

选区激光熔化制造 Inconel625 高温合金的组织 and 力学性能

陈秀娟^{1,2}, 赵国瑞^{2**}, 董东东², 马文有², 胡永俊¹, 刘敏^{2*}

¹广东工业大学材料与能源学院, 广东 广州 510006;

²广东省新材料研究所广东省现代表面工程技术重点实验室, 广东 广州 510651

摘要 采用选区激光熔化技术成形 Inconel625 高温合金 (IN625) 试样, 探讨激光能量密度对试样孔隙和裂纹等缺陷的影响, 并分析最佳相对密度试样的组织和力学性能。结果表明: 当能量密度为 $50\sim 78\text{ J}\cdot\text{mm}^{-3}$ 时, 试样的相对密度达到 99.5% 以上; 当激光能量密度为 $75\text{ J}\cdot\text{mm}^{-3}$ 时, 成形件接近完全致密状态; 当能量密度较低时, 试样内出现未熔粉末和裂纹; 当能量密度较高时, 试样中出现不规则孔洞和细小孔隙。最佳相对密度的成形件显微组织中存在胞状晶和柱状晶, 晶粒的平均粒径为 $10\sim 30\ \mu\text{m}$, 亚晶的数目较少, 晶粒生长方向出现少量 $\langle 001 \rangle$ 择优取向; 拉伸断裂模式为混合断裂, 拉伸断口上出现了大量、细小的韧窝; 成形件的显微硬度、抗拉强度、屈服强度和延伸率分别为 $(327\pm 3)\text{ HV}$ 、 $(930\pm 5)\text{ MPa}$ 、 $(700\pm 5)\text{ MPa}$ 和 29.5%。

关键词 激光技术; 选区激光熔化; Inconel625 高温合金; 工艺; 缺陷; 显微组织; 力学性能

中图分类号 TG113.1; TG113.2; TG146.1+5

文献标识码 A

doi: 10.3788/CJL201946.1202002

Microstructure and Mechanical Properties of Inconel625 Superalloy Fabricated by Selective Laser Melting

Chen Xiujuan^{1,2}, Zhao Guorui^{2**}, Dong Dongdong², Ma Wenyong²,
Hu Yongjuan¹, Liu Min^{2*}

¹School of Materials and Energy, Guangdong University of Technology, Guangzhou, Guangdong 510006, China;

²Key Lab of Guangdong for Modern Surface Engineering Technology, Guangdong Institute of New Materials, Guangzhou, Guangdong 510651, China

Abstract In this study, Inconel 625 superalloy (IN625) samples were formed using the selective laser melting (SLM) technology. The effects of the process parameters on defects, such as pores and cracks, were investigated. Then, the microstructure and mechanical properties of the samples under the optimal relative density were analyzed. Results show that the samples has a relative density of over 99.5% when the energy density is $50\sim 78\text{ J}\cdot\text{mm}^{-3}$. An energy input of approximately $75\text{ J}\cdot\text{mm}^{-3}$ is required to approach the completely dense state. The sample displays cracks and un-melting powder owing to the low energy density. When the energy density is high, irregular and fine pores appear. The IN625 sample morphology shows cellular and columnar grains. Meanwhile, the average size of grains is $10\sim 30\ \mu\text{m}$ and the number of subgrains is small. The $\langle 001 \rangle$ crystallographic orientation is the preferred direction for the IN625 samples. A large number of small dimples appear on the mixed fracture. The microhardness, tensile strength, yield strength, and elongation are $(327\pm 3)\text{ HV}$, $(930\pm 5)\text{ MPa}$, $(700\pm 5)\text{ MPa}$, and 29.5%, respectively.

Key words laser technique; selective laser melting; Inconel625 superalloy; process; defects; microstructure;

收稿日期: 2019-06-20; **修回日期:** 2019-07-16; **录用日期:** 2019-07-29

基金项目: 广东省科学院实施创新驱动发展能力建设专项资金项目(2018GDASCX-0402, 2019GDASYL-0502006, 2019GDASYL-0402004, 2019GDASYL-0402006, 2018GDASCX-0111)、广东省省级科技计划(2016A030312015, 2017A070701027, 2017A070702016, 2017B030314122)、中山市科技计划(2017G1FC0008)

* **E-mail:** liumin@gdas.gd.cn; ** **E-mail:** grzhaol1s@alum.imr.ac.cn

mechanical properties

OCIS codes 140.3390; 160.3900; 350.3390

1 引言

Inconel625 高温合金 (IN625) 属于添加 Nb、Mo、Cr 等元素的固溶强化合金, 具有高强度、强耐腐蚀性和高温抗氧化性等优异的综合性能, 常被用于制造航天航空发动机和燃气轮机核心部件、涡轮增压器、化工微流道和海水管道^[1-2]。制造 IN625 工件的传统工艺为铸造及减材等工艺, 具有适用性强、工件形状精度高等优点, 但也存在着材料利用率低、组织不均匀、偏析和气孔等缺点^[3-6]。选区激光熔化 (SLM) 作为一种快速成形的新技术, 相比于传统制造技术, 具有以下优势: 1) SLM 技术可以成形几乎不受几何自由度约束的复杂工件; 2) 生产过程操作简单; 3) 生产效率高; 4) 材料利用率高。目前, 该技术已被广泛应用于航天航空、化工、医疗等领域^[7-13]。

国内外研究者对 SLM 成形镍基合金开展了一系列工作, 发现工艺参数与试样的球化、翘曲和孔隙缺陷等现象有一定的联系。Jia 等^[14]在 SLM 成形 IN718 时发现, 当激光能量密度较低时, 试样存在球化现象, 且球化现象随着激光能量密度的降低而越发明显, 这与 Koutiri 等^[15]采用 SLM 成形 IN625 所得到的结果相一致。Koutiri 等^[15]还发现, 当功率较低、扫描速度较大时, 试样中存在未熔粉末, 这会对材料的性能造成一定影响。Sadowski 等^[16]在成形 IN718 试样的研究中发现, 当激光能量密度较高时, 随着激光能量密度上升, 熔池底部出现了匙孔效应, 导致试样的孔隙率上升。工艺参数的不当设置会使成形试样中出现缺陷, 而扫描路径的不当选择也会导致试样的结构尺寸发生变化。Anam 等^[17]

在采用 SLM 成形 IN625 的工作中, 采用相邻块之间旋转 90° 的扫描路径, 发现试样出现了边缘翘曲的现象, 导致试样的尺寸无法满足要求。可见, 合理地设置工艺参数和扫描路径, 系统地研究能量密度和缺陷产生机理的关系, 对 SLM 成形满足性能的 IN625 试样至关重要。然而, 关于 SLM 成形 IN625 的激光能量密度对裂纹、孔隙生成机理以及成形件性能的影响研究鲜有报道。

本文通过引入能量密度公式系统探讨能量密度对缺陷产生机理的影响, 进一步表征最佳相对密度试样的物相组成与显微结构, 测试成形件的硬度、屈服强度和抗拉强度, 为 SLM 成形 IN625 合金提供理论依据, 使其能达到相应的服役性能。

2 实验

2.1 SLM 成形过程

实验采用德国 EOS 公司生产的 M290 金属 3D 打印机成形 IN625 试样, 该 3D 打印机配备了最大功率为 400 W、光斑直径为 100 μm 的激光器, 成形区域由供粉仓、成形仓、回收仓三部分组成。在保护气氛下, 供粉仓上升一个层厚高度, 成形仓和回收仓就下降一个层厚高度, 刮刀从左向右刮入一定的粉末进入成形仓和回收仓, 成形仓激光沿着设置的激光路径出光, 对粉末进行烧结, 烧结过程示意图如图 1 所示。SLM 成形 IN625 试样的工艺参数如下: 功率 P 为 220~320 W, 扫描速度 V 为 880~1080 mm/s, 扫描间距 H 为 0.08~0.13 mm, 层厚 D 为 0.04 mm。采用层与层之间旋转 67° 的扫描路径, 以降低成形过程中的热应力集中。

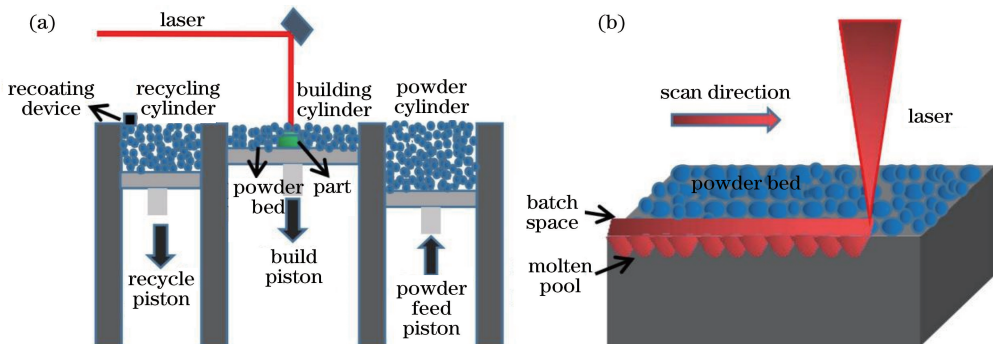
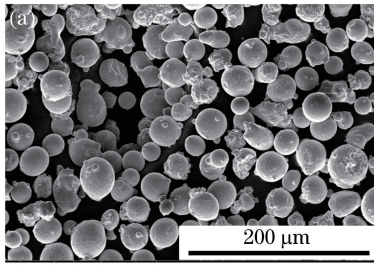


图 1 SLM 成形示意图。(a) SLM 工作区域示意图; (b) 成形仓烧结示意图

Fig. 1 Schematic of SLM forming. (a) Schematic of SLM working area; (b) schematic of forming bin sintering

2.2 粉末和试样的组织性能测试

IN625 粉末由 Carpenter Technology Corporation 提供,采用 FEI Nova Nano SEM 450 扫描电镜(SEM)观察粉末的形貌,采用 Mastersizer 3000 激光粒度测试仪以干法测量粉末的粒径及分布。成形试样的尺寸为 10 mm×10 mm×5 mm,使用 CltoPress-10 电子液压热镶嵌机对试样水平面(X-Y)和横截面(X-Z)进行镶嵌;采用 TegraMin-25 自动研磨抛光机抛光试样,最后用金刚石将试样进行研磨抛光,使其表面达到镜面效果,采用 Leicadmi 5000M 型光学显微镜(OM)结合 Image[®] 软件图像处理分析试样的相对密度。用棉花蘸取王水(HNO₃与 HCL 的体积比为 1:3)在抛光后的试样表面(X-Y 面和 X-Z 面)擦拭 10 s,待表面呈雪花状后,使用 OM 和配备有 EBSD (Electron



Backscattered Diffraction) 探头和 EDS (Energy Dispersive Spectrometer)的扫描电镜对试样的 X-Y 面和 X-Z 面进行组织观察和能谱分析,利用 OIM Analysis[™]软件对 EBSD 结果进行处理和分析;采用 Bruker D8 ADVANCE X 衍射仪(XRD)分析试样的物相,表征试样各组织的成分及含量;采用 MH-5D 显微硬度计对试样的 X-Y 面和 X-Z 面进行硬度测试,加载载荷为 0.98 N,保持时间为 15 s;采用日式 AG-X plus 拉伸试验机测试试样的抗拉强度(σ_b)、屈服强度(σ_s)和延伸率(δ)。

2.3 粉末的形貌和尺寸

粉末的形貌和粒径分布如图 2 所示,可见:IN625 粉末的球形度较高,有些粉末周围分布有少量的行星粉末,粉末粒径为 23.6~60 μm ,平均晶粒尺寸约为 35.8 μm 。

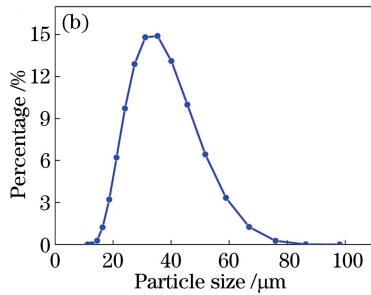


图 2 粉末的形貌与粒径分布。(a)粉末形貌;(b)粒径分布

Fig. 2 Powder morphology and particle size distribution. (a) Powder morphology; (b) particle size distribution

3 实验结果与分析

3.1 SLM 工艺参数优化

在 SLM 成形过程中,激光能量传递到粉末床上,粉末床吸收的能量主要用于金属粉末的熔化和蒸发,以及抵消粉末床与周围环境之间由对流、辐射引起的热损失和粉末床、基体之间的热传导消耗^[18-20]。成形工艺参数与成形件致密度有直接的联系,工艺参数的设置影响熔池的大小、成形温度梯度、表面张力、流体力学流动。过高的温度梯度会导致试样内部残余应力过大,出现孔隙和裂纹,甚至使试样发生翘曲;过大的表面张力会导致试样的熔道不连续和表面球化;流体力学流动失稳会影响孔隙的数量、形状和大小。

针对上述问题,引入能量密度 $E \left(E = \frac{P}{HDV} \right)$ 探讨能量密度对成形件缺陷的影响。由图 3 可以看出:当能量密度为 55~78 $\text{J} \cdot \text{mm}^{-3}$ 时,试样的相对密度可达到 99.5% 以上;当能量密度为 75 $\text{J} \cdot \text{mm}^{-3}$

时,试样接近完全致密状态。研究发现,在 SLM 成形 IN625 试样的 X-Z 面上存在细小的孔隙、宽度为几十微米的不规则孔洞以及裂纹、未熔粉末等缺陷。孔隙的形成原因主要有三个:其一,激光能量密度过小或者过大;其二,粉末的球形度不高,粒径分布不均匀^[21];其三,成形合金中存在低熔点元素。当能量密度较低时,如 39 $\text{J} \cdot \text{mm}^{-3}$,激光不足以熔化一定体积的粉末,导致粉末出现未完全熔化现象(机理图见图 4(a)中 area A),进而使得成形件中产生孔隙,如图 4(c)中的 area B 所示。两端孔隙的存在使得中间的粉末熔化凝固后表面张力变大,从而产生裂纹,其本质是热应力大于材料的屈服强度^[22]。当能量密度为 85 $\text{J} \cdot \text{mm}^{-3}$ 时,温度梯度增大,流体力学失稳状态明显,出现了图 4(d)所示的不规则的大孔隙以及图 4(d)所示的尺寸较小的圆形孔洞,非线性热毛细对流引起保护气作用下的液体表面流动[如图 4(b)所示]和下层回流现象,表面剪切力引起流体振荡,导致小气泡进入介观物理尺寸的溶液中,强烈的

Marangoni 流动迫使气泡凝聚成大气泡,导致较大的孔洞出现^[23-24]。一部分微孔隙的形成是由于激光能量高,低熔点合金气化,在极大的冷却速率下,气体来不及逃离熔池内部而凝固收缩在试样中,形成微米级孔隙;另一部分微孔隙的形成源于被卷入成形熔池中的保护气体,如图 4(b)所示;少量的微孔隙是由颗粒的随机分布以及粉末分布不均匀造成的。本文采用的粉末粒径为 20~80 μm ,存在少量的细小颗粒附着大颗粒现象,因此成形件中易出现微孔隙^[25-26]。

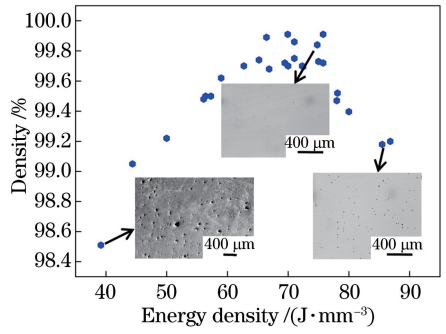


图 3 能量密度与相对密度的关系

Fig. 3 Relative density versus energy density

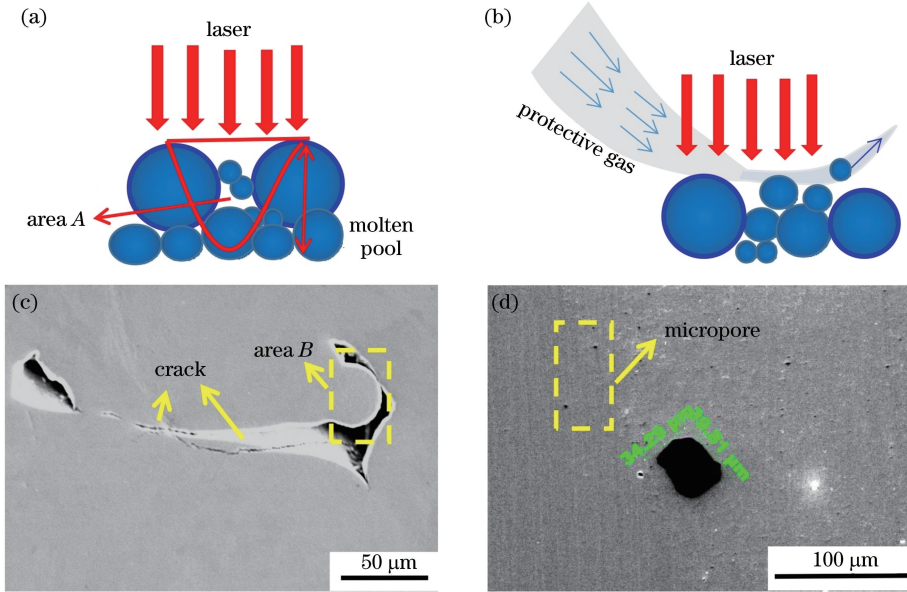


图 4 缺陷及缺陷形成模型。(a)能量密度不足导致孔隙生成的模型;(b)保护气体的吹入导致孔隙生成的模型;
(c)成形件中的孔隙和裂纹;(d)成形件中的微孔隙和较大孔隙

Fig. 4 Defect and mechanism of defect generation. (a) Model of generation of pore caused by insufficient energy density;
(b) model of generation of pore caused by blowing protective gas; (c) pores and cracks in formed sample;
(d) micropores and large pores in formed sample

3.2 物相和组织分析

SLM 成形 IN625 试样的过程因受到较高的冷却速率和陡峭的温度梯度的影响,固相熔化成液相后会非平衡凝固生成 $\gamma\text{-Ni}$ ^[27-28]。由图 5 可以看出:与原始粉末的晶面取向相比,成形件试样中的晶粒沿(111)面生长的趋势减弱,转为沿着(200)和(220)方向生长,且在 X-Z 方向上,晶粒沿(200)面生长的趋势较 X-Y 方向更明显;相比于原始粉末,成形件中 $\gamma\text{-Ni}$ 的三强度峰发生轻微左移的现象。一方面,根据布拉格衍射分析可知,衍射角发生左移说明固溶度增加,这主要是因为 $\gamma\text{-Ni}$ 为面心立方结构,Cr、C、Mo、Nb 通过置换固溶或间隙固溶的方式固溶在固溶体中,导致固溶度增大。另一方面,物体宏观体积内存在平衡的内应力(在成形过程中,极大的冷却

速度导致了非平衡凝固,从而在试样内部形成了内应力),此应力释放后,物体的体积或形状就会发生改变。BESD 结果显示,X-Y 方向上的晶粒尺寸约为 10 μm ,X-Z 方向上的晶粒尺寸约为 30 μm 。由于 $\gamma\text{-Ni}$ 属于面心立方结构,在 SLM 成形 IN625 试样过程中,晶粒沿着 $\langle 001 \rangle$ 方向散热最快,因此,在 X-Z 面上晶粒沿着 $\langle 001 \rangle$ 方向呈长条状生长。在 X-Y 和 X-Z 面上,高角度晶界明显多于低角度晶界,由于采用层与层之间旋转 67°的扫描策略,亚稳态结构晶粒较少。

3.3 组织分析

采用 OM 和 SEM 对最优参数下成形的试样进行组织观察,结果如图 6 所示,试样 X-Y 面上的晶粒沿激光扫描方向生长;由于激光能量呈高斯分布,

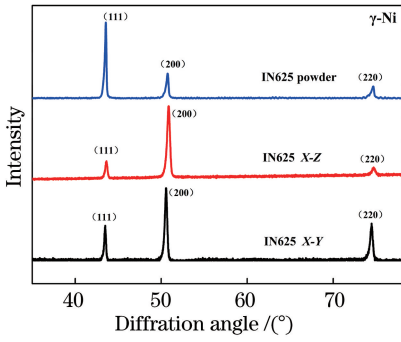


图 5 粉末及成形件的 XRD 分析结果

Fig. 5 XRD analysis results of powder and formed sample
 试样的 X-Z 面上出现鱼鳞状形貌^[29-30]。由图 6(a)可以看出,在 X-Y 面的相邻层面上,晶粒沿着激光扫描路径熔化形成 67°交叉熔道。由图 6(d)可以看出,在 X-Z 面上,熔池层叠,呈鱼鳞状,这一现象与 Criales 等^[31]报道的 IN625 在 X-Y 和 X-Z 面上的熔化情况一致。激光能量呈高斯分布,表面结构和孔隙情况对激光能量吸收率有一定的影响,激光光斑的直径为 100 μm,熔道和熔池的宽度、深度均为

(100±8) μm。受激光能量的影响,晶粒按尺寸可分为细晶区、粗糙蜂窝状晶区和柱状晶区三个区域^[32-33],如图 6(e)所示。随着激光能量的输入,粉末熔化形成细小的晶粒,由于扫描过程中重熔区的出现,高能量输入区域的亚晶胞状组织长大成蜂窝状的粗糙胞状组织;另一部分晶粒在负温度梯度下沿粗糙界面长大成柱状晶,并在重熔区附近生长,如图 6(b)所示,尺寸为(20±2) μm。从图 6(e)、(f)中可以清晰看到细晶区、粗糙晶区和柱状晶区,在熔池内[图 6(f)]出现细晶区,在极大的过冷度下固体粉末熔化,液体原子迁移到晶体表面快速冷却生成细小的亚晶粒;液固界面上原子的排列比较混乱,原子分布高低不平,但仅为几个原子厚度,宏观上不出现大量曲折的小平面区,如图 6(f)所示。熔池边缘附近存在激光能量的重熔,在激光搭接过程中,晶粒熔化产生的结晶潜热通过固相和液相散热,熔化区和熔化完成区的界面温度随着到熔化区距离的增大而降低,过冷度随距离增大而增加,重熔区晶粒生长成为粗糙状晶粒和柱状晶粒。

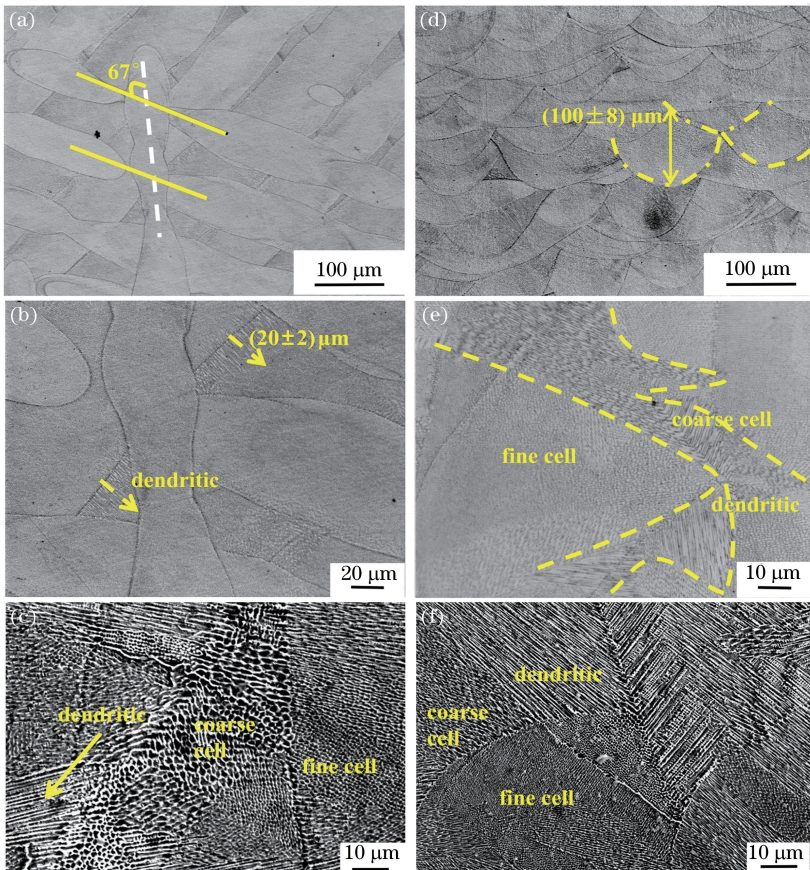


图 6 成形件的 OM 和 SEM 形貌。(a) OM, X-Y 面激光扫描路径; (b) OM, X-Y 面柱状晶; (c) X-Y 面的 SEM 形貌; (d) 熔池的 OM 形貌; (e) X-Z 面的 OM 形貌; (f) X-Z 面的 SEM 形貌

Fig. 6 OM and SEM images of IN625. (a) Laser scan path on X-Y plane of OM; (b) columnar grain on X-Y plane of OM; (c) SEM image on X-Y plane; (d) OM morphology of molten pool; (e) OM morphology on X-Z plane; (f) SEM image on X-Z plane

3.4 组织成分分析

图 7 显示了 SLM 成形件的组织形貌。试样表面出现了微量富 Mo、Cr、Ni 的块状碳化物,如图 7(a)所示,其成分如表 1 所示。文献[34-35]认为,在采用传统方式成形的 IN625 试样中,大量的块状 M_6C 对试样的塑性有一定的影响,热处理后,析出的碳化物弥散分布,使得材料的强度提高^[34-35]。表 2 为柱状晶[图 7(b)中的 area 1]和粗糙胞状晶[图 7(b)中的 area 2]以及细晶区[图 7(b)中的 area 3]的 EDS 分析结果,可见各组织成分一致,成分分布均匀。在图 7(c)所示的柱状晶中出现亮白区和暗区

暗区,EDS 结果如表 3 中的 area 1 和 area 2 所示;亮区与暗区相比,Nb、Mo 含量略有上升。在图 7(d)所示的胞状晶中也出现了暗区和亮区,其成分分别见表 4 中的 area 1 和 area 2,亮白区中的 Nb、Mo 含量略高于暗区。在胞状晶和柱状晶中,亮区的 Mo、Nb 含量略高于暗区。随着输入的热量增加,成分出现偏析,倾向于生成图 7(b)中 spot 1 所示的周围亮白的黑点。SLM 成形 IN625 试样中析出的少量的块状碳化物、柱状晶和胞状组织的成分一致,且均匀分布,在柱状晶和胞状组织中存在亮白区和暗区,亮白区的 Nb、Mo 含量较暗区略高。

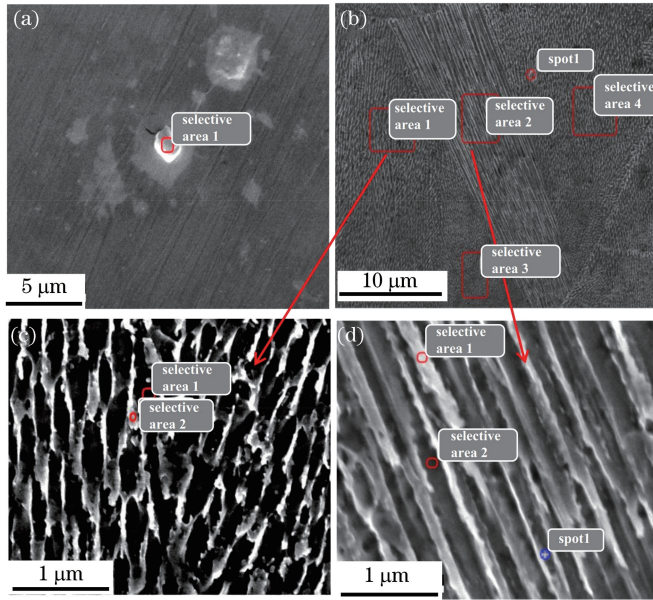


图 7 SLM 成形件的组织。(a)表面碳化物;(b)柱状晶和胞状晶;(c)柱状晶中的亮白区与暗区;(d)胞状晶中的亮白区和暗区
Fig. 7 Microstructure of sample fabricated by SLM. (a) Surface carbide composition; (b) cellular and columnar grains; (c) bright white and dark areas of columnar grain; (d) bright white and dark areas of cellular grain

表 1 图 7(a) area 1 中碳化物的化学成分

Table 1 Chemical composition of carbide in Fig. 7(a)

Element	C	Nb	Mo	Cr	Ni	O
Mass fraction /%	69.51	—	5.77	8.22	16.49	—

表 2 图 7 中各组织的化学成分

Table 2 Chemical compositions of different morphological tissues in Fig. 7

Area	Mass fraction /%				
	C	Nb	Mo	Cr	Ni
Spot 1	2.08	3.22	8.43	23.32	62.95
Area 1	1.44	2.51	7.74	23.64	64.67
Area 2	1.56	2.71	7.63	23.97	64.14
Area 3	1.4	2.53	7.77	23.52	64.78
Area 4	1.52	2.4	7.92	23.65	64.51

表 3 图 7(c)中柱状晶的化学成分

Table 3 Chemical composition of columnar grain in Fig. 7(c)

Area	Mass fraction /%				
	C	Nb	Mo	Cr	Ni
Spot 1	—	2.22	7.51	24.0	66.17
Area 1	1.91	2.88	8.17	23.0	64.01
Area 2	2.20	2.32	7.85	23.63	64.00

表 4 图 7(d)中胞状晶的化学成分

Table 4 Chemical composition of cellular grain in Fig. 7(d)

Area	Mass fraction /%				
	C	Nb	Mo	Cr	Ni
Area 1		1.82	7.16	23.68	67.35
Area 2	3.16	3.64	8.29	22.54	62.37

3.5 力学性能

成形件相对密度最佳的试样的应力-应变曲线如图 8 所示。拉伸变形后,试样出现了明显的韧性断裂特征。当试样受外力作用而发生塑性变形时,试样表面沿着晶体的平面发生滑移,在原来的韧窝处产生新的滑移平台,形成图 9 所示的解理台阶,继续变形后会形成无特征平坦区。韧窝的形成是一个显微空洞通过滑移的方式生核、长大和集聚断裂的过程。通过放大可以明显看到细小的韧窝^[36-37],韧窝尺寸为 $0.4\sim 1.02\ \mu\text{m}$,如图 9 所示。成形件的显微硬度为 $(327\pm 3)\ \text{HV}$,抗拉强度为 $(930\pm 5)\ \text{MPa}$,屈服强度为 $(700\pm 5)\ \text{MPa}$,延伸率为 29.5%。由于 SLM 成形件中的缺陷少,加之组织中出现了大量的细晶区(相比于铸造态试样,

SLM 成形试样的晶粒较为细小),因此,屈服强度明显高于铸造态试样,约高 $400\ \text{MPa}$ ^[38]。SLM 成形试样在凝固过程中具有极大的冷却速率,拉伸断口表现为混合断裂模式。

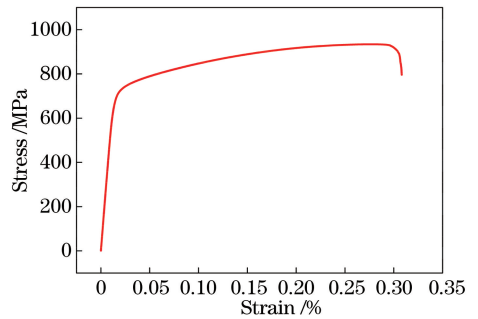


图 8 成形件的应力-应变曲线

Fig. 8 Stain-stress curve of IN625

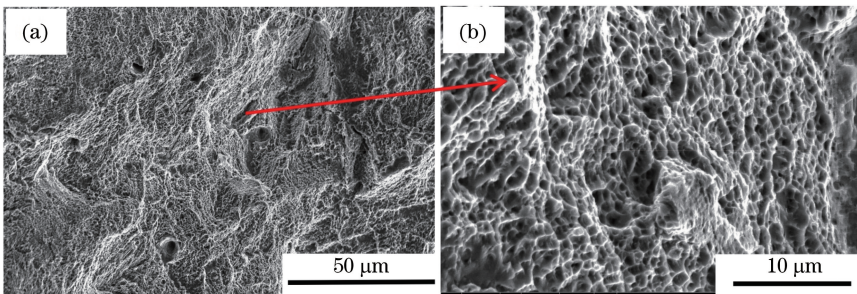


图 9 成形件的拉伸断口形貌。(a)全貌;(b)韧窝

Fig. 9 Fracture morphology of IN625 sample. (a) Macro fracture; (b) dimples

4 结 论

本文采用 SLM 成形 IN625 合金,通过引入能量密度公式,探讨并分析了试样缺陷产生机理与能量密度的关系,并进一步分析了最佳相对密度试样的物相、组织结构及力学性能。结果表明:当激光能量密度为 $50\sim 78\ \text{J}\cdot\text{mm}^{-3}$ 时,SLM 成形的 IN625 试样的相对密度达到 99.5% 以上;当激光能量密度约为 $75\ \text{J}\cdot\text{mm}^{-3}$ 时,获得的成形件的相对密度最大,为 99.9%;激光能量密度不足或者能量密度较大时,试样内部会出现裂纹、收缩孔隙以及大孔洞。致密度较好的试样中的亚稳态晶粒少,晶粒稳定且晶粒细小,尺寸为 $10\sim 30\ \mu\text{m}$,成分较为均匀,优于传统制造加工得到的工件。成形件的抗拉强度为 $(930\pm 5)\ \text{MPa}$,屈服强度为 $(700\pm 5)\ \text{MPa}$,延伸率为 29.5%,硬度为 $(327\pm 3)\ \text{HV}$ 。拉伸断口中出现了大量细小的韧窝,试样的塑性较好。采用 SLM 技术成形的 IN625 具有较高的致密度,且组织均匀,晶粒细小,塑性好,为实际生产中采用 SLM 技术成形达到服役性能的 IN625 工件提供了参考。

参 考 文 献

- [1] Cai H P. Study on properties of Inconel 625 alloy under high temperature and hot corrosion environment [D]. Lanzhou: Lanzhou University of Technology, 2018.
蔡浩鹏. Inconel 625 合金在高温和热腐蚀环境下的性能研究[D]. 兰州: 兰州理工大学, 2018.
- [2] Wang T J, Fan H, Zhang B Q, *et al.* Nickel-based superalloy for key components of ultra-supercritical steam turbine operating above $700\ \text{°C}$ [J]. Dongfang Turbine, 2012(2): 46-53.
王天剑, 范华, 张邦强, 等. $700\ \text{°C}$ 超超临界汽轮机关键部件用镍基高温合金选材 [J]. 东方汽轮机, 2012(2): 46-53.
- [3] Wang J Z, Li K Y, Liu A J, *et al.* Microstructure and hardness of hot rolled Inconel 625 alloy after heat treatment [J]. Heat Treatment of Metals, 2018, 43 (5): 96-100.
王敬忠, 李科元, 刘阿娇, 等. 热轧态 Inconel 625 合金热处理后的组织及硬度 [J]. 金属热处理, 2018, 43(5): 96-100.
- [4] Liu E L, Liu X, Zhao L G, *et al.* Oxidation

- resistance of tool material used for cutting Inconel 625 [J]. *Rare Metal Materials and Engineering*, 2018, 47(7): 2192-2197.
- 刘二亮, 刘霞, 赵立国, 等. 高温合金 Inconel 625 切削用刀具材料抗氧化性能 [J]. *稀有金属材料与工程*, 2018, 47(7): 2192-2197.
- [5] Li K, Hu X J. Comparative study on the cutting performance of Inconel 625 with different tools [J]. *Manufacturing Technology & Machine Tool*, 2016(2): 107-110.
- 李凯, 胡显军. 几种牌号刀具对 Inconel 625 切削性能的对比研究 [J]. *制造技术与机床*, 2016(2): 107-110.
- [6] Lü H, Yang Z B, Wang X, *et al.* Microstructures and tensile properties of GH4099 alloy fabricated by laser additive manufacturing after heat treatment [J]. *Chinese Journal of Lasers*, 2018, 45(10): 1002003.
- 吕豪, 杨志斌, 王鑫, 等. 激光增材制造 GH4099 合金热处理后的显微组织及拉伸性能 [J]. *中国激光*, 2018, 45(10): 1002003.
- [7] Cozar R, Rouby M, Mayonobe B, *et al.* Mechanical properties, corrosion resistance and microstructure of both regular and titanium hardened 625 alloys [J]. *Superalloys*, 1991, 718(625): 423-436.
- [8] Tian Y, Tomus D, Rometsch P, *et al.* Influences of processing parameters on surface roughness of Hastelloy X produced by selective laser melting [J]. *Additive Manufacturing*, 2017, 13: 103-112.
- [9] Zhang J L, Song B, Wei Q S, *et al.* A review of selective laser melting of aluminum alloys: processing, microstructure, property and developing trends [J]. *Journal of Materials Science & Technology*, 2019, 35(2): 270-284.
- [10] Wang T. Unidirectional solidification behavior of Inconel 625 superalloy under linear electromagnetic stirring [D]. Shenyang: Northeastern University, 2016.
- 王韬. 线性电磁搅拌作用下 Inconel 625 合金单向凝固行为的研究 [D]. 沈阳: 东北大学, 2016.
- [11] Ivanov D, Travyanov A, Petrovskiy P, *et al.* Evolution of structure and properties of the nickel-based alloy EP718 after the SLM growth and after different types of heat and mechanical treatment [J]. *Additive Manufacturing*, 2017, 18: 269-275.
- [12] Prabhakar P, Sames W J, Dehoff R, *et al.* Computational modeling of residual stress formation during the electron beam melting process for Inconel 718 [J]. *Additive Manufacturing*, 2015, 7: 83-91.
- [13] 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.
- 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.
- [14] Jia Q B, Gu D D. Selective laser melting additive manufacturing of Inconel 718 superalloy parts: densification, microstructure and properties [J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2014, 585: 713-721.
- [15] Koutiri I, Pessard E, Peyre P, *et al.* Influence of SLM process parameters on the surface finish, porosity rate and fatigue behavior of as-built Inconel 625 parts [J]. *Journal of Materials Processing Technology*, 2018, 255: 536-546.
- [16] Sadowski M, Ladani L, Brindley W, *et al.* Optimizing quality of additively manufactured Inconel 718 using powder bed laser melting process [J]. *Additive Manufacturing*, 2016, 11: 60-70.
- [17] Anam M A, Pal D, Stucker B. Modeling and experimental validation of nickel-based super alloy (Inconel 625) made using selective laser melting [C] // *Solid Freeform Fabrication (SFF) Symposium*, August 12-14, 2013, Austin, TX, United States. [S.l.: s.n.], 2013: 463-473.
- [18] Zhou Y H, Zhang Z H, Wang Y P, *et al.* Selective laser melting of typical metallic materials: an effective process prediction model developed by energy absorption and consumption analysis [J]. *Additive Manufacturing*, 2019, 25: 204-217.
- [19] Wei P, Wei Z Y, Chen Z, *et al.* The AlSi10Mg samples produced by selective laser melting: single track, densification, microstructure and mechanical behavior [J]. *Applied Surface Science*, 2017, 408: 38-50.
- [20] 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.
- [21] Carter L N, Martin C, Withers P J, *et al.* The influence of the laser scan strategy on grain structure and cracking behaviour in SLM powder-bed fabricated nickel superalloy [J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2014, 615: 338-347.
- [22] 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.
- [23] Monroy K, Delgado J, Ciurana J. Study of the pore

- formation on CoCrMo alloys by selective laser melting manufacturing process [J]. *Procedia Engineering*, 2013, 63: 361-369.
- [24] Bauereiß A, Scharowsky T, Körner C. Defect generation and propagation mechanism during additive manufacturing by selective beam melting[J]. *Journal of Materials Processing Technology*, 2014, 214(11): 2522-2528.
- [25] Louvis E, Fox P, Sutcliffe C J. Selective laser melting of aluminium components [J]. *Journal of Materials Processing Technology*, 2011, 211 (2): 275-284.
- [26] Olakanmi E O. Selective laser sintering/melting (SLS/SLM) of pure Al, Al-Mg, and Al-Si powders: effect of processing conditions and powder properties [J]. *Journal of Materials Processing Technology*, 2013, 213(8): 1387-1405.
- [27] Harrison N J, Todd I, Mumtaz K. Reduction of micro-cracking in nickel superalloys processed by selective laser melting: a fundamental alloy design approach[J]. *Acta Materialia*, 2015, 94: 59-68.
- [28] Ghosh S, Ofori-Opoku N, Guyer J E. Simulation and analysis of γ -Ni cellular growth during laser powder deposition of Ni-based superalloys[J]. *Computational Materials Science*, 2018, 144: 256-264.
- [29] Schneider J, Lund B, Fullen M. Effect of heat treatment variations on the mechanical properties of Inconel 718 selective laser melted specimens [J]. *Additive Manufacturing*, 2018, 21: 248-254.
- [30] Sing S L, Yeong W Y, Wiria F E. Selective laser melting of titanium alloy with 50 wt% tantalum: microstructure and mechanical properties[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2016, 660: 461-470.
- [31] Criales L E, Arisoy Y M, Lane B, *et al.* Laser powder bed fusion of nickel alloy 625: experimental investigations of effects of process parameters on melt pool size and shape with spatter analysis [J]. *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, 2017, 121: 22-36.
- [32] Tan C L, Zhou K S, Ma W Y, *et al.* Microstructural evolution, nanoprecipitation behavior and mechanical properties of selective laser melted high-performance grade 300 maraging steel [J]. *Materials & Design*, 2017, 134: 23-34.
- [33] Basak A, Das S. Microstructure of nickel-base superalloy MAR-M247 additively manufactured through scanning laser epitaxy (SLE) [J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2017, 705: 806-816.
- [34] Cai Y F, Sui Y, Zhu Z Y, *et al.* Heat treatment of ultra-low iron Inconel 625 alloy [J]. *Heat Treatment of Metals*, 2018, 43(9): 175-181.
蔡远飞, 隋毅, 朱治愿, 等. 超低碳 Inconel 625 合金的热处理 [J]. *金属热处理*, 2018, 43(9): 175-181.
- [35] Huang J C, Yao R G, Yao S W. Precipitation behavior of nickel-base alloy 625 and the related factors [J]. *Development and Application of Materials*, 2016, 31(1): 87-91.
黄健成, 姚润钢, 姚上卫. 镍基 625 合金的析出转变及影响因素 [J]. *材料开发与应用*, 2016, 31(1): 87-91.
- [36] Wang Z M, Guan K, Gao M, *et al.* The microstructure and mechanical properties of deposited-IN718 by selective laser melting [J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2012, 513: 518-523.
- [37] Yu Y Q, Ju H, Lin C X, *et al.* Property of stainless steel plates by laser welding with powder filling [J]. *Laser & Optoelectronics Progress*, 2017, 54(12): 121402.
于永清, 鞠恒, 林成新, 等. 激光填粉焊接不锈钢板的性能 [J]. *激光与光电子学进展*, 2017, 54(12): 121402.
- [38] Srinivasan R, Sun C N, Zhang B C, *et al.* Mechanical properties and microstructures of as printed and heat treated samples of selective laser melted IN625 alloy powder [J]. *MATEC Web of Conferences*, 2015, 30: 02002.