

大层厚 316L 选区激光熔化工艺优化及性能研究

杨锦, 刘玉德*, 石文天, 张飞飞, 祁斌, 韩冬

北京工商大学材料与机械工程学院, 北京 100048

摘要 采用选区激光熔化(SLM)技术对 200 μm 层厚的气雾化 316L 粉末进行单熔道及块体实验,通过分析成型样件的致密度、微观组织、拉伸性能、缺陷机理等进行了工艺优化。结果表明,当激光功率为 400 W,曝光时间为 120~160 μs ,搭接率为 50%~60%时,成型样件的致密度可达 99.99%。SLM 成型过程中产生的未熔合缺陷可以通过调整工艺参数进行避免;虽然微型孔洞及球化现象无法完全消除,但通过缩短曝光时间可以减小球化尺寸。SLM 成型样件的微观晶粒为等轴晶及柱状晶,其拉伸性能良好,屈服强度为 530 MPa,拉伸强度为 635 MPa,延伸率为 31%。

关键词 激光技术; 选区激光熔化; 微观组织; 拉伸性能

中图分类号 TN249

文献标识码 A

doi: 10.3788/LOP56.011401

Process Optimization and Performance Investigation in Selective Laser Melting of Large Layer-Thickness 316L Powder

Yang Jin, Liu Yude*, Shi Wentian, Zhang Feifei, Qi Bin, Han Dong

School of Materials Science and Mechanical Engineering, Beijing Technology and Business University, Beijing 100048, China

Abstract The single-scan track and block experiment of 200 μm large layer-thickness gas atomized 316L powder by the selective laser melting (SLM) technique is conducted. Through the analysis of densities, microstructures, tensile properties and defect mechanism of forming parts, the process is optimized. The results show that the density is up to 99.99% when the exposure time is 120-160 μs , the overlap rate is 50%-60% and laser power is 400 W. The unmelted defects occurred during the SLM process can be removed by the adjustment of process parameters. Although the micropores and balling defects cannot be completely eradicated, a short exposure time can be used to reduce the balling size. The equiaxed crystals and columnar crystals can be observed in the microstructures of samples. The yield strength, tensile strength and elongation rate of these samples are 530 MPa, 635 MPa and 31%, respectively, indicating that there exists a nice tensile property.

Key words laser technique; selective laser melting; microstructure; tensile property

OCIS codes 140.3390; 350.3850; 160.3380

1 引言

选区激光熔化(SLM)是利用高能量激光束将金属粉末逐层熔化直接成型为金属零件的直接金属成型技术。SLM 可以成型结构复杂、性能良好的零件,被广泛应用于航天、医学、汽车、模具等领域^[1-3]。近年来,SLM 已经可以成型高致密零件^[4-9],但成型

效率较低。

SLM 成型效率主要受激光功率、层厚、扫描速度等影响。Niendorf 等^[10]采用 400 W 和 1000 W 激光功率成型了 50 μm 和 150 μm 层厚的 316L 粉末,但效果并不理想。Sun 等^[11]使用 380 W 激光功率成型了 50 μm 层厚的 316L 粉末,得到的样件致密度为 99.9% 且成型效率较高。Ma 等^[12]研究了 60~

收稿日期: 2018-06-05; 修回日期: 2018-07-13; 录用日期: 2018-07-18

基金项目: 国家自然科学基金(51505006)、2017 学位与研究生教育资助项目(11000101010)、2018 年研究生科研能力提升计划项目(号)

* E-mail: liu_yude@163.com

150 μm 层厚的 1Cr18Ni9Ti 合金成型样件的性能;Shi 等^[13]制备了 200 μm 层厚的 Ti6Al4V 样件,均获得了几乎全致密样件。然而,大层厚 316L 粉末 SLM 成型的研究鲜有研究,一是因为铺粉层厚越大,越容易产生未熔、翘曲、球化等缺陷;另一个原因则是受 SLM 设备的限制。

本文采用 SLM 技术对 200 μm 层厚 316L 粉末进行了单熔道及块体实验,通过对样件致密度、缺陷机理、微观组织,拉伸性能等的分析,优化了工艺参数,并获得了高致密、拉伸性能良好的样件。

2 实验设备及方法

2.1 实验设备与材料

采用英国 Renishaw 公司生产的 AM400 SLM 设备进行实验,该设备可以通过改变曝光时间及点距的方式对扫描速度进行更改。当成型室内氧气的含量小于 0.3% 时开始打印,在实验过程中,采用氩

气作为保护气体。

由于气雾化制备的 316L 粉末的氧含量小于水雾化的^[14-15],因此,选用 Renishaw 公司的气雾化 316L 粉末作为实验材料,其化学成分见表 1。316L 粉末的形貌如图 1 所示。测量得出,316L 粉末的平均粒径约为 15.5 μm 。

2.2 实验方法

SLM 单熔道实验参数见表 2。择优选取可以成型表面光滑、连续单熔道的参数,并设置搭接率为 30%~50% 成型 10 mm \times 10 mm \times 10 mm 块体。采用线切割方式将成型块体与基板分离;利用阿基米德排水法测量样件的致密度,多次测量求平均值^[16];采用扫描电镜观测样件表面形貌,观察单熔道是否连续、搭接是否平整;利用金相镶嵌机镶嵌样件;采用自动磨抛机对镶嵌后样件进行打磨、抛光并利用腐蚀液进行腐蚀;采用超景深显微镜及扫描电镜观测样件微观形貌。

表 1 316L 粉末的化学成分(质量分数,%)

Table 1 Chemical compositions of 316L powder (mass fraction, %)

Element	Fe	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo
Content	Bal.	≤ 0.03	≤ 1.00	≤ 2.00	≤ 0.035	≤ 0.03	12-15	16-18	1.8-2.5

表 2 SLM 单熔道实验参数

Table 2 Parameters for single-scan track SLM experiment

Process parameter	Value	Increment
Laser power /W	400	-
Layer-thickness / μm	200	-
Exposure time / μs	80-180	20
Point distance / μm	4-64	4
Laser beam spot size / μm	75	-

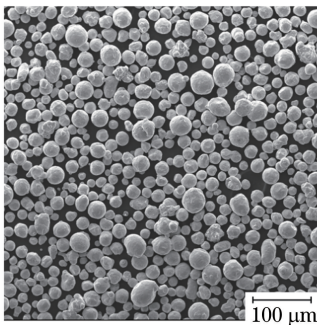


图 1 316L 粉末的形貌

Fig. 1 Morphology of 316L powder

拉伸样件几何尺寸如图 2 所示。利用拉伸试验机以 0.01 mm \cdot s⁻¹ 的拉伸速度对三个同参数下不同成型方向的样件进行拉伸性能测试。

3 结果与分析

3.1 单熔道实验

SLM 是一个由多条扫描线互相搭接形成扫描平面,扫描平面再经过层层堆积获得成型实体的过程^[17-18]。单熔道是成型的基础,在块体成型前,先利用单熔道实验对块体实验参数进行筛选。

良好的单熔道各熔池搭接连续,成型单熔道边界清晰光滑,熔池凝固边界明显且呈锐角。当激光功率为 400 W,层厚为 200 μm 时,不同点距及曝光时间下 SLM 单熔道表面形貌如图 3 所示。可以看出,曝光时间对单熔道表面形貌的影响较大,主要表现在以下几个方面。

1) 当曝光时间为 80~100 μs 时,单熔道较细且

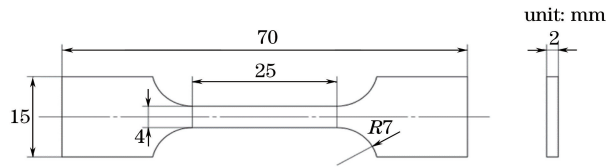


图2 拉伸样品几何尺寸

Fig. 2 Geometric dimension of tensile specimen

顶部呈山峰状,表面形貌极不稳定。由于曝光时间太短,激光能量输入不足,粉末不能完全熔化,因此无法形成稳固的单熔道。

2) 当曝光时间为 120 μs ,点距为 6~24 μm 及曝光时间为 140 μs ,点距为 14~28 μm 时,单熔道连续且表面光滑。当点距进一步增大,单熔道表面粗糙不连续。由于点距大,熔池中心距离较远,熔池内液相金属凝固后与前一熔池搭接较少,因此熔道起伏较大甚至出现断点。

3) 当曝光时间增大到 160 μs ,点距为 8~

32 μm 时,单熔道的状态相对稳定。然而,曝光时间的增加会导致熔池表面张力差增大,熔池扰动;少量的液相金属脱离熔池,在空中凝固后落到单熔道表面而形成飞溅。

4) 当曝光时间进一步增大到 180 μs ,单熔道边界模糊,熔宽增大,飞溅尺寸及数量都有所增大,局部出现过烧现象。这是因为激光能量输入过大,熔池分裂,金属发生气化形成较大的飞溅。且当前熔池加热时可能熔化前一熔池内凝固的金属,液相金属流动,最终单熔道特征模糊。

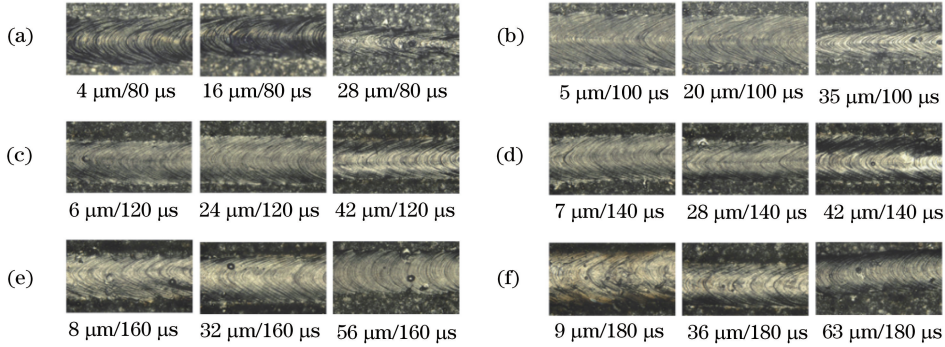


图3 不同点距及曝光时间下 SLM 单熔道表面形貌

Fig. 3 Surface morphologies of single-scan tracks under different point distances and exposure time

3.2 块体致密度分析

通过图像分析软件测得单熔道熔宽为 450~550 μm ,并根据熔宽及搭接率对线间距进行设置。SLM 块体实验参数见表 3。

样品致密度分布曲线如图 4 所示,其中,扫描速度为点距与曝光时间之比。可以看出,在相同的工艺条件下,即使扫描速度相同,不同曝光时间与点距的组合对致密度仍有很大影响。

表3 SLM 块体实验参数

Table 3 Parameters for block SLM experiment

Process parameter	Value	Increment
Laser power /W	400	-
Layer-thickness / μm	200	-
Exposure time / μs	100-180	20
Point distance / μm	4-64	4
Overlap rate /%	30-50	10
Laser beam spot size / μm	75	-

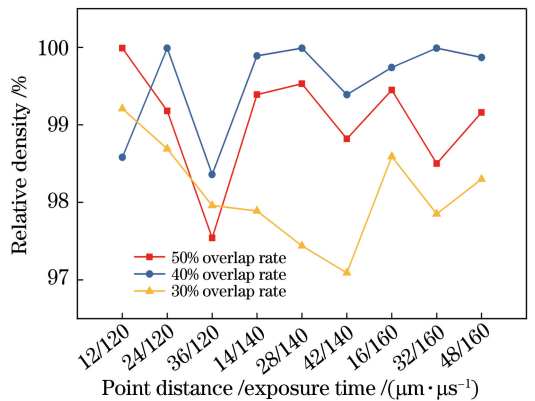


图4 样品致密度分布曲线

Fig. 4 Relative density distributions of samples

曝光时间及点距对样品成型的影响如图 5 所示。从图 5(a)可以看出,曝光时间过长引起的孔洞形状各异,无明显规律,且熔池搭接秩序混乱、界限模糊。激光能量输入时间过长会导致液相金属表面

张力差较大,熔池扰动不稳定,熔池凝固后形状各异、搭接混乱,从而形成大小不一的孔洞。从图 5(b)可以看出,点距过大同样会使样件内部产生孔洞。这是因为当点距过大时,局部激光能量输入较小使得相邻熔池间金属粉末无法完全熔化,并且凝固后熔池间搭接过少,从而形成未熔合孔洞。

由图 4 可知,仅当曝光时间及点距较小,搭接率为 50% 时,样件的致密度较为合适;当搭接率为 40% 时,样件的致密效果普遍较好,最佳可达 99.99%,近乎全致密;而当搭接率为 30% 时,样件的致密度较小。不同搭接率下样件的微观形貌如图 6

所示。当曝光时间为 140 μs ,点距为 28 μm ,搭接率为 40% 时,粉末熔化所产生的鱼鳞状熔道搭接线迹清晰、搭接严密;当搭接率为 30% 时,相邻单熔道搭接处较易形成未熔合缺陷。当搭接率较小时,单熔道的几何特征使得搭接平面呈波浪状起伏。下一层粉末铺匀时,单熔道搭接凹陷处粉层较厚,导致激光无法完全穿透,从而形成未熔合缺陷,样件的致密度减小。另外,图 6(a) 的形貌中还存在微型气孔,这是由于金属粉末熔化-凝固时间过短,金属粉末中原本夹带的气体来不及溢出。微型气孔较少且尺寸极小,对致密度的影响较小。

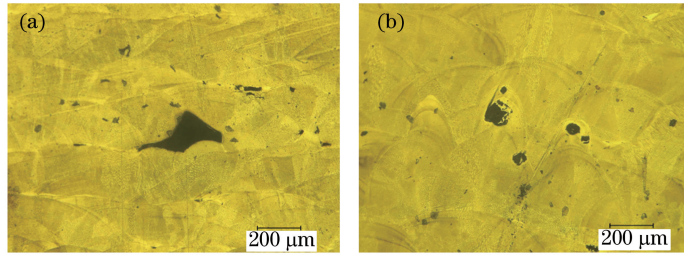


图 5 曝光时间及点距对样件成型的影响。(a)曝光时间过长;(b)点距过大

Fig. 5 Effects of exposure time and point distance on formation of samples. (a) Long exposure time; (b) large point distance

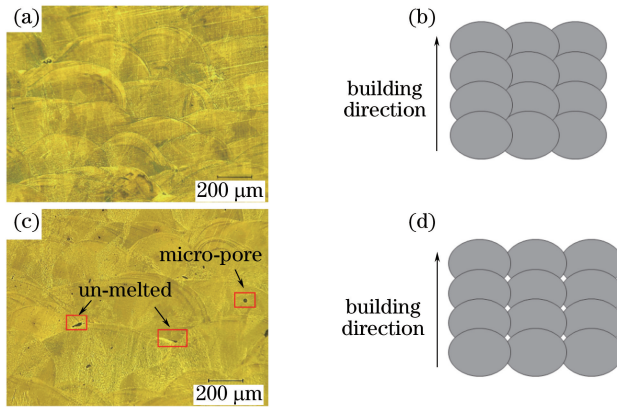


图 6 不同搭接率下样件的微观形貌。(a)(b)搭接率为 40% 时表面形貌及释图;(c)(d)搭接率为 30% 时表面形貌及释图

Fig. 6 Microstructures of samples under different overlap rates. (a)(b) Surface morphology and Interpretation of 40% overlap rate; (c)(d) surface morphology and Interpretation of 30% overlap rate

综上所述,合理的参数设置搭配合理的搭接率可以有效提高样件的致密度,并完全避免未熔合缺陷的形成。

3.3 球化现象

球化现象会使粉末填充、熔化凝固后形成孔隙而减小样件的致密度,严重时会使样件无法成型,因此需要加以避免。减小成型过程中氧含量可以初步抑制球化现象^[19]。实验开始前将成型室内的氧含量控制在 0.3% 以下,并且在底部支撑打印完成后氧气完全被消耗。

不同曝光时间下样件表面球化现象如图 7 所

示。在 SLM 成型过程中,球化形成的主要原因是激光能量输入过小,不足以穿透粉层;为了使液相金属表面与周边介质表面构成的体系具有最小的自由能,在液相金属与周边介质的界面张力作用下,碗状金属液逐渐向内收拢形成球以达到平衡^[20]。此时的球化尺寸较大,最大球化直径为 450 μm ,接近单熔道熔宽,如图 7(a) 所示。这种大型球化使得金属熔化凝固后无法形成连续的单熔道,严重时会使零件无法成型。选用合适的进程参数可以有效避免激光能量输入不足所导致的大型球化。

从图 7(c)~(d) 可以看出,实验中还存在大量

由飞溅形成的直径为 $25 \sim 300 \mu\text{m}$ 的微型球化。随着曝光时间的增加,球化的数量以及尺寸呈增大趋势。形成飞溅的主要原因为环境气流夹带粉末颗粒^[21]。随着曝光时间的增加,激光能量输入增大使得熔池的温度升高,熔池中金属液发生相

变,气化产生金属蒸气;伯努利效应使得周围的金属粉末被带入气流中重新进入激光束而被熔化,蒸气的反冲压力使熔化的小液滴形成飞溅,冷却凝固后落在金属表面或者周围粉体中,污染粉体,减小样件致密度。

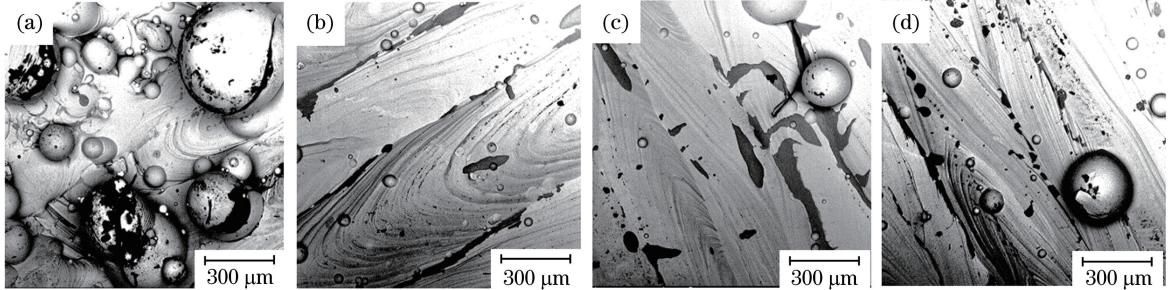


图7 不同曝光时间下样件表面球化现象。(a) $100 \mu\text{s}$; (b) $120 \mu\text{s}$; (c) $140 \mu\text{s}$; (d) $160 \mu\text{s}$

Fig. 7 Balling phenomena on sample surface under different exposure time. (a) $100 \mu\text{s}$; (b) $120 \mu\text{s}$; (c) $140 \mu\text{s}$; (d) $160 \mu\text{s}$

因此,保证足够的激光能量输入可以避免引起大型球化;飞溅形成的球化则可以通过减小曝光时间的方式控制球化尺寸。当层厚为 $200 \mu\text{m}$,曝光时间为 $120 \mu\text{s}$ 时,飞溅产生的球化尺寸最小,但仍无法完全避免球化现象的发生。

3.4 微观组织及力学性能

$140 \mu\text{s}$ 曝光时间下样件的微观形貌如图8所示。可以看出,样件微观晶粒由细小的等轴晶及柱状晶组成,且绝大部分柱状晶垂直于熔池边界生长。

SLM成型过程中,单个熔池内金属在极短的时间内熔化、凝固,具有极大的过冷度。较大的过冷度会抑制晶粒的生长,形成细小的晶粒。另外,激光光斑内能量呈高斯分布,光斑中心温度最高,使得熔池内存在较大温度梯度。柱状晶的生长与热流方向相反,因此,同一熔池内晶粒的生长方向绝大部分垂直于熔池边界,仅小部分晶粒与熔池边界成一定角度择优生长。

晶粒的生长特性使得SLM大层厚样件晶粒组成及分布规律与小层厚的相同,但是,大层厚所含柱状晶比例明显大于小层厚的。这是由于层厚越大,过冷度越小,晶粒生长形成柱状晶。

选取致密度较大的样件,在相同条件下进行拉伸强度(UTS)、屈服强度(YS)以及延伸率(EL)的测试。由于实验中所选扫描策略为每成型一层,成型方向旋转 67° ,因此,实验中拉伸性能未出现各向异性。不同曝光时间下样件的拉伸性能如图9所示。可以看出,样件的屈服强度为 $400 \sim 550 \text{ MPa}$,拉伸强度为 $550 \sim 650 \text{ MPa}$,均高于锻件标准;延伸率为 $21\% \sim 36\%$,略小于锻件标准(40%)。样件的

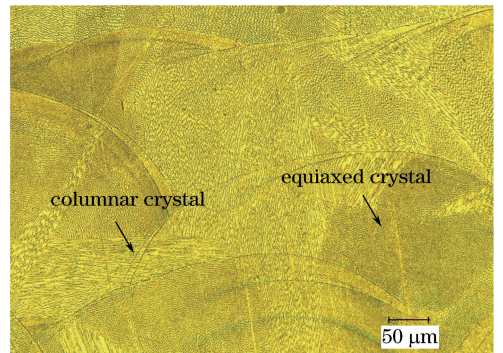


图8 曝光时间为 $140 \mu\text{s}$ 时样件的微观组织

Fig. 8 Microstructure of sample under exposure time of $140 \mu\text{s}$

拉伸性能由微观组织决定,单位尺寸内,晶粒越小,晶界越小,晶界处原子结合更紧密。由于SLM成型过程中存在极大的过冷率,成型样件微观晶粒可达纳米级,因此,样件的力学性能较优。另外,晶粒具有的特性使得样件组织内的等轴晶越多,则其拉伸强度越大,延伸率越小,反之柱状晶越多,延伸率越小,拉伸强度越低^[22-24]。当曝光时间为 $140 \mu\text{s}$,点距为 $28 \mu\text{m}$,搭接率为 40% 时,样件的屈服强度为 530 MPa ,拉伸强度为 635 MPa ,延伸率为 31% ,拉伸性能最优。

SLM不同层厚样件的拉伸性能及成型效率见表4。其中,成型效率 η 与层厚、扫描速率、线间距的关系为

$$\eta = \delta \times s \times V = \delta \times s \times \frac{t}{e}, \quad (1)$$

式中: δ 为铺粉层厚; s 为线间距; v 为扫描速率; t 为点距; e 为曝光时间。

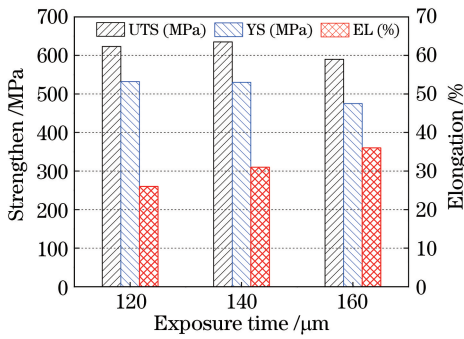


图9 不同曝光时间下样品拉伸性能

Fig. 9 Tensile properties of samples under different exposure time

表4 SLM不同层厚样件的拉伸性能及成型效率

Table 4 Tensile properties and building rates of samples with different layer-thicknesses by SLM

Layer-thickness / μm	YS /MPa	UTS /MPa	Elongation /%	Building rate / ($\text{mm}^3 \cdot \text{s}^{-1}$)	Reference
30	524	647	15.74	2.1	Ref.[25]
60	528	659	16.6	5.04	Ref.[26]
100	559	639	21	1.38	Ref.[27]
200	530	635	31	12.4	Proposed

1) 单熔道实验可以对块体成型质量进行预估,进而对块体实验工艺窗口进行筛选,结果表明,当曝光时间为120~160 μs 时,成型单熔道光滑且连续。

2) 采用阿基米德排水法测量样品致密度。结果表明,当曝光时间为120 μs ,点距为12 μm ,搭接率为50%;曝光时间为120 μs ,点距为24 μm ,搭接率为40%;曝光时间为140 μs ,点距为14~28 μm ;曝光时间为160 μs ,点距为16~32 μm ,搭接率为40%时,样品致密度较高,可达99.99%。

3) 成型块体缺陷主要包括未熔合缺陷以及球化现象。未熔合缺陷可通过调节曝光时间、点距、搭接率完全避免。输入足够的能量可以避免大型球化产生;适当地降低曝光时间可以有效抑制飞溅产生的球化尺寸,当曝光时间为120 μs 时,球化产生的尺寸最小。

4) 微观组织主要为等轴晶及柱状晶,绝大部分垂直于熔池边界生长。晶粒性能使得拉伸强度与延伸率成反比,当曝光时间为140 μs 、点距为28 μm 、搭接率为40%时,成型效率达12.4 mm^3/s ,且拉伸性能良好,其屈服强度、拉伸强度和延伸率分别可达530 MPa、635 MPa和31%。

参 考 文 献

[1] Francois M M, Sun A, King W E, *et al.* Modeling of additive manufacturing processes for metals:

由表4可知,当层厚为200 μm 时,成型效率大幅提升至12.4 $\text{mm}^3 \cdot \text{s}^{-1}$;大层厚样件的屈服强度及拉伸强度略小于小层厚的,延伸率优于小层厚的。这是由于不同层厚样品柱状晶及等轴晶的含量不同,细小的等轴晶含量越多,样品的强度越高;而由于柱状晶生长具有方向性,因此柱状晶含量越多,延伸率越大。

4 结 论

采用SLM技术对200 μm 层厚气雾化316L粉末进行单熔道以及块体实验,分析了成型件的致密度、缺陷成型机理、微观组织以及拉伸性能,得到以下结论。

challenges and opportunities[J]. Current Opinion in Solid State and Materials Science, 2017, 21(4): 198-206.

[2] Yang Y Q, Chen J, Song C H, *et al.* Current status and progress on technology of selective laser melting of metal parts [J]. Laser & Optoelectronics Progress, 2018, 55(1): 011401.

杨永强, 陈杰, 宋长辉, 等. 金属零件激光选区熔化技术的现状及进展[J]. 激光与光电子学进展, 2018, 55(1): 011401.

[3] Yang Y Q, Wang D, Wu W H. Research progress of direct manufacturing of metal parts by selective laser melting[J]. Chinese Journal of Lasers, 2011, 38(6): 0601007.

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): 0601007.

[4] Wang D, Yang Y Q, Wu W H. Process optimization for 316L stainless steel by fiber laser selective melting [J]. Chinese Journal of Lasers, 2009, 36(12): 3233-3239.

王迪, 杨永强, 吴伟辉. 光纤激光选区熔化316L不锈钢工艺优化[J]. 中国激光, 2009, 36(12): 3233-3239.

[5] Rombouts M, Kruth J P, Froyen L, *et al.* Fundamentals of selective laser melting of alloyed steel powders[J]. CIRP Annals, 2006, 55(1): 188-

- 192.
- [6] Yadroitsev I, Bertrand Ph, Smurov I. Parametric analysis of the selective laser melting process [J]. Applied Surface Science, 2007, 253(19): 8064-8069.
- [7] Yasa E, Kruth J P. Microstructural investigation of selective laser melting 316L stainless steel parts exposed to laser re-melting [J]. Procedia Engineering, 2011, 19: 389-395.
- [8] 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.
- [9] Yang Y Q, Lu J B, Luo Z Y, *et al.* Accuracy and density optimization in directly fabricating customized orthodontic production by selective laser melting [J]. Rapid Prototyping Journal, 2012, 18(6): 482-489.
- [10] 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.
- [11] 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.
- [12] 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.
- [13] Shi X Z, Ma S Y, Liu C M, *et al.* Performance of high layer thickness in selective laser melting of Ti6Al4V [J]. Materials, 2016, 9(12): 975.
- [14] Herzog D, Seyda V, Wycisk E, *et al.* Additive manufacturing of metals [J]. Acta Materialia, 2016, 117: 371-392.
- [15] 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.
- [16] Zhao S M, Shen X F, Yang J L, *et al.* Investigation of densification, microstructural and mechanical properties of water-atomized 316L stainless steel parts fabricated by selective laser melting [J]. Applied Laser, 2017, 37(3): 319-326.
- [17] Frazier W E. Metal additive manufacturing: a review [J]. Journal of Materials Engineering and Performance, 2014, 23(6): 1917-1928.
- [18] Yap C Y, Chua C K, Dong Z L, *et al.* Review of selective laser melting: Materials and applications [J]. Applied Physics Reviews, 2015, 2(4): 041101. 赵曙明, 沈显峰, 杨家林, 等. 水雾化 316L 不锈钢选区激光熔化致密度与组织性能研究 [J]. 应用激光, 2017, 37(3): 319-326.
- [19] Wu W H, Yang Y Q, Wang D. Balling phenomenon in selective laser melting process [J]. Journal of South China University of Technology (Natural Science Edition), 2010, 38(5): 110-115. 吴伟辉, 杨永强, 王迪. 选区激光熔化成型过程的球化现象 [J]. 华南理工大学学报(自然科学版), 2010, 38(5): 110-115.
- [20] Tolochko N K, Mozzharov S E, Yadroitsev I A, *et al.* Balling processes during selective laser treatment of powders [J]. Rapid Prototyping Journal, 2004, 10(2): 78-87.
- [21] Khairallah S A, Anderson A T, Rubenchik A, *et al.* Laser powder-bed fusion additive manufacturing: physics of complex melt flow and formation mechanisms of pores, spatter, and denudation zones [J]. Acta Materialia, 2016, 108: 36-45.
- [22] Gunenthiram V, Peyre P, Schneider M, *et al.* Analysis of laser-melt pool-powder bed interaction during the selective laser melting of a stainless steel [J]. Journal of Laser Applications, 2017, 29(2): 022303.
- [23] 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.
- [24] Mirza F A, Chen D L. A unified model for the prediction of yield strength in particulate-reinforced metal matrix nanocomposites [J]. Materials, 2015, 8(8): 5138-5153.
- [25] 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.
- [26] Mertens A I, Reginster S, Paydas H, *et al.* Mechanical properties of alloy Ti-6Al-4V and of stainless steel 316L processed by selective laser melting: influence of out-of-equilibrium microstructures [J]. Powder Metallurgy, 2014, 57

(3): 184-189.

Shaping[J]. *Materials & Design*, 2014, 55: 104-119.

[27] Zhang K, Wang S J, Liu W J, *et al.* Characterization of stainless steel parts by Laser Metal Deposition