

引用格式: 杜世浩, 高雪强, 刘钊, 等. 基于 SLM 的薄壁圆筒结构成型过程热行为分析[J]. 中国材料进展, 2025, 44(11): 1035-1044.

DU S H, GAO X Q, LIU Z, *et al.* Thermal Behavior Analysis of Thin-Walled Cylinder Structure During Forming Process Based on SLM[J]. Materials China, 2025, 44(11): 1035-1044.

基于 SLM 的薄壁圆筒结构成型过程热行为分析

杜世浩, 高雪强, 刘钊, 丁晨阳, 韩志杰

(河北科技大学机械工程学院, 河北 石家庄 050018)

摘要: 考虑薄壁圆筒与平板结构在选区激光熔化(SLM)成型过程中的差异性, 基于 ANSYS 建立了 SLM 成型的多层多道温度场薄壁圆筒有限元模型, 采用数值模拟手段研究扫描策略对薄壁圆筒模型温度场及应力场的影响, 结合“单元生死”技术描述了 Al7075 金属粉末材料的动态增长过程, 得出了瞬态温度场及应力场的分布状况。结果表明, 单道长度足够时, 激光已成型部位有充足的时间消散热量, 不同扫描策略的温度场优势也变得比较微弱; 不同扫描策略带来的应力优势仍然存在, 即使在温度优势变得微弱的情况下, 合理的扫描策略仍然可以有效改善打印件的应力状态。本研究为薄壁圆筒类结构在 SLM 成型过程中的热行为分析提供参考。

关键词: SLM; 薄壁圆筒; 高强度铝合金; 扫描策略; 瞬态温度场

中图分类号: TG665; TB115; TG146.21 文献标识码: A 文章编号: 1674-3962(2025)11-1035-10

Thermal Behavior Analysis of Thin-Walled Cylinder Structure During Forming Process Based on SLM

DU Shihao, GAO Xueqiang, LIU Zhao, DING Chenyang, HAN Zhijie

(School of Mechanical Engineering, Hebei University of Science and Technology, Shijiazhuang 050018, China)

Abstract: Considering the difference between thin-walled cylinder and flat structure in selective laser melting(SLM) forming process, this paper established a multi-layer and multi-channel temperature field finite element model of thin-walled cylinder formed by SLM based on ANSYS, and used numerical simulation to study the influence of scanning strategy on temperature field and stress field of thin-walled cylinder model. The dynamic growth process of Al7075 metal powder was described with the technique of “cell life and death”, and the distribution of transient temperature field and stress field was obtained. The results show that when the length of single channel is sufficient, the formed part of laser has enough time to dissipate heat, and the temperature field advantage of different scanning strategies becomes weak. The stress advantage brought by different scanning strategies still exists, even when the temperature advantage becomes weak, a reasonable scanning strategy can still effectively improve the stress state of the printed part. This paper provides an important reference for thermal behavior analysis of thin-walled cylindrical models during molding.

Key words: SLM; thin-walled cylinder; high strength aluminum alloy; scanning strategy; transient temperature field

1 前言

高强度铝合金作为一种轻质高强、耐腐蚀性能好、

维护费用低、可塑性强、可循环利用的材料, 已经在大型客机和民用航天等高精尖制造领域得到广泛应用^[1]。薄壁结构具有强度高、质量轻、散热性好等优点, 使其成为航空航天领域的理想选择^[2]。但传统的机械加工和铸造方法在制造薄壁部件时^[3], 面临着加工难度大、成本高、材料利用率低等问题, 极大地限制了航空制造业的发展。选区激光熔化(selective laser melting, SLM)是一种常见的金属 3D 打印技术, 由于可实现复杂结构金属构件的材料-结构一体化近净成形, 具有加工精度高、制造周期短、材料利用率高等优点, 因此在铝合金的高效化、

收稿日期: 2024-04-03 修回日期: 2024-09-10

基金项目: 河北省重大科技成果转化专项(22281803Z); 河北省自然科学基金资助项目(E2017208128)

第一作者: 杜世浩, 男, 1996年生, 硕士研究生

通讯作者: 韩志杰, 男, 1980年生, 副教授, 硕士生导师,

Email: han_1980@qq.com

DOI: 10.7502/j.issn.1674-3962.202404006

精密化生产方面极具发展潜力^[4]。

近年来,唐琪等^[5]对单层多道 SLM 温度场进行模拟,得出扫描长度越短热积累越严重,并提出了减少热积累的措施。王国波等^[6]对单道多层 SLM 成型过程进行热行为分析,得出当前层对已成层具有重熔效应,热积累作用导致熔池温度、尺寸和热影响区随着层数的增加而变大。杜世浩等^[7]研究了不同激光速率和扫描速度对各成型层熔池形态和温度场的影响,得出工艺参数对各温度场因素的影响程度。王池林等^[8]分析了翘曲变形的原因,同时通过试验验证了合适的扫描策略可以减小各处温差并有效消除翘曲变形。Krauss 等^[9]对 SLM 过程中影响薄壁结构的主要工艺参数进行了有限元分析和试验观察,分析了单道多层温度场分布和成型质量的关系,进而提出通过精确调控激光功率与扫描速度的组合来抑制热积累的方案。Long 等^[10]对激光成型多道多层零件温度场和应力场进行了初步模拟,但没有反映出材料特性随温度的变化。Kolossoy 等^[11]建立了 SLM 熔化钛粉的三维有限元模型,考虑粉末转变为实体过程中导热系数和比热容随温度的非线性变化,通过将模拟结果与实验数据进行比较,成功得出了粉末熔化过程中的温度变化趋势。

综上所述,有限元分析可以作为 SLM 成型的辅助研究策略,在 SLM 打印过程中,扫描策略对打印效率和打印质量具有重要影响。因多数金属粉末熔点较高,成型过程温度变化大,易产生热应变和热应力,影响成型质量。且金属粉末在极短时间内液化固化,相应的热应变和热应力也会实时变化,难以直接测量。因此,可借助有限元数值模拟的方法来研究 SLM 成型过程,探究温度场、热应变场、热应力场的分布情况,为优化工艺参数、扫描策略提供理论支持^[12]。

目前用于温度场和应力场的 SLM 有限元分析模型大多采用长方体模型,这是出于简化计算和提高模拟效率的考虑,适用于初步研究。随着技术的发展,模型由最开始的单道、单层多道、单道多层发展至现在广泛应用的多层多道模型。然而,这种长方形模型仍存在一定的局限性。具体来说,它在设计上缺乏多样性,无法充分反映实际工件的复杂几何形状以致不能准确反映具有特定几何形状和功能的物体 SLM 成型的实际情况。例如,具有弯曲、空腔或多孔结构所导致的工件曲面扫描路径对分析结果的影响,在长方体模型中无法得到精确的模拟。这种尺寸和形状的限制,也限制了复杂几何结构和特定功能需求在 SLM 技术中的有效实现。因此,为了更符合实际需求,需要开发在形态和功能上更接近实际物体的模型。本文以航天设备中常见的薄壁圆筒结构为

基础,针对螺旋内到外扫描、螺旋外到内扫描和往复内到外扫描 3 种不同扫描策略,进行温度场和应力场的模拟研究,并分析其热行为对成型质量的影响,为优化打印过程、提高打印效率和打印质量提供理论支持,对推动铝合金在 SLM 成型中的应用和发展,提高我国高精尖制造领域的创新能力具有参考意义。

2 SLM 成型薄壁圆筒的温度场有限元算法设计

SLM 是金属增材制造的一种主要工艺,该技术采用激光作为能量源,成型仓内充满惰性气体进行保护,计算机将模型切片分层并传输给打印机,打印机在基板上用刮刀铺上设定层厚的粉末,以一定的激光功率和扫描速度逐道扫描。

图 1a~1c 为本研究模拟的 3 种扫描策略的轨迹图。策略一为螺旋由内道到外道(图 1a),策略二为螺旋由外道到内道(图 1b),策略三为往复由内道到外道(图 1c)。当薄壁圆筒模型第 1 层成型完毕,基板工作台下沉 1 个模型层厚,送粉机构刮刀铺上设定厚度的新粉,进行第 2 层扫描成型。多次循环此工序即可实现多层三维实体模型的成型制造。为掌握薄壁圆筒成型过程的温度规律,得出适合的扫描策略,对薄壁圆筒成型道特殊点进行选取标记(图 1d),记录成型过程中的温度变化和应力变化以便于对比。

为准确呈现金属零件各点在成型过程中的温度变化规律,须尽可能地建立与实际成型工艺过程一致的温度

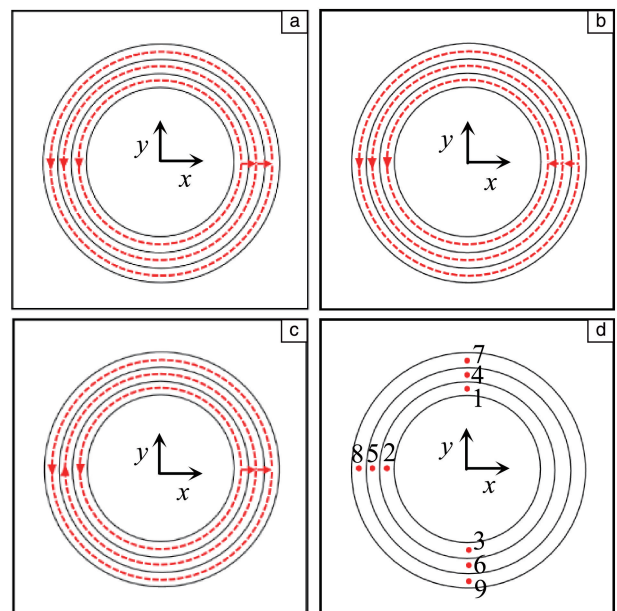


图 1 扫描策略轨迹及特殊点标记图

Fig. 1 Scanning strategy trajectory and special point marking map

场仿真。SLM 成型过程材料逐层增长，在温度场分析过程中，材料逐层参与其中，这不同于常规的有限元分析过程中材料定量整体参与。图 2 为温度场与应力场有限元算法，为了较为精确地还原实际的工艺过程，呈现出实际工艺效果中材料的添加或移除，ANSYS 有限元软件中可控制特定单元的生死状态从而实现模型相应单元的存在或消亡，通过引入“单元生死”技术来有效呈现粉末材料的层层增长过程，可极大程度地还原出实际的 SLM 工艺过程。在 SLM 过程中，激光扫描完成当前层的成型后，成型件按预定的层厚下降，同时刮刀铺设新的一层粉末，为下一层的成型做准备。在 ANSYS 中进行模型模拟时，模型需在求解开始前完全建立，求解过程中模型无法修改。“单元生死”技术的核心思想在于通过设定单元的“激活”或“抑制”状态，来模拟材料层的存在或消亡。“激活”状态表示单元在当前分析阶段起作用，参与热行为分析；而“抑制”状态则表示单元不参与分析，其刚度矩阵和其他物理属性被乘以一个趋近于零的无穷小因子，以确保对当前成型层模拟不产生影响。该技术的核心思想是通过单元的“激活”或“抑制”来模拟实际成型中材料层的动态添加或移除。

在 ANSYS 中进行模型模拟的具体步骤如下：首先在 ANSYS 中建立完整的多层模型，初始时所有单元均处于“抑制”状态。根据 SLM 过程的层数，设置相应数量的时间步，每个时间步代表一个成型层。在每个时间步开始时，

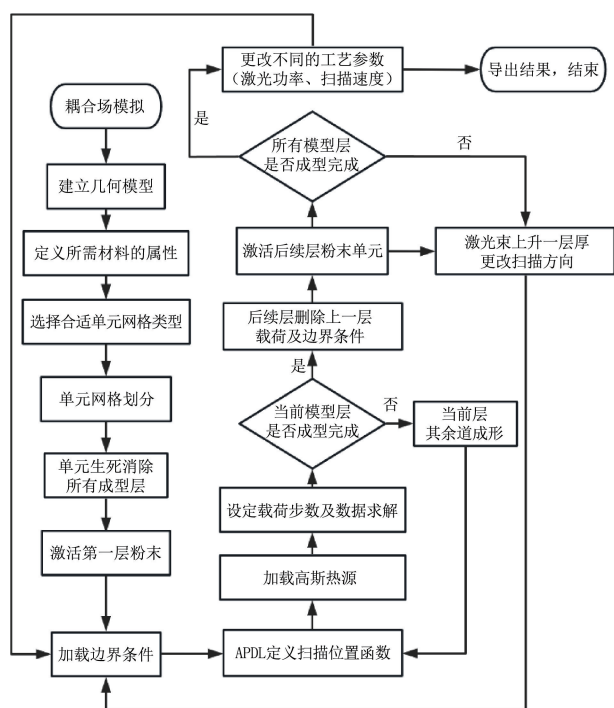


图 2 温度场与应力场有限元算法

Fig. 2 Finite element algorithm for temperature field and stress field

将当前需要成型的单元层设置为“激活”状态，并在求解计算中仅对激活单元进行热行为分析。通过更新热源作用单元的位置来实现模拟层间的下降移动，成型后续层时，重复上述步骤，并保持之前已成型层的激活状态，以考虑其对后续层成型过程的影响。通过这种方法，能够在 ANSYS 中精确模拟 SLM 成型过程中的热-结构耦合效应，为研究和优化 SLM 工艺提供可靠的模拟手段。

在实际工艺过程中，激光束会在粉床成型仓内部的三维空间中移动。为了准确模拟这种移动，可以将激光束的位置与时间和坐标之间的关系用函数来描述。考虑到分析模型为薄壁圆筒，激光束在粉床成型仓内部的三维空间中会按照一定的圆形轨迹移动，描述圆形轨迹的参数方程见式(1)：

$$\begin{cases} x = a + r \cos \theta \\ y = b + r \sin \theta \end{cases} \quad (1)$$

式中， x, y 为激光热源移动时的位置坐标，坐标系设置如图 1； a, b 为薄壁圆筒的圆心坐标，此处为坐标原点； r 为薄壁圆筒相应成型道的半径； θ 为激光扫描过程中的转角，单位为弧度，其值随时间变化，关系为 $\theta = vt/r$ ， v 为激光热源移动扫描速度， t 为扫描时间。激光束在仓内三维空间的位置函数与激光扫描时间、扫描速度、扫描层数和仓内粉层厚度有关，因此激光束的位置函数可表示为式(2)：

$$F(x, y, z, \theta) = F(r \cos(vt/r), r \sin(vt/r), nd, vt/r) \quad (2)$$

式中， v 为激光热源移动扫描速度， n 为扫描层数， d 为粉层厚度， t 为扫描时间。

3 成型过程的前期准备

3.1 温度场的控制方程

SLM 技术的制备过程涉及复杂的非线性瞬态热传递，随着时间的推移，SLM 过程中制备区域温度、熔池热流密度和材料的热物性参数会发生显著变化，由于这些因素的变化，制备过程需要使用复杂的数值模拟方法来预测和控制。控制方程见式(3)：

$$\rho c \frac{\partial T}{\partial t} = \frac{\partial}{\partial x} \left(k_x \frac{\partial T}{\partial x} \right) + \frac{\partial}{\partial y} \left(k_y \frac{\partial T}{\partial y} \right) + \frac{\partial}{\partial z} \left(k_z \frac{\partial T}{\partial z} \right) + Q \quad (3)$$

式中， T 为材料温度(K)； ρ 为材料密度 ($\text{kg} \cdot \text{m}^{-3}$)； c 为材料比热容 ($\text{J} \cdot \text{kg}^{-1} \cdot \text{K}^{-1}$)； k_x, k_y 和 k_z 分别为材料 x, y 和 z 这 3 个方向的导热系数 ($\text{W} \cdot \text{m}^{-1} \cdot \text{K}^{-1}$)； Q 为成型过程中热源能量密度 ($\text{J} \cdot \text{m}^{-3}$)。

3.2 应力场理论基础

选区激光熔化过程中，局部不均匀加热是导致应力和变形出现的主要原因。成型过程中，材料在较短时间

内经过加热、熔化、冷却和凝固。激光选区内的材料因受热而膨胀,但是附近的低温区域会限制材料的膨胀,从而引起内部热应力的产生。同时热源作用区域材料的屈服极限因温度上升而降低,导致部分区域的热应力值大于材料的屈服极限,进而发生塑性变形,该区域冷却后又受

到周围区域对其冷却收缩的约束,从而产生残余应力。

依据屈服准则确定材料在塑性变形过程中的初始应力状态,将物体内一点的等效应力大小与材料的屈服强度进行比较,判断材料在该处是否发生塑性变形。对于大多数金属材料的结构分析,引入 von Mises 屈服准则^[13]:

$$\sigma_i = \frac{\sqrt{2}}{2} \sqrt{(\sigma_x - \sigma_y)^2 + (\sigma_y - \sigma_z)^2 + (\sigma_z - \sigma_x)^2 + 6(\tau_{xy}^2 + \tau_{yz}^2 + \tau_{zx}^2)} \geq \sigma_s \quad (4)$$

式中, σ_x 、 σ_y 和 σ_z 分别为 3 个方向上的正应力; τ_{xy} 、 τ_{yz} 和 τ_{zx} 分别为 3 个平面上的切应力, σ_s 为材料的屈服强度。满足上式时,材料发生塑性变形,否则材料处于弹性变形状态。

3.3 有限元分析模型的建立

薄壁圆筒的有限元分析模型如图 3 所示(俯视图),分为正方形的基板和圆形的成型层两部分,材料均为 Al7075,模型参数详见表 1。成型层为 3 层,每层厚度 30 μm ,模型采用的单元类型为八节点的六面体单元 SOLID70,此单元具有导热功能,在 ANSYS 中常用于三维瞬态的热分析。本次温度场及应力场模拟的目的是研究熔池及其热影响区的变化,故对成型层采用细密网格,基板采用较为稀疏的网格,以保证电脑运算效率的同时保证计算精度。

影响温度场变化的因素较多,难以全面列出,为更有针对性地进行数值模拟研究,对温度场分析模型作出如下假设:①成型材料为各向同性且介质连续均匀;②忽略高温熔池的流动与汽化现象;③全过程符合激光传热理论,成型材料周围只与保护气体进行热辐射和热对流;④材料的屈服变形过程服从 von Mises 屈服准则。

通过这些假设,可以简化分析模型的计算,使得数值模拟更加聚焦于所探究因素对温度场和应力场的影响,同时也可保证模拟结果的可靠性和准确性。

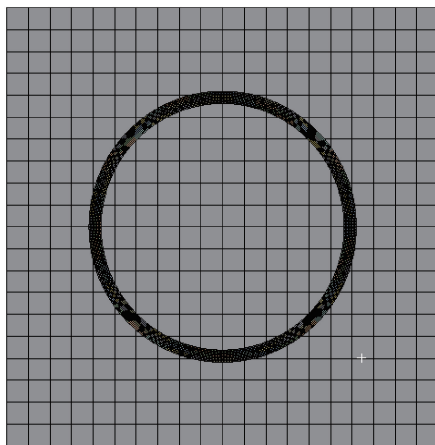


图 3 薄壁圆筒的有限元分析模型

Fig. 3 Finite element analysis model of thin-walled cylinder

表 1 有限元分析的模型参数

Table 1 Model parameters for finite element analysis		
Project	Description	Numeric value
Substrate	Long \times wide \times high	8 mm \times 8 mm \times 2 mm
Layer size	Inner ring \times outer ring \times thickness	2.287 5 mm \times 2.437 5 mm \times 0.09 mm
Number of layers and cavities in the mold	Number of layers and lanes	3 layers and 3 lanes
Thickness of each layer in the mold	Thickness	30 μm
Grid size(substrate)	Long \times wide \times high	0.4 mm \times 0.4 mm \times 0.4 mm
Grid size(mold layer)	Long \times wide \times high	0.025 mm \times 0.025 mm \times 0.015 mm
Number of nodes and elements in the substrate	Number of nodes and cells	9 891 and 2 000
Number of nodes and elements in the mold layer	Number of nodes and cells	196 452 and 33 048

3.4 激光热源模型的建立

在 SLM 成型过程中,激光热源模型的选择对于准确预测和模拟温度场规律非常重要,也是温度场与应力场计算问题的关键。激光器的激光能量较为符合高斯分布,高斯热源广泛用于 SLM 过程的数值模拟,这种热源的特点是中心能量大且热量衰减较为规律^[14],故本文采用高斯热源作为激光热源模型进行模拟。激光的功率密度 q 服从高斯分布,数学分布函数^[15]如式(5):

$$q = \frac{2AP}{\pi R^2} \exp\left(-2 \frac{(x^2 + y^2)}{R^2}\right) \quad (5)$$

式中, A 为成型材料对激光的吸收率; P 为输入的激光功率(W); R 为激光光斑半径(m); $x^2 + y^2$ 为粉床上任一点距光斑中心距离的平方(m^2),由式(1)相应替换。

利用 APDL 语言建立载荷矩阵表格,依据位置函数与时间的关系,将空间域离散到时间域上,通过循环加载使激光热源加载到不同时刻不同位置。

3.5 边界条件的处理

根据传热学理论,物质间热量传递可分为热对流、热传导和热辐射 3 种形式。粉末床与基板整体的初始温度通常预设为两种状态:自然条件下的室温,或通过预

热系统主动控制的、均匀の設定温度。本分析通过预热使成型仓内温度达到 373.15 K(100 ℃)，即初始温度 T_0 ，在有限元分析软件 ANSYS 中根据式(6)将初始温度通过坐标系定义到成型仓内部：

$$T|_{t=0} = f(x, y, z) \quad (6)$$

SLM 加工过程中成型仓内充满惰性气体。基板侧面、除粉床外的上表面以及粉床的上表面都与周围环境存在热对流，属于第三类边界条件，边界处材料与介质进行热交换的情况如式(7)：

$$-k_c \frac{\partial T}{\partial z} |_{z=0} + \alpha(T_s - T_a) + \sigma \varepsilon(T_s^4 - T_a^4) = q \quad (7)$$

式中， k_c 为粉床热导率系数， α 为工件表面热对流系数， T_a 为周围介质温度， T_s 为工件表面温度， σ 为波茨坦常数， ε 为热辐射系数， q 为激光功率密度。

3.6 潜热的处理

基于 SLM 加工原理，温度场在分析模拟实际加工过程中考虑 Al7075 粉末材料会经历由熔化到凝固的状态变化，此变化涉及材料本身相变潜热吸收和释放问题，因此需要对潜热进行处理。本文采用 ANSYS 有限元分析软件进行温度场分析，软件采用热焓法来考虑潜热的影响，即将潜热定义于输入的随温度变化的热焓之中^[16]，见式(8)：

$$H = \int \rho c dT \quad (8)$$

式中， H 为热焓， ρ 为材料密度， c 为材料的比热容， T 为温度。

粉末状态下的热物性参数与实体状态的热物性参数有较大差距^[17]，这一差距主要由它们不同的物理结构和状态所导致。其中，两种状态的导热系数与密度的差异尤为突出，且所有热物性参数均随温度动态变化。粉末状态的热物性参数可通过式(9)和式(10)进行计算：

$$\rho = \partial \rho_g + (1 - \partial) \rho_s \quad (9)$$

式中， ρ 为粉末状态密度， ∂ 为粉末颗粒间的孔隙率， ρ_g 为气相密度， ρ_s 为固体密度。

$$k_c = k \frac{(1 - \phi)n}{\pi} \frac{C}{R} \quad (10)$$

式中， k_c 为粉末状态下的导热系数， k 为实体状态下的导热系数， ϕ 为粉末的孔隙率， n 为宏观配位系数， C 为颗粒间的平均接触半径， R 为粉末中颗粒的平均半径。

4 温度场及应力场的有限元模拟

4.1 参数选取

成型层材料为 Al7075 粉末，主要化学成分如表 2，通过式(9)和式(10)，得出 Al7075 粉末材料的热物性参

数如表 3，成型工艺参数如表 4。基板材料为 Al7075 合金，而非粉末，其基础物理性能如表 5 所示。

表 2 Al7075 的主要化学成分

Table 2 Main chemical composition of Al7075 (w /%)

Element	Si	Mg	Cr	Zn	Fe	Ti	Cu	Mn	Al
Content	<0.01	2.46	0.22	5.45	<0.10	<0.05	1.62	<0.10	Bal.

表 3 Al7075 粉末材料的热物性参数

Table 3 Thermophysical parameters of Al7075 powder materials

Temperature/K	Thermal conductivity/(W · m ⁻¹ · K ⁻¹)	Density/(g · cm ⁻³)	Specific heat capacity/(J · kg ⁻¹ · K ⁻¹)
373	142.2	2.75	889.3
473	139.6	2.73	944.2
573	130.7	2.71	1096.8
673	117.6	2.68	1264.8
773	115.3	2.65	1246.2
873	101.1	2.58	8426.0
973	66.5	2.43	1123.4
1073	69.1	2.40	1123.6
1173	71.8	2.36	1124.0
1273	74.4	2.32	1124.3
1373	77.1	2.29	1124.5
1473	77.9	2.27	1124.0

表 4 Al7075 粉末成型工艺参数

Table 4 Al7075 powder forming process parameters

Parameters	Numerical
Laser absorbance (A)	0.1
Powder thickness (d)/μm	30
Spot radius (R)/μm	37.5
Scanning distance (s)/μm	75
Laser power (P)/W	250 300
Scanning speed (v)/(mm · s ⁻¹)	8 001 000
Initial temperature (T ₀)/K	373.15
Powder laying time (t)/s	0.05

表 5 Al7075 的基础参数

Table 5 Basic parameters of Al7075

Modulus of elasticity/GPa	Density/(g · cm ⁻³)	Poisson's ratio	Melting range/K
71.7	2.81	0.33	750.2~908.2

在 SLM 成型过程中高能量激光束在扫描金属粉末层时，将大量能量集中输入到材料中。这些能量使金属粉

末迅速升温并熔化并且带着基板表面部分熔化。激光束离开后，熔化的金属迅速冷却并凝固。冷却凝固后层与层之间以及熔池内金属通过冶金结合实现材料的整体性，SLM 成型完成后将零件从构建平台上分离。

4.2 模拟结果及分析

4.2.1 SLM 成型中熔池形状及成因

薄壁圆筒模型在往复由内道到外道扫描策略下的温度场云图如图 4 所示，图中虚线区域为熔池，熔池形似水滴状，且温度云图的结果呈现不对称性，在成型长方体模型时，熔池尾部偏向已成区域，这是由于成型的实体材料与粉末状态的材料热物性有着明显差异，热量更容易向实体材料侧传导；成型薄壁圆筒时，通过其末端的温度分布可知，熔池尾部偏向外侧，这是因为激光沿着圆形轨迹扫描时，角度在时刻变化，熔池的形状会受到离心力的影响而偏向模型的外侧。这种离心力是由于熔池受到重力和激光热源的共同作用引起的，并且对薄壁圆筒成型影响程度高于材料热物性差异，导致熔池尾部偏离中心位置。

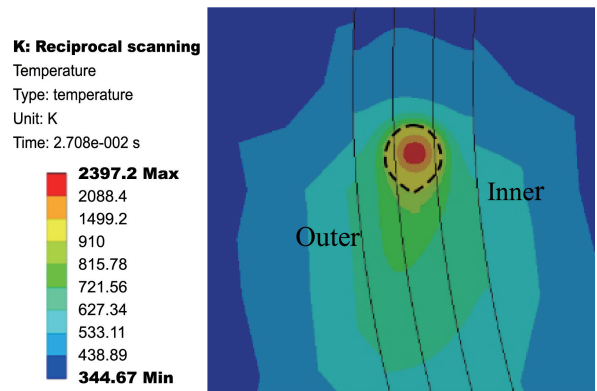


图 4 薄壁圆筒模型在往复扫描策略下的温度场模拟云图

Fig. 4 Temperature field simulation cloud map of thin-walled cylinder under reciprocal scanning strategy

4.2.2 不同扫描策略对成型层温度变化的影响

成型层第一层采用策略一（螺旋内到外）、策略二（螺旋外到内）、策略三（往复内到外）这 3 种不同扫描策略，其内、中、外道特殊点温度变化曲线如图 5 所示。从扫描时间的先后可知，途经节点的最高温度在逐步增

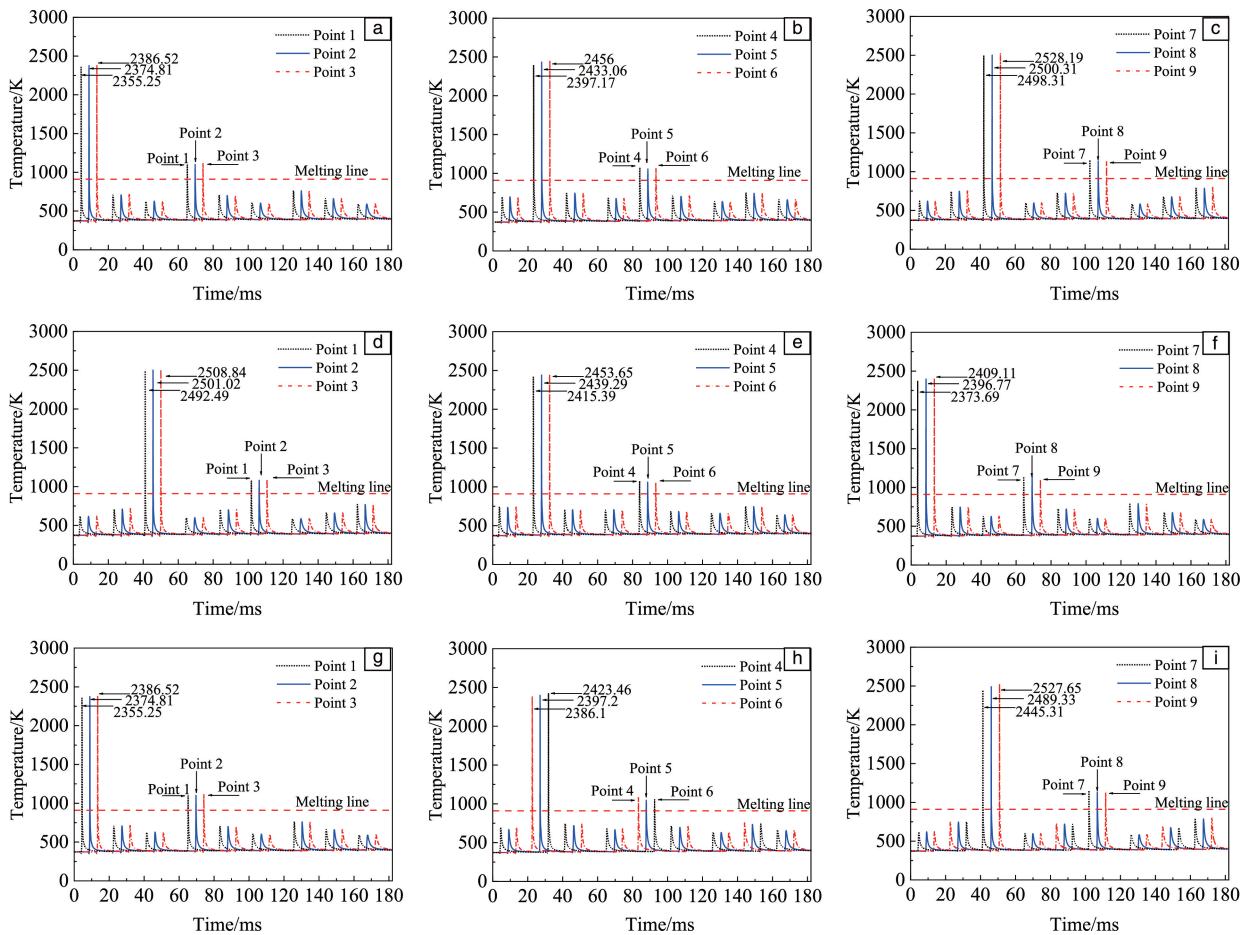


图 5 温度变化曲线图：(a~c)策略一，(d~f)策略二，(g~i)策略三

Fig. 5 Temperature change graph: (a~c) strategy one, (d~f) strategy two, (g~i) strategy three

加, 各道最高温度见表 6, 单道上各标记点温度最大波动范围约为 3%, 道与道之间温度变化存在差异。

(1) 内道温度变化

图 5a、5d 和 5g 分别为 3 种策略的内道温度变化, 对比可知, 策略一和策略三的内道轨迹完全一致, 单道

内节点温度波动为 1.3%; 而策略二内道为最终成型道, 单道节点温度波动为 0.7%。这说明在扫描过程中, 激光使节点产生的温度波动随着扫描路径及扫描时间增加而变得稳定。

表 6 SLM 首层成型过程的各道最高温度

Table 6 The maximum temperature of each path in the SLM molding process

Strategy	Inner channel node temperature/K			Midway node temperature/K			Outer channel node temperature/K		
	Point 1	Point 2	Point 3	Point 4	Point 5	Point 6	Point 7	Point 8	Point 9
Strategy one	2355.25	2374.81	2386.52	2397.17	2433.06	2456	2498.31	2500.31	2528.19
Strategy two	2492.49	2501.02	2508.84	2415.39	2439.29	2453.65	2379.69	2396.77	2409.11
Strategy three	2355.25	2374.81	2386.52	2423.46	2397.2	2386.1	2445.31	2489.33	2527.65

(2) 中道温度变化

图 5b、5e 和 5h 分别为 3 种策略的中道温度变化, 对比可知, 策略一和策略二的区别是内道和外道的起始顺序。中道相同节点处的最高温度, 策略一比策略二所显示的高, 这是因为策略一先经由薄壁圆筒的内道, 策略二先经由薄壁圆筒的外道, 两者扫描策略的差异导致在策略一条件下, 激光热源到达中道前的扫描路径长度和扫描时间长短均少于在策略二条件下。

因此, 策略一更容易受到道与道之间的热积累影响, 产生比策略二条件下高的节点温度。策略一的中道比前道最高温度涨幅 2.9%, 策略二的中道比前道最高温度涨幅 1.8%。策略三采用往复扫描通过不断改变激光扫描方向来达到均匀加热和降低热积累的目的, 所以温度低于策略一。策略三的中道比前道最高温度涨幅 1.5%, 策略三与策略一的最高温差幅度仅相差 1.3%。

(3) 外道温度变化

图 5c、5f 和 5i 分别为 3 种策略的外道温度变化, 对比可知, 策略二外道温度变化呈现最低, 与策略一最高温差为 119 K, 这是因为策略二外道成型没有前期的热积累, 所以温度最低。策略三的外道比中道最高温度涨幅 4.1%, 各道中各节点的温度均低于策略一, 这正是策略三的优势。

往复扫描使材料受热更加均匀, 但策略三与策略一的外道最高温差仅相差 0.54 K, 说明扫描策略对温度变化的影响已经可以忽略不计。从曲线变化以及节点最高温度可以看出, 单道之间不同点也存在热积累, 激光热源后扫描到的节点会受到前侧单道热积累影响, 单道内温度有细微提升。

通过对上述温度变化的比较, 发现策略三道与道之间温度涨幅低, 温度变化平稳。根本原因是通过改变激光扫描方向来达到均匀加热和降低热积累的目的, 同时

单道长度足够时, 激光热源扫描到其他道相同点位时, 前一道初始点积累的热量已有足够的时间进行消散。因此, 策略三更适用于薄壁圆筒件的成型扫描。

4.2.3 基板和成型层的变形与应力分布规律

薄壁圆筒在 SLM 成型冷却后, 基于策略三的基板和成型层的变形与应力分布云图如图 6 所示。从变形云图可知, 最大变形发生在基板上表面的边角位置, 这是因为在成型过程中, 不同位置的变形量时刻变化, 激光扫描经过的位置会出现材料形态变化导致变形波动, 经过冷却后, 变形趋于稳定。基板会经历多次高温和低温的循环, 导致基板材料的热膨胀系数不均匀, 基板的边角

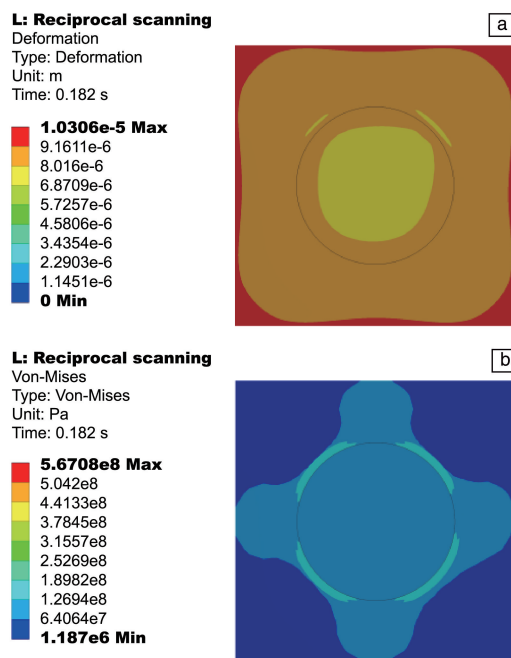


图 6 基于策略三的基板与成型层的变形(a)与应力分布(b)云图
Fig. 6 Cloud views of deformation (a) and stress distribution (b) of substrate and molding layer based on strategy three

位置往往受到扫描策略的影响较大。当热应力超过基板材料的承受范围,就会产生明显的基板翘曲。

图 6 中的最大应变与最大应力均出现在基板底面的边角处。正方形基板上表面与圆形成型层应力分布呈现十字形,这是因为基板的上表面边角为最大变形处,物体通过变形来降低该区域的应力而增加其他区域的应力,以避免产生过大的局部应力集中。

4.2.4 不同扫描策略对成型层的影响趋势

薄壁圆筒模型的总变形变化曲线如图 7 显示,随着扫描次数的增加以及材料逐渐熔化和固化,基板受到的应力逐渐增加,导致变形总体趋势也随着时间增加而逐步增大。薄壁圆筒模型的总应力变化曲线如图 8 所示,当一层成型完毕后,预留的铺粉时间使得成型件有着足够的时间充分冷却,应力相应下降。在 SLM 成型过程中,由于激光束的快速加热和冷却,成型件内部会产生显著的温度梯度,进而引发热应力和热应变。图 8 中所示的总应力数据是通过有限元分析软件耦合场模拟及整合处理得到,展示了成型过程中应力随时间的变化。这些总应力由温度梯度、材料相变和残余应力等多种因素共同作用产生。在模拟过程中,通过前处理设置材料属性、边界条件和初始条件,进行热-结构耦合分析,将温度场传递至结构分析中,最终通过后处理功能提取应力和变形结果。

4.2.5 不同扫描策略对成型层变形变化的影响

为更直观地呈现其变形变化规律,将图 7 分为 3 阶段进行分析,第一成型层代表第一个阶段,依次类推,观察策略一、策略二和策略三的变形规律。第一阶段为第一层成型时的变形变化,趋势见图 9a,表 7 为首层成型过程各道变形量数值。

(1) 首道成型

策略一、策略三在首道时状态一致,变形曲线吻合。相比之下,策略二的变形量在成型过程中总体高于其他两种策略。因其成型外道部分会需要更大的热量输入和熔化时间,进而产生较大的应力与更大的初始变形积累。

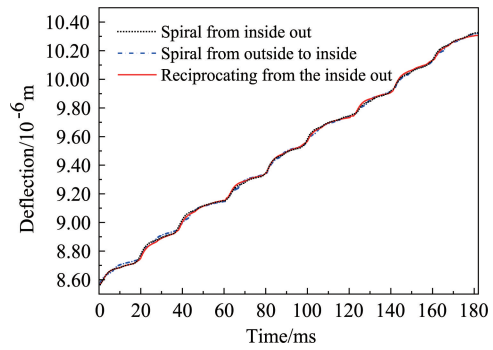


图 7 总变形变化曲线

Fig. 7 Variation curves of total deformation

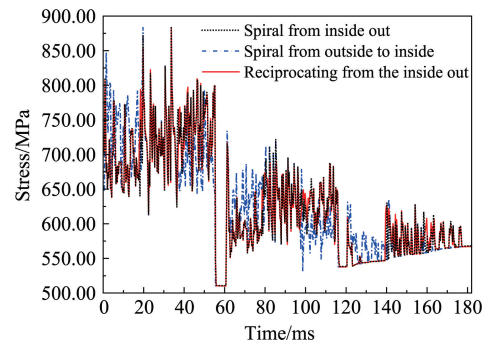


图 8 总应力变化曲线

Fig. 8 Variation curves of total stress

(2) 中道成型

策略二的变形量依然最大,策略一的变形量居中,而策略三的变形量最小。这表明策略二成型中道时因为受前道成型的初始积累,变形量依旧高于其他两种扫描策略,而策略三的优势已有所体现。

(3) 末道成型

随着策略一、策略三均成型外道,策略二初始变形积累的差距渐渐被弥补,各策略的变形差距逐渐缩小。最终结果显示,策略一、策略二变形量接近,策略三的变形量最小。

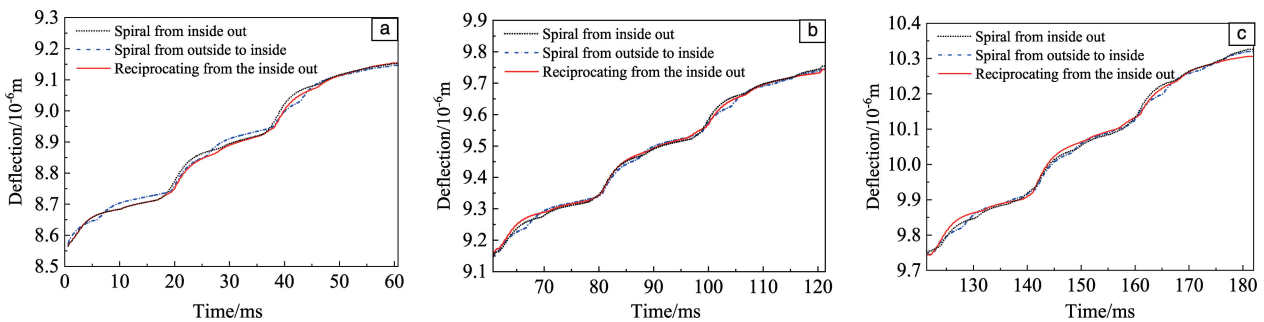


图 9 各层总变形变化曲线: (a) 第一层, (b) 第二层, (c) 第三层

Fig. 9 Variation curves of total deformation of each layer: (a) the first-layer, (b) the second-layer, (c) the third-layer

表 7 SLM 首层成型过程的各道变形量

Table 7 The amount of deformation of each pass in the first layer of SLM molding

Strategy	Inner channel deformation/m	Midcourse deformation/m	Outer channel deformation/m
Strategy one	8.726×10^{-6}	8.926×10^{-6}	9.146×10^{-6}
Strategy two	8.735×10^{-6}	8.939×10^{-6}	9.153×10^{-6}
Strategy three	8.726×10^{-6}	8.922×10^{-6}	9.153×10^{-6}

第二阶段(图 9b)和第三阶段(图 9c)成型时变形规律同第一阶段一致,最终变形量显示,策略三为 10.300×10^{-6} m。在总体过程中,策略三的往复扫描整体趋势最为稳定,在控制变形方面明显也优于其他策略。

4.2.6 不同扫描策略对成型层应力变化的影响

为更直观地呈现其应力变化规律,将图 8 分为 3 阶段分析,第一成型层代表第一个阶段,依次类推,观察策略

一、策略二和策略三的应力规律。第一阶段为第一层成型时应力变化趋势(图 10a),表 8 为各道应力数值。

(1) 首道成型

策略一和策略三的首道应力状态一致,策略二应力最大值和最小值均高于其他两种。因策略二先成型外道,激光扫描路径长,导致其积累了较高的初始应力。

(2) 中道成型

3 种策略应力状态趋势一致,差距小。这一阶段属于首次相邻道扫描交界处的应力叠加区,材料热膨胀系数变化,内应力增加抵消了一部分扫描策略导致的初始应力差值。

(3) 末道成型

策略三的最大应力及峰值差距均低于其他两种。其同样处于相邻道扫描交界处的叠加区域,与首次边界叠加相比,该区域在后续成型中受到更强的约束,弱化了材料的应力响应,应力峰值差距也逐渐减小。

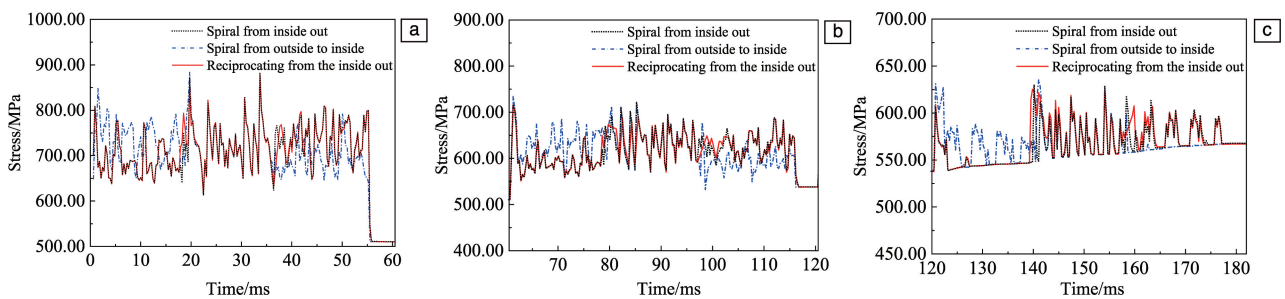


图 10 各层总应力变化曲线: (a) 第一层, (b) 第二层, (c) 第三层

Fig. 10 Variation curves of total stress in each layer: (a) the first-layer, (b) the second-layer, (c) the third-layer

表 8 SLM 首层成型过程的各道应力值

Table 8 Stress values for each pass in the first layer of SLM forming

Strategy	Maximum and minimum values of inner channel stress/MPa	Maximum and minimum values of midcourse stress/MPa	Maximum and minimum values of outer channel stress/MPa
Strategy one	852.76, 637.87	883.11, 612.94	808.34, 647.20
Strategy two	791.60, 644.40	883.30, 612.99	883.29, 650.32
Strategy three	852.76, 637.87	881.28, 613.46	802.70, 647.28

同层成型过程是连续的,通过应力值变化曲线可知,应力的积累也是连续的,规律为先成型内道的策略,在内道时的应力峰值低,之后经中道、外道,平均应力值呈现上升趋势;先成型外道的策略,在外道时应力峰值低,之后经中道、内道,平均应力值呈现上升趋势。随着成型时间与路径的累积,材料对应力产生的响应相应减弱,应力峰值差距逐渐减小。

当第一层成型完成后,已成型层会经历一个冷却过程,随着温度的降低,材料的热膨胀系数会发生变化,产生收缩和变形,导致材料内部的应力释放和降低,第

二阶段(图 10b)和第三阶段(图 10c)成型下一层时,又重复呈现此规律。

5 结 论

(1) 激光沿着圆形轨迹扫描时,角度在时刻变化,熔池的形状受到离心力的影响而偏向模型的外侧。这种离心力是由于熔池受到重力和激光热源的共同作用引起的,并且对薄壁圆筒成型影响程度高于材料热物性差异,导致熔池尾部偏离中心位置。随着扫描路径的延伸和时间的推移,节点产生的温度波动逐渐趋于稳定。

(2) 激光扫描过程基板会经历多次高温和低温的循环, 导致基板材料的热膨胀系数不均匀, 基板底部添加固定约束时, 基板上表面的边角位置受到扫描策略的影响较大, 通常为最大变形位置, 基板的底部边角是最大应变与应力位置。

(3) 残余应力是在无外部载荷情况下物体内部存在的应力。热应力则是由于物体内部温度分布不均匀产生的应力, 是残余应力的重要来源之一。在 SLM 成型过程中, 由温度梯度和材料相变引发的热应力在冷却过程中部分会转化为残余应力。然而, 残余应力不仅源于热应力, 还可能来自机械载荷、材料不均匀性等其他因素。对薄壁圆筒结构模型而言, 成型外道部分会需要更多的热量输入和更长的熔化时间。这导致外道会产生比成型中道、内道时更大的应力与变形, 其中变形会逐渐积累, 热应力可通过冷却得到释放和缓解, 但部分热应力会转化为残余应力。同时, 冷却过程也可能引入新的残余应力。因此, 需要通过优化工艺参数和采用热处理手段来有效控制和减小残余应力。

(4) 通过对比螺旋由内道到外道(策略一)、螺旋由外道到内道(策略二)和往复由内道到外道(策略三)这 3 种扫描策略的结果可知, 采用策略三扫描成型的薄壁圆筒结构件的变形量和应力趋势明显得到改善, 温度变化平稳且整体变形增量趋势缓和, 应力曲线最大值、峰值的差值及总体趋势都较为稳定居中。总体而言, 策略三的扫描策略在薄壁圆筒形结构的 SLM 成型中表现出更高的适用性。

参考文献 References

- [1] 邓运来, 张新明. 中国有色金属学报[J], 2019, 29(9): 2115-2141.
DENG Y L, ZHANG X M. The Chinese Journal of Nonferrous Metals [J], 2019, 29(9): 2115-2141.
- [2] 孙克淋, 安伟光, 王滨生, 等. 哈尔滨工程大学学报[J], 2004(3): 327-331.
SUN K L, AN W G, WANG B S, *et al.* Journal of Harbin Engineering University[J], 2004(3): 327-331.
- [3] 张吉雁, 刘仲礼, 王桂权. 铸造[J], 2021, 70(12): 1461-1465.
ZAHNG J Y, LIU Z L, WANG G Q. Foundry[J], 2021, 70(12): 1461-1465.
- [4] 顾冬冬, 张红梅, 陈洪宇, 等. 中国激光[J], 2020, 47(5): 32-55.
GU D D, ZHANG H M, CHEN H Y, *et al.* Chinese Journal of Lasers[J], 2020, 47(5): 32-55.
- [5] 唐琪, 陈静青, 陈鹏, 等. 焊接学报[J], 2019, 40(7): 100-104+165.
TANG Q, CHEN J Q, CHEN P, *et al.* Transactions of the China Welding Institution[J], 2019, 40(7): 100-104+165.
- [6] 王国波, 李多生, 叶寅, 等. 应用激光[J], 2021, 41(6): 1257-1264.
WANG G B, LI D S, YE Y, *et al.* Applied Laser[J], 2021, 41(6): 1257-1264.
- [7] 杜世浩, 韩志杰, 高雪强, 等. 河北科技大学学报[J], 2023, 44(4): 335-345.
DU S H, HAN Z J, GAO X Q, *et al.* Journal of Hebei University of Science and Technology[J], 2023, 44(4): 335-345.
- [8] 王池林, 杨永强, 吴伟辉. Ti-Ni 合金选区激光熔化快速成型基础实验研究[C]//第八届全国激光加工学术会议文集. 广州: 中国光学分会, 2006: 190-195.
WANG C L, YANG Y Q, WU W H. Basic Experimental Study on Rapid Prototyping of Ti-Ni Alloy by Selective Laser Melting [C]//Proceeding of the 8th National Laser Processing Academic Conference. Guangzhou: The Optical Society of China, 2006: 190-195.
- [9] KRAUSS H, ZAEH M. Physics Procedia[J], 2013, 41: 815-822.
- [10] LONG R, LIU W, XING F, *et al.* Transactions of Nonferrous Metals Society of China[J], 2008, 18(3): 691-699.
- [11] KOLOSSOV S, BOILLAT E, GLARDON R, *et al.* International Journal of Machine Tools and Manufacture[J], 2003, 44(2): 117-123.
- [12] 章文献. 选择性激光熔化快速成形关键技术研究[D]. 武汉: 华中科技大学, 2008.
ZHANG W X. Research on Key Technology of Selective Laser Melting Rapid Prototyping[D]. Wuhan: Huazhong University of Science and Technology, 2008.
- [13] SHA W, ZENG H L, YU G, *et al.* Optics and Laser Technology [J], 2023, 167: 28.
- [14] 祁斌. 选区激光熔化成形 316L 不锈钢应力场数值模拟与实验研究[D]. 北京: 北京工商大学, 2019.
QI B. Numerical Simulation and Experimental Study of Stress Field in Selective Laser Melting Forming of 316L Stainless Steel[D]. Beijing: Beijing Technology and Business University, 2019.
- [15] 沈以赴, 顾冬冬, 余承业, 等. 中国机械工程[J], 2005(1): 69-75.
SHEN Y F, GU D D, YU C Y, *et al.* China Mechanical Engineering[J], 2005(1): 69-75.
- [16] SHAMSUNDAR N, SPARRPW E M. ASME Transactions Journal of Heat Transfer[J], 1975, 97(3): 333-340.
- [17] 柯林达, 殷杰, 朱海红, 等. 金属学报[J], 2020, 56(1): 374-384.
KE L D, YIN J, ZHU H H, *et al.* Acta Metallurgica Sinica [J], 2020, 56(1): 374-384.