

# 铝锰钪锆选区激光熔化成形过程 介观尺度数值模拟

李新宇<sup>1,2,3\*</sup> 周永铎<sup>1,2,3</sup>

1.合肥工业大学机械工程学院,合肥,230009

2.合肥工业大学机电产品低碳循环利用技术与装备安徽省重点实验室,合肥,230009

3.合肥工业大学机械工业绿色设计与制造重点实验室,合肥,230009

**摘要:**选区激光熔化(SLM)制造零件的微观结构和缺陷与 SLM 单/双熔道成形质量密切相关,实验方法难以在介观尺度下解释物理现象复杂的熔道成形规律。以铝锰钪锆合金为成形材料,建立 SLM 介观尺度下的单/双熔道数值模型,完成 SLM 单/双熔道成形实验并验证模型的准确性。借助数值模型研究 SLM 熔池演变的基本规律;研究在 200~400 W 的激光功率下,单熔道形貌、熔池温度与熔池尺寸等熔池特征随激光功率的变化规律,发现激光功率为 360 W、扫描速度为 1.0 m/s 时,单熔道成形质量最好;研究在 360 W 的激光功率、1.0 m/s 的扫描速度下,扫描间距为 60  $\mu\text{m}$ 、80  $\mu\text{m}$  和 120  $\mu\text{m}$  时双熔道搭接行为、双熔道形貌演变规律,发现扫描间距为 80  $\mu\text{m}$  时双熔道成形质量好,成形效率高;结合多熔道 SLM 成形实验筛选出合适的体积能量密度(VED),在 107~139 J/mm<sup>3</sup> 的 VED 范围内,成形熔道连续、光滑。借助该模型可初步预测关键工艺参数,减少工艺参数优化成本。

**关键词:**选区激光熔化;铝锰钪锆合金;体积能量密度;熔池

**中图分类号:** TG665

**DOI:**10.3969/j.issn.1004-132X.2025.03.022

**开放科学(资源服务)标识码(OSID):**



## Mesoscale Numerical Simulation of SLM Processes for Al-Mn-Sc-Zr

LI Xinyu<sup>1,2,3\*</sup> ZHOU Yonghua<sup>1,2,3</sup>

1.School of Mechanical Engineering,Hefei University of Technology,Hefei,230009

2.Anhui Provincial Key Laboratory of Low Carbon Recycling Technology and Equipment for Mechanical and Electrical Products,Hefei University of Technology,Hefei,230009

3.Key Laboratory of Green Design and Manufacturing for Machinery Industry,Hefei University of Technology,Hefei,230009

**Abstract:** The microstructure and defects of parts produced by SLM were closely related to the quality of SLM single/double-track forming, and experimental methods were difficult to explain complex physical phenomena of track forming at mesoscale. Al-Mn-Sc-Zr alloy was used as forming material to establish a mesoscale numerical model for SLM single/double-track. SLM single/double-track forming experiments were conducted, and the accuracy of model was verified. Numerical model was employed to reveal the basic laws of SLM molten pool evolution. The variation of molten pool characteristics such as single-track morphology, molten pool temperature, and molten pool size was investigated with laser power ranging in 200~400 W. The best quality of single-track is achieved at a laser power of 360 W and a scanning speed of 1.0 m/s. The overlapping behavior and the evolution law of double-track at scanning speed of 1.0 m/s, the laser power of 360 W and the scanning distance of 60  $\mu\text{m}$ , 80  $\mu\text{m}$  and 120  $\mu\text{m}$  were investigated. Results show good molding quality and high molding efficiency are reached with a scanning distance of 80  $\mu\text{m}$ . Suitable VED is screened in combination with multi-track SLM experiments. In the VED range of 107~139 J/mm<sup>3</sup>, the multi-track is continuous and smooth. With the help of the model, key processing parameters may be initially predicted, and reduce the cost of processing parameter optimization.

**Key words:** selective laser melting(SLM); Al-Mn-Sc-Zr alloy; volumetric energy density(VED); molten pool

### 0 引言

选区激光熔化(selective laser melting, SLM)又称激光粉末床熔融(powder bed fusion-

laser beam, PBF-LB), 是最先进的增材制造技术之一, 相较于其他金属增材制造技术, SLM 技术成形精度高, 适用于如悬垂、薄壁、复杂曲面、点阵结构等小尺寸高精度复杂结构的直接成形, 在航空航天、精密模具、生物医疗等领域具有广阔的应用前景<sup>[1]</sup>。

铝合金是目前应用较为广泛的一种合金材料, 具有密度低、比强度高、塑性好、耐腐蚀和导电导热性能优异等特点<sup>[2]</sup>, 在航空航天、交通运输、装备器械等领域拥有着不可替代的地位。目前广泛应用的 SLM 成形铝合金主要集中为 Al-Si7Mg、AlSi10Mg 和 AlSi12 等, 这些铝合金表现的极限拉伸强度(UTS)均小于 400 MPa, 低强度限制了它们的工业应用。相比之下, SLM 制造的高强度 2xxx<sup>[3]</sup>、5xxx<sup>[4]</sup>、6xxx<sup>[5]</sup> 和 7xxx<sup>[6]</sup> 系列铝合金在 SLM 过程中的快速凝固期间容易产生热裂纹, 并且这些高强度铝合金不适合通过 SLM 制造。最近, Sc 改性的 3xxx 合金体系, 即 Al-Mn-Mg-Sc-Zr 已被设计用于 SLM<sup>[7]</sup> 显示出出色的 SLM 打印性能(无裂纹)和机械性能。JIA 等<sup>[8]</sup> 通过 SLM 打印和简单后热处理, 获得了屈服强度高达 560 MPa、延伸率约为 18% 的性能。BAYOUMY 等<sup>[9]</sup> 用不同的激光功率和扫描速度制备了 Al-Mn-Mg-Sc-Zr 合金, 其屈服强度超过 430 MPa, 塑性超过 17%。耿遥祥等<sup>[10]</sup> 通过 SLM 制备 Al-(Mn, Mg)-(Sc, Zr) 合金, 经低温 ( $\leq 350^{\circ}\text{C}$ ) 时效处理后, 最大压缩屈服强度和抗压强度分别达到  $(653 \pm 3)$  MPa 和  $(752 \pm 7)$  MPa。这类合金的强度已超过了目前大多数 SLM 成形铝合金。目前国内外学者主要采用试错法对 Sc 改性的 Al-Mn 系合金 SLM 成形工艺展开研究。依靠试错法, 实验工作效率低下且成本高昂, 虽然能评估工艺参数对 SLM 成形质量的影响, 建立两者之间的量化关系, 但 SLM 过程成形机理和缺陷机理尚未揭示。SLM 成形件的宏观缺陷(如开裂、气孔等)与 SLM 过程中熔池演化行为有很大关系, 因此, 理解不同工艺参数下熔池的演化规律对实现缺陷的控制至关重要。借助数值模型可从微尺度上分析工艺参数对 SLM 过程熔池行为的影响规律, 从数学物理的角度理解缺陷形成的根本机制, 并且可以借助数值模型筛选合适的工艺窗口, 减少宏观缺陷的产生。

目前国内外学者通过有限元方法对不同金属粉末材料 SLM 过程中的熔池行为开展了研究。KHAIRALLAH 等<sup>[11]</sup> 基于自主开发的 ALE3D 数值模拟软件, 研究了 316L 不锈钢 SLM 成形过

程 Marangoni 对流和蒸发反冲压力对熔池流动行为的影响规律, 揭示了熔池行为对孔隙、飞溅和剥蚀等缺陷的影响机制。KING 等<sup>[12]</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、粉床剥蚀等现象的物理机制。QIU 等<sup>[13]</sup> 建立了 Ti6Al4V 的 SLM 成形数值模型, 研究了加工参数对孔隙演化和表面形貌的影响, 并对所得的微观结构进行了讨论, 结论是增加激光扫描速度和层厚是造成孔隙率和表面缺陷的主要原因。梁平华等<sup>[14]</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>[15]</sup> 基于流体体积(VOF)多相流原理, 考虑金属蒸发的反冲压力建立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。

SLM 成形件的缺陷形成与 SLM 过程中单/双熔道成形质量密切相关。本文以铝锰钪锆合金为成形材料, 基于离散元法和有限单元法建立了粉末层的三维模型和介观尺度下 SLM 单/双道成形数值模型, 数值模型中考虑了表面张力、蒸发及蒸汽反冲压力、Marangoni 效应。此外, 还评估了材料性能随温度变化的情况。本文开展了不同工艺参数下铝锰钪锆合金 SLM 单/双熔道成形数值模拟和对应实验, 并借助模型为铝锰钪锆合金 SLM 成形筛选合适的工艺窗口。

## 1 SLM 成形熔道数值模型建立

### 1.1 物理模型

SLM 过程中涉及许多热物体和流体的动力学行为, 涉及的因素包括表面张力、Marangoni 效应、蒸汽反冲力、黏性力、糊状物拖曳力和重力等因素, 是一个复杂的多尺度激光与粉末的作用过程。图 1 显示了 SLM 过程中的主要热物理行为。为了保证数值计算效率, 建立几个假设来简化数值模型: ①假设熔池流体为层流牛顿不可压缩流体; ②忽略熔融金属汽化引起的质量损失和密度变化对体积的影响; ③金属粉末的潜热随温度呈线性变化, 所有热物理性质仅是温度的函数。

### 1.2 基于离散元法的粉体床模型

在介观尺度上研究 SLM 过程中熔道成形的前提是获得粉床的颗粒分布, 其计算分为确定颗粒尺寸分布和确定铺展分布两部分。粒度分布必须通过实验方法(Masterizer-2000 激光粒度仪)测量, 然后使用特定的分布曲线(如高斯分布)进

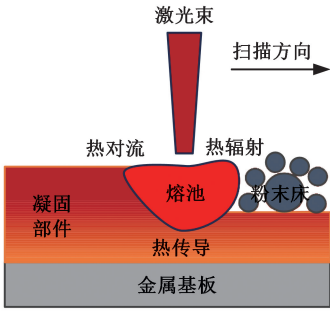


图 1 SLM 成形过程示意图

Fig.1 Schematic diagram of SLM molding process

行拟合,表 1 展示了粉末颗粒的尺寸分布。最广泛使用的铺粉计算算法是离散元法 (DEM)<sup>[16]</sup>,其核心思想是将粉末层看作球形颗粒的堆积,考虑球形颗粒大小和彼此之间相互作用力等要素,迭代计算出粉末床的形状。根据颗粒尺寸信息,在 EDEM 软件中建立粉末床的随机分布,得到 1 mm×0.42 mm×0.03 mm 粉末床模型,如图 2 所示。

表 1 铝锰钪锆合金粉末颗粒粒径分布

Tab.1 Particle size distribution of Al-Mn-Sc-Zr alloy powder particles

累积粒度分布	颗粒粒径/ $\mu\text{m}$
D10	21.18
D50	34.38
D90	54.34

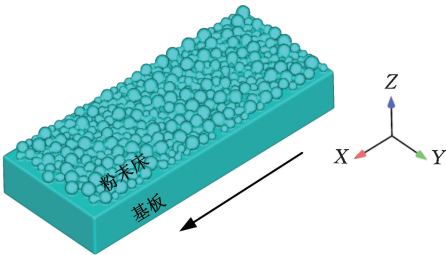


图 2 SLM 粉末床计算模型

Fig.2 SLM powder bed computation model

### 1.3 控制方程

控制方程(即质量、动量和能量方程)<sup>[17]</sup>如下:

质量守恒方程

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

动量守恒方程

$$\frac{\partial (\rho \mathbf{v})}{\partial t} + \nabla \cdot (\rho \mathbf{v} \mathbf{v}) = \nabla \cdot (\mu \nabla \mathbf{v}) - \nabla p + \rho \mathbf{g} + \mathbf{f}_{\text{damp}} + \mathbf{f}_{\text{st}} + \mathbf{f}_{\text{M}} + \mathbf{f}_{\text{recoil}} \quad (2)$$

能量守恒方程

$$\frac{\partial (\rho h)}{\partial t} + \nabla \cdot (\rho \mathbf{v} h) = \nabla \cdot (k \nabla T) + q_{\text{con}} + q_{\text{rad}} + q_{\text{evp}} + q_{\text{laser}} \quad (3)$$

式中: $\rho$ 、 $\mu$  和  $k$  分别为材料的密度、动力黏度和热导率; $t$

为时间; $\mathbf{v}$ 、 $T$  为速度场和温度场; $h$  为热焓; $\mathbf{g}$  为重力加速度; $\mathbf{f}_{\text{damp}}$  为糊状物拖曳力; $\mathbf{f}_{\text{st}}$  为表面张力; $\mathbf{f}_{\text{M}}$  为 Marangoni 驱动力; $\mathbf{f}_{\text{recoil}}$  为反冲压力; $q_{\text{con}}$  为热对流; $q_{\text{rad}}$  为热辐射; $q_{\text{evp}}$  为蒸发热; $q_{\text{laser}}$  为激光热源。

在本研究中,表面张力、Marangoni 效应和蒸发反冲力被视为动量源项<sup>[15]</sup>。蒸发反冲力是主要驱动力,表面张力和 Marangoni 效应简化为作用在熔池表面的等效体积力。定义如下:

$$\mathbf{f}_{\text{st}} = \sigma \kappa \mathbf{n} \quad (4)$$

$$\mathbf{f}_{\text{M}} = \frac{d\sigma}{dT} [\nabla T - \mathbf{n} (\nabla T \cdot \mathbf{n})] \quad (5)$$

$$\mathbf{f}_{\text{recoil}} = 0.54 p_0 \exp\left(\frac{L_v M}{K_b} \frac{T - T_v}{T T_v}\right) \mathbf{n} \quad (6)$$

式中: $\sigma$  为表面张力系数; $\kappa$  为表面曲率, $\kappa = -\nabla \cdot \mathbf{n}$  为自由界面法线的单位向量; $d\sigma/dT$  是温度对表面张力的影响,温度与表面张力之间被认为是线性关系; $p_0$  为环境压力; $L_v$  为蒸发潜热; $M$  为摩尔质量; $K_b$  为玻尔兹曼常数; $T$  为熔池表面温度; $T_v$  为蒸发温度。

金属粉末融化过程中发生的热行为主要是热对流、热辐射和金属蒸发<sup>[18]</sup>,其表达式如下:

$$q_{\text{con}} = h_{\text{con}} (T - T_{\text{ref}}) \quad (7)$$

$$q_{\text{rad}} = -\sigma_s \epsilon (T^4 - T_{\text{ref}}^4) \quad (8)$$

$$q_{\text{evp}} = -0.82 \frac{L_v M}{\sqrt{2\pi MRT}} p_0 \exp\left(\frac{L_v M (T - T_v)}{R T T_v}\right) \quad (9)$$

式中: $q_{\text{con}}$  为热对流; $h_{\text{con}}$  为对流传热系数; $T_{\text{ref}}$  为环境温度; $q_{\text{rad}}$  为热辐射; $\sigma_s$  为斯蒂芬-玻尔兹曼常数; $\epsilon$  为发射率; $q_{\text{evp}}$  为蒸发热; $R$  为理想气体常数; $T$  为熔池表面温度。

### 1.4 激光热源模型

激光束强度<sup>[18]</sup> 的分布几乎遵循高斯关系,数学上表示为

$$q_{\text{laser}} = \frac{2\eta P}{\pi r^2} \exp\left(-2 \frac{(x - x_0 - vt)^2 + (y - y_0)^2}{r^2}\right) \quad (10)$$

式中: $\eta$  为激光热源的有效吸收率; $P$  为激光功率; $r$  为激光光斑半径; $x_0$ 、 $y_0$  为激光热源起点在水平面的坐标值; $v$  为激光沿  $X$  方向移动的速度; $x$ 、 $y$  为移动激光热源坐标值。

### 1.5 材料属性和参数设置

在本研究中,铝锰钪锆合金粉末的成分如表 2 所示。

表 2 铝锰钪锆合金粉末的质量分数

Tab.2 Mass fraction of Al-Mn-Sc-Zr alloy powders %

$w(\text{Mn})$	$w(\text{Mg})$	$w(\text{Sc})$	$w(\text{Zr})$	$w(\text{Al})$
5.06	1.46	0.76	0.63	余量

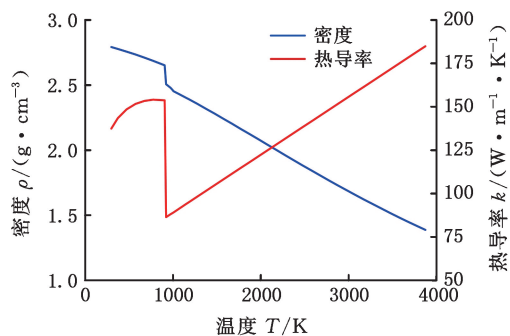
铝锰钪锆合金粉末的性能如表 3 所示。铝锰钪锆合金粉末的热材料性能如图 3 所示。在数值模拟中,模型尺寸为 1020  $\mu\text{m}$  × 420  $\mu\text{m}$  × 230  $\mu\text{m}$ ,网格尺寸设置为 5  $\mu\text{m}$  均匀分布的六面体网

格,如图 4 所示;初始时间步长、最大时间步长和最小时间步长分别为  $1 \times 10^{-8}$  s、 $1 \times 10^{-5}$  s 和  $1 \times 10^{-12}$  s。

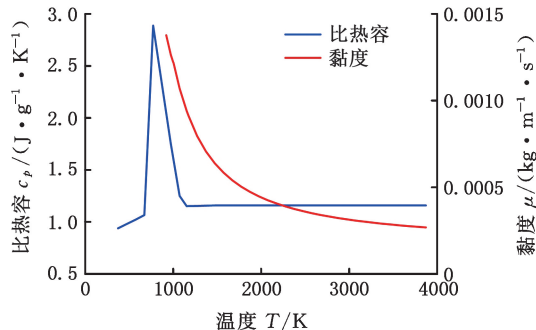
表 3 铝锰钪锆合金的部分热物理参数

Tab.3 Selected thermophysical parameters of Al-Mn-Sc-Zr alloy

热物理参数	数值
固相温度 $T_s$ /K	878
液相温度 $T_l$ /K	922
蒸发温度 $T_v$ /K	2730
熔化潜热 $L_m$ /(J · kg <sup>-1</sup> )	$4.18 \times 10^5$
蒸发潜热 $L_v$ /(J · kg <sup>-1</sup> )	$1.05 \times 10^7$
环境压力 $p_0$ /Pa	101 325
吸收率 $\eta$	0.15
初始温度 $T_0$ /K	300



(a) 密度和热导率



(b) 比热容和黏度

图 3 铝锰钪锆合金粉末的热材料性能

Fig.3 Thermal material properties of Al-Mn-Sc-Zr alloy powders

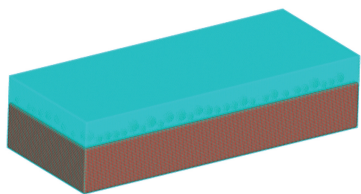


图 4 网格划分图

Fig.4 Mesh division diagram

### 1.6 SLM 熔道成形实验与模型验证

为验证模型的准确性,本研究采用湖南华曙高科技有限责任公司生产的 FS121M 选择性激光熔蚀设备制备熔道样品。试样经线切割、打磨、抛光等处理后,采用凯勒试剂(HF:1 mL,HCl:

1.5 mL,HNO<sub>3</sub>:2.5 mL,H<sub>2</sub>O:90 mL)腐蚀 15 s。腐蚀后的样品通过奥林巴斯 GX51 显微镜、蔡司 EVO18 扫描电镜进行观察。本实验采用控制变量法,分别对扫描速度  $v$ 、激光功率  $P$  和扫描间距  $d$  三大变量进行控制,扫描间距  $d$  选取 60、80、120  $\mu$ m,扫描速度  $v$  和激光功率  $P$  实验参数如表 4 所示。

表 4 熔道成形实验参数

Tab.4 Experimental parameters for melt track molding

激光功率 $P$ /W	扫描速度 $v$ /(m · s <sup>-1</sup> )
200	0.6,0.8,1.0,1.2,1.4,1.6,1.8,2.0,2.2,2.4
240	0.6,0.8,1.0,1.2,1.4,1.6,1.8,2.0,2.2,2.4
280	0.6,0.8,1.0,1.2,1.4,1.6,1.8,2.0,2.2,2.4
320	0.6,0.8,1.0,1.2,1.4,1.6,1.8,2.0,2.2,2.4
360	0.6,0.8,1.0,1.2,1.4,1.6,1.8,2.0,2.2,2.4
400	0.6,0.8,1.0,1.2,1.4,1.6,1.8,2.0,2.2,2.4

图 5 展示了不同工艺参数下的熔池形貌,当扫描速度为 1.0 m/s、激光功率为 200 W 时,熔道不均匀且有颈缩现象。颈缩现象是由于激光能量密度不足时,熔池液体无法充分向后回流填充到熔池尾部区域,导致熔池尾部溶液不足,熔道产生缺陷<sup>[19]</sup>。激光功率为 360 W 时,熔道均匀,成形质量最好。当激光功率增大到 400 W 时,熔道表面有过热现象,基板熔化严重,熔道均匀性变差。激光功率为 360 W 时,随着扫描速度从 0.6 m/s 增至 2.4 m/s,熔道高度和宽度不断减小,熔道的连续性也不断变化。在每一种工艺参数的熔道中选取 3 个不同位置对熔池尺寸进行测量,得到的熔池尺寸结果如表 5 所示。由表可知,不同工艺参数上熔池的深度和宽度实验值与模拟值吻合,这说明搭建的数值模型具有一定的准确性,能够模拟铝锰钪锆合金 SLM 成形过程。

## 2 SLM 熔道成形结果与分析

### 2.1 单熔道 SLM 成形

激光功率  $P=380$  W 和扫描速度  $v=1.2$  m/s 的温度场数值模拟结果如图 6 所示。从图中结果来看,熔池随着时间的推移,表面形状发生改变,从圆形到椭圆形,然后变为彗星形状。当  $t=50$   $\mu$ s 时,粉末床受到激光热源的照射,大量能量从激光热源传递到粉末床,粉末床该区域的温度迅速升高,达到液相线 922 K 以上,金属粉末熔化并形成熔池。当  $t=200$   $\mu$ s 时,粉末床持续吸收热量,粉末熔化更多,使熔池面积增大,熔池末端的热量无法在短时间内消散,形成椭圆形熔池。同时,由于热量的积累熔池表面温度升高到蒸发温度,蒸发反冲力开始作用于熔池表面,导致熔池表

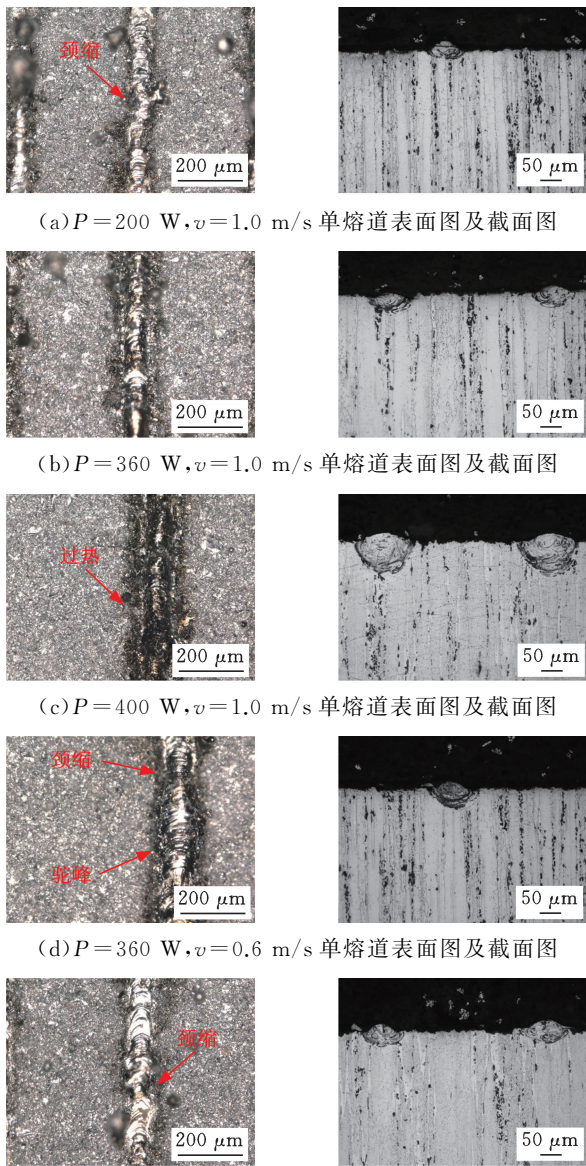


图 5 不同工艺参数下的单熔道表面和截面形貌图

Fig.5 Surface and cross-section morphology of single-track with different process parameters

表 5 熔道宽度与深度的试验和模拟结果对比

Tab.5 Comparison of experimental and simulation results for track width and depth

工艺参数	宽度			深度		
	实验值/ $\mu\text{m}$	模拟值/ $\mu\text{m}$	误差/ $\%$	实验值/ $\mu\text{m}$	模拟值/ $\mu\text{m}$	误差/ $\%$
200 W, 1.0 m/s	75	74	1.4	31	32	-3.1
360 W, 1.0 m/s	102	104	-1.9	48	46	4.2
400 W, 1.0 m/s	138	125	10.4	90	80	12.5
360 W, 0.6 m/s	121	113	6.6	72	79	-9.7
360 W, 1.6 m/s	78	76	2.5	37	34	8.1

面中心凹陷。当  $t = 350 \mu\text{s}$  时,熔池尺寸趋于稳定,熔体流动达到稳定状态。由于激光能量密度极高,激光作用区域的液态金属积累巨大的热量,温度上升到气化温度以上,使该区域液态金属产生气化。因此,熔池的前部形成了明显的凹形,同

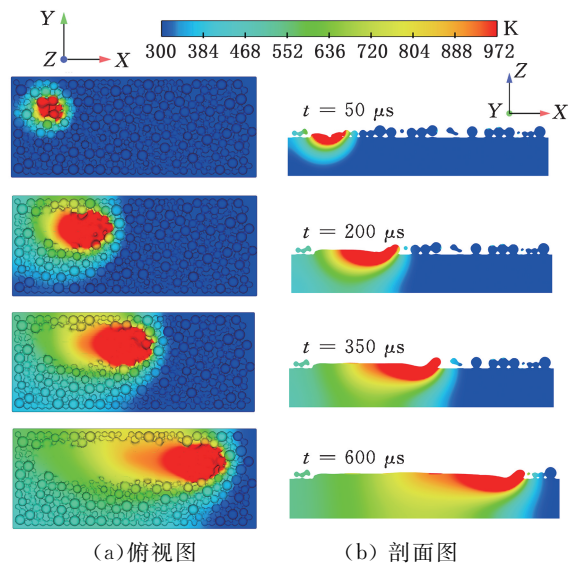


图 6 不同时刻温度场的数值结果

( $P = 380 \text{ W}, v = 1.2 \text{ m/s}$ )

Fig. 6 Numerical results of temperature field at different moments( $P = 380 \text{ W}, v = 1.2 \text{ m/s}$ )

时部分基体也因高能量而开始熔化。 $t = 600 \mu\text{s}$  时,随着激光的前进,熔池前端的粉末逐渐熔化,熔池尾部逐渐冷却,熔池末端的温度逐渐降低,当温度低于固相线温度时,熔池末端开始凝固,形成扫描轨迹。在整个熔池演化过程中,激光作用区域的液面在蒸发反冲力的影响下呈现出明显的向下运动,而熔池后面的液面则在 Marangoni 效应的影下发生了明显的切向运动。因此,SLM 过程中熔池演化是 Marangoni 效应、蒸发反冲力和表面张力综合作用的结果。

激光功率会影响金属粉末吸收能量大小,从而影响熔道质量。本文采用扫描速度 1.0 m/s、不同激光功率进行数值模拟,如图 7 所示。当激光功率为 200 W 时,熔道的深度较小,熔道的底部不能与基板紧密结合。因为施加的能量密度较低,成形区域粉末床下端的金属颗粒吸收的能量有限,因此,有效熔化颗粒是很困难的,这导致熔化不充分而在凝固轨迹底部产生孔隙缺陷。随着激光功率增至 360 W,熔道的深度逐渐增加,成形区域的金属颗粒被有效熔化,形成致密的凝固轨迹,与基板建立良好的冶金结合。当激光功率增至 400 W 时,激光作用区域的温度极高,该区域容易出现“匙孔”效应,类似于高功率激光焊接过程中的情况。复杂的熔池流动过程中会出现气体滞留,如果气体不能及时逸出,沉积道内部会出现气孔缺陷。因此,当激光功率过低时,凝固轨道底部会因熔合不充分而产生缺熔缺陷;而当激光功率过高时,由于夹带气体无法逸出,凝固轨道内部会出现气孔缺陷。

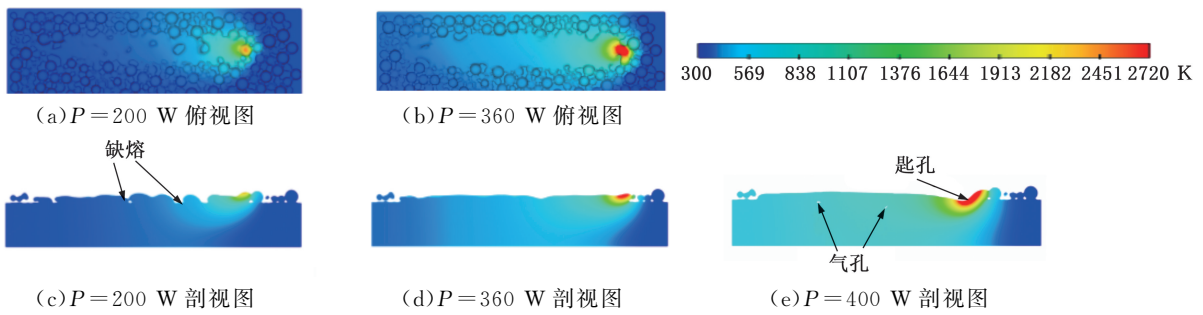


图 7 不同激光功率下单熔道成形数值结果

Fig.7 Numerical results of single-track forming with different laser powers

图 8 展示了不同激光功率下,位于基板熔道中心同一点的温度在整个过程的变化。熔道成形需要经历四个过程,激光加热、粉末熔化、熔池冷却和熔道凝固。图 8 显示激光功率为 200 W,在加工时间为 200  $\mu\text{s}$ ,检测点的温度开始上升到 633 K。此时热源移动到检测位置附近,温度升高是因为热源对附近粉末进行加热,粉末的热量会通过热传导的形式向检测位置传递。随着热源逐渐接近检测点,检测点温度大幅增加,温升速率也极具加快。当热源抵达检测点时,此时该点的温度和温升速率都达到最大值。当热源远离检测位置后,检测点的温度急剧降低,随着温度降低,冷却速率逐渐减小。当激光功率为 200 W 时,熔池的峰值温度并未超过材料的沸点,材料熔化形成熔池,并未产生蒸发现象,在整个熔道形成过程中未产生明显的凹腔。当激光功率为 360 W 时,整个过程最高温度略高于材料沸点,因此粉末熔化充分,熔池溶液受 Marangoni 力驱动,有充足时间流动,熔道成形质量好。当激光功率进一步增至 400 W 时,检测点的最高温度上升至 3370 K,此时温度均超过材料的沸点,在熔道成形过程中,会导致合金材料的大量蒸发,蒸发所产生的反冲压力会导致匙孔的形成,极易产生气孔残留。

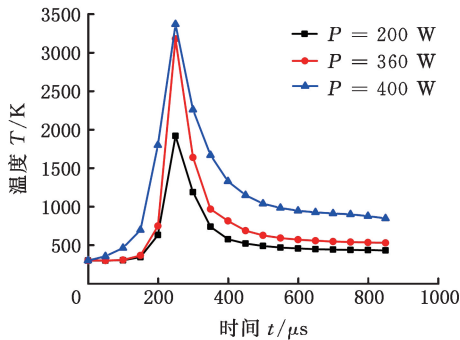
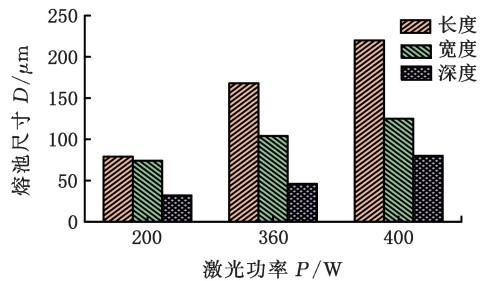


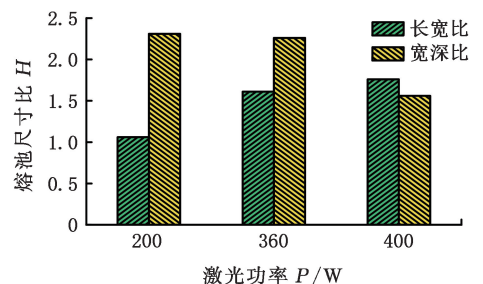
图 8 不同激光功率下同一检测点的温度随时间的变化  
Fig.8 Temperature variation with time at the same monitoring point with different laser powers

激光功率对熔池尺寸变化有极大影响,如图 9 所示。当激光功率增大时,熔池的宽度和深度

都随之增大;熔池宽度由 200 W 时的 74  $\mu\text{m}$  增至 360 W 时的 104  $\mu\text{m}$ ,熔池深度由 200 W 时的 32  $\mu\text{m}$  增至 360 W 时的 46  $\mu\text{m}$ ;而随着激光功率从 360 W 增至 400 W,熔池长度从 168  $\mu\text{m}$  增至 220  $\mu\text{m}$ ,熔池深度从 46  $\mu\text{m}$  增至 80  $\mu\text{m}$ 。相比之下,熔池宽度的增幅更大,此时熔池的深度已经大于粉末层的厚度,这表明粉末基板已被融化。熔池尺寸比能够反映粉末吸收能量状态,熔池的长宽比小而宽深比大表明粉末吸收能量不足,此时的熔池更像一个碗状,深度较浅,熔池中的熔体由于表面张力的作用,更趋向聚集成球体而非完全铺展流动,造成熔道产生球化缺陷。当熔池的长宽比大而宽深比小时,粉末熔化更充分,有益于形成均匀熔道。然而当熔池长宽比过大时,熔池被拉长,容易出现 Plateau-Rayleigh 不稳定现象,造成驼峰缺陷的形成<sup>[20]</sup>。如图 9b 所示,激光功率增大时,熔池的长宽比增大、宽深比减小。当激光功



(a) 不同激光功率下的熔池尺寸



(b) 不同激光功率下的熔池尺寸比

图 9 不同激光功率下的熔池尺寸与尺寸比  
Fig.9 Molten pool size and size ratio with different laser powers

率从 200 W 增至 400 W 时,熔池的长宽比从 1.06 增至 1.76,这表明在较高的激光功率下熔池形状更接近彗星状;熔池的宽深比由 2.31 减小到 1.56,这表明激光功率对熔池深度的影响比对熔池宽度的影响更大。

## 2.2 多道 SLM 成形

铝锰钎钨合金粉末的 SLM 成形过程是多道、多层熔道累积叠加的过程,熔道的逐道搭接过程形成的熔池热流动与单道激光熔化过程形成的熔池热流动有很大区别,因为前一熔道的重熔影响相邻熔道的热流动。为了避免熔道之间搭接出现搭接不足的现象,扫描间距应选取合适。由上文可知,在激光功率 360 W、扫描速度 1 m/s 工艺参数下,SLM 单熔道质量最好。因此,选取激光功率 360 W、扫描速度 1 m/s,取扫描间距为变量来研究双道成形过程的熔池流动行为,设置扫描间距为 60、80、120  $\mu\text{m}$ ,热源往复式移动。

图 10 展示出了 60、80、120  $\mu\text{m}$  的扫描间距的最终熔道成形实验结果。60  $\mu\text{m}$  和 80  $\mu\text{m}$  扫描间距都呈现了较好的效果,相邻熔道之间建立了良好的冶金结合,且与基板结合良好。这是因为相邻两个熔道间距比较小,重叠区域的体积增大,熔化的液体增多,重叠区域内较大的间隙被熔体完全填充而形成完全冶金结合,重叠区域的搭接过渡时更加自然、光滑,因而熔道也更光滑,形成良好的搭接形貌。但当扫描间距太小时,重熔区过大,容易降低成形效率。120  $\mu\text{m}$  扫描间距下,因为扫描间距过大,重叠区域过小,熔体无法填满间隙,成形效果较差。

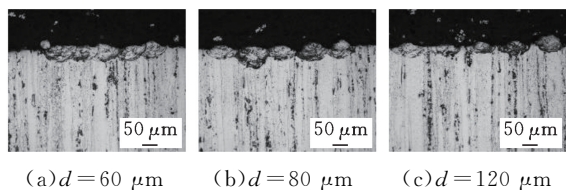


图 10 不同扫描间距下双熔道形貌显微镜图

Fig.10 Photomicrographs of double-track morphology with different scanning distances

由于 60  $\mu\text{m}$ 、80  $\mu\text{m}$  的扫描间距成形效果优异,且熔池流动行为类似,接下来只对扫描间距为 80  $\mu\text{m}$  和 120  $\mu\text{m}$  的数值模拟结果进行分析。图 11 所示为扫描间距为 80  $\mu\text{m}$  下不同时刻 SLM 成形区的温度和熔池分布。由于粉末床中的颗粒分布是随机的,当形成双重轨迹时,熔池的形状存在差异,但它们基本上保持雨滴状。在第二道熔道形成过程中,由于激光作用区域的一侧是已形成的熔道,部分已形成的熔道被重新熔化,有利于相

邻熔道之间形成良好的冶金结合。当  $t=1400 \mu\text{s}$  时,双熔道宽度相较于 1050  $\mu\text{s}$  时明显增加,且两个相邻熔道的边界变得不明显,这是因为温度升高,熔池的 Marangoni 效应更加强烈,使熔池液体朝周围流动。由 Y 轴截面图可看出, $t=1050 \mu\text{s}$  时,单熔道边缘由于液体流动不充分,粘连粉末的原因,熔道高度不均匀。 $t=1400 \mu\text{s}$ ,单熔道边缘在第二道熔道成形过程中发生重熔,由于 Marangoni 效应,大的孔隙将被熔体填充从而变小或消失,熔道再次成形高度变得均匀一致。

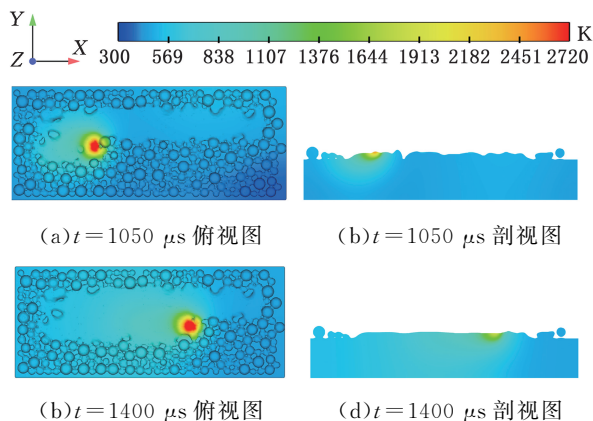


图 11 扫描间距 80  $\mu\text{m}$  不同时刻双熔道成形数值结果  
Fig.11 Numerical results of double-track forming at different moments of scanning distance of 80  $\mu\text{m}$

图 12 为 120  $\mu\text{m}$  扫描间距下不同时刻的熔池形貌 X 轴截面图与 Y 轴截面图。从不同时刻 X 方向截面来看,相邻凝固轨迹之间出现了孔隙,且在整个过程中未被消除,最终分布在凝固轨迹的底部。这里出现气孔缺陷的原因是激光能量密度在水平面上呈高斯分布,即激光作用区域周围的能量密度较低,使得 YZ 平面上的熔池形状呈半椭圆分布,这往往会阻止相邻的固化轨道在底部建立良好的连接,并出现孔隙缺陷。从不同时刻 Y 方向截面来看,由于扫描间距较大,相邻熔道间的重叠区域较小,重叠区域的能量不足以完全熔化重叠区域的粉末颗粒,形成颗粒夹杂和孔隙,而且重叠区域搭接熔道的形貌起伏不规则,影响下一层的成形质量。虽然 SLM 数值计算中很难考虑金属颗粒可能发生的运动,例如液态金属流动驱动金属颗粒运动,但模拟预测的行为是合理的。综上所述,当扫描间距较大时,会因相邻熔道熔合不充分而无法形成良好的冶金结合,或形成颗粒夹杂,熔道形貌起伏不规则,影响成形质量;当扫描间距较小时,重熔区过大,容易降低成形效率。

为了更好地研究工艺参数对熔道成形行为和缺陷的影响,提出体积能量密度<sup>[21]</sup>公式:

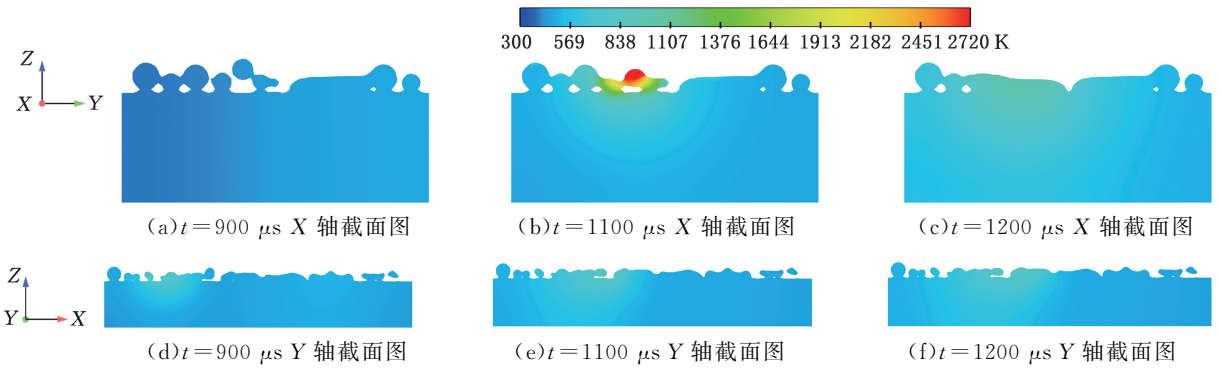


图 12 扫描间距 120 μm 下不同时刻双熔道成形数值结果

Fig.12 Numerical results of double track at different moments of scanning distance of 120 μm

$$d_{VED} = \frac{P}{vt_F d} \quad (11)$$

式中： $P$  为激光功率， $W$ ； $v$  为扫描速度， $mm/s$ ； $t_F$  为粉层厚度， $mm$ ； $d$  为扫描间距， $mm$ 。

结合上文可以发现，体积能量密度过小时，熔道会表现出轻微的变形以及明显的球化行为和孔隙缺陷；体积能量密度过大时，会导致熔滴在熔道上发生飞溅、熔道产生过热缺陷以及气孔残留。合适的体积能量密度才能保证熔池流动相对稳定，熔道连续、平滑。

为了研究激光功率和扫描速度的组合对多熔道成形的影响，取扫描间距  $d = 80 \mu m$ ，铺粉厚度  $t_F = 30 \mu m$ ，进行不同激光功率和扫描速度下的多熔道实验，表面形貌如图 13 所示。由图可知，每组工艺参数都有连续和不连续的轨迹，表明表面形貌很大程度上取决于加工参数。当  $d_{VED} > 139 J/mm^3$  时，过高的  $d_{VED}$ （黄色区域）会导致熔道过热，驼峰和熔道变宽。因为高能量密度导致熔池温度高，扫描轨迹周围的粉末会被高熔池温度熔化，最终使熔道变宽。合适的  $d_{VED}$ （红色区域）带来连续平滑的熔道和更好的成形质量，此时  $d_{VED} = 107 \sim 139 J/mm^3$ ，熔池流动相对稳定，

扫描轨迹连续、平滑。当  $d_{VED} < 107 J/mm^3$ ， $d_{VED}$  不足（绿色区域）导致粉末熔化不充分，最明显的缺陷是球化现象和熔道中断，此时几乎观察到一系列几乎不相连的金属球。因此，合适的体积能量密度才能形成质量好的熔道形貌。

### 3 结论

1) 进行了不同工艺参数下的单熔道实验与数值模拟，熔池的深度和宽度实验值与模拟值吻合。激光扫描速度  $1.0 m/s$  下，当激光功率从  $200 W$  增至  $360 W$  时，熔池宽度从  $78 \mu m$  增至  $102 \mu m$ ，熔池深度从  $31 \mu m$  增至  $48 \mu m$ ；激光功率增至  $400 W$  时，熔池的长宽比从  $1.06$  增至  $1.76$ ，熔池的宽深比由  $2.31$  减小到  $1.56$ 。当激光功率在  $360 W$  左右、扫描速度在  $1.0 m/s$  左右时，SLM 过程粉末熔化充足，熔池流动稳定，产生的单道熔道宽度均匀，缺陷较少，成形质量最好。

2) 在激光功率为  $360 W$  和扫描速度为  $1.0 m/s$  组合下，进行扫描间距  $60, 80, 120 \mu m$  的双道成形的实验和数值模拟，实验结果与数值结果一致。 $60 \mu m$  和  $80 \mu m$  扫描间距下的熔道搭接演变过程相似，熔道成形质量好；相比之下， $80 \mu m$  扫描间距成形效率更高； $120 \mu m$  扫描间距下熔道间距过大，热量无法熔化熔道间粉末，出现大量孔隙。

3) 通过实验获得了体积能量密度 (VED) 的最佳范围，即在  $107 \sim 139 J/mm^3$  的 VED 范围内，成形熔道连续、光滑，球化行为和孔隙率得到有效抑制，相邻熔道之间的结合质量良好。在 VED 不足 ( $< 107 J/mm^3$ ) 时，熔化粉末不足会导致球化行为和孔隙。在过高的 VED ( $> 139 J/mm^3$ ) 下，过熔化现象导致熔道宽且粗糙，甚至出现严重的飞溅现象。

本文建立介观尺度下的 SLM 单/双熔道数值模型，借助该模型能够初步筛选出合适的激光

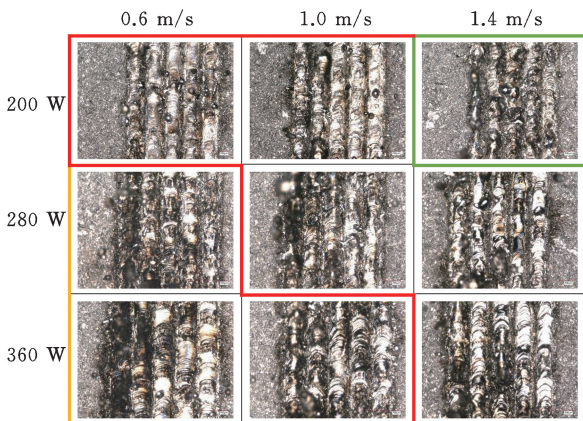


图 13 不同激光功率和扫描速度下的熔道形貌

Fig.13 Melt track morphology at different laser powers and scanning speeds

功率、扫描速度和扫描间距等关键工艺参数,为铝锰钎钼合金 SLM 工艺试验提供指导。

#### 参考文献:

- [1] 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 Dongdong, ZHANG Hongmei, CHEN Hongyu, et al. Laser Additive Manufacturing of High-performance Metallic Aerospace Components [J]. Chinese Journal of Lasers, 2020, 47(5): 0500002.
- [2] 郭幼节,张亮,吴国华,等. 铝锂合金纳米析出相对力学性能各向异性影响的研究进展[J]. 中国有色金属学报, 2023, 33(8):2371-2384.
- GUO Youjie, ZHANG Liang, WU Guohua, et al. Research Progress on Effect of Nano-precipitates on Mechanical Property Anisotropy of Al-Li Alloys[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2023, 33(8):2371-2384.
- [3] SCHUSTER M, de LUCA A, WIDMER R, et al. Processability, Microstructure and Precipitation of a Zr-modified 2618 Aluminium Alloy Fabricated by Laser Powder Bed Fusion[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2022, 913:165346.
- [4] ZHOU Le, HYER H, PARK S, et al. Microstructure and Mechanical Properties of Zr-modified Aluminium Alloy 5083 Manufactured by Laser Powder Bed Fusion[J]. Additive Manufacturing, 2019, 28: 485-496.
- [5] OPPRECHT M, GARANDET J P, ROUX G, et al. An Understanding of Duplex Microstructures Encountered during High Strength Aluminium Alloy Laser Beam Melting Processing[J]. Acta Materialia, 2021, 215:117024.
- [6] ZHOU S Y, SU Y, WANG H, et al. Selective Laser Melting Additive Manufacturing of 7xxx Series Al-Zn-mg-Cu Alloy: Cracking Elimination by Incorporation of Si and TiB<sub>2</sub>[J]. Additive Manufacturing, 2020, 36:101458.
- [7] JIA Qingbo, ROMETSCH P, CAO Sheng, et al. Towards a High Strength Aluminium Alloy Development Methodology for Selective Laser Melting [J]. Materials & Design, 2019, 174:107775.
- [8] JIA Qingbo, ROMETSCH P, KÜRNSTEINER P, et al. Selective Laser Melting of a High Strength Al Mn Sc Alloy: Alloy Design and Strengthening Mechanisms[J]. Acta Materialia, 2019, 171:108-118.
- [9] BAYOUMY D, SCHLIEPHAKE D, DIETRICH S, et al. Intensive Processing Optimization for Achieving Strong and Ductile Al-Mn-Mg-Sc-Zr Alloy Produced by Selective Laser Melting[J]. Materials & Design, 2021, 198:109317.
- [10] 耿遥祥,唐浩,许俊华,等. 选区激光熔化高强 Al-(Mn, Mg)-(Sc, Zr)合金成形性及力学性能[J]. 金属学报, 2022, 58(8):1044-1054.
- GENG Yaoxiang, TANG Hao, XU Junhua, et al. Formability and Mechanical Properties of High-strength Al-(Mn, Mg)-(Sc, Zr) Alloy Produced by Selective Laser Melting[J]. Acta Metallurgica Sinica, 2022, 58(8):1044-1054.
- [11] KHAIRALLAH S A, ANDERSON A T, RUBENCHIK A M, et al. Laser Powder-bed Fusion Additive Manufacturing Physics of Complex Melt Flow and Formation Mechanisms of Pores, Spatter, and Denudation Zones [M] // Additive Manufacturing Handbook. Boca Raton: CRC Press, 2017:613-625.
- [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] QIU Chunlei, PANWISAWAS C, WARD M, et al. On the Role of Melt Flow into the Surface Structure and Porosity Development during Selective Laser Melting[J]. Acta Materialia, 2015, 96: 72-79.
- [14] 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 Pinghua, TANG Qian, FENG Qixiang, 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.
- [15] 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 Weihao, CHEN Hui, WEI Qingsong. 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.
- [16] BROWN N J, CHEN Jianfei, OOI J Y. A Bond Model for DEM Simulation of Cementitious Materials and Deformable Structures[J]. Granular Matter, 2014, 16(3):299-311.
- [17] 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.

- SCHLAUF T, et al. Tensile Properties of Sintered 17-4PH Stainless Steel Fabricated by Material Extrusion Additive Manufacturing[J]. *Materials Letters*, 2019, 248:165-168.
- [27] TOSTO C, TIRILLÒ J, SARASINI F, et al. Fused Deposition Modeling Parameter Optimization for Cost-effective Metal Part Printing[J]. *Polymers*, 2022, 14(16):3264.
- [28] MOUSAPOUR M, SALMI M, KLEMETTINEN L, et al. Feasibility Study of Producing Multi-metal Parts by Fused Filament Fabrication (FFF) Technique[J]. *Journal of Manufacturing Processes*, 2021, 67:438-446.
- [29] WEI Xueying, BEHM I, WINKLER T, et al. Experimental Study on Metal Parts under Variable 3D Printing and Sintering Orientations Using Bronze/PLA Hybrid Filament Coupled with Fused Filament Fabrication[J]. *Materials*, 2022, 15(15):5333.
- [30] LÉONARD F, TAMMAS-WILLIAMS S. Metal FFF Sintering Shrinkage Rate Measurements by X-ray Computed Tomography[J]. *Nondestructive Testing and Evaluation*, 2022, 37(5):631-644.
- [31] SINGH G, MISSIAEN J M, BOUVARD D, et al. Additive Manufacturing of 17-4PH Steel Using Metal Injection Molding Feedstock: Analysis of 3D Extrusion Printing, Debinding and Sintering[J]. *Additive Manufacturing*, 2021, 47:102287.
- [32] LAVECCHIA F, PELLEGRINI A, GALANTUCCI L M. Comparative Study on the Properties of 17-4 PH Stainless Steel Parts Made by Metal Fused Filament Fabrication Process and Atomic Diffusion Additive Manufacturing[J]. *Rapid Prototyping Journal*, 2023, 29(2):393-407.
- [33] KEDZIORA S, DECKER T, MUSEYIBOV E, et al. Strength Properties of 316L and 17-4 PH Stainless Steel Produced with Additive Manufacturing[J]. *Materials*, 2022, 15(18):6278.
- [34] HENRY T C, MORALES M A, COLE D P, et al. Mechanical Behavior of 17-4 PH Stainless Steel Processed by Atomic Diffusion Additive Manufacturing[J]. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2021, 114(7):2103-2114.
- (编辑 王旻玥)
- 
- 作者简介:**姜世杰\*,男,1985年生,博士研究生。研究方向为熔丝成形增材制造技术。获专利授权10项。发表论文50余篇。E-mail:jiangsj@me.neu.edu.cn.
- 本文引用格式:**  
姜世杰,许子沼,李曙光,等.17-4PH 不锈钢材料的金属熔丝成形及其制品力学性能研究[J]. *中国机械工程*, 2025, 36(3):593-603. JIANG Shijie, XU Zizhao, LI Shuguang, et al. Study on Forming and Mechanics Properties of 17-4PH Stainless Steel Parts Fabricated by MFFF Technique[J]. *China Mechanical Engineering*, 2025, 36(3):593-603.
- 
- (上接第 592 页)
- YANG Ruixing. Surface Morphology Control and Multi-field Coupling Simulation of Stainless Steel Powder SLM Forming Process[D]. Qinhuangdao: Yanshan University, 2020.
- [18] 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):398-417.
- QU Ruizhi, HUANG Liangpei, XIAO Dongming. Numerical Simulation of Melt Pool Evolution and Metal Spattering Characterization during Selective Laser Melting Processing[J]. *Acta Aeronautica et Astronautica Sinica*, 2022, 43(4):398-417.
- [19] 赵金猛,卢林,王静荣,等.激光选区熔化 Ti6Al4V 在介观尺度下的热力学行为与缺陷:数值模拟与实验验证[J]. *材料导报*, 2021, 35(增刊 2):410-416.
- ZHAO Jinmeng, LU Lin, WANG Jingrong, et al. Thermodynamic Behavior and Defects of Laser Selective Melting Ti6Al4V at Mesoscopic Scale: Numerical Simulation and Experimental Verification[J]. *Materials Reports*, 2021, 35(S2):410-416.
- [20] WU Dongsheng, HUA Xueming, YE Dingjian, et al. Understanding of Humping Formation and Suppression Mechanisms Using the Numerical Simulation[J]. *International Journal of Heat and Mass Transfer*, 2017, 104:634-643.
- [21] JAVIDRAD H R, SALEMI S. Effect of the Volume Energy Density and Heat Treatment on the Defect, Microstructure, and Hardness of L-PBF Inconel 625[J]. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2020, 51(11):5880-5891.
- (编辑 王旻玥)
- 
- 作者简介:**李新宇\*,男,1985年生,副教授。研究方向为绿色制造、再制造与回收再资源化。E-mail:lixinyu@hfut.edu.cn.
- 本文引用格式:**  
李新宇,周永铎.铝锰钨铅选区激光熔化成形过程介观尺度数值模拟[J]. *中国机械工程*, 2025, 36(3):584-592. LI Xinyu, ZHOU Yonghua. Mesoscale Numerical Simulation of SLM Processes for Al-Mn-W-Pb[J]. *China Mechanical Engineering*, 2025, 36(3):584-592.