报, 2022, 58(5): 239-257.
- Ao X H, Liu J H, Xia H X, et al. A review of meso-micro modeling and simulation methods of selective laser melting process[J]. Journal of Mechanical Engineering, 2022, 58(5): 239-257.
- [7] 梁平华, 唐倩, 冯琪翔, 等. 激光选区熔化单道扫描与搭接数值模拟及试验[J]. 机械工程学报, 2020, 56(22): 56-67.
- Liang P H, Tang Q, Feng Q X, et al. Numerical simulation and experiment of single track scanning and lapping in selective laser melting[J]. Journal of Mechanical Engineering, 2020, 56(22): 56-67.
- [8] 袁伟豪, 陈辉, 魏青松. 反冲压力作用下激光选区熔化熔池热动力学行为[J]. 机械工程学报, 2020, 56(7): 213-219.
- Yuan W H, Chen H, Wei Q S. The role of recoil pressure in thermodynamic behaviors of molten pool during selective laser melting[J]. Journal of Mechanical Engineering, 2020, 56(7): 213-219.
- [9] 任治好, 张正文, 马翔宇, 等. 球化效应下激光选区熔化中的激光辐照行为[J]. 中国激光, 2022, 49(14): 1402203.
- Ren Z H, Zhang Z W, Ma X Y, et al. Laser irradiation behavior in laser selective melting under spheroidization effect[J]. Chinese Journal of Lasers, 2022, 49(14): 1402203.
- [10] Khairallah S A, Martin A A, Lee J R I, et al. Controlling interdependent meso-nanosecond dynamics and defect generation in metal 3D printing[J]. Science, 2020, 368(6491): 660-665.
- [11] Martin A A, Calt N P, Khairallah S A, et al. Dynamics of pore formation during laser powder bed fusion additive manufacturing[J]. Nature Communications, 2019, 10: 1987.
- [12] King W E, Anderson A T, Ferencz R M, et al. Laser powder bed fusion additive manufacturing of metals: physics, computational, and materials challenges[J]. Applied Physics Reviews, 2015, 2(4): 041304.
- [13] King W, Anderson A T, Ferencz R M, et al. Overview of modelling and simulation of metal powder bed fusion process at Lawrence Livermore National Laboratory[J]. Materials Science and Technology, 2015, 31(8): 957-968.
- [14] Zheng M, Wei L, Chen J, et al. A novel method for the molten pool and porosity formation modelling in selective laser melting[J]. International Journal of Heat and Mass Transfer, 2019, 140: 1091-1105.
- [15] Yang G, Xie Y L, Zhao S, et al. Quality control: internal defects formation mechanism of selective laser melting based on laser-powder-melt pool interaction: a review[J]. Chinese Journal of Mechanical Engineering: Additive Manufacturing Frontiers, 2022, 1(3): 100037.
- [16] Gu D D, Meiners W, Wissenbach K, et al. Laser additive manufacturing of metallic components: materials, processes and mechanisms[J]. International Materials Reviews, 2012, 57(3): 133-164.
- [17] 胡国明. 颗粒系统的离散元素法分析仿真: 离散元素法的工业应用与 EDEM 软件简介[M]. 武汉: 武汉理工大学出版社, 2010: 25-40.
- Hu G M. Analysis and simulation of granular system by discrete element method using EDEM[M]. Wuhan: Wuhan University of Technology Press, 2010: 25-40.
- [18] 杨瑞兴. 不锈钢金属粉末 SLM 成型过程表面形貌控制及多场耦合仿真[D]. 秦皇岛: 燕山大学, 2020: 52-67.
- Yang R X. Surface morphology control and multi-field coupling simulation of stainless steel powder SLM forming process[D]. Qinhuangdao: Yanshan University, 2020: 52-67.
- [19] Kleijn C R, Kenjeres S, Saldi Z S. Marangoni driven free surface flows in liquid weld pools[J]. Applied Sciences, 2012: 201-216.
- [20] Semak V V, Bragg W D, Damkroger B, et al. Transient model for the keyhole during laser welding[J]. Journal of Physics D: Applied Physics, 1999, 32(15): L61-L64.
- [21] Semak V, Matsunawa A. The role of recoil pressure in energy balance during laser materials processing[J]. Journal of Physics D: Applied Physics, 1997, 30(18): 2541-2552.
- [22] 曲睿智, 黄良沛, 肖冬明. 选择性激光熔化过程中熔池演变与金属飞溅特性数值模拟[J]. 航空学报, 2022, 43(4): 525240.
- Qu R Z, Huang L P, Xiao D M. Numerical simulation of melt pool evolution and metal spattering characterization during selective laser melting processing[J]. Acta Aeronautica et Astronautica Sinica, 2022, 43(4): 525240.
- [23] Wang Z K, Liu M B. Dimensionless analysis on selective laser melting to predict porosity and track morphology[J]. Journal of Materials Processing Technology, 2019, 273: 116238.

## Simulation of SLM Formation of 316L Stainless Steel Powder and Reconstruction of Single-Layer Multi-Channel Morphology

Song Jianfeng<sup>1</sup>, Fan Youming<sup>2</sup>, Jiao Zhaoxu<sup>2</sup>, Xie Guangyao<sup>2</sup>, Wang Wenwu<sup>3</sup>, Dong Yonggang<sup>1\*</sup>

<sup>1</sup>School of Mechanical Engineering, Changshu Institute of Technology, Changshu 215500, Jiangsu, China;

<sup>2</sup>College of Mechanical Engineering, Yanshan University, Qinhuangdao 066004, Hebei, China;

<sup>3</sup>Dongfeng Off-Road Vehicle Co. Ltd., Shiyan 442000, Hubei, China

### Abstract

**Objective** Selective laser melting (SLM) is an additive manufacturing technology that utilizes a multi-channel overlapping process to form a single layer, followed by powder deposition and formation of multiple layers to accumulate the final part. The morphology of

the single-layer multi-channel directly affects the powder deposition process and the quality of interlayer bonding and porosity in the subsequent SLM process. Additionally, owing to the heat transfer boundary conditions and thermal accumulation effects in the layer-by-layer process, there is a certain fluctuation in the width of the molten channel along the scanning direction, as well as differences in the morphology between the first and last formed melt tracks and between the surface and bottom layers. Currently, research on the quality of SLM parts mainly focuses on the final surface roughness and porosity. However, the quality and precision of SLM parts depend largely on the quality of single-channel and single-layer multi-channel formation during the manufacturing process. In this study, we investigate the SLM process and analyze the quality of single-channel and single-layer multi-channel formation. This study aims to provide insights into controlling the surface and internal quality of SLM parts.

**Methods** This study employed a 316L stainless steel material. First, a powder bed model was established using the discrete element method, considering various factors such as surface tension, evaporation, recoil pressure, Marangoni effect, and gravity. A fluid dynamic model of the powder melting process was then constructed in FLUENT to simulate the process of single-channel formation in SLM. The dynamic behavior of the molten pool during the process was analyzed. Single-channel SLM experiments were designed, and the formed parts were observed and measured microscopically. The simulation and experimental results were combined to identify the optimal process parameters for achieving high-quality single-channel formation. Finally, a geometric reconstruction of the single layer multi-channel model was performed by MATLAB based on the experimental and simulation findings.

**Results and Discussions** The molten channel width and its coefficient of standard deviation of the SLM process were investigated by varying the laser power and scanning speed for 316L stainless steel powder. When the laser power is maintained at a constant 200 W, increasing the scanning speed to  $2 \text{ m}\cdot\text{s}^{-1}$  results in a decrease in the molten channel width to  $46.65 \mu\text{m}$ , accompanied by an increase in the coefficient of standard deviation of the molten channel width to 22.65% (Fig. 7). High-quality single-channel formation is difficult to achieve at excessive scanning speeds, as indicated by interruptions in the molten channel at scanning speeds greater than  $2 \text{ m}\cdot\text{s}^{-1}$ . When the laser scanning speed is maintained at  $1.3 \text{ m}\cdot\text{s}^{-1}$ , within the laser power range 100–300 W, the molten channel width initially increases to  $69.64 \mu\text{m}$  before decreasing. Similarly, the coefficient of standard deviation initially decreases to 13.11% and then increases (Fig. 11). Notably, different molten channel widths and coefficients of standard deviation are obtained under the same line energy density, and the coefficient of standard deviation varies significantly, fluctuating between 12.26% and 22.65% (Table 4). Based on these findings, a laser power of approximately 200 W and a scanning speed of around  $1.0 \text{ m}\cdot\text{s}^{-1}$  are found to be optimal for achieving high-quality single-channel formation (Fig. 15). To further analyze the molten channel morphology, a mathematical representation of the molten channel cross-section was developed, dividing the contour curve into upper and lower parts. The computed contour curve exhibits good agreement with the actual contour curve, indicating that the mathematical model accurately represents the molten channel cross-section shape (Fig. 17). Furthermore, based on this representation, a three-dimensional reconstruction of the multi-channel morphology was performed, providing a basic characterization of the single-layer multi-channel morphology (Fig. 19).

**Conclusions** In this study, the SLM process of 316L stainless steel powder was investigated through a multi-field coupled simulation, experimental tests, and microscopic observations of the molten channel morphology. The results reveal that the molten channel width is inversely proportional to the scanning speed, whereas the coefficient of standard deviation is directly proportional to the scanning speed, at a constant laser power. When the scanning speed is constant, an increase in laser power initially leads to an increase in the molten channel width, followed by a decrease, whereas the coefficient of standard deviation initially decreases and then increases. The line energy density has no significant effect on the signal molten channel and its coefficient of standard deviation, it is concluded that a laser power of approximately 200 W and a scanning speed of around  $1.0 \text{ m}\cdot\text{s}^{-1}$  are optimal for achieving a coefficient of standard deviation below 15%, that is, high-quality single-channel formation. Furthermore, a mathematical model based on the well-formed single molten channel cross-section and overall contour was developed, which accurately represents the molten channel shape. This model provides a new method for further research on controlling the surface roughness and porosity of SLM-formed parts.

**Key words** laser technique; selective laser melting; molten channel width; coefficient of standard deviation; single-layer multi-channel; molten channel three-dimensional reconstruction