

# 扫描策略对选区激光熔化零件 微观组织的影响\*

赵雪<sup>1</sup>, 贺可太<sup>1</sup>, 李怀学<sup>2</sup>

(1. 北京科技大学机械工程学院, 北京 100083;

2. 中国航空制造技术研究院, 北京 100024)

**[摘要]** 针对 316L 不锈钢粉末选区激光熔化(SLM)过程,综合考虑了材料随温度变化的热物理属性及相变潜热的影响,开发了单层多道的三维温度场计算模型,模拟了不同扫描策略下熔池形态及温度场的分布,并与试验测量结果相比较,对比分析了不同扫描路径对零件微观组织的影响。仿真结果表明,随着扫描道的增加,熔道的最高温度有小幅升高。通过试验观察,熔池内包含有大量柱状晶,沿着最大温度梯度方向竖直生长。另外,微观组织缺陷更易出现在热量累积及应力集中的扫描岛屿间的交界处,并且,扫描策略影响零件的微观组织及显微硬度,回形扫描方式较回形岛式扫描的晶粒细小,显微硬度高。

**关键词:** 选区激光熔化; 温度场; 有限元仿真; 扫描策略; 微观组织; 显微硬度

**DOI:**10.16080/j.issn1671-833x.2019.01/02.064



赵雪

硕士研究生,研究方向为选区激光熔化加工过程质量研究。参与项目“增材制造粉末材料重复使用对性能影响的研究”,针对钛合金粉末材料的铺粉/送粉增材工艺,研究了粉末重复使用对粉末性能与增材试块力学性能的影响。

\* 基金项目: 国家自然科学基金资助项目(71601009)。

选区激光熔化(Selective Laser Melting, SLM)技术综合应用了粉末冶金技术、激光技术、计算机辅助设计与制造技术等前沿技术,是极具发展潜力的高新技术,广泛应用于航空航天、汽车制造、国防和生物医疗等领域<sup>[1]</sup>。它是基于分层叠加的思想,可以通过熔化粉末材料直接制造具有复杂内部结构的组件<sup>[2]</sup>。通常使用气雾化的预合金粉末,具有圆形、光滑的表面,5~50 $\mu\text{m}$ 的尺寸分布和高的填充效率与流动性,能够均匀且容易地分布在一个平面和薄层中。AISI316L 和 PH17-4 不锈钢合金、Inconel625 和 718、Al10SiMg、CoCr 和 Ti6Al4V 等合金是 SLM 常用的材料之一。特别是 316L 不锈钢由于其良好的机械性能和耐腐蚀性而得到广泛应用。

目前,有很多学者研究了 SLM 加工参数对成形件质量的影响。

Antony 等<sup>[3]</sup>研究了激光功率、扫描速度及激光束直径等工艺参数对 316L 不锈钢试样的几何特性和球化现象的影响,发现增大激光功率可以显著提高能量密度,导致更高的熔点和更大的熔池。Miranda 等<sup>[4]</sup>评估了激光功率、扫描速度及扫描间距对 SLM 加工 316L 不锈钢零件的致密度、剪切强度及硬度的影响。Carter 等<sup>[5]</sup>研究了激光扫描策略对 SLM 粉末制备镍超合金晶粒结构和裂纹行为的影响,证明蛇行扫描策略可以产生更均匀的结构,具有更大的柱状晶。

除了上述的试验研究,近年来有一些学者建立了 SLM 过程的有限元模型,对工艺参数的初期确定、减少试验次数及提高零件质量有指导意义。陈德宁等<sup>[6]</sup>针对不同扫描策略建立了三维有限元模型,对比分析发现岛式扫描试件整体温度场分布更均匀,更易形成较粗的  $\beta$  相柱状晶。

Hussein 等<sup>[7]</sup>建立了 SLM 过程的热力学的仿真模型,预测了零件内的温度场与应力场分布,认为在激光扫描轨道内存在循环的熔化冷却过程,造成高的范氏等效力。Parry 等<sup>[8]</sup>则通过热力学模型研究了扫描策略对 SLM 零件的残余应力的影响,采取较短的扫描路径可以减轻残余应力。

为了更好地了解扫描策略对选区激光熔化 316L 不锈钢粉末零件的温度场分布及微观组织的影响,利用 COMSOL Multiphysics 仿真软件的固体传热模块构建模型,本文仿真模拟了不同扫描路径下的多道温度场分布和熔池形态,并结合试验观察零件的微观组织,测量了零件的晶粒尺寸及显微硬度,对比分析了零件的微观组织与扫描策略间的关系,从而更好地理解 SLM 过程中发生的现象。

### 试验材料及步骤

SLM 通过激光扫描加工样件,选区激光熔化设备的激光参数功率为 300W,波长为 1064nm,激光束直径为 200 $\mu\text{m}$ 。激光束照射区域的粉末被熔化后凝固形成熔道,但其他未辐射区域仍保持粉末状态。

在本研究中,使用 316L 不锈钢粉末作为零件材料,粉末直径为 15~53 $\mu\text{m}$ ,粉末材料的化学成分及质量分数为 Ni (11.08%)、Cr (17.36%)、Mo (2.02%)、C (0.013%)、Mn (1.19%)、Si (0.36%)、P (0.032%)、S (0.002%)、N (0.052%)、Fe (Balance)<sup>[9]</sup>。

试验中用到的雾化粉末的平均直径约为 30 $\mu\text{m}$ 。

在 SLM 过程中使用的工艺参数设定如表 1 所示,扫描路径采取蛇形扫描、回形扫描及回形岛式扫描,如图 1 所示。通过线切割方法将样件从中心位置切开,获得内部 3 个正交截面(X-Y 截面, X-Z 截面, Y-Z 截面),使用专用的金相砂纸依次磨

光 3 个正交截面,并用氯化铁腐蚀剂(50g 氯化铁,50mL 盐酸,50mL 去离子水)进行腐蚀。最后,通过共聚焦显微镜和电子显微镜观察样件的 3 个正交截面的显微组织结构,获得相应的光学显微(OM)图和扫描电镜(SEM)图,以便与后续的仿真结果作比较,验证仿真数据的有效性。

电子背散射衍射(EBSD)测量在 20kV 下进行,扫描步长为 2 $\mu\text{m}$ 。测量之前,在液氮环境下,使用 20% 高氯酸将样品电抛光约 30s。为了获得晶粒取向和晶界密度,EBSD 数

表1 选区激光熔化的过程参数  
Table 1 Process parameters during SLM

参数	结果
激光光斑尺 $D/\mu\text{m}$	200
激光功率 $P/\text{W}$	300
扫描速度 $V/(\text{m}\cdot\text{s}^{-1})$	2
舱口间距 $H/\text{mm}$	0.12
粉末层厚度 $T/\text{mm}$	0.02
轨道长度 $L/\text{mm}$	10
熔点 $T_m/\text{K}$	1650

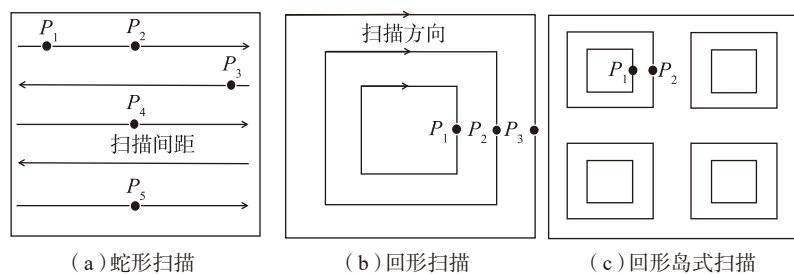


图1 激光扫描路径

Fig.1 Laser scanning strategies

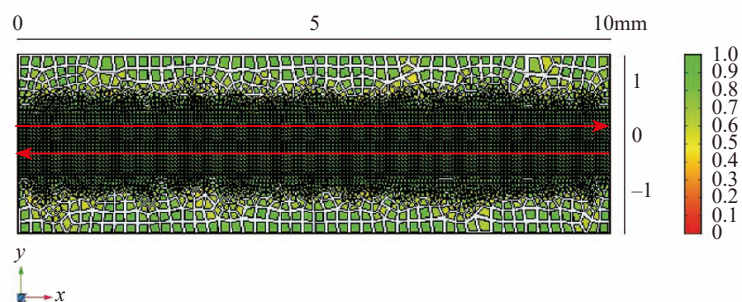


图2 SLM加工多道原理图

Fig.2 Schematic of multi-track manufacturing during SLM process

据通过 TSL OIM Analysis 7 软件进行分析。

### 三维热有限元模型的建立

利用 COMSOL Multiphysics 多物理场仿真软件中的传热模块,建立三维温度场仿真模型。如图 2 所示,使用自由四边形扫掠网格进行网格剖分,厚度方向用一个薄单元表示,并依据仿真的需要,适当的简化模型可以快速获得 SLM 制造过程的动态温度场变化情况。将激光扫描区域的网格进行局部细化,未扫描区域的网格适当的粗化,以此降低求解的自由度数,这样既保证了网格有足够的密度,又能减少计算时间提高效率。

仿真模拟了与实际加工过程相同的扫描策略,SLM 加工多道原理如图 2 所示。针对 SLM 过程中的温度场分布、最高温度随时间的变化趋势及熔池形态等方面展开了进一步的研究。其中,单层蛇形扫描的仿真样件尺寸为 10mm $\times$ 3mm,回形及回形岛式扫描的仿真样件尺寸为 2mm $\times$ 2mm。另外,由于一些建模参

数在实际加工过程中较复杂,不能进行合理的设置,研究结果需要在试验与应用中不断地修正和完善。

### 1 热模型的建立

在 SLM 过程中,316L 不锈钢粉末吸收大量的激光热量形成熔池,连接相邻的扫描轨道,此过程中存在 3 种形式的热量传递,分别为粉末材料与外界环境之间的热对流、热辐射及粉末床内部材料间的热传导。SLM 过程中的热量传递及温度变化是一个非常复杂的过程。对于瞬态的非线性三维热传导微分方程可表示为高斯热传导方程<sup>[10]</sup>。

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

式中,  $\rho$  表示为材料的密度;  $C$  为比热容系数;  $T$  为温度;  $t$  为交互时间;  $k$  为热传导系数;  $Q$  为输入的热源。

在 SLM 加工前,粉末材料具有一定的初始温度。即设置固体传热的初始条件如下:

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

式中,  $T_0$  为 SLM 加工过程的初始温度,设为 323K。

SLM 加工过程遵循能量守恒定律,由于粉末材料与加工环境存在温差,故将与周围介质进行对流换热和辐射换热,且换热系数  $h$  及加工的初始温度  $T_0$  均已知,属于第 3 类边界条件,可表示如下:

$$-k \frac{\partial T}{\partial z} + h(T - T_0) + \sigma \varepsilon (T^4 - T_0^4) = Q \quad (3)$$

式中,  $T$  为材料表面温度;  $h$  为热传导系数;  $k$  为粉末床的有效导热系数;  $\sigma$  为史蒂芬-波兹曼常数  $5.67 \times 10^{-8} \text{W}/(\text{m}^2 \cdot \text{K}^4)$ ;  $\varepsilon$  为 316L 不锈钢粉末的热辐射系数,设置为 0.25。

另外,由于用于建立粉层的粉床面积很大,可以认为是一个恒温稳

定的介质,粉床内的热传导可忽略不计,满足如下表达式:

$$-k \frac{\partial T}{\partial z} \Big|_{z=x} = 0 \quad (4)$$

### 2 热源模型的建立

SLM 加工是利用移动的激光热源直接作用于材料粉末,激光功率以热流密度的形式对粉末的表面施加热载荷,激光功率、扫描速度及扫描策略等工艺参数的不同都会影响热源能量输入的大小。由于 SLM 过程加工层厚较小,通常认为激光光斑能量服从高斯分布。因此,仿真模型中,将移动的激光热源模拟为平面上呈高斯分布的热源,如图 3 所示,模型使用了内置的高斯脉冲函数。

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

式中,  $q$  为输入的热通量;  $A$  为 316L 不锈钢粉末材料对激光的吸收率;  $P$  为激光功率;  $R$  为激光束半径;  $r$  是距激光光斑的距离,可表示为:

$$r = (x-x_0)^2 + (y-y_0)^2 \quad (6)$$

### 3 材料属性

在 SLM 成形过程中,材料的热传导率、比热容等热物理参数是与温度有关的函数,在求解热传导方程前需要确定材料在不同温度下的热物理属性。在成形过程中粉末的温度会超过 316L 不锈钢的熔点,进而导致发生相变,即存在加热过程中“固-液”转换和冷却过程中“液-固”

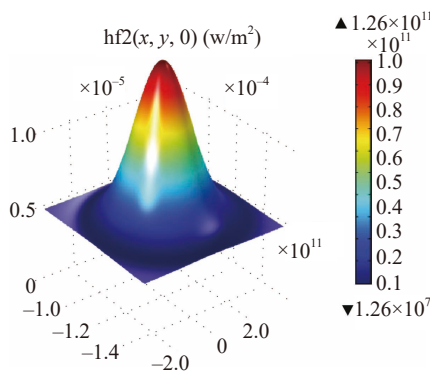


图3 高斯激光能量密度  
Fig.3 Gaussian laser energy density

转换。相变潜热是指在相变过程中吸收或放出的热量,316L 不锈钢的相变潜热高达 270kJ/kg,所以相变潜热是仿真模型中不容忽视的因素。

本文采用等效比热容的方法,即将单位质量的金属在熔化或凝固过程中吸收或释放的热量理解成比热容,此阶段的比热容  $C_e$  由两部分组成,即零件的比热容  $C_s$  和由于相变潜热引起的等效比热容  $C_0$ 。

$$C_e = C_s + C_0 \quad (7)$$

$$L_0 = L / (T_L - T_s) \quad (8)$$

式中,  $T_L$  为液相线温度 1723K;  $T_s$  为固相线温度 1650K;  $L$  为材料的相变潜热。

## 仿真结果及分析

### 1 单层有限元仿真结果

#### 1.1 扫描策略对温度场分布的影响

本研究选取蛇形扫描进行有限元仿真。图 4 (a) 和 (b) 进一步分别显示了当激光扫描至点  $P_1$  和  $P_2$  时的瞬态温度场分布图。图 4 (c)、(d) 显示了回形扫描至 0.02s 时刻与扫描至最后一个岛屿时间为 0.0348s 时的温度场分布云图。其中,蛇形扫描策略是一种常用的 SLM 扫描方式,扫描线起于异侧,且所有的扫描线都相互平行,如图 4 (a) 所示。回形扫描策略是由外向内按螺旋的方式进行填充,如图 4 (b) 所示。回形岛式扫描方式将粉床平均分成 4 个岛屿,每个岛屿内按回形方式进行扫描,如图 4 (c) 所示。

在 SLM 过程中,粉末上的温度分布随时间和空间快速变化,熔池随着激光热源的移动而移动,熔池的形状如图 4 (a) 和 (b) 所示,呈彗星拖尾状。

进一步观察后发现,熔池内部位于激光光斑附近的等值线较后端密,表明激光光斑附近熔池的温度梯度较大。这种现象是由于前部未经激光扫描的粉末区域的热传导系数较已熔化材料的传导系数小。观

察发现,与回形扫描方式相比,回形岛式扫描时,热量向着未扫描岛屿逐渐扩散,使得整个加工面的温度分布更均匀,分布范围更广泛,温度梯度较小。

图5为激光蛇形扫描至第5道中点时的温度等值线分布图,根据仿真结果可以发现,随着扫描道数的增加,温度场分布变得越来越不对称,先前已激光扫描的熔道的等值线较稀疏,温度梯度也较小。

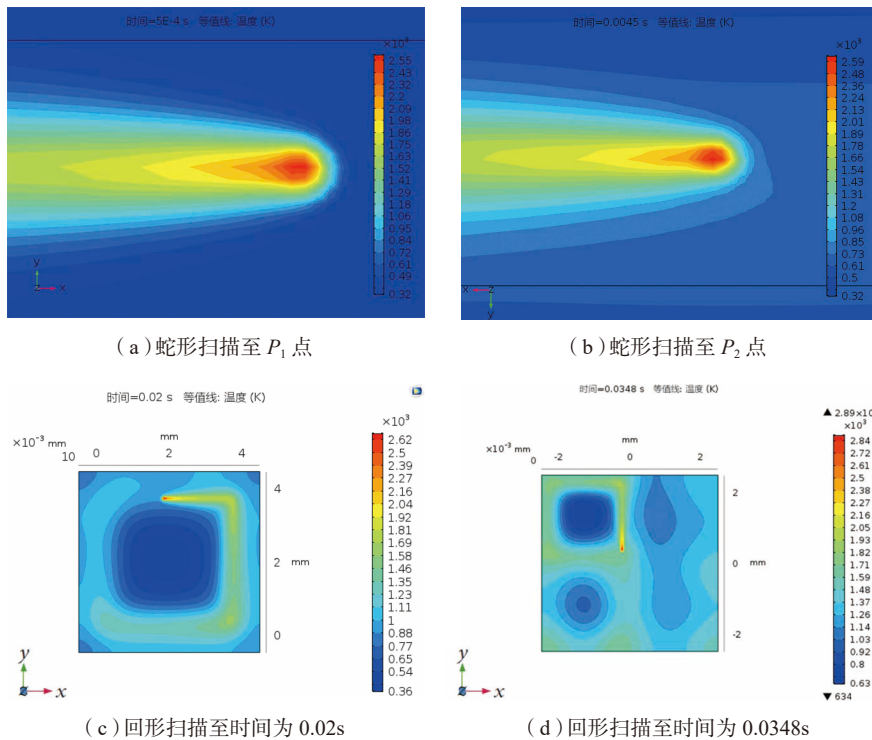


图4 蛇形扫描和回形扫描的温度场分布云图

Fig.4 Temperature contour plots during multi-track depositing process when laser irradiates

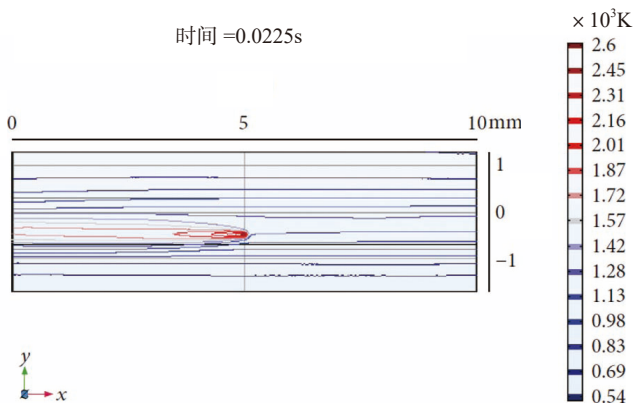


图5 蛇形扫描的温度等值线分布图

Fig.5 Temperature contour plots under S-shaped scanning strategy

## 1.2 扫描策略对热历史的影响

在蛇形扫描过程中,由图6全局最高温度曲线可以发现,随着激光加工扫描线的增加,最高温度也随之增大,但增长幅度越来越小。在激光完成一条道的扫描改变方向时,即拐角处,由于热量集中导致温度迅速升高。图7显示了在多道扫描过程中,同一扫描道上的 $P_1$ 、 $P_2$ 和 $P_3$ 点随时间变化的温度曲线。最高温度出现在每条扫描道的开端,第1条扫描

道的开端 $P_1$ 点的温度为2442K,超过了316L不锈钢粉末材料的熔点(1650K),而后随着激光热源的远离,温度迅速下降至周围环境温度。在第1条扫描道末端点最高温度则降为2303K。当激光扫描改变方向时,由于热量的累积效应, $P_3$ 点的最高温度迅速升高为2591K。

图8预测了蛇形扫描过程中,图4中3条扫描线的中点处 $P_2$ 、 $P_4$ 和 $P_5$ 随时间变化的温度曲线图。当激光束扫描至点 $P_2$ 时,最高温度为2439K,相对于点 $P_1$ 有小幅降低,这主要是由于已扫描区域粉末凝固后的导热率较未扫描区域粉末的导热率大,随后 $P_2$ 点最高温度迅速下降至周围室温,最高温度的变化趋势类似于点 $P_1$ 。 $P_4$ 点和 $P_5$ 点的最高温度分别为2585K和2656K, $P_4$ 点最高温度较 $P_1$ 点升高了146K, $P_5$ 点最高温度较 $P_4$ 点最高温度升高了71K。表明,随着扫描道数的增加,熔池的最高温度的增长幅度越来越小,最后逐渐趋于稳定。

在回形扫描过程中,随着激光沿着螺旋线逐渐由外向内扫描,作用于外圈的激光能量对内圈的扫描道有预热作用,导致最高温度有逐渐升高的趋势。 $P_1$ 、 $P_2$ 和 $P_3$ 点的最高温度分别为2036K、2197K和2290K,以上3点的温度变化曲线如图9(a)所示。 $P_2$ 点温度较 $P_1$ 点高161K, $P_3$ 点最高温度较 $P_2$ 点高93K。后续扫描道的最高温度的增长幅度越来越小,与蛇形扫描方式的温度变化趋势类似。另外,在回形岛式扫描过程中,正在扫描的岛屿内部热量集中,温度梯度大,且最高温度较回形扫描高。 $P_1$ 点与 $P_2$ 点的最高温度分别为2428K与2628K,如图9(b)所示。当激光扫描上一个岛屿时,对下一个岛屿有预热作用,由于热量累积的效应, $P_2$ 点的温度较 $P_1$ 点高200K。

## 2 试验验证

为了保证获得的仿真模型的真

实有效,这就需要结合试验的手段,设置与仿真模型相同的工艺参数进行试验,制备金相试样,并观察样件的微观组织结构,与仿真结果对比,以达到验证仿真模型有效性的目的。

此过程可以结合试验结果不断修正模型参数,使仿真模型与实际加工过程较好地吻合。

### 2.1 光学显微图片

本试验采取3种不同的扫描策

略获得3个样件,1#样件采取蛇形扫描策略,2#样件采取回形扫描策略,3#样件采取回形岛式扫描策略,并对3个样件制备了3个正交截面(X-Y截面,X-Z截面,Y-Z截面)。

图10、11、12依次为1#、2#和3#样件的X-Y截面与X-Z截面的光学显微图。对比观察X-Y截面光学显微图可以发现,在腐蚀后,激光扫描轨迹清晰可见,熔道间相互平行且有部分重叠。样件在宏观上显示出清晰的回形凝固轨迹,在微观尺度上同样显示出了相应的细胞组织结构凝固的轨迹。另外,对比分析3个样件X-Z截面的光学显微图,可以清晰看出,熔道轨迹沿着Z制造方向逐层堆积的特征。如图11(b)所示,晶粒的生长方向与激光扫描路径垂直,沿着温度梯度方向生长,因此柱状晶沿着制造方向(Z方向),在相邻几层间被拉长,出现了大量与上一层生长方向相同的柱状晶,这充分说明了成型组织外延生长的特点。由于热量的累积效应,在层与层之间的冶金结合处易形成孔洞、裂痕等缺陷,如图10(b)中黑色箭头标记处。且在回形岛式扫描过程中,在激光改变扫描方向即拐角处及熔池底部,由于热量的累积,较易出现孔隙、裂纹等缺陷,如图12(b)橙色箭头标记处。

在SLM过程中,热量和流体流动条件决定了熔池的形态。每个熔池的宽度大致相同,熔池的宽度约为 $120\mu\text{m}$ 。激光扫描道的熔池深度(约 $80\mu\text{m}$ )远大于层厚( $20\mu\text{m}$ ),因此,当激光扫描上一层相同位置时对下一层熔池有重熔作用,层与层之间能够很好地连接在一起,如图13所示。区域1为熔池B的一部分,被熔池A重熔。同理,区域3为熔池B的一部分,被熔池C重熔。区域2占据了熔池B的一部分,被相邻上一层的激光扫描重熔<sup>[11]</sup>。

图14显示了2#样件和3#样件的粒度分布的EBSD结果。同时,可

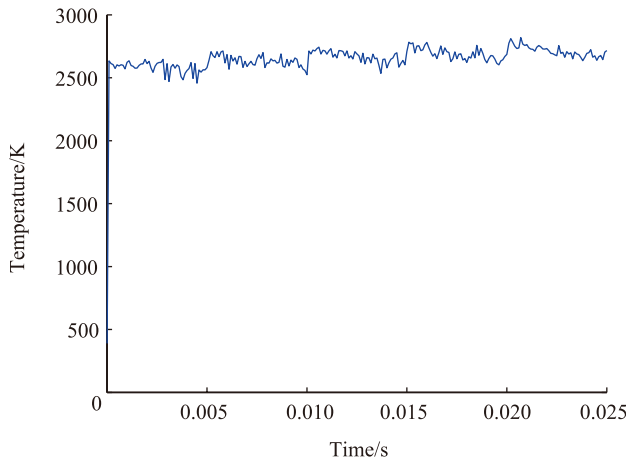


图6 蛇形扫描的全局最高温度曲线

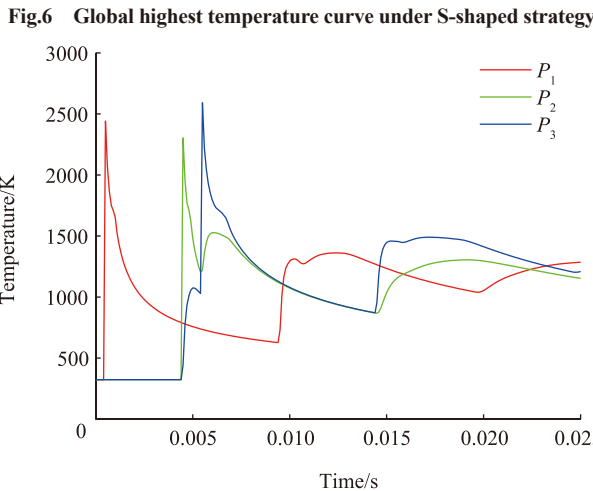


图7 蛇形扫描 $P_1$ 、 $P_2$ 与 $P_3$ 点温度变化曲线

Fig.7 Temperature change curves of  $P_1$ ,  $P_2$  and  $P_3$  points under S-shaped strategy

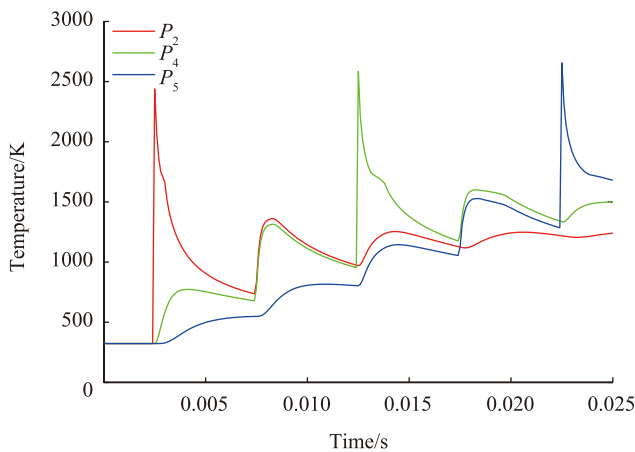


图8 蛇形扫描时 $P_2$ 、 $P_4$ 与 $P_5$ 点温度变化曲线

Fig.8 Temperature change curves of  $P_2$ ,  $P_4$  and  $P_5$  points under S-shaped strategy

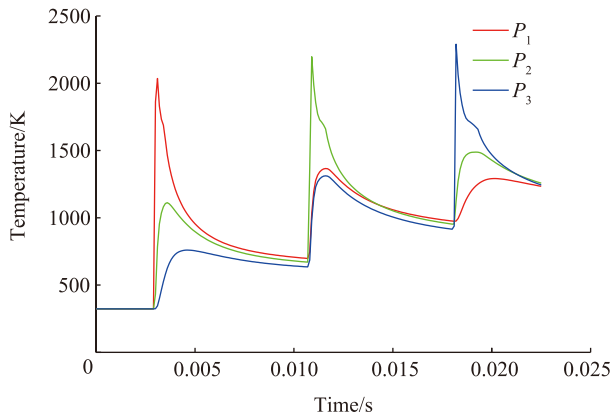
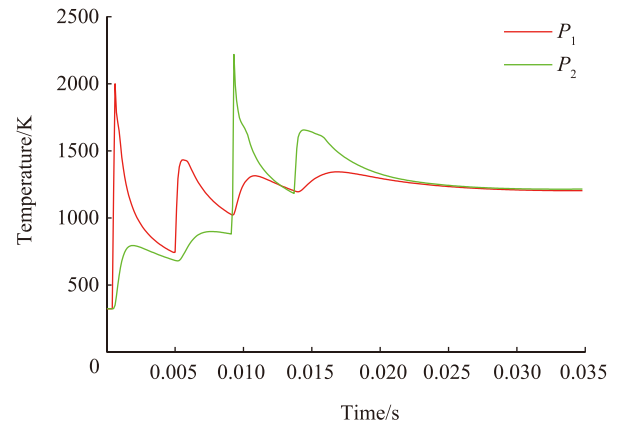
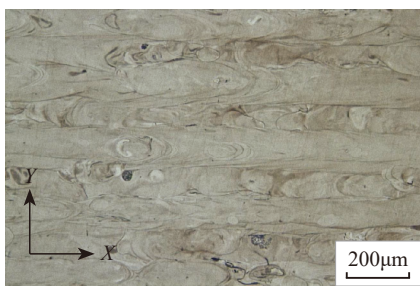
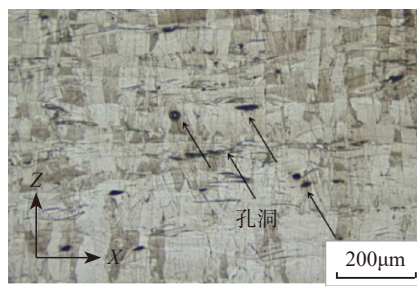
(a) 回形扫描过程中  $P_1$ 、 $P_2$  和  $P_3$  点的温度变化曲线(b) 回形岛式扫描过程中  $P_1$  点与  $P_2$  点的温度变化曲线图

图9 回形扫描和回形岛式扫描过程中的温度变化曲线

Fig.9 Temperature change curves of spiral scanning and spiral-island scanning



(a) X-Y 截面



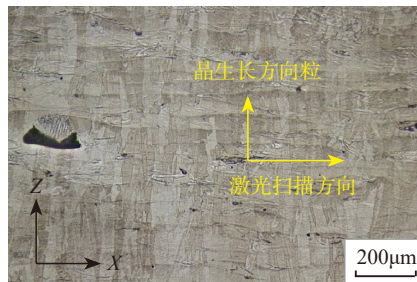
(b) X-Z 截面

图10 1#样品金相组织的低倍形貌

Fig.10 Optical micrographs of sample 1#



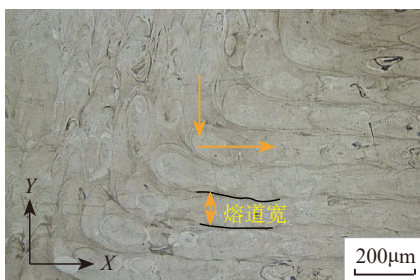
(a) X-Y 截面



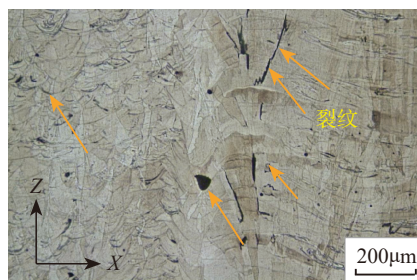
(b) X-Z 截面

图11 2#样品金相组织的低倍形貌

Fig.11 Optical micrographs of sample 2#



(a) X-Y 截面



(b) X-Z 截面

图12 3#样品金相组织的低倍形貌

Fig.12 Optical micrographs of sample 3#

以看出,样品 2 的平均晶粒尺寸略小于样品 3 的平均晶粒尺寸,这也归因于温度梯度差异。

## 2.2 应力分布及显微硬度

图 15 显示了样品 2# 和样品 3# 的内核平均错位图 (Kernel Average Misorientation Map, KAMA)。观察图 15 可以发现,2# 样品较 3# 样品具有较高的应力分布,且结合图 15 (b) 可以发现,当激光扫描 3# 样品时,岛屿交界处的裂纹较岛屿内部具有较高的应力分布。

将 3 个样品依次进行抛光后,使用 MH-VK 显微硬度计对 3 个样品分别进行了显微硬度试验。针对每个样品的 X-Z 截面,采取图 16 所示的位置点依次进行显微硬度的测定。测量时的显微硬度计选用放大倍数为 40X,压力为 0.9807N,加载时间

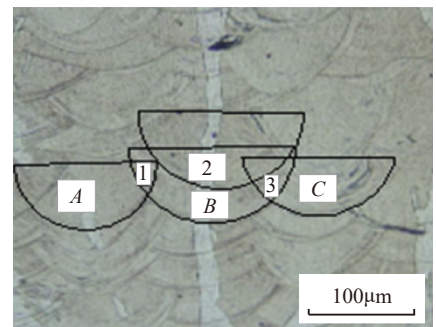


图13 3#样品的熔池边界

Fig.13 Pool boundaries of sample 3# fabricated by SLM

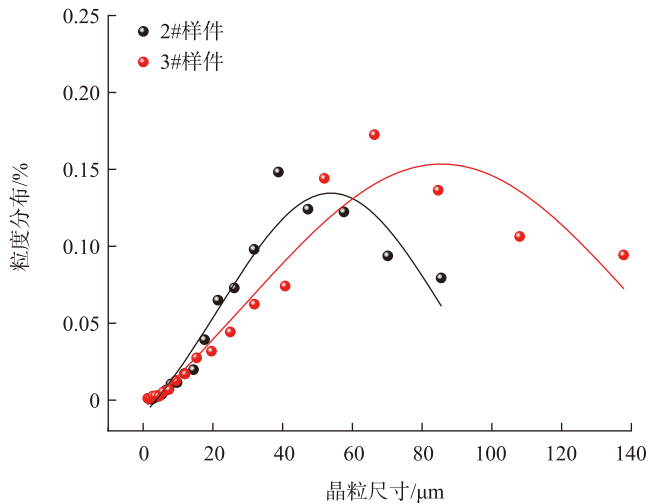
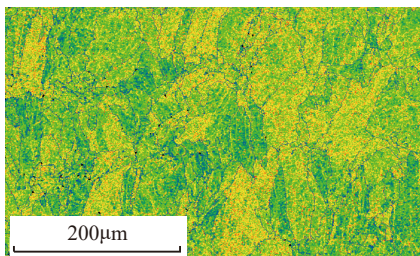
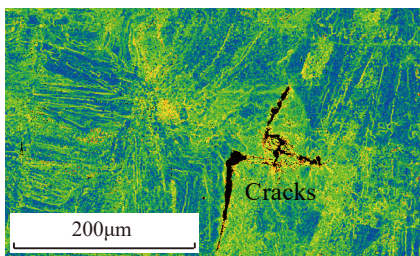


图14 2#样件与3#样件的晶粒尺寸分布  
Fig.14 Grain size distribution of sample 2# and sample 3#



(a) 2# 样件



(b) 3# 样件

图15 EBSD的内核平均错位图

Fig.15 Kernel average misorientation map

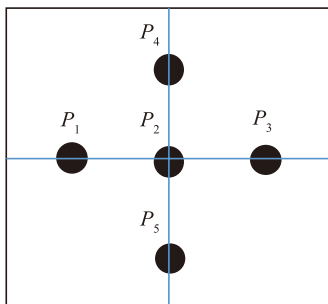


图16 显微硬度测量的5个样本点

Fig.16 Five sample points of parts for microhardness tests

为 15s, 加载和卸载方式均为自动, 测量结果如图 17 所示。

对图 17 数据分析可知, 随着扫描岛屿数的增多, 零件显微维氏硬度降低。采取回形岛式扫描时, 在岛屿间的交界处由于热量累积, 产生裂纹、开裂等一些质量缺陷, 导致其显微硬度较岛屿内部低。可以从内核平均错位图中预测到此结果, 回形扫描时较大的温度梯度导致更多的位错, 延缓或阻止外力作用下新形成的位错的迁移, 导致更高的显微硬度<sup>[12]</sup>。回形扫描的显微硬度值最大为

269.8HV, 蛇形扫描次之为 265.1HV, 回形岛式扫描的岛屿交界处显微硬度较低为 256.2HV。但总体上 SLM 零件的显微维氏硬度是较均匀的, 波动在 10% 以内, 且高于一般铸造件的显微维氏硬度约 220HV<sup>[13]</sup>。

### 结论

(1) 通过 COMSOL 仿真软件, 针对 SLM 制备 316L 样品过程, 建立了三维瞬态温度场仿真模型。模拟仿真结果表明: 激光扫描单层时, 每条扫描道的最高温度出现在开端, 随后呈逐渐下降趋势。另外, 激光在转变方向的拐角处及熔池底部有热量的累积, 较易出现孔隙、裂纹等缺陷。

(2) 结合试验结果发现, 采取回形扫描策略的 SLM 制备 316L 样品的显微维氏硬度最高为 269.8HV, 回形岛式扫描策略的岛屿交界处的显微维氏硬度较低(256.2HV), 前者归因于在较大的温度梯度下更高的应力分布。

(3) 在熔池的不同区域包含不同的晶粒结构, 主要由柱状晶和细胞枝晶组成, 在熔池边界沿着最大的温度梯度方向垂直生长。2# 样件的平均晶粒尺寸略小于 3# 样件的平均晶

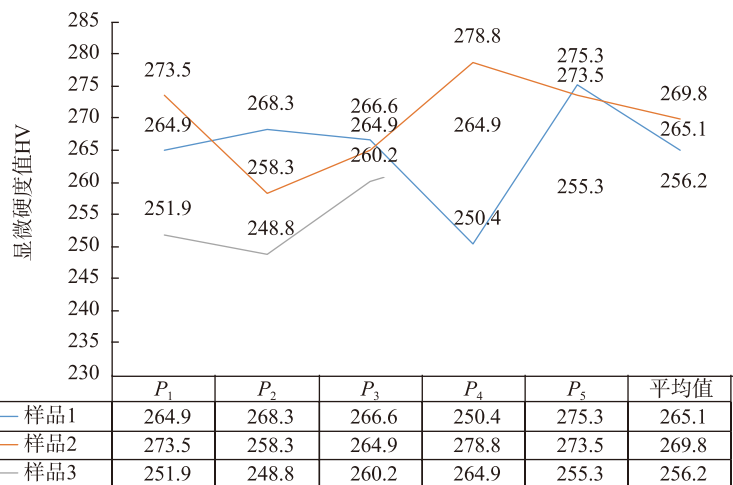


图17 样件的显微硬度值HV

Fig.17 Microhardness measures for samples

粒尺寸。这也归因于温度梯度的差异,与温度场仿真结果也是相吻合的,验证了仿真模型的合理性。

### 参考文献

- [1] AHMADI A, MIRZAEIFAR R, MOGHADDAM N S, et al. Effect of manufacturing parameters on mechanical properties of 316L stainless steel parts fabricated by selective laser melting: A computational framework[J]. *Materials & Design*, 2016, 112: 328–338.
- [2] 杨永强, 王迪, 吴伟辉. 金属零件选区激光熔化直接成型技术研究进展 [J]. *中国激光*, 2011, 38(6): 54–64.
- YANG Yongqiang, WANG Di, WU Weihui. Research progress of direct manufacturing of metal parts by selective laser melting[J]. *Chinese Journal of Lasers*, 2011, 38(6): 54–64.
- [3] ANTONY K, ARIVAZHAGAN N, SENTHILKUMARAN K. Numerical and experimental investigations on laser melting of stainless steel 316L metal powders[J]. *Journal of Manufacturing Processes*, 2014, 16(3): 345–355.
- [4] MIRANDA G, FARIA S, BARTOLOMEU F, et al. Predictive models for physical and mechanical properties of 316L stainless steel produced by selective laser melting[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2016, 657: 43–56.
- [5] CARTER L N, MARTIN C, WITHERS P J, et al. The influence of the laser scan strategy on grain structure and cracking behaviour in SLM powder–bed fabricated nickel superalloy[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2014, 615: 338–347.
- [6] 陈德宁, 刘婷婷, 廖文和, 等. 扫描策略对金属粉末选区激光熔化温度场的影响 [J]. *中国激光*, 2016, 43(4): 74–80.
- CHEN Dening, LIU Tingting, LIAO Wenhe, et al. Temperature field during selective laser melting of metal powder under different scanning strategies[J]. *Chinese Journal of Lasers*, 2016, 43(4): 74–80.
- [7] HUSSEIN A, HAO L, YAN C, et al. Finite element simulation of the temperature and stress fields in single layers built without–support in selective laser melting[J]. *Materials & Design (1980–2015)*, 2013, 52: 638–647.
- [8] PARRY L, ASHCROFT I A, WILDMAN R D. Understanding the effect of laser scan strategy on residual stress in selective laser melting through thermo–mechanical simulation[J]. *Additive Manufacturing*, 2016, 12: 1–15.
- [9] KONG D, NI X, DONG C, et al. Heat treatment effect on the microstructure and corrosion behavior of 316L stainless steel fabricated by selective laser melting for proton exchange membrane fuel cells[J]. *Electrochimica Acta*, 2018, 276: 293–303.
- [10] GU D, HE B. Finite element simulation and experimental investigation of residual stresses in selective laser melted Ti–Ni shape memory alloy[J]. *Computational Materials Science*, 2016, 117: 221–232.
- [11] HUANG Y, YANG L J, DU X Z, et al. Finite element analysis of thermal behavior of metal powder during selective laser melting[J]. *International Journal of Thermal Sciences*, 2016, 104: 146–157.
- [12] KONG D, NI X, DONG C, et al. Bio–functional and anti–corrosive 3D printing 316L stainless steel fabricated by selective laser melting[J]. *Materials & Design*, 2018, 152: 88–101.
- [13] SAEIDI K, GAO X, ZHONG Y, et al. Hardened austenite steel with columnar sub–grain structure formed by laser melting[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2015, 625: 221–229.

通讯作者: 贺可太, 博士、副教授, 研究方向为增材制造及质量控制研究, E-mail: heketai@ustb.edu.cn.

## Microstructure of Selective Laser Melting Parts Under Different Scanning Strategies

ZHAO Xue<sup>1</sup>, HE Ketai<sup>1</sup>, LI Huaixue<sup>2</sup>

(1. School of Mechanical Engineering, University of Science and Technology Beijing, Beijing 100083, China;  
2. AVIC Manufacturing Technology Institute, Beijing 100024, China)

**[ABSTRACT]** A multi-track finite element model was developed to simulate melt pool contours and the temperature field during selective laser melting (SLM) of 316L stainless steel powder under different scanning strategies. Considering, the thermophysical properties changes with temperature and the influence of latent heat of phase. The simulated temperature field was compared with experimental measurements results. Furthermore, the presented results established a correlation between the scanning path and the microstructure of SLM specimens. The simulation results showed that as the scanning tracks increase, the maximum temperature of melt pool rises slightly. The molten pool contains a large number of columnar crystals that grow vertically along the direction of the maximum temperature gradient. In addition, microscopic defects are more likely to occur at the junction between scanning islands, where the heat and stress are concentrated. Besides, the scanning strategy affects the microstructure and microhardness of SLM parts, and the part under the spiral strategy had finer grains and higher Vicker hardness than that formed under spiral-island strategy.

**Keywords:** Selective laser melting; Temperature field; Finite element simulation; Scanning strategy; Microstructure; Microhardness

(责编 铃兰)