

# 选区激光熔化所用 IN738 合金粉末的特性与成形性

杨倩<sup>1,2</sup>, 胡勇<sup>1,2\*</sup>, 丁雨田<sup>1,2</sup>, 许佳玉<sup>1,2</sup>, 杨小康<sup>1,2</sup>, 吴栋<sup>1,2</sup>

<sup>1</sup>兰州理工大学材料科学与工程学院, 甘肃 兰州 730050;

<sup>2</sup>兰州理工大学省部共建有色金属先进加工与再利用国家重点实验室, 甘肃 兰州 730050

**摘要** 全面表征了气雾化技术制备的 IN738 合金粉末的物理性能, 并分析了该合金粉末粒度分布、颗粒表面粗糙度及粉末和选区激光熔化(SLM)成形件表面形貌和内部组织情况。结果表明, 大部分 IN738 合金粉末呈球形或类球形, 粒度呈正态分布, 粉末粒径值  $d_{10}$  为  $14.96 \mu\text{m}$ ,  $d_{50}$  为  $28.72 \mu\text{m}$ ,  $d_{90}$  为  $52.85 \mu\text{m}$ , 50 g 粉末在流动性测试仪上流过的时间为 23.4 s。粉末对激光的吸收率随粉末中颗粒粒径和表面粗糙度的增大而增大; SLM 所成形件表面熔道搭接较好, 致密度达 99.3%。

**关键词** 激光加工; 选区激光熔化; IN738 合金粉末; 粉末性能; 激光吸收率

**中图分类号** TN249; TF122

**文献标识码** A

**doi:** 10.3788/LOP56.101402

## Properties and Formability of IN738 Alloy Powder for Selective Laser Melting

Yang Qian<sup>1,2</sup>, Hu Yong<sup>1,2\*</sup>, Ding Yutian<sup>1,2</sup>, Xu Jiayu<sup>1,2</sup>, Yang Xiaokang<sup>1,2</sup>, Wu Dong<sup>1,2</sup>

<sup>1</sup>College of Material Science and Engineering, Lanzhou University of Technology, Lanzhou, Gansu 730050, China;

<sup>2</sup>State Key Laboratory of Advanced Processing and Recycling of Non-Ferrous Metals, Lanzhou University of Technology, Lanzhou, Gansu 730050, China

**Abstract** The physical properties of IN738 alloy powder prepared by the gas atomization technology are fully characterized. The particle size distributions, particle surface roughness, surface morphologies and internal structures of the powder and the selective laser melting(SLM) formed parts are analyzed. The results show that most of the IN738 alloy powder is spherical or spheroidal. The particle size distribution is normal with the powder particle sizes  $d_{10}$  of  $14.96 \mu\text{m}$ ,  $d_{50}$  of  $28.72 \mu\text{m}$ , and  $d_{90}$  of  $52.85 \mu\text{m}$ . The time used for 50 g powder flowing through a fluidity tester is 23.4 s. The laser absorptivity of powder increases as particle size and surface roughness increase. The surface of the SLM formed part is well lapped and the density reaches 99.3%.

**Key words** laser processing; selective laser melting; IN738 alloy powder; powder properties; laser absorptivity

**OCIS codes** 140.3390; 160.3390; 350.3390

## 1 引言

增材制造技术是 20 世纪 80 年代中期发展起来的一种新型技术, 该技术利用“分层制造, 逐层叠加”的原理, 通过逐点、逐线、逐面地增加材料来制备三维复杂结构零件<sup>[1]</sup>。该技术克服了传统制造工艺中材料利用率低、加工周期长、成形件尺寸精度低等困难, 成为“快速原型”技术的一次飞跃。选区激光熔

化(SLM)技术是金属材料增材制造的主要发展方向之一<sup>[2]</sup>。SLM 利用高能量激光束选择性地熔化金属粉末, 获得冶金结合、材料致密度接近 100%、具有一定尺寸精度和表面粗糙度的金属零件。目前, 利用 SLM 技术直接制造的精密复杂金属零件已被广泛应用于航空航天、生物医疗、汽车制造等领域<sup>[3-4]</sup>。

IN738 是一种含钨(W)、钼(Mo)、铌(Nb)、钽

收稿日期: 2018-12-04; 修回日期: 2018-12-09; 录用日期: 2018-12-20

基金项目: 甘肃省科技重大专项项目(17ZD2GC001)

\* E-mail: luthuyong@163.com

(Ta)等难溶元素的沉淀强化型镍(Ni)基高温合金。IN738 受金属间化合物  $Ni_3(Al, Ti)$  的沉淀强化、3种 W、Mo、铬(Cr)元素溶入基体的固溶强化和金属碳化物(Ti, Ta, Nb)C 的晶界强化共同作用,具有较高的抗蠕变性、抗氧化性和耐腐蚀性等,因而被长期用于制造航空航天和石油化工的耐热腐蚀性零部件<sup>[5-6]</sup>。利用 SLM 技术成形的 IN738 复杂零件具有成形精度更高、成形周期更短的特点,极大地提升了产品的性能,成为航空航天发动机及烟气轮机等高温零部件的快速成形与优化设计的发展方向之一<sup>[7]</sup>。

SLM 成形零件的性能不仅受激光 3D 打印工艺参数的影响,而且与成形所用金属粉末的特性密切相关<sup>[8]</sup>。一般要求 SLM 成形所用的粉末原材料具有氧含量少、流动性好、粒度分布窄、卫星颗粒少等特性<sup>[9]</sup>。Spierings 等<sup>[10]</sup>通过对不同粒度的 316L 不锈钢粉末进行 SLM 并对 SLM 成形的零件研究后发现,在成形时不锈钢粉末的粒度分布越窄、松装密度越高,球化现象越少,且成形件的致密度更高、表面质量更好。Engeli 等<sup>[11]</sup>对比了通过水雾化和气雾化制得不同批次 IN738 粉末对 SLM 成形零件的影响,结果发现,因为气雾化粉末球形度比水雾化粉末高,所以气雾化粉未经 SLM 成形零件的致密度比水雾化粉末 SLM 成形零件的致密度更高。Engeli 等<sup>[12]</sup>研究发现 IN738LC 粉末中硅(Si)元素会增加 SLM 成形零件的热裂纹倾向。Rickenbacher 等<sup>[13]</sup>对 IN738LC 粉末的 SLM 成形

零件进行初步研究后发现,晶粒主要沿轴向生长,呈明显的柱状结构,其尺寸(小于  $100 \mu\text{m}$ )小于传统铸造的成形样件。

目前,关于 SLM 所用的 IN738 合金粉末的特性及其对成形零件组织与性能的影响等方面的研究还有待深入。本文系统地研究了 SLM 所用的 IN738 合金粉末的特性,讨论了该合金粉末粒度及其表面粗糙度对于入射激光的能量吸收的影响,并对激光 3D 打印成形零件的组织与致密度进行分析,以期为同行研究 IN738 合金粉末的性能及其对激光 3D 打印成形零件质量的影响提供参考。

## 2 实验材料与方法

### 2.1 材料、激光 3D 打印设备及工艺

实验所用原材料为 H.C. Stark 公司通过气雾化技术制备的商用 IN738 合金粉末。该合金粉末中的氧(O)的质量分数为  $1.80 \times 10^{-4}$ ,化学成分如表 1 所示。采用 EOSINT M280 激光 3D 打印设备进行 SLM 成形实验,打印前对尺寸为  $250 \text{ mm} \times 250 \text{ mm}$  的 316L 不锈钢基板预热至  $100 \text{ }^\circ\text{C}$ 。同时,将 IN738 合金粉末放置在真空中,温度设置为  $150 \text{ }^\circ\text{C}$ ,烘干 4 h,去除合金粉末表面吸附的水汽。通过正交实验确定最佳的 SLM 工艺参数:激光功率为 270 W,扫描速度为  $1150 \text{ mm} \cdot \text{s}^{-1}$ ,扫描间距为 0.09 mm,铺粉厚度为 0.04 mm。在氩气( $\text{Ar}_2$ )环境中制备尺寸为  $10 \text{ mm} \times 10 \text{ mm} \times 10 \text{ mm}$  的试样块,如图 1 所示。

表 1 IN738 合金粉末化学成分(质量分数,%)

Table 1 Chemical composition of IN738 alloy powder (mass fraction, %)

Cr	Co	Al	Ti	W	Mo	Ta	Nb	C	B	Zr	S	Ni
15.8	8.5	3.5	3.5	2.6	1.7	1.7	0.9	0.11	0.01	0.02	0.002	Bal.



图 1 SLM 成形的 IN738 块状试样件

Fig. 1 IN738 cubic samples formed by SLM

### 2.2 组织与性能测试方法

采用激光粒度分析仪(Mastersizer 2000, Malvern Panalytical 公司,英国)测量合金粉末的平均粒径及粒度分布;采用金属粉末安息角测试仪

(ST-1002, 厦门易仕特仪器有限公司, 厦门)测量合金粉末的安息角;采用金属粉末比表面积测试仪(SSA-7300, 北京彼奥德电子技术有限公司, 北京)测量合金粉末的比表面积;采用自动金属粉末流动性测试仪(FT-102B, 宁波瑞柯伟业仪器有限公司, 宁波)测量合金粉末的流动性;采用金属粉末松装密度测试仪(MZ-102, 深圳群隆仪器设备有限公司, 深圳)测量合金粉末的松装密度;采用粉体振实密度测试仪(BT-303, 深圳群隆仪器设备有限公司, 深圳)测量合金粉末的振实密度;采用激光共聚焦显微镜(LSM800, 北京博瑞斯科技有限公司, 北京)测定合金粉末颗粒的表面粗糙度。将合金粉末用导电型胶木粉镶嵌, 研磨、抛光后制成金相

试样。采用场发射扫描电镜 (SEM, Quanta 450FEG, 美国 FEI 公司, 美国) 观察合金粉末和 SLM 成形零件的表面形貌及显微组织, 利用阿基米德定律测定成形件致密度。

### 3 结果与分析

#### 3.1 粉末粒径分布与物理性能

IN738 合金粉末的粒径分布如图 2 所示, 图中  $x$  表示合金粉末粒径,  $q_r$  表示频率分布占比,  $Q_r$  表示累积分布占比。由频率分布曲线可以看出, 合金粉末粒度呈单峰且正态分布, 中值粒径 (质量分数为 50% 处的粉末粒径)  $d_{50} = 28.72 \mu\text{m}$ , 平均粒径  $d_{\text{average}} = 31.61 \mu\text{m}$ ; 粉末粒径主要集中在  $14.96 \sim 52.85 \mu\text{m}$  (累积分布曲线上 10% 和 90% 处的粒径分别为  $14.96 \mu\text{m}$  和  $52.85 \mu\text{m}$ ) 范围内。不同尺寸合金粉末颗粒的混合使得铺粉更均匀, 有利于提高激光 3D 打印件的致密度。表 2 为 IN738 合金粉末的物理性能测试结果。合金粉末流动性是影响激光 3D 打印质量的主要因素之一, 高流动性的合金粉末在激光 3D 打印过程中可以形成连续的熔池, 有利于改善成形零件的表面粗糙度和内部组织的致密度<sup>[14]</sup>。安息角也可以反映合金粉

末的流动性, 合金粉末的安息角越小, 其流动性越好。合金粉末比表面积决定了其在单位时间内吸收能量的多少, 较大的比表面积的合金粉末可在单位时间内吸收较多的激光能量, 从而能够快速熔化形成熔池。一般来说, 合金粉末粒径分布越窄, 松装密度和振实密度就越高。杨启云等<sup>[15]</sup> 研究发现, 松装密度大于  $4.00 \text{ g}\cdot\text{cm}^{-3}$ 、50 g 粉末在流动性测试仪上流过的时间小于 20 s 的合金粉末满足 SLM 成形工艺的一般要求。高松装密度 ( $4.20 \text{ g}\cdot\text{cm}^{-3}$ ) 的合金粉末在成形时有足够的金属液补充从而更有利于形成连续的熔池, 避免在凝固过程中发生球化现象。

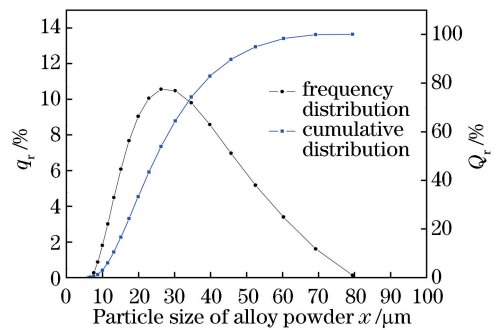


图 2 IN738 合金粉末的粒度分布图

Fig. 2 Particle size distribution of IN738 alloy powder

表 2 IN738 合金粉末物理性能测试结果

Table 2 Physical property test results of IN738 alloy powder

Property	Time used for 50 g powder flowing / s	Rest angle / (°)	Specific surface area / ( $\text{m}^2 \cdot \text{g}^{-1}$ )	Apparent density / ( $\text{g}\cdot\text{cm}^{-3}$ )	Tap density / ( $\text{g}\cdot\text{cm}^{-3}$ )
Value	23.4	30	0.07	4.20	5.04

#### 3.2 粉末形貌与显微组织

图 3 为同批次不同形态 IN738 合金粉末的 SEM 图像。从图 3(a) 可以看出, 合金粉末大多呈球形或类球形, 同时也有少量不规则形状颗粒和卫星球存在。雾化合金粉末的形状特征与金属熔体经过破碎后的熔滴球化时间  $\tau_{\text{sph}}$  和凝固时间  $\tau_{\text{sol}}$  的相对大小有关<sup>[16]</sup>。若  $\tau_{\text{sph}} < \tau_{\text{sol}}$ , 则凝固后合金粉末颗粒的形状比较规则, 表面较为光滑; 若  $\tau_{\text{sph}} > \tau_{\text{sol}}$ , 则凝固后合金粉末颗粒的形状不规则。此外, 雾化液滴之间还存在碰撞、焊合等现象, 这些现象都会导致粉末呈不规则形状<sup>[17]</sup>, 如图 3(b) 和 (c) 所示。卫星球颗粒的形成过程是, 较小的雾化液滴因具有较高的凝固速度而先凝固成小颗粒, 此时还未完全凝固的大颗粒在飞行过程中与小颗粒发生碰撞, 二者碰撞后黏附在一起并形成卫星球颗粒, 卫星球颗粒如图 3(d) 所示。不规则形状颗粒、卫星颗粒等都会影响合

金粉末的激光 3D 打印性能<sup>[18]</sup>, 因此在制备 SLM 用 IN738 合金粉末的过程中要严格控制卫星球颗粒以及不规则颗粒的数量, 可以通过加快冷却速度和球化法等方法来提高合金粉末颗粒球形度。

图 4 为 IN738 合金粉末颗粒表面形貌及其内部组织图像。由图 4(a)~(d) 可以看出, 随着合金粉末粒径逐渐减小, 合金粉末组织由树枝晶逐渐转变为胞状晶, 当合金粉末粒径足够小时其内部组织还会出现无结晶的现象。粒径较大颗粒的表面有许多卫星颗粒及毛刺, 而粒径较小颗粒的表面则比较光滑。不同粒径颗粒表面形貌的差异主要是由冷却速度的不同造成的。大尺寸颗粒球化时间和冷却时间较长, 凝固速度相对较低, 体积较大使得颗粒收缩较为严重, 因此雾化熔滴凝固后会在颗粒表面留下明显的凹凸不平、凝固收缩痕迹。小尺寸颗粒的球化时间和冷却时间都比较短, 凝固速度快, 液滴受表面

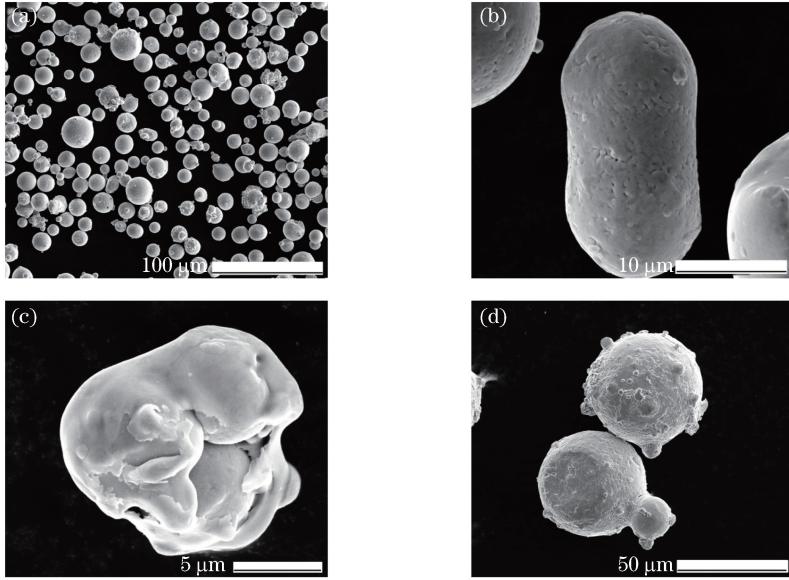


图3 同批次不同形态 IN738 粉末的 SEM 形貌。(a) IN738 合金粉末的整体形貌；(b)棒状的粉末颗粒；(c)包覆式黏连颗粒；(d)卫星球颗粒

Fig. 3 SEM morphologies of different forms of IN738 alloy powders from same batch. (a) Overall morphology of IN738 alloy powder; (b) rod-shaped powder particles; (c) coated adhesion particles; (d) satellite sphere particles

张力作用而呈球形,之后被快速冻结,从而形成无结晶、表面光滑的颗粒。此外,仔细观察还可以发现少数空心粉末的存在,形状如图 4(e)和(f)所示。空心合金粉末是因在制备过程中雾化介质被封闭到粉末内部难以释放所致,其存在会导致合金粉末在高温时形成热诱导孔洞,是一种必须控制的缺陷<sup>[19]</sup>。

### 3.3 合金粉末颗粒大小对激光吸收率的影响

在 SLM 成形过程中,金属粉末对激光的吸收率越高,越有利于获得组织致密度高的打印件。金属粉末颗粒大小和表面粗糙度是影响激光吸收率的主要因素之一<sup>[20]</sup>。凹凸不平的表面改变了激光入射角度,使激光发生多次反射,其能量被重复吸收,从而提高材料对激光的吸收率。由于合金粉末颗粒的表面粗糙度比较复杂,因此需将其进行等效处理<sup>[21]</sup>。

假设将一个随机表面轮廓线的波峰全部往下对折形成一个倒三角,如图 5 所示,则高  $H$  即为所有波谷的和,即

$$H = 4R_a N, \quad (1)$$

式中: $R_a$  为表面粗糙度; $N$  为波谷数。可以推出

$$\tan \theta = \frac{2H}{L} = \frac{8R_a N}{L}, \quad (2)$$

式中: $L$  为取样长度; $\theta$  为等效粗糙度倾角。当激光照射金属粉末时,透过表面的激光几乎全部被金属

表面所吸收,因此单次激光吸收率  $\delta$  就等于激光透射率  $T_{\text{tran}}$ ,由菲涅耳公式<sup>[22]</sup>可以推出

$$\delta = T_{\text{tran}} = 2 \sqrt{\frac{2\omega\epsilon_0}{\sigma'}} = 0.1457 \sqrt{\frac{\rho}{\lambda}}, \quad (3)$$

式中: $T_{\text{tran}}$  为透射率; $\omega$  为入射光频率; $\epsilon_0$  为真空介电常数; $\sigma'$  为金属材料导电率; $\rho$  为金属材料电阻率; $\lambda$  为入射光波长。

利用激光共聚焦显微镜随机选取 3 种不同粒径的合金粉末,测得其粒径分别为 48.23, 34.15, 12.01  $\mu\text{m}$ ,其对应的表面粗糙度  $R_a$  分别为 89.0, 55.6, 10.8 nm。这与图 4 所示的合金粉末颗粒越小其表面越光滑的结论保持一致。由(1)~(2)式计算可得 3 种不同粒径的合金粉末表面等效粗糙度倾角  $\theta$  分别为  $0.28\pi$ ,  $0.21\pi$ ,  $0.08\pi$ ,由(3)式可得合金粉末颗粒的单次激光吸收率  $\delta$  为 14.13%。

当  $0 < \theta \leq \pi/6$  时,激光全部一次反射,则激光吸收率为

$$A = \delta, \quad (4)$$

当  $\pi/6 < \theta \leq \pi/4$  时,激光全部一次反射,部分二次反射,则激光吸收率为

$$A = \delta - \frac{\cos 3\theta}{\cos \theta} (1 - \delta)\delta, \quad (5)$$

当  $\pi/4 < \theta \leq 3\pi/10$  时,激光全部二次反射,则激光吸收率为

$$A = \delta + (1 + \delta)\delta. \quad (6)$$

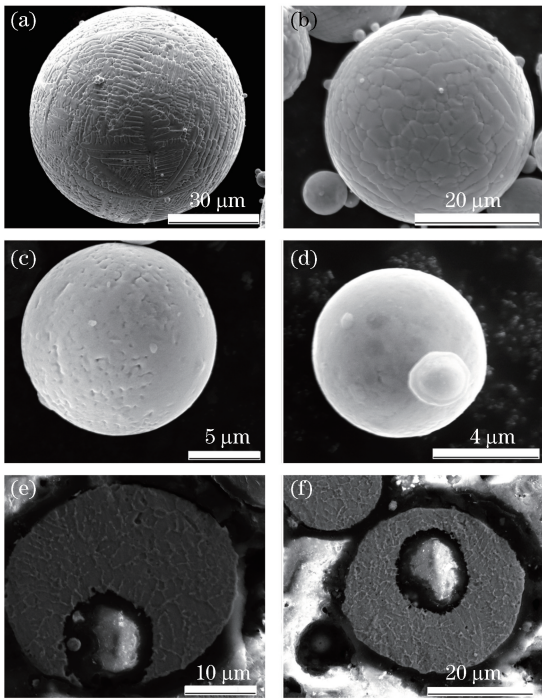


图4 IN738合金粉末的表面形貌及其内部组织。(a)合金粉末粒径为 $72.23\ \mu\text{m}$ ;(b)合金粉末粒径为 $33.14\ \mu\text{m}$ ;(c)合金粉末粒径为 $14.35\ \mu\text{m}$ ;(d)合金粉末粒径为 $6.72\ \mu\text{m}$ ;(e)(f)不同形态的空心粉末

Fig. 4 Surface morphology and internal organization of IN738 alloy powder. (a) Alloy powder particle size is  $72.23\ \mu\text{m}$ ; (b) alloy powder particle size is  $33.14\ \mu\text{m}$ ; (c) alloy powder particle size is  $14.35\ \mu\text{m}$ ; (d) alloy powder particle size is  $6.72\ \mu\text{m}$ ; (e) (f) different forms of hollow alloy powders

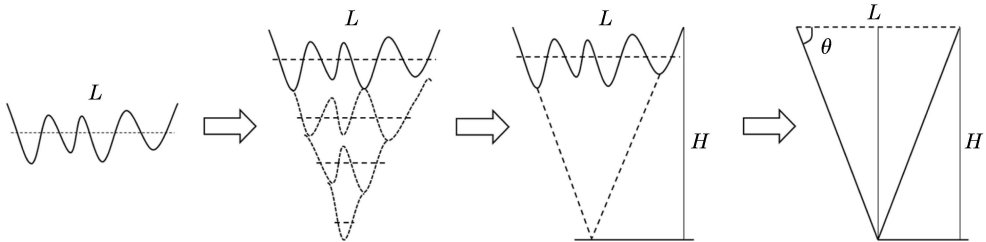


图5 等效处理示意图

Fig. 5 Schematic of equivalent processing

图6(c)为经过3D打印试样纵截面的显微组织,该“鱼鳞状”结构由椭圆形熔池相互搭接构成,测得平均熔深为 $77\ \mu\text{m}$ ,平均熔宽为 $163\ \mu\text{m}$ 。图6(c)中箭头处可观察到试样内部有少量球形或近球形微观孔洞,经测量成形零件的致密度达到99.3%。这主要是由于铺粉不均匀致使合金粉末之间的孔隙率较高造成的。此外,空心合金粉末的存在也会使局部熔液不能够完全填补粉末孔隙

由(4)~(6)式计算得粒径为 $48.23, 34.15, 12.01\ \mu\text{m}$ 合金粉末的激光吸收率分别为26.38%, 20.50%, 14.12%。可见,粉末粒径越大,其对应的激光吸收率越大,这与文献[23]所述的结论是一致的。但是,当粉末粒径太大时,粉末在铺展过程中的铺粉层厚度和均匀性难以控制,从而影响激光扫描的稳定性并产生球化等现象[24]。因此,激光3D打印过程要求不同粒径的合金粉末相互混合,以此来提高成形零件的致密度。

### 3.4 激光3D打印零件的表面形貌及其内部组织

图6为SLM试样块表面形貌及其内部微观组织SEM图像。由图6(a)可观察到成形零件表面熔道之间搭接较好,没有产生孔洞。同时,在打印零件表面观察到两类颗粒物A和B存在,这主要是因为熔池温度过高使粉末材料发生汽化,熔池前沿和侧壁的未熔化金属粉末受到汽化产生的高速蒸气的冲击而发生扬起,形成粉末飞溅,如图6(a)中A处所示。除此之外,金属蒸气还会在熔池中产生反冲压力,使得熔化金属被排挤出熔池形成金属液柱[25],喷射的金属液柱在激光辐射的作用下形成小液滴,液滴在打印件表面凝固后的形状即如图6(a)中B处所示。激光3D打印过程会使成形零件内部也存留一些微小的飞溅颗粒,如图6(b)所示。散落的飞溅颗粒极大地降低了基板或已成形零件表面的润湿性,使得前成形层与后成形层之间的结合能力变差,因此被困在零件内部的飞溅颗粒最终成为零件的断裂源。

从而产生热诱导孔洞。图6(d)所示的打印零件的内部组织由柱状晶和等轴晶组成,细长的柱状晶垂直熔池边界并贯穿多个熔覆层,而等轴晶多存在于熔池边界。在成形过程中,热量由凝固层向下传导,在成形方向上形成较大的负温度梯度。枝晶将沿该温度梯度方向进行外延生长,该外延生长特性保证了层与层之间具有较好的冶金强度[26]。

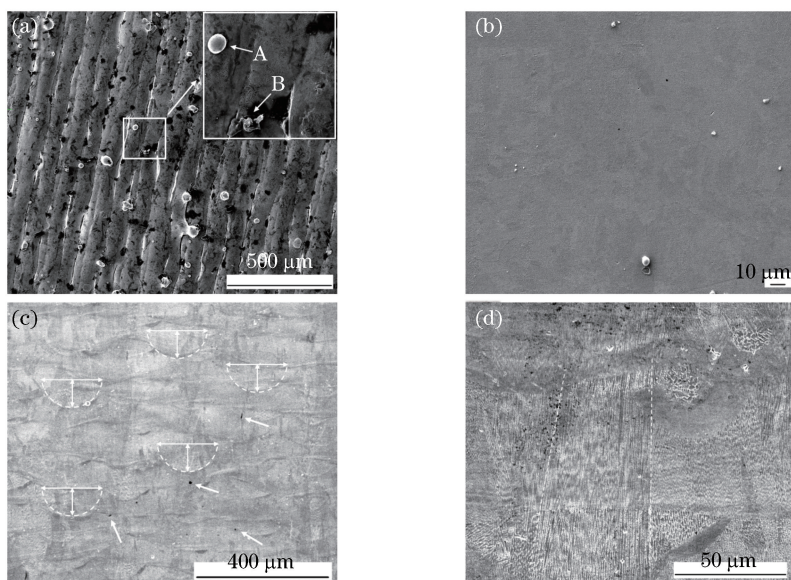


图6 IN738 打印零件表面形貌及其内部组织。(a)散落在零件表面的飞溅颗粒；  
(b)镶嵌在零件内部的飞溅颗粒；(c)熔池形貌；(d)熔池内部组织

Fig. 6 Surface morphology and internal organization of IN738 printed component. (a) Splash particles scattered on part surface;  
(b) splash particles embedded inside part; (c) morphology of molten pool; (d) internal organization of molten pool

## 4 结 论

IN738 合金粉末粒度呈正态分布,  $d_{10} = 14.96 \mu\text{m}$ ,  $d_{50} = 28.72 \mu\text{m}$ ,  $d_{90} = 52.85 \mu\text{m}$ , 50 g 粉末在流动性测试仪上流过的时间为 23.4 s。大部分合金粉末颗粒呈球形或类球形, 且随着合金粉末粒径的减小, 粉末组织由树枝晶逐渐转变为胞状晶, 该特性可以满足 SLM 工艺对合金粉末的要求。大尺寸合金粉末颗粒相较于小尺寸合金粉末颗粒具有更高的表面粗糙度, 凹凸不平的表面能够使激光发生多次反射, 激光能量重复吸收。粒径为 48.23, 34.15, 12.01  $\mu\text{m}$  粉末的激光吸收率分别为 26.38%, 20.50%, 14.12%。粉末颗粒对激光的吸收率随粒径的增大而增大, 但成形仍需不同尺寸粉末颗粒相配合来提高成形零件的致密度。经 SLM 成形的 IN738 试样表面熔道搭接得较好, 在其表面和内部存在合金粉末飞溅现象。试样纵截面为“鱼鳞状”熔池形貌, 且有微观孔洞的存在, 致密度达 99.3%。熔池组织由柱状晶和等轴晶组成, 细长的柱状晶垂直熔池边界并贯穿多个熔覆层, 而等轴晶多存在于熔池边界。

## 参 考 文 献

[1] Hou W, Chen J, Chu S L, *et al.* Anisotropy of microstructure and tensile properties of AlSi10Mg

formed by selective laser melting[J]. *Chinese Journal of Lasers*, 2018, 45(7): 0702003.

侯微, 陈静, 储松林, 等. 选区激光熔化成形 AlSi10Mg 组织与拉伸性能的各向异性研究[J]. *中国激光*, 2018, 45(7): 0702003.

[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] Tran H C, Lo Y L. Heat transfer simulations of selective laser melting process based on volumetric heat source with powder size consideration [J]. *Journal of Materials Processing Technology*, 2018, 255: 411-425.

[4] Olakanmi E O, Cochrane R F, Dalgarno K W. A review on selective laser sintering/melting (SLS/SLM) of aluminium alloy powders: Processing, microstructure, and properties [J]. *Progress in Materials Science*, 2015, 74: 401-477.

[5] Danis Y, Arvieu C, Lacoste E, *et al.* An investigation on thermal, metallurgical and mechanical states in weld cracking of Inconel 738LC superalloy[J]. *Materials & Design*, 2010, 31(1): 402-416.

- [6] Kunze K, Etter T, Grässlin J, *et al.* Texture, anisotropy in microstructure and mechanical properties of IN738LC alloy processed by selective laser melting (SLM) [J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2015, 620: 213-222.
- [7] Wang D, Qian Z Y, Dou W H, *et al.* Research progress on selective laser melting of nickel based superalloy [J]. *Aeronautical Manufacturing Technology*, 2018, 61(10): 49-60, 67.  
王迪, 钱泽宇, 窦文豪, 等. 激光选区熔化成形高温镍基合金研究进展[J]. *航空制造技术*, 2018, 61(10): 49-60, 67.
- [8] Choi J P, Shin G H, Yang S S, *et al.* Densification and microstructural investigation of Inconel 718 parts fabricated by selective laser melting [J]. *Powder Technology*, 2017, 310: 60-66.
- [9] Powders M, Flowmeter H, Spectrometry F. Standard guide for characterizing properties of metal powders used for additive manufacturing processes [S]. ASTM International: F3049-14.
- [10] Spierings A B, Herres N, Levy G. Influence of the particle size distribution on surface quality and mechanical properties in AM steel parts [J]. *Rapid Prototyping Journal*, 2011, 17(3): 195-202.
- [11] Engeli R, Etter T, Hövel S, *et al.* Processability of different IN738LC powder batches by selective laser melting [J]. *Journal of Materials Processing Technology*, 2016, 229: 484-491.
- [12] Engeli R, Etter T, Geiger F, *et al.* Effect of Si on the SLM processability of IN738LC [C] // *Solid Freeform Fabrication Symposium*, Austin, TX, USA. [S.l.:s.n.]. 2015: 823.
- [13] Rickenbacher L, Etter T, Hövel S, *et al.* High temperature material properties of IN738LC processed by selective laser melting (SLM) technology [J]. *Rapid Prototyping Journal*, 2013, 19(4): 282-290.
- [14] Cheng Y W, Guan H J, Li B, *et al.* Characteristics and applications of metal powders for 3D printing [J]. *Materials Review*, 2017, 31(29): 98-101.  
程玉婉, 关航健, 李博, 等. 金属 3D 打印技术及其专用粉末特征与应用 [J]. *材料导报*, 2017, 31(29): 98-101.
- [15] Yang Q Y, Wu Y D, Sha F, *et al.* Characteristic of Inconel 625 alloy powders used in selective laser melting [J]. *China Powder Science and Technology*, 2016, 22(3): 27-32.  
杨启云, 吴玉道, 沙菲, 等. 选区激光熔化用 Inconel625 合金粉末的特性 [J]. *中国粉体技术*, 2016, 22(3): 27-32.
- [16] Fang P J, Xu Y, Li X G, *et al.* Influence of atomizing gas and cooling rate on solidification characterization of nickel-based superalloy powders [J]. *Rare Metal Materials and Engineering*, 2018, 47(2): 423-430.
- [17] Metz R, Machado C, Houabes M, *et al.* Nitrogen spray atomization of molten tin metal: Powder morphology characteristics [J]. *Journal of Materials Processing Technology*, 2007, 189(1/2/3): 132-137.
- [18] Nguyen Q B, Nai M L S, Zhu Z G, *et al.* Characteristics of Inconel powders for powder-bed additive manufacturing [J]. *Engineering*, 2017, 3(5): 695-700.
- [19] Su P F, Liu Z M, Guo Y, *et al.* Microstructure and solidification defect of René104 nickel-base superalloy powder atomized by argon gas atomization [J]. *Journal of Central South University (Science and Technology)*, 2018, 49(1): 64-71.  
苏鹏飞, 刘祖铭, 郭暘, 等. 氩气雾化 René104 镍基高温合金粉末的显微组织和凝固缺陷 [J]. *中南大学学报(自然科学版)*, 2018, 49(1): 64-71.
- [20] Bergstrom D, Powell J, Kaplan A F H. A ray-tracing analysis of the absorption of light by smooth and rough metal surfaces [J]. *Journal of Applied Physics*, 2007, 101(11): 113504.
- [21] Chen J. Research on absorptivity of laser during laser heat treatments [D]. Hangzhou: Zhejiang University of Technology, 2008: 21-28.  
陈君. 激光热处理过程中材料的激光吸收率研究 [D]. 杭州: 浙江工业大学, 2008: 21-28.
- [22] Zu D L. *Electrodynamics* [M]. Beijing: Tsinghua University Press, 2006: 1-12.  
沮栋林. *电动力学* [M]. 北京: 清华大学出版社, 2006: 1-12.
- [23] Yan S P, Zhang A F, Liang S D, *et al.* Measurement of laser light absorptivity of commonly used metals in laser additive manufacturing technique [J]. *Aeronautical Manufacturing Technology*, 2017(17): 97-100.  
严深平, 张安峰, 梁少端, 等. 激光增材制造技术常用金属材料激光吸收率测量 [J]. *航空制造技术*, 2017(17): 97-100.
- [24] Peng R Y, Luo L, Liu Y, *et al.* Research progress in coaxial powder feeding nozzles [J]. *Laser & Optoelectronics Progress*, 2017, 54(8): 080004.

- 彭如意, 罗岚, 刘勇, 等. 同轴送粉器喷嘴研究进展[J]. 激光与光电子学进展, 2017, 54(8): 080004.
- [25] Fabbro R, Slimani S, Doudet I, *et al.* Experimental study of the dynamical coupling between the induced vapour plume and the melt pool for Nd-Yag CW laser welding[J]. Journal of Physics D: Applied Physics, 2006, 39(2): 394-400.
- [26] Zuo W, Zhang Q M, Wu W J, *et al.* Microstructure of selective laser melted nickel-based superalloy K4202[J]. Journal of Rocket Propulsion, 2017, 43(1): 55-59.
- 左蔚, 张权明, 吴文杰, 等. K4202 高温合金激光选区熔化成形微观组织研究[J]. 火箭推进, 2017, 43(1): 55-59.