

选区激光熔化中 316L 不锈钢的组织与力学性能

贺可太, 周柳*, 杨乐昌

北京科技大学机械工程学院, 北京 100083

摘要 采用有限元方法(FEM),考虑了粉末-实体状态的转变以及相变潜热等因素,建立了不同扫描速度下的单层多道温度场仿真模型,并结合实验分析缺陷的产生、微观组织以及力学性能的各向异性。实验结果表明:随着激光扫描速度的增加,液相的润湿性降低,内部孔隙率增大,且熔池的深度和宽度逐渐减小,不易形成良好的冶金结合。熔池内包含大量的胞状晶和树枝状枝晶,高温梯度易诱导产生胞状晶,而低温梯度易诱导产生树枝状枝晶。仿真结果也表明,由于不同方向上温度梯度的差异性,横截面与纵截面的平均晶粒尺寸、晶粒取向、应变分布以及晶界取向差分布呈现一定差异。另外,水平放置的试样具有较高的屈服强度,但延性明显低于沿着构建方向且具有细长柱状晶粒的垂直放置试样。

关键词 激光光学; 选区激光熔化; 温度场仿真; 微观组织; 力学性能

中图分类号 TG142/TF124

文献标志码 A

doi: 10.3788/LOP57.091404

Microstructure and Mechanical Properties of 316L Stainless Steel in the Selective Laser Melting

He Ketai, Zhou Liu*, Yang Lechang

School of Mechanical Engineering, University of Science and Technology Beijing, Beijing 100083, China

Abstract Herein, the finite element method (FEM) is used to simulate a single-layer and multi-track temperature field considering the powder-to-solid transition and latent heats of melting at different scanning speeds. The generation of defects, anisotropy of microstructure, and mechanical properties are experimentally analyzed. Results show that increasing the laser scanning speed tends to reduce the wettability of the liquid phase and increase porosity. Moreover, the depth and width of molten pool gradually decrease, which hinders the formation of good metallurgical bonding. Numerous cellular and dendrites are formed in the molten pool, and the high temperature gradient tends to induce planar or cellular dendrites, while the low temperature gradient tends to induce dendritic dendrites. The simulation also demonstrates that the average grain size, grain orientation, strain distribution, and the distribution of the boundary-misorientation angle on the cross-section and longitudinal section show some differences owing to differences in the temperature gradient along different directions. Furthermore, the transverse samples display a higher yield strength, but the ductility is significantly lower than that of vertical samples containing elongated columnar grains along the building direction.

Key words laser optics; selective laser melting; temperature field simulation; microstructure; mechanical properties

OCIS codes 140.3390; 140.6810

1 引言

选区激光熔化(SLM)技术是基于分层-叠加原理,利用高斯激光光源将金属粉末逐层烧结、凝固,逐

渐堆叠成三维零件的一种快速制造技术。SLM技术有着原料利用率高、制造速度快、组织细小均匀等优点,可以制造出传统方法难以加工的复杂部件^[1]。316L 不锈钢具有优异的耐腐蚀性和抗氧化性等性

收稿日期: 2019-08-19; 修回日期: 2019-08-31; 录用日期: 2019-09-16

基金项目: 国家自然科学基金(71601009)、航空科学基金(2018ZC74001)

* E-mail: 13269502976@163.com

能,已被广泛用于生物医学、汽车配件及航空航天等领域。由于 316L 钢在制造领域广泛的应用,大量研究人员使用 SLM 技术对其制造工艺进行了系统的研究。然而,SLM 输入的高能量容易导致温度场的不稳定^[2]。目前,通过实验手段来对 SLM 过程中的温度场进行研究的困难较大,而使用数值模拟则可以克服上述困难,因此数值模拟与实验相结合是研究 316L 不锈钢组织演变的有效手段。

目前,对 SLM 技术的研究主要集中在仿真模拟以及实验研究两个方面。Li 等^[3-4]采用有限元方法(FEM)模拟了不同工艺参数下温度场分布以及冷却率的变化,发现随着扫描速度的增大,冷却速度逐渐加快。Chen 等^[5-6]探究了 SLM 中粉末的动态热行为和熔体的流动机理,发现能量密度的增加将导致温度升高,并产生马兰戈尼对流效应,从而导致试样凹凸不平。在实验研究方面,Sun 等^[7-9]的研究结果表明激光能量密度对 316L 钢致密化行为和微观结构有重要影响,较优的能量密度范围为 $41.81 \sim 209.03 \text{ J/mm}^3$ 。Sun 等^[10]在 Cr、Ni、Mo、C 元素的质量分数分别为 18%、14%、2.5%、0.03% 的 316L 钢中发现了沿构建方向排列的 $\langle 011 \rangle$ 和 $\langle 001 \rangle$ 独特的晶体层状组织(CLM),该组织可以在很大程度上改善材料性能。Liu 等^[11]发现熔池中高冷却率将诱导生成细的硅颗粒、细枝晶以及亚晶界,使

表 1 316L 粉末的化学成分

Table 1 Chemical composition of 316L powder

Element	Ni	Cr	Mo	C	Mn	Si	P	S	Cu	Fe
Mass fraction /%	12.7	17.9	2.43	0.026	1.74	0.34	0.018	0.014	0.13	Balance

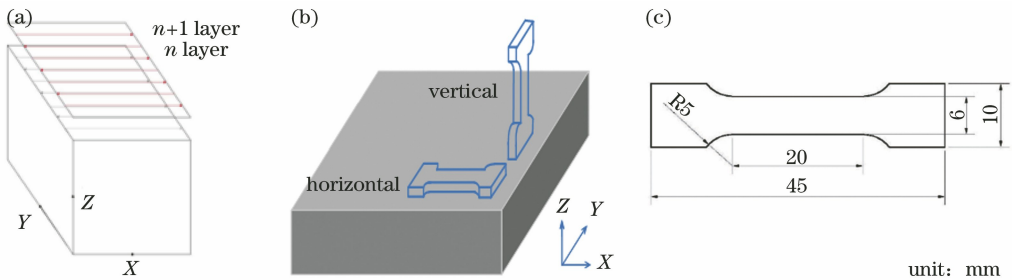


图 1 打印参数以及拉伸试样的示意图。(a)激光扫描方向图;(b)构建方向示意图;(c)拉伸样的三维尺寸图

Fig. 1 Schematic of print parameters and tensile sample. (a) Schematic of laser scanning direction; (b) schematic of building orientations; (c) schematic of three-dimensional size

2.2 表征手段

使用专用金相砂纸对块状试样表面进行研磨,并用抛光机进行机械抛光。抛光后,使用氯化铁腐蚀剂(50 g 氯化铁,50 mL 盐酸,50 mL 去离子水)以及王水腐蚀剂(盐酸、硝酸、等离子水的体积比为 3 : 1 : 4)进行腐蚀,最后利用光学显微镜(OM)和扫描电子显微镜(SEM)对微观组织进行观察。为

得零件具有更高的硬度和更强的耐腐蚀性。Gu 等^[12-14]的研究表明熔池中温度梯度和冷却速率等热变量都将影响晶粒的尺寸以及生长方向。综上所述,SLM 中复杂的热过程会影响致密化行为以及微观组织的形成,最终影响成形件的性能。

基于此,本文建立了温度场三维有限元模型,采用实验与数值模拟相结合的方法探讨了孔隙、球化等缺陷的形成机理,仿真模拟结果将为 SLM 制备零件提供优化的工艺参数。随后,将温度场中的热历史与微观组织演变相结合,更好地了解熔池的凝固热行为以及枝晶的成核机制。此外,本文还模拟了不同方向的温度梯度,并利用它解释了 XY 平面和 YZ 平面上微观结构以及力学性能的差异。

2 实验

2.1 实验条件

本研究使用的 316L 钢球形粉末的平均粒度在 $30 \sim 50 \mu\text{m}$ 之间,粉末的成分如表 1 所示。采用北京易加公司生产的 SLM 设备(EP-M100T)制备样品,工艺参数如表 2 所示(与仿真参数一致)。采用 Z 形扫描策略,每层的扫描矢量都与 X 轴平行,如图 1(a)所示。将模型水平和垂直放置在构建平台上,以研究不同构建方向上打印样品的力学性能,如图 1(b)所示。

了进一步确定组织与织构的演变,采用电子背散射衍射(EBSD)技术来对打印样品进行表征。EBSD 样品的最终抛光采用电解抛光法,电解液为高氯酸(20 mL) + 乙醇(80 mL),电解电压为 20 V,电解时间为 15 s。EBSD 分析是在 Quanta 250 场发射扫描电子显微镜下进行。室温拉伸是在 MST810 万能力学测试仪上进行,拉伸样尺寸

如图 1(c) 所示, 随后利用 Origin 2018 软件分析处理拉伸数据。

2.3 有限元模拟

使用 COMSOL 5.3a 软件中的固体传热模块对 SLM 过程中的温度场进行仿真模拟, SLM 工艺参数如表 2 所示, 其中扫描速度分别设置为 400, 450,

表 2 有限元分析中的参数

Table 2 Parameters in the finite element analysis

Parameter	Value	Parameter	Value
Laser power P /W	100	Heat of fusion L /($\text{J} \cdot \text{kg}^{-1}$)	270000
Speed v /($\text{mm} \cdot \text{s}^{-1}$)	400–1100	Absorptivity A	0.35
Layer thickness n /mm	0.02	Solidus temperature T_s /K	1650
Hatch spacing H /mm	0.08	Liquidus temperature T_m /K	1723
Laser beam radius $\bar{\omega}$ / μm	75	Initial porosity of the powder ϕ_0	0.4

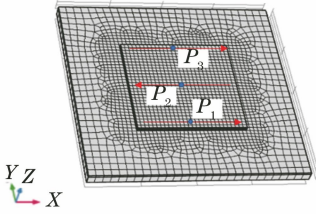


图 2 温度场的三维有限元模型

Fig. 2 Three-dimensional finite element model of temperature field

本实验中模拟的相关方程如下:

1) 热模型

温度场的时空分布满足热传导控制微分方程^[15-16], 即

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

式中: $\rho(T)$ 、 $C(T)$ 分别表示材料的密度和比热容; k 为导热系数; T 为温度; t 为激光扫描的时间; Q 为研究对象吸收的热量; (x, y, z) 表示平面内点的坐标值。

2) 热源模型

XY 平面内, 激光以 (x_0, y_0) 为起点, 以速度大小 v 沿 X 轴移动的高斯热源的表达式为

700, 900, 1100 mm/s。在仿真过程中, 建模区域分为粉末层和基板层, 其中粉末层的尺寸设置为 $1 \text{ mm} \times 1 \text{ mm} \times 0.02 \text{ mm}$ (单层), 基板层的尺寸设置为 $2 \text{ mm} \times 2 \text{ mm} \times 0.1 \text{ mm}$, 如图 2 所示。 P_1 、 P_2 、 P_3 点的坐标分别为 $(0.5, -0.4, 0.02)$ 、 $(0.5, 0, 0.02)$ 、 $(0.5, 0.4, 0.02)$ 。

$$q = \frac{2AP}{\pi\bar{\omega}^2} \cdot$$

$$\exp \left\{ -\frac{2[(x-x_0-vt)^2 + (y-y_0)^2]}{\bar{\omega}^2} \right\}, \quad (2)$$

式中: q 为输入的热通量。在 COMSOL 仿真模型中, 利用自带的高斯函数 $\text{gp1}(\cdot)$, 以 standard 作为标准偏差设置激光能量密度方程: $f(x, y) = P \times \text{gp1}[x-x(t)] \times \text{gp1}[y-y(t)]$, 其中 $x(t)$ 和 $y(t)$ 为 t 的分段函数, 即激光移动的横、纵坐标, $f(x, y)$ 表示激光功率密度。

3) 边界条件

在 SLM 过程中, 激光照射粉末床形成微熔池, 其中涉及热传导、热对流和热辐射, 因此自然边界条件可以定义为^[17]

$$k \frac{\partial T}{\partial n} + \varepsilon\sigma(T^4 - T_0^4) + h(T - T_0) - q = 0, \quad (3)$$

式中: n 为表面的法向分量; ε 为表面的辐射率; T_0 为加工时的初始温度, 设为 298 K; σ 为 Stefan-Boltzmann 辐射常数, $\sigma = 5.67 \times 10^{-8} \text{ W}/(\text{m}^2 \cdot \text{K}^4)$; h 为对流换热系数, $h = 10 \text{ W}/(\text{m}^2 \cdot \text{K})$ 。

4) 热物理参数

粉末的有效密度、孔隙率以及有效热导率可以表示为^[17-18]

$$\phi = (\rho_{\text{solid}} - \rho_{\text{powder}}) / \rho_{\text{solid}}, \quad (4)$$

$$\rho_{\text{powder}} = \begin{cases} \rho_{\text{solid}}(1 - \phi_0), & T_0 \leq T \leq T_s \\ \rho_{\text{solid}}[1 + \phi_0(T - T_s)/(T_m - T_s) - \phi_0], & T_s \leq T \leq T_m \\ \rho_{\text{solid}}, & T > T_m \end{cases}, \quad (5)$$

$$k_{\text{powder}} = k_{\text{solid}}(1 - \phi), \quad (6)$$

式中： ϕ 为粉床的孔隙率； k_{soild} 、 ρ_{soild} 分别为 316L 钢实体的热导率以及密度； k_{powder} 、 ρ_{powder} 分别为粉末的有效热导率及有效密度。

5) 相变潜热的处理

在 SLM 中,状态的转变存在相变潜热,相变潜热的表示方法一般有三种,分别为等效比热容法、等温法和热焐法。本文通过等效比热容法来定义相变潜热,即

$$C_e = C + L_0, \quad (7)$$

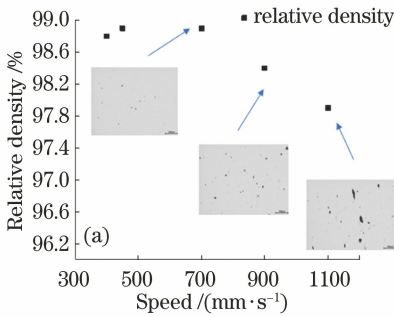
$$L_0 = L / (T_m - T_s), \quad (8)$$

式中： C_e 为软件中实际设置的比热容； C 为材料的比热容； L_0 为由相变潜热引起的等效比热容。

3 结果与讨论

3.1 致密化行为

SLM 过程中加工参数对成形材料的致密化行为有着极大的影响。基于此,本研究首先分析扫描



速度 v 对孔隙率的影响。从图 3(a)可以看出,当扫描速度较大时,样品表面存在明显孔隙。图 3(b)所示为不同扫描速度下 P_2 点的温度随时间的变化曲线,其中虚线表示粉末的液相线温度 1723 K^[19],虚线与变化曲线的交线间的距离表示液相存在时间,定义为 $t_2 - t_1$ 。

如图 3(b)所示,无论扫描速度如何改变, P_2 点的温度变化趋势基本相同,都经历了快速熔化和凝固过程。在相对较快的扫描速度下,熔池内部的温度较低,因此液相存在的时间较短(0.13 ~ 0.24 ms),熔体的黏度急剧上升,液相的润湿性明显降低,且易产生马兰戈尼对流效应,不利于产生平滑的扫描轨迹^[20]。此外,在低扫描速度下,熔池的温度急剧升高,液体的寿命增长(0.24 ~ 0.56 ms),冷却速度降低,从而导致较小的热梯度^[3]。预测当 $v < 700$ mm/s 时容易获得相对平坦的表面。

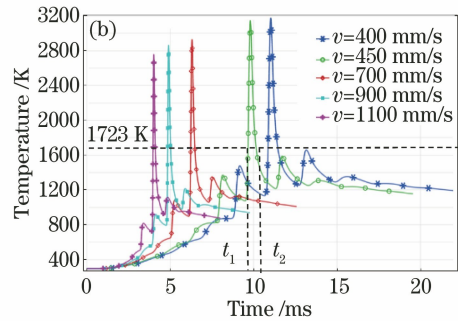


图 3 加工参数对成形材料致密化的影响。(a)不同样品的孔隙率;(b)不同扫描速度下的温度变化曲线

Fig. 3 Influence of processing parameters on densification of formed materials. (a) Porosity of different samples; (b) temperature curves at different scanning speeds

3.2 微观组织特征

3.2.1 熔池特征分析

图 4 为不同扫描速度下的温度分布模拟结果以及当扫描速度为 700 mm/s 时的熔池形貌图。图 4(a)、(c)所示分别为不同扫描速度下沿着 Y 轴和 Z 轴的温度分布,其中 $Y_2 - Y_1$ 表示熔池的宽度, $Z_2 - Z_1$ 表示深度。当扫描速度从 1100 mm/s 依次下降至 400 mm/s 时,熔池的宽度分别为 88.59, 95.36, 103.41, 121.46, 127.67 μm ,熔池的深度分别为 16.30, 19.10, 25.98, 36.09, 39.62 μm ,具体结果如表 3 所示。图 4(d)为扫描速度为 700 mm/s 时 YZ 面的金相图,测量得到熔池的宽度约为 112 μm ,深度约为 32 μm ,该结果与模拟结果相似。总体来说,模拟结果略小于实验结果,这是因为模拟过程中只考虑第一层的情况,此时基板温度较低,冷却速度较

快,因此温度偏低。

众所周知,控制熔池的最高温度及熔池长度 (L)、宽度 (W) 和深度 (H),可以有效优化工艺参数,得到组织均匀的成形材料。本研究主要通过以下 3 个约束条件进行参数优化:

1) 熔池的最大温度需要超过 316L 钢的熔点 (1723 K),但不能超过其沸点 (3100 K),否则粉末会出现熔融不足或者强烈飞溅现象,产生孔隙缺陷;

2) 熔池的宽度必须大于扫描间距,熔池的深度必须大于粉末层厚且小于粉末层厚的两倍^[21],否则就会导致粉末不能完全熔化或者过熔;

3) 熔池的长与宽的比值不能超过圆周率 (π),否则会发生球化效应。当粉末润湿性降低时,粉末通常倾向于聚成球体来减小表面积^[22]。当 v 为

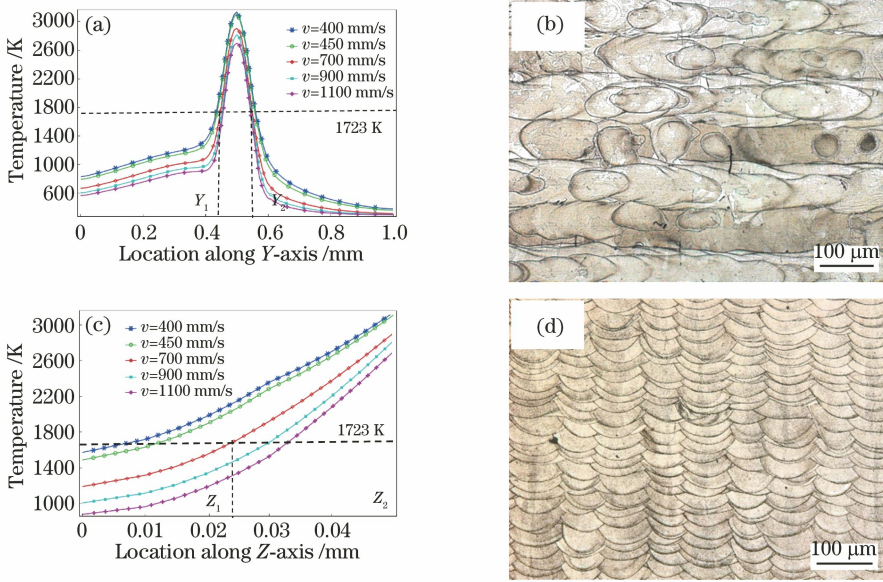


图 4 不同扫描速度下沿着 Y 轴和 Z 轴的温度分布以及当 $v=700$ mm/s 时样品的 OM 图。(a)沿 Y 轴的温度分布；(b) XY 面的 OM 图；(c)沿 Z 轴的温度分布；(d)YZ 面的 OM 图

Fig. 4 Temperature distribution curves along Y-axis and Z-axis at different scanning speeds and optical micrographs of samples when $v = 700$ mm/s. (a) Temperature distribution along Y-axis; (b) optical micrograph of XY-plane; (c) temperature distribution along Z-axis; (d) optical micrograph of YZ-plane

表 3 不同扫描速度下熔池的长度(L)、宽度(W)和深度(H)

Table 3 Length (L), width (W), and depth (H) of molten pool at different scanning speeds

$v / (\text{mm} \cdot \text{s}^{-1})$	$T_{\text{max}} / \text{K}$	$W / \mu\text{m}$	$L / \mu\text{m}$	$H / \mu\text{m}$	L / W	H / W	Balling effect
400	3140	127.67	219.92	39.62	1.72	0.31	No
450	3110	121.46	207.73	36.09	1.71	0.30	No
700	2910	103.41	165.26	25.98	1.60	0.25	No
900	2820	95.36	155.58	19.10	1.63	0.20	No
1100	2700	88.59	143.87	16.30	1.62	0.18	No

400 mm/s 时,最高温度为 3140 K,略超过 316L 钢的沸点;当 v 为 900 mm/s 和 1100 mm/s,熔池的深度小于 $20 \mu\text{m}$,层与层之间不能形成良好的结合,容易产生缺陷。在 5 种扫描速度下, L/W 的值都小于 π ,都不易发生球化效应。综上,认为在 v 为 450 mm/s 和 700 mm/s 的工艺参数下,试样的致密化率较高。因此,选择较优工艺参数($P=100$ W, $v=700$ mm/s),对立方体和拉伸试样进行微观结构和力学性能表征与测试。

3.2.2 316L 钢熔池中枝晶分析

在 SLM 中,由于熔池较狭小且熔池内部的凝固动力学过程较为复杂,因此有必要对其内部组织进行分析。图 5(a)为扫描速度为 700 mm/s 时的熔池形貌图,可以清楚观察到熔池内部存在着胞状晶和树枝状枝晶,且胞状结构为多边形,大小在 $0.5 \sim 1 \mu\text{m}$ 之间。熔池内枝晶的形成与过冷理论有关,是由高冷却率造成的^[23]。此外,不同的树枝状枝晶的

生长方向不相同,这是因为它的生长会受到热流方向以及晶体生长方向的影响^[24]。

在 SLM 过程中,由于热过程比较复杂,难以通过在线监测获取相关温度信息,而采用软件仿真模拟温度的变化,可以有效探索枝晶的成核和生长机制。图 5(b)为当扫描速度为 700 mm/s 时,激光运行至 P_2 点时的温度等值面云图。可以明显看出,该云图呈彗星状,熔池中心的温度最高,为 2910 K。众所周知,高的温度梯度下不易形成结构过冷区,有利于产生胞状晶;而低的温度梯度下,容易诱导产生树枝状枝晶^[25]。图 5(d)为沿着不同方向(OA、OB、OC)的温度分布曲线,曲线斜率表示温度梯度,其中 O 是熔池的中心,A、B、C 分别是熔池边界上的点,OA 与 OB 呈 45° 角。由图 5(d)可知,B 点和 O 点的温度梯度大于 A 点和 C 点的温度梯度,所以 O 点和 B 点更容易形成胞状晶。然而 A 点和 C 点之间微小的差异可以归因于 SLM 中的重熔作用^[26],热量传递并不完全对

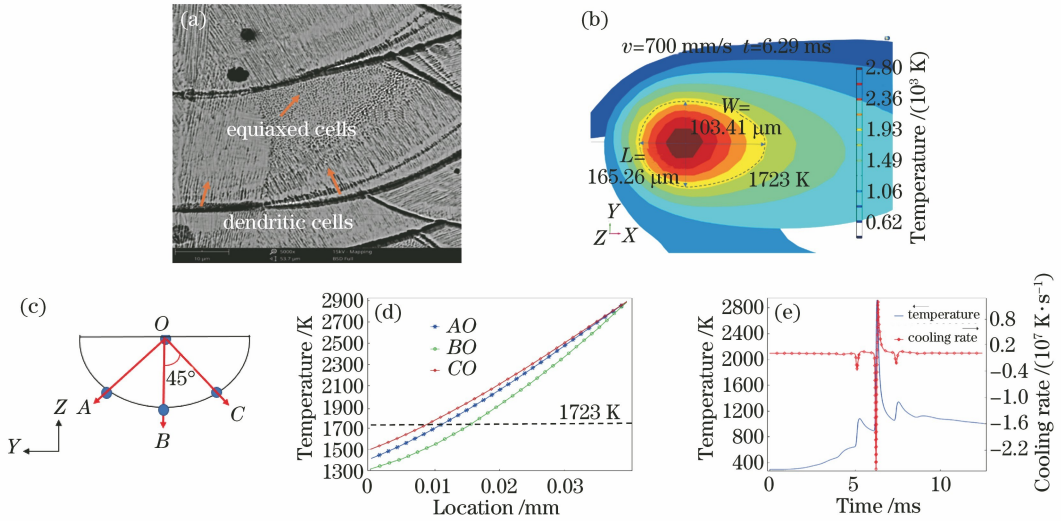


图 5 当扫描速度为 700 mm/s 时,有限元模拟以及 SEM 的微观图。(a)纵截面(YZ 截面)的 SEM 图;(b)横截面温度云图;

(c)纵截面的示意图;(d)沿着直线 OA、OB、OC 的温度分布;(e) P_2 点温度以及冷却率随时间的变化趋势

Fig. 5 FE-SEM images showing characteristic microstructures of SLM when $v=700$ mm/s. (a) SEM of longitudinal section (YZ-plane); (b) temperature cloud picture of cross section; (c) schematic of longitudinal section; (d) temperature distribution along the line OA, OB, and OC; (e) curves of temperature and cooling rate changed with time at P_2

称。由图 5(e)可知,在 SLM 过程中,高冷却速率(1.2×10^7 K/s)导致没有足够的时间形成二次枝晶臂,因此只能观察到一次枝晶。

3.2.3 织构分析

图 6 所示为当光斑移动到 P_1 、 P_2 、 P_3 点时, X 和 Z 方向的温度梯度分布。图 6 中的正负温度梯度分别表示流入和流出 316L 粉末的热量。可以看出,离激光中心越近,温度等值线越密集,温度

梯度越大。此外,图 6 还表明在构建方向存在最大温度梯度 65 K/ μm [图 6(b)],在扫描方向存在较小的温度梯度 30 K/ μm [图 6(a)]。这是因为基板的温度比较低,热量主要沿着基板方向散失,因此先前凝固层的冷却速度相对于后凝固层要快,后续构建层的热量则会优先传递到先前凝固层,所以热流方向平行于构建方向,构建方向的温度梯度比较大^[27]。

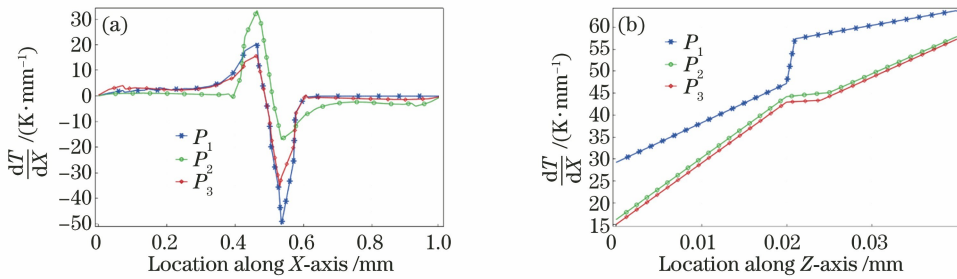


图 6 当激光运行至 P_1 、 P_2 、 P_3 点时不同方向的温度梯度。(a) X 方向;(b) Z 方向

Fig. 6 Temperature gradient along different directions when the laser is running to points P_1 , P_2 , and P_3 . (a) X-direction; (b) Z-direction

为了进一步研究晶粒的尺寸和分布,将样品的不同表面进行 EBSD 表征,图 7 为通过 EBSD 数据计算得到对应的 Z 方向(构建方向)、X 方向(扫描方向)的极图与反极图。EBSD 常用软件主要来自牛津、EDAX 和布鲁克 3 家公司。EDAX 生产的软件一般只给出一个取向分布图,默认情况下是 ND 方向的取向分布(其余两个方向可以自行手动导

出)。根据本实验的结果,数据处理中未手动修改测试中电镜坐标系的情况下,所给出的取向分布图为 ND 方向。

横截面(XY 平面)中存在沿激光扫描方向(X 方向)生长的类似柱状晶结构,其宽度约为 $110 \mu\text{m}$,这一宽度与熔池宽度有关[图 7(a)]。同时,沿 X 方向的柱状晶内部存在大量与 Y 轴方向平行的片层

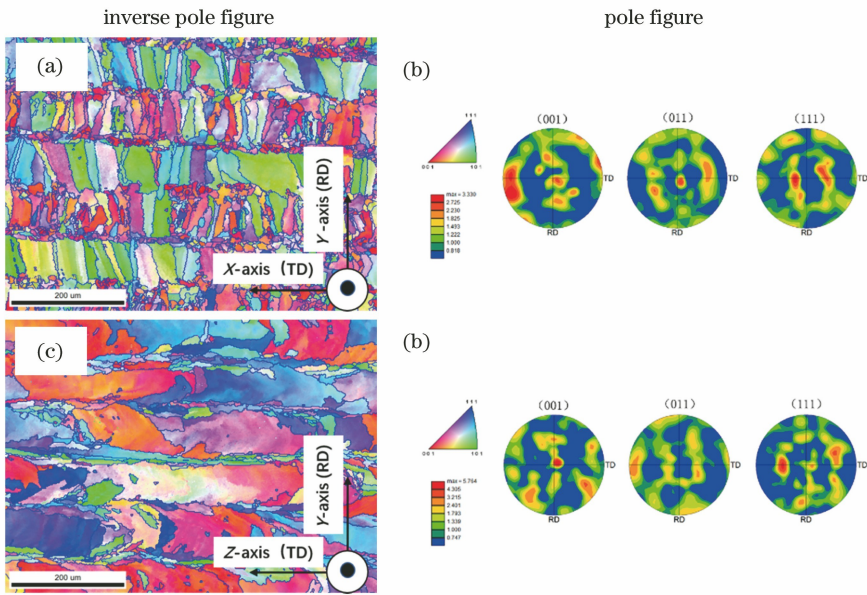


图 7 沿着 Z 轴(构建方向)和 X 轴(扫描方向)的反极图以及相对应的极图。(a)(b) XY 平面;(c)(d) YZ 平面
 Fig. 7 Inverse pole figures with respect to Z (build direction) and X (scanning direction) and corresponding pole figures. (a)(b) XY plane; (c)(d) YZ plane

状结构。该片层结构的宽度与熔池凝固过程中金属液过冷度及温度梯度等因素有关。此外,在扫描线重熔的地方存在大量细小尺寸的等轴晶粒,其尺寸约为几十微米,此类晶粒具有<001>的取向分布[图 7(a)]。从极图可以看出,(011)面与合金 ND 方向具有一定取向关系,同时<001>与 TD 方向具有一定取向关系[图 7(b)],因此认为等轴晶粒具有(011)<001>弱织构,这一结论与 Zhou 等^[28]的结果吻合。在 YZ 平面,存在沿着 Z 轴竖直向上外延生长的彼此平行的柱状晶,长度可以达到 200 μm,同时在其间隙处存在细小晶粒[图 7(c)]。极图的结果表明晶粒在 YZ 平面具有<001>的取向分布[图 7(d)],这一结果与横截面观察结果相符。此外,晶粒在 XY 面与 YZ 面上尺寸的差异主要归因于温度梯度的差异(图 6),高温温度梯度下晶粒的生长速率比较快,因此晶粒在 YZ 面中的平均尺寸(78.57 μm)大于在 XY 面的尺寸(34.09 μm),如图 8 所示。

3.2.4 位错密度以及应变分析

图 9 为样品的横截面和纵截面的内核平均错位图(KAM)。KAM 主要用于估算位错密度^[29]以及应变分布。在 XY 面和 YZ 面内,最低位错密度部分的面积占比分别为 30.8%和 48.6%,说明 YZ 平面内晶粒的位错密度小于 XY 平面,这是由不同的再结晶过程造成的。位错密度对晶粒的力学性能有着一定的影响,晶粒内部低位错密度可为位错滑移提供了更多的自由空间,因此位错密度低的样品往

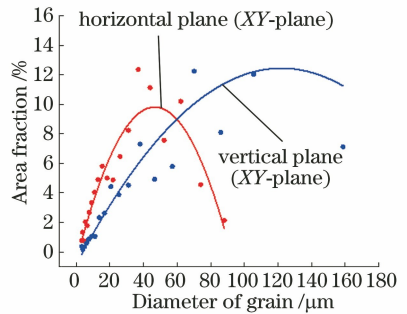


图 8 XY 和 YZ 表面上晶粒尺寸分布图

Fig. 8 Grain size distribution in XY-plane and YZ-plane
 往具有很好的塑性^[30-31]。此外,在 XY 平面内熔池的重叠处以及晶粒的边界处存在高位错密度以及高应变[图 9(a)],而 YZ 平面应变分布相比较更均匀[图 9(b)],具有较低的应变。

3.2.5 大角度晶界和小角度晶界分析

图 10(a)、(b)是样品横截面与纵截面晶界取向差分布图,其中红色表示小角度晶界(LAGBS, 小于 15°)。在 SLM 的快速熔化和凝固过程中,晶粒优先形成以小角度晶界为主的亚晶粒,然后前一层将上一层已经凝固的粉末完全熔化或部分熔化,前一道将上一道部分熔化,复杂的重熔过程导致晶粒的再结晶,小角度晶界逐渐转变为大角度晶界^[32]。XY 面与 YZ 面中小角度晶界的占比分别为 61.1%和 65.3%,YZ 面中存在更多的小角度晶界,且两个截面都是小角度晶界或者亚晶界占据较大比例。

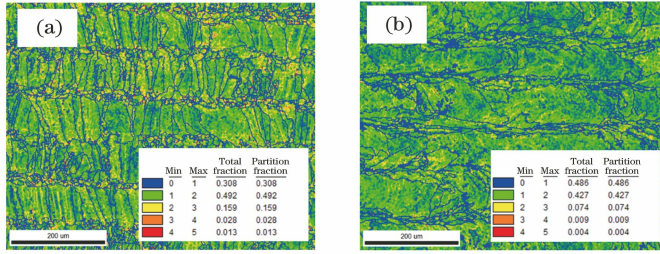


图 9 不同平面的内核平均错位图。(a) XY-平面;(b) YZ-平面

Fig. 9 Kernel average misorientation in different planes. (a) XY-plane; (b) YZ-plane

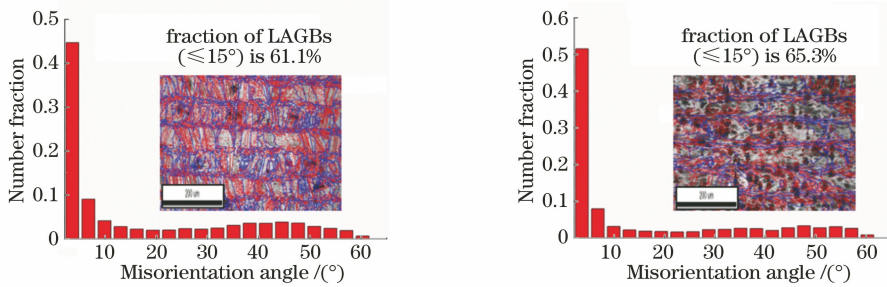


图 10 不同平面内晶界取向差分布。(a) XY-平面;(b) YZ-平面

Fig. 10 Orientation difference distribution at grain boundary in different planes. (a) XY-plane; (b) YZ-plane

3.3 力学性能

图 11 所示为在水平和竖直方向上打印样品的应力应变曲线以及相应的拉伸性能,具体值列于表 4 中。可以看到,水平放置的试样具有较好的抗拉强度(728.53 MPa)和屈服强度(587.36 MPa),但延伸率较差[图 11(b)]。垂直放置的试样强度远小于水平放置试

样的强度,这归因于晶粒尺寸的差异性(图 8),水平方向上晶粒尺寸要比垂直方向的晶粒尺寸小,但晶粒数量比垂直方向多,因此水平方向上晶粒提供了大量的晶界。根据经典 Hall-Petch 关系理论^[33]和改进的滑移距离理论,大量晶界的存在会阻碍位错运动,同时小尺寸的晶粒滑移空间较小,从而引起材料的强化^[25,34]。

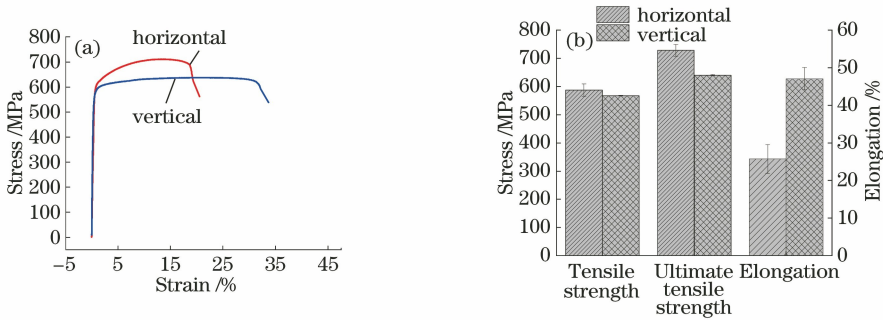


图 11 316L 不锈钢的拉伸性能。(a)应力应变曲线;(b)垂直方向和水平方向的拉伸性能

Fig. 11 Tensile properties of the 316L stainless steel samples manufactured by SLM. (a) Stress-strain curves; (b) tensile properties of vertical and horizontal directions

表 4 316L 不锈钢在室温下的拉伸性能

Table 4 Tensile properties at room temperature of 316L fabricated by SLM

Direction	Tensile strength /MPa	Ultimate tensile strength /MPa	Elongation /%
Horizontal	587.36±21.86	728.53±21.06	25.72±3.82
Vertical	567.92±1.67	640.18±2.33	47.1±2.97

本研究中垂直放置试样的延伸率(47.1%)远远大于水平放置试样(25.72%),这与 Casati 等^[35]观察的结果不一致,宗学文等^[36]也观察到了这种差异

性,但没有给出详细的解释。Casati 等^[35]认为拉伸过程中裂纹跨层传播,在层边界中,容易出现气孔、夹杂物等缺陷^[37],从而产生裂纹,降低延伸率。而

在本研究中,在层与层的边界处观察到较少的孔隙[图 4(b)、(d)],这可能是 YZ 平面的长柱状晶导致了延伸率的差异性。对于垂直构建样品,拉伸方向平行于细长的柱状晶[图 7(a)、(c)],在拉伸过程中,柱状晶容易被拉长,更容易发生塑性变形。且相邻柱状晶的晶界处容易产生摩擦力^[38],可以降低裂纹的生长速度,从而获得更好的延展性。然而,对于水平放置的样品,其拉伸方向垂直于柱状晶的生长方向,裂纹容易沿着长柱状晶的晶界扩展^[39]。此外,YZ 平面内晶粒的位错密度小于 XY 平面内的位错密度,Xue 等^[30]的研究表明拉伸实验中,在低位错密度下的样品更容易积累位错,提高应变硬化能力以及延展性。因此,水平放置试样的延伸率较小。

4 结 论

对采用不同扫描速度和不同构建方向制备的 316L 不锈钢组织以及力学性能进行评价,并利用有限元仿真模拟了 SLM 过程温度场的变化,更好地解释了微观结构的演变。在恒定激光功率下,激光扫描速度不断增大时,试样内部的孔隙率先降低后升高。速度在 450~700 mm/s 时,孔隙率较低,熔池的深度和宽度逐渐减小。熔池内存在胞状晶和树枝状枝晶,高温梯度下易产生胞状晶,而低温梯度容易诱导产生树枝状枝晶,枝晶更倾向于沿着晶体生长的方向生长。在 XY 平面内,短柱状晶粒呈现(011)⟨001⟩弱织构,而 YZ 平面内相互平行的长柱状晶粒具有⟨001⟩的取向分布,这归因于温度梯度的差异性。纵截面中存在更多的小角度晶界,且 XY、YZ 两个平面都是以小角度晶界或者亚晶界为主。由于长柱状晶与短柱状晶尺寸的差异性,与垂直试样相比,水平放置的试样具有较高的强度和较低的延伸率,这也归因于温度梯度的差异性,高温梯度有利于形成长柱状晶。上述结果与温度场仿真结果相吻合,验证了仿真结果的正确性。

参 考 文 献

- [1] Gu D D, Meiners W, Wissenbach K, et al. Laser additive manufacturing of metallic components: materials, processes and mechanisms [J]. International Materials Reviews, 2012, 57(3): 133-164.
- [2] Chen D N, Liu T T, Liao W H, et al. Temperature field during selective laser melting of metal powder under different scanning strategies [J]. Chinese Journal of Lasers, 2016, 43(4): 0403003.
- [3] Li Y L, Gu D D. Parametric analysis of thermal behavior during selective laser melting additive manufacturing of aluminum alloy powder [J]. Materials & Design, 2014, 63: 856-867.
- [4] Luo C, Qiu J H, Yan Y G, et al. Finite element analysis of temperature and stress fields during the selective laser melting process of thermoelectric SnTe [J]. Journal of Materials Processing Technology, 2018, 261: 74-85.
- [5] Chen Z, Xiang Y, Wei Z Y, et al. Thermal dynamic behavior during selective laser melting of K418 superalloy: numerical simulation and experimental verification[J]. Applied Physics A, 2018, 124(4): 313.
- [6] Ma R Q, Zhang K, Wei H L, et al. Formation mechanism of surface microstructure in selective laser melting of alumina ceramic based on numerical simulation[J]. Chinese Journal of Lasers, 2019, 46(2): 0202002.
马瑞芬, 张凯, 韦辉亮, 等. 基于数值仿真的 Al₂O₃ 陶瓷激光选区熔化表面微观组织形成机理研究[J]. 中国激光, 2019, 46(2): 0202002.
- [7] Sun Z J, Tan X P, Tor S B, et al. Selective laser melting of stainless steel 316L with low porosity and high build rates[J]. Materials & Design, 2016, 104: 197-204.
- [8] Zhang B C, Dembinski L, Coddet C. The study of the laser parameters and environment variables effect on mechanical properties of high compact parts elaborated by selective laser melting 316L powder [J]. Materials Science and Engineering A, 2013, 584: 21-31.
- [9] Cherry J A, Davies H M, Mehmood S, et al. Investigation into the effect of process parameters on microstructural and physical properties of 316L stainless steel parts by selective laser melting [J]. The International Journal of Advanced Manufacturing Technology, 2015, 76(5/6/7/8): 869-879.
- [10] Sun S H, Ishimoto T, Hagihara K, et al. Excellent mechanical and corrosion properties of austenitic stainless steel with a unique crystallographic lamellar microstructure via selective laser melting[J]. Scripta Materialia, 2019, 159: 89-93.
- [11] Liu Y J, Liu Z, Jiang Y, et al. Gradient in microstructure and mechanical property of selective

- laser melted AlSi₁₀Mg[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2018, 735: 1414-1421.
- [12] Gu D D, Shi Q M, Lin K J, et al. Microstructure and performance evolution and underlying thermal mechanisms of Ni-based parts fabricated by selective laser melting[J]. *Additive Manufacturing*, 2018, 22: 265-278.
- [13] Zhang Z, Farahmand P, Kovacevic R. Laser cladding of 420 stainless steel with molybdenum on mild steel A36 by a high power direct diode laser [J]. *Materials & Design*, 2016, 109: 686-699.
- [14] Liu S W, Zhu H H, Peng G Y, et al. Microstructure prediction of selective laser melting AlSi₁₀Mg using finite element analysis [J]. *Materials & Design*, 2018, 142: 319-328.
- [15] He K T, Zhao X. 3D thermal finite element analysis of the SLM 316L parts with microstructural correlations[J]. *Complexity*, 2018, 2018: 1-13.
- [16] 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.
- [17] Li Y L, Gu D D. Thermal behavior during selective laser melting of commercially pure titanium powder: numerical simulation and experimental study [J]. *Additive Manufacturing*, 2014, 1/2/3/4: 99-109.
- [18] Sun S B, Zheng L J, Liu Y Y, et al. Selective laser melting of Al-Fe-V-Si heat-resistant aluminum alloy powder: modeling and experiments [J]. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2015, 80(9/10/11/12): 1787-1797.
- [19] Dong Z C, Liu Y B, Wen W B, et al. Effect of hatch spacing on melt pool and as-built quality during selective laser melting of stainless steel: modeling and experimental approaches [J]. *Materials*, 2018, 12 (1): 50.
- [20] Zhang G H, Guo S Q, Huang S, et al. Density analysis of GH4169 superalloy prepared by selective laser melting[J]. *Laser & Optoelectronics Progress*, 2019, 57(3) : 031404.
张国会, 郭绍庆, 黄帅, 等. 激光选区熔化制备 GH4169 块体致密度研究[J]. *激光与光电子学进展*, 2019, 57(3): 031404.
- [21] Shen F, Yuan S Q, Chua C K, et al. Development of process efficiency maps for selective laser sintering of polymeric composite powders: modeling and experimental testing [J]. *Journal of Materials Processing Technology*, 2018, 254: 52-59.
- [22] Yadroitsev I, Gusarov A, Yadroitsava I, et al. Single track formation in selective laser melting of metal powders [J]. *Journal of Materials Processing Technology*, 2010, 210(12): 1624-1631.
- [23] Zhong Y, Liu L F, Wikman S, et al. Intragranular cellular segregation network structure strengthening 316L stainless steel prepared by selective laser melting [J]. *Journal of Nuclear Materials*, 2016, 470: 170-178.
- [24] Montero-Sistiaga M L, Godino-Martinez M, Boschmans K, et al. Microstructure evolution of 316L produced by HP-SLM (high power selective laser melting) [J]. *Additive Manufacturing*, 2018, 23: 402-410.
- [25] Wang D, Song C H, Yang Y Q, et al. Investigation of crystal growth mechanism during selective laser melting and mechanical property characterization of 316L stainless steel parts[J]. *Materials & Design*, 2016, 100: 291-299.
- [26] 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.
- [27] Shi Q M, Gu D D, Xia M J, et al. Effects of laser processing parameters on thermal behavior and melting/solidification mechanism during selective laser melting of TiC/Inconel 718 composites [J]. *Optics & Laser Technology*, 2016, 84: 9-22.
- [28] Zhou X, Li K L, Zhang D D, et al. Textures formed in a CoCrMo alloy by selective laser melting [J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2015, 631: 153-164.
- [29] Kamaya M. Measurement of local plastic strain distribution of stainless steel by electron backscatter diffraction[J]. *Materials Characterization*, 2009, 60 (2): 125-132.
- [30] Xue P, Xiao B L, Ma Z Y. Enhanced strength and ductility of friction stir processed Cu-Al alloys with abundant twin boundaries [J]. *Scripta Materialia*, 2013, 68(9): 751-754.
- [31] Li X, Shi J J, Cao G H, et al. Improved plasticity of Inconel 718 superalloy fabricated by selective laser melting through a novel heat treatment process[J]. *Materials & Design*, 2019, 180: 107915.
- [32] Zhang M N. Microstructure and properties of CoCrMoNbTi and AlCoCuFeNi high entropy alloys by additive manufacturing technology [D]. Beijing:

- University of Science and Technology Beijing, 2018.
- 张咪娜. 增材制造 CoCrMoNbTi 与 AlCoCuFeNi 高熵合金及其组织性能研究 [D]. 北京: 北京科技大学, 2018.
- [33] Hansen N. Hall-Petch relation and boundary strengthening[J]. *Scripta Materialia*, 2004, 51(8): 801-806.
- [34] Chen Z, Chen S G, Wei Z Y, et al. Anisotropy of nickel-based superalloy K418 fabricated by selective laser melting [J]. *Progress in Natural Science: Materials International*, 2018, 28(4): 496-504.
- [35] Casati R, Lemke J, Vedani M. Microstructure and fracture behavior of 316L austenitic stainless steel produced by selective laser melting [J]. *Journal of Materials Science & Technology*, 2016, 32(8): 738-744.
- [36] Zhong X W, Gao Q, Zhou H Z, et al. Study on 316L anisotropy and laser energy density based on laser selective melting [J]. *Chinese Journal of Lasers*, 2019, 46(5): 0502003.
- 宗学文, 高倩, 周宏志, 等. 基于激光选区熔化的 316L 各向异性和激光能量密度研究 [J]. *中国激光*, 2019, 46(5): 0502003.
- [37] Suryawanshi J, Prashanth K G, Scudino S, et al. Simultaneous enhancements of strength and toughness in an Al-12Si alloy synthesized using selective laser melting [J]. *Acta Materialia*, 2016, 115: 285-294.
- [38] Koyama M, Zhang Z, Wang M M, et al. Bone-like crack resistance in hierarchical metastable nanolaminate steels [J]. *Science*, 2017, 355(6329): 1055-1057.
- [39] Ni M, Chen C, Wang X J, et al. Anisotropic tensile behavior of in situ precipitation strengthened Inconel 718 fabricated by additive manufacturing [J]. *Materials Science and Engineering A*, 2017, 701: 344-351.