

粉末特性及热处理对选区激光熔化钛合金组织演变的影响

张少驰, 孙中刚, 梁祖磊, 张文书, 陈小龙, 常 辉

(南京工业大学, 江苏 南京 210009)

摘 要: 通过粉末筛分和混合得到不同粒径分布的钛合金粉末, 研究了粉末物理特性对选区激光熔化 (selective laser melting, SLM) 钛合金零件的打印质量、沉积态及热处理后微观组织的影响。结果表明, 随细粉比例增加, 粉末中位径下降, 流动性下降, 而松装密度变化不显著; 3 种粒径粉末打印后, 成型零件的致密度均在 99% 以上, 表面粗糙度随粉末中细粉含量的增加而下降, 细粉量在 23% 时, 孔隙率最小; 成型后沉积态组织横截面为初生 β 晶粒, 内部为针状马氏体 α' , 纵截面可见明显柱状晶; 马氏体 α' 在 600~800 °C 分解为片层 $\alpha+\beta$, 且在 800 °C/4 h 退火处理后 $\alpha+\beta$ 片层变粗。热处理时应严格控制退火温度和时间, 避免片层粗化。

关键词: 粉末特性; 选区激光熔化; 微观组织; 热处理

中图分类号: TN249; TG166.5

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2019)10-3234-07

增材制造又称 3D 打印, 是一种基于“离散-堆积”原理的数字化快速成型技术, 具有无需模具, 直接制造成型等显著特点, 可以大大缩减研发周期, 被广泛应用于医疗、航空航天等领域^[1,2]。选区激光熔化 (SLM) 增材制造以激光为热源, 对金属粉末进行逐点逐线扫描, 将粉末熔化后, 逐线搭接、逐层凝固堆积, 实现三维复杂零件的“近净成形”。制造过程中, 粉末在激光作用下快速熔化, 并在激光离开后凝固形成沉积组织。粉末物理特性是影响成型后产品质量的最基本因素^[2-5]。因此, 探究粉末物理特性对选区激光熔化的影响, 对改善粉末物理特性, 建立粉末对设备及工艺的匹配性, 提高增材制造零件的质量以及研究其冶金机理具有重要的意义。

粉末物理特性主要包括形貌、粒径、流动性、比表面积等, 流动性、比表面积等与形貌和粒径有着直接的关系^[6], 因此, 形貌和粒径分布是影响增材制造质量的关键因素。华中科技大学史玉升等人^[7]采用气雾化和水雾化制备的不锈钢粉末研究粉末形貌对增材制造质量的影响, 结果表明, 两种粉末粒径分布基本接近, 但其颗粒形状存在较大差异。水雾化粉末形貌不规则, 球形度差, 铺粉效果不佳, 气雾化粉末球形度较好, 铺粉效果好, 成型质量好。北京工业大学张冬云^[8]发现, 粉末粒径分布对 SLM 成形质量有直接影

响。在一定范围内, 金属粉末直径越小越有利于熔化成形, 制件的致密度越高。在相同条件的激光光斑作用下, 小粒径的粉末颗粒比表面积相对较大, 更易于熔化, 从而获得较高的致密度, 但粒径太小的粉末 (小于 10 μm) 流动性差, 不易于铺粉, 易造成粉层厚度不一致, 降低制件的成形质量。Aziz^[9]、Kobryn^[10]等人采用不同的制粉方法, 获得了不同粒径分布的粉末, 并进行了 SLM 实验。结果表明, 使用气雾化粉末获得的增材制件的杨氏模量、屈服强度、抗拉强度和硬度等力学性能均优于传统的 Ti6Al4V 材料。

综上所述, 金属粉末物理特性对于最终产品质量非常重要, 粉末的形貌、粒径分布和流动性会影响铺粉效果、粉末熔化过程以及熔池形貌等, 最终影响 SLM 零件的质量。然而近年来对增材制造设备上关注更多, 而对于原材料对冶金质量影响的研究报道较少, 需要更深入广泛地研究原材料对冶金的影响机理, 促进增材制造技术发展。基于此, 本实验选用钛合金为研究对象, 重点研究粉末物理特性和后处理对成形工艺和产品质量的影响。

1 实 验

实验材料选用气雾化制备的 Ti6Al4V 合金球形粉末, 粉末成分如表 1 所示。通过超声波网筛振动筛分,

收稿日期: 2018-10-26

作者简介: 张少驰, 男, 1990 年生, 硕士生, 南京工业大学材料科学与工程学院, 江苏 南京 210009, 电话: 025-58788296, E-mail: zhangshaochi@njtech.edu.cn

表 1 Ti-6Al-4V 合金粉末的成分
Table 1 Chemical composition of Ti-6Al-4V alloy powders (wt%)

Al	V	Fe	C	O	N	H	Ti
5.96	3.83	0.16	0.01	0.1058	0.0094	0.0016	Bal.

制得 15~53 μm 、0~53 μm 不同粒径分布的 2 种粉末, 其中细粉含量 (小于 26 μm) 分别为 10% 和 36%, 通过在 15~53 μm 粉末中添加 0~25 μm 粉末, 经过真空球磨混合, 形成细粉比例为 23% 的第 3 组粉末, 进而研究 3 种不同细粉含量的粉末对打印工艺和产品质量的影响。用 Mastersizer 2000 激光粒度仪测量粉末粒径分布, 用 JSM-6510 扫描电子显微镜观察粉末形貌。将粉末加热到 180 $^{\circ}\text{C}$ 用树脂镶嵌固定, 在砂纸上打磨抛光, 磨出粉末截面观察金相组织。利用霍尔流速仪按照 GB 1482-84 和 GB/T 1479.1-2011 进行粉末流动性和松装密度测试。

粉末的选区激光熔化成形实验在 EOS M280 激光直接烧结金属成型机上进行, 最大成型尺寸为 250 mm \times 250 mm \times 325 mm, 配备 400 W 光纤激光器。按照以往研究结果设置参数, 激光功率 280 W, 扫描速率 1.2 m/s, 光斑直径 100 μm , 扫描间距 140 μm 。在氩气气氛下制备尺寸为 10 mm \times 10 mm \times 10 mm 的试样块, 分别进行致密度、表面粗糙度测试; 使用阿基米德排水法测量样品致密度, 用 RA-200 粗糙度仪测表面粗糙度。将样品切开剖光, 使用 Axio Observer A1m 光学显微镜拍摄图像, 用二值法测孔隙率。选择孔隙率最小的一组零件进行后处理实验, 研究热处理工艺对其微观组织演变的影响。热处理实验在马弗炉中进行, 均温差 \pm 5 $^{\circ}\text{C}$, 成型样品封装在石英管中真空封管, 热处理温度为 400、600、800、850、900 $^{\circ}\text{C}$, 时间为 4 h, 随后空冷至室温。

将试样用砂纸打磨, 电解抛光, 使用 HF:HNO₃:H₂O=1:2:7 的腐蚀液进行腐蚀, 用光学显微镜观察沉积态和热处理后的微观组织。使用 smartLabTM 3KW X 射线衍射仪分析沉积态及不同热处理后相成分变化, 研究马氏体分解转变温度。利用 JEM-2100 透射电镜观察不同处理状态下样品的微观形貌, 样品制备方法为: 用线切割机从试样上切取 0.5 mm 厚的薄片, 磨至 30~50 μm , 接着将其冲成直径 3 mm 的圆片, 用 Gatan 双喷减薄仪减薄至样品发生穿孔, 加速电压 35 kV, 温度-30 $^{\circ}\text{C}$ 。

2 结果与讨论

2.1 不同粒径粉末的物理特性

将小于 26 μm 的粉末称为细粉, 将 3 种粉末按照

细粉的比例从小到大排列为 1#~3#。表 2 为不同粒径粉末的物理特性。可以看出, 粉末混合后, 细粉含量与预计值吻合。随着细粉比例增加, 中位径 D_{50} 不断下降, 2#粉和 3#粉虽然细粉含量相差 13%, 但是粒径分布区别不大, 对 D_{50} 影响很小。图 1 为 3 种粉末的粒径分布图。1#粉和 3#粉的粉末粒径都呈正态分布, 1#粉粒径分布更加集中, 2#粉的粉末粒径也呈正态分布。

从表 2 可以看出, 随着细粉量的增加, 粉末的流动性逐渐变差。这是因为细粉含量增加会使范德华力、静电吸附力以及粉末表面吸附水分子产生的水分毛细管力增加, 这些颗粒间的附着力使得粉末容易团聚在一起, 使粉末的流动性下降^[11]。同时, 表 2 数据表明, 粉末的松装密度并没有随着细粉掺杂量的提高而不断提高, 而是先上升再下降。当细粉体积分数从 10% 提高 23% 时, 更宽的粉末粒径分布可以让更细的粉末填充在粗大粉末颗粒间缝隙中, 从而提高粉末松装密度。而细粉体积分数提升到 36% 时, 反而使得松装密度下降, 但是仍高于 1#粉, 这是由于随着细粉量的增加, 粉末不能充分流动, 细粉无法充分填充大颗粒粉末的空隙。粉末流动性和松装密度都将影响最终铺粉效果。图 2a~2c 是 3 种粉末的微观形貌。可以看出, 3 种不同粒径的气雾化 Ti6Al4V 粉末基本为球形粉, 椭球粉不多, 大粒径粉末才会出现椭球粉, 细粉几乎观察不到椭球粉, 并且细粉的球形度高。这是由于大液滴表面张力小, 液滴收缩成球倾向性小, 凝固速度大于其液滴收缩速度; 而小液滴表面张力大, 容易凝固成球形度高的粉末。图 2b 中混合的粉末由于混粉过程中磨球的挤压, 有少量细粉被挤压变形黏附在大颗粒粉末上。同时随着细粉量的增加, 粗粉间形成的粉末间隙被细粉填充, 且随着细粉量增加, 填充越完全。但是, 随着细粉量的继续增加, 大量粗粉间隙被填充反而阻碍了粗粉的流动, 造成流动性下降。

为了进一步观察粉末的微观形貌, 对其剖面进行金相显微分析。图 3 为 Ti6Al4V 粉末用树脂镶嵌并腐蚀后的剖面。由图 3a 可以看到, 粉末内部基本致密, 呈类球形, 也存在内部有气孔缺陷的空心粉, 从图 3b

表 2 不同粒径粉末的物理特性

Table 2 Physical properties of powders with different particle sizes

Powder number	Particle size distribution/ μm	Fine powder volume fraction/%	$D_{50}/\mu\text{m}$	Mobility/ $\text{s}\cdot 50\text{g}^{-1}$	Apparent density/ $\text{g}\cdot\text{cm}^{-3}$
1#	15~53	10	40	33.7	2.19 \pm 0.01
2#	Mix	23	34	32.7	2.37 \pm 0.01
3#	0~53	36	32	No	2.21 \pm 0.01

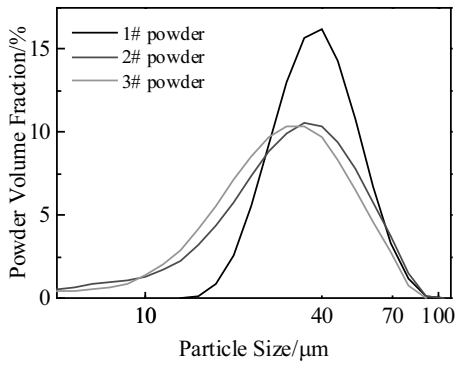


图 1 不同粉末粒径分布图

Fig.1 Particle size distribution of different powders

可看出，钛合金粉末内部有排列细密交错的针状马氏体 α' 相，这是由于高温 β 相快速向针状马氏体 α' 相发生转变所致，为钛合金快速凝固的典型组织形貌。小粒径粉末相对于大粒径粉末，冷却速度更快，马氏体 α' 更多更密。因此从形貌可以确定，空心粉的存在可能会影响到孔隙率或者形成较大缺陷。空心粉在大粒径粉末中更加明显和严重，会影响最终成型零件的致密度。

2.2 粉末物理特性对打印质量的影响

1#、2#、3#粉打印零件的致密度分别为 99.27%、99.33%、99.12%。在工艺参数均衡合理的情况下，不同粒径的粉末均可以达到较高打印致密度。图 4 是不同粒径粉末 SLM 成型零件的表面粗糙度变化图。随着粉末中细粉含量的增加，打印零件的表面粗糙度降低。

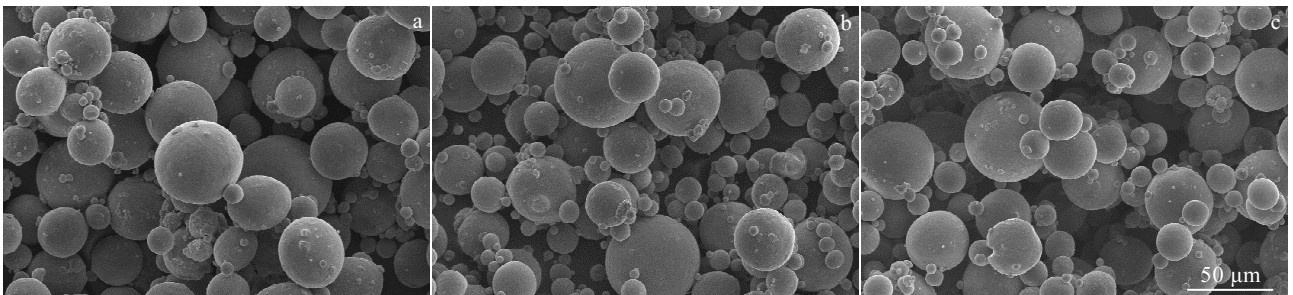


图 2 不同粉末的扫描电镜微观形貌

Fig.2 SEM images of different powders' morphologies: (a) 1#, (b) 2#, and (c) 3#

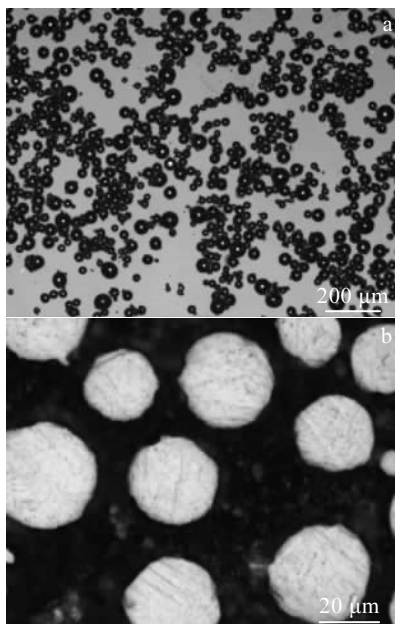


图 3 粉末剖面金相显微组织

Fig.3 OM images of powders section: (a) 500× and (b) 1000×

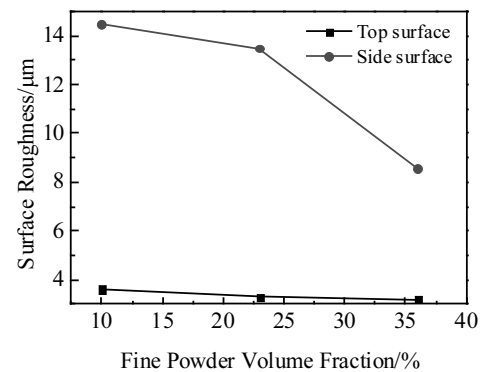


图 4 不同粒径粉末成型零件的表面粗糙度

Fig.4 Surface roughness of parts from powders with different particle sizes

零件上表面粗糙度远远优于侧表面。由于激光投影的能量呈高斯分布，其中热流密度 q 公式^[12]为：

$$q = \frac{2AP}{\pi r^2} \exp\left[-2 \frac{(x-x_0)^2 + (y-y_0)^2}{r^2}\right] \quad (1)$$

式中, A 为激光吸收率, P 为激光密度, r 为光斑直径, x_0, y_0 为斑点中心坐标。因此在激光光斑边缘热流密度下降, 粉末不能完全融化, 只能被部分融化或者被烧结。粉末粒径越小, 侧表面部分融化或烧结的粉末则越细, 降低表面的粗糙度。样品的上表面粉末会被激光曝光熔化, 粉末熔化比较完整, 熔池铺展摊平, 因此上表面粗糙度比侧表面好。

图 5 是不同粒径粉末成型零件的 OM 形貌。图中可以看到, 打印的试样中, 整体基本致密, 工艺参数设置合理, 熔池充分铺展, 从而堆叠成致密零件。但是仍然有细小孔洞存在, 分布随机无规律。孔洞主要有两类, 一类是未融化的粉末导致的不规则孔洞, 另一类是未逃逸气泡形成的圆形孔洞。从图 5 可以看出, 3 种粒径的粉末打印零件内随机分布有微小的近圆形

孔隙。圆形孔洞的出现与铺粉层中粉末间隙以及空心粉有关。1#、2#、3#粉打印样品的孔隙率分别为 0.5%, 0.2%, 0.4%。1#试样在局部出现了尺寸较大的孔洞, 2#试样的孔隙率最低。1#粉中, 细粉比例小, 大颗粒空心粉内的气体在打印过程中汇聚, 造成了大孔洞的出现。此外, 2#和 3#粉中的小粒径粉末更容易熔化, 润湿填充粗粉间隙, 因此熔池中存在的气体更少, 另外由于熔池中存在温度梯度和化学浓度梯度, 细粉比表面积大, 提高了接触界面处液相表面张力, 并诱发较大的张力梯度, 引起 Marangoni 对流, 促进气体排出熔池, 形成致密度高的零件^[12]。

2.3 粉末物理特性对打印后微观组织的影响

图 6 是不同粒径粉末 SLM 成型零件的剖面图。从图 6a~6c 可见, 3 组零件的沉积态组织均为初生原始 β



图 5 不同粒径粉末成型零件的 OM 形貌

Fig.5 OM images of parts from powders with different particle sizes: (a) 1#, (b) 2#, and (c) 3#

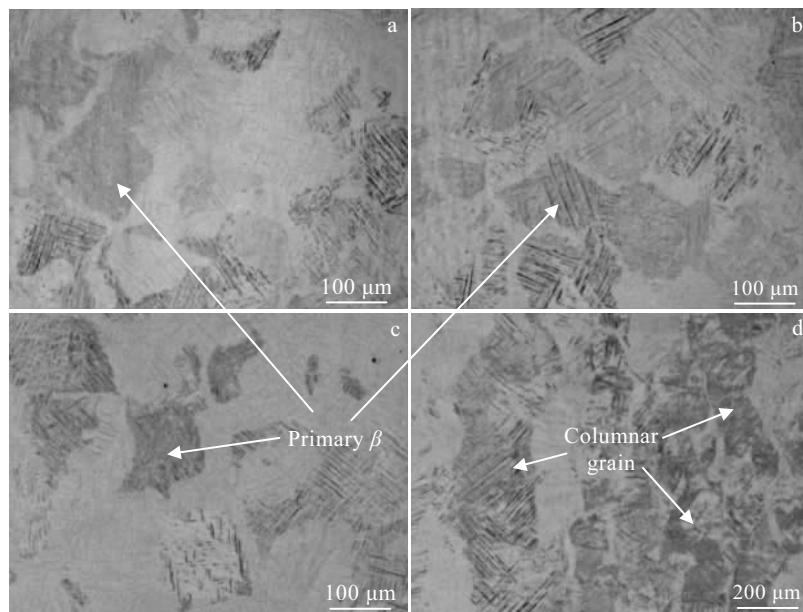


图 6 不同粒径粉末成型零件剖面的 OM 微观组织

Fig.6 OM images of the cross section of parts from powders with different particle sizes: (a) 1#, horizontal section; (b) 2#, horizontal section; (c) 3#, horizontal section; (d) 1#, vertical section

柱状晶，晶内几乎全是纵横交错的针状马氏体 α' ，SLM 成型过程中冷却的速率可到 $10^3\sim 10^8$ K/s，快速冷却造成了马氏体 α' 的形成^[13-15]。马氏体 α' 的长短不一，在 $3\sim 35\ \mu\text{m}$ 之间，厚度为 $0.2\sim 0.8\ \mu\text{m}$ 。图 6d 显示，沉积态 TC4 零件的纵向组织主要为柱状晶。这主要是因为金属粉末在集中热源的作用下被快速加热熔化，热源离开后快速冷却凝固，逐层沉积过程中历经多周期、多循环、急速加热和冷却，相邻层发生循环重熔冷却形成柱状晶^[16,17]，其它沉积层晶粒则被循环微热处理。不同粉末粒径下 SLM 成型试件中柱状晶的尺寸相似，晶粒不断沿着温度梯度纵向生长，宽度为 $140\ \mu\text{m}$ 左右。

图 7 是不同粒径粉末 SLM 成型零件的 XRD 图谱。图中显示 SLM 成型样品中只有针状马氏体 α' ，由于 β 相含量很少，XRD 图谱中没有显示出 β 相。通过 3 种粉末成型零件的 XRD 图谱可以发现，2# 粉的 (101) 衍射峰强度最低，马氏体 α' 最少。熔体温度 T_m 可以由加工参数确定^[18]：

$$T_m = T_p + \frac{1}{C} \left(\frac{\pi n}{4\rho} \cdot \frac{P}{hvw} - \Delta H \right) \quad (2)$$

其中， T_p 是预热温度， C 是比热容， ρ 是粉末密度， P 是激光功率， v 是激光扫描速度， h 是扫描间距， w 是层厚， ΔH 是粉末的焓， n 是耦合效率。在保持工艺参数不变的情况下，随着粉末密度的增加，熔体的温度降低，冷却速度相对较低，因此形成更少的 α' 马氏体。

2.4 热处理对沉积态合金相变及组织演变的影响

图 8 是不同温度退火后零件的金相组织。图 8a, 8b 与图 6a 中组织没有区别；图 8c, 8d 中退火温度升到 $600\ ^\circ\text{C}$ ，TC4 组织变化不大，马氏体 α' 略有粗化；图 8e~8h 中退火温度高于 $800\ ^\circ\text{C}$ 之后马氏体 α' 消失，分解为 $\alpha+\beta$ ，

形成网篮组织，片层 α 厚度为 $0.6\sim 2.0\ \mu\text{m}$ 。随着退火温度的升高，片层 α 相越来越粗； $850\ ^\circ\text{C}$ 退火后片层 α 厚度已经生长到 $0.7\sim 2.8\ \mu\text{m}$ 。增材制造沉积组织静力学性能普遍高于铸件甚至锻件的根本原因在于初生 β 晶粒内部细小的马氏体组织。退火后如果马氏体 α' 分解形成片层 $\alpha+\beta$ ，势必导致零件强度下降^[19,20]。因此，为保证零件强度，退火温度应不高于 $800\ ^\circ\text{C}$ 。同时，随着退火温度的升高，晶界越来越明显，容易形成晶界 α ，进一步降低力学性能。SLM 成型 TC4 的 β 相变点是 $980\ ^\circ\text{C}$ ，在热处理温度低于 β 相变点时，原 β 柱状晶晶界一直可见，且没有出现等轴 α 相，这是因为 SLM 是一次直接成形，没有经过塑性变形，没有积累畸变能，不能为再结晶提供驱动力。

图 9 为不同温度退火热处理的 SLM 成型零件 XRD 图谱。结果显示，退火温度在高于 $400\ ^\circ\text{C}$ 时，(002)(101)

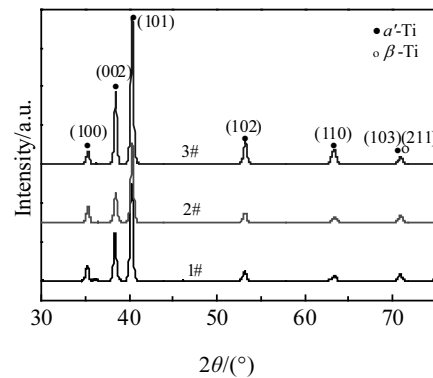


图 7 不同粒径粉末成形零件的 XRD 图谱
Fig.7 XRD patterns of parts from powders with different particle sizes

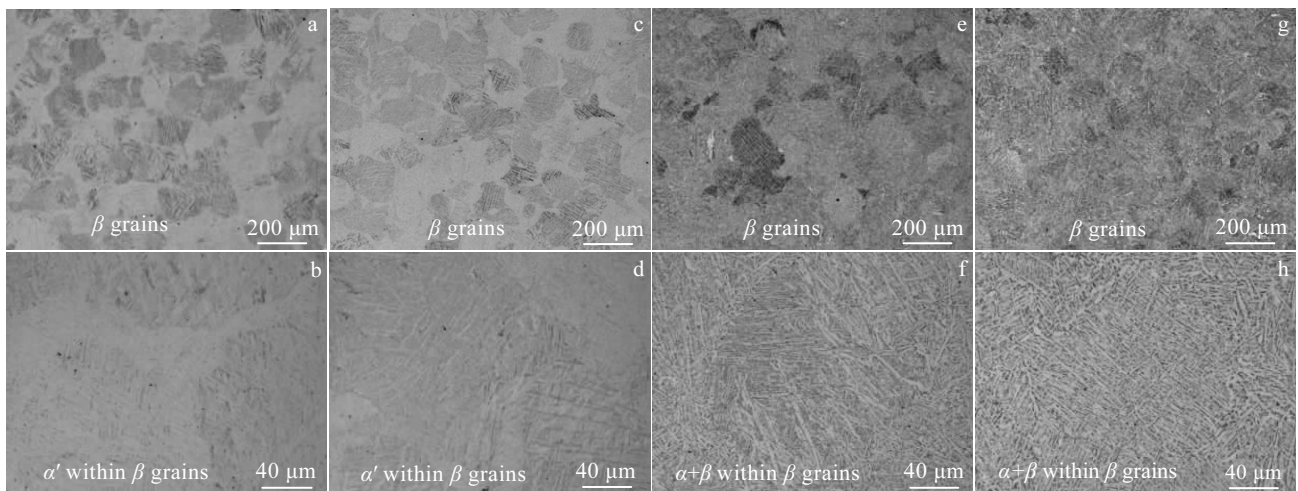


图 8 不同温度退火后零件的金相组织

Fig.8 OM microstructures of the parts treated at different annealing temperatures: (a, b) $400\ ^\circ\text{C}$, (c, d) $600\ ^\circ\text{C}$, (e, f) $800\ ^\circ\text{C}$, and (g, h) $850\ ^\circ\text{C}$

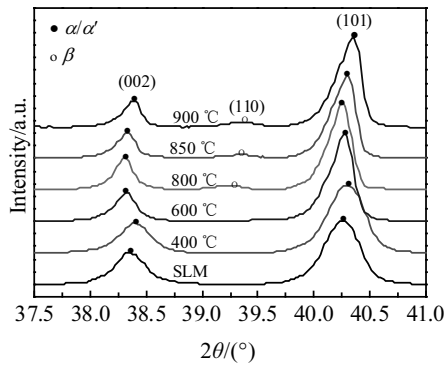


图 9 不同温度退火 SLM 成形零件的 XRD 图谱
Fig.9 XRD patterns of SLM-processed parts annealed at different temperatures

衍射峰明显向低位角偏移，晶格参数不断变大，马氏体 α' 开始分解。退火温度 800 °C 时，出现 β 相衍射峰，马氏体 α' 已经完全分解，生成 $\alpha+\beta$ ，出现亚稳 β 相。再继续提高退火温度，衍射峰开始向高位角偏移， α 相中的 V 元素向 β 相中扩散，晶格变小。且 β 相衍射峰强度增强， β 相含量增加， β 相尺寸增大。图 10 为沉积态和 800 °C 退火后的 SLM 成型零件透射电镜照片。从图 10a 可以看出，凝固过程中首先形成一些贯穿晶粒互相平行的一次马氏体 α' ，然后形成细小的二次马氏体 α' 。图 10b 中马氏体 α' 中存在大量位错，并且有大量孪晶，这些孪晶的产生跟选区激光熔化成形加热及冷却速度快，热应力较大有关，在组织内部由应力诱发了孪晶组织。这些缺陷对 α' 相分解起阻碍作用，需要更高温度或者更长时间

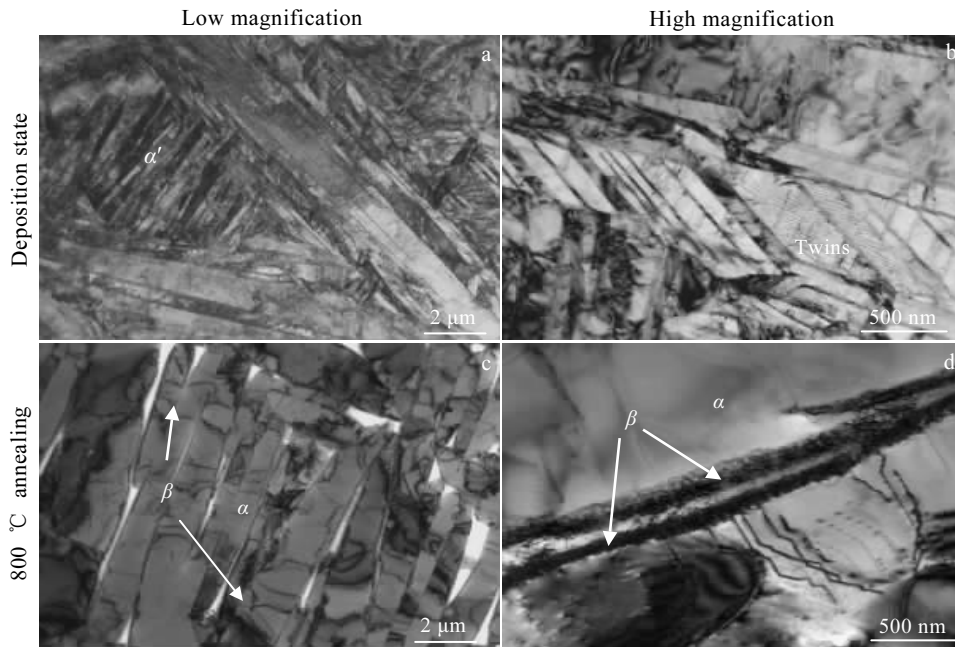


图 10 沉积态和 800 °C 退火后 SLM 成形零件的 TEM 照片
Fig.10 TEM microstructures of SLM-processed part and 800 °C annealed part

间的退火才能使 α' 分解成 $\alpha+\beta$ ^[21]。经过 800 °C 退火后马氏体 α' 完全分解（见图 10c），生成大量片层 α ，在片层 α 间隙还生成 β 相，位错并未消失。片层尺寸较原始马氏体组织偏大，如图 10d 所示，说明在 800 °C 附近已经长大，因此需要严格控制该温度下的保温时间，防止片层 α 过度长大。

3 结 论

1) 正态分布的粉末混合后仍然为正态分布；随细粉比例增加，粉末中位径下降，流动性下降；不断提升细粉含量并不能一直提高粉末松装密度，这是因为

范德华力、静电吸附力等颗粒间附着力会使粉末团聚，阻碍细粉的填隙，阻碍了粗粉的流动。

2) 3 种粒径粉末打印后，致密度均在 99% 以上。表面粗糙度随细粉含量的增加而下降，细粉量在 23% 时，孔隙率最小；松装密度高的粉末在 SLM 成型后形成更致密的零件。

3) TC4 粉末 SLM 成型后沉积态组织横截面为初生 β 晶粒，内部为针状马氏体 α' ，纵截面可见明显柱状晶。

4) SLM 成形 TC4 钛合金存在大量位错阻碍马氏体 α' 分解，600 °C 退火后 α' 并没有完全分解，在退火温度高于 800 °C 后，马氏体 α' 完全分解成 $\alpha+\beta$ 。随着

退火温度的提高, 在 800 °C 时条状 α 相逐渐变粗, β 相含量增加, 热处理时应严格控制退火温度和时间, 避免片层粗化, 影响性能。

参考文献 References

- [1] Lin Xin(林 鑫), Huang Weidong(黄卫东). *Materials China*(中国材料进展)[J], 2015, 34(9): 684
- [2] Gong Shuili(巩水利), Suo Hongbo(锁红波), Li Huaixue(李怀学). *Aeronautical Manufacturing Technology*(航空制造技术)[J], 2013, 433(13): 66
- [3] Wang Huaming(王华明). *Acta Aeronautica et Astronautica Sinica*(航空学报)[J], 2014, 35(10): 2690
- [4] Huang Weidong(黄卫东), Lin Xin(林 鑫). *Materials China*(中国材料进展)[J], 2010, 29(6): 12
- [5] Li Dichen(李涤尘), He Jiankang(贺健康), Tian Xiaoyong(田小永) et al. *Journal of Mechanical Engineering*(机械工程学报)[J], 2013, 49(6): 129
- [6] Le Guomin(乐国敏), Li Qiang(李 强), Dong Xianfeng(董鲜峰) et al. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2017, 46(4): 1162
- [7] Shi Yusheng(史玉升), Li Ruidi(李瑞迪), Zhang Wenxian(章文献) et al. *Electromachining & Mould*(电加工与模具)[J], 2010(S1): 67
- [8] Zhang Dongyun(张冬云). *Applied Laser*(应用激光)[J], 2007, 27(1): 9
- [9] Aziz I A, Gabbitas B, Stanford M. *Key Engineering Materials* [J], 2012, 520: 220
- [10] Kobryn P A, Moore E H, Semiatin S L. *Scripta Materialia*[J], 2000, 43(4): 299
- [11] Zhou Shixue(周仕学). *Introduction of Powder Engineering* (粉体工程导论)[M]. Beijing: Science Press, 2010: 5
- [12] Yuan P P, Gu D D, Dai D H. *Materials & Design*[J], 2015, 82: 46
- [13] Gu D D., Meiners W, Wissenbach K et al. *International Materials Reviews*[J], 2013, 57(3): 133
- [14] Ge Wenjun(葛文君), Guo Chao(郭 超), Lin Feng(林 峰). *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2015, 44(12): 3215
- [15] Antonysamy A A, Prangnell P B, Meyer J. *Materials Science Forum*[J], 2012, 706-709: 205
- [16] Wang F D, Williams S, Colegrove P et al. *Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 2013, 44A(2): 968
- [17] Kobryn P A. Semiatin S. *Journal of Materials Processing Technology*[J], 2003, 135(2): 330
- [18] Simchi A. *Materials Science and Engineering A*[J], 2006, 428(1-2): 148
- [19] Li H, Huang B, Sun F et al. *Rare Metal Materials and Engineering*[J], 2013, 42(S2): 209
- [20] Xu W, Sun S, Elambasseril J. *JOM*[J], 2015, 67(3): 668
- [21] Huang Q L, Liu X J, Yang X et al. *Frontiers of Materials Science*[J], 2015, 9(4): 373

Effect of Powder Properties and Heat Treatment on Microstructure Evolution of Selective Laser Melted Titanium Alloy

Zhang Shaochi, Sun Zhonggang, Liang Zulei, Zhang Wenshu, Chen Xiaolong, Chang Hui
(Nanjing Technology University, Nanjing 210009, China)

Abstract: Titanium alloy powder with different particle size distribution was obtained by powder screening and mixing. The effects of physical properties of powders on the quality and deposited- and heat-treated-microstructure of selective laser melted (SLM) titanium alloy component were studied. The results show that with the increase in the proportion of fine powder, powder median size decreases, fluidity decreases while the bulk density does not change significantly; the relative density of parts from the powder with three kinds of particle sizes is more than 99%; the surface roughness decreases with the increase of fine powder content; when the quantity of fine powder is 23%, the minimum porosity forms after deposition; the as-deposited microstructure of the cross section is primary β grain, the internal is acicular martensite, and the longitudinal section is the visible columnar crystal; heat treatment results show that martensite decomposes to $\alpha+\beta$ layer at 600~800 °C, and the $\alpha+\beta$ layer becomes thicker at 800 °C. The annealing temperature and time during the heat treatment process should be strictly controlled to avoid layer coarsening.

Key words: powders properties ; selective laser melting; microstructure; heat treatment

Corresponding author: Sun Zhonggang, Ph. D., Associate Professor, College of Materials Science and Engineering, Nanjing Technology University, Nanjing 210009, P. R. China, Tel: 0086-25-58788296, E-mail: sunzgg@njtech.edu.cn