

激光与光电子学进展

不锈钢激光选区熔化成形效率与质量协同优化

李桥^{1,2}, 刘佳^{1,2*}, 石岩^{1,2}, 杜宪恒^{1,2}¹长春理工大学机电工程学院, 吉林 长春 130022;²光学国际科技合作基地(光学), 吉林 长春 130022

摘要 在激光选区熔化(SLM)过程中,为了让零件拥有更好的成形质量,一般采用小层厚来进行打印,然而这会导致生产效率降低,不利于商业应用。为了解决激光选区熔化好的成形质量与高的生产效率相互矛盾的问题,通过优化工艺参数制备了不同铺粉厚度条件下的316L不锈钢试件。研究了不同铺粉厚度条件下工艺参数对致密度、粗糙度、力学性能和显微组织等的影响规律。对比三种铺粉厚度(30 μm 、45 μm 、60 μm)的成形情况可以发现:在优化后的工艺窗口条件下,铺粉厚度对SLM试样致密度的影响较小,不同铺粉厚度下致密度均能达到99.90%以上,且显微组织均未见明显缺陷。铺粉厚度主要影响试样的尺寸精度、表面粗糙度和力学性能。随着铺粉厚度的增加,尺寸精度和粗糙度不断下降,抗拉强度逐渐提高,60 μm 铺粉厚度较30 μm 铺粉厚度成形效率提高了35.71%。

关键词 材料; 316L不锈钢; 选区激光熔化; 成形效率; 成形质量; 层厚

中图分类号 TN249

文献标志码 A

DOI: 10.3788/LOP202259.2116002

Collaborative Optimization of Forming Efficiency and Quality of Stainless Steel Using Selective Laser Melting

Li Qiao^{1,2}, Liu Jia^{1,2*}, Shi Yan^{1,2}, Du Xianheng^{1,2}

¹School of Electromechanical Engineering, Changchun University of Science and Technology, Changchun 130022, Jilin, China;

²National Base of International Science and Technology Cooperation for Optics, Changchun 130022, Jilin, China

Abstract Small layer thickness is commonly used for printing in the selective laser melting (SLM) process to improve the forming quality of the parts. However, it has a negative impact on production efficiency and is not commercially viable. To solve the contradiction between good forming quality and high SLM production efficiency, 316L stainless steel specimens with different powder layer thicknesses were prepared using optimizing process parameters. The technological parameter of the relative density, roughness, mechanical properties, and microstructure of the formed parts was studied under different powder layer thicknesses. When the forming conditions of three layer thicknesses (30 μm , 45 μm , and 60 μm) are compared, it is discovered that the layer thickness has little effect on the relative density of SLM samples under the optimized process window condition. Moreover, the relative density can reach more than 99.90% under different powder layer thicknesses, and there are no obvious defects in the microstructure. The dimensional accuracy, surface roughness, and mechanical properties of the samples are mainly affected by the layer thickness. The tensile strength gradually increases as the layer thickness increases, while the dimensional accuracy and roughness decrease. The forming efficiency of 60 μm powder thickness is increased by 35.71% compared with 30 μm powder thickness.

Key words materials; 316L stainless steel; selective laser melting; forming efficiency; forming quality; layer thickness

1 引言

316L不锈钢是奥氏体不锈钢的一种,具有较好的力学和物理性能,同时还具有优异的抗氧化性、耐腐蚀

性、耐高温性能以及良好的焊接性能等,在航空航天、医学、模具等领域得到了广泛应用^[1-3]。激光选区熔化(SLM)是一种基于使用高功率激光束的增材制造技术^[4-5],通过金属粉末逐层熔化再凝固的方式直接生成

收稿日期: 2021-09-26; 修回日期: 2021-10-29; 录用日期: 2021-11-05

基金项目: 吉林省自然科学基金(20200201230JC)

通信作者: liujia@cust.edu.cn

零件,与传统工艺相比,具有材料利用率高、精度高、成形性能好等优点^[6-7],是近年来获得最多关注的主流增材制造技术之一。

SLM 的成形时间主要包括前期准备时间和激光成形时间。其中:前期准备时间由设备自身参数所决定,包括基板下降时间、铺粉时间等;激光成形时间由粉末层厚、扫描速度、搭接率等工艺参数决定。搭接率受光斑直径限制影响可以忽略,扫描速度会影响粉末的熔化程度,因此在设备固定的情况下,可以通过增加铺粉厚度来缩短成形时间,进而提高成形效率。在 SLM 成形的过程中涉及众多参数,其中激光功率、扫描速度和铺粉厚度等对成形质量影响较为重要^[8-10]。成形质量方面,在一定范围内较高的激光功率、较低的扫描速度、较窄的扫描间距能够实现更平滑的熔池表面,从而具有更高的成形质量^[11-12]。当激光功率和扫描速率不变时,随着扫描间距增大,致密度减小;当激光功率和扫描间距不变时,随着扫描速率增大,致密度减小,但过小的扫描速率也会造成致密度减小^[13]。Cherry 等^[14]对 50 μm 层厚成形的 316L 不锈钢进行了研究,得到了较高的致密度。成形效率方面,闫岸如

等^[15]采用 40 μm 层厚成形的镍,相比 20 μm 层厚,其成形效率提高了 34.6%。Niendorf 等^[16]对超大铺粉厚度条件下 316L 不锈钢 SLM 进行了研究。当铺粉层厚为 150 μm 时,成形质量较差;当铺粉厚度进一步增加到 300 μm 时,为了使每一层粉末完全烧结,扫描速度会大幅降低,反而导致成形速率变慢^[17],可见铺粉厚度的无限增加并不能有效地提高成形效率。综上所述,现有的研究暂时没有系统地考虑众多工艺参数对成形质量和效率的共同影响,鉴于此,本文引入体激光能量密度的概念,获得了不同铺粉厚度下工艺参数对致密度、粗糙度、显微组织、力学性能等的影响规律,并对不同铺粉厚度下的工艺参数根据成形质量和效率进行了协同优化。

2 试验方法

2.1 试验设备与材料

使用德国 Trumpf 公司生产的 TruPrint3000 型金属三维(3D)打印机进行试验,所选用的不锈钢粉末为中航迈特有限公司生产的气雾化 316L 不锈钢粉末,其物理与化学特性分别如表 1 与表 2 所示。

表 1 316L 不锈钢粉末物理特性

Table 1 Physical properties of 316L stainless steel powder

Particle size / μm	D10 / μm	D50 / μm	D90 / μm	Apparent density / ($\text{g}\cdot\text{cm}^{-3}$)	Tap density / ($\text{g}\cdot\text{cm}^{-3}$)	Flowability / s
15-53	20.4	31.7	49.2	4.11	4.76	18.5

表 2 316L 不锈钢粉末主要化学成分

Table 2 Main chemical composition of 316L stainless steel powder

Item	Mass fraction / %									
	Fe	Cr	Ni	Mo	Mn	Si	P	S	C	O
Standard	Bal.	16-18	10-14	2-3	≤ 2.0	≤ 1.0	≤ 0.045	≤ 0.03	≤ 0.03	—
Tested	Bal.	16.51	10.53	2.69	0.69	0.2	0.01	0.05	0.014	0.082

2.2 试验设计

铺粉厚度的不同会对激光烧结产生很大的影响,从而导致不同铺粉厚度下所对应的最佳工艺窗口不同。为了保证试验数据的准确性,固定次要因素扫描间距为 0.1 mm,采用 chess 的扫描策略如图 1 所示,激光光斑直径为 100 μm ,生长方向为 z 向,如图 2 所示。

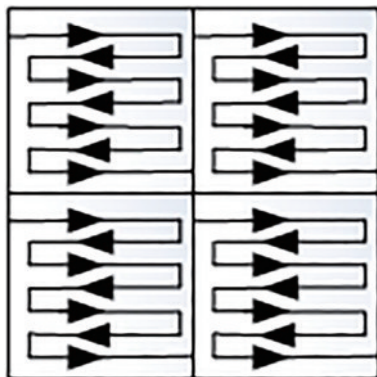


图 1 Chess 扫描策略

Fig. 1 Chess scanning strategy

设计三组试验,每组试验固定铺粉厚度,对激光功率和扫描速度采用全面试验,每组 25 个试件如图 3 所示,试件的高度为 10 mm,横截面尺寸为 20 mm \times 20 mm。随着铺粉厚度的增加,充分熔化粉末所需要的功率也增大,因此不同铺粉厚度对应的激光功率也有所不同。每个铺粉层厚优化出 3 个参数进行拉伸试验,为了减少试验误差每个参数打印出 3 个拉伸件(拉伸试样尺寸如图 3 所示),其结果取平均值。

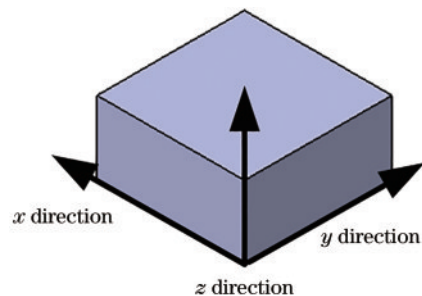


图 2 生长方向示意图

Fig. 2 Schematic of growth direction

表 3 全面试验参数

Table 3 Comprehensive test parameters

Layer thickness / μm	Scanning speed / $(\text{mm}\cdot\text{s}^{-1})$	Laser power /W	Layer thickness / μm	Scanning speed / $(\text{mm}\cdot\text{s}^{-1})$	Laser power /W	Layer thickness / μm	Scanning speed / $(\text{mm}\cdot\text{s}^{-1})$	Laser power /W
30	600	140	45	600	160	60	600	180
30	700	140	45	700	160	60	700	180
30	800	140	45	800	160	60	800	180
30	900	140	45	900	160	60	900	180
30	1000	140	45	1000	160	60	1000	180
30	600	160	45	600	180	60	600	200
30	700	160	45	700	180	60	700	200
30	800	160	45	800	180	60	800	200
30	900	160	45	900	180	60	900	200
30	1000	160	45	1000	180	60	1000	200
30	600	180	45	600	200	60	600	220
30	700	180	45	700	200	60	700	220
30	800	180	45	800	200	60	800	220
30	900	180	45	900	200	60	900	220
30	1000	180	45	1000	200	60	1000	220
30	600	200	45	600	220	60	600	240
30	700	200	45	700	220	60	700	240
30	800	200	45	800	220	60	800	240
30	900	200	45	900	220	60	900	240
30	1000	200	45	1000	220	60	1000	240
30	600	220	45	600	240	60	600	260
30	700	220	45	700	240	60	700	260
30	800	220	45	800	240	60	800	260
30	900	220	45	900	240	60	900	260
30	1000	220	45	1000	240	60	1000	260

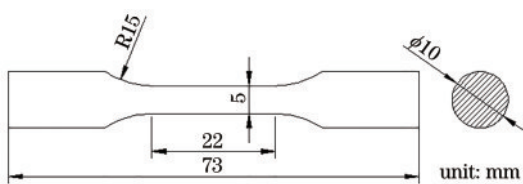


图 3 样品尺寸示意图

Fig. 3 Schematic of sample size

3 试验结果与分析

3.1 激光功率和扫描速度对成形质量的影响

用阿基米德排水法^[18]测得 75 个试件的致密度如图 4 所示。在铺粉厚度为 30 μm 条件下:当激光功率在 140~180 W 时,试件的致密度随着扫描速度的增加而增加,由于粉层较薄激光熔化效率较高,能满足粉末熔化和形成连续熔池的条件,所以成形比较好致密度比较高;当激光功率大于 180 W 时,试件致密度随着激光功率的增加而显著降低,主要是由于在成形过程中

较高的激光功率会导致熔池中温度过高,使金属液产生飞溅形成气孔等缺陷。孙婷婷等^[13]在对 316L 不锈钢进行研究时,得到同样的结论:随激光功率的增大,致密度呈现先增加后减小的规律。在铺粉厚度为 45 μm 条件下,当激光功率在 160~200 W、扫描速度 600~800 mm/s 时,致密度普遍偏高。在铺粉厚度为 60 μm 条件下,功率较低时粉末无法完全熔化导致下一层成形过程中会影响金属粉末的铺设和后续的熔化,进而降低致密度。当激光功率增加至 220 W 时,致密度最好;当激光功率大于 220 W、扫描速度为 600~1000 mm/s 时,试件致密度随着激光功率的增高而逐渐降低,较大的功率会导致粉末更容易发生气化,气孔大量增加。马英怡等^[19]在对 316L 不锈钢进行研究时,把激光功率固定为 380 W,扫描速度提高到 1000~1250 mm/s,显著降低了致密度。这是因为激光束停留在粉末上的时间过短,粉末吸收的能量太小,不足以完全熔化形成熔池间未熔合缺陷,从而降低了试件致密度。

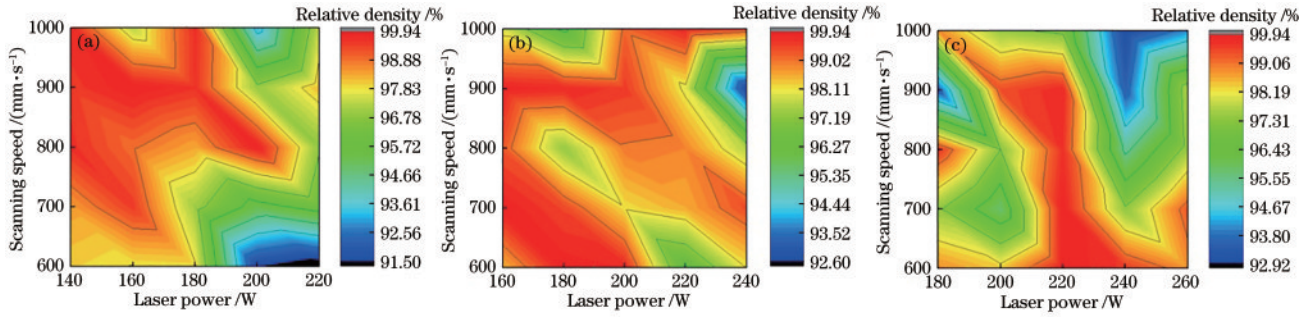


图 4 激光功率、扫描速度与致密度的分布云图。(a) 铺粉厚度为 30 μm; (b) 铺粉厚度为 45 μm; (c) 铺粉厚度为 60 μm

Fig. 4 Distribution cloud maps of laser power, scanning speed, and density. (a) Layer thickness is 30 μm; (b) layer thickness is 45 μm; (c) layer thickness is 60 μm

图 5 为激光功率和扫描速度对试件粗糙度的分布云图。对比图 5(a)~(c) 可以看出, 在激光功率相同的情况下, 粗糙度随着扫描速度的增大而增大, 随着速度的减小而减小。Deng 等^[41]对 316L 不锈钢进行研究, 发现了相似的结论: 固定激光功率和扫描间距, 粗糙度随着扫描速度的增大而增大, 随着扫描速度的减小而减小。分析原因主要是: 当扫描速度较低时, 金属液表面

的张力和黏度都有所降低, 成形件间孔隙减少, 因此表面粗糙度逐渐降低; 当扫描速度不变时, 试件的粗糙度受激光功率的影响较小, 30 μm 层厚相对于 45 μm 和 60 μm 有更好的表面粗糙度, 这是因为铺粉厚度越大, 熔化所需功率也越大, 在较高的功率下金属粉末更容易发生气化从而导致表面粗糙度增大。

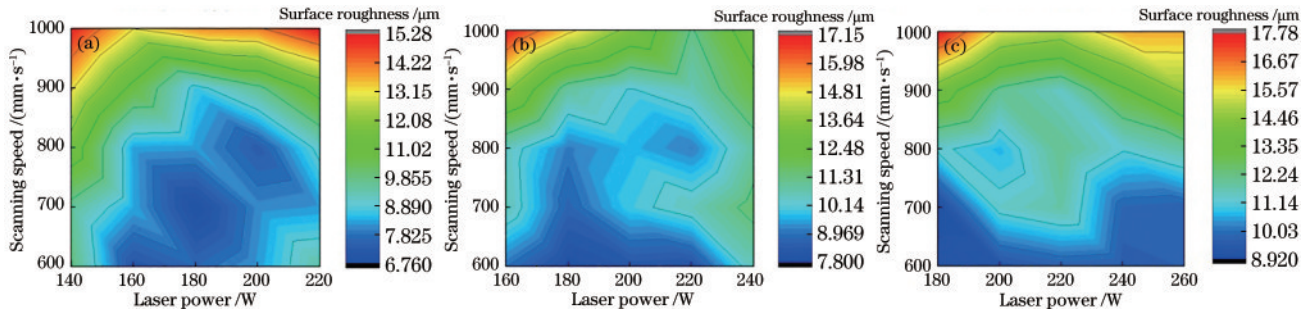


图 5 激光功率、扫描速度与粗糙度的分布云图。(a) 铺粉厚度为 30 μm; (b) 铺粉厚度为 45 μm; (c) 铺粉厚度为 60 μm

Fig. 5 Distribution cloud maps of laser power, scanning speed, and roughness. (a) Layer thickness is 30 μm; (b) layer thickness is 45 μm; (c) layer thickness is 60 μm

3.2 体能量密度对组织的影响分析

为了进一步研究 SLM 工艺参数对微观组织的影响, 本文引入体能量密度的概念。体激光能量密度 E 被定义为单位体积输入的能量 (单位: J/mm^3), 简称体能量密度, 其公式^[20]表示为

$$E = \frac{P}{SVT}, \quad (1)$$

式中: P 为激光功率; S 为扫描间距; V 为扫描速度; T 为铺粉厚度。体能量密度影响成形过程中熔池体积和形态, 并进一步影响成形件的显微组织。在 SLM 成形的过程中, 激光束在路径中形成一点, 再由点到线, 由线到面, 最后由面到体熔化重叠粉末颗粒, 由于激光在成形中速度较快, 形成的熔池较浅、较小, 在粉末中累积的热量较小, 具有较高的温度梯度和凝固速率, 凝固组织较细密^[21-22]。体能量密度是影响熔池的形成和晶粒生长方向的关键因素。因此, 本试验选择 z 向生长方向作为研究对象, 观察其微观组织, 可以发现, 在 x

向 (累加层) 熔合处形成了方向和尺寸都相差不多的等轴晶体, 整体由一个个清晰、细小、似鱼鳞状的微熔池组成, 如图 6 所示。

通过试验观察不同粉层厚度下体能量密度对熔池深度的影响, 以铺粉厚度 30 μm 为例, 对比图 6(a)~(c) 可以看出, 图 6(a) 中熔池深度最深, 图 6(b) 次之, 图 6(c) 最浅。结合文献[1]可知, 随着体能量密度的增加, 金属粉末熔化和凝固、吸收和散发的能量也随之改变, 熔池的表面张力会变大, 使得熔合线呈现大幅度变化和水平方向拉长, 最后导致熔池形貌发生改变。铺粉厚度为 30 μm、45 μm 和 60 μm 时的显微组织分别如图 6~8 所示。在体能量密度较低时, 金属粉末无法完全熔化, 形成了孔隙和未熔合缺陷。随着体能量密度的增加, 金属粉末完全熔化, 减少了金属液的张力和黏度, 金属的流动性和润湿性都有所提高, 成形件基本无缺陷。当体能量密度继续增加时, 过高的温度会导致金属液飞溅甚至气化, 产生裂纹、气孔等缺陷。

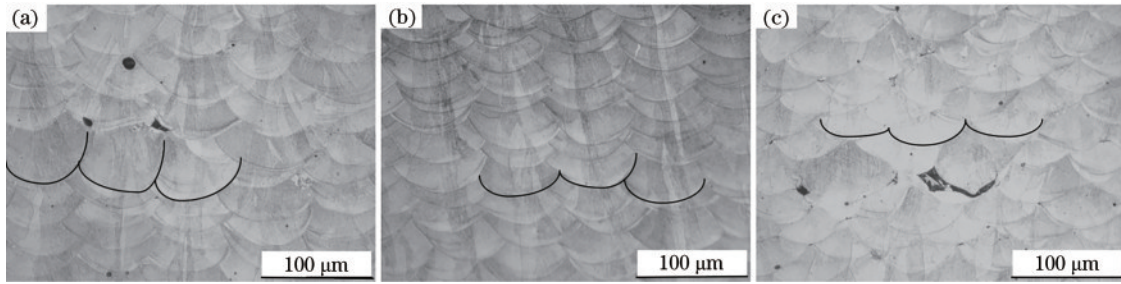


图 6 在铺粉厚度为 $30\ \mu\text{m}$ 时,不同体能量密度下的成形件 z 向的显微组织。(a) $53.33\ \text{J}/\text{mm}^3$; (b) $83.33\ \text{J}/\text{mm}^3$; (c) $103.33\ \text{J}/\text{mm}^3$

Fig. 6 Microstructures of z -direction of formed sample under different volume energy densities, when layer thickness is $30\ \mu\text{m}$.

(a) $53.33\ \text{J}/\text{mm}^3$; (b) $83.33\ \text{J}/\text{mm}^3$; (c) $103.33\ \text{J}/\text{mm}^3$

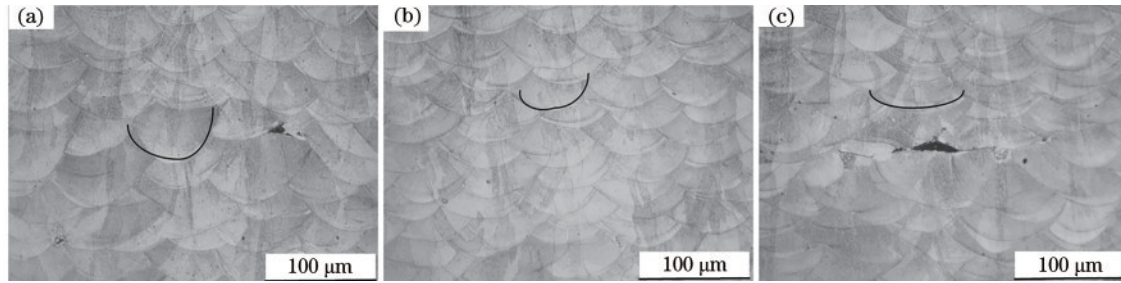


图 7 在铺粉厚度为 $45\ \mu\text{m}$ 时,不同体能量密度下的成形件 z 向的显微组织。(a) $35.56\ \text{J}/\text{mm}^3$; (b) $57.14\ \text{J}/\text{mm}^3$; (c) $81.48\ \text{J}/\text{mm}^3$

Fig. 7 Microstructures of z -direction of formed sample under different volume energy densities, when layer thickness is $45\ \mu\text{m}$.

(a) $35.56\ \text{J}/\text{mm}^3$; (b) $57.14\ \text{J}/\text{mm}^3$; (c) $81.48\ \text{J}/\text{mm}^3$

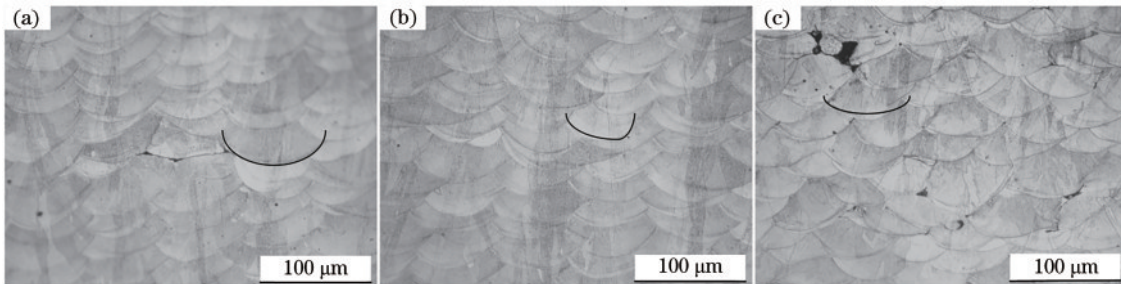


图 8 在铺粉厚度为 $60\ \mu\text{m}$ 时,不同体能量密度下的成形件 z 向的显微组织。(a) $33.33\ \text{J}/\text{mm}^3$; (b) $61.11\ \text{J}/\text{mm}^3$; (c) $72\ \text{J}/\text{mm}^3$

Fig. 8 Microstructures of z -direction of formed sample under different volume energy densities, when layer thickness is $60\ \mu\text{m}$.

(a) $33.33\ \text{J}/\text{mm}^3$; (b) $61.11\ \text{J}/\text{mm}^3$; (c) $72\ \text{J}/\text{mm}^3$

3.3 力学性能分析

在保证致密度大于 99% 和粗糙度小于 $10\ \mu\text{m}$ 条件下,通过前期试验每个铺粉厚度优化出 3 个参数进行拉伸试验。从表 4 可以看出,在优化后的工艺参数中,铺粉厚度对抗拉强度有较大影响,随着铺粉厚度的增大,抗拉强度逐渐增大,最大可达到 633 MPa。不同铺粉厚度之间断后延伸率无明显变化,基本稳定在 55%~65% 之间。

以抗拉强度最高的参数为最优工艺参数,从表 4 可以看出,不同铺粉厚度的 ($30\ \mu\text{m}$ 、 $45\ \mu\text{m}$ 、 $60\ \mu\text{m}$) 最优工艺参数的体能量密度分别为 $76.19\ \text{J}/\text{mm}^3$ 、 $74.07\ \text{J}/\text{mm}^3$ 、 $66.67\ \text{J}/\text{mm}^3$,在铺粉厚度为 $60\ \mu\text{m}$ 时相较于 $45\ \mu\text{m}$ 和 $30\ \mu\text{m}$ 拥有更好的拉伸性能。图 9 为不同铺粉厚度在最优参数下的胞状亚结构尺寸,微观组织中大部分为等轴结构和少量的柱状结构。随着铺粉

厚度的增加,最优参数的体能量密度降低,熔池温度逐渐降低,亚结构尺寸从 $1.562\ \mu\text{m}$ 缓慢减小到 $1.05\ \mu\text{m}$,使得试件有更好的拉伸性能。Ma 等^[23]在对不同层厚的 1Cr18Ni9Ti 不锈钢进行研究时发现:当铺粉厚度为 $60\sim 80\ \mu\text{m}$ 时,拉伸强度增加;当继续增加铺粉厚度至 $100\ \mu\text{m}$ 时,力学性能显著降低。在一定范围内,铺粉厚度的增加会导致拉伸强度的增加,当增加到一定程度时,铺粉厚度的增加会导致拉伸强度的降低。

拉伸件的断裂一般发生在缺陷最多、性能最薄弱的地方。图 10 为不同铺粉厚度下的拉伸断口形貌。断口表面起伏程度较大呈纤维状,表面呈暗灰色无金属光泽,分布一些形状大小不规则的孔洞、凹坑等缺陷。所有断口都会存在孔洞缺陷,部分孔洞出现在比较集中的区域,导致拉伸过程中孔洞联通,出现较大集中孔缺陷,如图 10(a)~(c) 所示。

表 4 拉伸试验结果
Table 4 Tensile test results

Layer thickness / μm	Scanning speed / ($\text{mm}\cdot\text{s}^{-1}$)	Laser power / W	Bulk laser energy density / ($\text{J}\cdot\text{mm}^{-3}$)	Tensile strength / MPa	Elongation to failure / %	Surface roughness / μm	Relative density / %
30	700	160	76.19	604_{-16}^{+25}	55.50	8.339	99.50
30	900	180	66.67	601_{-2}^{+3}	63.18	8.666	99.62
30	800	200	83.33	576_{-1}^{+1}	65.08	7.368	99.92
45	600	180	66.67	600_{-2}^{+1}	56.50	7.850	99.90
45	700	180	57.14	578_{-1}^{+1}	56.15	8.694	99.45
45	600	200	74.07	620_{-7}^{+3}	60.12	8.240	99.78
60	600	220	61.11	627_{-1}^{+1}	54.86	9.674	99.93
60	600	240	66.67	633_{-1}^{+1}	58.50	9.560	99.60
60	700	260	61.90	623_{-1}^{+2}	57.10	9.715	99.33

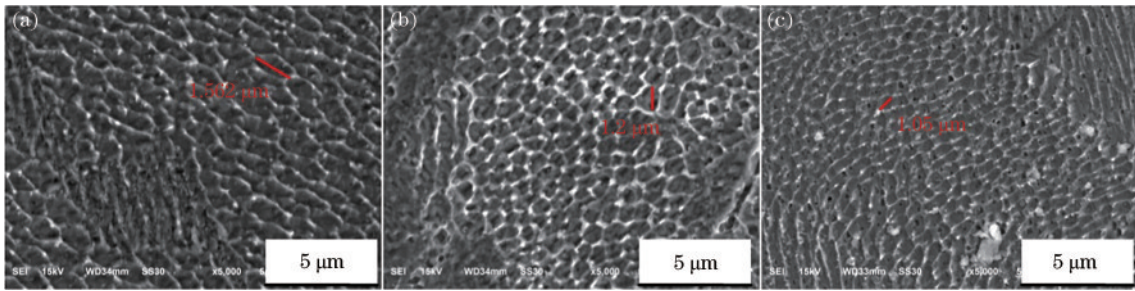


图 9 不同铺粉厚度在最优参数下的胞状亚结构。(a)铺粉厚度为 30 μm ; (b)铺粉厚度为 45 μm ; (c)铺粉厚度为 60 μm

Fig. 9 Cellular substructures of different powder thicknesses under optimal parameters. (a) Layer thickness is 30 μm ; (b) layer thickness is 45 μm ; (c) layer thickness is 60 μm

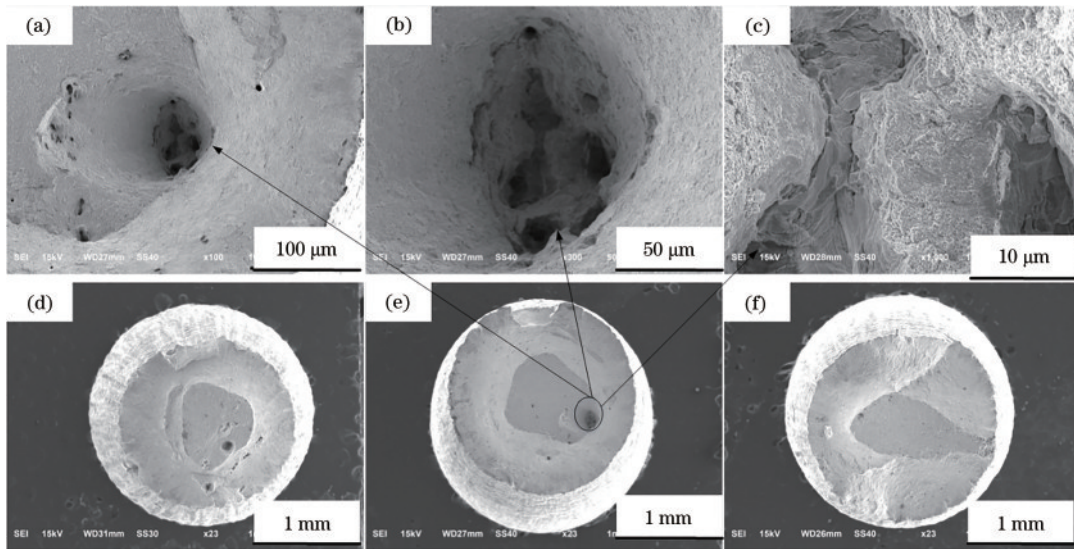


图 10 不同铺粉厚度在最优参数下断口形貌。(a)~(c)放大不同倍数的集中孔缺陷;

(d)~(f)铺粉厚度 30 μm 、45 μm 、60 μm 下的宏观形貌

Fig. 10 Fracture morphologies of different powder thickness under optimal parameters. (a)~(c) Concentrated hole defects with different magnifications; (d)~(f) macro morphologies at different layer thicknesses of 30 μm , 45 μm , and 60 μm

3.4 成形效率分析

第二次比第一次成形效率提高了 η , 公式表示为

$$\eta = \frac{T_1 - T_2}{T_1}, \quad (2)$$

式中: T_1 为第一次成形所需时间; T_2 为第二次成形所

需时间。采用最优工艺参数进行 SLM 成形, 图 11 为 SLM 制作的成形试件。铺粉厚度 30 μm 成形时间为 14 h, 铺粉厚度 45 μm 成形时间为 12 h, 效率提高了 14.29%, 铺粉厚度 60 μm 成形时间为 9 h, 较 30 μm 层厚效率提高了 35.71%。当层厚分别为 30 μm 、45 μm 、

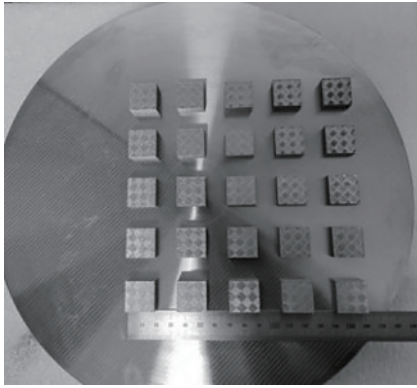


图 11 成形试件

Fig. 11 Fabricated specimen

60 μm 时,使用游标卡尺对成形件长宽进行三次测量取平均值,尺寸精度的误差分别稳定在 0.02 mm、0.03 mm、0.05 mm 以内。

4 结 论

从本文试验可以看出,不同铺粉厚度(30 μm 、45 μm 、60 μm)通过优化后,试件能接近完全致密,致密度都可达到 99.0% 以上且显微组织中无明显缺陷。

30 μm 层厚相对于 45 μm 和 60 μm 层厚具有更好的粗糙度和尺寸精度。在最优参数中,随着铺粉厚度的增加,成形效率逐渐升高,45 μm 层厚较 30 μm 层厚成形效率提高了 14.29%,60 μm 层厚较 30 μm 层厚成形效率提高了 35.71%。

在一定范围内,随着铺粉厚度的增加,试件的抗拉强度逐渐升高。60 μm 层厚相对于 30 μm 和 45 μm 层厚具有更高的抗拉强度,可达到 633 MPa,延伸率在不同层厚之间无明显变化,稳定在 55%~65% 之间。

对于粗糙度要求较高的金属零件,可以使用 30 μm 层厚优化后的参数来提高尺寸精度和粗糙度,对于粗糙度要求相对较低、效率要求比较高和力学性能要求较高的金属零件可以使用 60 μm 层厚优化后的参数来提高成形效率、提升力学性能。

参 考 文 献

- [1] 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.
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.
- [2] 张仁奇,樊磊,周宝刚,等.选区激光熔化 316L 不锈钢的各向组织与性能[J].金属热处理,2020,45(9):161-166.
Zhang R Q, Fan L, Zhou B G, et al. Microstructure and properties of selective laser melted 316L stainless steel in different directions[J]. Heat Treatment of Metals, 2020, 45(9): 161-166.

- [3] 何松亚,刘晓东,赵淑珍,等.激光熔覆碳纤维增强 316L 不锈钢的显微组织和耐磨性[J].中国激光,2020,47(5):0502010.
He S Y, Liu X D, Zhao S Z, et al. Microstructure and wear resistance of carbon fibers reinforced 316L stainless steel prepared using laser cladding[J]. Chinese Journal of Lasers, 2020, 47(5): 0502010.
- [4] Deng Y, Mao Z F, Yang N, et al. Collaborative optimization of density and surface roughness of 316L stainless steel in selective laser melting[J]. Materials, 2020, 13(7): 1601.
- [5] 胡泽华,宋长辉,刘林青,等.镍钛合金激光选区熔化成形技术研究进展[J].中国激光,2020,47(12):1202005.
Hu Z H, Song C H, Liu L Q, et al. Research progress of selective laser melting of nitinol[J]. Chinese Journal of Lasers, 2020, 47(12): 1202005.
- [6] Rosa B, Mognol P, Hascoët J Y. Laser polishing of additive laser manufacturing surfaces[J]. Journal of Laser Applications, 2015, 27(S2): S29102.
- [7] Wang X C, Laoui T, Bonse J, et al. Direct selective laser sintering of hard metal powders: experimental study and simulation[J]. The International Journal of Advanced Manufacturing Technology, 2002, 19(5): 351-357.
- [8] Ferrar B, Mullen L, Jones E, et al. Gas flow effects on selective laser melting (SLM) manufacturing performance [J]. Journal of Materials Processing Technology, 2012, 212(2): 355-364.
- [9] Li Z H, Kucukkoc I, Zhang D Z, et al. Optimising the process parameters of selective laser melting for the fabrication of Ti₆Al₄V alloy[J]. Rapid Prototyping Journal, 2018, 24(1): 150-159.
- [10] 杨晨,董志宏,迟长泰,等.选区激光熔化成形 24CrNiMo 合金钢的组织结构与力学性能[J].中国激光,2020,47(5):0502008.
Yang C, Dong Z H, Chi C T, et al. Microstructure and mechanical properties of 24CrNiMo alloy steel formed by selective laser melting[J]. Chinese Journal of Lasers, 2020, 47(5): 0502008.
- [11] Li R D, Shi Y S, Wang Z G, et al. Densification behavior of gas and water atomized 316L stainless steel powder during selective laser melting[J]. Applied Surface Science, 2010, 256(13): 4350-4356.
- [12] 潘露,张成林,江华,等.选区激光熔化制备 316L 不锈钢成形工艺参数对致密度的影响和优化[J].锻压技术,2019,44(11):103-109.
Pan L, Zhang C L, Jiang H, et al. Influence and optimization of forming process parameters on relative density of 316L stainless steel prepared by selective laser melting[J]. Forging & Stamping Technology, 2019, 44(11): 103-109.
- [13] 孙婷婷,杨永强,苏旭彬,等.316L 不锈钢粉末选区激光熔化成型致密化研究[J].激光技术,2010,34(4):443-446.
Sun T T, Yang Y Q, Su X B, et al. Research of densification of 316L stainless steel powder in selective laser melting process[J]. Laser Technology, 2010, 34(4): 443-446.

- [14] 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.
- [15] 闫岸如, 杨恬恬, 王燕灵, 等. 选区激光熔化不同层厚镍的热特性与机械性能[J]. *中国激光*, 2016, 43(2): 0203004.
Yan A R, Yang T T, Wang Y L, et al. Thermal properties and mechanical properties of selective laser melting different layer thicknesses of Ni powder[J]. *Chinese Journal of Lasers*, 2016, 43(2): 0203004.
- [16] Niendorf T, Leuders S, Riemer A, et al. Highly anisotropic steel processed by selective laser melting[J]. *Metallurgical and Materials Transactions B*, 2013, 44(4): 794-796.
- [17] Yadroitsev I, Smurov I. Selective laser melting technology: from the single laser melted track stability to 3D parts of complex shape[J]. *Physics Procedia*, 2010, 5: 551-560.
- [18] Majeed A, Zhang Y F, Lv J X, et al. Investigation of T4 and T6 heat treatment influences on relative density and porosity of AlSi₁₀Mg alloy components manufactured by SLM[J]. *Computers & Industrial Engineering*, 2020, 139: 106194.
- [19] 马英怡, 刘玉德, 石文天, 等. 扫描速度对选区激光熔化 316L 不锈钢粉末成形缺陷及性能的影响[J]. *激光与光电子学进展*, 2019, 56(10): 101403.
Ma Y Y, Liu Y D, Shi W T, et al. Effect of scanning speed on forming defects and properties of selective laser melted 316L stainless steel powder[J]. *Laser & Optoelectronics Progress*, 2019, 56(10): 101403.
- [20] Simchi A, Petzoldt F, Pohl H. On the development of direct metal laser sintering for rapid tooling[J]. *Journal of Materials Processing Technology*, 2003, 141(3): 319-328.
- [21] Blackwell P L. The mechanical and microstructural characteristics of laser-deposited IN718[J]. *Journal of Materials Processing Technology*, 2005, 170(1/2): 240-246.
- [22] Choi J P, Shin G H, Yang S S, et al. Densification and microstructural investigation of Inconel 718 parts fabricated by selective laser melting[J]. *Powder Technology*, 2017, 310: 60-66.
- [23] Ma M M, Wang Z M, Gao M, et al. Layer thickness dependence of performance in high-power selective laser melting of 1Cr18Ni9Ti stainless steel[J]. *Journal of Materials Processing Technology*, 2015, 215: 142-150.