

# 热处理对选区激光熔化成形大层厚 Ti-6Al-4V 钛合金的影响

姚碧波<sup>1</sup>, 彭钰洋<sup>1</sup>, 黎振华<sup>2</sup>, 刘美红<sup>1</sup>, 李海<sup>1</sup>, 王丛<sup>1</sup>

(1. 昆明理工大学 机电工程学院, 云南 昆明 650500)

(2. 昆明理工大学 材料科学与工程学院, 云南 昆明 650093)

**摘要:** 增加铺粉厚度可以明显提高选区激光熔化 (selective laser melting, SLM) 技术制备 Ti-6Al-4V 的效率, 但其成形质量相比于常规层厚较差。退火热处理可以提高选区激光熔化制备钛合金试样的延展性, 但其对大层厚成形钛合金的影响仍不明确。本实验利用选区激光熔化技术制备大层厚 Ti-6Al-4V, 随后在 700 和 950 °C 退火处理, 研究退火处理对 Ti-6Al-4V 组织性能的影响。研究表明, 制备的大层厚钛合金在扫描速度 600~800 mm/s 时可以取得较好的成形质量。热处理后试样的微观组织由针状马氏体逐渐变粗随后转变为板条状, 在 950 °C 热处理后试样的 XRD 衍射峰中观察到  $\beta$  峰, 这会影响材料的压缩性能。其中扫描速度为 600 mm/s 时制备的试样抗压强度为 1593 MPa, 最大断裂应变为 15.1%; 退火热处理后抗压强度降低到 1359 MPa, 最大断裂应变提升到 22.2%, 断裂形式从脆性断裂转变为韧性-脆性断裂。

**关键词:** 选区激光熔化; Ti-6Al-4V; 大层厚; 热处理; 压缩性能

中图分类号: TG146.23; TG166.5

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2025)05-1235-10

## 1 引言

钛合金具备良好的比强度、抗腐蚀性、优异的断裂韧性和抗疲劳性能诸多优点, 因此广泛应用在航空航天领域和生物医学领域<sup>[1-2]</sup>。选区激光熔化技术是增材制造的一种制备方式, 与计算机辅助设计相结合, 并且通过逐层熔化金属粉末和快速冷却特性直接成形金属的一种制备方式, 因此可以制备出接近全致密的试样<sup>[3]</sup>。Ti-6Al-4V 作为钛合金中的一种双相钛合金, 其优异的性能使其广泛的运用在增材制造工艺之中。

退火处理是提高钛合金综合性能的一种热处理手段, 因其改变 Ti-6Al-4V 的微观形貌导致延展性提高, 残余应力降低, 但是强度也会随之改变<sup>[4-6]</sup>。目前热处理影响钛合金的研究主要分为 3 类: 温度、时间和冷却方式的影响。Wang 等<sup>[7]</sup>研究了 750、850、950 °C 下热处理 2 h 随后空冷对成形的影响, 结果表明热处理温度对硬度和强度均有显著的影响, 并指出这是由于在热处理过程中氢气和氧气通过缺陷进入试样导致。Ju 等<sup>[8]</sup>探究了热处理对力学性能的影响, 由于热处理温度的不同导致 Al 和 V 在  $\alpha/\alpha'$  和  $\beta$  中溶解度不同, 因此 Al 和 V 在热处理后优异的固溶强化导致拉伸性能出现差异。Tsai 等<sup>[9]</sup>通过

600 °C 热处理发现随着时间的增加, Ti-6Al-4V 的 XRD 能谱逐渐出现  $\beta$  峰, 并且试样的抗拉强度随着热处理时间呈现出下降趋势, 仅仅在 8 h 时出现反常增加。Kusano 等<sup>[10]</sup>研究不同冷却方式下热处理对试样的影响, 相同温度下炉冷和空冷微观结构相似, 但是空冷的抗拉强度高于炉冷而延展率低于炉冷。

目前, 选区激光熔化技术制备钛合金在显微组织, 力学性能和热处理等方面均取得了较大的进展<sup>[11]</sup>。增材制造逐层制备的特性导致制备效率较低, 提高铺粉厚度以此提高制备效率也得到了广泛关注<sup>[12-14]</sup>, 但是铺粉厚度不能无限增加<sup>[15-16]</sup>。De Souza 等<sup>[12]</sup>研究了 45~75  $\mu\text{m}$  铺粉厚度对增材制造 18Ni300 的影响, 研究发现随着铺粉厚度的增加, 成形试样的孔隙率逐渐增加, 但可以通过调节扫描速度以此减少孔隙率; Shi 等<sup>[13]</sup>提出将铺粉厚度增加到 200  $\mu\text{m}$  可以显著增加制备效率, 但是试样的表面粗糙度明显增大, 对此可以采用重熔的方式提高表面质量; Ma 等<sup>[14]</sup>将 1Cr18Ni9Ti 铺粉厚度提高到 150  $\mu\text{m}$  发现, 制备试样的力学性能降低较小, 但是制备效率却显著提高。另一方面, Nguyen 等<sup>[16]</sup>通过对比 20~50  $\mu\text{m}$  铺粉厚度的成形试样发现, 50  $\mu\text{m}$  试样密度下降接近 1%, 孔隙明显

收稿日期: 2024-05-29

基金项目: 云南省“兴滇英才支持计划”项目 (KKRD202201090); 云南省重大科技专项 (202202AG050007); 云南省重点研发项目 (202103AN080001-002); 云南省基础研究计划 (202101AS070017)

作者简介: 姚碧波, 男, 1988 年生, 博士, 昆明理工大学机电工程学院, 云南昆明 650500, 电话: 0871-65933119, E-mail: 20190039@kust.edu.cn

增加。

基于此,当前对大层厚钛合金的成形研究较少,同时,暂无系统研究热处理对大层厚 Ti-6Al-4V 的影响。因此,本文研究了不同扫描速度对选区激光熔化制备大层厚 Ti-6Al-4V 成形质量及力学性能的影响,并通过 700 和 950 °C 退火处理研究大层厚制备 Ti-6Al-4V 热处理后组织以及性能的变化。

## 2 实验

采用的 Ti-6Al-4V 粉末为雾化粉末,其粉末粒径为 15~53 μm。采用扫描电子显微镜 (SEM, VEGA3, TESACN, Czech Republic) 对粉末形貌进行观察,如图 1 所示。从图中可以看出粉末普遍呈现圆球状,部分大粉末颗粒表面附着小球。粉末这一形态有助于制备过程中的流动性并且降低粉末黏附。Ti-6Al-4V 粉末的化学成分如表 1 所示。

实验采用 EOS M290 (GmbH 德国) 设备对试样进行制备:设备配备最高激光功率 400 W,激光光斑直径 100 μm,扫描策略采用层间 90° 旋转,如图 2 所示;工艺参数设置如表 2 所示,其中组 6 为组 1~5 的对照组,验证铺粉厚度

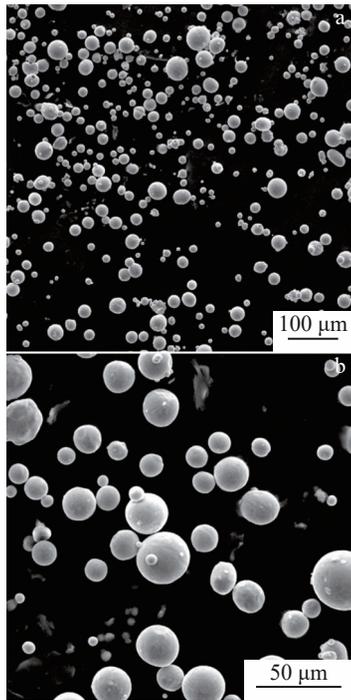


图 1 Ti-6Al-4V 粉末形貌

Fig.1 Morphologies of Ti-6Al-4V powder: (a) low magnification and (b) high magnification

表 1 Ti-6Al-4V 粉末化学成分

Table 1 Chemical composition of Ti-6Al-4V powder (wt%)

Al	V	Fe	O	Ti
5.9	3.92	0.022	0.14	Balance

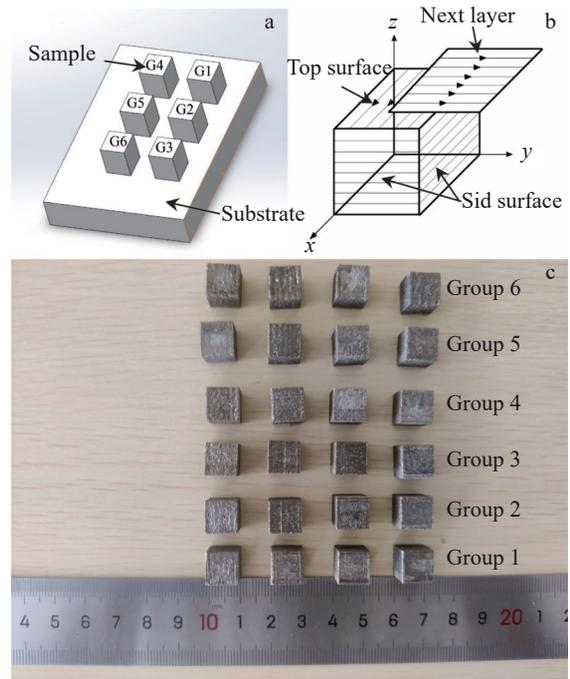


图 2 样品摆放示意图;扫描策略;成形样品

Fig.2 Sample placement diagram (a), scanning strategy (b), and samples prepared by SLM (c)

表 2 SLM 制备 Ti-6Al-4V 工艺参数

Table 2 Parameters of selective laser melting preparation process

Group	Power/W	Scanning speed/mm·s <sup>-1</sup>	Scanning spacing/mm	Thickness of powder/mm
1	300	500	0.17	0.08
2	300	600	0.16	0.08
3	300	700	0.15	0.08
4	300	800	0.14	0.08
5	300	850	0.14	0.08
6	300	500	0.17	0.16

过度增加的危害。基板是尺寸为 250 mm×250 mm 的 316L 基板。制备过程中充入氩气作为保护气体以此保持舱内含氧量低于 0.02%。制备完毕后,待试样冷却至室温采用线切割设备 (DK7735) 将试样从基板上分离下来,随后采用超声波清洗机 (YB0102) 去除粉末黏附,将试样清洗干净。热处理采用一体式智能马弗炉 (SX2-5-12A), 试样随炉升温到 700 和 950 °C 并保温 2 h,随后随炉冷却至室温取出试样。其中,制备效率定义为扫描速度、扫描间距、铺粉厚度的乘积,如式(1)所示;能量密度定义为激光功率和制备效率的比值,如式(2)所示。

$$\eta = vth \tag{1}$$

$$E = \frac{P}{\eta} \tag{2}$$

其中:η 为制备效率 (mm/s<sup>3</sup>);v 为扫描速度 (mm/s);t 为铺

粉厚度(mm); $h$ 为扫描间距(mm); $E$ 为能量密度( $J/mm^3$ ); $P$ 为激光功率(W)。

相对密度采用阿基米德排水法测量,如式(3)所示。粗糙度采用白光干涉仪(BRUKER X200)测量,测量范围为 $1.6\text{ mm}\times 1.6\text{ mm}$ ;金相试样首先进行研磨-抛光-腐蚀(Kroll 溶液腐蚀),随后在光学显微镜(OM, ZEISS, Axiocam)下进行观察;压缩设备采用微机控制电液伺服万能试验机(SHT4035),压缩速率为 $0.75\text{ mm/min}$ ,压缩试样尺寸为 $5\text{ mm}\times 10\text{ mm}\times 10\text{ mm}$ ;能谱采用X射线衍射(EMPYERAN)设备测试,其中靶材采用铜靶,扫描角度为 $20^\circ\sim 70^\circ$ ;表面形貌、断口形貌采用扫描电子显微镜观察。

$$\rho = \frac{m_1}{(m_1 - m_2)\rho_1} \rho_2 \quad (3)$$

其中, $m_1$ 为试样在空气中的质量; $m_2$ 为试样在水中的质量; $\rho$ 为钛合金的相对密度; $\rho_1$ 为水的密度, $\rho_2$ 为Ti-6Al-4V理论密度( $4.43\text{ g/cm}^3$ )。

### 3 结果与讨论

#### 3.1 物相分析

钛合金热处理前后的XRD图谱如图3所示。波峰

主要出现在 $35^\circ$ 、 $38^\circ$ 、 $41^\circ$ 、 $53^\circ$ 和 $63^\circ$ 。Ti-6Al-4V合金包含其两种类型的晶体结构:密排六方(hcp)结构( $\alpha/\alpha'$ 相)和体心立方(bcc)结构( $\beta$ 相)。图3a表明SLM制备的钛合金主要由 $\alpha/\alpha'$ 相组成。由于 $\alpha$ 和 $\alpha'$ 具有相似的晶格结构,并且都是hcp结构,因此两者的峰值在相同的相位角产生<sup>[17]</sup>。随着热处理温度的增加,在 $950^\circ\text{C}$ 时观察到微小的 $\beta$ 峰。这是由于 $950^\circ\text{C}$ 已经超过 $\beta$ 相转变温度,但是由于Al元素的存在,导致 $\beta$ 相占比依然很低<sup>[18]</sup>。另一方面,图3b中峰宽表现出随着热处理温度的提高, $\alpha/\alpha'$ 衍射峰宽度逐渐减小,并且逐渐出现向左偏移迹象,表明晶粒尺寸逐渐增加。值得注意的是,在SLM和 $700^\circ\text{C}$ 热处理中并未检测到 $\beta$ 衍射峰的存在并不能说明成形试样中没有 $\beta$ 相的存在,这是由于Ti-6Al-4V合金是典型的( $\alpha+\beta$ )双向钛合金,室温下呈现两相,但是在制备过程中由于极快的冷却速率导致大部分 $\beta$ 转变为 $\alpha'$ 相,导致 $\beta$ 含量较低,在衍射峰中强度较低,并不能捕捉到 $\beta$ 衍射峰。

#### 3.2 粗糙度和相对密度

图4为Ti-6Al-4V合金的相对密度,相比于常规所采用的 $30\text{ }\mu\text{m}$ 铺粉厚度,制备试样虽然相对密度有所下降,但是仍然可以在组2~4取得相对良好的相对密度。这主

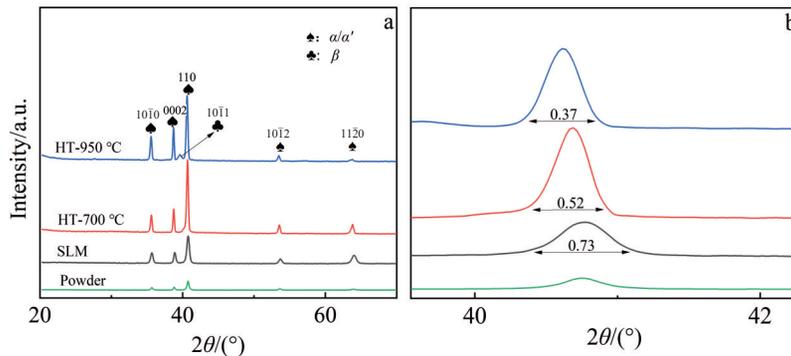


图3 SLM制备Ti-6Al-4V在不同的后处理方式下的XRD图谱

Fig.3 XRD patterns of Ti-6Al-4V prepared by SLM under different post-processing methods (a) and locally enlarged image with a phase degree of  $40^\circ\sim 42^\circ$  (b)

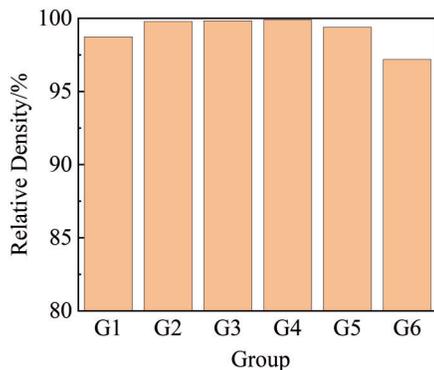


图4 不同组别试样的相对密度

Fig.4 Relative density of samples of different groups

要是由于铺粉厚度的增加导致能量密度降低,粉末不能完全熔化导致未熔化粉末和孔隙加多。在本文中,扫描速度是影响能量密度的唯一因素,组6作为对照组,其铺粉厚度进一步增加导致其顶面出现大量冶金孔隙同时侧面表现出多组微裂纹,并且伴随着大量未熔化粉末夹杂,这是导致其相对密度较低的主要原因,如图5所示。

选区激光熔化成形的试样表面粗糙度如表3所示,其中粗糙度随着激光能量密度的减小逐渐增加,从 $6.732\text{ }\mu\text{m}$ 增加到 $24.653\text{ }\mu\text{m}$ 。部分参考文献制备试样的粗糙度如表4所示。Qiu等<sup>[15]</sup>研究了不同铺粉厚度下的平均粗糙度, $20\sim 40\text{ }\mu\text{m}$ 铺粉厚度时粗糙度值为 $17\sim 20\text{ }\mu\text{m}$ 范围;Pegues等<sup>[19]</sup>通过探讨疲劳试样顶面和底面的粗糙

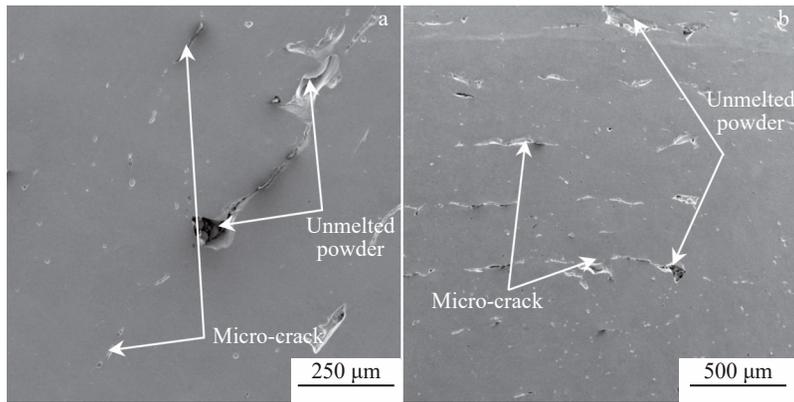


图5 组6制备试样的表面缺陷

Fig.5 Surface defects of sample prepared from group 6: (a) top surface and (b) side surface

表3 不同组别下试样的表面粗糙度

Table 3 Surface roughness of samples under different groups

Group	Roughness/ $\mu\text{m}$	Group	Roughness/ $\mu\text{m}$
1	6.732	4	13.776
2	7.036	5	22.752
3	13.496	6	24.653

表4 参考文献中表面粗糙度

Table 4 Surface roughness in references

Ref.	Test mode	Roughness/ $\mu\text{m}$
[15]	Average roughness	17
[19]	Upper surface	11.85–14.71
[19]	Lower surface	13.24–23.07
[20]	3D	12
[20]	2D	18

度差异,发现顶面粗糙度普遍偏小且两者均小于  $20\ \mu\text{m}$ ; Vayssette<sup>[20]</sup>则通过 2D 和 3D 两种不同的粗糙度测量方式测量试样的成形表面粗糙度,其制备试样粗糙度在未经后处理的情况下分别为 12 和  $15\ \mu\text{m}$ 。由于采用的测量方法存在差异导致粗糙度值不同。但是基本都在  $10\sim 20\ \mu\text{m}$  范围内波动,这也说明采用  $80\ \mu\text{m}$  层厚搭配恰当的扫描速度(组 1、2、3、4)和正常  $20\sim 40\ \mu\text{m}$  铺粉厚度的制备试样粗糙度并未出现明显的恶化,将铺粉厚度提高到  $80\ \mu\text{m}$  对粗糙度的影响较小。当铺粉厚度进一步提升至  $160\ \mu\text{m}$  以及扫描速度增加到  $850\ \text{mm/s}$  时,表面粗糙度上升。出现这种情况的主要原因是,在  $160\ \mu\text{m}$  层厚时,需要较慢的扫描速度和较长的停留时间才能充分熔化较厚的粉末层,容易造成工艺不稳定,导致扫描过程中出现球化和飞溅。而  $850\ \text{mm/s}$  的扫描速度过快,很多粉末无法完全熔化,因此很难获得光滑的表面,并且由于累积效应,表面粗糙度会继续恶化<sup>[13]</sup>。图 6 显示了不同组别下制备试样表面粉末附着情况,随着扫描速度的增加,表面粉末尺寸逐渐增加,甚至在组 5、6 时出现了大量的未熔

化粉末聚集,这对于表面粗糙度有明显的影响。另一方面,对于表面质量较差的试样,可以采用表面重熔来改善表面粗糙度较差的情况<sup>[13,21]</sup>。其中,组 2 和组 4 具备相对较高的致密度,并且粗糙度值并未出现严重恶化现象。

### 3.3 制备效率

制备效率如式(1)所示,主要受到扫描速度、扫描间距以及铺粉厚度的影响,本文改善制备效率的主要手段则是通过改变铺粉厚度实现。其中,制备效率如表 5<sup>[22-25]</sup> 所示。

从表 5 中可以发现,提高铺粉厚度这一工艺参数可以明显提高制备效率。并且对于组 2 所采用的工艺参数,其制备效率相比于其他参考文献中的制备效率得到大约 3 倍的提升。基于上述系列研究表明,在  $80\ \mu\text{m}$  铺粉厚度下,组 2、3、4 可以获得成形质量良好的试样,满足制备要求的同时提高制备效率。

### 3.4 微观形貌

选区激光熔化成形的 Ti-6Al-4V 微观组织如图 7 所示,主要有针状马氏体  $\alpha'$  和沿着构建方向生长的  $\beta$  柱状晶组成<sup>[26]</sup>。形成这一样貌的主要原因是:顶面针状  $\alpha'$  马氏体是由于制备过程中快速冷却形成的  $\beta$  转变而来<sup>[27]</sup>,如图 7a~7c 所示;侧面则是由于连续沉积和沿着构建方向存在较大温度梯度,原始  $\beta$  相展现出外延生长的形貌,具备较大的长宽比,并在其内部观察到细小的针状马氏体  $\alpha'$ ,与  $\beta$  柱状晶呈现  $45^\circ$  的生长方向<sup>[28]</sup>,如图 7d~7e 所示。此外,在图 7a 中观察到纵横交错的轨迹,这正是由于所采用扫描策略为  $90^\circ$  层间旋转导致,并且随即观察到轨迹宽度和扫描间距  $170\ \mu\text{m}$  所吻合。轨迹内的马氏体虽然杂乱无章,但相互之间又呈现出近乎相互垂直的关系,如图 7b 左侧和下侧所示。另一方面,图 7d~7e 展示了组 1 和组 2 的侧面微观形貌,如上所述,两者均呈现出  $\beta$  柱状晶中析出针状  $\alpha'$  马氏体,两者仅存在柱状晶尺寸上的差异。另外,在试样上观察到较大的孔隙,这对于成形试样致密度有显著影响。

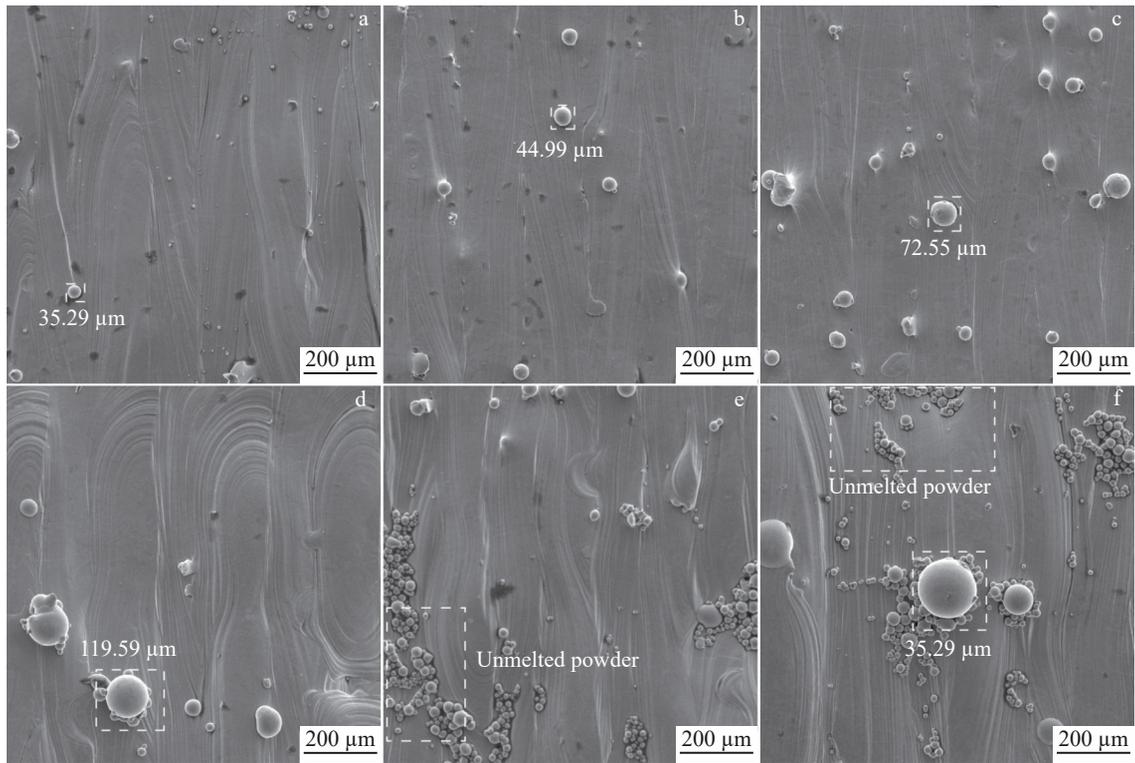


图6 不同组别成形试样表面形貌

Fig.6 Surface morphologies images of samples manufactured from different groups: (a) group 1, (b) group 2, (c) group 3, (d) group 4, (e) group 5, and (f) group 6

表5 本研究与部分参考文献的制备效率对比

Table 5 Comparison of preparation efficiency between this research and some references

Group or Ref.	Scanning speed/mm·s <sup>-1</sup>	Scanning spacing/mm	Thickness of powder/mm	Preparation efficiency/mm·s <sup>-3</sup>
1	500	0.17	0.08	6.8
2	600	0.16	0.08	7.68
3	700	0.15	0.08	8.4
4	800	0.14	0.08	8.96
5	850	0.14	0.08	9.52
6	500	0.17	0.16	13.6
[22]	1000	0.07	0.03	2.1
[23]	800	0.08	0.04	2.56
[24]	675	0.1	0.03	2.03
[25]	1000	0.1	0.03	3

此外,如图8所示,对成形试样进行进一步放大研究发现针状马氏体 $\alpha'$ 之间呈现相互90°的位置取向并出现分级结构,这和Liu等<sup>[29]</sup>所报道的一致。由于制备过程中冷却速度较快以及复杂的热历史过程导致这一结构的形成,控制冷却速率可以改变初生、二次、三次、四次马氏体的尺寸,四种马氏体尺寸逐渐减小,这是与其在热循环中的析出顺序有关。

热处理后的微观组织如图9所示。700 °C热处理前后的微观结构相似,没有发生明显的变化。正是由于这一性质,700 °C被认为是低温热处理温度,常作为应力消

除温度<sup>[30]</sup>。在700 °C热处理后,试样表面仅出明显的组织粗化,和原始SLM制备试样相比, $\beta$ 柱状晶边界显著增宽,从之前的198  $\mu\text{m}$ 增加到218  $\mu\text{m}$ ,并且初生马氏体 $\alpha'$ 尺寸也明显变深变粗,如图9a~9b所示。此时的针状马氏体 $\alpha'$ 宽度约为1  $\mu\text{m}$ ;纵横比范围为25~45,如图9c所示,此外,图9c中依然观察到马氏体的多级析出,相比较于未经过热处理的试样,其尺寸明显变粗。

值得注意的是,在950 °C热处理后,试样微观结构发生了明显变化,由最初的针状结构逐渐转变为板条状 $\alpha+\beta$ 结构,如图9d、9e、9f所示,这也证实了图3a中950 °C

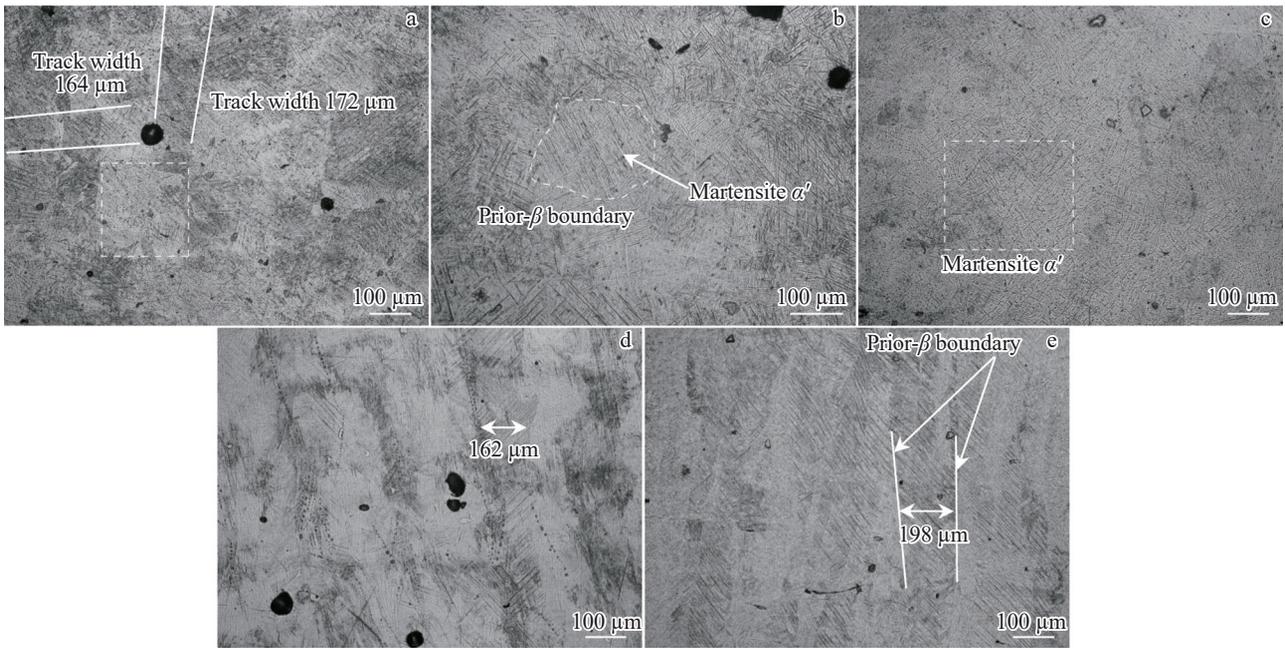


图7 SLM制备Ti-6Al-4V光学微观形貌

Fig.7 Optical microscopic morphologies of Ti-6Al-4V prepared by SLM:(a) top surface of group 1, (b) enlarged dashed box in Fig.7a, (c) top surface of group 2, (d) side surface of group 1, (e) side surface of group 2

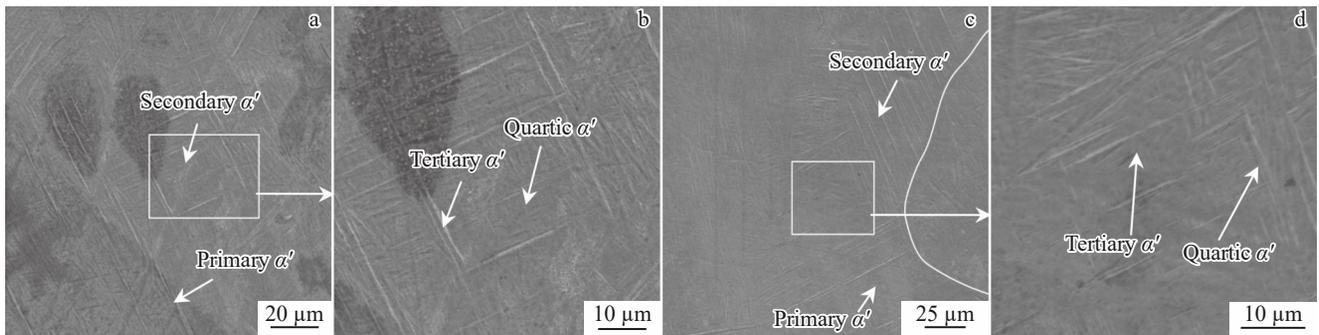


图8 组2 SEM形貌

Fig.8 SEM images of group 2: (a) top surface morphology, (b) enlarged square in Fig.8a, (c) side surface morphology, (d) enlarged square in Fig.8c

热处理后XRD图谱出现的微小 $\beta$ 峰。虽然温度的增加导致 $\alpha$ 相宽度增加(平均宽度约为 $5.5\ \mu\text{m}$ ),但是纵横比却逐渐减小(约8~11),如图9f所示。这可归因于板条状 $\alpha+\beta$ 的边界阻碍作用,导致晶粒生长受限;其次,相邻 $\alpha$ 板条的不同生长方向阻止了晶界向板条 $\alpha$ 和 $\beta$ 的轴上迁移,这些导致了纵横比变化<sup>[31]</sup>。另外,经过 $950\ \text{°C}$ 热处理后的试样其晶粒取向更加明显,图9d的顶面微观形貌可以更加清晰的观察到马氏体之间呈现几乎垂直的关系,其中黑色箭头代表水平生长的晶粒,黄色箭头代表垂直生长的晶粒;9e为侧面的微观形貌,和原始制备试样以及 $700\ \text{°C}$ 热处理后的组织相似,马氏体和边界之间的夹角接近 $45\ \text{°}$ 。

热处理作为一种常用的后处理手段,通过升高温度达到部分相的转变温度来改变热处理后试样的组织形貌。由于SLM制备Ti-6Al-4V过程中独特的冷却速率,成形样的微观结构并不会因为工艺参数的不同存在较大的差异。因此,热处理后试样的微观形貌也不会有明显的组织差异,最终成形的微观形貌只和热处理的温度、时间以及冷却速率相关<sup>[7-10]</sup>。

微观结构的形成和变化可以通过图10来解释,不同的冷却速率导致不同的微观形貌的成形。图10a中展示了制备过程中的3个冷却阶段:第1阶段是熔池在高速冷却速率下冷却,直至成形温度,随后保持在制备仓内温度,由于此阶段下快速的冷却特性,形成 $\alpha'$ 马氏体;第2

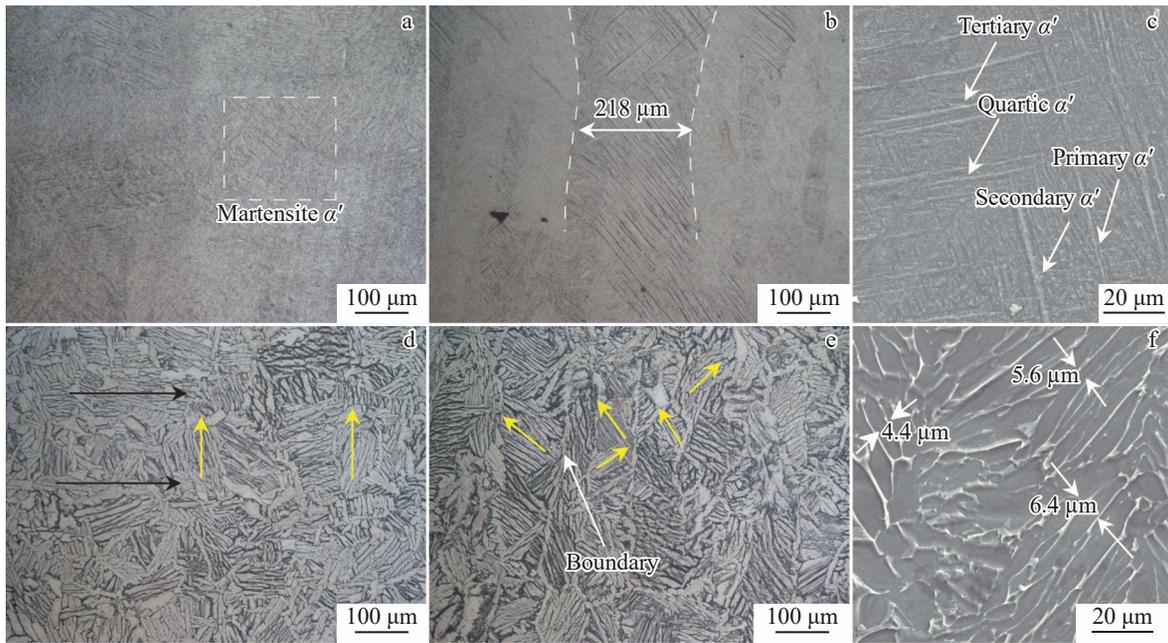


图9 不同热处理温度下组2试样不同位置的微观形貌

Fig.9 Microscopic morphologies of Ti-6Al-4V under different heat treatments: top surface (a), side surface (b) and SEM image of top surface (c) of group 2 heat treatment at 700 °C; top surface (d), side surface (e) and SEM image of top surface (f) of group 2 heat treatment at 950 °C

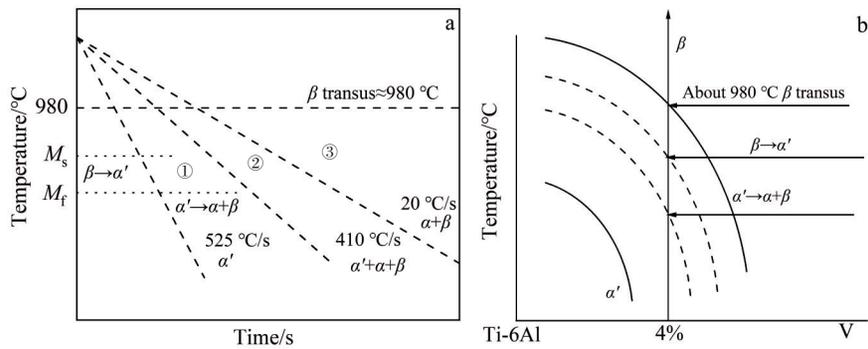


图10 不同冷却速度下 Ti-6Al-4V 组织相变及不同温度下 Ti-6Al-4V 组织转变

Fig.10 Ti-6Al-4V microstructure transformation at different cooling rates (a)<sup>[32]</sup> and different temperatures (b)<sup>[37]</sup>

阶段是保持在制备仓内温度，并直到试样制备完成，在此阶段，亚稳态的  $\alpha'$  马氏体转变为稳定的  $\alpha+\beta$  结构，此外，由于制备仓内仍然存在较高的温度以及反复的激光熔覆，这一复杂的重熔和热历史也将导致  $\alpha'$  马氏体转变为  $\alpha+\beta$  结构；第3阶段为直到制备结束冷却至室温，此时并不会发生组织转变<sup>[32-33]</sup>。图10b展示了不同温度下钛合金的组织转变，当制备温度降到  $\beta$  转变温度时，显微组织完全由柱状  $\beta$  晶粒组成，由于此时的冷却速度过快， $\beta \rightarrow \alpha'$  的转变受到明显的抑制；随着温度降低到马氏体转变温度时 ( $M_s$ )， $\beta$  晶界处开始逐步析出  $\alpha'$  (初生马氏体  $\alpha'$ )，这些  $\alpha'$  马氏体沿轴向生长速率快于径向生长速率，形成了如图7a、7b、7c所示的典型针状形貌；随着层与层的不断沉积，加热温度再次高于  $\beta$  转变温度时，先前生成的  $\alpha'$  马

氏体再次转变为  $\beta$  相，伴随着热循环的进行，当温度再次降低到  $M_s$  温度下时， $\alpha'$  马氏体再次析出，此时，残留的  $\beta$  相在循环冷却中会形成另一种更细小的针状马氏体  $\alpha''$  (二次马氏体  $\alpha''$ )，同样的， $\alpha''$  依然具备生长速率的不一致性，导致其形貌表现为更加细小的针状马氏体<sup>[34-37]</sup>。

### 3.5 压缩性能

压缩实验中，所有试样均被压碎，并且断裂方式呈现为与压缩轴呈  $45^\circ$  夹角，呈现典型的剪切断裂模式。在 SLM 原始制备态下试样的屈服强度 ( $\sigma_s$ ) 和极限抗压强度 ( $\sigma_u$ ) 最高，但是断裂应变 ( $\epsilon_{max}$ ) 最小，如表6所示。相比较于铸造钛合金的抗压强度 1211 MPa，断裂应变 24% 这一数据对比充分体现出 SLM 制备试样高强度低塑性的特点。在高冷却速率下形成的 hcp 结构马氏体相具有内在

表 6 不同组别下的压缩性能

Table 6 Compression performance of different groups

Group	$\sigma_s$ /MPa	$\sigma_u$ /MPa	$\varepsilon_{max}$ /%
1	1286	1605	12.7
1+700 °C	1245	1476	16.8
1+950 °C	719	1379	18.7
2	1200	1593	15.1
2+700 °C	1019	1456	22.1
2+950 °C	848	1359	22.2
3	1129	1450	14.7
3+700 °C	763	1283	20.9
3+950 °C	744	1204	22.4
4	1182	1462	13.2
4+700 °C	939	1323	20.2
4+950 °C	769	1262	22.4
5	1018	1428	15.1
5+700 °C	858	1256	21.3
5+950 °C	807	1196	20.8
6	997	1334	14.1
6+700 °C	707	1051	17.5
6+950 °C	660	983	19.5

脆性,是钛合金具有高强度低延展性的原因<sup>[38]</sup>。对于退火处理的试样,其力学性能的变化和微观结构的转变有关,通过退火处理以后,所有试样的强度均有所下降,但是韧性有不同程度的提升。其中组 4 通过 700 °C 退火处理,其断裂应变得到显著提升,增加 53%;而组 6 在 700 °C 退火处理后断裂应变仅提升 24.1%。此外,继续增加退火温度,组 2 和组 5 仅出现微小的提升甚至是负提升,但是屈服强度和极限抗压强度进一步减小。其中,屈服强度的降低与晶体结构相关<sup>[39]</sup>,随着退火温度的增加,试样中体心立方结构的  $\beta$  相逐渐增加,如图 3a 中所示,由于体心立方金属的屈服现象显著,造成退火处理后试样屈服强度降低。其次 SLM 试样主要由针状马氏体组成,虽然具有高强度但是与退火后形成的  $\alpha+\beta$  结构相比,针状马氏体是高度各向异性的,并且不能均匀地适应应变,导致断裂应变下降<sup>[4]</sup>。Liu 等<sup>[38]</sup>指出由于强度取决于组织的精细程度,而  $\beta$  相则和钛合金的延展性相关,因此热处理后的试样强度降低,但是延展性有所提升<sup>[8]</sup>。

压缩断口形貌如图 11 所示,大部分区域较为平坦,仅部分断口出现韧窝。图 11d 是对图 11a 中韧窝的放大,观察到断裂表面的韧窝小而浅。图 11b 和 11c 展现了组 2

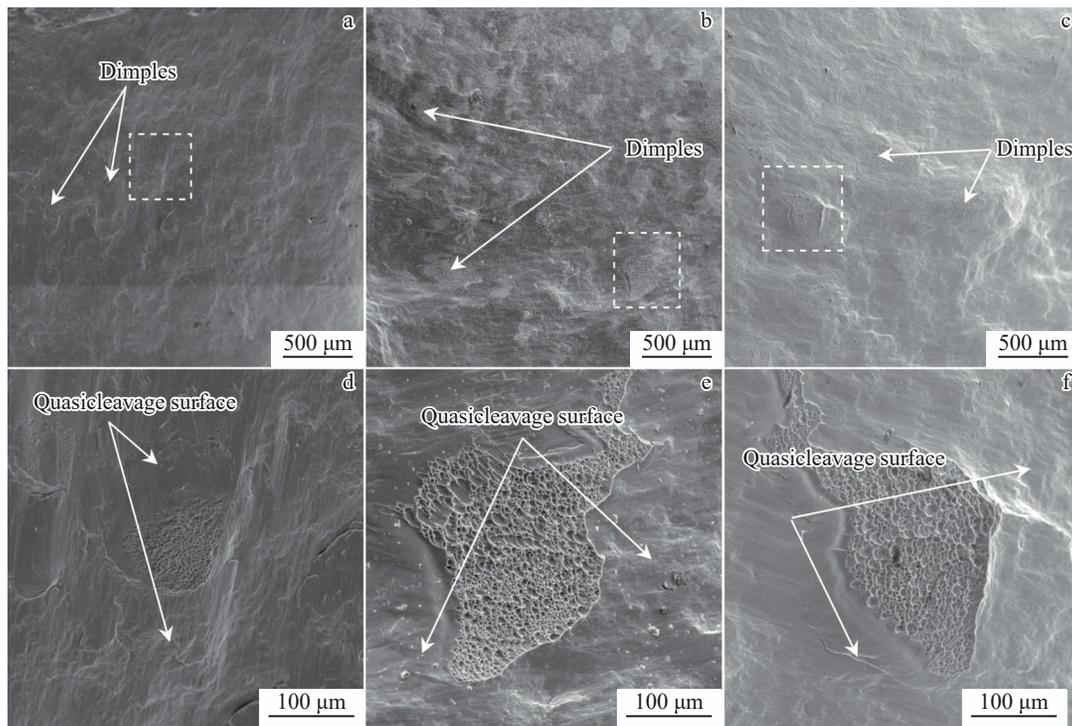


图 11 组 2 试样热处理前后压缩断裂表面形貌

Fig.11 Compression fracture morphologies of the group 2: (a) as-prepared SLM surface; (b) 700 °C annealed surface, (c) 950 °C annealed surface, (d) enlarged dimples in Fig.11a; (e) enlarged dimples in Fig.11b; (f) enlarged dimples in Fig.11c

经过热处理后的断裂表面,在形貌上并没存在差异,但是热处理后的试样韧窝群落明显增多,几乎和解理面相互交错分布于试样断口。此外,在图 11e 和 11f 对韧窝放大

图可以看出,韧窝尺寸和深度都有所增加,这表明热处理对压缩断裂塑性有积极的改善作用。目前,普遍认为韧窝的存在区域表现为韧性断裂形式,而光滑区域表现为

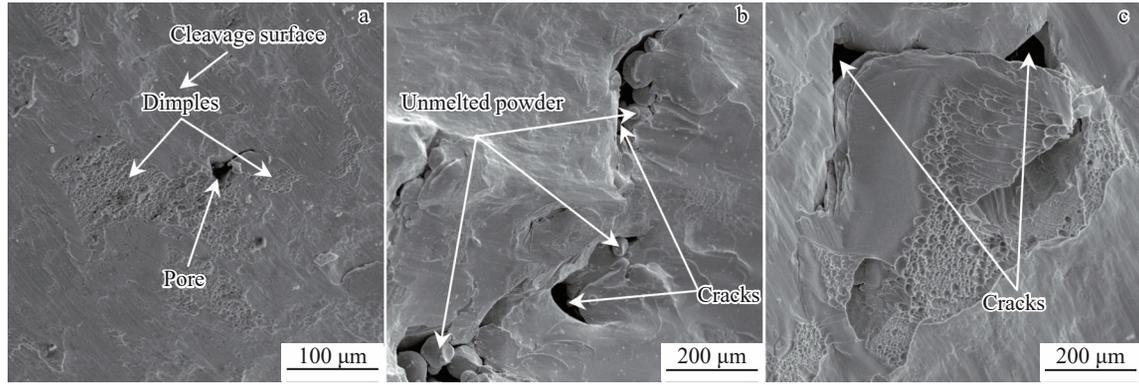


图12 不同组别试样的压缩断口

Fig.12 Compression fracture morphologies of the samples of different groups: (a) group 2, (b) group 5, and (c) group 6

脆性断裂形式<sup>[8,28]</sup>,因此试样在热处理前主要以脆性断裂为主,而在热处理后转变为韧性-脆性断裂模式。

不同断口形貌缺陷如图12所示,在不同的扫描速度下,断口呈现出的缺陷也各不相同。在扫描速度较慢的12a中,由于能量较高,足以熔化大部分粉末颗粒,因此断口表现为小气孔缺陷;但是当扫描速度增加,断裂面逐渐出现未熔化粉末和裂缝缺陷,如图12b、12c所示。缺陷的存在降低了材料的强度。此外,由于压缩过程中的应力集中,裂纹往往在缺陷部位起源并且迅速在试样中蔓延传播导致失效<sup>[40]</sup>。能量不足引起的缺陷在力学性能上的影响远大于能量密度过多引起的缺陷,此外,能量密度低引起的未熔化缺陷对致密度有利,而对强度有害<sup>[7,41]</sup>。正是由于上述原因,制备试样孔隙率在1%左右时,孔隙对力学性能并无太大影响<sup>[41]</sup>,这也侧面证明了高能量密度下的组1、2拥有较高的强度,而致密度较高的组4强度不大。

## 4 结论

1)制备试样在采用80 μm铺粉厚度下依然可以制备出致密度良好的试样,并且此时拥有较快的制备效率。当铺粉厚度进一步增加,显著影响致密度,并且存在大量缺陷。制备试样的粗糙度随着扫描速度的增加从6.732 μm增加到24.653 μm。

2)SLM制备Ti-6Al-4V主要由 $\alpha/\alpha'$ 相组成,随着热处理温度从700 °C增大到950 °C, $\beta$ 相占比逐渐增多,并在XRD图谱中发现 $\beta$ 衍射峰。

3)Ti-6Al-4V的压缩强度和致密度并未呈现正相关,低能量密度下的未熔合缺陷以及裂纹比高能量密度下的气孔缺陷对压缩性能影响更大。600 mm/s扫描速度具有最佳的综合压缩性能,热处理后试样强度均有所下降但是断裂应变得到提高。退火处理后试样由脆性断裂机制转变为韧性-脆性断裂机制,并且随着热处理温度的提高,断裂韧性增加。

## 参考文献 References

- [1] Zhang Yongdi(张永弟), Wang Congyu(王琮瑜), Wang Congwei(王琮玮) et al. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2022, 51(5): 1690
- [2] Fan Yongxia(樊永霞), Lin Yan(林彦), Ao Qingbo(敖庆波) et al. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2023, 52(10): 3630
- [3] Qing F, Shen Z Y, Shi Q et al. *Rare Metal Materials and Engineering*[J], 2023, 52(9): 3026
- [4] Liang Z L, Sun Z G, Zhang W S et al. *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2019, 782: 1041
- [5] Yu H C, Li F Z, Wang Z M et al. *International Journal of Fatigue*[J], 2019, 120: 175
- [6] Mierzejewska A. *Materials*[J], 2019, 12(14): 2331
- [7] Wang Z T, Yang S L, Peng Z et al. *Optics & Laser Technology*[J], 2022, 156: 108522
- [8] Ju J, Li J J, Yang C et al. *Materials Science and Engineering A*[J], 2021, 802: 140673
- [9] Tsai M, Chen Y W, Chao C et al. *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2020, 816: 152615
- [10] Kusano M, Miyazaki S, Watanabe M et al. *Materials Science and Engineering A*[J], 2020, 787: 139549
- [11] Hamza H M, Deen K M, Khaliq A et al. *Critical Reviews in Solid State and Materials Sciences*[J], 2022, 47(1): 46
- [12] De Souza A F, Al-Rubaie K S, Marques S et al. *Materials Science and Engineering A*[J], 2019, 767: 138425
- [13] Shi X Z, Yan C, Feng W W et al. *Optics & Laser Technology*[J], 2020, 132: 106471
- [14] Ma M M, Wang Z M, Gao M et al. *Journal of Materials Processing Technology*[J], 2015, 215: 142
- [15] Qiu C L, Panwisawas C, Ward M et al. *Acta Materialia*[J], 2015, 96: 72
- [16] Nguyen Q B, Luu D N, Nai S M L et al. *Archives of Civil and Mechanical Engineering*[J], 2018, 18(3): 948
- [17] Sun Q D, Sun J, Guo K et al. *Advances in Manufacturing*[J], 2022, 10(4): 520
- [18] Ali H, Ma L, Ghadbeigi H et al. *Materials Science and*

- Engineering A*[J], 2017, 695: 211
- [19] Pegues J, Roach M, Williamson R S *et al. International Journal of Fatigue*[J], 2018, 116: 543
- [20] Vayssette B, Saintier N, Brugger C *et al. Theoretical and Applied Fracture Mechanics*[J], 2020, 108: 102581
- [21] Temmler A, Walochnik M A, Willenborg E *et al. Journal of Laser Applications*[J], 2015, 27(S2): S29103
- [22] Du L M, Qian G A, Zheng L *et al. Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*[J], 2021, 44(1): 240
- [23] Yakout M, Elbestawi M A, Veldhuis S C. *Journal of Manufacturing Processes*[J], 2020, 52: 181
- [24] Haubrich J, Gussone J, Barriobero-Vila P *et al. Acta Materialia*[J], 2019, 167: 136
- [25] Dilip J J S, Zhang S, Teng C *et al. Progress in Additive Manufacturing*[J], 2017, 2(3): 157
- [26] Liu Lun(刘 伦), Zhang Zhenjun(张振军), Yang Huajie(阳华杰) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2021, 50(12): 4429
- [27] Ahmed T, Rack H J. *Materials Science & Engineering A*[J], 1998, 243(1): 206
- [28] Yan X C, Yin S, Chen C Y *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2018, 764: 1056
- [29] Liu S Y, Shin Y C. *Materials and Design*[J], 2019, 164: 107552
- [30] Lekoadi P, Tlotleng M, Annan K *et al. Metals*[J], 2021, 11(2): 255
- [31] Zhang X Y, Fang G, Leeflang S *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2018, 735: 1562
- [32] Galarraga H, Warren R J, Lados D A *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2017, 685: 417
- [33] Shipley H, McDonnell D, Culleton M *et al. International Journal of Machine Tools and Manufacture*[J], 2018, 128: 1
- [34] Yang J J, Yu H C, Yin J *et al. Materials and Design*[J], 2016, 108: 308
- [35] Ivasishin O M, Teliovich R V. *Materials Science & Engineering A*[J], 1999, 263(2): 142
- [36] Agius D, Kourousis K, Wallbrink C. *Metals*[J], 2018, 8(1): 75
- [37] Singla A K, Banerjee M, Sharma A *et al. Journal of Manufacturing Processes*[J], 2021, 64: 161
- [38] Liu Y, Xu H Z, Zhu L *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2021, 805: 140561
- [39] Sui Qingxuan(隋清萱). *Research on Microstructure and Properties of Ti6Al4V Alloy by Selective Laser Melting*(激光选区熔化成形 Ti6Al4V 合金微观组织及性能研究)[D]. Jinan: Shandong University, 2020
- [40] Meng L X, Yang H J, Ben D D *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2022, 830: 142294
- [41] Gong H J, Rafi K, Gu H F *et al. Materials and Design*[J], 2015, 86: 545

## Effect of Heat Treatment on Selective Laser Melting Formed Ti-6Al-4V Titanium Alloy with High Layer Thickness

Yao Bibo<sup>1</sup>, Peng Yuyang<sup>1</sup>, Li Zhenhua<sup>2</sup>, Liu Meihong<sup>1</sup>, Li Hai<sup>1</sup>, Wang Cong<sup>1</sup>

(1. Faculty of Mechanical and Electrical Engineering, Kunming University of Science and Technology, Kunming 650500, China)

(2. School of Materials Science and Engineering, Kunming University of Science and Technology, Kunming 650093, China)

**Abstract:** Increasing the layer thickness can significantly improve the preparation efficiency of selecting laser melting formed Ti-6Al-4V. However, it leads to lower forming quality in comparison to the alloy with low layer thickness. Annealing heat treatment can improve the ductility of titanium alloy prepared by selective laser melting, but the effect of annealing heat treatment on the sample with high layer thickness is not clear. In this research, the Ti-6Al-4V with high layer thickness was fabricated by selective laser melting. The 700 and 950 °C were set as annealing heat treatment temperatures, and the effects of heat treatment on the microstructure and properties of Ti-6Al-4V were investigated. The results reveal that the preparation of samples can achieve good forming quality when the scanning speed ranges from 600 mm/s to 800 mm/s. After annealing at 700 and 950 °C, the microstructure of the samples transforms from acicular martensite to lath martensite. The  $\beta$  phase can be observed after heat treatment at 950 °C. The changes in compression performance are influenced by the microstructure. The ultimate compressive strength of the prepared sample with a scanning speed of 600 mm/s is 1593 MPa, and the maximum fracture strain is 15.1%. After annealing heat treatment, the ultimate compressive strength decreases to 1359 MPa and the maximum fracture strain increases to 22.2%. The fracture mode changes from brittle fracture to ductile-brittle fracture.

**Key words:** selecting laser melting; Ti-6Al-4V; high layer thickness; heat treatment; compression performance

Corresponding author: Li Zhenhua, Ph. D., Professor, School of Materials Science and Engineering, Kunming University of Science and Technology, Kunming 650093, P. R. China, Tel: 0086-871-65933119, E-mail: lzhkust@sina.com