

# 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

马英怡, 刘玉德\*, 石文天, 王朋, 祁斌, 杨锦, 韩冬

北京工商大学材料与机械工程学院, 北京 100048

**摘要** 采用选区激光熔化技术研究了扫描速度和线间距对 316L 不锈钢粉末成形的影响。结果表明, 当激光功率为 380 W, 铺粉层厚为 50  $\mu\text{m}$ , 线间距为 90~130  $\mu\text{m}$ , 扫描速度为 750  $\text{mm} \cdot \text{s}^{-1}$  时, 成形试样的致密度最高达 99.99%, 屈服强度、拉伸强度和延伸率分别为 625 MPa、537 MPa 和 38%。扫描速度对试样缺陷的形成有很大影响。适当增大扫描速度可细化试样的晶粒, 提高其力学性能。

**关键词** 激光技术; 选区激光熔化; 高速率; 成形缺陷; 微观组织; 力学性能

中图分类号 TN249; TB31

文献标识码 A

doi: 10.3788/LOP56.101403

## Effect of Scanning Speed on Forming Defects and Properties of Selective Laser Melted 316L Stainless Steel Powder

Ma Yingyi, Liu Yude\*, Shi Wentian, Wang Peng, Qi Bin, Yang Jin, Han Dong

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

**Abstract** The 316L stainless steel powder is formed by the selective laser melting technique, and the effects of scanning speed and hatch space on the formation specimen are investigated. When the laser power is 380 W, the layer thickness is 50  $\mu\text{m}$ , the hatch space is 90-130  $\mu\text{m}$ , and the scanning speed is 750  $\text{mm} \cdot \text{s}^{-1}$ , the density of the formation specimen is up to 99.99%, and the yield strength, tensile strength, and elongation are 625 MPa, 537 MPa, and 38%, respectively. The scanning speed strongly influences the defect formation in the specimens. As for the formation samples, their mechanical properties can be improved and the grains can be refined by suitably increasing the scanning speed.

**Key words** laser technique; selective laser melting; high speed; forming defect; microstructure; mechanical properties

**OCIS codes** 140.3390; 160.3900; 350.3850

## 1 引言

增材制造技术通过材料逐层沉积并利用外界能量源, 可以直接根据零件三维数据制造实体结构<sup>[1-3]</sup>。选区激光熔化成形(SLM)技术是基于增材制造理念发展起来的新型快速成形制造技术, 是将零件的三维模型切片离散成各层轮廓信息,

成形制造设备根据各层轮廓信息利用高能量密度激光束逐点、逐线、逐层熔化成形区域内金属粉末, 层层累积形成三维金属零件<sup>[4-7]</sup>。SLM 技术可直接成形各种复杂形状的金属零件, 且成形件具有冶金结合、高致密度、机械性能良好的特点, 被广泛应用于医疗、汽车制造与船舶制造等领域<sup>[8-9]</sup>。

收稿日期: 2018-10-15; 修回日期: 2018-11-28; 录用日期: 2018-01-04

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

\* E-mail: liu\_yude@163.com

孙全平等<sup>[10]</sup>采用连续式激光器优化了 316L 粉末 SLM 成形工艺。刘艳等<sup>[11]</sup>采用连续式激光器研究了 316L 粉末 SLM 成形工艺和性能。然而,使用高功率脉冲式激光器研究扫描速度和线间距对 SLM 成形件的影响鲜有报道,其中连续式与脉冲式激光器的主要区别是:连续式激光器在加工过程中只能确定扫描速度大小,而脉冲式激光器的扫描速度由点距与曝光时间共同决定。

本文研究了采用高功率脉冲式激光器 SLM 成

形 316L 不锈钢粉末的工艺,通过调整点距与曝光时间获得了较大的扫描速度,并且通过调节线间距成形了致密度大且性能好的试样。

## 2 实验方法与设备

### 2.1 实验材料与设备

使用 Renishaw 公司提供的气体雾化球形 316L 不锈钢粉末作为原料,粒径为 5~39  $\mu\text{m}$ ,其形貌与粒径分布如图 1 所示,化学成分见表 1。

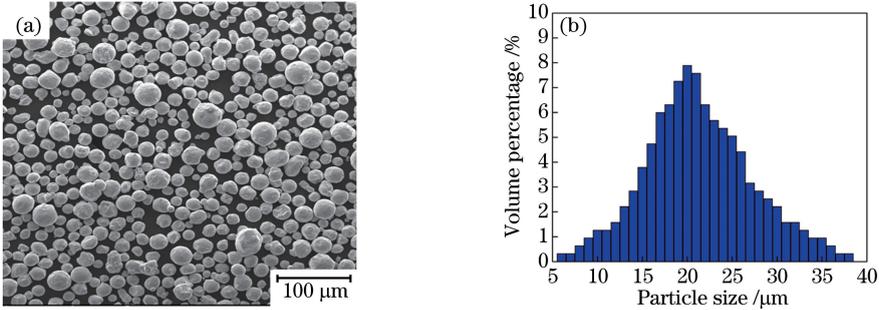


图 1 316L 不锈钢粉末。(a)形貌图;(b)粒径分布

Fig. 1 316L stainless steel powder. (a) Morphology; (b) particle size distribution

表 1 316L 不锈钢粉末的化学成分(质量分数,%)

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

Cr	Ni	Mo	Mn	Si	P	C	S	Fe
16-18	10-14	2-3	≤2	≤1	≤0.045	≤0.03	≤0.03	Bal.

选用英国 Renishaw 公司生产的 AM400 金属增材制造系统作为实验设备,其最大激光功率为 400 W,激光束直径约为 70  $\mu\text{m}$ ,允许加工最大体积为 250 mm×250 mm×300 mm,加工室内采用氩气作为保护气。

### 2.2 实验方法

SLM 成形加工中涉及的工艺参数主要有激光功率、扫描速度、铺粉层厚和扫描线间距,其中脉冲式激光器的扫描速度由点距与曝光时间决定。采用条形扫描策略制备了 5 mm×5 mm×10 mm 的试

样,设定激光器功率为 380 W,铺粉层厚为 50  $\mu\text{m}$ ,曝光时间为 20, 40, 60  $\mu\text{s}$ ,通过调节点距获得了 500~1250  $\text{mm} \cdot \text{s}^{-1}$  的扫描速度,并分别在线间距为 90, 110, 130  $\mu\text{m}$  的情况下进行实验。

SLM 块体成形过程如图 2 所示,激光束根据设置好的点距沿扫描方向形成单熔道,再根据线间距与扫描策略的设定形成单层多道,最后沿成形方向逐层形成块体,其中  $\tau$  为线间距,  $h$  为点距,  $\phi$  为光斑直径,  $\delta$  为铺粉层厚,  $N$  为层数。

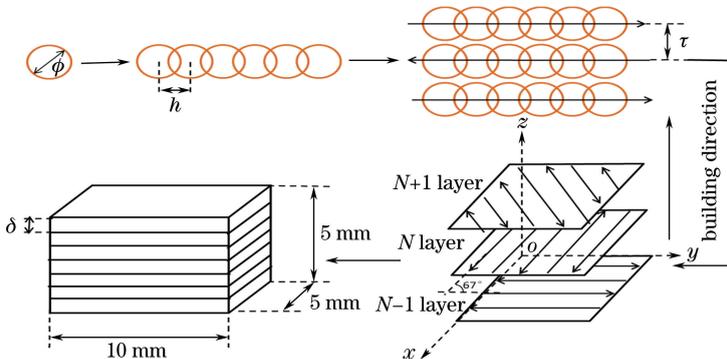


图 2 SLM 块体成形过程

Fig. 2 Formation process of SLM block

制备的试样经线切割后进行镶嵌、打磨抛光和腐蚀。采用日本 KEYENCE 生产的 VHX-600ESO 超景深显微镜和荷兰 PHENOM 生产的 XL 扫描电镜观察腐蚀试样的截面形貌。采用截面法测量试样的致密度

度,运用 Image J 软件对不同截面的缺陷面积进行测量,求得致密部分面积占截面总面积的百分比并取平均值。选取致密度最佳的试样制成拉伸样件并对其进行拉伸力学性能测试,如图 3 所示,其中  $R$  为半径。

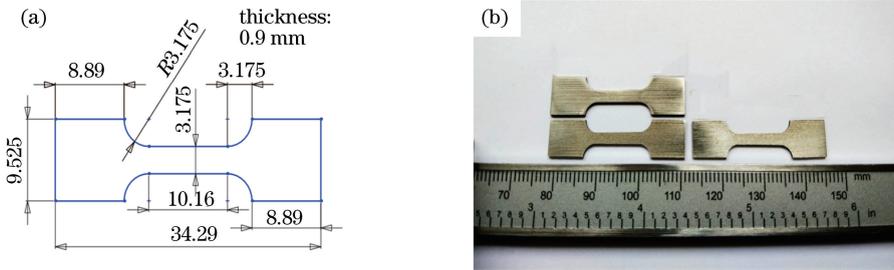


图 3 拉伸样件。(a)几何尺寸;(b)成品

Fig. 3 Tensile specimen. (a) Geometric size; (b) finished product

## 3 结果与分析

### 3.1 表面形貌

不同扫描速度和线间距下试样的表面形貌如图 4 所示。可以看到,当扫描速度为  $500 \text{ mm} \cdot \text{s}^{-1}$  时,不同线间距试样的成形面虽然较为平整,但仍有不少缺陷,这可能是由于扫描速度相对较小,单位面积粉末吸收的瞬间能量密度较大,导致制造层的合金烧损,稀释率增大,热影响区增大,引起了更多的飞溅<sup>[8,12]</sup>。当扫描速度为  $750 \text{ mm} \cdot \text{s}^{-1}$  时,不同线间距试样的成形面平整度较高,缺陷数量明显减少,此扫描速度下试样的单层成形较理想。当扫描速度为  $1000, 1250 \text{ mm} \cdot \text{s}^{-1}$  时,不同线间距试样的成形面凹凸不平,缺陷较多,这可能是因为扫描速度较大,单位面积粉末吸收的能量密度较小,粉末没有得到充分熔化,导致熔道不平直、孔隙较多,表面

质量较差<sup>[13]</sup>。

### 3.2 致密度

不同扫描速度下试样的致密度如图 5 所示。可以看出,随着扫描速度的增大,不同线间距试样的致密度变化趋势大致相同。当扫描速度为  $500 \text{ mm} \cdot \text{s}^{-1}$  时,不同线间距试样的致密度较小;当扫描速度增大至  $750 \text{ mm} \cdot \text{s}^{-1}$  时,不同线间距试样的致密度明显增大,试样的整体质量最佳,致密度最大可达 99.99%;当扫描速度为  $1000 \text{ mm} \cdot \text{s}^{-1}$  时,试样的致密度随着曝光时间的增加呈减小趋势,其中线间距为  $130 \mu\text{m}$  的试样致密度减小显著;当扫描速度增大至  $1250 \text{ mm} \cdot \text{s}^{-1}$  时,试样的致密度大幅度减小。因此,当线间距为  $90 \sim 130 \mu\text{m}$ ,扫描速度为  $750 \text{ mm} \cdot \text{s}^{-1}$  时试样的质量最佳。由理论分析可知,当激光功率、铺粉层厚和线间距保持不变时,扫描速度选取恰当,使得激光在粉末表面停留时间相对较长,粉末能吸收的瞬间能量相对较大,可使粉末充分熔化并且液相存在的时间较长,在表面张力与毛细管力的作用下液态金属具有很好的流动性,可以填充固相间的孔隙,有利于减少缺陷的形成,从而获得较大致密度的试样<sup>[14-15]</sup>。然而,当扫描速度较小时,粉末吸收过大的瞬时能量致使光能区域温度迅速升高,液态金属快速流动并部分气化。同时造成粉末间气相膨胀,引起反冲击力,在反冲击力作用下金属液相被冲击而发生剧烈飞溅<sup>[16]</sup>,经过层层累积的成形件后,表面粗糙度进一步增大,从而导致缺陷形成并影响成形件的致密度。当扫描速度较大时,粉末不能吸收足够能量,导致其不能充分熔化,容易出现未熔合夹杂现象,且金属液相流动性较差不足以填充固相间的缺陷,从而致使成形面质量较差、孔隙

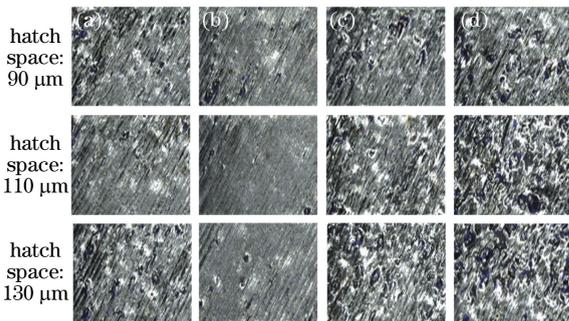


图 4 不同扫描速度下试样的表面形貌。(a)  $500 \text{ mm} \cdot \text{s}^{-1}$ ; (b)  $750 \text{ mm} \cdot \text{s}^{-1}$ ; (c)  $1000 \text{ mm} \cdot \text{s}^{-1}$ ; (d)  $1250 \text{ mm} \cdot \text{s}^{-1}$

Fig. 4 Surface morphologies of samples under different scanning speeds and hatch spaces.

(a)  $500 \text{ mm} \cdot \text{s}^{-1}$ ; (b)  $750 \text{ mm} \cdot \text{s}^{-1}$ ; (c)  $1000 \text{ mm} \cdot \text{s}^{-1}$ ; (d)  $1250 \text{ mm} \cdot \text{s}^{-1}$

较多。当线间距为  $110\ \mu\text{m}$  时,不同扫描速度下试样的截面形貌如图 6 所示。可以看到,当扫描速度为  $500\ \text{mm}\cdot\text{s}^{-1}$  时,试样截面存在一些尺寸较大的气孔和不规则的孔隙;当扫描速度为  $750\ \text{mm}\cdot\text{s}^{-1}$  时,试

样的截面质量最佳;当扫描速度大于  $1000\ \text{mm}\cdot\text{s}^{-1}$  时,试样截面中未熔合缺陷面积不断增大,与致密度结论一致。因此,线间距在  $90\sim 130\ \mu\text{m}$  的情况下较合适的扫描速度为  $750\ \text{mm}\cdot\text{s}^{-1}$ 。

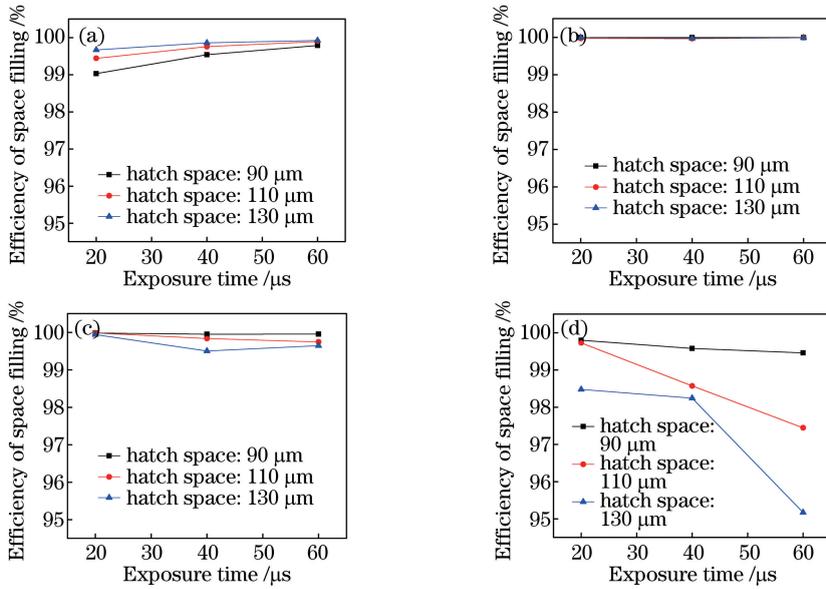


图 5 不同扫描速度下试样的致密度。(a)  $500\ \text{mm}\cdot\text{s}^{-1}$ ; (b)  $750\ \text{mm}\cdot\text{s}^{-1}$ ; (c)  $1000\ \text{mm}\cdot\text{s}^{-1}$ ; (d)  $1250\ \text{mm}\cdot\text{s}^{-1}$   
 Fig. 5 Densities of samples under different scanning speeds. (a)  $500\ \text{mm}\cdot\text{s}^{-1}$ ; (b)  $750\ \text{mm}\cdot\text{s}^{-1}$ ; (c)  $1000\ \text{mm}\cdot\text{s}^{-1}$ ; (d)  $1250\ \text{mm}\cdot\text{s}^{-1}$

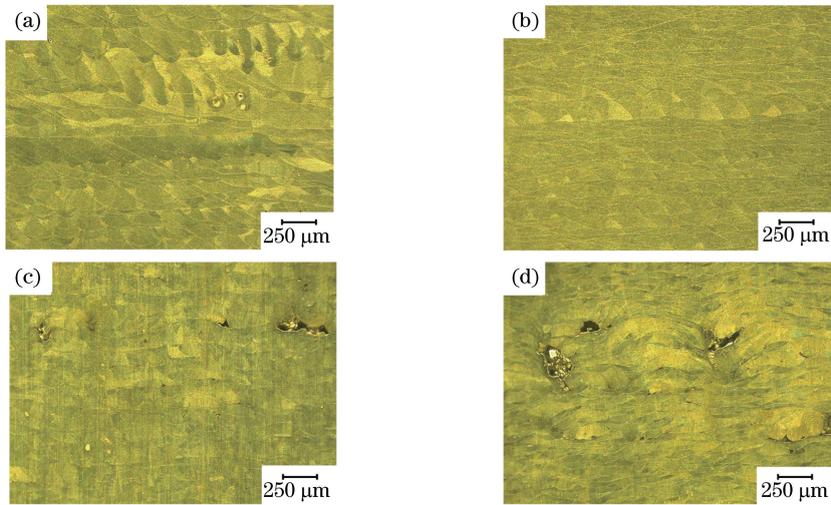


图 6 线间距为  $110\ \mu\text{m}$  不同扫描速度下试样的截面形貌。(a)  $500\ \text{mm}\cdot\text{s}^{-1}$ ; (b)  $750\ \text{mm}\cdot\text{s}^{-1}$ ; (c)  $1000\ \text{mm}\cdot\text{s}^{-1}$ ; (d)  $1250\ \text{mm}\cdot\text{s}^{-1}$

Fig. 6 Cross-sectional morphologies of samples under different scanning speeds when hatch space is  $110\ \mu\text{m}$ . (a)  $500\ \text{mm}\cdot\text{s}^{-1}$ ; (b)  $750\ \text{mm}\cdot\text{s}^{-1}$ ; (c)  $1000\ \text{mm}\cdot\text{s}^{-1}$ ; (d)  $1250\ \text{mm}\cdot\text{s}^{-1}$

结合图 5 可以看出,不同扫描速度下线间距对试样致密度的影响不同。当扫描速度为  $500\ \text{mm}\cdot\text{s}^{-1}$  时,线间距为  $130\ \mu\text{m}$  试样的致密度最好,线间距为  $90\ \mu\text{m}$  试样的致密度最差。当扫描速度为  $750\ \text{mm}\cdot\text{s}^{-1}$  时,不同线间距下试样的致密

度都较大,最高可达  $99.99\%$ 。当扫描速度大于  $1000\ \text{mm}\cdot\text{s}^{-1}$  时,线间距为  $90\ \mu\text{m}$  试样的致密度最大,线间距为  $130\ \mu\text{m}$  试样的致密度大幅度减小,且远小于其他试样。由上文可知,在线间距为  $90\sim 130\ \mu\text{m}$  的加工条件下,扫描速度为  $500\ \text{mm}\cdot\text{s}^{-1}$  相

对较小,粉末吸收能量较大使得熔池温度迅速升高,熔池间存在反冲击力的作用,致使熔池一直存在剧烈搅动。如果此时线间距减小,单道与单道间搭接区域过多,导致加工时熔池液相过多,在反冲击力的作用下,搅动更加剧烈,并发生飞溅,使得试样的致密度较小。扫描速度为  $1000 \sim 1250 \text{ mm} \cdot \text{s}^{-1}$  时,激光束停留在粉末上时间过短,导致粉末吸收的能量太小不足以完全熔化,若此时线间距增大,液化的金属液相则更不能填充空隙,易形成较多孔隙,使致密度更差。

从图 5(d) 可以看出,当扫描速度相同时,不同曝光时间与点距搭配也会产生致密度不同的结果。当扫描速度选取不适合时,不同搭配对试样致密度的影响差别显著。因为粉末吸收能量随着曝光时间的增大而增大,已熔化熔池不断连同附近区域一同熔化,导致单熔点的熔宽也会增大<sup>[17-18]</sup>,从而影响试样的成形;只有当单熔点的熔宽、点距与线间距搭配合适时,试样才能获得最佳的致密度。

表 2 不同扫描速度下的缺陷比例表

Table 2 Defect ratios under different scanning speeds

Scanning speed / ( $\text{mm} \cdot \text{s}^{-1}$ )	Defect ratio / %				
	Spatter	Air bladder	Crack	Unmelted defect	Balling
500	0.1069	0.0972	0.0097	0.0122	0.0170
750	0.0175	0.0105	0.0014	0.0030	0.0026
1000	0.0114	0.0130	0.0082	0.0734	0.0571
1250	0.0171	0.0329	0.0071	0.7145	0.6573

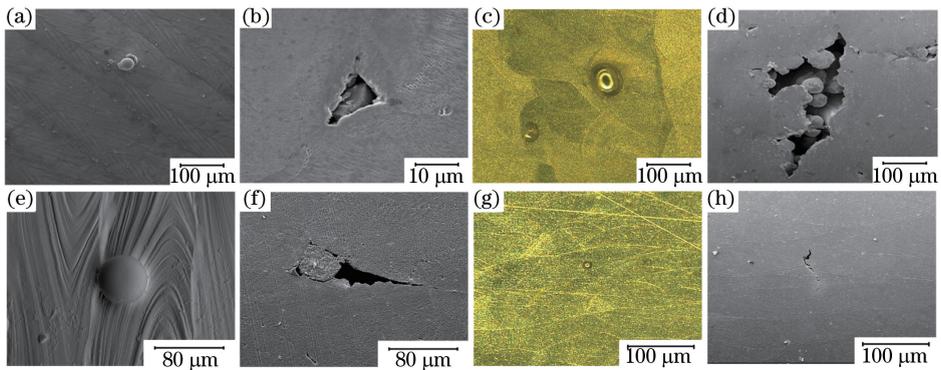


图 7 试样成形缺陷。(a)飞溅现象;(b)飞溅缺陷;(c)大气孔;(d)未熔合缺陷;(e)球化现象;(f)球化缺陷;(g)小气孔;(h)裂纹  
Fig. 7 Sample forming defects. (a) Spatter phenomenon; (b) spatter defect; (c) big blow hole; (d) unmelted defect; (e) balling phenomenon; (f) balling defect; (g) small blow hole; (h) crack

飞溅及孔隙成形过程如图 8 所示。其形成原因主要是扫描速度较小时,轨迹中各点热源停留的时间增加,粉末吸收的瞬间能量密度较大,液相存在时间增加,从而金属液相的凝固速度和冷却速率减小<sup>[19]</sup>。熔池中因热源停留时间较长产生了较显著的温度梯度,促使液相形成较大的表面张力梯度,导

### 3.3 成形缺陷

常见的成形缺陷为飞溅缺陷、气孔缺陷、熔池间未熔合缺陷、球化缺陷、不规则孔隙和裂纹缺陷。不同扫描速度下缺陷出现的种类、概率和原因不同。线间距为  $110 \mu\text{m}$  的成形试样缺陷类型统计见表 2,各缺陷的形貌如图 7 所示。当扫描速度为  $500 \text{ mm} \cdot \text{s}^{-1}$  时,试样上形成的缺陷主要为飞溅缺陷及其引起的孔隙和大气孔缺陷,其中的飞溅及其孔隙缺陷远多于其他缺陷。当扫描速度为  $750 \text{ mm} \cdot \text{s}^{-1}$  时,由于扫描速度设置较合理,各种缺陷数量都明显减少且缺陷面积减小,其中占比最大的飞溅缺陷仅为  $0.0175\%$ 。当扫描速度大于  $1000 \text{ mm} \cdot \text{s}^{-1}$  时,出现的缺陷主要为熔池间未熔合缺陷、球化缺陷及其引起的孔隙,以及一定数量的小气孔缺陷,严重影响了试样的成形质量。随着扫描速度增大至  $1250 \text{ mm} \cdot \text{s}^{-1}$ ,各种缺陷出现的程度和面积大幅度增加,其中未熔合缺陷占比可达  $0.7145\%$ 。粉末特性使得裂纹缺陷在不同扫描速度下均较少出现。

致液相流动产生显著的马兰戈尼效应<sup>[20-21]</sup>,再加之熔池中存在反冲击力等使得金属液剧烈搅动引发较为明显的飞溅现象。当成形面上飞溅的颗粒较小时,下一层激光扫描后可能会重熔而不影响表面质量;当成形面上飞溅的颗粒较大时,下一层激光扫描不足以使其完全重熔,飞溅夹在层间便会造成缺陷。

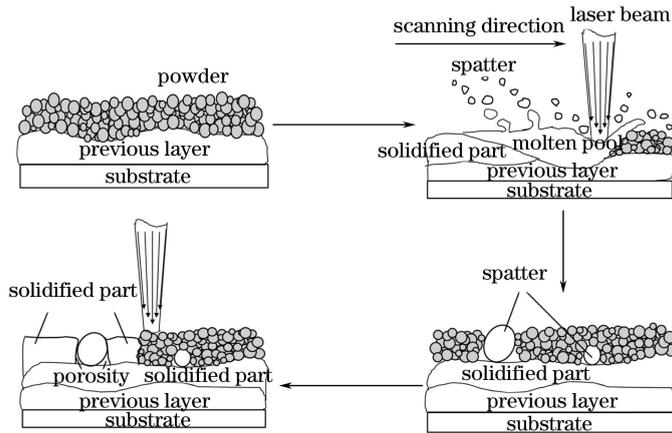


图 8 飞溅及孔隙成形过程

Fig. 8 Formation process of spatter and pore

实验发现,当扫描速度大于  $750 \text{ mm} \cdot \text{s}^{-1}$  时,飞溅缺陷明显减少,增大扫描速度可以减少但不能完全消除飞溅缺陷的产生,这主要是由于在扫描过程中会持续存在反冲击力的作用。

从图 7(d) 可以看到,熔池间未熔合缺陷面积较大,并存在一定数量未能完全熔化的粉末。这主要是由于扫描速度较大时,热源在粉末上方停留时间较短,粉末吸收的激光能量较小,造成熔池温度过低,一部分粉末因未能吸收足够能量而无法完全熔化。Gu 等<sup>[20]</sup> 研究表明,熔池内液相动力学黏度  $\mu$  与熔池温度  $T$  的关系为

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

式中:  $K_b$  为玻尔兹曼常数;  $\sigma$  为液相的表面张力;  $m$  为原子质量。由(1)式可知,熔池液相温度与黏度成正比,当熔池温度较小时,熔池内液相动力学黏度较大,液相流动性较差、对流困难,熔池不能充分铺展,

导致液相的流动速度远小于凝固速度而出现较大的孔洞。熔池间无法完全熔化的粉末也会夹杂在未熔合区域内形成夹渣,且较差的流动性也不利于填充上一层已出现的缺陷区域。因此,未熔合缺陷很大程度上影响着试样的致密度和力学性能。通过实验发现,当扫描速度为  $500 \sim 750 \text{ mm} \cdot \text{s}^{-1}$  时,熔池间未熔合缺陷得到控制,且此速度下增加曝光时间可更有效地减少未熔合缺陷。

球化及孔隙成形过程如图 9 所示。其形成也是因为扫描速度较大,熔池温度较小、尺寸较小且液相动力学黏度较大,液相流动性和润湿性较差,熔池在快速凝固的过程中易卷成球形导致扫描轨道不连续<sup>[22]</sup>,并且液相在流动过程中容易包裹金属粉末形成球体引起球化现象。球化缺陷的出现对下一层的铺粉和成形有很大影响,容易形成较大的孔隙,不利于试样的成形。因此,减小扫描速度可以减少球化缺陷的产生。

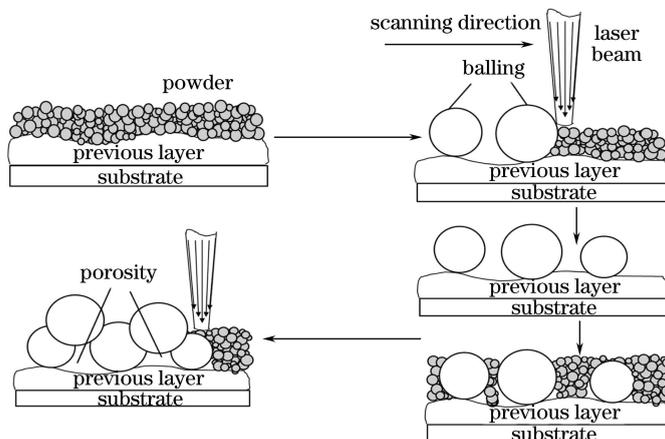


图 9 球化及孔隙成形过程

Fig. 9 Formation process of balling and pore

裂纹缺陷在不同扫描速度下形成的原因不同。当扫描速度较小时,熔池内液相存在时间较长,冷却速度较慢,熔池中较大的温度梯度使粉末在快速凝固过程中产生较大的残余应力<sup>[23]</sup>,残余应力的存在引起开裂;当扫描速度较大时,熔池内温度较低,冷却速度较大,液相经快速冷却凝固后体积收缩且内应力较大从而产生裂纹缺陷。裂纹缺陷会影响成形试样的力学性能。实验表明,当扫描速度为  $750 \text{ mm} \cdot \text{s}^{-1}$  时可以有效减少裂纹的产生。

气孔缺陷在不同扫描速度下的成因也不同,其形成过程如图 10 所示。因金属液相中夹杂物和气泡的上浮速度  $v_f$  与气泡直径和液相黏度有关,即

$$v_f = \frac{2}{9} \frac{g(\rho_m - \rho_b)r^2}{\mu}, \quad (2)$$

式中: $r$  为气泡或夹杂物的半径; $\rho_m$  为液体合金密度; $\rho_b$  为夹杂物或气泡的密度; $g$  为重力加速度。

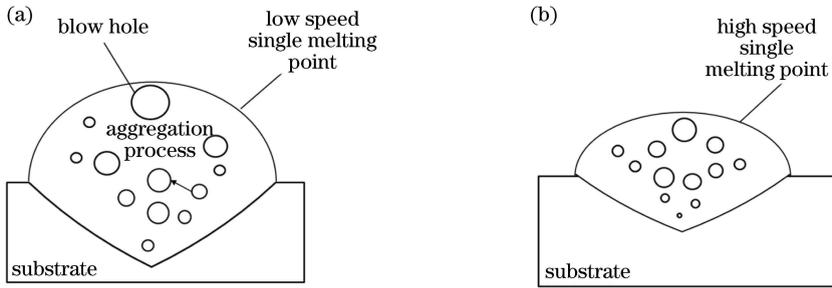


图 10 气孔形成过程。(a)低速大气孔;(b)高速小气孔

Fig. 10 Formation process of blow hole. (a) Low speed big blow hole; (b) high speed small blow hole

### 3.4 微观组织

不同扫描速度下试样的微观组织如图 11 所示。从图 11(a) 可以看到,熔池内部晶粒主要由柱状晶和等轴晶组成。熔池的凝固过程均从边界开始结晶,晶体沿着最大温度梯度方向并与散热方向相反呈柱状晶的形式向熔池内部择优生长,但长大尺寸各不相同。在柱状晶由外向内生长的同时,靠近熔池激光热源中心的区域温度梯度较小,成分过冷度较大,达到非匀质形核的过冷度,产生大量晶核导致许多独立的晶体在过冷熔体中自由生长,形成方向各异、生长方向尺度近似的等轴树枝晶,阻止柱状晶区的单相延伸,随后等轴晶区不断向液相内部推进<sup>[25]</sup>。熔池内温度对等轴晶粒形成的影响很大,较小的熔池温度可以促进等轴晶粒形成。熔池内的冷却速度则对柱状晶形成有很大影响,冷却速度的增大抑制了柱状晶粒生长,但可以收缩晶界,得到更细的晶粒结构<sup>[26]</sup>。从图 11(b)、(c) 可以看到,等轴晶

当扫描速度较小时,粉末因吸收较大的激光能量而形成流动性好的金属液相,液相中两个气泡汇集接触时小气泡中的气体会在压力的作用下迅速充入大气泡,由(2)式可知,两个气泡汇集后尺寸增大使得上浮速度增大。并且扫描速度较小时熔池内冷却速度较小,熔池的尺寸较大,气泡和夹杂物逸出外界环境的路径较长<sup>[24]</sup>,会出现即使大气泡上浮速度增大也无法在金属液相凝固前排出现象,此时出现的气孔缺陷尺寸相对较大;当扫描速度较大时,熔池内金属液相动力学黏度较大,由(2)式可知,液相中夹杂物或气泡的上浮速度会随着动力学黏度的增大而减小,且扫描速度较大时金属液相冷却速度较大,小气泡和夹杂物无法在金属液相凝固前及时汇集和排出而形成尺寸较小且数量较多的气孔缺陷。通过实验发现,扫描速度较小时气孔缺陷面积较大,影响了成形试样的致密度,因此应在充分熔化金属粉末的情况下适当增大扫描速度。

粒的尺寸随着扫描速度的增大而减小。这是由于扫描速度增大时熔池内温度降低,冷却速度急剧增大,致使形成等轴晶粒的趋势增加且晶粒得到细化。实验表明,适当增加扫描速度有助于微观组织的细化。

### 3.5 拉伸性能

当扫描速度为  $750 \text{ mm} \cdot \text{s}^{-1}$  时,不同线间距下试样的拉伸性能测试结果如图 12 所示。可以看到,试样的拉伸强度为  $499 \sim 553 \text{ MPa}$ ,屈服强度为  $566 \sim 639 \text{ MPa}$ ,均高于 316L 不锈钢锻件标准,但延伸率为  $26\% \sim 38\%$ ,略小于锻件标准。其中,线间距为  $90 \mu\text{m}$  的试样的拉伸性能最优。试样的延伸率较小主要与晶粒特性有关,凝固组织中等轴晶越多,试样的拉伸强度越大,延伸率越小;相反,凝固组织中柱状晶越多,试样的延伸率越大,拉伸强度越小<sup>[27-29]</sup>。若减小扫描速度则凝固组织中柱状晶增多,不能保证试样的拉伸强度,而增大扫描速度也会致使延伸率不理想,故减小、增大扫描速度均不能得

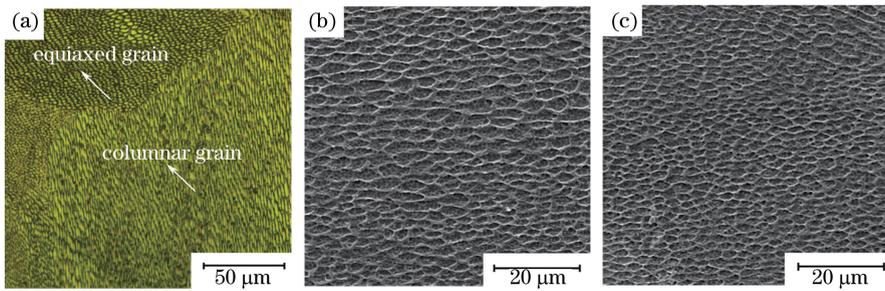


图 11 不同扫描速度下试样的微观组织。(a)  $750 \text{ mm} \cdot \text{s}^{-1}$ ; (b)  $500 \text{ mm} \cdot \text{s}^{-1}$ ; (c)  $750 \text{ mm} \cdot \text{s}^{-1}$

Fig. 11 Microstructures of samples under different scanning speeds. (a)  $750 \text{ mm} \cdot \text{s}^{-1}$ ; (b)  $500 \text{ mm} \cdot \text{s}^{-1}$ ; (c)  $750 \text{ mm} \cdot \text{s}^{-1}$

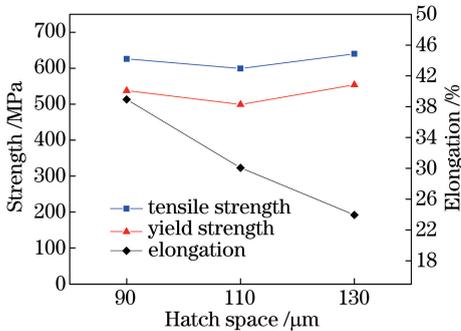


图 12 扫描速度为  $750 \text{ mm} \cdot \text{s}^{-1}$  时不同线间距下的样品拉伸性能

Fig. 12 Tensile properties of samples under different hatch spaces when scanning speed is  $750 \text{ mm} \cdot \text{s}^{-1}$

到综合力学性能较好的试样。因此,激光功率为  $380 \text{ W}$ ,铺粉层厚为  $50 \mu\text{m}$ ,线间距在  $90 \sim 130 \mu\text{m}$  的加工条件下, $750 \text{ mm} \cdot \text{s}^{-1}$  为最合适的扫描速度。

## 4 结 论

采用高功率脉冲式激光器对 316L 不锈钢粉末在不同扫描速度下的成形进行了研究,分析了扫描速度和线间距对 SLM 成形致密度、微观组织、力学性能和成形缺陷的影响,探究了 SLM 成形过程中缺陷的形成原因。结果表明,当扫描速度增大至  $750 \text{ mm} \cdot \text{s}^{-1}$  时,试样的致密度最大可达到  $99.99\%$ ,且可获得较高的力学性能。试样成形过程中常出现飞溅、气孔、熔池间未熔合、球化、不规则孔隙和裂纹缺陷,通过调整扫描速度可以有效减少部分缺陷的产生。

## 参 考 文 献

[1] 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.

[2] Gong H J, Rafi K, Gu H F, *et al.* Influence of defects on mechanical properties of Ti-6Al-4V components produced by selective laser melting and electron beam melting [J]. Materials & Design, 2015, 86: 545-554.

[3] 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.

[4] Ma T, Liu T T, Liao W H, *et al.* Fatigue properties of Ti-6Al-4V produced by selective laser melting [J]. Chinese Journal of Lasers, 2018, 45(11): 1102012.

马涛, 刘婷婷, 廖文和, 等. 激光选区熔化成形 Ti-6Al-4V 疲劳性能研究 [J]. 中国激光, 2018, 45(11): 1102012.

[5] Meng X, Tian X J, Cheng X, *et al.* Study on microstructure and heating treatment of Co-based superalloy DZ40M prepared by laser melting deposition [J]. Chinese Journal of Lasers, 2018, 45(10): 1002008.

孟翔, 田象军, 程序, 等. 激光增材制造钴基高温合金 DZ40M 的微观组织及热处理研究 [J]. 中国激光, 2018, 45(10): 1002008.

[6] Wang M Y, Zhu H H, Qi T, *et al.* Selective laser melting Al-Si aluminum alloy and the crack formation mechanism [J]. Laser Technology, 2016, 40(2): 219-222.

王梦瑶, 朱海红, 祁婷, 等. 选区激光熔化成形 Al-Si 合金及其裂纹形成机制研究 [J]. 激光技术, 2016, 40(2): 219-222.

[7] Sun J F, Yang Y Q, Yang Z. Study on surface roughness of selective laser melting Ti6Al4V based on powder characteristics [J]. Chinese Journal of Lasers, 2016, 43(7): 0702004.

孙健峰, 杨永强, 杨洲. 基于粉末特性的选区激光熔

- 化 Ti6Al4V 表面粗糙度研究[J]. 中国激光, 2016, 43(7): 0702004.
- [8] Wang D, Wu S B, Fu F, *et al.* Mechanisms and characteristics of spatter generation in SLM processing and its effect on the properties [J]. *Materials & Design*, 2017, 117: 121-130.
- [9] Yang Y Q, Song C H, Wang D. Selective laser melting and its applications on personalized medical parts[J]. *Journal of Mechanical Engineering*, 2014, 50(21): 140-151.  
杨永强, 宋长辉, 王迪. 激光选区熔化技术及其在个性化医学中的应用[J]. *机械工程学报*, 2014, 50(21): 140-151.
- [10] Sun Q P, Liang Y K, Feng C M, *et al.* Optimization of selective laser melting forming technology for 316 stainless steel[J]. *Hot Working Technology*, 2016, 45(16): 65-68.  
孙全平, 梁元凯, 冯春梅, 等. 316 不锈钢选区激光熔化成形工艺优化[J]. *热加工工艺*, 2016, 45(16): 65-68.
- [11] Liu Y, Li Z Y, Zhang X G, *et al.* Selective laser melting forming process of 316L stainless steel powder and properties of formed parts[J]. *Materials for Mechanical Engineering*, 2018, 42(5): 40-44.  
刘艳, 李宗义, 张晓刚, 等. 316L 不锈钢粉选择性激光熔化成形工艺及成形后的性能[J]. *机械工程材料*, 2018, 42(5): 40-44.
- [12] Shao Y C, Chen C J, Zhang M, *et al.* Research on crack issue of Deloro40 Ni alloys prototype fabricated by laser additive manufacturing[J]. *Applied Laser*, 2016, 36(4): 397-402.  
邵玉呈, 陈长军, 张敏, 等. 关于 Deloro40 镍基合金粉末激光增材制造成型件裂纹问题研究[J]. *应用激光*, 2016, 36(4): 397-402.
- [13] 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.  
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.
- [14] Wang D, Yang Y Q, He X R, *et al.* Fiber laser selective melting of 316L stainless steel powder[J]. *High Power Laser and Particle Beams*, 2010, 22(8): 1881-1886.  
王迪, 杨永强, 何兴容, 等. 316L 不锈钢粉末光纤激光选区熔化特性[J]. *强激光与粒子束*, 2010, 22(8): 1881-1886.
- [15] Liang Q J. Influence of process parameter on 316L stainless steel produced via selective laser melting[J]. *Journal of Guangxi University (Natural Science Edition)*, 2018, 43(3): 1013-1019.  
梁庆杰. 工艺参数对选区激光熔化成形 316L 不锈钢的影响[J]. *广西大学学报(自然科学版)*, 2018, 43(3): 1013-1019.
- [16] Qiu C L, Panwisawas C, Ward M, *et al.* On the role of melt flow into the surface structure and porosity development during selective laser melting[J]. *Acta Materialia*, 2015, 96: 72-79.
- [17] Li R D, Liu J H, Shi Y S, *et al.* 316L stainless steel with gradient porosity fabricated by selective laser melting [J]. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 2010, 19(5): 666-671.
- [18] Zhang Y Z, Liu F R, Chen J M, *et al.* Effects of surface quality on corrosion resistance of 316L stainless steel parts manufactured via SLM [J]. *Journal of Laser Applications*, 2017, 29(2): 022306.
- [19] Yin H, Felicelli S D. Dendrite growth simulation during solidification in the LENS process[J]. *Acta Materialia*, 2010, 58(4): 1455-1465.
- [20] Gu D D, Shen Y F. Effects of processing parameters on consolidation and microstructure of W-Cu components by DMILS [J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2009, 473(1/2): 107-115.
- [21] Chen H Y, Gu D D, Gu R H, *et al.* Microstructure evolution and mechanical properties of 5CrNi4Mo die steel parts by selective laser melting additive manufacturing[J]. *Chinese Journal of Lasers*, 2016, 43(2): 0203003.  
陈洪宇, 顾冬冬, 顾荣海, 等. 5CrNi4Mo 模具钢选区激光熔化增材制造组织演变及力学性能研究[J]. *中国激光*, 2016, 43(2): 0203003.
- [22] 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.
- [23] Duan R X, Huang B Y, Liu Z M, *et al.* Selective laser melting fabrication and cracking behavior of Rene104 nickel-based superalloy [J]. *The Chinese Journal Nonferrous Metals*, 2018, 28(8): 1568-1578.  
段然曦, 黄伯云, 刘祖铭, 等. Rene104 镍基高温合金选区激光熔化成形及开裂行为[J]. *中国有色金属学报*, 2018, 28(8): 1568-1578.
- [24] Zhong C L, Fu J B, Ding Y L, *et al.* Porosity

- control of Inconel 718 in high deposition-rate laser metal deposition [J]. *Optics and Precision Engineering*, 2015, 23(11): 3005-3011.
- 仲崇亮, 付金宝, 丁亚林, 等. 高沉积率激光金属沉积 Inconel 718 的孔隙率控制 [J]. *光学精密工程*, 2015, 23(11): 3005-3011.
- [25] Wang Z J, Wang Z Y, Song H W, *et al.* Study on solidification process of the molten pool of laser rapid forming of Ti-6Al-4V [J]. *Machinery Design & Manufacture*, 2017(8): 103-105.
- 王志坚, 王宗园, 宋鸿武, 等. Ti-6Al-4V 激光快速成形熔池凝固过程研究 [J]. *机械设计与制造*, 2017(8): 103-105.
- [26] Farshidianfar M H, Khajepour A, Gerlich A P. Effect of real-time cooling rate on microstructure in laser additive manufacturing [J]. *Journal of Materials Processing Technology*, 2016, 231: 468-478.
- [27] 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.
- [28] 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.
- [29] 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: 5138-5153.