

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

宗学文^{1*}, 高倩¹, 周宏志², 张佳亮¹, 齐腾博²

¹西安科技大学机械工程学院, 陕西 西安 710054;

²苏州中瑞智创三维科技股份有限公司, 江苏 苏州 215223

摘要 在激光旋转角度为 73° , 粉层厚度为 $30\ \mu\text{m}$ 的条件下, 采用选区激光熔化工艺快速成形 316L 不锈钢, 研究了体激光能量密度及成形方向对成形件组织、性能各向异性的影响。结果表明: 成形方向对力学性能的影响极大, 力学性能的各向异性随组织的各向异性而变; 随着体激光能量密度增加, 熔池表面趋于平整, x 和 y 向成形件的晶粒生长方向单一, z 向成形件的晶粒生长取向明显; 当体激光能量密度为 $65\sim 85\ \text{J}\cdot\text{mm}^{-3}$ 时, 晶体生长方向与堆积方向一致, 抗拉强度和断后伸长率最佳。可以利用体激光能量密度控制成形件的组织及性能。

关键词 材料; 选区激光熔化; 各向异性; 316L 不锈钢; 体激光能量密度; 显微组织

中图分类号 TG142

文献标识码 A

doi: 10.3788/CJL201946.0502003

Effects of Bulk Laser Energy Density on Anisotropy of Selective Laser Sintered 316L Stainless Steel

Zong Xuewen^{1*}, Gao Qian¹, Zhou Hongzhi², Zhang Jialiang¹, Qi Tengbo²

¹College of Mechanical Engineering, Xi'an University of Science and Technology, Xi'an, Shaanxi 710054, China;

²Suzhou Zhongrui Zhichuang 3D Technology Co., Ltd., Suzhou, Jiangsu 215223, China

Abstract Selective laser melting (SLM) is used to rapidly form 316L stainless steels formed when the laser rotation angle is 73° and the powder layer is $30\text{-}\mu\text{m}$ thick, and the effects of bulk laser energy density and forming direction on the anisotropy of microstructure and mechanical properties of the formed parts are studied. The results show that the forming direction has a great influence on the mechanical properties, and the anisotropy of the mechanical property varies with the anisotropy of the microstructure. As the bulk laser energy density increases, the surface of the molten pool tends to be flat, the grain growth directions of formed part become singular in the x and y directions, and the grain growth direction of formed part in the z direction is obviously orientation-dependent. When the bulk laser energy density is $65\text{-}85\ \text{J}\cdot\text{mm}^{-3}$, the crystal growth direction is well aligned with the stacking direction, and the tensile strength and the percentage elongation after fracture are optimal. Therefore, the bulk laser energy density can be used for controlling the microstructure and mechanical properties of formed parts.

Key words materials; selective laser melting; anisotropy; 316L stainless steel; bulk laser energy density; microstructure

OCIS codes 160.3380; 140.3390; 350.3850

1 引言

316 L 不锈钢属于奥氏体不锈钢, 具有优异的耐腐蚀性、抗辐照性、抗氧化性、高温和低温力学性能、生物中性以及良好的食品相容性等, 广泛应用于

交通电力、石油化工、航空航天、航海国防, 以及轻工纺织、医学食品等领域^[1-2]。

选区激光熔化 (SLM) 使用高强度能量来熔化粉末, 这种方法近年来引起了很多研究人员的关注^[3-5], 为传统制造方法难以生产的部件提供了独特

收稿日期: 2018-11-20; 修回日期: 2019-01-29; 录用日期: 2019-02-18

基金项目: 国家 863 计划 (2015AA042503)

* E-mail: zongw007@xust.edu.cn

的制造方式。通常,铸造过程的冷却速度约为 10^4 °C/s^[7],而在选区激光熔化过程中,由于激光辐照区的快速加热和冷却,冷却速度可以达到 10^6 °C/s^[6],故熔融材料经历的是非平衡凝固。激光能量的输入影响着零件的组织 and 性能,热能反作用在材料上,材料熔化后快速凝固,在熔化到凝固过程中材料会发生收缩,使得成形件中产生残余应力,易导致裂纹产生,或使熔体不稳定,易导致熔体发生球化^[8]。Thijs 等^[9]认为,选区激光熔化过程中微结构演化的关键参数是冷却过程中的热梯度和熔池中的热流方向。Ma 等^[10]的研究表明,在激光加工中,由于凝固速率较快,采用较高的扫描速度能够获得均匀、细小的显微组织。杨锦等^[11]对 200 μm 层厚的 316L 粉末进行单熔道实验,在分析成形件的致密度、微观组织、拉伸性能、缺陷产生的机理等等的基础上对工艺进行优化。Simchi^[12]发现,熔池温度随着激光能量密度的增加而升高,这有利于液体孔隙的填充。Kruth 等^[13]发现,降低扫描速度会导致不规则的熔池形成,进而导致晶粒尺寸增大,孔隙增大。Gu 等^[14]对选区激光熔化制造的 316 L 不锈钢的球化问题进行了研究,证明了通过控制工艺参数可以优化该钢的强度。Wang 等^[15]认为激光能量密度决定了零件的晶粒尺寸和最终的密度,进而影响其力学性能。Ahmadi 等^[16]提出了一种阐明 316L 不锈钢选区激光熔化工艺与其微观结构、力学性能之间关系的计算方法,重点讨论了选区激光熔化制备的 316L 不锈钢样品的晶粒尺寸和熔池。所查文献显示,目前还没有关于体激光能量密度与各向异性对微观结构演变及力学性

能影响的详细研究。鉴于此,本文以建立体激光能量密度及打印方向与成形件各向异性、微观结构、力学性能之间的关系为目的,用正交实验的方法研究不同体激光能量密度和打印方向制备得到的 316L 制件的力学性能及微观组织,为激光加工工艺提供理论依据,使 316L 零件具有良好的微观结构和优异的力学性能。

2 实验方法

2.1 实验设备和材料

采用中国中瑞智创三维科技股份有限公司研发的选区激光熔化设备 iSLM150 进行实验,该设备的最大输出功率为 200 W,激光波长为 1064 nm,光斑直径为 70 μm,在氮气保护氛围下进行实验。该设备最大的优点是在同一批次打印过程中,可以改变扫描间距、扫描速度、激光旋转角度等参数。

用水雾化 316L 不锈钢金属粉末作为实验材料,其特性如表 1 所示,其中 D_{10} 、 D_{50} 、 D_{90} 为粒径大小的参数。 D_{10} 代表的含义是颗粒累积分布为 10% 的粒径,即小于此粒径的颗粒体积占全部颗粒的 10%。 D_{50} 代表的含义是颗粒累积分布为 50% 的粒径,该参数是一个表示粒度大小的典型值,该值准确地将总体划分为二等份,也就是说有 50% 的颗粒超过此值,有 50% 的颗粒低于此值。 D_{90} 代表的含义是颗粒累积分布为 90% 的粒径,即小于此粒径的颗粒体积占全部颗粒的 90%。粉末流动性是指以一定量(50 g)粉末流过规定孔径的标准漏斗所需要的时间,单位为 s。Hall 和 Carney 均为检测流动性的方法。316L 不锈钢的主要化学成分见表 2。

表 1 粉末特性

Table 1 Powder characteristics

D_{10} /μm	D_{50} /μm	D_{90} /μm	Tap density / (g·cm ⁻³)	Apparent density / (g·cm ⁻³)	Compression limit	Flowability /s
26.51	36.17	52.47	4.76	4.00	16	Hall:17.03 Carney:3.79

表 2 316L 不锈钢的主要化学成分

Table 2 Main chemical composition of 316L stainless steel

Element	O	C	Cr	Mo	Si	Fe	Mn	Ni	S	P
Mass fraction /%	0.0451	0.0095	17.92	2.42	0.52	Bal.	0.051	12.04	0.0104	-

2.2 实验方法设计

在快速铸造技术中,铸件的品质是由铸造精度间接决定的,而快速成形技术的成形精度决定铸造精度^[17-18]。在选区激光熔化工艺中,熔化材料和熔化工艺参数共同决定制件的精度及成形质量。在前

期的实验中发现:1)随着激光功率增大,激光熔化粉末的能力增强,熔道变深,宽度变大,搭接率更高,有利于气泡从熔池里排出,形成完整致密的零件。2)扫描间距过小会导致球化,过大则会使搭接率降低,致密性变差。3)扫描速度过低时,液相可以获得

较长的存在时间,能量供给过多,会出现熔体汇聚、过烧现象,易产生杂质和裂纹,成形质量差;扫描速度过大时,输入能量不足,粉末不能完全熔化,结合效果差,易产生孔隙,导致成形质量变差。

为了保证实验数据的代表性,本实验固定次要影响因素。固定扫描层厚为 0.03 mm,激光旋转角为 73°。采用分块跳跃式扫描,激光功率分别为 140,170,200 W,扫描速度分别为 800,1200,1400 mm/s,扫描间距分别为 0.06,0.08,0.1 mm。生长方向分别为 z 向(垂直于 x - y 面)、 y 向(垂直于 x - z 面)及 x 向(垂直于 y - z 面),如图 1 所示。采用正交实验法分别制备 27 组测试样件,为了排除其他无关因素的干扰,每组同时制作 9 个拉伸测试件(尺寸如图 2 所示), z 向、 y 向及 x 向成形试件各 3 个,测试结果取其平均值。笔者发现,选取激光熔化制备小中型件的成形精度具有各向同性, x 、 y 、 z 向的尺寸精度均在 0.1 mm 以内变化,但抗拉强度和断后伸长率具有明显的各向异性,因此本实验旨在探究激光功率参数(激光功率、扫描速度、扫描间距、铺粉厚度)和各向异性对试样强度、断后伸长率、表面熔池形貌及显微组织的影响规律,为后续研究织构、各向异性与体激光能量密度的关系提供参考。

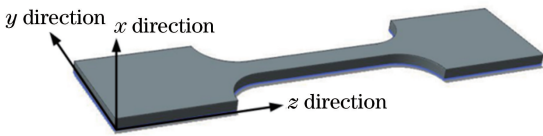


图 1 生长方向示意图

Fig. 1 Schematic of growth direction

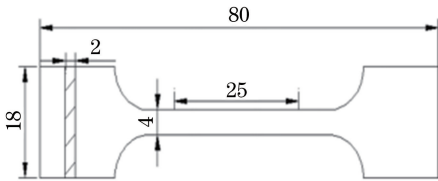


图 2 样件尺寸示意图

Fig. 2 Schematic of sample size

2.3 实验测试与表征

选区激光熔化金属粉末过程会受到众多因素的影响,如金属粉末的性能、粉床温度、曝光速度、气体流量、扫描形状等。本实验着重研究体激光能量密度对成形件表面熔池形貌、力学性能、显微组织的影响,以及使成形件具有高抗拉强度和高断后伸长率的体激光能量密度的范围,控制成形件的表面熔池形貌及显微组织。体激光能量密度 E_v 被定义为单位体积的激光能量,表达式为

$$E_v = \frac{P}{SvT}, \quad (1)$$

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。

3 实验结果与分析

本实验旨在探究工艺参数相互作用下成形件力学性能及组织的变化,将所要研究的激光功率、扫描速度、扫描间距、成形方向作为实验变量,每个实验变量在单因素实验的基础上选取三个试验水平,进行四因素三水平的正交实验,如表 3 所示。正交实验的方案安排及实验结果如表 4 所示。

表 3 四因素三水平的正交实验

Table 3 Four-factor-three-level orthogonal test

Level	Factor			Growth direction
	Laser power / W	Scan speed / (mm·s ⁻¹)	Scan spacing / mm	
1	200	800	0.06	z
2	170	1100	0.08	y
3	140	1400	0.10	x

3.1 体激光能量密度与表面形貌的分析

熔池的形貌可以直接反映出选区激光成形的基本规律^[19]。从图 3(a)中可以看出,熔池表面有多个熔池彼此堆叠,成形区域的金属质感比较明显,金属光泽好。选区激光成形是重熔凝固的动态过程,在该过程中,体激光能量密度是至关重要的。若体激光能量密度不合适,熔池的状态就会较差,进而导致成形件的内部组织质量不高,甚至会出现孔隙等缺陷。制件表面的凹痕越深,越粗糙,其根部的曲率半径越小,应力集中越敏感^[20-22]。通过比较图 3(a)~(c)可以看出,体激光能量密度小,供给的能量就少,因此粉末的熔化状况较差,扫描线不连续,熔道间的搭接效果较差,且宽度不均匀,还存在多余的突起物及孔隙、裂纹,成形质量差,这会直接降低制件的力学性能。通过观察图 3(e)~(g)可以看出,当体激光能量密度大于 65 J·mm⁻³ 时,粉末的熔化状态较好,有利于熔道之间的搭接,且增加了熔池内熔化金属的流动性,扫描线逐渐趋于平整光滑,凝固后的表面粗糙度较小,成形质量较高。由图 3(i)可以看出,当体激光能量密度大于 85 J·mm⁻³ 后,会引起过熔,熔池中熔体的量较多,氧化程度高,球化明显,组织中的杂质以及残留的热应力会影响成形质量和拉伸性能。零件的微观表面不均匀,这不仅会导致应力集中,还会使得凹坑处的应力容易超过材料的疲

表 4 正交实验方案安排及实验结果

Table 4 Arrangement and results of orthogonal test

Trial number	Laser power /W	Scan speed / (mm·s ⁻¹)	Scan spacing /mm	Tensile strength /MPa		
				x direction	y direction	z direction
1	200	800	0.10	755.00	717.67	637.03
2	200	1100	0.08	740.11	713.23	642.30
3	200	1400	0.06	729.34	707.22	632.84
4	170	800	0.06	698.02	702.35	621.01
5	170	1100	0.08	711.62	730.43	652.61
6	170	1400	0.10	611.43	619.95	552.26
7	140	800	0.08	726.23	732.45	659.87
8	140	1100	0.10	617.40	631.23	553.40
9	140	1400	0.06	701.02	704.44	634.94

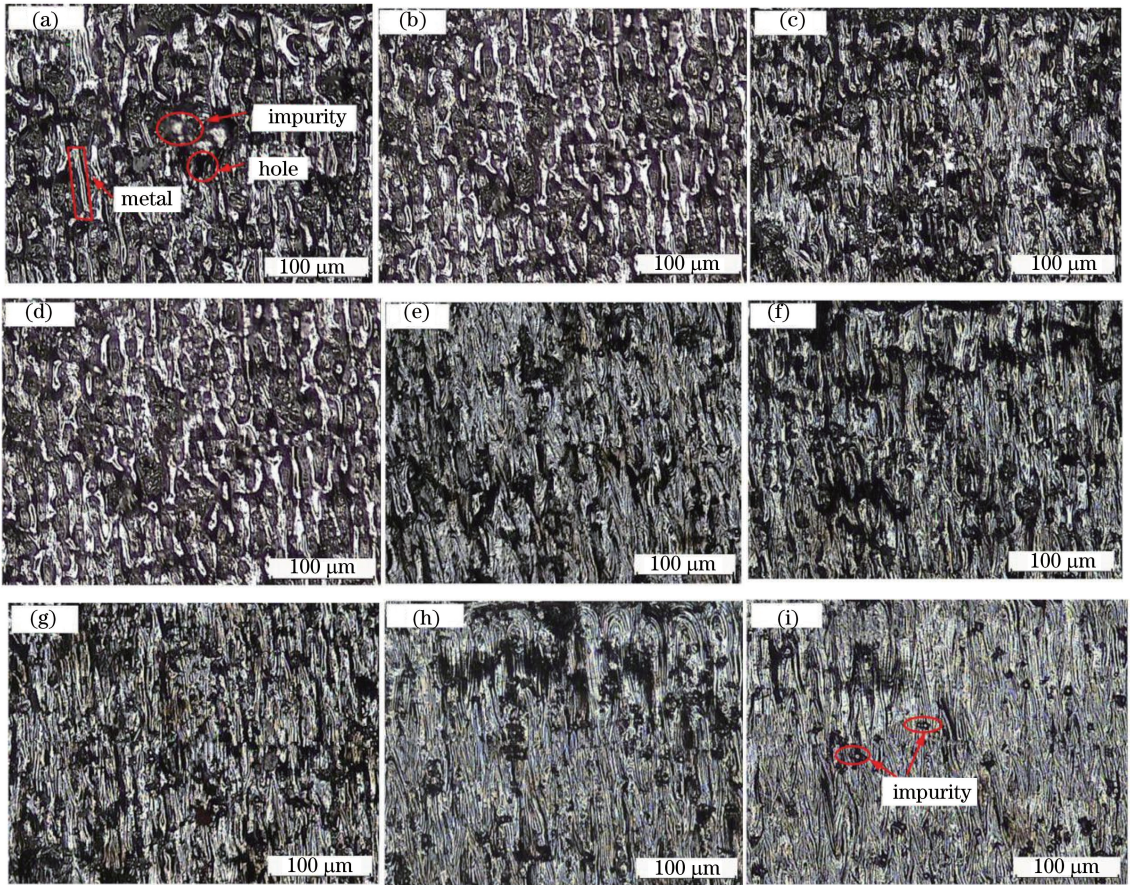


图 3 不同体激光能量密度下 316L 不锈钢的表面熔池形貌。(a) 40.48 J·mm⁻³; (b) 42.42 J·mm⁻³; (c) 55.56 J·mm⁻³; (d) 64.40 J·mm⁻³; (e) 72.92 J·mm⁻³; (f) 75.76 J·mm⁻³; (g) 79.37 J·mm⁻³; (h) 83.33 J·mm⁻³; (i) 118.06 J·mm⁻³
 Fig. 3 Surface weld pool morphology of 316L stainless steel obtained at different bulk laser energy densities.
 (a) 40.48 J·mm⁻³; (b) 42.42 J·mm⁻³; (c) 55.56 J·mm⁻³; (d) 64.40 J·mm⁻³; (e) 72.92 J·mm⁻³; (f) 75.76 J·mm⁻³; (g) 79.37 J·mm⁻³; (h) 83.33 J·mm⁻³; (i) 118.06 J·mm⁻³

劳极限,从而产生疲劳裂纹。可见,体激光能量密度直接影响了熔化程度、熔道间的搭接效果以及层间结合力,进而影响成形件的力学性能。在一定的参数范围内,体激光能量密度越大,熔池的连续性越好,杂质、孔洞越少,成形质量越好。

3.2 力学性能分析

从图 4 中可以看出:体激光能量密度对抗拉强度的各向异性并无明显影响;当体激光能量密度在 65~85 J·mm⁻³之间时,三个方向成形件的抗拉强度均大于 700 MPa;随着体激光能量密度增加,成形

件各向异性的差异几乎不变, x 方向和 y 方向成形件的抗拉强度表现为各向同性, z 向成形件抗拉强度的各向异性最明显, 这主要是因为不同成形方向的孔隙差异较大, 从而影响了成形件的力学性能。在 z 向成形过程中, 微孔的积聚和内部沉淀物的增加使得裂纹易于形成, 而且拉伸方向与成形方向一致, 更容易导致裂纹扩展, 最终导致试样断裂。金属粉末的熔化程度与体激光能量密度有着密切的关系, 随着体激光能量密度增大, x 、 y 、 z 向成形件的抗拉强度先增大后减小。当体激光能量密度较低时, 输入的能量较少, 粉末的熔化效果较差, 并且熔池中的润湿角较大, 此时, 不锈钢液相的扩散效果差, 球化倾向明显, 导致扫描轨道之间存在未搭接现象, 从而形成了孔洞。随着体激光能量密度增加, 金属粉末的熔化效果逐渐改善, 内部组织趋于致密。当体激光能量密度过大时, 抗拉强度降低, 这是因为体激光能量密度过高, 金属粉末出现过熔, 熔池中的熔体较多, 氧化程度较高, 球化现象更明显, 组织中残留的热应力过大^[17-19]。

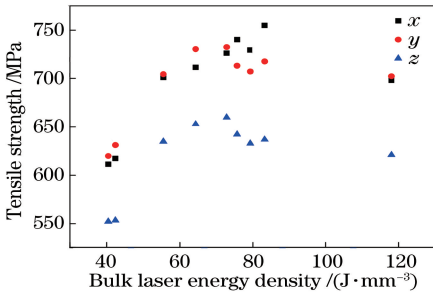


图 4 体激光能量密度与抗拉强度的散点图
Fig. 4 Scatter plot of bulk laser energy density versus tensile strength

从图 5 中可以看出, 体激光能量密度对断后伸长率各向异性的影响比较显著, 体激光能量密度越大, 断后伸长率越大。三个方向成形件的最大断后伸长率可达 37.24%。对于 z 向成形件, 激光能量密度越大, 断后伸长率越大; 而对于 x 向和 y 向成形件, 当激光能量密度在 $65 \sim 85 \text{ J} \cdot \text{mm}^{-3}$ 之间时, 断后伸长率最大, 且均大于 25%。断后伸长率与抗拉强度的规律正好相反, z 向成形件的断后伸长率最大, y 向成形件的次之, x 向成形件的最小, 这是由于成形方向不同, 导致分层结构不同, 沿 z 方向成形时, 每层激光扫描路径较少, 并且成形区域相对均匀且较小, 使得每一层的稳定性得到改善, 减缓了金属粉末成形时晶粒内部残余应力集中的现象, 从而在一定程度上提高了伸长率。

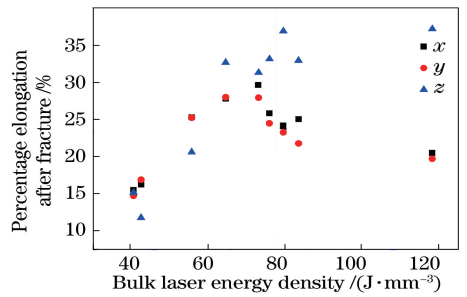


图 5 体激光能量密度与断后伸长率的散点图
Fig. 5 Scatter plot of bulk laser energy density versus percentage elongation after fracture

3.3 组织分析

在选区激光熔化过程中, 材料的成形都要经历熔化、凝固、再熔化、再凝固的过程, 直到得到最终完整的成形件。采用选区激光熔化工艺制备的零件的性能取决于凝固组织, 凝固组织取决于局部凝固条件(凝固速度与固液界面的温度梯度)^[23]。在凝固过程中, 由于重熔凝固过程中外界条件的差异, 会获得不同的组织, 无论晶体如何取向, 其生长方向都垂直于液固界面, 但当生长速率增大时, 晶粒生长方向会偏离择优生长方向^[24]。体激光能量密度和扫描策略会影响热流方向和晶粒的生长, 在扫描策略一致的情况下, 掌握体激光能量密度与晶粒生长的关系, 对控制成形件的质量以及提高制品的性能等非常重要。因此, 选择 x 向抗拉强度最大、最小以及较好的样件作为研究对象, 观察其显微组织, 结果发现, x 和 y 向(激光扫描层)成形件中靠近熔合线处的晶粒主要由柱状晶组成, 如图 6 所示, 而 z 向(累加层)成形件熔合线处为细小的等轴晶, 如图 7 所示。

从图 6(a)可以看出, 晶体的生长方向比较单一, 而图 6(b)中的夹杂物相对较少, 组织比较均匀。图 6(c)的组织不均匀, 夹杂着黑色球状物, 出现了较多凹陷, 熔池没有完全铺展开, 填补孔隙, 导致熔道间的结合性较差, 这会对力学性能产生很大影响。随着体激光能量密度增大, 熔体的流动性及润湿性提高, 可以均匀铺展开, 熔道间未熔合的区域逐渐消失, 如图 6(a)、(b)所示。通过比较图 6(a)~(c)可知, 在一定的参数范围内, 体激光能量密度越高, 熔道间的重熔效果越好, 杂质越少, 晶体生长方向越单一, 力学性能越好。

在选区激光熔化过程中, 激光光斑依次由点到线、由线到面、再由面到体熔化重叠的粉末颗粒, 从而形成清晰、细小似鱼鳞状的微熔池, 如图 7(a)~

(c)所示。通过对比图 7(a)~(c)可以发现,图 7(a)的微熔池深度最浅,图 7(b)的次之,图 7(c)的最深。虽然成形过程中的激光光斑形状和尺寸是恒定的,但凝固后的微熔池形貌是不完全相同的,随着体激光能量密度增大,金属粉末颗粒吸收的能量、积累的热量及散热条件的不同,使得微熔池的表面张力改

变,熔合线呈现出较大幅度凸起和向水平方向拉长的形貌特征,且晶粒大小不一,降低了各个轨道的深宽比(深/宽),从而使晶粒的生长取向更加明显。

通过分析优选的晶体取向与晶粒生长方向之间的关系发现,可以通过改变体激光能量密度来控制晶粒的生长。

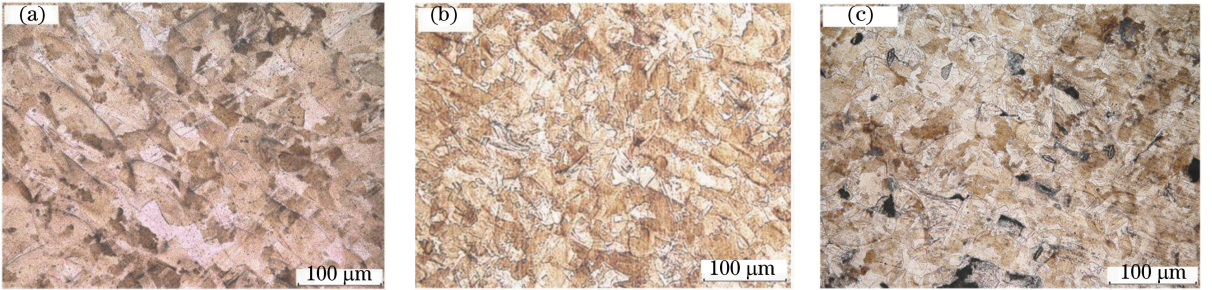


图 6 不同体激光能量密度下 x 和 y 向成形件的显微组织。(a) $83.33 \text{ J}\cdot\text{mm}^{-3}$; (b) $64.40 \text{ J}\cdot\text{mm}^{-3}$; (c) $40.48 \text{ J}\cdot\text{mm}^{-3}$

Fig. 6 Microstructures of x -direction and y -direction formed samples at different bulk laser energy densities.

(a) $83.33 \text{ J}\cdot\text{mm}^{-3}$; (b) $64.40 \text{ J}\cdot\text{mm}^{-3}$; (c) $40.48 \text{ J}\cdot\text{mm}^{-3}$

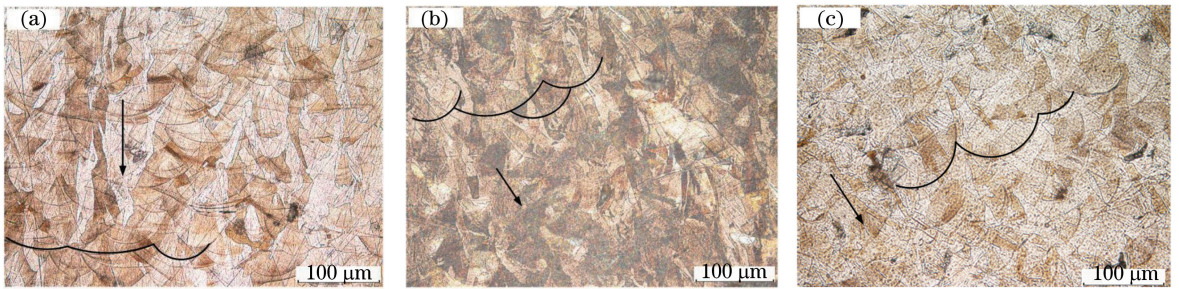


图 7 不同体激光能量密度下 z 向成形件的显微组织。(a) $83.33 \text{ J}\cdot\text{mm}^{-3}$; (b) $64.40 \text{ J}\cdot\text{mm}^{-3}$; (c) $40.48 \text{ J}\cdot\text{mm}^{-3}$

Fig. 7 Microstructures of z -direction formed sample at different bulk laser energy densities.

(a) $83.33 \text{ J}\cdot\text{mm}^{-3}$; (b) $64.40 \text{ J}\cdot\text{mm}^{-3}$; (c) $40.48 \text{ J}\cdot\text{mm}^{-3}$

4 结 论

在一定参数范围内,研究了体激光能量密度对成形件表面熔池形貌、微观组织及各向异性的影响的影响。在力学性能方面, x 和 y 向成形件的抗拉强度和断后伸长率表现为各向同性,而 z 向成形件的抗拉强度和断后伸长率则表现为各向异性。体激光能量密度的增加使得 x 和 y 向成形件中的柱状晶生长方向单一,增大了成形件各向异性;同时使得 z 向成形件中的晶粒为等轴晶,降低了深宽比,使晶粒的生长取向更明显,因此可以通过改变体激光能量密度来控制成形件的组织及力学性能。

目前,选区激光熔化技术仍处于发展阶段,该技术的层层制造技术容易在零件内部引入难以观察到的质量缺陷,如微裂纹、球化、应力集中等,因此,需要建立增材制造 316L 不锈钢的质量评价体系。未来可进一步研究组织、相变及力学性能在增材制造

过程中的演化,同时进行疲劳测试,以获得选区激光熔化成形件的疲劳性能,确保零件的可靠性。

参 考 文 献

- [1] Cheng X N, Dai Q X. Austenite steel design and control [M]. Beijing: National Defense Industry Press, 2005: 4-5.
程晓农, 戴起勋. 奥氏体钢设计与控制[M]. 北京: 国防工业出版社, 2005: 4-5.
- [2] Duan X X, Gao S Y, Gu Y F, *et al.* Study on reinforcement mechanism and frictional wear properties of 316L-SiC mixed layer deposited by laser cladding[J]. Chinese Journal of Lasers, 2016, 43 (1): 0103004.
段晓溪, 高士友, 顾勇飞, 等. 激光熔覆 316L+SiC 的强化机制和摩擦磨损性能研究[J]. 中国激光, 2016, 43(1): 0103004.
- [3] Kruth J P, Froyen L, van Vaerenbergh J, *et al.* Selective laser melting of iron-based powder [J].

- Journal of Materials Processing Technology, 2004, 149(1/2/3): 616-622.
- [4] Cardaropoli F, Caiazzo F, Sergi V. Evolution of direct selective laser sintering of metals [J]. Advanced Materials Research, 2011, 383/390: 6252-6257.
- [5] 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.
- [6] Prashanth K G, Debalina B, Wang Z, *et al.* Tribological and corrosion properties of Al-12Si produced by selective laser melting[J]. Journal of Materials Research, 2014, 29(17): 2044-2054.
- [7] Hufenbach J, Giebler L, Hoffmann M, *et al.* Effect of short-term tempering on microstructure and mechanical properties of high-strength FeCrMoVC [J]. Acta Materialia, 2012, 60(11): 4468-4476.
- [8] 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.
- [9] Thijs L, Kempen K, Kruth J P, *et al.* Fine-structured aluminium products with controllable texture by selective laser melting of pre-alloyed AlSi10Mg powder [J]. Acta Materialia, 2013, 61(5): 1809-1819.
- [10] Ma M M, Wang Z M, Wang D Z, *et al.* Control of shape and performance for direct laser fabrication of precision large-scale metal parts with 316L stainless steel[J]. Optics & Laser Technology, 2013, 45: 209-216.
- [11] Yang J, Liu Y D, Shi W T, *et al.* Optimization and performance study of laser melting process in large layer thickness 316L [J]. Laser & Optoelectronics Progress, 2019, 56(1): 011401.
杨锦, 刘玉德, 石文天, 等. 大层厚 316L 选区激光熔化工艺优化及性能研究 [J]. 激光与光电子学进展, 2019, 56(1): 011401.
- [12] Simchi A. Effect of C and Cu addition on the densification and microstructure of iron powder in direct laser sintering process[J]. Materials Letters, 2008, 62(17/18): 2840-2843.
- [13] Kruth J P, Badrossannay M, Yasa E. Part and material properties in selective laser melting of metals [C]. Proceedings of the 16th International Symposium on Electromachining, 2010: 3-14.
- [14] Gu D D, Shen Y F. Balling phenomena in direct laser sintering of stainless steel powder: metallurgical mechanisms and control methods [J]. Materials & Design, 2009, 30(8): 2903-2910.
- [15] 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.
- [16] 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.
- [17] Liu J H, Shi Y S, Chen K H, *et al.* Fabrication of alloy parts by composite powders via selective laser sintering [J]. Journal of Huazhong University of Science and Technology (Nature Science Edition), 2006, 34(5): 83-85.
刘锦辉, 史玉升, 陈康华, 等. 选择性激光烧结合成粉末法制造合金零件 [J]. 华中科技大学学报(自然科学版), 2006, 34(5): 83-85.
- [18] Kruth J P, Froyen L, van Vaerenbergh J, *et al.* Selective laser melting of iron-based powder [J]. Journal of Materials Processing Technology, 2004, 149(1/2/3): 616-622.
- [19] Liu T T, Zhang C D, Liao W H, *et al.* Experimental analysis of pool behavior in overhang structure fabricated by selective laser melting [J]. Chinese Journal of Lasers, 2016, 43(12): 1202004.
刘婷婷, 张长东, 廖文和, 等. 激光选区熔化成形悬垂结构熔池行为试验分析 [J]. 中国激光, 2016, 43(12): 1202004.
- [20] Kruth J P, Mercelis P, van Vaerenbergh J, *et al.* Binding mechanisms in selective laser sintering and selective laser melting [J]. Rapid Prototyping Journal, 2005, 11(1): 26-36.
- [21] Suryawanshi J, Prashanth K G, Ramamurty U. Mechanical behavior of selective laser melted 316L stainless steel [J]. Materials Science and Engineering A, 2017, 696: 113-121.
- [22] Xiao D M, Yang Y Q, Su X B, *et al.* Topology optimization of microstructure and selective laser melting fabrication for metallic biomaterial scaffolds [J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2012, 22(10): 2554-2561.
- [23] Blackwell P L. The mechanical and microstructural characteristics of laser-deposited IN718 [J]. Journal of Materials Processing Technology, 2005, 170(1/2): 240-246.
- [24] 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.