

激光与光电子学进展

基于熔道结构与线、体能量密度研究钛合金 激光选区熔化工艺

邵海龙^{1,2}, 林紫雄², 张政², 王祎超², 石明², 林文雄^{2*}

¹福州大学化学学院, 福建 福州 350108;

²中国科学院福建物质结构研究所, 福建 福州 350002

摘要 采用激光选区熔化技术(SLM),通过改变工艺参数对比线、体能量密度对TC4钛合金成形质量的影响,结果表明:随着线能量密度的增大,熔道宽度增加,但增加趋势逐渐减小,最后收敛于最大值(122 μm),熔道高度差则从27 μm 先减小至18 μm 后增大至28 μm 。在设定铺粉厚度为30 μm 的基础上,考虑松装密度及成形密度,推导出实际铺粉厚度为55 μm ,进而修正了体能量密度。通过对比线、体能量密度与成形件表面粗糙度、致密度的关系,发现体能量密度可以作为评估成形品质的工艺参数。

关键词 激光光学; 激光选区熔化; TC4; 线能量密度; 体能量密度

中图分类号 TN249; TG146.23

文献标志码 A

doi: 10.3788/LOP202259.0114007

Selective Laser Melting Process of Titanium Alloy Based on Single-Track Structure and Linear and Volumetric Energy Densities

Shao Hailong^{1,2}, Lin Zixiong², Zhang Zheng², Wang Yichao²,
Shi Ming², Lin Wenxiong^{2*}

¹College of Chemistry, Fuzhou University, Fuzhou, Fujian 350108, China;

²Fujian Institute of Research on the Structure of Matter, Chinese Academy of Sciences,
Fuzhou, Fujian 350002, China

Abstract This work examines the effect of linear and volumetric energy densities on the printing of TC4 titanium alloy using selective laser melting. With an increased linear energy density, the width of the molten pool increased rapidly at first and gradually converged to a maximum value of 122 μm . Meanwhile, the height difference of the melted track decreased from 27 μm to 18 μm and then increased to 28 μm . Owing to the apparent and forming densities, the given powder thickness of 30 μm cannot represent the real powder thickness, which was re-evaluated to be 55 μm by the numerical model in this work. The re-evaluated powder thickness was then applied to calculate the volumetric energy density quantitatively. By comparing the relationship between the linear and volumetric energy densities with the surface roughness and efficiency of space filling of cube samples, it was observed that volumetric energy density can be used as a process parameter to evaluate three-dimensional printing quality.

Key words laser optics; selective laser melting; TC4; linear energy density; volumetric energy density

收稿日期: 2021-04-07; 修回日期: 2021-04-13; 录用日期: 2021-04-21

基金项目: 国家重点研发计划(2018YFB0407403)、中国科学院科技服务网络计划区域重点项目(KFJ-STG-QYZD-2021-10-002)

通信作者: *wxlin@fjirsm.ac.cn

1 引言

钛合金的比强度、比刚度较高,抗腐蚀性能、高温力学性能、抗疲劳和蠕变性能优良,是一种具有较大发展潜力和良好应用前景的结构材料,已被广泛用于航空航天、军事、生物医药等领域,被誉为“现代金属”^[1-3]。TC4是目前最为主流的钛合金材料。相对于传统上难度较高的TC4加工方式,激光选区熔化(SLM)技术是一种先进的增材制造技术,它主要利用激光沿规划路径进行扫描,逐层铺粉,逐层重叠,实现金属结构的“净成形”^[4-6],在TC4复杂零件的制备方面具有良好的应用前景^[7]。

SLM工艺将高能激光作为唯一热源照射在粉末床上熔化粉体,所成形试样的品质由激光与粉末的状态决定;SLM过程是一个复杂的物理冶金过程,微型金属熔池内存在复杂的热、质交换,从而引发复杂的显微组织演变,进而影响零件的综合性能^[8-10]。He等^[11]制备出致密度为98.3%的TC4零件,发现随着显微组织细化,机械强度有所提升,抗拉强度达到1261 MPa。而激光功率 P 、扫描速度 v 、扫描间距 d 、铺粉厚度 h 等工艺参数均主要通过影响零件的致密度和表面粗糙度等来对成形件的力学性能造成影响^[12-14]。因此,深入研究各工艺参数对SLM成形件品质的影响非常必要。Wang等^[15]具体研究了样品粗糙度与激光功率、扫描速度的关系:过快的扫描速度($P=200\text{ W}$ 、 $v>1.45\text{ m/s}$)将导致样品粗糙度显著增大,可通过增加激光功率进行改善。Li等^[16]通过建立CP-Ti粉末SLM过程的有限元分析模型进行研究,结果表明:熔池宽度和深度随扫描速度的增加而减小(宽度从 $137.1\text{ }\mu\text{m}$ 减小至 $93.8\text{ }\mu\text{m}$,深度从 $64.2\text{ }\mu\text{m}$ 减小至 $38.5\text{ }\mu\text{m}$),随激光功率的增加而增大(宽度从 $71.2\text{ }\mu\text{m}$ 增加至 $141.4\text{ }\mu\text{m}$,深度从 $32.7\text{ }\mu\text{m}$ 增加至 $67.3\text{ }\mu\text{m}$)。张国会等^[17]研究了样品致密度与扫描速度的关系,发现扫描速度低(0.6 m/s)时,样品存在较多的圆形气孔,随着扫描速度增加,气孔缺陷数量减少,扫描速度继续增加($>1.5\text{ m/s}$),不规则缩孔缺陷数量增加。相对于 P 、 v 、 d 、 h 等传统加工参数,SLM过程中的线能量密度($\eta=P/v$)和体能量密度 $[E=P/(vdh)]$ 对上述参数进行了整合,逐渐成为评估成形件品质优劣的重要依据^[18-20]。Yan等^[21]加入线能量密度参数对成形件的组织及力学性能进行分析,发现成形件的致密度随线能量密度的增加呈先增大后减小的

变化规律,在最佳线能量密度下(0.5 J/mm),其硬度和拉伸强度也最佳,分别达到 $(84\pm 4.2)\text{ HV}_{0.05}$ 和 $(248\pm 8.5)\text{ MPa}$ 。Kim等^[22]引入体能量密度对成形件的无缺陷工艺进行了研究,认为激光功率低于 320 W ,扫描速度低于 1523 mm/s ,体能量密度低于 15.56 J/mm^3 是可以避免匙孔、裂纹等缺陷的最佳实验条件。然而,有研究指出线能量密度和体能量密度作为成形件品质的判断依据也有缺陷,如Xiang等^[23]通过仿真和实验证明在相同线能量密度、不同功率和扫描速度下制备的试样品质有所不同;Prashanth等^[24]研究发现,在固定的能量密度,不同的激光功率和扫描速度下,激光功率是影响最大的工艺参数。线能量密度和体能量密度依旧是目前使用较频繁的工艺参数^[18-22],但是哪个参数与成形件性能优劣的相关性最大,目前尚未有报道。

本文通过控制 P 、 v 、 d 等传统工艺参数构筑单层单熔道,对比了线能量密度(只考虑 P 和 v)和体能量密度(综合 P 、 v 和 d 等参数)对成形件品质如致密度和粗糙度的影响,以确定更适合作为评估成形件性能的关键工艺参数,为后续SLM研究提供方法参考。其中,考虑到试样在SLM过程中从粉体到实体的密度和体积变化,推导出实际铺粉厚度的计算模型,对体能量密度的计算方法进行修正。

2 实验材料及方法

实验均采用泰科纳公司同一批次的TC4粉末,以降低粉末对实验结果的影响。粉末粒径范围为 $15\sim 53\text{ }\mu\text{m}$,松装密度为 2.4 g/cm^3 。通过台式扫描电子显微镜(Phenom-XL)对粉末的微观形貌进行观察(图1),发现颗粒球形度较好,呈规则球状。实验设备为自主研发的金属激光3D打印机,激光光

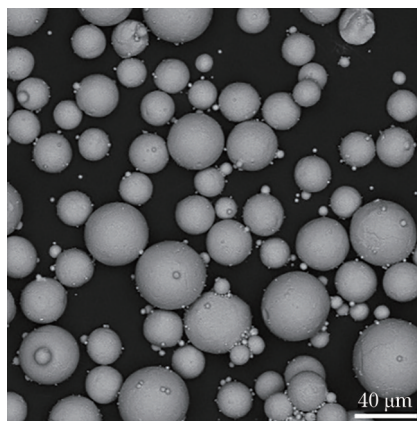


图1 TC4钛合金粉末的微观形貌

Fig. 1 Micromorphology of TC4 titanium alloy powder

源为 200 W 光纤激光器, 波长为 1070 nm, 聚焦光斑直径为 60 μm 。实验时激光为连续输出模式。

2.1 单熔道实验

SLM 过程中在腔内充入氩气, 实验过程中将氧气的体积分数控制在 200×10^{-6} 以下。对不同参数——激光功率为 100, 110, 120, 130, 140, 150, 160, 170 W 及扫描速度为 0.6, 0.8, 1.0, 1.2 m/s 进行组合, 使线能量密度分布在 83~283 J/m 内, 共得到 32 组实验参数。对铺展在金属基板上的薄层粉末(厚度为 30 μm)进行单道扫描, 得到单条熔道以进行外观形貌观察, 每组实验重复 3 次以提升数据的可靠性。利用光学金相显微镜(Axio Vert. A1)来观察熔道形貌, 通过光学轮廓仪(Sensofar S neox)了解熔道的宽度及高度差信息。

2.2 成形件实验

根据单熔道实验结果, 初始铺粉厚度为 30 μm , 采用正交实验法^[25]对激光功率 P 、扫描速度 v 和扫描间距 d 这 3 个主要工艺参数进行控制^[26-27], 制备一系列尺寸为 10 mm \times 10 mm \times 10 mm 的正方体样品。经超声波清洗、烘干后采用光学轮廓仪(Sensofar S neox)测量样品的平均粗糙度 R_a , 并采用固体密度计(Etnaln ET320)对样品密度进行测量, 并使用 X 射线衍射分析(XRD, MiniFlex 600)对试样的物相进行分析, 实验采用 Cu 靶, 40 kV, 15 mA, 2θ (衍射角)测量范围为 $15^\circ \sim 85^\circ$, 扫描速度为 $5^\circ/\text{min}$ 。通过研究不同工艺参数下的成形品质(致密度和表面粗糙度), 对比分析线、体能量密度与成形品质的相关程度。正交实验的设计如表 1 所示。

表 1 三因素五水平正交实验参数(初始铺粉厚度为 30 μm)

Table 1 Parameters of three-factor-five-level orthogonal experiment (Initial powder thickness: 30 μm)

Sample No.	Power P/W	Scanning speed $v/(\text{m} \cdot \text{s}^{-1})$	Hatch space d/mm	Linear energy density $\eta/(\text{J} \cdot \text{m}^{-1})$	Volumetric energy density $E/(\text{J} \cdot \text{mm}^{-3})$
1	130	0.90	0.085	144.44	30.90
2	140	0.95	0.085	147.37	31.52
3	150	1.00	0.085	150.00	32.09
4	160	1.05	0.085	152.38	32.59
5	170	1.10	0.085	154.55	33.06
6	170	1.05	0.080	161.90	36.80
7	160	1.00	0.080	160.00	36.36
8	150	0.95	0.080	157.89	35.89
9	140	0.90	0.080	155.56	35.35
10	130	1.10	0.080	118.18	26.86
11	130	1.05	0.075	123.81	30.01
12	140	1.00	0.075	140.00	33.94
13	150	1.10	0.075	136.36	33.06
14	160	0.90	0.075	177.78	43.10
15	170	0.95	0.075	178.95	43.38
16	170	0.90	0.070	188.89	49.06
17	160	0.95	0.070	168.42	43.75
18	150	1.05	0.070	142.86	37.11
19	140	1.10	0.070	127.27	33.06
20	130	1.00	0.070	130.00	33.77
21	130	0.95	0.065	136.84	38.28
22	140	1.05	0.065	133.33	37.30
23	150	0.90	0.065	166.67	46.62
24	160	1.10	0.065	145.45	40.69
25	170	1.00	0.065	170.00	47.55

选取部分试样经打磨、抛光并使用 Kroll 试剂(HF、 HNO_3 、 H_2O 的体积比为 10:5:85)腐蚀 10~

15 s 后, 采用台式扫描电镜(SEM; Phenom XL)观察试样的显微组织。

3 结果与讨论

3.1 单道形貌分析

SLM 技术是逐行熔化堆积形成 3D 零件的成形技术,单道形貌研究是获得高品质成形件的重要手段^[28-29]。图 2 所示为激光扫描后典型的单道形貌。当线能量密度 $\eta < 115 \text{ J/m}$ 时,出现了明显的球化现象。这是因为能量输入不足,粉末和基质材料未能完全熔化,形成的熔池在表面张力作用下沿扫描方向形成圆柱体,当圆柱体的高度超过底圆周长时,由于 Plateau-Rayleigh 不稳定,熔体趋向于从圆柱状

向球状变化,以减少表面能,从而导致熔池破裂,出现微球[图 2(a)]^[30-31]。当 $115 \text{ J/m} \leq \eta \leq 190 \text{ J/m}$ 时,熔道逐渐光滑[图 2(b)],有利于形成致密的零件^[32]。当 $\eta > 190 \text{ J/m}$ 时,熔道的稳定性变差,从熔池中溅出的许多液滴在熔道边缘固化[图 2(c)],这可能是因为能量密度过高的激光作用于粉床时,熔池表面温度快速接近 Ti6Al4V 的蒸发温度,导致熔池表面发生蒸发,而蒸发作用产生的反冲力垂直作用于熔池表面,并对表面产生扰动,而此时熔池表面的张力梯度较大,较强的 Marangoni 对流驱使熔体高速流动,熔体更易沿着竖直方向逃离熔池,产生飞溅。

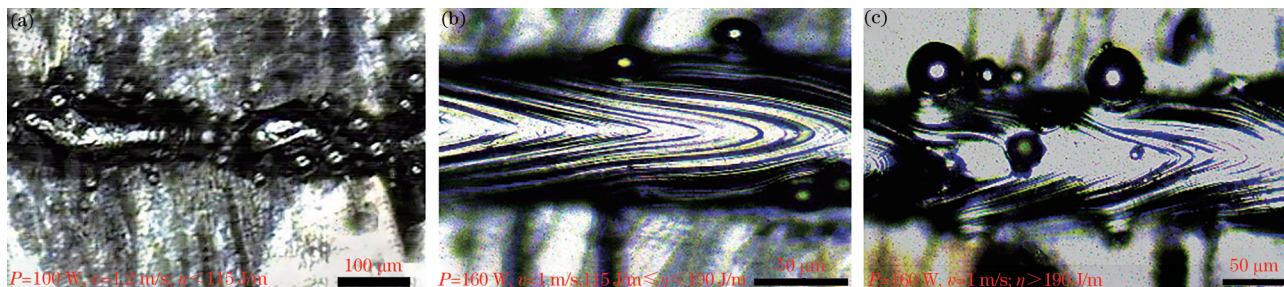


图 2 铺粉厚度为 $30 \mu\text{m}$ 时,不同线能量密度下的单道形貌图。(a) $\eta < 115 \text{ J/m}$; (b) $115 \text{ J/m} \leq \eta \leq 190 \text{ J/m}$; (c) $\eta > 190 \text{ J/m}$
 Fig. 2 Morphologies of single channel with different linear energy densities when layer thickness is $30 \mu\text{m}$. (a) $\eta < 115 \text{ J/m}$; (b) $115 \text{ J/m} \leq \eta \leq 190 \text{ J/m}$; (c) $\eta > 190 \text{ J/m}$

由于单道扫描可以只考虑激光功率、扫描速度的影响,因此,采用激光线能量密度 $\eta (\eta = P/v)$ 来综合考虑两者对熔道的影响^[33-35]。图 3 所示为不同功率和速度下熔道宽度的变化情况,为方便理解,采用熔道宽度与功率的比值表示熔道宽度的变化幅度。从图 3 可以看到,在相同的速度下,熔道宽度随功率的增加而增大:当 $100 \text{ W} \leq P \leq 120 \text{ W}$ 时,熔道宽度呈现较快速的的增长,在 0.6 m/s 、 0.8 m/s 、 1.0 m/s 和 1.2 m/s 扫描速度下拟合直线的斜率分别为 $0.45 \mu\text{m/W}$ 、 $0.45 \mu\text{m/W}$ 、 $0.60 \mu\text{m/W}$ 和 $0.62 \mu\text{m/W}$;当 $P > 120 \text{ W}$,熔道宽度的增长趋势变缓,且扫描速度越小,增长速度越慢, 0.6 m/s 、 0.8 m/s 、 1.0 m/s 和 1.2 m/s 扫描速度下拟合直线的斜率分别为 $0.18 \mu\text{m/W}$ 、 $0.23 \mu\text{m/W}$ 、 $0.27 \mu\text{m/W}$ 和 $0.26 \mu\text{m/W}$ 。从图 3 还可以看到,功率相同时,熔道宽度随速度的增加而减小,分析认为在 SLM 过程中,熔体在熔池中的动态行为是其在熔化状态下表面张力和黏度共同作用的结果,该动态行为影响最终的表面成形质量。因此,表面张力和黏度在单道的成形过程中发挥了重要的作用。由于粉末的熔化与照射点的能量密度有关:当激光功率较低时,熔池寿命短,熔池导热时间和能力均受到影响,粉

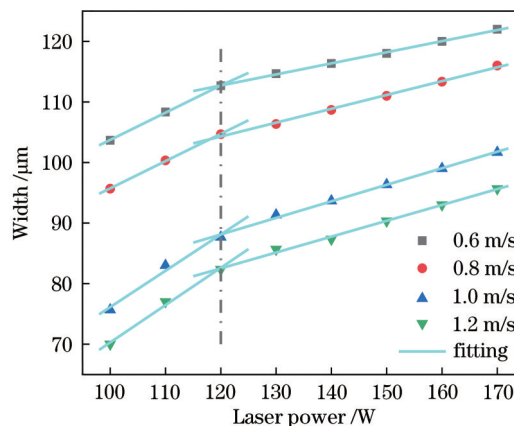


图 3 铺粉厚度为 $30 \mu\text{m}$ 时熔道宽度与激光功率的关系
 Fig. 3 Relationship between molten pool width and laser power when layer thickness is $30 \mu\text{m}$

末颗粒不能完全熔化,导致熔道窄且不连续;当激光功率增大时,其照射区域的能量也增大,导致更多的粉末被熔化成液态,温度梯度增加,熔体表面张力梯度减小,有利于 Marangoni 对流的形成,从而加速了熔池内的传热和传质过程,因此熔道宽度增大。此外,由于激光的光斑半径一定,熔池外远离光斑的区域没有激光直接照射,这部分区域的温度变化慢,与区域中心的温度差较大,加上激光快速

移动,熔池边缘没有足够的时间完成更多的热传导^[36]。因此,当 $100\text{ W} \leq P \leq 120\text{ W}$ 时熔池的半径增长快速,而 $P > 120\text{ W}$ 后熔池半径的增加变得困难。

将上述实验得到的线能量密度 η 作为横坐标,熔道宽度为纵坐标作散点图,用函数 $y = A \times \exp(-x/t) + y_0$ 进行拟合,结果如图 4(a) 所示。拟合结果表明,随着线能量密度的增加,熔道宽度增大,且增速先快后慢,最后可能收敛于一个极限值 ($122\ \mu\text{m}$)。同时,对熔道高度进行测量,使用剖面仪在熔道上方作剖面得到熔道各点的高度,图 4(b)~(d) 所示分别为曲线的 3 个区间中熔道高度的变化

曲线,其中两条粗直线为 10% 阈值线。图 4(b) 中熔道高度主要集中在 $13 \sim 34\ \mu\text{m}$, 平均高度为 $24\ \mu\text{m}$, 高度差为 $21\ \mu\text{m}$, 高度变化周期性明显,起伏较大,说明熔体由于黏度高、表面张力大,容易缩聚成球状;图 4(c) 中熔道高度曲线主要集中在 $20 \sim 38\ \mu\text{m}$ 区域,平均值为 $29\ \mu\text{m}$, 熔道相对平滑,高度差为 $18\ \mu\text{m}$;而图 4(d) 中熔道高度曲线有多处断点,说明熔道高度出现多次突变,曲线主要集中在 $12 \sim 38\ \mu\text{m}$ 区域,熔道高度起伏多且大,熔道成形质量较差。因此,线能量密度为 $115 \sim 190\ \text{J/m}$ 时熔道成形质量较好。

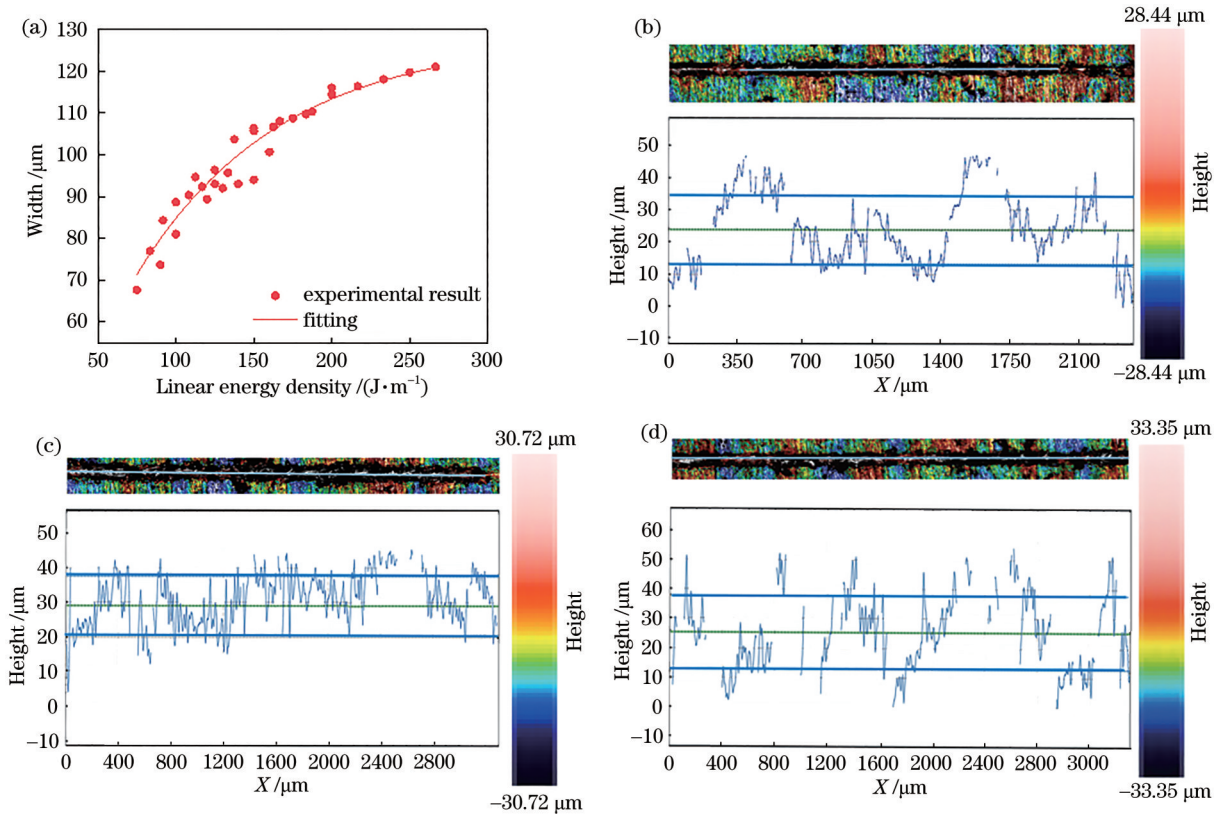


图 4 熔道宽度、高度与线能量密度的关系。(a) 熔道宽度与线能量密度的关系;(b) $\eta < 115\ \text{J/m}$ 时的熔道高度;(c) $115\ \text{J/m} \leq \eta \leq 190\ \text{J/m}$ 时的熔道高度;(d) $\eta > 190\ \text{J/m}$ 时的熔道高度

Fig. 4 Relationship between width and height of molten pool and linear energy density. (a) Relationship between width and linear energy density; (b) height of molten pool when $\eta < 115\ \text{J/m}$; (c) height of molten pool when $115\ \text{J/m} \leq \eta \leq 190\ \text{J/m}$; (d) height of molten pool when $\eta > 190\ \text{J/m}$

3.2 成形结果及分析

根据图 4 所示的单熔道实验结果,设置铺粉厚度为 $30\ \mu\text{m}$,在 $115 \sim 190\ \text{J/m}$ 的线能量密度范围内设计正交实验,对不同 P 、 v 、 d 参数下成形件的表面粗糙度和密度进行分析,结果如表 2 所示。多因素方差分析结果表明本实验中只有扫描间距 d 会对样品的表面粗糙度产生显著差异性影响,3 个参数对

成形件的密度均没有显著性差异。极差分析结果显示工艺参数对致密度影响程度从大到小依次为激光功率、扫描速度、扫描间距,最佳的工艺参数组合为 $P = 160\ \text{W}$ 、 $v = 1\ \text{m/s}$ 、 $d = 0.08\ \text{mm}$;对粗糙度影响程度从大到小的参数依次为扫描间距、扫描速度、激光功率,最佳的工艺参数组合为 $P = 170\ \text{W}$ 、 $v = 0.9\ \text{m/s}$ 、 $d = 0.085\ \text{mm}$ 。实验制备的成形件密

表 2 试样表面粗糙度及密度
Table 2 Surface roughness and density of samples

Sample No.	Roughness $R_a / \mu\text{m}$	Density $\rho / (\text{g} \cdot \text{cm}^{-3})$	Sample No.	Roughness $R_a / \mu\text{m}$	Density $\rho / (\text{g} \cdot \text{cm}^{-3})$	Sample No.	Roughness $R_a / \mu\text{m}$	Density $\rho / (\text{g} \cdot \text{cm}^{-3})$
1	9.064	4.404	10	8.426	4.368	19	8.637	4.403
2	7.395	4.386	11	9.689	4.396	20	6.527	4.390
3	7.515	4.394	12	9.315	4.413	21	7.687	4.398
4	7.499	4.420	13	6.831	4.413	22	7.187	4.406
5	6.101	4.416	14	5.943	4.404	23	9.909	4.411
6	4.799	4.384	15	5.611	4.415	24	5.332	4.388
7	5.597	4.424	16	6.179	4.402	25	10.028	4.401
8	6.906	4.395	17	10.291	4.408			
9	9.064	4.395	18	6.309	4.402			

度最高达到 4.424 g/cm^3 , 致密度为 99.8% (样品 7: $P=160 \text{ W}$ 、 $v=1 \text{ m/s}$ 、 $d=0.08 \text{ mm}$), 与极差分析结果接近。

图 5 为选取的具有代表性的样品上表面形貌图。由图 5 可知, 影响试样表面粗糙度的因素有熔池起伏形成的鱼鳞纹、孔洞及球化颗粒。样品的内部形貌见图 6, 可以看到样品内部存在孔洞等缺陷。分析认为上述现象(孔洞、球化颗粒)的形成原因^[14,36-39]主要包括: SLM 使用高斯热源, 当输入的能量使粉末熔化形成熔池时, 熔体的动态黏度 μ 可以表示为

$$\mu = \frac{16}{15} \sqrt{\frac{m}{\sigma T}} \gamma, \quad (1)$$

式中: m 为相对原子质量; γ 为熔体表面张力; σ 为玻尔兹曼常数; T 为熔体温度。由此可知, 黏度 μ 仅与 T 有关。由于 SLM 过程中激光扫描速度非常快, 当线能量较低时, 输入的热量不足以完全熔化粉末, 熔池黏度较高, 来不及铺展, 就会出现球化现象, 而球化颗粒还会影响下一层的铺粉, 进一步提高熔池表面的不均匀性, 同时也会造成较大的孔洞缺陷 [图 6(a)]; 另外, SLM 过程中的温度梯度非常大, 熔池中会引发 Marangoni 对流, 当输入的热量增大时, 熔体温度增加, 黏度降低, Marangoni 对流导致的熔池内扰动更大, 熔体更容易飞溅出熔池, 从而降低了样品表面的成形质量, 增加了表面粗糙度, 同时

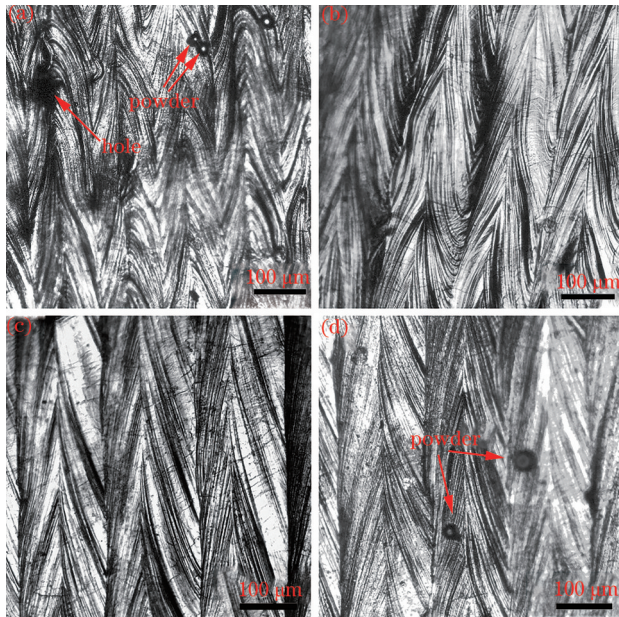


图 5 不同试样的典型表面形貌。(a) 1 号; (b) 7 号; (c) 13 号; (d) 25 号

Fig. 5 Typical surface morphologies of different samples. (a) No. 1; (b) No. 7; (c) No. 13; (d) No. 25

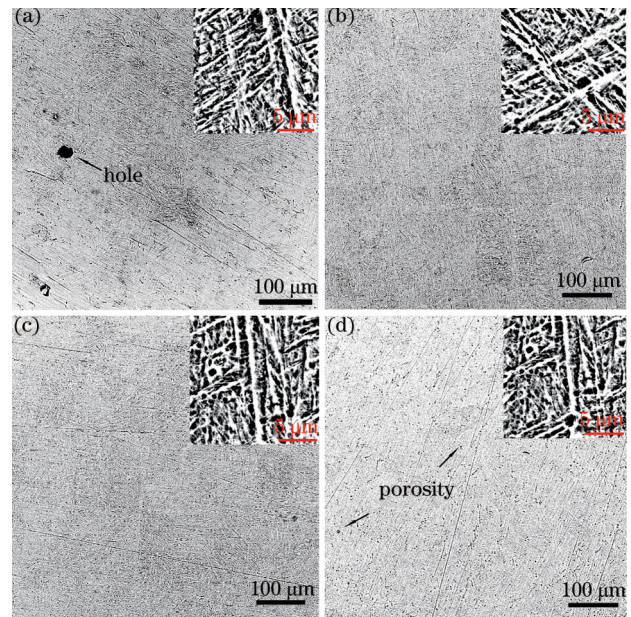


图 6 不同试样的 SEM 图像。(a) 1 号; (b) 7 号; (c) 13 号; (d) 25 号

Fig. 6 SEM images of different samples. (a) No. 1; (b) No. 7; (c) No. 13; (d) No. 25

能量过高会使得试样内部孔隙缺陷数量增加 [图 6(d)]。

从表 2 可以发现,在工艺参数合适的情况下,SLM 成形 TC4 时可以获得致密的组织结构,其组织如图 7(a)所示,图 7(b)为样品的 XRD 图。由于 SLM 过程的冷却速度非常快,故 7 号试样主要由针状马氏体 α' 组成^[15,40-42],将最粗大的马氏体称为一次马氏体,其沿长度方向平行生长;以一次马氏

体的脊为起点,长出更细小的针状马氏体,称为二次马氏体,它们同样相互平行,且与一次马氏体成一定的夹角。因为马氏体形态与大小主要受成形过程中热行为的影响,形成大小不同的针状马氏体说明在激光扫描当前层时,上一层形成的马氏体也会受到热影响,马氏体形态和尺寸发生变化。这就涉及铺粉厚度参数,进而引入了体能量密度参数。

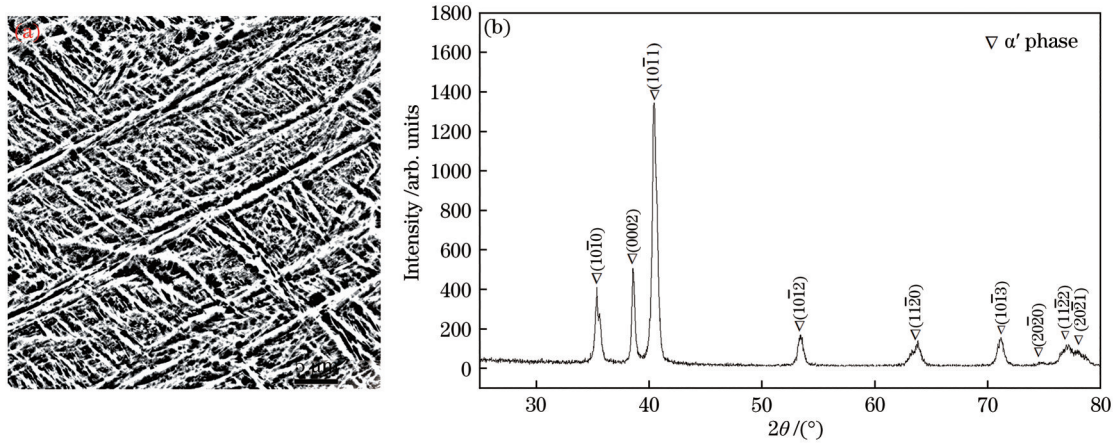


图 7 7 号试样的显微组织与 XRD 图。(a)显微组织;(b) XRD

Fig. 7 Microstructure and XRD image of No. 7 sample. (a) Microstructure; (b) XRD image

3.3 线能量密度和体能量密度对成形质量的影响

在 SLM 过程中,已知所使用粉末的松装密度远小于成形件的密度,当粉末熔化时其体积将会有明显减小,而 SLM 设备的铺粉厚度是定值,因此在实际铺粉中,粉床的厚度应大于 SLM 的设定值 (图 8)。假设粉末松装密度为 ρ_1 ,第一层铺粉厚度为 h_1 ,成形后密度为 ρ_2 ,第一次成形厚度为 h_2 ,理想情况下(不考虑搭接及边际效应),第一层铺粉后成形件实际厚度的计算公式为

$$\rho = m/V, \quad (2)$$

$$V = L \times h \times d, \quad (3)$$

联立(2)式和(3)式,代入 ρ_1, ρ_2 可得

$$h_2 = \rho_1 h_1 / \rho_2, \quad (4)$$

则第二层的铺粉厚度为 $2h_1 - h_2$,第二层的成形厚度为

$$h_3 = \rho_1 (2h_1 - h_2) / \rho_2 = 2h_2 - \rho_1 h_2 / \rho_2. \quad (5)$$

第 n 层的成形厚度为

$$h_{n+1} = h_2 + h_n - \rho_1 h_n / \rho_2. \quad (6)$$

当 $n \rightarrow \infty$ 时, $h_n = h_{n+1}$,铺粉厚度和成形厚度固定,此时 $\lim_{n \rightarrow \infty} h_n = h_1$,即当成形厚度为设定铺粉厚度时,此时的铺粉厚度才是 SLM 过程中激光熔化粉末

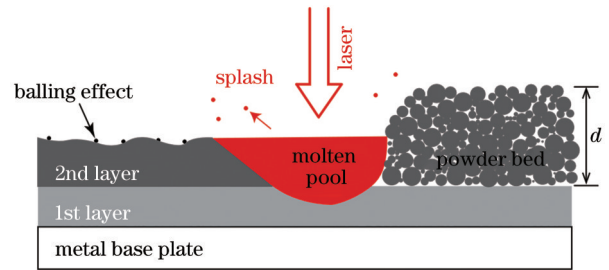


图 8 粉床熔化过程示意图

Fig. 8 Schematic of powder bed melting process

的厚度,即 d 为 $\rho_2 h_1 / \rho_1$ 。本实验中 TC4 粉末的松装密度为 2.4 g/cm^3 ,而 TC4 的理论密度为 4.43 g/cm^3 ,设定铺粉厚度为 $30 \mu\text{m}$,假设成形件致密度为 100%,样品每次成形的厚度与铺粉层数的关系曲线如图 9 所示,当第 8 次铺粉后成形件厚度超过了 $29.5 \mu\text{m}$,并且后续无限趋近于 $30 \mu\text{m}$,因此实际铺粉厚度为 $55 \mu\text{m}$,在计算体能量密度时 h 取 $55 \mu\text{m}$ 。

图 10、图 11 分别为线能量密度、体能量密度与试样表面粗糙度、密度的散点图。体能量密度的计算公式为 $E = P/(vdh)$ 。观察图 10 发现,表面粗糙度的散点分布几乎没有规律,从散点分布可以看到表征粗糙度的散点呈两端高、中间低的分布(密度散点分布则相反),运用统计学知识,尝试用 Origin

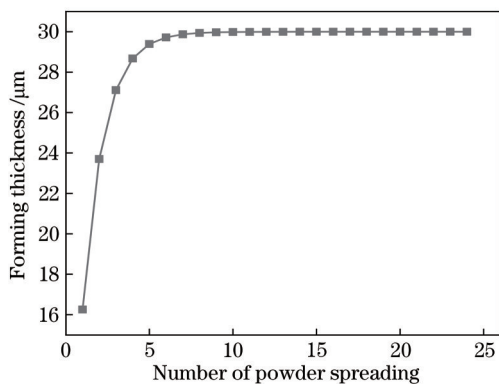


图 9 成形厚度与铺粉次数的关系曲线

Fig. 9 Curve of forming thickness changed with number of powder spreading

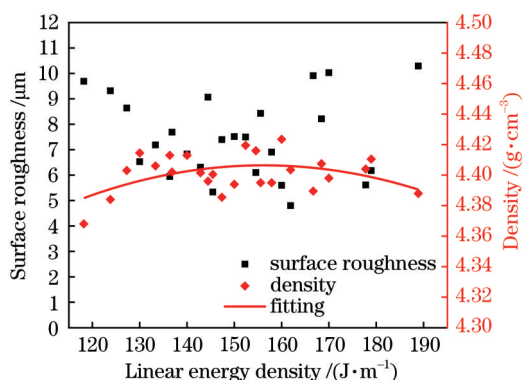


图 10 线能量密度与表面粗糙度、密度的关系

Fig. 10 Relationship among linear energy density, surface roughness, and density

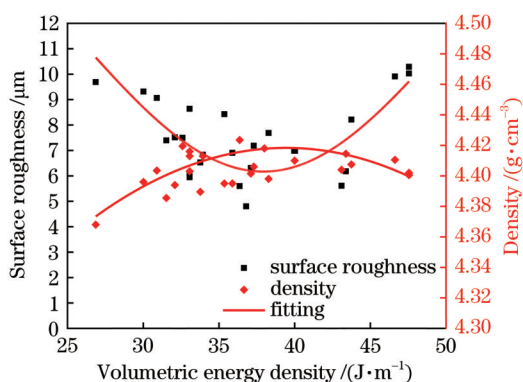


图 11 体能量密度与表面粗糙度、密度的关系

Fig. 11 Relationship among volumetric energy density, surface roughness, and density

软件的 GaussAmp 关系式进行拟合, 拟合曲线的表达式为 $y=y_0+A \times \exp\{-0.5[(x-x_c)/w]^2\}$ 。拟合线仅起引导观察作用, 对应的相关系数 R^2 越接近 1, 说明规律性越强; 表征密度的散点分布有一定的规律, 但相关系数 R^2 为 0.22, 说明规律性并不强; 相比

之下, 图 11 的散点分布更有规律, 粗糙度拟合 R^2 为 0.55, 致密度拟合 R^2 为 0.57, 可以看到随着体能量密度的增大, 试样表面粗糙度先减小后增大, 致密度则先增大后减小, 但在体能量密度为 $30 \sim 38 \text{ J/mm}^3$ 的范围内, 并不符合这种规律, 说明除工艺参数 P 、 v 、 h 、 d 外, 还有其他因素影响 SLM 过程。根据正交实验的极差分析结果, 对表面粗糙度影响程度从大到小的参数依次为扫描间距、扫描速度、激光功率, 对致密度影响程度从大到小依次的参数为激光功率、扫描速度、扫描间距, 即表面粗糙度与扫描间距的相关性最强, 致密度与扫描间距的相关性最弱, 而线能量密度计算并未考虑扫描间距, 因而与粗糙度的相关性差。

用线、体能量密度来描述工艺参数对成形件表面粗糙度、致密度的影响, 发现利用体能量密度虽然能更好地得出最佳的工艺参数范围, 但不能作为准确值, 具体的工艺参数还需进一步探索; 线能量密度则只能在较大范围内对成形件致密度有一定的参考意义, 不能作为最佳工艺参数的依据, 原因是仅考虑了功率和扫描速度的变化, 没有综合考虑扫描间距的影响。

4 结 论

对 SLM 工艺参数进行了系统优化, 以获取性能优良的 TC4 钛合金 SLM 成形件。在此基础上, 通过加工并分析单熔道和立方体成形件来对比线、体能量密度对打印质量的影响。在 SLM 单轨道实验中, 线能量密度可以较好地作为评估打印质量的依据: 当线能量密度较低时 ($\eta < 115 \text{ J/m}$), 熔道出现了明显的球化现象, 熔道宽度小 ($< 95 \mu\text{m}$), 熔道高度不稳定; 线能量密度逐渐增大 ($115 \text{ J/m} \leq \eta \leq 190 \text{ J/m}$), 熔道宽度增加 ($95 \sim 111 \mu\text{m}$), 熔道高度差减小, 熔道逐渐平整光滑; 线能量密度进一步增大 ($\eta > 190 \text{ J/m}$), 熔道宽度增加趋势减小, 存在极限值 ($122 \mu\text{m}$), 熔池变得不稳定, 熔道高度差增大。在 SLM 成形实验中, 铺粉厚度并不等于成形厚度, 而是与粉末的松装密度及成形件密度有关, 计算出设定厚度为 $30 \mu\text{m}$ 条件下的实际厚度为 $55 \mu\text{m}$, 进而对体能量密度进行了修正。分别用线、体能量密度对 SLM 成形质量进行评估, 体能量密度相关性较好; 线能量密度则只在较大范围内有一定参考意义, 相关性较差。

参 考 文 献

[1] Zhang L C, Chen L Y. A review on biomedical

- titanium alloys: recent progress and prospect[J]. *Advanced Engineering Materials*, 2019, 21(4): 1801215.
- [2] Dong Y P, Li Y L, Zhou S Y, et al. Cost-affordable Ti-6Al-4V for additive manufacturing: powder modification, compositional modulation and laser *in situ* alloying[J]. *Additive Manufacturing*, 2021, 37: 101699.
- [3] Bartolomeu F, Faria S, Carvalho O, et al. Predictive models for physical and mechanical properties of Ti6Al4V produced by selective laser melting[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2016, 663: 181-192.
- [4] Promopattum P, Onler R, Yao S C. Numerical and experimental investigations of micro and macro characteristics of direct metal laser sintered Ti-6Al-4V products[J]. *Journal of Materials Processing Technology*, 2017, 240: 262-273.
- [5] Sorkin A, Tan J L, Wong C H. Multi-material modelling for selective laser melting[J]. *Procedia Engineering*, 2017, 216: 51-57.
- [6] Nasab M H, Gastaldi D, Lecis N F, et al. On morphological surface features of the parts printed by selective laser melting (SLM)[J]. *Additive Manufacturing*, 2018, 24: 373-377.
- [7] Gu D D, Zhang H M, Chen H Y, et al. Laser additive manufacturing of high-performance metallic aerospace components[J]. *Chinese Journal of Lasers*, 2020, 47(5): 0500002.
顾冬冬, 张红梅, 陈洪宇, 等. 航空航天高性能金属材料构件激光增材制造[J]. *中国激光*, 2020, 47(5): 0500002.
- [8] Olakanmi E O, Cochrane R F, Dalgarno K W. A review on selective laser sintering/melting (SLS/SLM) of aluminum alloy powders: processing, microstructure, and properties[J]. *Progress in Materials Science*, 2015, 74: 401-477.
- [9] Mishra A K, Kumar A. Numerical and experimental analysis of the effect of volumetric energy absorption in powder layer on thermal-fluidic transport in selective laser melting of Ti6Al4V[J]. *Optics & Laser Technology*, 2019, 111: 227-239.
- [10] Zhang S, Gui R Z, Wei Q S, et al. Cracking behavior and formation mechanism of TC4 alloy formed by selective laser melting[J]. *Journal of Mechanical Engineering*, 2013, 49(23): 21-27.
张升, 桂睿智, 魏青松, 等. 选择性激光熔化成形 TC4 钛合金开裂行为及其机理研究[J]. *机械工程学报*, 2013, 49(23): 21-27.
- [11] He B B, Wu W H, Zhang L, et al. Microstructural characteristic and mechanical property of Ti6Al4V alloy fabricated by selective laser melting[J]. *Vacuum*, 2018, 150: 79-83.
- [12] Tucho W M, Lysne V H, Austbø H, et al. Investigation of effects of process parameters on microstructure and hardness of SLM manufactured SS316L[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2018, 740: 910-925.
- [13] Tran H C, Lo Y L. Systematic approach for determining optimal processing parameters to produce parts with high density in selective laser melting process[J]. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2019, 105(10): 4443-4460.
- [14] Tan Q Y, Liu Y G, Fan Z Q, et al. Effect of processing parameters on the densification of an additively manufactured 2024 Al alloy[J]. *Journal of Materials Science & Technology*, 2020, 58: 34-45.
- [15] Wang Z, Xiao Z Y, Tse Y, et al. Optimization of processing parameters and establishment of a relationship between microstructure and mechanical properties of SLM titanium alloy[J]. *Optics & Laser Technology*, 2019, 112: 159-167.
- [16] 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.
- [17] Zhang G H, Guo S Q, Huang S, et al. Relative density of GH4169 superalloy prepared by selective laser melting[J]. *Laser & Optoelectronics Progress*, 2020, 57(3): 031404.
张国会, 郭绍庆, 黄帅, 等. 选区激光熔化技术制备 GH4169 合金的致密度研究[J]. *激光与光电子学进展*, 2020, 57(3): 031404.
- [18] Guo M, Gu D D, Xi L X, et al. Formation of scanning tracks during Selective Laser Melting (SLM) of pure tungsten powder: morphology, geometric features and forming mechanisms[J]. *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*, 2019, 79: 37-46.
- [19] Guo M, Gu D D, Xi L X, et al. Selective laser melting additive manufacturing of pure tungsten: role of volumetric energy density on densification, microstructure and mechanical properties[J]. *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*, 2019, 84: 105025.
- [20] Ferro P, Meneghello R, Savio G, et al. A modified

- volumetric energy density-based approach for porosity assessment in additive manufacturing process design[J]. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2020, 110(7/8): 1911-1921.
- [21] Yan X C, Chang C, Dong D D, et al. Microstructure and mechanical properties of pure copper manufactured by selective laser melting[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2020, 789: 139615.
- [22] Kim W R, Bang G B, Park J H, et al. Microstructural study on a Fe-10Cu alloy fabricated by selective laser melting for defect-free process optimization based on the energy density[J]. *Journal of Materials Research and Technology*, 2020, 9(6): 12834-12839.
- [23] Xiang Z W, Yin M, Dong G H, et al. Modeling of the thermal physical process and study on the reliability of linear energy density for selective laser melting[J]. *Results in Physics*, 2018, 9: 939-946.
- [24] Prashanth K G, Scudino S, Maity T, et al. Is the energy density a reliable parameter for materials synthesis by selective laser melting? [J]. *Materials Research Letters*, 2017, 5(6): 386-390.
- [25] Zong X W, Gao Q, Zhou H Z, et al. Effects of bulk laser energy density on anisotropy of selective laser sintered 316L stainless steel[J]. *Chinese Journal of Lasers*, 2019, 46(5): 0502003.
宗学文, 高倩, 周宏志, 等. 体激光能量密度对选区激光熔化 316L 不锈钢各向异性的影响[J]. *中国激光*, 2019, 46(5): 0502003.
- [26] 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.
- [27] Khorasani A, Gibson I, Awan U S, et al. The effect of SLM process parameters on density, hardness, tensile strength and surface quality of Ti-6Al-4V[J]. *Additive Manufacturing*, 2019, 25: 176-186.
- [28] Wang Y F, Yu C F, Xing L L, et al. Grain structure and texture of the SLM single track[J]. *Journal of Materials Processing Technology*, 2020, 281: 116591.
- [29] Yadroitsev I, Krakhmalev P, Yadroitsava I, et al. Energy input effect on morphology and microstructure of selective laser melting single track from metallic powder[J]. *Journal of Materials Processing Technology*, 2013, 213(4): 606-613.
- [30] Gusarov A V, Yadroitsev I, Bertrand P, et al. Heat transfer modelling and stability analysis of selective laser melting[J]. *Applied Surface Science*, 2007, 254(4): 975-979.
- [31] Hu Z H, Nagarajan B, Song X, et al. Formation of SS316L single tracks in micro selective laser melting: surface, geometry, and defects[J]. *Advances in Materials Science and Engineering*, 2019, 2019: 1-9.
- [32] Shi X Z, Ma S Y, Liu C M, et al. Parameter optimization for Ti-47Al-2Cr-2Nb in selective laser melting based on geometric characteristics of single scan tracks[J]. *Optics & Laser Technology*, 2017, 90: 71-79.
- [33] Fan Z Q, Lu M Y, Huang H. Selective laser melting of alumina: a single track study[J]. *Ceramics International*, 2018, 44(8): 9484-9493.
- [34] Bi J, Lei Z L, Chen Y B, et al. Effect of process parameters on formability and surface quality of selective laser melted Al-Zn-Sc-Zr alloy from single track to block specimen[J]. *Optics & Laser Technology*, 2019, 118: 132-139.
- [35] Zhang G Q, Gu D D. Selective laser melting of TiC solid solution strengthened tungsten matrix composites [J]. *Rare Metal Materials and Engineering*, 2015, 44(4): 1017-1023.
张国全, 顾冬冬. 选区激光熔化成形 TiC 固溶增强钨基复合材料研究[J]. *稀有金属材料与工程*, 2015, 44(4): 1017-1023.
- [36] Xiang Y, Zhang S Z, Li J F, et al. Numerical simulation and experimental verification for selective laser single track melting forming of Ti6Al4V[J]. *Journal of Zhejiang University (Engineering Science)*, 2019, 53(11): 2102-2109, 2117.
向羽, 张树哲, 李俊峰, 等. Ti6Al4V 的激光选区熔化单道成形数值模拟与实验验证[J]. *浙江大学学报(工学版)*, 2019, 53(11): 2102-2109, 2117.
- [37] Maamoun A H, Xue Y F, Elbestawi M A, et al. Effect of SLM process parameters on the quality of alloy parts; part i: powder characterization, density, surface roughness, and dimensional accuracy[J]. *Materials*, 2018, 11(12): 23-43.
- [38] Li R D, Liu J H, Shi Y S, et al. Balling behavior of stainless steel and nickel powder during selective laser melting process[J]. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2012, 59(9/10/11/12): 1025-1035.
- [39] Chen Z E, Wu X H, Tomus D, et al. Surface roughness of Selective Laser Melted Ti-6Al-4V alloy

- components[J]. Additive Manufacturing, 2018, 21: 91-103.
- [40] Xiao Z N, Liu T T, Liao W H, et al. Microstructure and mechanical properties of TC4 titanium alloy formed by selective laser melting after heat treatment[J]. Chinese Journal of Lasers, 2017, 44 (9): 0902001.
肖振楠, 刘婷婷, 廖文和, 等. 激光选区熔化成形 TC4 钛合金热处理后微观组织和力学性能[J]. 中国激光, 2017, 44(9): 0902001.
- [41] Zhang W W, Qin P T, Wang Z, et al. Superior wear resistance in EBM-processed TC4 alloy compared with SLM and forged samples[J]. Materials, 2019, 12(5): 782.
- [42] Zhao Z Y, Li L, Bai P K, et al. The heat treatment influence on the microstructure and hardness of TC4 titanium alloy manufactured via selective laser melting[J]. Materials, 2018, 11(8): 1318.