

基于选区激光熔化的 316L 不锈钢的裂纹形成规律及机理

潘露^{1,2*}, 张成林², 王亮², 刘麒慧², 王刚³

¹安徽机电职业技术学院机械工程系, 安徽 芜湖 241002;

²安徽拓宝增材制造科技有限公司, 安徽 芜湖 241300;

³安徽工程大学机械与汽车工程学院, 安徽 芜湖 241000

摘要 采用选区激光熔化(SLM)技术制备了 316L 不锈钢,分析了激光功率、扫描速度和扫描间距与成形件裂纹的变化规律,研究了裂纹形貌、化学成分、析出相种类和晶粒尺寸,获得了不同位置处裂纹的组织结构和形成机理。结果表明,裂纹主要为微孔聚集形裂纹、气泡聚集形裂纹和热裂纹。随着线能量密度的增大,微孔聚集形裂纹和气泡聚集形裂纹数目先增加后减少,热裂纹单向逐渐增多。优化工艺参数(线能量密度为 222.2 J/m,激光功率为 200 W,激光扫描速率为 900 mm/s)下,获得了无裂纹、无气泡、少量孔隙的成形件。

关键词 激光技术; 选区激光熔化; 线能量密度; 裂纹; 气泡; 孔隙; 缺陷分析

中图分类号 O436

文献标识码 A

doi: 10.3788/LOP56.101401

Crack Formation Law and Mechanism in Selective Laser Melting of 316L Stainless Steels

Pan Lu^{1,2*}, Zhang Chenglin², Wang Liang², Liu Qihui², Wang Gang³

¹Department of Mechanical Engineering, Anhui Technical College of Mechanical and Electrical Engineering, Wuhu, Anhui 241002, China;

²Anhui Tuo Bao Additive Manufacturing Technology Co. Ltd., Wuhu, Anhui 241300, China;

³School of Mechanical and Automotive Engineering, Anhui Polytechnic University, Wuhu, Anhui 241000, China

Abstract Selective laser melting (SLM) is used to prepare 316L stainless steels. Further, the effects of laser power, scanning speed, and scanning spacing on the formation of cracks are studied in detail, the morphologies, chemical compositions, types of the precipitated phases, and grain sizes of the cracks are discussed, and the microstructures and formation mechanism of the cracks at different positions are presented. The results denote that the cracks mainly include micropore aggregation cracks, bubble aggregation cracks, and hot cracks. With the increase of linear energy density, the numbers of micropore aggregation cracks and bubble aggregation cracks are observed to initial increase and subsequent decrease; however, the number of hot cracks is observed to unidirectional increase. Under the optimal process parameters (a linear energy density of 222.2 J/m, a laser power of 200 W, and a laser scanning speed of 900 mm/s), the samples containing a small number of pores but no lacking cracks and no bubbles are obtained.

Key words laser technology; selective laser melting; line energy density; crack; bubble; pore; defect analysis

OCIS codes 140.3390; 140.3460; 350.3390

收稿日期: 2018-11-03; 修回日期: 2018-11-26; 录用日期: 2018-12-12

基金项目: 国家自然科学基金(51704001)、安徽省重点研究与开发项目(1704a0902056)、安徽省高校自然科学研究重点(大)项目(KJ2018A0864)

* E-mail: ahjdpanlu@126.com

1 引言

金属三维(3D)打印技术采用激光束、电子束、等离子束等高密度能量束作为输入源,通过逐层熔化、凝固金属粉末,实现复杂零件的柔性制备。选区激光熔化(SLM)技术是金属 3D 打印的重要分支,在强度、精度、致密性方面表现出色,其强度接近锻件质量,尺寸精度达 $20\sim 50\ \mu\text{m}$,表面粗糙度达 $20\sim 30\ \mu\text{m}$,致密度接近 100%,成为了增材制造体系中最具发展潜力的技术之一。然而选区激光熔化成形过程为复杂动态非平衡过程,成形过程中激光束、熔池和温度场极不稳定,存在传热、熔化、相变、汽化和传质等现象,高能量激光源移动速度达 $2000\ \text{m/s}$ 甚至更高,当激光光斑离开后,原有的微小熔池会急剧降温,冷却速度可达 $10^3\ \text{K/s}$,金属粉末的熔化与凝固过程小于几毫秒,极易产生球化、孔隙、气泡和裂纹等缺陷。截至目前为止,无缺陷的 SLM 金属样品制备尚无报道^[1-4]。

裂纹是选区激光熔化技术中最常见、最具破坏性的缺陷,关于裂纹的形成和控制研究,主要集中于形成机理、工艺调整和后期热处理方式等。陈静等^[5]研究了 316L 不锈钢激光熔覆层的热裂机理,指出熔覆层裂纹为凝固热裂纹,裂纹开裂主要是由于熔覆层受到残余应力的影响。张洁等^[6]研究了选区激光熔化制备 Inconel 625 合金的开裂行为,该行为主要是由于成分偏析形成的共晶凝固相和脆性相所致,并通过预热基板,降低了残余应力,进而抑制了裂纹的产生。张升等^[7]研究了 TC4 钛合金形成的冷裂纹,主要是高温梯度导致高的残余应力,进而导致马氏体开裂,并通过调整工艺参数消除了裂纹的产生。

然而,目前对 316L 不锈钢 SLM 成形形成裂纹的研究很少,仅仅局限于单纯的裂纹机理研究,缺少成形件工艺与缺陷变化规律的系统研究,特别是对裂纹的形成数量、位置变化规律、组织、成分、相和结构的分析研究。本文在实验的基础上,借助于金相显微镜研究工艺参数与裂纹的类型、数量的关系,选取典型裂纹和典型位置,借助于扫描电镜(SEM)、能谱仪(EDS)和电子背向散射衍射仪(EBSD),分析裂纹的形成原理和结构特性,调整工艺参数,获得无裂纹的产品加工工艺参数。

2 实验研究及分析

2.1 原料选用及特性

实验选用某公司提供的气雾化 316L 不锈钢粉末,化学成分如表 1 所示,平均粒径为 $20\ \mu\text{m}$,存在

少量卫星粉末和空心粉,形貌如图 1 所示。

表 1 SLM 成形所用的 316L 不锈钢化学成分(质量分数,%)
Table 1 Chemical composition of 316L stainless steel used in SLM forming (mass fraction, %)

Cr	Ni	Mo	Mn	P	Si	S	C
16.0-18.0	10.0-14.0	2.0-3.0	≤ 2.00	≤ 0.035	≤ 1.00	≤ 0.03	≤ 0.03

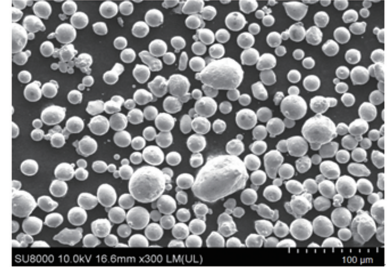


图 1 316L 不锈钢粉末形貌

Fig. 1 Morphology of 316L stainless steel powder

2.2 线能量密度与裂纹变化规律实验研究

316L 不锈钢合金化程度高,合金元素超过 30%,在凝固过程极易出现成分偏析。为研究裂纹的形成规律,设计了如表 2 所示的 6 种实验参数,成形腔氧含量控制在 10^{-4} 以下,试样尺寸为直径 $\phi 10\ \text{mm} \times 10\ \text{mm}$,引入线能量密度为综合工艺参数量,线能量密度 $E = P/v$,其中, P 为激光功率, v 为激光扫描速度,线能量密度主要反映工艺参数中激光的综合参数,为单位长度上的输入能量^[8-9],打印样品如图 2 所示。

表 2 SLM 成形工艺参数

Table 2 Process parameters for SLM formation

No.	1	2	3	4	5	6
Power /W	200	200	380	350	380	350
Speed / ($\text{mm} \cdot \text{s}^{-1}$)	1100	800	800	600	600	400
Line energy density / ($\text{J} \cdot \text{m}^{-1}$)	181.8	250.0	475.0	583.3	633.3	875.0

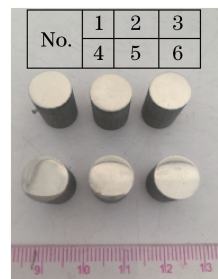


图 2 打印样品宏观图

Fig. 2 Macrographs of printed samples

在本实验中,通过形貌和成形机理将微裂纹分为3类:微孔聚集形裂纹、气泡聚集形裂纹和热裂纹。图3(a)为气泡和氧化物夹杂缺陷示意图。图3(b)和图3(c)分别为微孔聚集形裂纹、气泡聚集形裂纹,此类裂纹主要是由于孔隙和气泡过多,原本分散的孔隙或者气泡相互连接时开裂形成,因此形成原因与孔隙和气泡类似,在本文中不做重点研究。第3类热裂纹主要是成形过程极热极冷,由于熔池温度梯度和SLM成形层与层之间温度梯度引起成分偏析、内应力过大和元素腐蚀等,产生微裂纹,此类热裂纹形状呈不规则,如图3(d)~(f)所示^[10-12]。

如图3(b)所示,线能量密度为250 J/m时开始出

现微孔聚集形裂纹,此类裂纹由连续性孔隙形成,因此形成机理与孔隙缺陷类似,主要是由于球化现象导致。随着线能量密度的增大,金属粉末自身气化,水蒸气逃逸速度低于凝固速度形成气泡,甚至因金属气体逃逸速度过快,且金属液未得到及时补充而形成气孔。如图3(c)所示,当线能量密度达到475 J/m时裂纹周边布满气泡,形成气泡聚集形裂纹,此时微孔聚集形裂纹消失。如图3(d)所示,当线能量密度增大到583.3 J/m时出现热微裂纹,气泡明显减少,裂纹为分叉状、单曲线状等。图3(e)和(f)为线能量密度为633.3 J/m和875 J/m时的微裂纹,由图可知,随着能量的增大,裂纹尺寸明显增长,裂纹贯穿整个横截面。

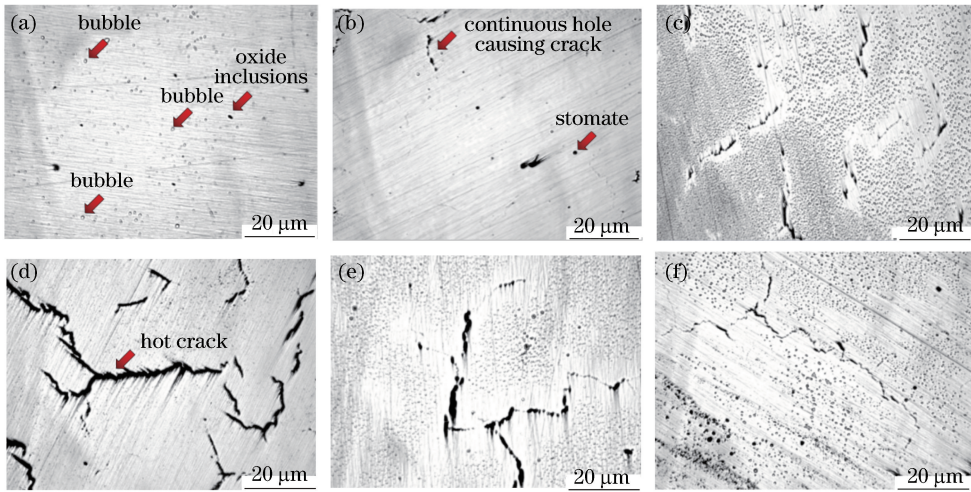


图3 不同工艺参数下的裂纹缺陷。(a)线能量 181.8 J/m;(b)线能量 250 J/m;(c)线能量 475 J/m;(d)线能量 583.3 J/m;(e)线能量 633.3 J/m;(f)线能量 875 J/m

Fig. 3 Cracks under different process parameters. (a) Line energy density of 181.8 J/m; (b) line energy density of 250 J/m; (c) line energy density of 475 J/m; (d) line energy density of 583.3 J/m; (e) line energy density of 633.3 J/m; (f) line energy density of 875 J/m

如图4(a)所示,总体而言,在低的线能量密度下,首先出现孔隙缺陷,随着线能量密度的增加,气孔缺陷逐渐增加,而孔隙缺陷逐渐减少。气孔缺陷

在线能量密度为400 J/m左右达到最大值,此时已出现裂纹缺陷,裂纹缺陷主要为微孔聚集形裂纹和气泡聚集形裂纹,随着线能量密度的继续增大,气泡

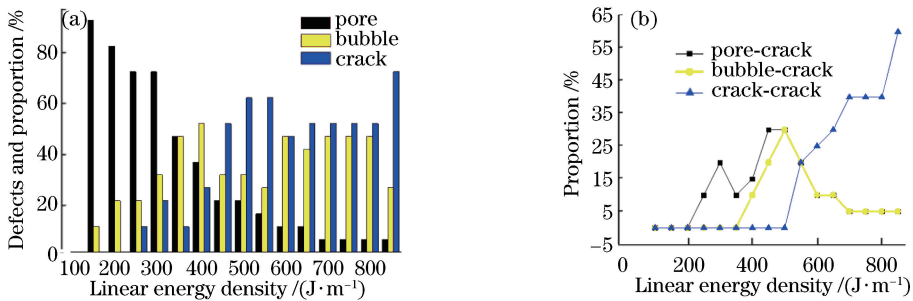


图4 线能量密度与缺陷的趋势及缺陷比例。(a)不同缺陷与线能量密度的变化趋势;(b)不同裂纹缺陷与线能量密度的变化趋势
Fig. 4 Defects and defect proportion versus line energy density. (a) Different defects versus line energy density; (b) different crack defects versus line energy density

缺陷和裂纹呈现波动,裂纹主要为热裂纹,孔隙缺陷逐渐减少。

图 4(b)为裂纹缺陷与线能量密度的变化趋势,微孔聚集形裂纹/气泡聚集形裂纹与线能量密度呈抛物线分布,随着微孔聚集形裂纹的消失,出现气泡聚集形裂纹。线能量密度继续增加,出现热微裂纹,且随着线能量密度的增大,热裂纹数目呈单向增大,具体线能量密度与裂纹的变化分布如图 4(b)所示。

需要说明的是,线能量密度并不能完全反映工艺参数对缺陷的影响,只能是片面地反映,具体研究参见文献[13]。同样的线能量密度下,高激光功率/高激光速度和低激光功率/低激光速度对裂纹和组织结构的影响差异巨大。由图 4 可知,各类缺陷比例及变化趋势仅适用于激光功率 100 ~ 400 W 范围内。

3 裂纹机理分析与研究

图 5 为典型裂纹总体形貌图,此裂纹属于 T 形二次分支形裂纹,热裂纹主要分为浅表形裂纹和深沟形裂纹。区域 B 处实际为不连续性裂纹,如图 5

局部放大图所示。中间裂纹为主裂纹,尺寸比二次裂纹的尺寸大,且呈折线状延伸,区域 C 和区域 D 位于二次裂纹终止处,区域 C 处为典型浅表形裂纹,区域 D 处为典型深沟形裂纹,如图 6 所示。

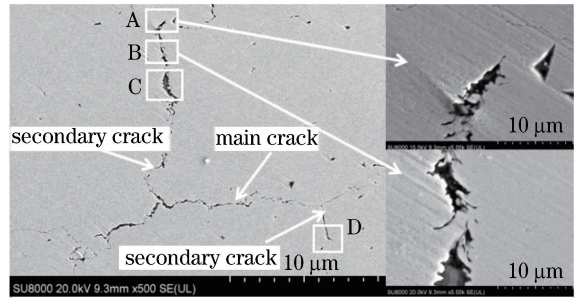


图 5 裂纹总体形貌

Fig. 5 Overall crack morphology

如图 6(a)所示,浅表形裂纹处裂纹深度较浅,为 1 μm 以下,在扫描电镜下观察可明显看到裂纹处的凹陷底部,通过能谱仪分析可获得凹陷处元素数据,此裂纹有明显的撕裂树枝状。深沟形裂纹如图 6(b)所示,裂纹处深度较深,呈黑色阴沟状,能谱分析时无元素数据,其裂纹处圆润且呈白色状。

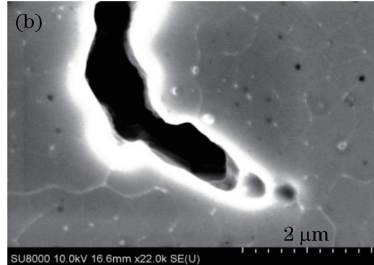
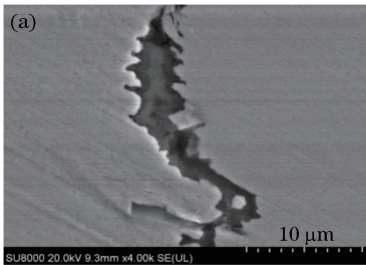


图 6 裂纹局部放大图。(a)区域 C;(b)区域 D

Fig. 6 Local amplification of cracks. (a) Area C; (b) area D

3.1 浅表形裂纹机理及组织分析

浅表形裂纹沿曲线扩展,在裂纹中段,存在一段明显锯齿,内部紧靠撕裂部位呈氧化黑色,为穿晶断裂枝晶状。选取裂纹内部和外部典型位置,其中点 1 为裂纹外部,点 2 和点 3 位于裂纹内部,如图 7 所示。通过能谱分析获得数据见表 3 所示。

由表 3 可知,在裂纹内部,杂质元素种类和含量急剧增加,以点 3 为例,氧元素含量(质量分数,下同)达到 37.1%,碳含量达 5.1%,硫含量达 0.3%,钾和氯含量达 0.3%。硫元素在裂纹处聚集,形成低熔点共晶夹杂物,即“液态薄膜”,且硫和氧元素作为活性元素,在后期由于温度梯度导致过大的内应力,容易破裂,从而形成结晶裂纹^[11-12]。另一方面,碳元素偏析形成碳化物,脆性增大导致裂纹产生,而后期电解抛光引入氯离子,晶间氯离子腐蚀导致沿晶断裂。

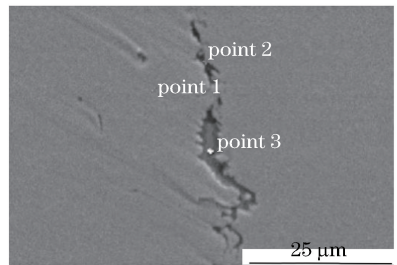


图 7 裂纹典型位置

Fig. 7 Typical crack positions

进一步研究裂纹周边组织结构,借助于 EBSD 获得了如图 8 所示的晶粒形貌和析出相成分。此位置存在黑色杂质,且多数位于晶界处,少数位于晶粒内部,晶粒约 10 μm,如图 8(a)所示。如图 8(b)所示,样品内部基本为奥氏体组织,黑色杂质处部分存在体心立方铁素体(少于 0.1%)。

表3 裂纹内部和外部典型点 EDS 分析结果(质量分数,%)

Table 3 EDS analysis results of typical points inside and outside cracks (mass fraction, %)

Element	Fe	Cr	Ni	Mo	Si	O	C	S	K	Cl	Ca
Point 1	66.0	17.8	12.9	2.5	0.8						
Point 2	34.1	13.5	7.1		1.1	12.7		1.1	0.3		0.1
Point 3	53.5	2.0	1.0		0.3	37.1	5.1	0.3	0.3	0.3	

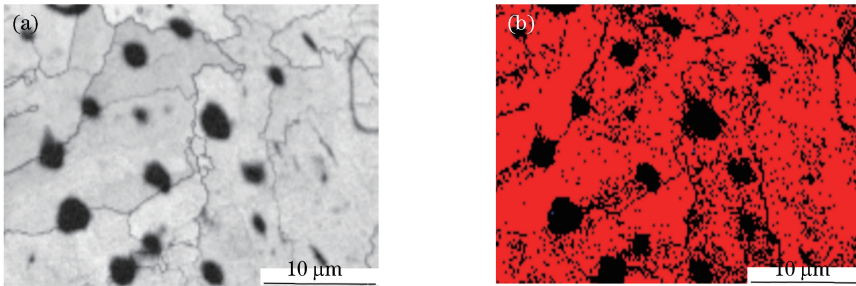


图8 裂纹处 EBSD 图。(a)裂纹处晶粒形貌和尺寸;(b)裂纹处析出相组成

Fig. 8 EBSD diagram of crack. (a) Morphologies and sizes of grains at cracks; (b) precipitated phase compositions at cracks

3.2 深沟形裂纹机理及组织分析

图9为深沟形裂纹形貌图,选取区域D裂纹终止处4个典型点进行能谱分析,分别位于裂纹侧壁(点1),裂纹终止处(点2和点4)和无裂纹处(点3)。

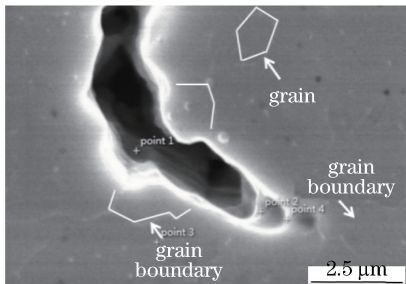


图9 316L 热裂纹终止处微观形貌

Fig. 9 Micromorphology at end of hot crack in 316L steel

如图9可知,与前述裂纹不同,裂纹边界处断面光滑,裂纹内部呈明显河流状,这是因液膜分离所导致的开裂,晶界处呈浅白色,在裂纹断裂处呈明亮白色,在晶界处断裂,沿晶界扩展,因此属于沿晶断裂^[14-16]。裂纹周边可见明显晶界,晶粒大小均匀,尺寸约 $1\ \mu\text{m}$,晶粒尺寸明显小于前述浅表形裂纹。

选区激光熔化过程加热和冷却速度达 $10^3\ \text{K/s}$,属于典型的非平衡加热和冷却,容易在晶界处形成局部的成分偏析,能谱分析结果如表4所示^[17-19]。与浅表形裂纹相比,深沟形裂纹处杂质元素种类及数量明显减少,与基体处基本相同,但是在晶界处存在明显的晶界成分偏析,点3和点4处位于明亮白色区域内,裂纹处点3和点4处碳元素和氧元素增多,

表4 裂纹内部和外部典型点 EDS 分析结果

Table 4 EDS analysis results of typical points inside and outside cracks

Element	Point 1	Point 2	Point 3	Point 4
Cr	24.00	18.29	16.85	19.64
Fe	76.00	59.88	64.35	72.56
Ni		21.83	15.5	6.28
C			3.33	
O				2.08

分别达到3.33%和2.08%,因此裂纹产生主要是由于氧化物和碳化物聚集在原有晶界处,极大地削弱了晶粒间联系,在内应力作用下开始沿着晶界形成裂纹并扩展^[20-21]。

综上所述,稍低的线能量密度导致孔隙过多,形成微孔聚集形裂纹和气泡形裂纹,过高的能量密度引起热微裂纹甚至开裂。经分析测试,316L 不锈钢较优的工艺参数为激光功率 200 kW,激光速度 900 mm/s,扫描间距 0.11 mm,线能量密度约 220 J/m。图10(a)为此工艺参数下的数码照相图,表面光滑,存在少量气泡性孔隙,无气泡和裂纹,图10(b)为试样表面形貌图。

4 结 论

采用选区激光熔化技术制备 316L 不锈钢,系统分析了样品产生缺陷的形成规律及影响因素,重点研究了工艺参数对裂纹的影响,获得了优化的激光工艺参数。根据研究可知,产品制备及后期处理中,还应严格控制工艺参数(包括加热温度、线切割工艺、金相腐蚀液的选取等),避免破坏样品。

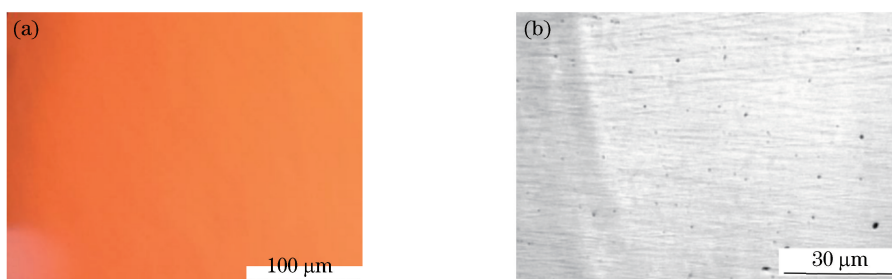


图 10 缺陷图。(a)数码照相实物图;(b)试样表面形貌图

Fig. 10 Defect maps. (a) Digital photographic physical map; (b) surface morphology of the sample

参 考 文 献

- [1] Wu W H, Zhang L, He B B, *et al.* Current status of research on computer simulation of selective laser melting additive manufacturing process[J]. *Physical Testing and Chemical Analysis (Part A: Physical Testing)*, 2016, 52(10): 693-697.
吴文恒, 张亮, 何贝贝, 等. 选择性激光熔化增材制造工艺过程模拟研究现状[J]. *理化检验(物理分册)*, 2016, 52(10): 693-697.
- [2] Yang Y Q, Luo Z Y, Su X B, *et al.* Study on process and effective factors of stainless steel thin-wall parts manufactured by selective laser melting[J]. *Chinese Journal of Lasers*, 2011, 38(1): 0103001.
杨永强, 罗子艺, 苏旭彬, 等. 不锈钢薄壁零件选区激光熔化制造及影响因素研究[J]. *中国激光*, 2011, 38(1): 0103001.
- [3] Zhang X B, Dang X A, Yang L J. Study on balling phenomena in selective laser melting[J]. *Laser & Optoelectronics Progress*, 2014, 51(6): 061401.
张晓博, 党新安, 杨立军. 选择性激光熔化成形过程的球化反应研究[J]. *激光与光电子学进展*, 2014, 51(6): 061401.
- [4] Wang P, Huang Z H, Qi W J, *et al.* Effect of the 3D printing process parameters based on SLM technology on the structural defect of 316 stainless steel [J]. *Welding Digest of Machinery Manufacturing*, 2016(2): 2-7.
王沛, 黄正华, 戚文军, 等. 基于SLM技术的3D打印工艺参数对316不锈钢组织缺陷的影响[D]. *机械制造文摘: 焊接分册*, 2016(2): 2-7.
- [5] Chen J, Lin X, Wang T, *et al.* The hot cracking mechanism of 316L stainless steel cladding in rapid laser forming process[J]. *Rare Metal Materials and Engineering*, 2003, 32(3): 183-186.
陈静, 林鑫, 王涛, 等. 316L不锈钢激光快速成形过程中熔覆层的热裂机理[J]. *稀有金属材料与工程*, 2003, 32(3): 183-186.
- [6] Zhang J, Li S, Wei Q S, *et al.* Cracking behavior and inhibiting process of Inconel 625 alloy formed by selective laser melting[J]. *Chinese Journal of Rare Metals*, 2015, 39(11): 961-966.
张洁, 李帅, 魏青松, 等. 激光选区熔化 Inconel 625 合金开裂行为及抑制研究[J]. *稀有金属*, 2015, 39(11): 961-966.
- [7] 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.
- [8] Liu Y H, Qu W C, Zhu X G, *et al.* Causes analysis on root cracks of TC4 titanium alloy parts formed by laser 3D printing[J]. *Physical Testing and Chemical Analysis (Part A: Physical Testing)*, 2016, 52(10): 682-685.
刘延辉, 瞿伟成, 朱小刚, 等. 激光 3D 打印 TC4 钛合金工件根部裂纹成因分析[J]. *理化检验(物理分册)*, 2016, 52(10): 682-685.
- [9] Song C H, Yang Y Q, Wang Y D, *et al.* Research on process and property of CoCrMo alloy directly manufactured by selective laser melting[J]. *Chinese Journal of Lasers*, 2014, 41(6): 0603001.
宋长辉, 杨永强, 王贻达, 等. CoCrMo 合金激光选区熔化成型工艺及其性能研究[J]. *中国激光*, 2014, 41(6): 0603001.
- [10] 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.
- [11] Gebhardt A, Schmidt F M, Hötter J S, *et al.* Additive manufacturing by selective laser melting the realizer desktop machine and its application for the dental industry[J]. *Physics Procedia*, 2010, 5: 543-549.
- [12] Jing G Y, Wei K W, Wang Z M, *et al.* Microstructure and mechanical property of S-04 steel by selective laser melting [J]. *Laser & Optoelectronics Progress*, 2016, 53(11): 111404.
靖冠乙, 魏恺文, 王泽敏, 等. 激光选区熔化成形 S-04 钢的组织及性能 [J]. *激光与光电子学进展*, 2016, 53(11): 111404.
- [13] Pan L, Wang L, Wang G. Effect of linear energy density on defects of 316L stainless steel by selective laser melting[J]. *Applied Laser*, 2019, 39(1): 15-21.
潘露, 王亮, 王刚. 线能量密度对选区激光熔化制备 316L 不锈钢缺陷的影响 [J]. *应用激光*, 2019, 39(1): 15-21.
- [14] Atzeni E, Iuliano L, Minetola P, *et al.* Proposal of an innovative benchmark for accuracy evaluation of dental crown manufacturing [J]. *Computers in Biology and Medicine*, 2012, 42(5): 548-555.
- [15] Yadroitsev I, Bertrand P, Smurov I. Parametric analysis of the selective laser melting process [J]. *Applied Surface Science*, 2007, 253(19): 8064-8069.
- [16] Wang D. Study on the fabrication properties and process of stainless steel parts by selective laser melting[D]. Guangzhou: South China University of Technology, 2011.
王迪. 选区激光熔化成型不锈钢零件特性与工艺研究[D]. 广州: 华南理工大学, 2011.
- [17] Li R D. Research on the key basic issues in selective laser melting of metallic powder [D]. Wuhan: Huazhong University of Science and Technology, 2010.
李瑞迪. 金属粉末选择性激光熔化成形的关键基础问题研究[D]. 武汉: 华中科技大学, 2010.
- [18] Man D H, Wang L F. Weldhot cracking causes and preventive measures of austenitic stainless steel [J]. *Hot Working Technology*, 2012, 41(11): 181-184.
满达虎, 王丽芳. 奥氏体不锈钢焊接热裂纹的成因及防止对策 [J]. *热加工工艺*, 2012, 41(11): 181-184.
- [19] Chen R, Yu G, He X L, *et al.* Effect of sulfur diffusion in 38MnVS6 steel on morphology and microstructure of laser cladding layers [J]. *Chinese Journal of Lasers*, 2018, 45(6): 0602005.
陈茹, 虞钢, 何秀丽, 等. 38MnVS6 钢中硫元素扩散对激光熔覆涂层形貌和组织的影响 [J]. *中国激光*, 2018, 45(6): 0602005.
- [20] Zhu H H, Liao H L. Research status of selective laser melting of high strength aluminum alloy [J]. *Laser & Optoelectronics Progress*, 2018, 55(1): 011402.
朱海红, 廖海龙. 高强铝合金的激光选区熔化成形研究现状 [J]. *激光与光电子学进展*, 2018, 55(1): 011402.
- [21] Wu W H, Yang Y Q, Wang H W, *et al.* Research on direct rapid manufacturing of 316L fine metal part using fiber laser [J]. *Laser Technology*, 2009, 33(5): 486-489.
吴伟辉, 杨永强, 王红卫, 等. 光纤激光直接快速成型 316L 不锈钢精密零件研究 [J]. *激光技术*, 2009, 33(5): 486-489.