

## 激光选区熔化 GH3536 高温合金成形特征与缺陷研究

李军, 刘婷婷\*, 廖文和, 韦辉亮, 续金辉, 尹清远

南京理工大学机械工程学院, 江苏 南京 210094

**摘要** 采用激光选区熔化成形 GH3536 高温合金可以实现复杂结构的高效率、高精度制造。但是, 采用激光选区熔化制造 GH3536 高温合金零件面临成形质量影响因素多、工艺参数优化过程复杂等难题。本研究通过建立粉末尺度热流耦合模型探索了 GH3536 高温合金在不同激光选区熔化工艺参数下的成形特征, 结合实验数据揭示了主要工艺参数对结构件成形质量的影响规律, 阐明了成形过程中温度场、流场的复杂变化及其对成形缺陷的影响机制。在激光功率为 190~250 W、扫描速度为 0.94~1.25 m/s 的典型工艺参数区间内, 熔池中液态金属的最高流速可达 5.45 m/s, 冷却速率最大可达  $1.219 \times 10^6$  K/s。若扫描间距过大, 则粉末的熔化条件不足, 沉积道接触位置出现部分未熔化粉末以及表面孔洞等缺陷。本研究结果为 GH3536 高温合金激光选区熔化过程特征的理解以及内部孔隙缺陷的控制提供了依据。

**关键词** 激光技术; 增材制造; 激光选区熔化; GH3536 高温合金; 模拟仿真; 孔隙

中图分类号 TG146 文献标志码 A

DOI: 10.3788/CJL221084

### 1 引言

GH3536 (Hastelloy X) 是一种固溶强化型镍基高温合金, 具有优异的抗热腐蚀性、高温稳定性及组织稳定性, 是用量较大的高温合金之一<sup>[1]</sup>。该合金属于典型的难加工材料, 采用传统方法加工 GH3536 高温合金时经常会出现加工表面质量低、刀具破损非常严重等问题<sup>[2-4]</sup>。目前, GH3536 高温合金零部件的激光选区熔化 (SLM) 成形技术已经成为重要的研究方向<sup>[5-6]</sup>, 但激光选区熔化结构件的成形缺陷制约了镍基高温合金的快速制造与应用, 亟须开展相应基础科学问题的研究。

金属增材制造过程是一个复杂的多物理场耦合的动态过程, 而熔池作为重要的载体, 包含着丰富的过程特征信息<sup>[7-9]</sup>。目前, 国内外学者针对 GH3536 高温合金的激光选区熔化成形质量进行了大量的实验研究, 如: Zhang 等<sup>[10]</sup> 在不同的激光能量密度下制备了 GH3536 结构件, 分析了气孔、裂纹等缺陷的产生原因; 祝子笛<sup>[11]</sup> 研究了不同工艺参数对激光增材制造 GH3536 高温合金薄壁件粗糙度的影响规律。采用实验方法难以监测熔池内部瞬态多物理场的变化过程, 而使用数值模拟可以更为全面地揭示成形过程中复杂的温度场及应力场变化, 实现动态控制条件下多物理场、熔池行为与分布特征的可视化, 从而支撑制造缺陷的预测与实时控制<sup>[12]</sup>。按照尺度的不同以及面向的物

理问题的不同, 一般的数值模拟采用的热分析模型大致可分为三类<sup>[13]</sup>: 1) 基于连续体假设的热传导模型; 2) 基于连续体假设的热流耦合模型; 3) 粉末尺度下的热流耦合模型。

基于连续体假设的热传导模型易与热应力分析模型直接耦合, 一般先进行温度场的模拟, 然后将温度场的数据导入力学模型中计算残余应力和变形<sup>[14-15]</sup>。文舒等<sup>[16]</sup> 模拟了 GH3536 高温合金激光选区熔化过程中熔池区域的温度场变化以及凝固后的残余应力分布。结果表明, 单层激光选区熔化的零件表面存在较大拉应力, 随着打印层数增加, 拉应力迅速减小并逐渐转为压应力。Iveković 等<sup>[17]</sup> 采用实验和数值模拟相结合的方法研究了激光强度分布和熔道重叠对温度演化、凝固行为和裂纹形成的影响。结果表明, 通过优化工艺策略可以获得无微裂纹的 GH3536 高温合金。Hussein 等<sup>[18]</sup> 建立了基于热-力场顺序耦合分析的三维非线性瞬态有限元模型, 研究了温度场和应力场演化过程, 结果发现加热循环过程中的材料膨胀以及冷却过程中的材料收缩会导致裂纹产生。尹清远等<sup>[19]</sup> 从热弹塑性模型中提取固有应变矢量并逐层施加至典型特征结构中, 系统性地研究了 4 种扫描策略下特征结构的残余应力和变形分布。结果表明, 对于十字薄壁、悬臂梁和悬垂圆孔结构, 扫描方向沿长边方向时变形最大, 沿短边方向时变形最小。上述热分析模型能够较好地模拟成形过程中结构件的整体温度场分布以及凝

收稿日期: 2022-07-27; 修回日期: 2022-08-30; 录用日期: 2022-11-04; 网络首发日期: 2022-11-21

基金项目: 江苏省自然科学基金(BK20202007)、中央高校基本科研业务费专项资金(30921011202)

通信作者: \*liutingting@mail.njust.edu.cn

固后的残余应力分布,但是忽略了单个粉末颗粒的熔化-凝固过程以及熔池动力学行为。

基于连续体假设的热流耦合模型将粉床和进入熔池的金属粉末集合等效为连续体并进行热-流耦合模拟。Huang 等<sup>[20]</sup>采用有限元模拟和分子动力学模拟方法研究了工艺参数对激光选区熔化镍基高温合金热行为、熔池结构和微观组织演变的影响。结果表明,随着激光功率增大,熔池的最大冷却速度和温度梯度显著增大。Shahabad 等<sup>[21]</sup>建立了三维传热模型,研究了激光选区熔化成形高温合金薄壁件厚度对熔池尺寸和温度分布的影响。Lian 等<sup>[22]</sup>研究了基于激光定向能量沉积镍基高温合金结构件的成形过程,采用有限体积法求解了熔池内热毛细流动引起的热对流,揭示了工艺参数对热特性和晶粒组织的影响。上述模型考虑了表面张力、马兰戈尼效应等物理因素,但忽略了打印过程中单个金属粉末颗粒的瞬态物理过程,无法展示出激光-粉末-熔池的交互作用规律。

粉末尺度下的热流耦合模型是基于实际粒子形态的模拟,一般利用计算流体力学模拟激光对金属粒子的加热和熔化效应,可以研究液态金属在颗粒之间复杂的流动行为<sup>[23]</sup>。Wei 等<sup>[24]</sup>利用粉末尺度下的热流耦合模型计算了熔池内的传热、流体流动以及热循环过程,并结合不同工艺条件下的相关实验系统地探索了激光选区熔化钛合金的过程特征。Khairallah 等<sup>[25]</sup>基

于 ALE3D 研究了激光选区熔化钛合金及不锈钢过程中激光-粉末-熔池交互作用的规律,阐明了飞溅引起的缺陷形成机制及其与扫描策略之间的关系。然而,到目前为止尚缺乏采用粉末尺度下的热流耦合模型模拟激光选区熔化 GH3536 高温合金的研究。

本文围绕激光选区熔化 GH3536 高温合金的成形过程,通过瞬态过程温度场与流场模型以及典型实验,系统地研究了激光选区熔化成形过程,探索了传热、液态金属流动、道间孔隙的形成以及完整的温度-时间变化规律,为制造工艺参数优化以及制造质量的提升提供了依据。

## 2 研究方法

GH3536 高温合金激光选区熔化的工艺参数如表 1 所示, GH3536 的热物性参数如表 2 所示。模拟多层多道激光选区熔化的温度场和流场,采用层间无旋转往返扫描策略。基板尺寸为 1600 μm × 100 μm × 300 μm, 铺粉平面尺寸为 1600 μm × 300 μm, 粉末粒径为 40 μm。在实际成形过程中,粉体受热熔化形成熔池,熔池冷却后的实际层厚约为 20 μm。模型网格划分得越细,计算精度越高,但同时也会导致计算时间急剧增加。为了节省时间同时保证计算精度,本次实验采用的网格精度设定为 6.6 μm。模型的几何特征如图 1 所示。

表 1 激光选区熔化 GH3536 合金的工艺参数

Table 1 Process parameters used for selective laser melting (SLM) of GH3536

No.	Laser power /W	Laser scan speed / (m · s <sup>-1</sup> )	Hatch spacing / μm	Powder layer thickness / μm
1	195	1.15	80	40
2	190	1.08	90	40
3	80	1.20	90	40
4	190	1.25	90	40
5	250	1.25	90	40
6	190	0.94	90	40
7	250	0.94	80	40
8	120	1.00	90	40
9	195	1.15	110	40

将偏微分方程离散化,计算连续性方程、质量守恒方程和能量守恒方程,其中连续性方程和质量守恒方程分别为

$$\nabla \cdot \mathbf{U} = 0, \quad (1)$$

$$\frac{\partial(\rho \mathbf{U})}{\partial t} + \mathbf{U} \cdot \nabla(\rho \mathbf{U}) = -\nabla P + \nabla \cdot (\mu \nabla \mathbf{U}) + \mathbf{g} \cdot \mathbf{h} \frac{2\rho}{\rho_1 + \rho_2} + \mathbf{F}_M + \mathbf{F}_R + \mathbf{F}_S + \mathbf{F}_A \quad (2)$$

式中:  $\mathbf{U}$  为流速;  $\rho$  为密度;  $\mu$  为动力黏度;  $P$  是压力;  $\mathbf{g}$  为重力加速度;  $\mathbf{h}$  为网格单元体心的位置矢量;  $\mathbf{F}_M$ 、

$\mathbf{F}_R$ 、 $\mathbf{F}_S$ 、 $\mathbf{F}_A$  为流体流动的主要驱动力,分别是马兰戈尼力、蒸气反冲压力、表面张力以及糊状区域阻力<sup>[27-28]</sup>。能量守恒方程为

$$\frac{\partial(\rho C_p T)}{\partial t} + C_p \nabla \cdot (\rho \mathbf{U} T) = \nabla \cdot (k \nabla T) + Q_h + Q_i + S_{Latent}, \quad (3)$$

式中:  $T$  为温度;  $C_p$  为比热容;  $\nabla \cdot (k \nabla T)$  为热传导过程的热量损失;  $Q_h$  为激光的热源;  $Q_i$  是激光选区熔化过程中由辐射、对流和蒸发造成的热损失; 源项  $S_{Latent}$  用于计算固液相转变过程中与潜热有关的能量

表 2 GH3536 的热物性参数<sup>[26]</sup>

Table 2 Thermophysical parameters of GH3536<sup>[26]</sup>

Thermophysical parameter	Value
Density / (kg·m <sup>-3</sup> )	8248
Solidus temperature /K	1533
Liquidus temperature /K	1628
Latent heat of fusion / (J·kg <sup>-1</sup> )	2.76×10 <sup>5</sup>
Vaporization heat / (J·kg <sup>-1</sup> )	6.45×10 <sup>6</sup>
Solid thermal conductivity / (W·m <sup>-1</sup> ·K <sup>-1</sup> )	0.7182+3.68×10 <sup>-2</sup> T-8×10 <sup>-6</sup> T <sup>2</sup>
Liquid thermal conductivity / (W·m <sup>-1</sup> ·K <sup>-1</sup> )	29
Solid specific heat / (J·kg <sup>-1</sup> ·K <sup>-1</sup> )	323.33+0.14T-0.5×10 <sup>-6</sup> T <sup>2</sup>
Specific heat of liquid / (J·kg <sup>-1</sup> ·K <sup>-1</sup> )	677
Dynamic viscosity / (kg·m <sup>-1</sup> ·s <sup>-1</sup> )	5.48×10 <sup>-3</sup>

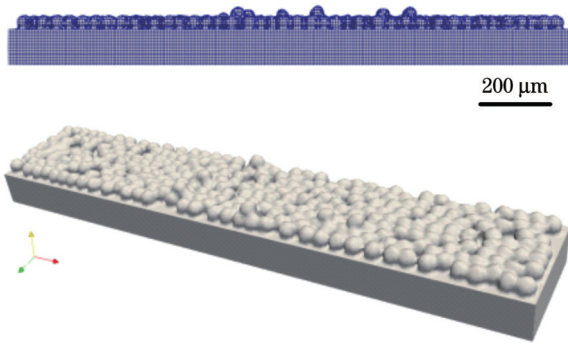


图 1 激光选区熔化模型及网格划分

Fig. 1 Selective laser melting model and grid division

变化。

成形过程中金属材料的气液界面会随着时间和空间而变化,因此采用VOF方法跟踪自由界面的动态形貌。定义变量 $\alpha$ <sup>[29]</sup>为

$$\frac{\partial \alpha}{\partial t} + \nabla \cdot (\mathbf{U}\alpha) = 0, \quad (4)$$

$\alpha$ 表示金属相的体积分数。若 $\alpha=1$ ,则表示该单元内部为金属区域;若 $\alpha=0$ ,则表示该单元内部为气体区域;若 $0 < \alpha < 1$ ,则表示该单元内部为气体与金属的混合区域。在金属/气体界面上,金属和气体混合物的性质由加权平均函数给出,即

$$\rho = \alpha\rho_1(1 - \alpha)\rho_2, \quad (5)$$

$$k = \alpha k_1(1 - \alpha)k_2, \quad (6)$$

$$C_p = \alpha C_{p1}(1 - \alpha)C_{p2}, \quad (7)$$

$$\mu = \alpha\mu_1(1 - \alpha)\mu_2, \quad (8)$$

式中: $\rho_1$ 和 $\rho_2$ 分别为固态金属与气体的密度; $k_1$ 和 $k_2$ 分别为固态金属与气体的热导率; $C_{p1}$ 和 $C_{p2}$ 分别为固态金属与气体的比热容; $\mu_1$ 和 $\mu_2$ 分别为固态金属与气体的动力黏度。

激光选区熔化实验以GH3536高温合金粉末作为原料,采用德国EOS M280设备进行成形实验,试样尺寸为10 mm×10 mm×10 mm。成形过程中采用氩气

作为保护气体,成形腔内氧气的体积分数不超过0.01%。激光功率为190 W,扫描速度为1080 mm/s,扫描间距为0.09 mm,层厚20 μm。成形完成后通过线切割的方式将样品与基板分离,对试样进行处理后在距边界2 mm处进行切割,然后采用光学显微镜对沉积轨迹和沉积层的形貌进行表征。

### 3 结果与讨论

在激光选区熔化过程中,激光功率<sup>[30-31]</sup>、扫描速度<sup>[32]</sup>、扫描间距<sup>[33]</sup>等工艺参数会影响熔池特征及成形缺陷<sup>[34-35]</sup>,进而影响零件的性能及表面质量<sup>[36-37]</sup>。围绕上述关键参数,本工作通过改变激光功率、扫描速度、扫描间距以及打印层数,研究了高温合金激光选区熔化过程中熔池的温度场和流场变化,以期优化实际工艺参数并提高成形件质量提供依据。

#### 3.1 扫描速度对熔池温度场和流场的影响

扫描速度主要影响激光热源与粉末层的相互作用时间,进而影响热源对粉末床的热输入。图2为保持激光功率不变(190 W),改变扫描速度情形下,单层沉积过程中同一位置熔池形貌及温度场的对比,可以观察到:扫描速度为1.25 mm/s时的熔池尺寸小于扫描速度为0.94 mm/s时的熔池尺寸;随着扫描速度由0.94 m/s增大到1.25 m/s,激光选区熔化单层单道成形的熔池宽度由126 μm减小为113 μm,同时熔池深度由86 μm减小为60 μm。扫描速度为0.94 m/s时,熔池由液相温度冷却到固相温度的冷却速率为9.69×10<sup>5</sup> K/s;扫描速度为1.25 m/s时,熔池由液相温度冷却到固相温度的冷却速率为1.219×10<sup>6</sup> K/s。

熔池内液态金属的流动对激光选区熔化成形零件的轮廓和质量都有重要影响,熔池中的液态金属在马兰戈尼力、表面张力、浮力和反冲压力等力的驱动下动态流动。图3对比了不同能量密度下熔池内部液态金属的流动情况。由不同扫描速度所产生的流场可以观



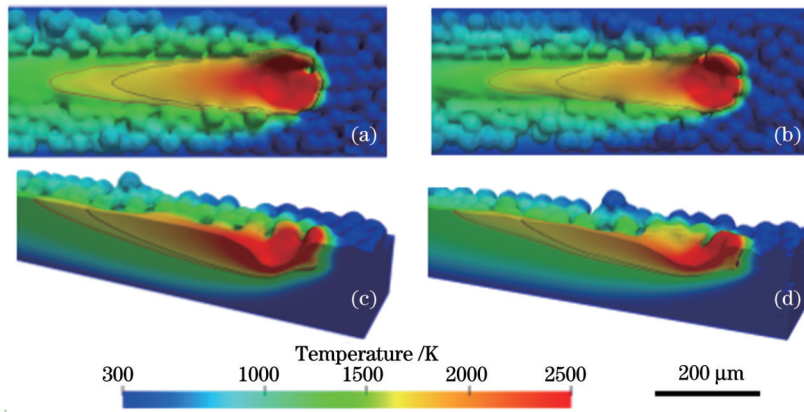


图 2 同一位置不同激光扫描速度下单层沉积过程中熔池形貌及温度场的对比(激光功率 190 W)。(a)(c)扫描速度 0.94 m/s; (b)(d)扫描速度 1.25 m/s

Fig. 2 Comparison of molten pool morphology and temperature field during single-layer deposition with different laser scanning speeds at the same position (laser power of 190 W). (a) (c) Scanning speed of 0.94 m/s; (b) (d) scanning speed of 1.25 m/s

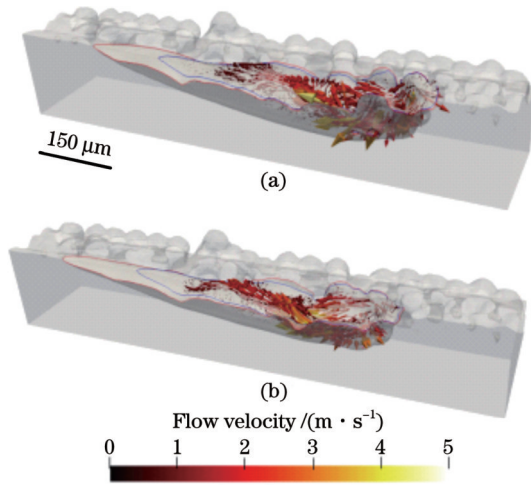


图 3 不同扫描速度下激光选区熔化熔池中液态金属的流场(激光功率 190 W)。(a)扫描速度 0.94 m/s; (b)扫描速度 1.25 m/s

Fig. 3 Flow field of liquid metal in molten pool of selective laser melting at different scanning speeds (laser power of 190 W). (a) Scanning speed of 0.94 m/s; (b) scanning speed of 1.25 m/s

察到,随着扫描速度由 0.94 m/s 增大到 1.25 m/s,熔池内部液态金属的最快流速由 3.73 m/s 减小到 3.22 m/s。这是由于随着能量密度减小,熔池吸收的能量减少,导致熔池中流场的速度降低。

### 3.2 激光功率对熔池温度场和流场的影响

在相同的条件下,随着激光功率不断增大,成形过程中的温度逐渐升高,材料的熔融更加充分。图 4 所示为保持其他工艺参数不变,同一时刻下激光功率从 190 W 提升至 250 W 时熔池形貌及温度场的对比。在成形过程中,随着激光对粉末的输入能量变大,熔池的尺寸增大,当激光功率由 190 W 增大到 250 W 时,激光选区熔化成形单层单道的熔池宽度由 126  $\mu\text{m}$  增大至 140  $\mu\text{m}$ ,同时熔池的深度由 86  $\mu\text{m}$  增大至 93  $\mu\text{m}$ 。激光功率为 190 W 时,熔池由液相温度冷却到固相温度的冷却速率为  $9.69 \times 10^5 \text{ K/s}$ ;激光功率为 250 W 时,熔池由液相温度冷却到固相温度的冷却速率为  $8.46 \times 10^5 \text{ K/s}$ 。

为了进一步观察激光功率对熔池形貌及温度场的影响,将扫描速度提升至 1.25 m/s 后保持其他工艺参

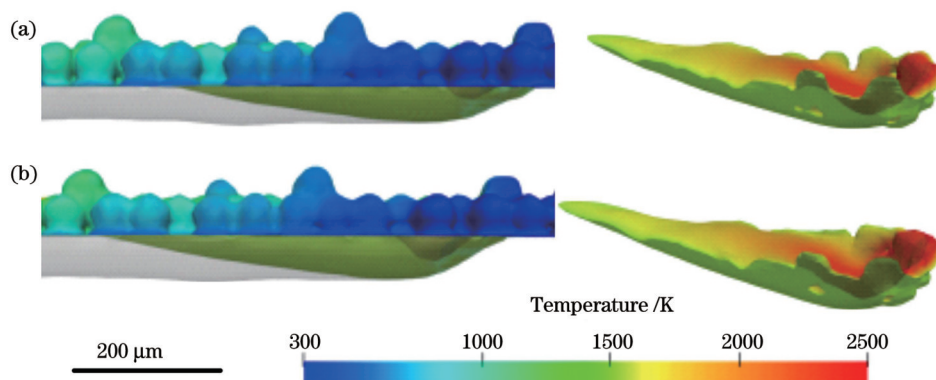


图 4 同一时刻不同激光功率下单层沉积过程中的熔池形貌及温度场对比(扫描速度 0.94 m/s)。(a)激光功率 190 W; (b)激光功率 250 W

Fig. 4 Comparison of molten pool morphology and temperature field during single-layer deposition with different laser powers at the same time (scanning speed of 0.94 m/s). (a) Laser power of 190 W; (b) laser power of 250 W

数不变,并在同一时刻下将激光功率从 190 W 提升至 250 W。如图 5 所示,随着激光功率由 190 W 增大到 250 W,激光选区熔化成形单层单道的熔池宽度由

113  $\mu\text{m}$  增大至 130  $\mu\text{m}$ ,同时熔池深度由 60  $\mu\text{m}$  增大至 80  $\mu\text{m}$ 。改变激光扫描速度后熔池整体尺寸都有所减小,但总体变化趋势不变。

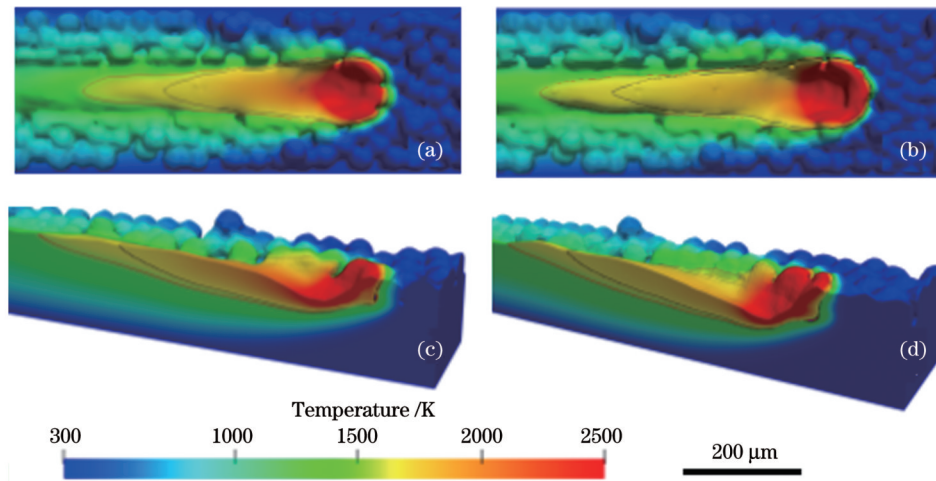


图 5 同一时刻不同激光功率下单层沉积过程的熔池形貌及温度场对比(扫描速度 1.25 m/s)。(a)(c)激光功率 190 W;(b)(d)激光功率 250 W

Fig. 5 Comparison of molten pool morphology and temperature field during single-layer deposition with different laser powers at the same time (scanning speed of 1.25 m/s). (a)(c) Laser power of 190 W; (b)(d) laser power of 250 W

在激光选区熔化加工过程中,激光功率不但决定着成形效率,还影响着熔池内的熔体流动特征,从而影响零件的最终成形质量。随着激光功率增大,粉末床吸收的激光能量增多,热累积效应增加,从而导致熔池的尺寸增加。图 6 对比了不同激光功率下同一时刻熔池内部流体的流动情况,可见:随着激光功率从 190 W 提升至 250 W,熔池内部液态金属的最快流速由 3.73 m/s 增加到 5.45 m/s。激光功率由 190 W 增大到 250 W 后,熔池的流速过快,不利于成形质量。因此,选择激

光功率时应兼顾成形速度和成形质量。

### 3.3 多层多道打印结果分析

激光选区熔化制造 GH3536 合金零部件是基于层层叠加的原理,所以需要进行多层打印的模拟仿真及仿真结果对比。本节主要探讨多层多道激光选区熔化仿真过程中熔池流动和温度场的变化,并对不同工艺参数下的孔隙分布情况进行对比分析。

图 7(a)~(f)为多层多道沉积过程中熔池形貌及温度场的变化情况。本文采用粉末尺度下的热流耦合模型来模拟激光选区熔化,这种模拟是基于实际粒子形态的模拟,因此在铺设新一层粉末后两层粉末中间会有一些间隙。图 7(a)~(c)为第二层熔池形貌及温度场分布情况,图 7(d)~(f)为第三层熔池形貌及温度场分布情况。由图可知,激光扫描后,已沉积的金属重熔,使得沉积区域较为平整,同时在每一层沉积结束后熔道的沉积形貌良好,无孔隙等缺陷。由此可知,选择合适的激光功率和扫描速度对于沉积过程中孔隙等缺陷的控制具有非常重要的作用。

在较高的扫描速度或较低的激光功率下,能量输入过低,无法完全熔化粉末,可能导致相邻沉积道之间难以形成有效重叠,这会对结构件的质量造成不良影响<sup>[38]</sup>。图 8 所示为不同能量输入下两道单层的沉积结果。在道间距离相同的条件下,对比图 8(a)和图 8(b)可以发现,当激光功率为 195 W、扫描速度为 1.15 m/s 时,两条沉积道之间未充分熔合区域的面积较大,且沉积道整体不平整,每一道打印初始位置在打印结束后都会有较大的凸起。当激光功率为 250 W、扫描速度为 0.94 m/s 时,也就是增大激光能量输入后,两条沉积

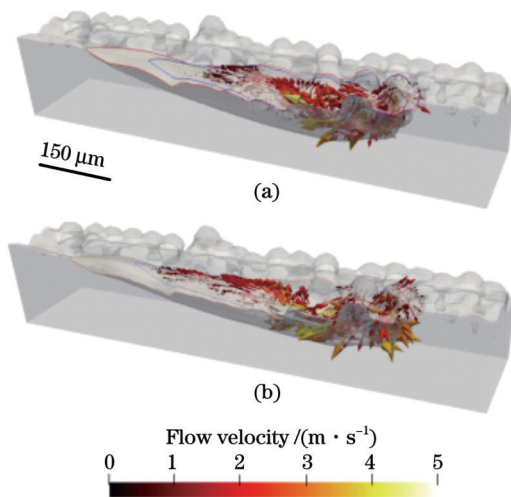


图 6 不同激光功率下激光选区熔化熔池中液态金属的流场(扫描速度 0.94 m/s)。(a)激光功率 190 W;(b)激光功率 250 W

Fig. 6 Flow field of liquid metal in molten pool of laser selective melting under different laser powers (scanning speed of 0.94 m/s). (a) Laser power of 190 W; (b) laser power of 250 W



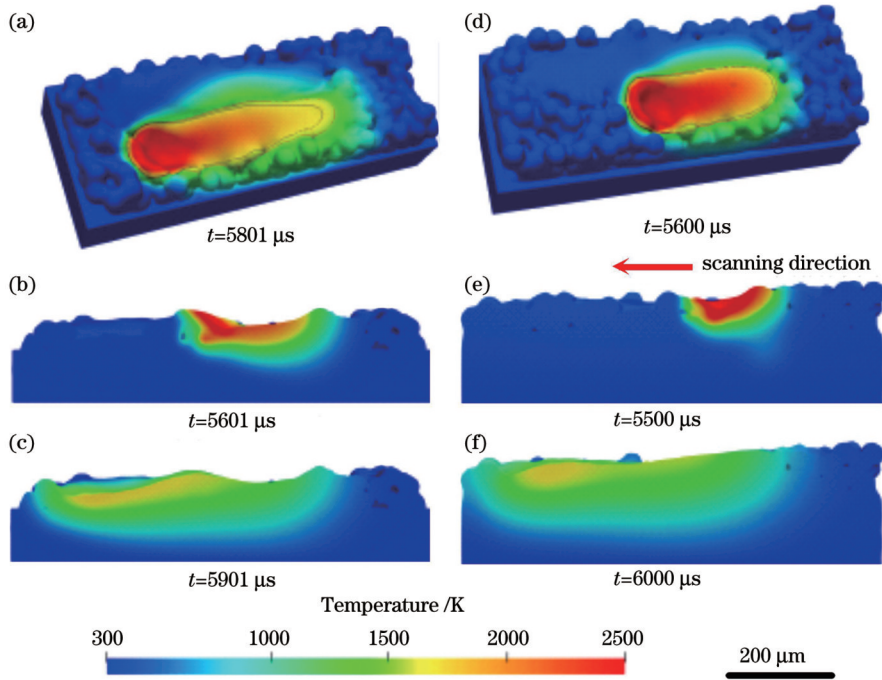


图7 多层沉积过程中熔池形貌及温度场的变化(激光功率 190 W,扫描速度 1.08 m/s)

Fig. 7 Variations of molten pool morphology and temperature field during multilayer deposition (laser power of 190 W and scanning speed of 1.08 m/s)

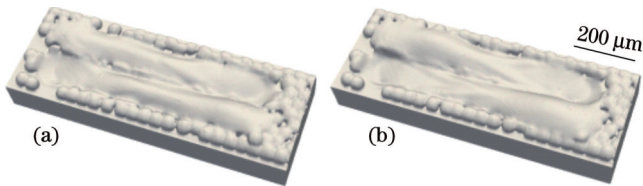


图8 不同能量密度下的两道单层沉积形貌。(a)激光功率 195 W,扫描速度 1.15 m/s;(b)激光功率 250 W,扫描速度 0.94 m/s

Fig. 8 Two-channel single-layer deposition topography with different energy densities. (a) Laser power of 195 W and scanning speed of 1.15 m/s; (b) laser power of 250 W and scanning speed 0.94 m/s

道之间形成了有效重叠,出现了重熔现象,粉末充分熔化。

进一步研究扫描间距对成形质量的影响,以探索更复杂条件下的激光选区熔化现象。粉末未完全熔化这种现象既取决于熔池尺寸,也取决于扫描间距,其边界由材料完全熔化后的形貌决定。由 3.1 节及 3.2 节可知,通过改变能量输入(激光功率以及扫描速度)可以确定熔池形貌及熔池范围。对于给定的熔池尺寸,扫描间距的不同会影响熔池熔道间的最小重叠深度。因此,须依据重叠深度选择扫描间距,以避免相邻沉积道之间产生未熔合缺陷。同时也应注意,如果显著减小扫描间距,结构件的生产效率将急剧下降,已沉积层将再次经历复杂的热循环,可能会发生进一步的不理想相变<sup>[39-40]</sup>。图 9 为相同能量输入下两条沉积道的表面形貌,图 9(a)与图 9(c)为第一层沉积形貌,图 9(b)与图 9(d)为第二层沉积形貌,扫描间距分别为 80 μm 以

及 110 μm。当扫描间距为 80 μm 时,由于扫描间距较小,沉积道同一位置发生了两次熔化-凝固过程,导致其对应位置已经凝固的液态金属再次被熔化,因此每一道沉积金属都出现了部分重熔现象。可以在沉积道边缘观察到部分未熔化的粉末,例如沿扫描方向的第一道左侧,如图 9(a)、(b)所示,在第二条熔道的后续沉积过程中,这些粉末可以在充分加热的情况下完全熔化。然而,在图 9(c)、(d)中可以观察到两条沉积道接触位置有部分未熔化的粉末以及表面孔洞,这是过大的扫描间距导致加热和熔化条件不足产生的。

通过设置不同的激光功率及扫描速度进行仿真并

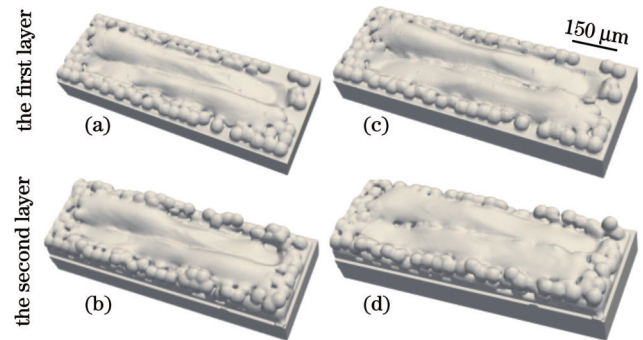


图9 不同扫描间距下的多道沉积形貌。(a)(b)激光功率 195 W,扫描速度 1.15 m/s,扫描间距 80 μm;(c)(d)激光功率 195 W,扫描速度 1.15 m/s,扫描间距 110 μm

Fig. 9 Multi-channel deposition topography with different scanning distances. (a) (b) Laser power of 195 W, scanning speed of 1.15 m/s, and scanning distance of 80 μm; (c) (d) laser power of 195 W, scanning speed of 1.15 m/s, and scanning distance of 110 μm

对孔隙分布情况进行分析,可以为实际加工前工艺参数的预测提供理论依据。图 10 所示为不同激光能量输入下结构件内部的孔隙分布情况。当能量密度较低时,由于粉末未完全熔化以及液态金属在表面张力作用下球化,层与层之间形成了内部缺陷。这些特征缺陷大多沿着激光扫描方向分布,且呈现为复杂尖锐的裂纹状孔洞。这些缺陷会减小垂直于激光扫描平面的有效承载面积,降低构件的动、静力学强度<sup>[41]</sup>。如图 10(a)、(b)所示,当激光功率为 120 W、扫描速度为 1 m/s 时,能量输入较大,初始状态下存在的孔隙得

以消除。由图 10(c)、(d)知,当激光功率为 80 W、扫描速度为 1.2 m/s 时,能量输入较小,沉积金属的重熔体积较小,孔隙未能消除。

不同的扫描间距不仅会影响熔池尺寸,还会对沉积过程中孔隙的形成产生重要影响<sup>[24]</sup>。图 11 给出了图 9 所示多道沉积过程中熔池的横截面形貌,选择第一和第二熔道中间进行平面截取。对比图 11(c)和图 11(f)可知,与使用 110 μm 的扫描间距获得的结果相比,使用 80 μm 的扫描间距可以有效减少熔道间的孔隙。

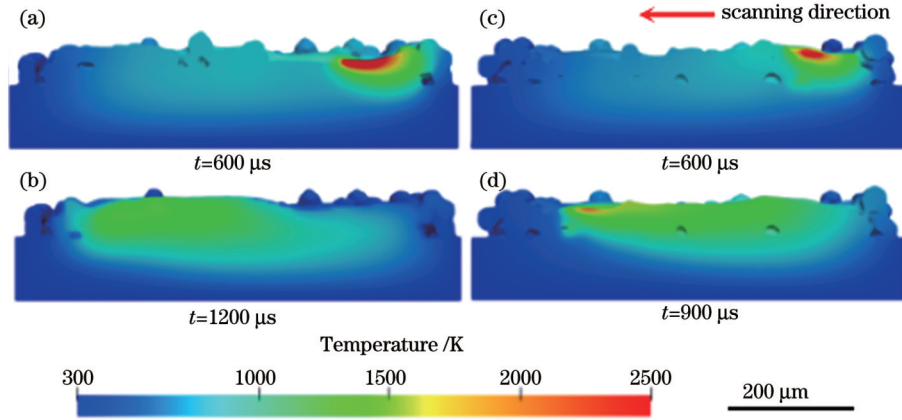


图 10 不同能量密度下多层沉积在  $z=150 \mu\text{m}$  处的熔池及孔隙截面图。(a)(b)激光功率 120 W,扫描速度 1 m/s;(c)(d)激光功率 80 W,扫描速度 1.2 m/s

Fig. 10 Cross-sectional views of molten pool and pores at  $z=150 \mu\text{m}$  for multilayer deposition with different energy densities. (a)(b) Laser power of 120 W and scanning speed of 1 m/s; (c)(d) laser power of 80 W and scanning speed of 1.2 m/s

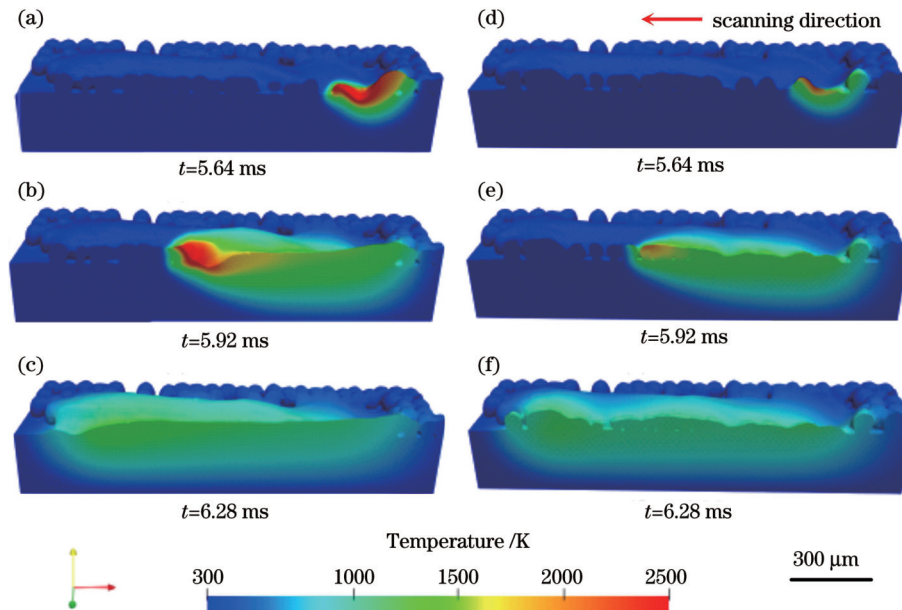


图 11 不同扫描间距下单层沉积在  $z=150 \mu\text{m}$  处的熔池及孔隙截面图。(a)~(c)扫描间距  $h=80 \mu\text{m}$ ;(d)~(f)扫描间距  $h=110 \mu\text{m}$

(a)~(c) Scanning distance  $h=80 \mu\text{m}$ ;(d)~(f) scanning distance  $h=110 \mu\text{m}$

在激光功率为 190 W、扫描速度为 1.08 m/s、扫描间距为 90 μm 的条件下进行实际成形实验,以对模拟结果进行验证。激光选区熔化 GH3536 合金沉积态横

截面的实验结果如图 12(a)所示,模拟结果如图 12(b)所示,其中蓝色部分为 GH3536 合金三层两道成形所得熔池的横截面结果。通过对比可知沉积道尺寸误差



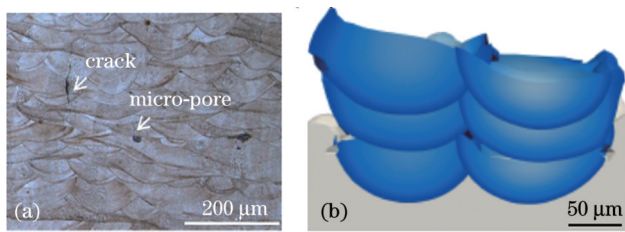


图 12 激光选区熔化 GH3536 合金的沉积态组织。(a)实验结果;(b)仿真结果

Fig. 12 As-deposited microstructures of GH3536 alloy by selective laser melting. (a) Experimental result; (b) simulation result

为 4.8%，这说明模拟结果与实验结果具有良好的—致性。将模拟仿真结果与实验数据相结合可以深化对激光增材制造温度场、流场变化及其与缺陷关联机制的理解，同时，可以充分利用模型提高生产效率并抑制成形缺陷。

## 4 结 论

面向 GH3536 高温合金激光选区熔化成形质量及工艺参数优化的需求，通过激光选区熔化热流耦合模型与典型实验，研究了不同工艺参数下 GH3536 高温合金的成形过程特征以及缺陷形成机制，为工艺参数优化及成形质量提升提供了依据。本文得出以下主要结论：

1) 随着扫描速度增大，激光热源与粉末层的相互作用时间缩短，熔池尺寸减小：随着扫描速度由 0.94 m/s 增大到 1.25 m/s，激光选区熔化单层单道成形的熔池宽度由 126  $\mu\text{m}$  减小为 113  $\mu\text{m}$ ，熔池深度由 86  $\mu\text{m}$  减小为 60  $\mu\text{m}$ 。对比不同扫描速度下熔池内部流体的流动情况可知，随着扫描速度从 0.94 m/s 增大到 1.25 m/s，熔池内部液态金属的最快流速由 3.73 m/s 减小到 3.22 m/s。扫描速度为 0.94 m/s 时，熔池由液相温度冷却到固相温度的冷却速率为  $9.69 \times 10^5$  K/s；扫描速度为 1.25 m/s 时，熔池由液相温度冷却到固相温度的冷却速率为  $1.219 \times 10^6$  K/s。

2) 激光热作用区域的面积随着激光功率的增大而增大，并导致熔池面积增大。随着激光功率由 190 W 增大到 250 W 时，激光选区熔化成形单层单道的宽度由 126  $\mu\text{m}$  提升至 140  $\mu\text{m}$ ，同时熔池深度由 86  $\mu\text{m}$  提升至 93  $\mu\text{m}$ 。在较高的能量密度下，强烈的对流传热会导致熔池中熔体的流动速度增加。随着激光功率从 190 W 提升至 250 W，熔池内部液态金属的最快流速由 3.73 m/s 增加至 5.45 m/s，冷却速率由  $9.69 \times 10^5$  K/s 降低至  $8.46 \times 10^5$  K/s。

3) 在多层多道打印过程中采用激光功率为 190 W、扫描速度为 1.08 m/s、扫描间距为 90  $\mu\text{m}$  的工艺参数可使已沉积的金属重熔，从而消除前一层打印后存在的部分孔隙。在相同的能量输入条件下，当扫描间距

为 80  $\mu\text{m}$  时，同一位置发生两次熔化-凝固过程，每一道沉积金属都出现了部分重熔现象；当扫描间距为 110  $\mu\text{m}$  时，由于加热和熔化条件不足，沉积道接触位置出现了部分未熔化的粉末以及表面孔洞等缺陷。

## 参 考 文 献

- [1] Hong H U, Kim I S, Choi B G, et al. Effects of temperature and strain range on fatigue cracking behavior in Hastelloy X[J]. *Materials Letters*, 2008, 62(28): 4351-4353.
- [2] Yin L, Spowage A C, Ramesh K, et al. Influence of microstructure on ultraprecision grinding of cemented carbides[J]. *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, 2004, 44(5): 533-543.
- [3] Bhatt A, Attia H, Vargas R, et al. Wear mechanisms of WC coated and uncoated tools in finish turning of Inconel 718[J]. *Tribology International*, 2010, 43(5/6): 1113-1121.
- [4] 李勇. GH3536 合金选区激光熔化成形行为及高温性能研究[D]. 北京: 机械科学研究总院, 2019.  
Li Y. Research on forming behavior and high temperature properties of GH3536 superalloy by selective laser melting technology[D]. Beijing: General Research Institute of Mechanical Sciences, 2019.
- [5] Wei H L, Liu F Q, Wei L, et al. Multiscale and multiphysics explorations of the transient deposition processes and additive characteristics during laser 3D printing[J]. *Journal of Materials Science & Technology*, 2021, 77(18): 196-208.
- [6] 闫雪, 阮雪茜. 增材制造技术在航空发动机中的应用及发展[J]. *航空制造技术*, 2016, 59(21): 70-75.  
Yan X, Ruan X Q. Application and development of additive manufacturing technology in aeroengine[J]. *Aeronautical Manufacturing Technology*, 2016, 59(21): 70-75.
- [7] Sun S S, Teng Q, Xie Y, et al. Two-step heat treatment for laser powder bed fusion of a nickel-based superalloy with simultaneously enhanced tensile strength and ductility[J]. *Additive Manufacturing*, 2021, 46: 102168.
- [8] 刘凯, 王荣, 祁海, 等. 选区激光熔化成型 GH3536 合金的显微组织与拉伸性能[J]. *理化检验(物理分册)*, 2019, 55(1): 15-18.  
Liu K, Wang R, Qi H, et al. Microstructure and tensile properties of GH3536 alloy formed by SLM[J]. *Physical Testing and Chemical Analysis (Part A: Physical Testing)*, 2019, 55(1): 15-18.
- [9] 王奉涛, 杨守华, 吕秉华, 等. 金属增材制造过程熔池动态监测研究综述[J/OL]. *计算机集成制造系统*: 1-23[2022-01-07]. <http://kns.cnki.net/kcms/detail/11.5946.TP.20211102.1345.004.html>.  
Wang F T, Yang S H, Lü B H, et al. Review on dynamic monitoring of molten pool in metal additive manufacturing process[J/OL]. *Computer Integrated Manufacturing Systems*: 1-23[2022-01-07]. <http://kns.cnki.net/kcms/detail/11.5946.TP.20211102.1345.004.html>.
- [10] Zhang S Z, Lei Y P, Chen Z, et al. Effect of laser energy density on the microstructure and texture evolution of Hastelloy-X alloy fabricated by laser powder bed fusion[J]. *Materials*, 2021, 14(15): 4305.
- [11] 祝子笛. 激光增材制造薄壁件表面粗糙度以及翘曲变形的研究[D]. 长沙: 湖南大学, 2020.  
Zhu Z D. The research on surface roughness and warping displacements of thin wall parts by laser additive manufacturing[D]. Changsha: Hunan University, 2020.
- [12] Wei H L, Mukherjee T, Zhang W, et al. Mechanistic models for additive manufacturing of metallic components[J]. *Progress in Materials Science*, 2020, 116(109): 100703.
- [13] 陈嘉伟, 熊飞宇, 黄辰阳, 等. 金属增材制造数值模拟[J]. *中国科学: 物理学 力学 天文学*, 2020, 50(9): 104-128.  
Chen J W, Xiong F Y, Huang C Y, et al. Numerical simulation on metallic additive manufacturing[J]. *Scientia Sinica (Physica, Mechanica & Astronomica)*, 2020, 50(9): 104-128.



- [14] Mukherjee T, Wei H L, De A, et al. Heat and fluid flow in additive manufacturing: part I: Modeling of powder bed fusion[J]. *Computational Materials Science*, 2018, 150: 304-313.
- [15] 池敏. 金属激光选区熔化增材制造数值模拟与实验研究[D]. 上海: 华东理工大学, 2019.
- Chi M. Numerical and experimental research of selective laser melting additive manufacturing for metal material[D]. Shanghai: East China University of Science and Technology, 2019.
- [16] 文舒, 董安平, 陆燕玲, 等. GH536 高温合金选区激光熔化温度场和残余应力的有限元模拟[J]. *金属学报*, 2018, 54(3): 393-403.
- Wen S, Dong A P, Lu Y L, et al. Finite element simulation of the temperature field and residual stress in GH536 superalloy treated by selective laser melting[J]. *Acta Metallurgica Sinica*, 2018, 54(3): 393-403.
- [17] Iveković A, Montero-Sistiaga M L, Vleugels J, et al. Crack mitigation in Laser Powder Bed Fusion processed Hastelloy X using a combined numerical-experimental approach[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2021, 864: 158803.
- [18] Hussein A, Hao L, Yan C Z, et al. Finite element simulation of the temperature and stress fields in single layers built without-support in selective laser melting[J]. *Materials & Design*, 2013, 52: 638-647.
- [19] 尹清远, 韦辉亮, 张昌春, 等. 基于固有应变法的激光增材制造特征结构应力与变形高效预测[J]. *中国激光*, 2022, 49(14): 1402207.
- Yin Q Y, Wei H L, Zhang C C, et al. Effect prediction of stress and deformation for laser additive manufacturing of characteristic structure based on inherent strain method[J]. *Chinese Journal of Lasers*, 2022, 49(14): 1402207.
- [20] Huang X Q, Chen H T, Liu B, et al. Thermal behavior and microstructural evolution of additively manufactured Ni-based superalloys via multi-scale simulation[J]. *Optik*, 2021, 243: 167456.
- [21] Shahabadi S I, Ali U, Zhang Z D, et al. On the effect of thin-wall thickness on melt pool dimensions in laser powder-bed fusion of Hastelloy X: numerical modeling and experimental validation[J]. *Journal of Manufacturing Processes*, 2022, 75: 435-449.
- [22] Lian Y P, Gan Z T, Yu C, et al. A cellular automaton finite volume method for microstructure evolution during additive manufacturing[J]. *Materials & Design*, 2019, 169: 107672.
- [23] Bouabbou A, Vaudreuil S. Understanding laser-metal interaction in selective laser melting additive manufacturing through numerical modelling and simulation: a review[J]. *Virtual and Physical Prototyping*, 2022, 17(3): 543-562.
- [24] Wei H L, Cao Y, Liao W H, et al. Mechanisms on inter-track void formation and phase transformation during laser Powder Bed Fusion of Ti-6Al-4V[J]. *Additive Manufacturing*, 2020, 34: 101221.
- [25] 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.
- [26] Han Q Q, Low K W Q, Gu Y C, et al. The dynamics of reinforced particle migration in laser powder bed fusion of Ni-based composite[J]. *Powder Technology*, 2021, 394: 714-723.
- [27] Wei H L, Liu F Q, Liao W H, et al. Prediction of spatiotemporal variations of deposit profiles and inter-track voids during laser directed energy deposition[J]. *Additive Manufacturing*, 2020, 34: 101219.
- [28] Lee Y S, Farson D F. Surface tension-powered build dimension control in laser additive manufacturing process[J]. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2016, 85(5): 1035-1044.
- [29] Cao Y, Wei H L, Yang T, et al. Printability assessment with porosity and solidification cracking susceptibilities for a high strength aluminum alloy during laser powder bed fusion[J]. *Additive Manufacturing*, 2021, 46: 102103.
- [30] Pal S, Lojen G, Hudak R, et al. As-fabricated surface morphologies of Ti-6Al-4V samples fabricated by different laser processing parameters in selective laser melting[J]. *Additive Manufacturing*, 2020, 33: 101147.
- [31] 计霞, 楚瑞坤, 陈志茹, 等. 激光选区熔化 GH3536 高温合金的成形工艺及组织性能[J]. *金属热处理*, 2020, 45(11): 205-210.
- Ji X, Chu R K, Chen Z R, et al. Forming process and microstructure and properties of selective laser melted GH3536 superalloy[J]. *Heat Treatment of Metals*, 2020, 45(11): 205-210.
- [32] Guo W Q, Feng B, Yang Y, et al. Effect of laser scanning speed on the microstructure, phase transformation and mechanical property of NiTi alloys fabricated by LPBF[J]. *Materials & Design*, 2022, 215: 110460.
- [33] Tian Y, Tomus D, Rometsch P, et al. Influences of processing parameters on surface roughness of Hastelloy X produced by selective laser melting[J]. *Additive Manufacturing*, 2017, 13: 103-112.
- [34] DebRoy T, Wei H L, Zuback J S, et al. Additive manufacturing of metallic components: process, structure and properties[J]. *Progress in Materials Science*, 2018, 92: 112-224.
- [35] 贾昊昱, 刘奋成, 刘丰刚, 等. SLM 增材制造 Inconel 718 合金的孔隙缺陷和拉伸性能[J]. *热加工工艺*, 2020, 49(18): 1-7.
- Jia J Y, Liu F C, Liu F G, et al. Porosity defects and tensile property of Inconel 718 superalloy by selective laser melting additive manufacturing[J]. *Hot Working Technology*, 2020, 49(18): 1-7.
- [36] Sanchez S, Smith P, Xu Z K, et al. Powder Bed Fusion of nickel-based superalloys: a review[J]. *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, 2021, 165: 103729.
- [37] 陈超越, 王晓冬, 王江, 等. 激光选区熔化技术在钴基高温合金制备中的应用进展[J]. *科技导报*, 2020, 38(2): 19-25.
- Chen C Y, Wang X D, Wang J, et al. Progress on application of selective laser melting in preparation of cobalt-based superalloy[J]. *Science & Technology Review*, 2020, 38(2): 19-25.
- [38] Zhang B, Li Y T, Bai Q. Erratum to: defect formation mechanisms in selective laser melting: a review[J]. *Chinese Journal of Mechanical Engineering*, 2017, 30(6): 1476.
- [39] Oliveira J P, LaLonde A D, Ma J. Processing parameters in laser powder bed fusion metal additive manufacturing[J]. *Materials & Design*, 2020, 193: 108762.
- [40] Oliveira J P, Santos T G, Miranda R M. Revisiting fundamental welding concepts to improve additive manufacturing: from theory to practice[J]. *Progress in Materials Science*, 2020, 107: 100590.
- [41] Kasperovich G, Haubrich J, Gussone J, et al. Correlation between porosity and processing parameters in TiAl6V4 produced by selective laser melting[J]. *Materials & Design*, 2016, 105: 160-170.

# Forming Characteristics and Defects of GH3536 Superalloy by Selective Laser Melting

Li Jun, Liu Tingting\*, Liao Wenhe, Wei Huiliang, Xu Jinhui, Yin Qingyuan

*School of Mechanical Engineering, Nanjing University of Science and Technology, Nanjing 210094, Jiangsu, China*

## Abstract

**Objective** GH3536 superalloy is a typical difficult-to-machine material with high micro-strengthening phase hardness, severe work hardening, high shear stress resistance, and low thermal conductivity. When processing GH3536 superalloys using traditional methods, problems such as low-quality machined surfaces and serious tool breakages are often encountered. The preparation of GH3536 superalloy parts using selective laser melting (SLM) has become an important research topic. However, forming defects of the structural parts of SLM restrict the rapid manufacturing and application of nickel-based superalloys. Hence, research on the corresponding basic scientific issues is urgently required. This study focuses on the forming process of GH3536 superalloys; the printing process of an SLM GH3536 alloy is systematically studied by simulating the temperature and flow fields in the transient process and typical experiments. Heat transfer, liquid metal flow, the formation of inter-track pore defects, and temperature-time variations are explored, providing a basis for the optimization of the manufacturing process parameters and the improvement of the manufacturing quality.

**Methods** Numerical simulation can comprehensively reveal the complex changes in the temperature and stress fields during the printing process and visualize multi-physics and molten pool's behavior and distribution characteristics under dynamic control conditions, and then support the prediction and real-time control of manufacturing defects. Our simulation can be summarized in the following steps. First, a heat and mass transfer model was established to simulate the SLM GH3536 superalloy printing process. Second, the temperature and flow fields of the molten pool during SLM were studied by changing the laser power, scanning speed, scanning distance, and number of printing layers. Finally, the GH3536 SLM experiment was carried out, and the deposition morphologies were characterized using an optical microscope. The simulation and experimental data deepened our understanding of the temperature and flow fields of laser additive manufacturing and the mechanism of their correlation with defects.

**Results and Discussions** Computational fluid dynamics is widely used to simulate the heating and melting effects of a laser on metal particles, enabling the complex flow behavior of liquid metal between particles to be studied. In this paper, a heat-flow coupled model at the powder scale is established to simulate the printing process of an SLM GH3536 superalloy (Fig. 1). As the scanning speed increases from 0.94 m/s to 1.25 m/s, the width of the molten pool formed by a single-layer and single-pass SLM decreases from 126  $\mu\text{m}$  to 113  $\mu\text{m}$ , and the depth of the molten pool decreases from 86  $\mu\text{m}$  to 60  $\mu\text{m}$  (Fig. 2). When the laser power increases from 190 W to 250 W, the width of the single-layer and single-track increases from 126  $\mu\text{m}$  to 140  $\mu\text{m}$ , and the depth of the molten pool increases from 86  $\mu\text{m}$  to 93  $\mu\text{m}$  (Fig. 5). When the scanning distance is 110  $\mu\text{m}$  for multi-layer and multi-track printing, some unmelted powder and surface-pore defects occur in the intertrack (Fig. 9). Using key parameters such as laser power, scanning speed, scanning distance, and the number of printing layers, changes in the flow of molten pool and temperature field during SLM are studied to comparatively analyze pore distribution under different conditions.

**Conclusions** To achieve the forming quality and process parameter optimization requirements of an SLM GH3536 superalloy, we study the characteristics and defect formation mechanisms of the printing process of a GH3536 superalloy under different process parameters. Our results find that the interaction time between the laser heat source and powder layer decreases as the scanning speed increases, which results in a decrease in the size of the molten pool; the photothermal action area increases with the increase of laser power, which results in an increase in the area of molten pool. For multi-layer multi-track printing, we used a laser power of 190 W, scanning speed of 1.08 m/s, and a scanning distance of 90  $\mu\text{m}$ , which can remelt the deposited metal and eliminate some of the pores from the previous printed layer.

**Key words** laser technique; additive manufacturing; laser selective melting; GH3536 superalloy; simulation; pore