

# 选区激光熔化 IN738LC 合金成形温度场的数值模拟及实验研究

胡勇<sup>1,2</sup>, 褚成<sup>1,2</sup>, 胡永淇<sup>1,2</sup>, 张会莹<sup>1,2</sup>, 王力华<sup>1,2</sup>, 张东<sup>3</sup>

(1. 兰州理工大学 省部共建有色金属先进加工与再利用国家重点实验室, 甘肃 兰州 730050)

(2. 兰州理工大学 材料科学与工程学院, 甘肃 兰州 730050)

(3. 金川集团股份有限公司 镍钴资源综合利用国家重点实验室, 甘肃 金昌 737100)

**摘要:** 通过数值模拟得到的熔池热行为变化规律对选区激光熔化工艺参数进行优化, 是提高成形件质量的有效手段。为此, 本研究采用 ANSYS 的 APDL 语言建立了全参数化的 IN738LC 合金选区激光熔化过程温度场有限元分析模型, 并通过单熔道成形实验对热源模型进行校核。结果表明: 随着激光功率的增加或者扫描速度的减小, 粉末吸收的线性能量密度不断增加, 熔池中心最高温度升高, 熔融金属量增加, 熔道形态由不规则断续状向规则连续长条状演化; 随着扫描速度的增加或者激光功率的减小, 粉末吸收的线性能量密度不断下降, 熔体流动能力减弱, 熔池宽度与熔化穿透深度也随之减小; 有限元模拟与实验结果吻合较好, 当激光功率为 270 W、扫描速度为 1150 mm/s 时, 单熔道具有连续、少缺陷、规则良好的成形形貌。

**关键词:** 选区激光熔化; IN738LC 合金; 数值模拟; 温度场; 熔道形貌

**中图分类号:** TG665; TG146.1\*5

**文献标识码:** A

**文章编号:** 1002-185X(2023)07-2434-10

选区激光熔化 (SLM) 技术根据轮廓数据, 逐层选择性地利用高能激光束熔化金属粉末, 从而实现三维实体金属零件制造<sup>[1-2]</sup>。该技术突破了传统金属加工的成形理念, 可制备结构复杂、性能优异的零部件, 因此被广泛应用于航空航天、汽车制造、模具设计<sup>[3]</sup>、医疗植入物<sup>[4-5]</sup>等领域。

SLM 技术加工过程中高能激光束与金属粉末接触, 历经极高的加热和冷却速率, 将会导致构件产生特殊的晶粒组织和结构, 且成形件内部存在的高温度梯度和复杂应力状态极易导致零件发生收缩、裂纹、分层、疲劳失效和热变形等缺陷<sup>[6-7]</sup>, 其尺寸精度、形状和力学性能也将受到很大的影响<sup>[8]</sup>。由于 SLM 成形过程中温度和温度梯度直接影响熔池的尺寸和稳定性, 而熔池的尺寸和稳定性很大程度上受成形工艺参数的控制并最终决定了零件的表面粗糙度和孔隙, 因此掌握成形工艺参数对温度场分布和变化的影响, 及其与熔池形态间的交互作用规律, 对于控制成形件质量至关重要。相较于实验方法, 使用有限元数值模拟能够更为全面地揭示加工过程中复杂的温度场变化, 该方法已经在 SLM 成

形过程的数值模拟中得到较多应用, 有效地减少了工艺参数优化的成本。早期, Ilin 等人<sup>[9]</sup>建立了 SLM 成形 316L 不锈钢的二维模型, 模拟了激光功率、扫描速度对熔池宽度和深度的影响。Sun 等人<sup>[10]</sup>利用 ANSYS 软件模拟了 Al-Fe-V-Si 合金单层成形温度场, 得到了线能量密度与熔池温度分布、熔池大小和冷却速率之间的关系。Du 等人<sup>[11]</sup>利用有限元法建立了多层模型, 对 SLM 成形 AlSi10Mg 的温度场进行数值模拟, 研究了激光功率和扫描速度对熔池尺寸的影响, 并通过实验验证了该模型的有效性。Roberts 等人<sup>[12]</sup>以及 Zhang 等人<sup>[13]</sup>使用有限元方法计算了 SLM 成形过程中激光光斑附近的温度场分布, 得出过大的温度梯度对熔池产生不利影响的结论。IN738 合金作为高 Al、Ti 含量 (质量分数约 6.8%) 的多组元镍基高温合金, 因具有较高的焊接开裂敏感性而被称为“难焊合金”<sup>[14-15]</sup>。采用 SLM 技术制备 IN738LC 合金时, 构件中温度和温度梯度受成形工艺参数影响显著, 并最终决定了成形件的开裂程度。而单熔道熔池的尺寸和稳定性作为评价成形件宏观表面质量的一个重要指标, 对于明晰 SLM 成形过程中

收稿日期: 2022-06-29

基金项目: 甘肃省科技计划资助项目 (17ZD2GC011); 兰州理工大学红柳一流学科建设基金 (CGZH001); 甘肃省教育厅“双一流”科研重点项目 (GSSYLXM-03)

作者简介: 胡勇, 男, 1977 年生, 博士, 副教授, 兰州理工大学材料科学与工程学院, 甘肃 兰州 730050, E-mail: luthuyong@163.com

温度分布与成形质量间的作用规律是有效途径。由于采用 SLM 技术制备 IN738LC 合金的成形过程中，熔池存在复杂的热行为，而涉及成形工艺参数对单熔道形态的作用规律的研究还鲜见报道。

为此，本研究基于 SLM 成形的工艺特点，采用 ANSYS 软件的 APDL 命令流和生死单元技术，模拟研究了 IN738LC 合金成形过程中的温度场分布。与此同时，通过实验校核有限元模型，分析了工艺参数变化对温度场的影响规律，讨论了单熔道形貌及熔池尺寸与温度场分布间的作用关系，研究工作为提高 SLM 成形 IN738LC 合金的质量及优化成形工艺参数提供了理论依据和技术支持。

## 1 有限元模型的建立

### 1.1 热传导方程

在 SLM 成形过程中，激光直接辐照在金属粉末表面，随着激光的移动，金属粉末温度迅速升高并熔化，当激光移动后已经熔化的粉末会快速凝固为实体，此过程属于非线性瞬态热传导过程，其控制方程满足经典的傅里叶传热规律<sup>[16-17]</sup>，即式 (1)：

$$\rho c \frac{\partial T}{\partial t} = \frac{\partial}{\partial x} \left( k_x \frac{\partial T}{\partial x} \right) + \frac{\partial}{\partial y} \left( k_y \frac{\partial T}{\partial y} \right) + \frac{\partial}{\partial z} \left( k_z \frac{\partial T}{\partial z} \right) + Q \quad (1)$$

式中， $\rho$  为材料的密度， $c$  为材料的比热容， $k_x$ 、 $k_y$  和  $k_z$  为 X、Y 和 Z 方向的热导率， $T$  为温度， $Q$  为单位体积传热介质产生的热量。

### 1.2 初始条件和边界条件

为了求解热传导方程，需要定解条件，对于非线性瞬态的热传导方程，定解条件有 2 类，即初始条件和边界条件。假设金属粉末初始温度为  $T_0$ ，则初始条件为：

$$T(x, y, z, t)|_{t=0} = T_0(x, y, z) \in D \quad (2)$$

图 1 为 SLM 过程熔池的传热机制示意图<sup>[18]</sup>，激光直接辐照在金属粉末表面，金属粉末表面吸收的热量

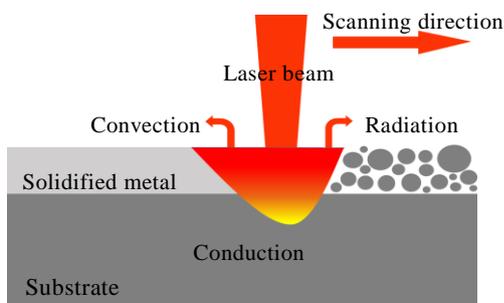


图 1 SLM 过程中熔池的传热机制示意图

Fig.1 Schematic diagram of heat transfer mechanism in molten pool of SLM processing<sup>[18]</sup>

等于吸收的激光热量、热对流与热辐射散失的热量之和，属于第三类边界条件<sup>[19]</sup>：

$$k \frac{\partial T}{\partial n} - q + q_{\text{convection}} + q_{\text{radiation}} = 0 \quad (x, y, z) \in S \quad (3)$$

式中， $S$  为受热通量、热对流和热辐射作用的表面积  $n$  为  $S$  的法向量， $q$  为热通量，热对流  $q_{\text{convection}}$  和热辐射  $q_{\text{radiation}}$  分别用下式表示：

$$q_{\text{convection}} = h(T - T_0) \quad (4)$$

$$q_{\text{radiation}} = \sigma \varepsilon (T^4 - T_0^4) \quad (5)$$

式中， $T_0$  为环境温度， $h$  为热对流系数， $\sigma$  为 Stefan-Boltzman 常量 ( $5.67 \times 10^{-8} \text{ W m}^{-2} \text{ K}^{-4}$ )， $\varepsilon$  为热辐射系数。

### 1.3 高斯热源模型

激光中自由光电子的能量相对较低，难以渗透到材料表面较深的位置，激光束满足高斯能量分布，如式 (6)<sup>[20]</sup>，高斯热源模型如图 2<sup>[21]</sup>所示。

$$q(r) = \frac{2\alpha P}{\pi\omega^2} \exp\left(-\frac{2r^2}{\omega^2}\right) \quad (6)$$

式中， $\alpha$  为材料的激光吸收率， $P$  为输入的激光功率， $\omega$  为光斑半径， $r$  为粉床上某一点到光斑中心的距离。

在有限元分析中，激光在连续运动过程中可离散成有限数量的载荷步，然后在每个载荷步下将激光的能量密度施加于相应的单元，该过程包含作用区域的选择及作用模式的确定。在本研究中，激光照射到粉末表面的光斑直径为  $100 \mu\text{m}$ ，结合有限元几何模型，从节点到中心点的距离必须小于光斑半径，且激光最大穿透深度不超过粉层的厚度  $40 \mu\text{m}$ ，因此，激光作用范围在直径为  $100 \mu\text{m}$ 、高度为  $40 \mu\text{m}$  的圆柱区域。

### 1.4 材料的热物性参数

在激光热源连续加载的过程中，由于 IN738LC 合金固体材料与粉末材料的导热系数差异明显，且随温度发生明显的非线性变化，而粉末的有效导热系数在有限元模拟结果中起着至关重要的作用。因此，本研究考虑了材料的 2 种状态：固体和粉末。有效导热系数是粉末孔隙率的函数，粉末孔隙率  $\psi$  可由式 (7) 表示<sup>[22]</sup>：

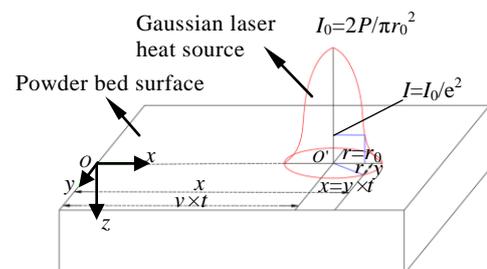


图 2 SLM 成形的高斯热源模型

Fig.2 Gaussian heat source model of SLM<sup>[21]</sup>

$$\psi = \frac{\rho_{\text{bulk}} - \rho_{\text{powder}}}{\rho_{\text{bulk}}} \quad (7)$$

式中,  $\rho_{\text{powder}}$  ( $4.96 \text{ g cm}^{-3}$ )和  $\rho_{\text{bulk}}$  ( $8.11 \text{ g cm}^{-3}$ )分别是合金粉末振实密度和合金实体密度<sup>[23]</sup>。

粉末的有效导热系数按照式(8)由粉末的孔隙率计算得到<sup>[16]</sup>:

$$k_{\text{powder}} = k_{\text{bulk}}(1 - \psi) \quad (8)$$

式中,  $k_{\text{powder}}$  和  $k_{\text{bulk}}$  分别为合金粉末和实体状态下的热导率, 图 3<sup>[24-26]</sup>和表 1<sup>[27]</sup>是本研究中 IN738LC 合金与温度相关的热物性参数。

### 1.5 相变潜热

在 SLM 成形过程中金属粉末经历固态-液态-固态的转变, 故在建模时应考虑相变潜热带来的影响, 有限元软件 ANSYS 对相变潜热通过热焓法定义, 热焓的单位为  $\text{J m}^{-3}$ , 它是密度  $\rho$  和比热容  $c$  的乘积相对于温度的积分, 可由式(9)来表示<sup>[11]</sup>:

$$H = \begin{cases} \int_{T_R}^T \rho c(T) dT & T < T_s \\ \int_{T_R}^{T_s} \rho c(T) dT + \int_{T_s}^T \left( \rho \frac{dL}{dT} + \rho c(T) \right) dT & T_s \leq T \leq T_L \\ \int_{T_R}^{T_s} \rho c(T) dT + \rho L + \int_{T_s}^{T_L} \rho c(T) dT + \int_{T_L}^T \rho c(T) dT & T > T_L \end{cases} \quad (9)$$

式中,  $L$  为潜热,  $T_R$  为参考温度,  $T_L$  为液相线温度,  $T_s$  为固相线温度。

### 1.6 有限元模型

本研究中使用的有限元模型是由 ANSYS 软件建立, 如图 4 所示。由于 SLM 过程中激光束的光斑直径约为  $100 \mu\text{m}$ , 而在数值模型中网格的尺寸需要小于光斑半径<sup>[25]</sup>, 为取得较好的模拟结果, 模型中网格尺寸

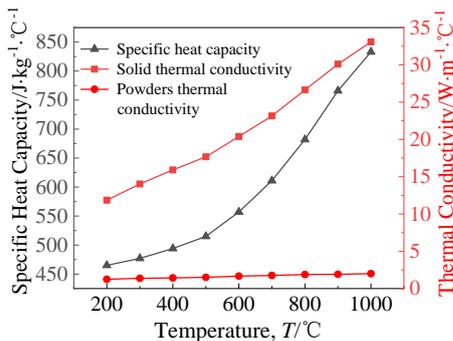


图 3 IN738LC 合金的热物性参数随温度的变化

Fig.3 Variations of thermal physical parameters of IN738LC alloy with temperature<sup>[24-26]</sup>

表 1 IN738LC 合金热物性参数

Table 1 Thermo-physical parameters of IN738LC alloy<sup>[27]</sup>

Property	Value
Melting point/°C	1260-1350
Boiling point/°C	2950

选取为  $0.05 \text{ mm} \times 0.025 \text{ mm} \times 0.01 \text{ mm}$ 。Foroozmehr 等人<sup>[26]</sup>通过实际的模拟发现, 由于 SLM 过程中激光束作用时间极短, 热影响区很小, 在超过一定的模型尺寸后, 不同区域之间的相互影响极小, 因此可以通过对一个微区的模拟来考察整个 SLM 过程中的温度分布特征。本工作对单层三熔道的 SLM 成形进行模拟, 模拟中粉末微区的尺寸取  $6 \text{ mm} \times 0.5 \text{ mm} \times 0.04 \text{ mm}$ , 为减小尺寸缩小对模拟结果的影响, 将基板尺寸设置得相对较大, 为  $10 \text{ mm} \times 5 \text{ mm} \times 2 \text{ mm}$ 。另外, 固定基板底面一个顶点在 3 个方向及该顶点相邻 2 个边在其他 2 个方向的位移, 保证过程中模型不会自由移动<sup>[28]</sup>。

## 2 结果与讨论

### 2.1 单层多道成形温度场的数值模拟参数

在 SLM 成形实验中, 单层单道是研究单层多道、多层多道的基础, 而成形件最终的质量取决于扫描轨道的质量好坏。SLM 数值模拟计算中涉及的主要工艺参数有: 粉末厚度、扫描速度、激光功率、激光热源光斑直径、空气对流换热系数和材料热吸收率等。其中激光功率和扫描速度对 IN738LC 合金粉末 SLM 成形过程中温度场模拟的影响较大, 所以将激光功率和扫描速度作为变量来优化工艺参数, 分别选取激光功率为 210、240、270、370 W, 扫描速度为 800、1150、1750、2250 mm/s, 其他工艺参数(粉层厚度  $h$ 、扫描间距  $H$ 、光斑直径  $D$  等)作为定量, 具体工艺参数值如表 2 所示。

### 2.2 不同工艺参数下温度分布

图 5a 呈现了扫描速度为 1150 mm/s、扫描间距为  $90 \mu\text{m}$  时, 不同激光功率下第 2 道次中点 B 的温度变化曲线。由图可知, 激光功率增大, 熔池中心最高温度呈现递增趋势, 由激光功率为 210 W 时对应的  $2955.9 \text{ }^\circ\text{C}$  升高到激光功率为 370 W 时对应的  $4215.3 \text{ }^\circ\text{C}$ , 说明激光功率越高, 单位时间内粉床的输入能量就越多, 因此

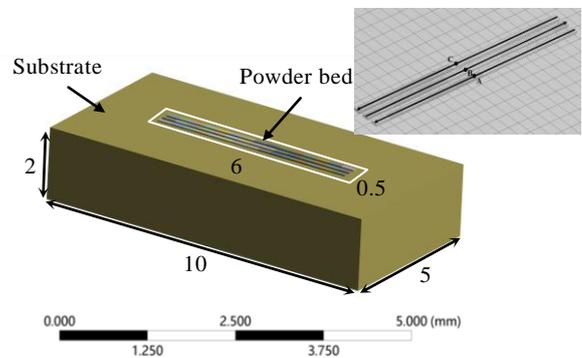


图 4 模拟单层三熔道 SLM 成形的有限元模型

Fig.4 Finite element model for SLM processing of three welding tracks on single layer

表 2 SLM 成形工艺参数

Table 2 SLM forming process parameters

Process parameter	Value
Powder bed thickness, $h/\mu\text{m}$	40
Hatch spacing, $H/\mu\text{m}$	90
Laser spot size, $D/\mu\text{m}$	100
Initial temperature, $T_0/^\circ\text{C}$	20
Scanning speed, $v/\text{mm s}^{-1}$	800, 1150, 1750, 2250
Laser power, $P/\text{W}$	210, 240, 270, 370

熔池最高温度不断增加。对比发现，激光功率为 370 W 时，中心点温度增幅较大，这是由高激光功率带来较大的局部能量输入引起的。图 5b 呈现了激光功率为 270 W、扫描间距为 90  $\mu\text{m}$  时，不同扫描速度下第 2 道次中点 B 的温度变化曲线。由图可知，中心点的最高温度随扫描速度增大呈下降的趋势，扫描速度为 800 mm/s 时，第 2 道次中心点最高温度为 3478.4  $^\circ\text{C}$ ，当扫描速度增大到 2250 mm/s，中心点最高温度降低到 3160.3  $^\circ\text{C}$ 。随着激光扫描速度增加，熔池中心最高温度和最大温度梯度均下降。该现象产生的原因在于，激光扫描速度的增大缩短了激光光束中心在一定的区域内停留的时间，因此该区域吸收的能量降低，从而导致最高温度的降低。同时，激光扫描速度越快，激光光束中心从上一位置到下一位置需要的时间越短，相邻的上一位置的热量散失越慢，则最大温度梯度越小。

为进一步确定 SLM 成形过程的快热快冷变化规律，选取单层扫描时每道次中点位置 (A、B、C) 的温度-时间曲线进行微分求解，获得各道次中点处的温度变化率曲线，即加热、冷却速率曲线。图 6 为激光功率为 270 W、扫描速度为 1150 mm/s 的工艺条件所对应的各道次中点位置温度随时间变化曲线，嵌入图为前 0.6 ms 的各道次温度变化放大图。由图可知，随着扫描道次的增加，每道中点位置最高温度出现的时间不同，受激光与粉床相互作用所控。图 7 为各道次中点位置的温度变化率曲线，以第 1 道次中点为例，当激光束向该点靠近时，温度逐渐升高，加热速率增大；当激光束扫

描到该点时，加热速率达到最大值；当激光束扫描该点结束后慢慢远离的过程中，由于此时中心点还在激光束辐射范围内，因此温度缓慢升高达到最高温度，而加热速率则不断下降，最终在时间达 0.1 ms 时逐渐趋向于零；当激光束离开第 1 道次中点继续扫描时，该点温度下降显著，冷却速率越来越大，并在 0.125 ms 时达到最大值；随着激光束继续扫描，在 0.125~0.15 ms 时间段，该中心点温度下降缓慢，冷却速率降低，慢慢趋向于零。在所选择的 0.3 ms 范围内，每道次扫描轨迹经历加热、冷却后，温度变化率出现 4 次波动，且每道次温度变化率曲线波动趋势基本一致。

2.3 不同工艺参数下熔池形态及瞬时最高温度

激光功率为 270 W、扫描速度为 1150 mm/s 条件下，激光扫描至 2.7824 ms 时刻的熔池形态及其瞬时最高温度如图 8 所示。由图可知该时刻瞬时最高温度为 3043.8  $^\circ\text{C}$ ，超过粉末材料的熔点，激光热源作用区域粉末已熔化。根据熔池内温度分布情况判断，粉末与基板实现了较好的冶金结合，在熔池周围存在较大的温度梯度。另外可以看出，基板温度为 22.0  $^\circ\text{C}$ ，受到的热影响并不是很大，因此对粉末成形影响相对较小，符合 SLM 成形要求。

在单层扫描过程中，不同扫描道次之间温度变化复杂且相互影响。图 9 显示了激光功率为 270 W、扫描速度为 1150 mm/s 时熔池温度分布及表面形貌随时间变化，由图可知：沿着激光扫描的方向，熔池前部相较于熔池后方具有较大的温度梯度。产生此现象有 2 个方面原因：一方面，在马兰戈尼效应的作用下产生的外部对流驱动力使熔融金属流向熔池的后部，在此作用下熔池内传热速度明显加快；另一方面，在激光热源的辐照下，熔融金属的导热系数高于粉末层的导热系数，因此，当激光热源向前移动时，熔池吸收的热量不断向后方传递，最终导致熔池前部的温度梯度较大，而熔池后方的温度梯度较小，同时，熔池中心位置也处于激光束中心位置之后。通过对比分析单

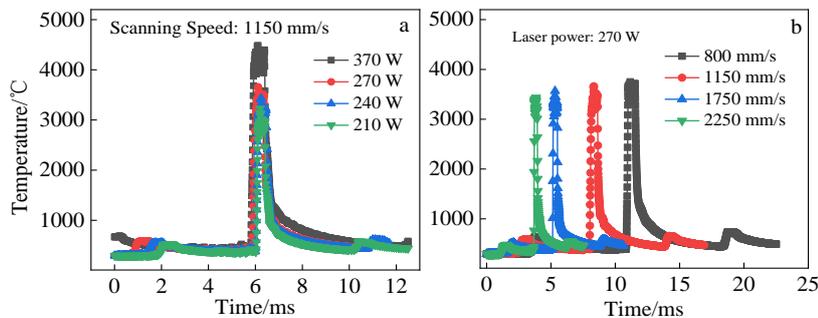


图 5 不同工艺参数下 SLM 成形时，第 2 道次中点 B 温度随时间变化曲线

Fig.5 Temperature versus time curves at midpoint B of the second SLM track at different laser powers (a) and scanning speeds (b)

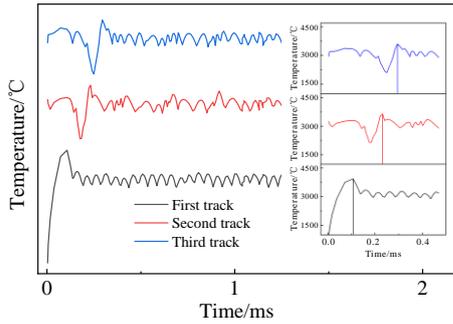


图 6 在 270 W 和 1150 mm/s 下各道次中点位置处温度随时间变化的曲线

Fig.6 Temperature versus time curves at midpoints of each track at laser power of 270 W and scanning speed of 1150 mm/s

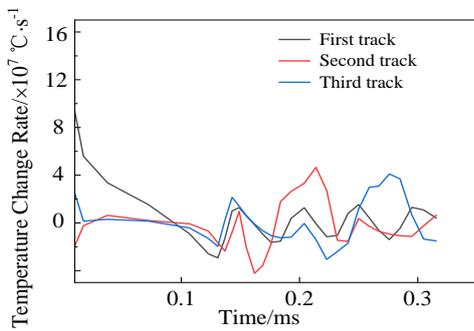


图 7 各道次中点的温度变化率随时间变化曲线

Fig.7 Temperature change rate versus time curves at midpoints of each track at laser power of 270 W and scanning speed of 1150 mm/s

道次不同时刻的熔池中心瞬时最高温度可知，熔池温度随扫描道次递增而呈现增加的趋势，熔池尺寸稳定后的第 3 道次熔池中心瞬时最高温度为 3292.6 °C，而熔池尺寸稳定前的第 2 道次熔池中心瞬时最高温度为 3264.1 °C，瞬时温度随熔池尺寸稳定而增加，这主要是因为，激光刚开始扫描时，粉床吸收的热量少，熔池的尺寸相对较小，粉末床传递热量的速度较慢，熔池中心具有较高的瞬时峰值温度和温度梯度；随着粉床吸收热量的增加，熔池尺寸不断增大，熔融金属的流动性变好，熔池内的热传导加快了热量传递的速度，熔池温度梯度开始降低，但同时由于成形过程中激光往复扫描会导致热量产生一定程度的累积，因此导致熔池的瞬时最高温度在一个稳定的范围内波动。

当激光功率为 270 W、扫描速度为 1150 mm/s 时，选取激光光斑中心移动到第 1 道次、第 2 道次、第 3 道次中点作为典型时刻分析熔池内温度场分布特征。图 10 为激光光斑中心移动到第 1、2、3 道次中点时的温度分布云图和温度轮廓图。

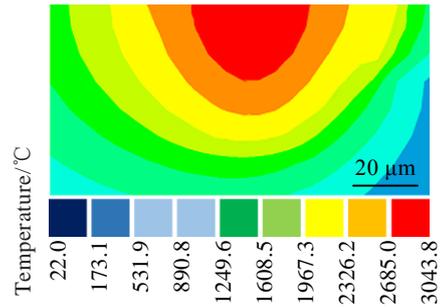


图 8 第 1 道次 2.7824 ms 时刻处熔池形态和温度分布

Fig.8 Morphology and temperature distribution of molten pool for 2.7824 ms of the first track at laser power of 270 W and scanning speed of 1150 mm/s

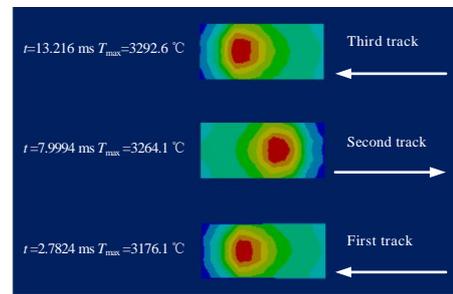


图 9 不同时刻熔池温度分布及表面形貌

Fig.9 Temperature distribution and surface topography of molten pool for different time at laser power of 270 W and scanning speed of 1150 mm/s

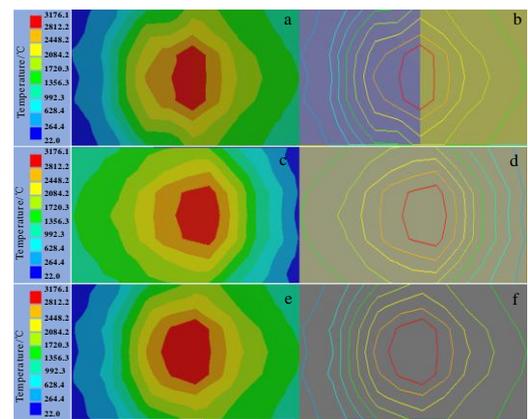


图 10 激光光斑中心移动到各道次中点时的温度分布云图及轮廓图

Fig.10 Cloud maps (a, c, e) and profile maps (b, d, f) of temperature distribution when the laser spot center is at the midpoint of each track at laser power of 270 W and scanning speed of 1150 mm/s: (a, b) the first track, (c, d) the second track, and (e, f) the third track

SLM 成形是一个快冷快热的瞬态冶金过程, 激光作用在粉床上, 粉床会经历由固态到液态再到固态的转变。由图 10b 可以看出, 当激光刚开始扫描第 1 道次时, 此时沉积层大多处于粉末状态, 导热系数较小, 且没有提前预热, 因此第 1 道次中点处局部温度分布基本呈现轴对称分布。由于激光束具有高的能量, 故光斑中心附近输入的高能量使得此处等温线密集分布, 对应较高的温度梯度; 随着激光光斑移动, 熔融金属快速冷却凝固, 光斑中心的偏移以及附近粉末熔化所致材料导热系数的提高, 使得已成形区域的温度逐渐向周围传递, 因此等温线的形状在扫描路径方向上呈现前端小后端大的分布状态。由图 10d 和 10f 可以看出, 当进行第 2、3 道次扫描加工时, 等温线的形状与第 1 道次加工时相比发生了明显变化, 最高温度不断升高。这主要归因于已成形区域的热量逐渐向周围传导的过程中会对后续待加工区域产生一定程度的预热。从温度分布轮廓图可以看出, 激光加工过程的后一道次与前一道次相比, 光斑移动方向的前端预热温度不断上升, 但上升的趋势有所减缓。这源于前一道次扫描对后一道次扫描预热造成的热积累效应使得温度整体升高所致。随着加工时间的延长, 已成形区域的热量传递对后续待加工区域的预热作用逐渐趋于稳定, 第 3 道次的瞬时最高温度增幅有所下降, 这主要是因为第 3 道次与位于中间的第 2 道次所受约束面不同, 其对流辐射导致热量散失更多, 故第 3 道次瞬时最高温度增幅减缓, 这一点在图 9 中也得到了证实。

图 11a 是扫描速度 (1150 mm/s) 一定时, 不同激光功率下激光光束移动到第 2 道次中点 B 时的熔池尺寸及瞬时最高温度对比图。由图可知, 随着激光功率增加, 热流能量密度变大, 熔池中心最高温度升高,

熔池的深度和宽度也越来越大, 单熔道成形形态和质量相对良好。现有研究表明: 激光功率过大或者过小都会产生不利的影响, 激光功率过大时会出现过烧、飞溅等不利于成形的现象; 而激光功率过小时, 激光热源作用下的合金粉末来不及充分熔化甚至存在部分未熔颗粒, 极易造成单道次扫描出现断道、熔化不均匀等现象, 更不利于之后的单层扫描和块体成形。激光功率过大或过小都会使表面质量下降, 因此, 选择合适的激光功率对于保证 SLM 成形质量至关重要。

图 11b 是激光功率 (270 W) 一定时, 不同扫描速度下激光光束移动到第 2 道次中点 B 时的熔池尺寸及瞬时最高温度对比图。由图中可以看出, 随着激光扫描速度增加, 熔池中心最高温度降低, 熔池的深度和宽度也变小。导致上述变化趋势的原因是, 随着激光扫描速度的增大, 激光光束中心在一定的区域内停留的时间缩短, 相应的该区域液态熔融金属含量减少, 由于吸收的能量较低, 导致熔池尺寸变小, 成形宽度变窄。同时, 激光扫描速度越快, 光束中心从上一位置到下一位置需要的时间越短, 单位体积吸收的能量降低, 进一步影响成形件质量。

### 3 实验验证

实验采用的 SLM 成形设备为德国 EOS 公司生产的 EOSINT M280, 该设备配备连续可调式 400 W 的 YB-fibre 固体激光发射器, 光斑直径为 100  $\mu\text{m}$ , 扫描速度为 0~7000 mm/s, 系统工作舱最大成形尺寸为 250 mm  $\times$  250 mm  $\times$  400 mm, 设备自动控制氧含量在 1000  $\mu\text{g/g}$  以下, 实验参数与仿真参数一致。实验材料采用商用 IN738LC 合金粉末, 该粉末采用雾化方法制备。粉末粒径在 10~53  $\mu\text{m}$  区间, 其中粉末的中值粒径  $D_{50}$ =28.72  $\mu\text{m}$ , 符合常规打印所用镍基高温合金粉末的要求。粉末的化学成分如表 3 所示。

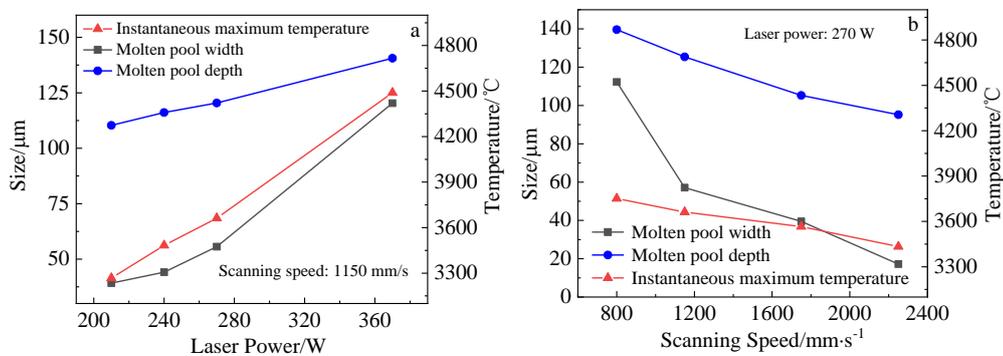


图 11 激光功率和扫描速度对第 2 道次中点 B 时熔池形态及瞬时最高温度的影响

Fig. 11 Effects of laser power (a) and scanning speed (b) on molten pool morphology and instantaneous maximum temperature at midpoint B of the second SLM track

表 3 IN738LC 合金粉末的化学成分

Table 3 Chemical composition of IN738LC alloy powder ( $\omega/\%$ )

Cr	Co	Al	Ti	W	Mo	Ta	C	B	Nb	Zr	Si	Fe	Ni
15.88	8.40	3.50	3.42	2.48	1.70	1.67	0.10	0.011	0.86	0.024	0.030	0.092	Bal.

3.1 不同工艺参数下的熔道形貌

激光功率对单熔道表面及截面形貌的影响规律如图 12 所示。扫描速度 (1150 mm/s) 一定的条件下, 随着激光功率增大, 单位时间内粉床吸收的激光能量增大, 熔道表面形态质量呈现变好的趋势。当激光功率为 210 W 时, 熔道纵向收缩, 出现了断续不连贯形态 (图 12a); 激光功率为 240 W 时, 虽然熔道形态相对完整, 但是部分区域有结瘤现象存在, 甚至有其他成形缺陷产生 (图 12b); 当激光功率增加到 270 W 时, 熔道表面虽有少量结瘤 (图 12c), 然而熔道完整连续; 进一步增大激光功率到 370 W 时, 粉末吸收的激光能量较高, 激光热源作用在粉床上使得熔融金属量增加, 熔道表现为连续均匀的长条状, 其表面没有明显的宏观成形缺陷和其他加工瑕疵 (图 12d)。随着激光功率由 210 增大到 370 W, 由熔道截面形貌 (图 12e~12h) 可知, 熔池对应的熔深和熔宽均有增大, 熔池流动能力增强, 熔池寿命得以延长。

图 13 为激光功率 270 W 时, 不同扫描速度下的单熔道表面及截面形貌。对比分析图 13a~13d 可知, 随着扫描速度增加, 激光作用在粉床上的时间变短, 粉床吸收能量减少, 熔道表面形貌发生明显变化, 由规则连续向不规则断续演化。当扫描速度为 800 mm/s 时, 由于扫描速度较慢, 激光作用在粉末上的时间较

长, 因此激光输入能量较高, 粉末熔化量多, 熔道均匀规则, 且熔道表面基本不存在球化颗粒与飞溅颗粒; 当扫描速度增大到 2250 mm/s 时, 激光能量输入减少, 熔道表面呈现明显球化现象。激光功率为 270 W、扫描速度为 1150 mm/s 时, 单熔道具有连续少缺陷、规则良好的形貌。对比不同扫描速度下熔池的熔深和熔宽可以看出, 随着扫描速度的增加, 熔池的熔深和熔宽均有减小的趋势, 分别由扫描速度为 800 mm/s 对应的 108.5  $\mu\text{m}$ 、132.2  $\mu\text{m}$  减小到 2250 mm/s 对应的 19.3  $\mu\text{m}$ 、86.6  $\mu\text{m}$ 。

3.2 不同工艺参数下的熔池形态

激光功率为 270 W、扫描速度为 1150 mm/s 时, 数值模拟与 SLM 成形实验所得熔池尺寸对比如图 14 所示。当激光扫描第 1 道时, 在实验过程中测得的熔池深度、宽度分别为 54.8  $\mu\text{m}$  和 117.1  $\mu\text{m}$ , 而有限元计算中温度高于粉末材料熔点的位置处均被熔化, 形成熔池区域, 该区域的深度、宽度分别为 55.6  $\mu\text{m}$  和 120.4  $\mu\text{m}$ 。模拟所得的熔池尺寸数值略高于实验过程中测得的熔池尺寸, 误差范围在 1.1%~2.7%, 该现象可以通过以下分析予以解释: 有限元模拟与实验过程相比, 是在较为理想的状态下完成的, 由于完整模型中热量的损失较小, 因此最终成形的熔池尺寸偏大。整体上来看, 有限元数值模拟与实验结果吻合良好。

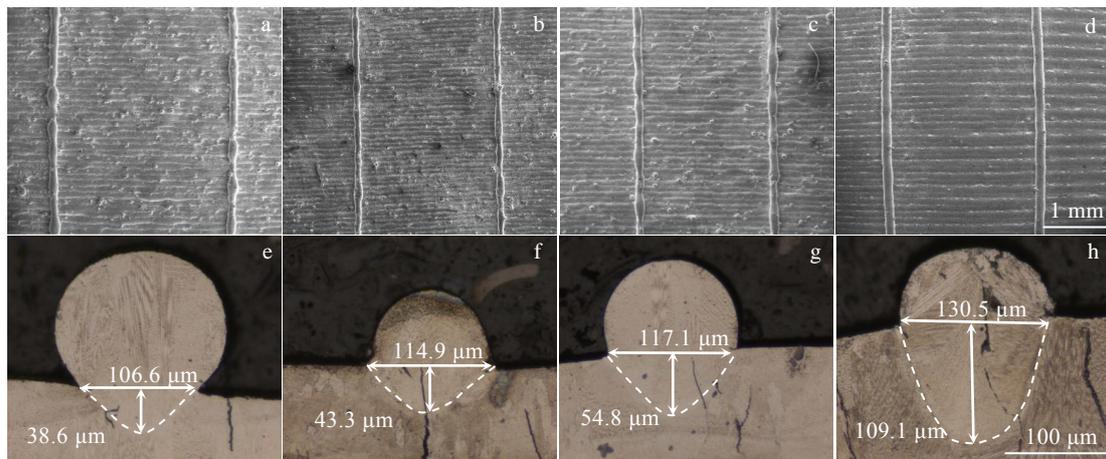


图 12 不同激光功率下对应的单熔道表面和截面形貌

Fig.12 Surface (a-d) and cross-section (e-h) morphologies of the single fusion tracks under scanning speed of 1150 mm/s and different laser powers: (a, e) 210 W, (b, f) 240 W, (c, g) 270 W, and (d, h) 370 W

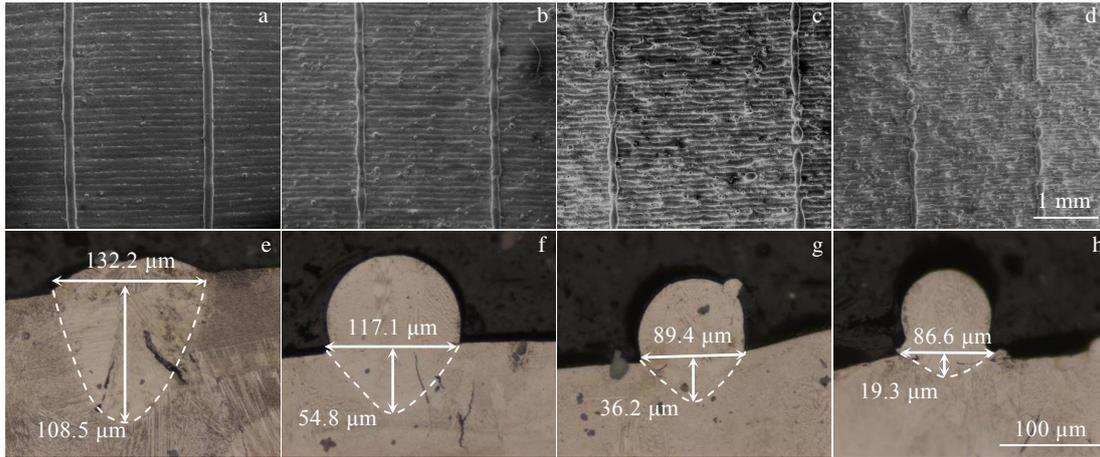


图 13 在激光功率 270 W 和不同扫描速度下对应的单熔道表面和截面形貌

Fig.13 Surface (a-d) and cross-section (e-h) morphologies of the single fusion tracks under laser power of 270 W and different scanning speeds: (a, e) 800 mm/s, (b, f) 1150 mm/s, (c, g) 1750 mm/s, and (d, h) 2250 mm/s

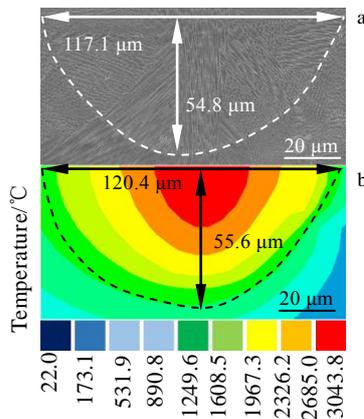


图 14 同一参数下有限元模拟与实验所得熔池尺寸对比

Fig.14 Comparison of experimental (a) and simulated (b) molten pool sizes under the same parameters

图 15a 中的黑线代表 SLM 成形实验过程中激光功率（扫描速度恒定为 1150 mm/s）与熔池尺寸的关系。当激光功率为 210 W 时，激光线性能量输入密度较小，熔池的深度、宽度分别为 38.6 μm 和 106.6 μm。当激光功率由 210 W 增至 240 W 时，熔池的宽度由 106.6 μm 增加到 114.9 μm，拓宽了 7.2%，而熔池深度由 38.6 μm 增加到 43.3 μm，增幅达 10.9%。当激光功率为 370 W 时，熔池深度进一步增大至 109.1 μm，增幅显著。由此表明，较大的激光功率使得粉末吸收能量升高，粉末熔融量增多，熔池穿透能力增强，寿命得以提高。图 15a 中的红线代表数值模拟所得激光功率（扫描速度恒定为 1150 mm/s）与熔池尺寸的关系。当激光功率由 210 W 增至 240 W 时，熔池的宽度由 110.3 μm

增大到 116.1 μm，熔池深度由 39.2 μm 增大到 44.1 μm；激光功率进一步增加到 270 W 时，熔池宽度由 116.1 μm 增大到 120.4 μm，深度由 44.1 μm 增大到 55.6 μm；当激光功率达到 370 W 时，熔池宽度和深度分别为 140.6 μm 和 120.3 μm，熔池深度增幅明显，这与实验过程中所呈现出来的变化趋势一致。数值模拟与实验过程的熔池尺寸变化均显示，扫描速度一定时，随着激光功率增大，熔池宽度和深度均有增加，激光输入能量的增加使粉末熔化量增加，进而影响熔池的成形尺寸。

图 15b 中的黑线代表 SLM 成形实验过程中扫描速度（激光功率恒定为 270 W）与熔池尺寸的关系。当扫描速度从 800 mm/s 增至 1150 mm/s 时，激光线性能量输入密度降低，熔池的宽度由 132.2 μm 减小到 117.1 μm，降幅 11.4%，而熔池的深度降幅明显，由 108.5 μm 下降到 54.8 μm，降幅 49.5%。当扫描速度由 1750 mm/s 增大到 2250 mm/s 时，熔池的宽度下降趋势变得平缓，这可能是由于较高的扫描速度使熔池内热量来不及向周围传递所致。图 15b 中的红线代表数值模拟所得扫描速度与熔池尺寸的关系。当扫描速度从 800 mm/s 增至 1150 mm/s 时，熔池的宽度由 139.6 μm 减小至 125.4 μm，深度由 112.3 μm 减小至 57.1 μm。当扫描速度从 1150 mm/s 增加至 1750 mm/s，熔池的宽度由 125.4 μm 减小至 105.3 μm，深度由 57.1 μm 减小至 39.5 μm。当扫描速度达到 2250 mm/s 时，熔池宽度和深度分别减小至 95.2 μm 和 17.2 μm。对比分析数值模拟与实验过程中的熔池尺寸可知，激光功率一定时，随着扫描速度增大，模拟数据比实验数据降幅相对平缓，这主要是因为实际加工过程中，扫描速度低时，激光束与粉末材料之间

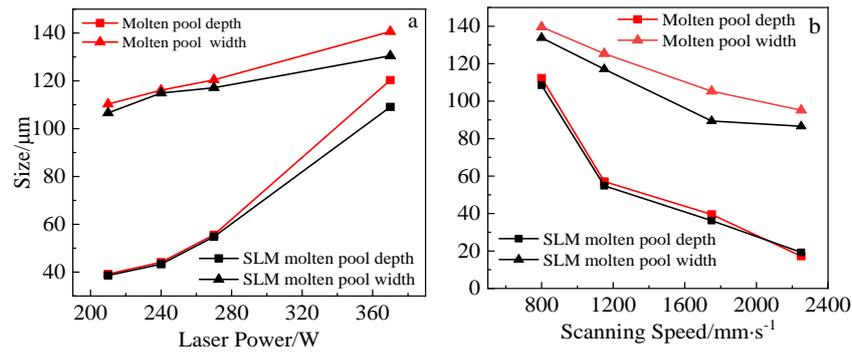


图 15 实验和数值模拟所得的工艺参数与熔池尺寸的关系

Fig.15 Relationships between process parameters and molten pool size (black line represents experiment data, red line represents simulation result): (a) laser power and (b) scanning speed

的相互作用持续时间增长, 粉末床吸收的激光能量过高, 致使相邻熔池之间的重熔区域过大, 产生大量的热量累积, 最终使熔池的深度和宽度显著增加。与激光功率对熔池尺寸的影响相比, 扫描速度对熔池尺寸的影响相对较大, 这也说明扫描速度的影响效果更为明显。

## 4 结 论

1) 有限元模拟的熔池尺寸及变化与实验结果吻合较好。激光功率为 270 W、扫描速度为 1150 mm/s 时, 单熔道具有连续少缺陷、规则良好的成形形貌。

2) 随着激光功率增大或扫描速度减小, 粉末吸收的激光线性能量密度较高, 熔池中心最高温度升高, 熔融金属量增加, 熔道呈现为连续均匀的长条状, 熔道形态由不规则断续形态向规则连续变化。

3) 随着扫描速度的增大或激光功率的减小, 单位时间内单位体积的粉末床吸收线性能量密度下降, 熔池的流动能力减弱, 熔深和熔宽均有减小的趋势, 熔道表面分布大量的球化和飞溅颗粒, 熔道出现断续状态, 最终影响成形件质量。

### 参考文献 References

- [1] Kruth J P, Mercelis P, Van Vaerenbergh J *et al.* *Rapid Prototyping Journal*[J], 2005, 11(1): 26
- [2] Wen Shu(文 舒), Dong Anping(董安平), Lu Yanling(陆燕玲) *et al.* *Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 2018, 54(3): 393
- [3] Armillotta A, Baraggi R, Fasoli S. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*[J], 2014, 71(1-4): 573
- [4] Yap C Y, Chua C K, Dong Z L *et al.* *Applied Physics Reviews*[J], 2015, 2(4): 041 101
- [5] Luo L, Duan X M, Ma W J *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering*[J], 2022, 51(7): 2420
- [6] Xu Jiayu(许佳玉), Ding Yutian(丁雨田), Hu Yong(胡 勇) *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2020, 49(8): 2791
- [7] Zhang Shuanglei(张双雷), Wang Jianhong(王建宏), Li Xiaofeng(李晓峰) *et al.* *Materials China*(中国材料进展)[J], 2021, 40(4): 267
- [8] Liu Y, Yang Y Q, Wang D. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*[J], 2016, 87(1): 647
- [9] Ilin A, Logvinov R, Kulikov A *et al.* *Physics Procedia*[J], 2014, 56: 390
- [10] Sun S B, Zheng L J, Liu Y Y *et al.* *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*[J], 2015, 80(9): 1787
- [11] Du Y, You X Y, Qiao F B *et al.* *Results in Physics*[J], 2019, 12: 52
- [12] Roberts I A, Wang C J, Esterlein R *et al.* *International Journal of Machine Tools and Manufacture*[J], 2009, 49(12-13): 916
- [13] Zhang D Q, Cai Q Z, Liu J H *et al.* *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*[J], 2010, 51(5-8): 649
- [14] Balikci E, Raman A, Mirshams R A. *Journal of Materials Engineering and Performance*[J], 2000, 9(3): 324
- [15] Zhong M L, Sun H Q, Liu W J *et al.* *Scripta Materialia*[J], 2005, 53(2): 159
- [16] Hussein A, Hao L, Yan C Z *et al.* *Materials & Design*[J], 2013, 52: 638

- [17] Shen Y F, Gu D D, Yu C Y *et al.* *China Mechanical Engineering*[J], 2005, 16(1): 67
- [18] Li Z H, Yang S, Liu B *et al.* *Optics & Laser Technology*[J], 2021, 140: 106 782
- [19] Xiong Wenping(熊文平). *A Research on Three-Dimensional Simulation of Temperature Fields of Laser Rapid Prototyping and Calculation of its Strain Fields(激光快速原型三维温度场仿真及其热应变计算)*[D]. Changsha: Hunan University, 2004
- [20] Song B, Dong S J, Liao H L *et al.* *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*[J], 2012, 61: 967
- [21] Eagar T, Tsai N. *Welding Journal*[J], 1983, 62(12): 346
- [22] Yu Huichen(于慧臣), Wu Xueren(吴学仁). *Data Book of Materials for Aeroengine Design Volume 4(航空发动机设计用材料数据手册: 第四册)*[M]. Beijing: Aviation Industry Press, 2010: 107
- [23] Zhang L, Li Y T, Zhang S *et al.* *Materials Science and Engineering A*[J], 2021, 826: 141 985
- [24] Tolochko N K, Khlopkov Y V, Mozzharov S E *et al.* *Rapid Prototyping Journal*[J], 2000, 6(3): 1355
- [25] Yin J, Zhu H H, Ke L *et al.* *Computational Materials Science*[J], 2012, 53(1): 333
- [26] Foroozmehr A, Badrossamay M, Foroozmehr E *et al.* *Materials & Design*[J], 2016, 89: 255
- [27] Wang W H, Lin W H, Yang R *et al.* *Materials & Design*[J], 2022, 213: 110 355
- [28] Ma L, Bin H Z. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*[J], 2007, 34(9-10): 898

## Numerical Simulation and Experimental Research on the Temperature Field of Selective Laser Melting of IN738LC Alloy

Hu Yong<sup>1,2</sup>, Chu Cheng<sup>1,2</sup>, Hu Yongqi<sup>1,2</sup>, Zhang Huiying<sup>1,2</sup>, Wang Lihua<sup>1,2</sup>, Zhang Dong<sup>3</sup>

(1. State Key Laboratory of Advanced Processing and Recycling of Non-ferrous Metals, Lanzhou University of Technology, Lanzhou 730050, China)

(2. School of Materials Science and Engineering, Lanzhou University of Technology, Lanzhou 730050, China)

(3. State Key Laboratory of Nickel and Cobalt Resources Comprehensive Utilization, Jinchuan Group Co., Ltd, Jinchang 737100, China)

**Abstract:** Optimization of the selective laser melting process parameters based on the thermal behaviour variation of the melt pool through numerical simulation is an effective means of improving the quality of the formed parts. So, a fully parametric finite element analysis model of the temperature field of the selective laser melting process for IN738LC alloy was developed in the APDL language of ANSYS software, and the heat source model was calibrated by single melt channel forming experiments. The results show that, with the increase in laser power or the decrease in scanning speed, the linear energy density absorbed by the powder increases, the maximum temperature of the melt pool centre increases, the molten metal volume increases, and the melt channel morphology evolves from irregular intermittent to regular continuous long strip; with the increase in scanning speed or the decrease in laser power, the linear energy density absorbed by the powder decreases, the flow capacity of melt decreases, and the melt pool width and depth decrease. The FEM simulations are in good agreement with the experimental results. When the laser power is 270 W and the scanning speed is 1150 mm/s, the single melt channel has a continuous and good shape with few defects.

**Key words:** selective laser melting; IN738LC alloy; numerical simulation; temperature field; melt path morphology

---

Corresponding author: Hu Yong, Ph. D., Associate Professor, School of Materials Science and Engineering, Lanzhou University of Technology, Lanzhou 730050, P. R. China, E-mail: luthuyong@outlook.com