

# 选区激光熔化成形多孔 Ti-6Al-4V 合金力学性能研究

李卿<sup>1,2</sup>, 赵国瑞<sup>2</sup>, 闫星辰<sup>2</sup>, 马文有<sup>2</sup>, 余红雅<sup>1</sup>, 刘敏<sup>2\*</sup>

<sup>1</sup>华南理工大学材料科学与工程学院, 广东 广州 510640;

<sup>2</sup>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, 现代材料表面工程技术国家工程实验室, 广东 广州 510651

**摘要** 针对 Ti-6Al-4V 合金植入体存在的应力屏蔽问题, 采用选区激光熔化技术成形了不同孔径和孔隙率的多孔 Ti-6Al-4V 合金结构, 对样品的相对密度、成形精度、微观组织、压缩性能和弹性模量等进行表征。结果表明, 原始打印态多孔 Ti-6Al-4V 合金结构的显微组织为细针状  $\alpha'$  马氏体组织; 不同相对密度的多孔 Ti-6Al-4V 合金结构, 其相对密度从 0.420 升高到 0.548 时, 弹性模量从 15.1 GPa 升高到 25.7 GPa, 抗压强度也从 223 MPa 升高到了 352 MPa, 且弹性模量、抗压强度随相对密度变化的关系满足 Gibson-Ashby 模型。此外, 多孔 Ti-6Al-4V 合金压缩断裂发生在支杆连接处, 断口与水平方向约成 45° 夹角, 断裂方式为脆性断裂。

**关键词** 激光光学; 选区激光熔化; 多孔 Ti-6Al-4V 合金; 弹性模量; 应力屏蔽

中图分类号 TG115.5; TG113.25

文献标识码 A

doi: 10.3788/LOP56.011403

## Mechanical Properties of Porous Ti-6Al-4V Titanium Alloys Fabricated by Selective Laser Melting

Li Qing<sup>1,2</sup>, Zhao Guorui<sup>2</sup>, Yan Xingchen<sup>2</sup>, Ma Wenyu<sup>2</sup>, Yu Hongya<sup>1</sup>, Liu Min<sup>2\*</sup>

<sup>1</sup>School of Materials Science and Engineering, South China University of Technology, Guangzhou, Guangdong 510640, China;

<sup>2</sup>National Engineering Laboratory for Modern Materials Surface Engineering Technology, Key Laboratory of Guangdong for Modern Surface Engineering Technology, Guangdong Institute of New Materials, Guangzhou, Guangdong 510651, China

**Abstract** The porous Ti-6Al-4V alloy structures with different pore sizes and porosity are fabricated by selective laser melting aiming at the problem of stress shielding existing in the Ti-6Al-4V alloy implants. In addition, the relative densities, molding precision, microstructures, compression properties and elastic moduli of different porous samples are characterized. The results show that the microstructures of the as-built porous structures are composed of fine needle  $\alpha'$  martensite phases. As for the porous Ti-6Al-4V alloy structures with different relative densities, when the relative density increases from 0.420 to 0.548, the elastic modulus increases from 15.1 GPa to 25.7 GPa, and the compressive strength increases from 223 MPa to 352 MPa. Moreover, the relationship of elastic modulus and compressive strength with relative density satisfies well with the Gibson-Ashby model. In addition, the compression fractures of porous Ti-6Al-4V alloys occur at the junction of struts. The angle between the fracture and the horizontal direction is about 45° and the fracture mode is a brittle one.

**Key words** laser optics; selective laser melting; porous Ti-6Al-4V alloy; elastic modulus; stress shielding

**OCIS codes** 140.3390; 160.3380; 350.3850; 350.5030

收稿日期: 2018-05-28; 修回日期: 2018-06-28; 录用日期: 2018-07-18

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(2016GDASPT-0206, 2017GDASCX-0202, 2017GDASCX-0111, 2018GDASCX-0402, 2018GDASCX-0946, 2018GDASCX-0111)、广州市科技计划项目(201604016109, 201704030111, 201510010095)、广东省省级科技计划项目(2015B010122004, 2015B090920003, 2016B070701020, 2016B090916003, 2017A070702016, 2017B030314122, 2016A030312015, 2017A070701027)

\* E-mail: liumin@gdas.gd.cn

# 1 引言

选区激光熔化(SLM)技术利用高能量激光源,根据预先规划的扫描路径熔化金属粉末,并逐层堆积成形,所制造的工件表面质量好、尺寸精度高,致密度可超过 99%<sup>[1]</sup>。SLM 成形过程不需要额外的工装模具,具有传统金属材料加工技术所没有的独特优势。另外,SLM 技术为设计提供了极大的自由度,可以成形传统加工方法难以实现的金属零件,在制造复杂结构工件方面具有独特优势。因此,SLM 成形技术在医疗植入体、航空航天、模具制造等方面具有十分广阔的应用前景<sup>[2-3]</sup>。

Ti-6Al-4V 是一种  $\alpha+\beta$  型两相钛合金,具有优异的综合力学性能、良好的生物相容性、耐腐蚀性和无磁性等优点,广泛应用于医疗、航空航天等领域<sup>[4]</sup>。但是,Ti-6Al-4V 合金本身所具有的低热导率、高硬度、高弹性变形等特点,使其在复杂结构一体化制造上面临极大困难。SLM 技术作为一种可以实现 Ti-6Al-4V 合金工件增材制造的新方法,能够实现高度复杂 Ti-6Al-4V 合金结构的低成本制备,以及原材料的高效利用<sup>[5]</sup>。

在生物医用材料领域,Ti-6Al-4V 已经成为临床应用最为广泛的植入体材料<sup>[6-7]</sup>。与 CoCr 合金的弹性模量(230 GPa)<sup>[8]</sup>相比,Ti-6Al-4V 弹性模量(110 GPa)更低<sup>[9]</sup>,但仍远远高于人体骨弹性模量(3~30 GPa)<sup>[10-13]</sup>。研究表明,这种弹性模量的差异会引起“应力屏蔽”效应,即当人体承受载荷时,植入体弹性模量过大会使得载荷集中在植入体上,而植入体周围骨组织受到的载荷将会减小,进而引起骨质萎缩<sup>[14]</sup>,甚至造成植入失败,对病人造成极大的身心伤害和经济损害,也会加重社会负担。为了解决“应力屏蔽”效应所引发的植入手术失败的问题,设计和制造与人体骨骼弹性模量接近的多孔 Ti-6Al-4V 合金植入体成为一种可能的有效解决方

案<sup>[10]</sup>。研究表明,多孔 Ti-6Al-4V 合金植入体弹性模量接近人体骨骼弹性模量,可降低“应力屏蔽”效应引起的骨质流失,同时,多孔表面可增加植入体与骨的接触面积,提高植入体与骨组织的摩擦力,降低因机械松动而引起的植入失败。另外,多孔结构内部具有相互连通的通道,有利于营养物质的流动,促进细胞的附着、增殖和分化,提高骨长入能力,促进骨融合<sup>[10,15]</sup>。值得注意的是,不同孔径和孔隙率的多孔植入体对骨生长有不同程度的影响<sup>[15-16]</sup>。医学研究表明,当孔径尺寸为 200~600  $\mu\text{m}$  时,最有利于成骨细胞及组织的长入<sup>[17]</sup>。

研究表明,多孔结构的机械性能与其孔结构关系密切<sup>[18]</sup>。近年来,很多研究都致力于孔结构与其机械性能的关系研究,其中金刚石结构<sup>[19,20]</sup>、正八面体结构<sup>[21]</sup>、蜂巢结构<sup>[22-23]</sup>等多孔植入体具有良好的压缩性和植入稳定性。由于这些结构为各项异性,因此从人体受剪切力作用方面考虑,应增加该结构在水平方向的抗剪切能力。

综上所述,对多孔 Ti-6Al-4V 合金植入体,特别是采用 SLM 技术成形结构各向同性的正八面体多孔 Ti-6Al-4V 合金植入体的力学性能进行研究十分必要。本文结合国内外多孔植入体的研究成果<sup>[17,24]</sup>,从生物医学的实际应用考虑,设计了孔径为 400~600  $\mu\text{m}$ ,孔隙率分别为 55%和 65%的正八面体多孔结构<sup>[9,25]</sup>;利用 SLM 成形了对应设计模型的多孔 Ti-6Al-4V 合金;测试了不同多孔 Ti-6Al-4V 合金微观组织和力学性能等参数,为 SLM 成形多孔 Ti-6Al-4V 合金植入体的医疗应用提供参考数据。

## 2 实验条件

### 2.1 实验设备及材料

实验采用 EOS 公司提供的 Ti-6Al-4V 粉末,其微观形貌和粒径分布如图 1 所示。由图 1(a)可知,该粉末球形度高,具有少量卫星粉,有助于在成形过

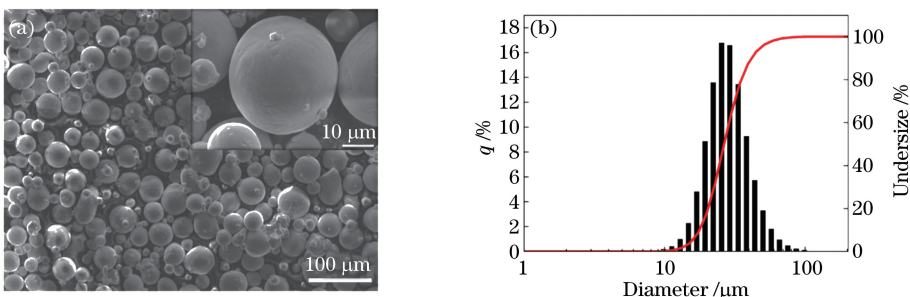


图 1 Ti-6Al-4V 粉末微观形貌及粒径分布曲线。(a)形貌;(b)粒度分布

Fig. 1 Micro-morphology and size distribution of Ti-6Al-4V powder. (a) Morphology; (b) size distribution

程中提高粉末流动性,均匀铺粉。由图 1(b)可知,该粉末粒径呈高斯分布,其中  $D_{10}=17.7\ \mu\text{m}$ ,  $D_{50}=29.9\ \mu\text{m}$ , 平均粒径为  $28.6\ \mu\text{m}$ 。此外, Ti-6Al-4V 粉末的松装密度为  $2.3\ \text{g}/\text{cm}^3$ , 理论密度为  $4.4\ \text{g}/\text{cm}^3$ 。Ti-6Al-4V 合金粉末的化学成分, 如表 1 所示, 满足 ASTM F136 的要求。

表 1 Ti-6Al-4V 合金粉末的化学成分(质量分数, %)

Table 1 Chemical compositions of Ti-6Al-4V powder (mass fraction, %)

Element	Al	V	O	N	C	H	Fe	Ti
Powder / %	5.5-6.5	3.5-4.5	0.13	0.03	0.08	0.012	0.25	Bal.

成形实验在 EOS M290 (GmbH, 德国) 平台上进行, 其最大成形尺寸为  $250\ \text{mm}\times 250\ \text{mm}\times 325\ \text{mm}$ , 最小铺粉层厚为  $20\ \mu\text{m}$ 。该设备配备了掺镱光纤激光器, 最大功率为  $400\ \text{W}$ , 波长为  $1060\sim 1100\ \text{nm}$ , 光斑直径为  $100\ \mu\text{m}$ , 最大扫描速度为  $7.0\ \text{m}/\text{s}$ 。在成形过程中, 成形腔室通入氩气作为保护气, 含氧量控制在  $0.1\%$  以下。SLM 工艺参数如表 2 所示。

## 2.2 模型设计及实验方法

利用三维建模软件设计如图 2(a) 所示的正八

面体结构, 通过调整支杆直径  $d$  和孔径  $D_p$  得到不同单元尺寸  $a$  的正八面体单元, 如图 2(b) 所示。将正八面体单元导出为 STL 格式后, 利用 Magics (Materialise, 比利时) 软件进行三维空间复制, 得到压缩实验样品模型, 如图 2(c) 所示。为避免尺寸效应对测量结果的影响<sup>[26]</sup>, 模型各个方向最小尺寸需大于 7 倍单元尺寸。

表 2 Ti-6Al-4V 合金选区激光熔化成形工艺参数

Table 2 Process parameters for fabrication of Ti-6Al-4V alloys by SLM

Parameter	Laser	Scanning	Hatch	Layer
	power / W	speed / $(\text{mm}\cdot\text{s}^{-1})$	distance / $\mu\text{m}$	thickness / $\mu\text{m}$
Value	240	1200	140	30

利用场发射扫描电子显微镜 (Nova NanoSEM 430, FEI, 荷兰) 对样品表面及压缩断口形貌进行观测并测量  $D_p$  和  $d$ 。根据 ISO 13314:201 标准, 利用万能材料实验机 (Shimadzu, 日本) 沿样品高度方向进行压缩实验, 压缩位移速度为  $1\ \text{mm}/\text{min}$ ; 利用压缩过程中第一个载荷峰值计算样品抗压强度, 并处理得到应力-应变曲线。

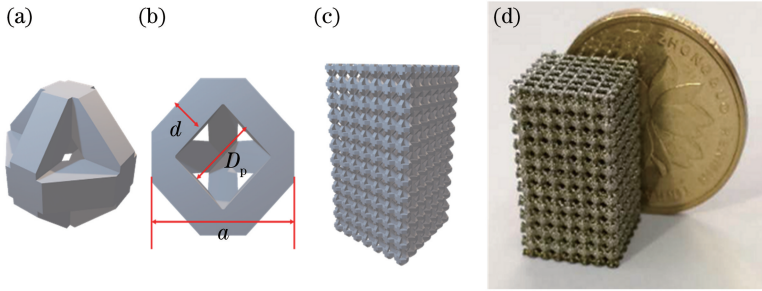


图 2 正八面体结构模型和样品。(a) 正八面体单元结构; (b) 正八面体单元基本参数; (c) 压缩样品模型; (d) 压缩样品

Fig. 2 Octahedron model and sample. (a) Octahedron unit cell; (b) basic parameters of octahedron unit;

(c) as-built sample model; (d) as-built sample

多孔 Ti-6Al-4V 合金的孔隙率采用称重-体积法计算, 即

$$P = \left(1 - \frac{\rho_p}{\rho_s}\right) \times 100\%, \quad (1)$$

式中:  $P$  为多孔结构孔隙率;  $\rho_p = M/V$  为多孔结构密度,  $M$  为样品质量(g),  $V$  为样品体积( $\text{cm}^3$ );  $\rho_s$  为 Ti-6Al-4V 材料密度,  $\rho_s = 4.4\ \text{g}/\text{cm}^3$ 。

采用高温弹性模量仪 (IMCE, 比利时) 测量多孔 Ti-6Al-4V 合金的动态弹性模量。共振频率范围为  $1\sim 10^6\ \text{Hz}$ , 内耗(阻尼)测量范围为  $10^{-5}\sim 10^{-1}$ , 每种样品测量 3 个以上试样并取平均值。弹性模量计算方法为

$$E = 0.9465 \left( \frac{m f_r^2 / \omega}{l^3 / t^3} \right) T, \quad (2)$$

式中  $f_r$  为测量的谐振频率,  $m$ 、 $\omega$ 、 $l$ 、 $t$  分别为测试样品的质量、宽度、长度、厚度,  $T$  为与  $l$ 、 $t$  和泊松比有关的因子。

## 3 结果与讨论

### 3.1 多孔 Ti-6Al-4V 合金的形貌特征

多孔 Ti-6Al-4V 合金的几何形貌如图 3 所示。由图 3 可知, 多孔 Ti-6Al-4V 合金粉末为非常规则的正八面体孔结构, 表面粘有部分粉末的支杆, 文献 [27-28] 也报道了类似的黏粉现象。支杆的表面黏

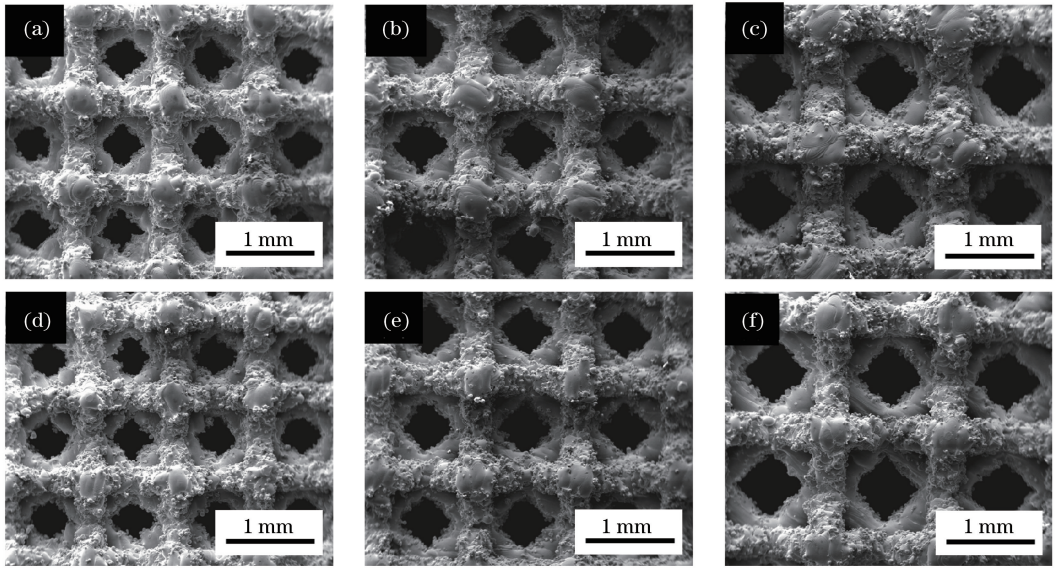


图3 不同孔径多孔 Ti-6Al-4V 合金形貌图

Fig. 3 Morphologies of porous Ti-6Al-4V alloys with different pore sizes

粉程度与其结构中支杆的倾斜角度有关。课题组前期研究表明,当倾斜角度大于  $45^\circ$  时,表面粗糙度明显降低;而 SLM 技术本身在成形过程中的“台阶效应”也会使样品表面容易出现黏粉现象;此外,多孔结构周围未熔的粉末与固体材料的传热方式不同,使得粉末更易于粘附在支杆表面上<sup>[29]</sup>。

多孔 Ti-6Al-4V 合金结构设计值与实际值如表 3 所示。实际孔隙率低于设计孔隙率,原因在于激光束沿着边缘轮廓扫描时,熔道的实际轮廓比设计轮廓宽,即每一层截面都存在一定程度扩大,最终导致支杆直径变大,实际孔径变小,实际孔隙率降低。因此,在设置打印参数时,合理匹配各工艺参数,有助于提高成形精度,减少黏粉现象<sup>[19,30-31]</sup>。

表 3 多孔 Ti-6Al-4V 合金结构参数

Table 3 Parameters of porous Ti-6Al-4V alloy structures

Parameter	1	2	3	4	5	6
Porosity, nominal /%	55	55	55	65	65	65
Porosity, dry weighting /%	45	48	51	50	53	57
Density / ( $\text{g}\cdot\text{mm}^{-3}$ )	2.43	2.30	2.15	2.18	2.07	1.86
Pore size, nominal / $\mu\text{m}$	400	500	600	400	500	600
Pore size, SEM / $\mu\text{m}$	$388\pm 44$	$456\pm 41$	$543\pm 45$	$358\pm 46$	$453\pm 52$	$545\pm 58$
Strut diameter, nominal / $\mu\text{m}$	222	266	310	181	216	254
Strut diameter, SEM / $\mu\text{m}$	$324\pm 42$	$379\pm 48$	$448\pm 39$	$295\pm 67$	$352\pm 36$	$369\pm 37$

### 3.2 多孔 Ti-6Al-4V 合金相和微观组织分析

图 4 为原始粉末和 3 号样品的 X 射线衍射 (XRD) 图谱。由 XRD 结果可以看出,与原始 Ti-6Al-4V 粉末一样,样品经历了从熔融状态到室温的快冷过程,主要由密排六方结构的  $\alpha'$  相组成,其打印前后的晶体结构和晶格参数几乎无变化,也未发现有残留的  $\beta$  相,其原因很可能是  $\beta$  相含量低于 XRD 测量范围<sup>[32]</sup>。

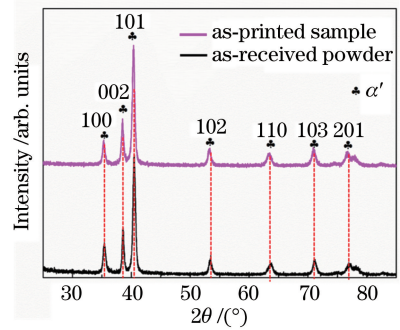


图 4 打印前后 Ti-6Al-4V 合金相组织

Fig. 4 Phase patterns of as-received powder and as-printed porous Ti-6Al-4V alloy

通常,材料的微观组织对材料的力学性能有显著的影响。多孔 Ti-6Al-4V 合金支杆截面和单元节点微观组织如图 5 所示。由图 5(a)可知,支杆连续、无明显断裂,说明该工艺参数所对应的熔道是连续的,而且熔道间的搭接良好,能保证结构均一;此外,支杆边界上附着有半熔化的粉末,这些残余未熔粉末增加了样品的表面粗糙度,容易引起应力集中,作为裂纹源首先失效。这种焊接在支杆表面的黏粉

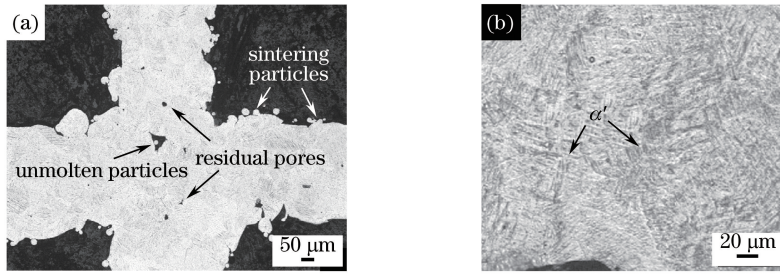


图 5 多孔 Ti-6Al-4V 合金。(a) 支杆截面图；(b) 金相组织

Fig. 5 Porous Ti-6Al-4V alloy. (a) Cross-section of strut; (b) microstructure

不易被超声、喷砂等传统方法去除。图 5 (b) 为支杆的微观组织，主要由典型的针状组织  $\alpha'$  马氏体组成，并且针状  $\alpha'$  马氏体尺寸非常小，这是因为从原始  $\beta$  相转变过程的冷却速率较高 ( $10^4$  K/s)，无法转变为稳态  $\alpha$  组织，而转变为非稳态的细针状  $\alpha'$  马氏体<sup>[22,33-36]</sup>。这种密排六方结构的  $\alpha'$  相，会加强多孔 Ti-6Al-4V 合金的硬脆特性<sup>[33]</sup>。

### 3.3 多孔 Ti-6Al-4V 合金力学性能

多孔 Ti-6Al-4V 合金弹性模量、抗压强度与相对密度的关系，如图 6 所示。由图 6 可知，多孔 Ti-

6Al-4V 合金的弹性模量和抗压强度随着相对密度的增加而升高<sup>[22]</sup>，相对密度为 0.420~0.548 时，弹性模量从 15.1 GPa 升高到了 25.7 GPa，抗压强度从 223 MPa 升高到了 352 MPa。弹性模量的测定值与由 Gibson-Ashby<sup>[37]</sup> 计算的理论值非常接近，且与人体骨的弹性模量 (3~30 GPa) 相近<sup>[12-13,28,38]</sup>。

弹性模量、抗压强度与相对密度的关系如下：

$$E_p/E_s = C_1 (\rho_p/\rho_s)^{n_1}, \quad (3)$$

$$\sigma_p/\sigma_s = C_2 (\rho_p/\rho_s)^{n_2}, \quad (4)$$

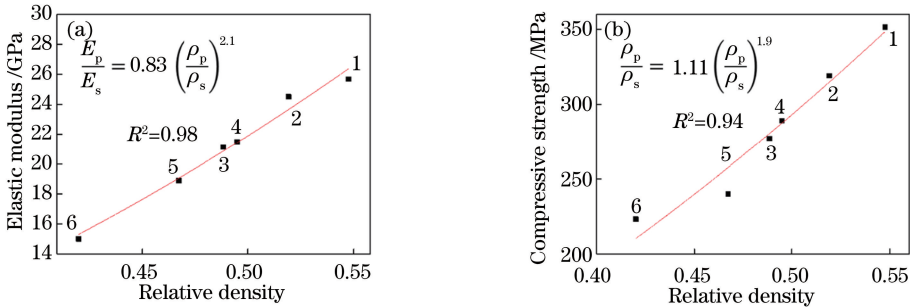


图 6 多孔 Ti-6Al-4V 合金的性能参数与相对密度关系。(a) 弹性模量；(b) 抗压强度

Fig. 6 Relationship between performance parameter and relative density. (a) Elastic modulus; (b) compressive strength

表 4 多孔 Ti-6Al-4V 合金弹性模量和抗压强度

Table 4 Elastic modulus and compressive strength of porous Ti-6Al-4V alloy

Parameter	1	2	3	4	5	6
Relative density	0.548	0.519	0.489	0.495	0.467	0.420
Elastic modulus /GPa	25.7	24.5	21.1	21.5	18.9	15.1
Compressive strength /MPa	351.6	319.1	277.1	289.0	239.9	223.1

式中  $E_p$  为多孔 Ti-6Al-4V 合金的弹性模量， $E_s$  为实体 Ti-6Al-4V 合金材料理论弹性模量， $\sigma_p$  为多孔 Ti-6Al-4V 合金抗压强度， $\sigma_s$  为实体 Ti-6Al-4V 合金抗压强度， $\rho_p$  为多孔 Ti-6Al-4V 合金的表观密度， $\rho_s$  为实体 Ti-6Al-4V 合金材料理论密度， $C_1$ 、

$C_2$ 、 $n_1$  和  $n_2$  为取决于多孔结构的常数。SLM 成形 Ti-6Al-4V 合金的弹性模量和屈服强度分别为 110 GPa 和 990 MPa<sup>[11]</sup>。通常认为，Gibson-Ashby 模型中，系数  $C_1$  和  $C_2$  的取值分别为 1~4 和 0.1~1， $n_1$  和  $n_2$  的取值分别为 2.0 和 1.5<sup>[11,32]</sup>。在图 6(a) 所示的相对密度和弹性模量的拟合曲线中， $n_1=2.1$ ， $C_1=0.83$ ；在图 6 (b) 所示的相对密度和抗压强度的拟合曲线中， $n_2=1.9$ ， $C_2=1.11$ 。

拟合结果与理论值存在偏差，其主要原因在于：

- 1) 多孔结构支杆内部残余微孔的影响，如图 5(a) 所示；
- 2) 多孔结构最小支杆节点处的连接缺陷；
- 3) SLM 成形多孔结构时的残余应力。支杆在到压应力产生变形时，以上因素会影响和限制多孔结构的力学性能，从而导致理论值和实测值之间的差异。

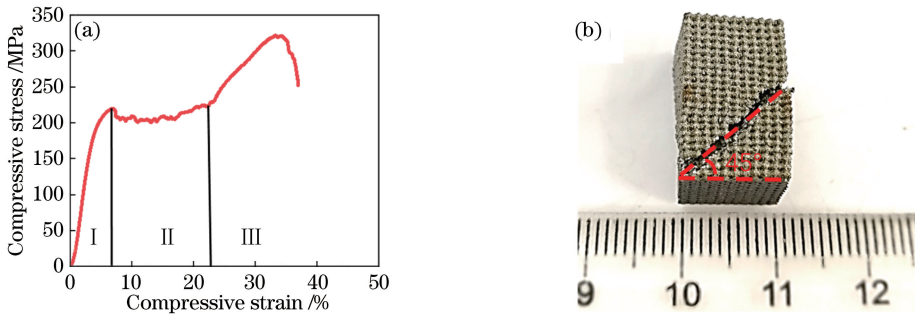


图7 多孔 Ti-6Al-4V 合金的(a)压缩应力-应变曲线和(b)压缩断口

Fig. 7 (a) Compressive stress-strain curve and (b) fracture of porous Ti-6Al-4V alloy

不同样品的压缩应力-应变曲线相同,选取3号样品的压缩应力-应变曲线进行分析。图7(a)为典型的多孔 Ti-6Al-4V 合金的应力-应变曲线<sup>[39-40]</sup>。由图7(a)可知,应力-应变曲线大致可分为3个阶段:1)随着外载荷的增加,应变增加缓慢,而应力快速上升,此阶段为弹性变形阶段,随后应力上升速度减缓并达到第一个峰值,此过程中样品没有明显的断裂或塌陷;2)随着变形的继续,多孔 Ti-6Al-4V 合金发生坍塌,由于样品结构具有周期性,多孔 Ti-6Al-4V 合金压缩的应力-应变曲线也呈现出周期振荡;3)随着振荡屈服阶段的结束,所有完整的正八面体结构单元发生变形,多孔 Ti-6Al-4V 合金出现致密化。

在第2阶段中,由于样品某一局部存在微孔或未熔颗粒[图5(a)],导致裂纹首先在这些位置萌生,并在外界载荷的作用下开始扩展;当外界载荷超过材料变形极限时,多孔 Ti-6Al-4V 合金发生局部变形,并快速扩展到其他区域,表现为应力-应变曲线超过第一个应力峰值后快速下降。应力下降速度与多孔 Ti-6Al-4V 合金相对密度有关,当多孔 Ti-

6Al-4V 合金相对密度较高,孔径和支杆长度较小时,前一部分支杆断裂后,后一部分支杆能快速形成支撑,因此应力下降较小;当孔径和支杆长度较大时,应力下降的幅度明显增大。该阶段支杆断裂,并有越来越多的碎屑掉落到下压头上。在第3阶段中,上压头继续往下压缩,应力持续升高,当应变增加到某一临界值时,Ti-6Al-4V 合金多孔结构样品会从顶部到侧面以约45°形成剪切带,导致整体结构断裂成两部分,其剪切断口如图7(b)所示。这种现象与原始打印状态 Ti-6Al-4V 合金的脆性特征有关。

为了进一步研究多孔 Ti-6Al-4V 合金的断裂机制,对3号样品压缩断口进行SEM观察。如图8所示,断裂位置在支杆连接处,断口呈现较为平滑的表面,没有明显的韧窝<sup>[41]</sup>。这种现象可能是由于发生剪切断裂后,在压应力的作用下断裂部分样品发生相对滑动,从而破坏了部分原始断面。由 Ti-6Al-4V 合金多孔结构微观组织和压缩应力-应变曲线的分析可知,SLM成形的原始多孔结构断裂机制为脆性断裂。

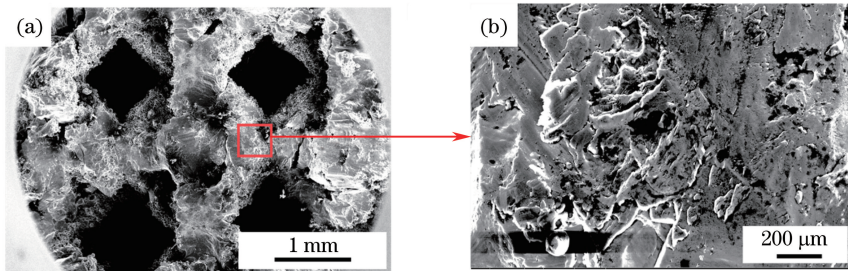


图8 多孔 Ti-6Al-4V 合金压缩(a)断裂位置与(b)断口形貌

Fig. 8 (a) Fracture site and (b) fracture morphology of porous Ti-6Al-4V alloy after compression test

多孔结构材料性能受材料组成、相对密度和结构的影响较明显<sup>[42]</sup>。研究表明<sup>[22]</sup>,随着支杆直径的增加,Ti-6Al-4V 合金断口的韧窝减少、脆性增

大。这种现象在 SLM 成形 Ti-6Al-4V 合金中并不明显,可能是由于实验的支杆直径范围较小(0.24~0.45 mm)。另有研究表明,均一结构多孔 Ti-6Al-

4V 合金的脆性高于梯度结构合金<sup>[43]</sup>, 这一结论可为进一步设计和开发梯度多孔结构 Ti-6Al-4V 合金提供参考。

## 4 结 论

针对 Ti-6Al-4V 合金植入体存在的应力屏蔽现象, 为制备与人体骨弹性模量、抗压强度相符的 Ti-6Al-4V 合金植入体, 本研究利用 SLM 技术成形了不同相对密度的多孔 Ti-6Al-4V 合金, 分析了相对密度对多孔 Ti-6Al-4V 合金弹性模量、抗压强度的影响, 得到了以下结论。

1) SLM 成形多孔 Ti-6Al-4V 合金的组织为细针状马氏体组织, 该种组织使得 SLM 成形的 Ti-6Al-4V 合金具有强度较高、塑性较低的特点。

2) 正八面体多孔 Ti-6Al-4V 合金支杆连接处截面积最小, 压缩断裂发生在该处, 断口与水平线成 45° 夹角, 断裂方式为脆性断裂。

3) 多孔 Ti-6Al-4V 合金弹性模量、抗压强度受相对密度的影响, 相对密度越大, 弹性模量和抗压强度越高; 相对密度为 0.420~0.538 的多孔 Ti-6Al-4V 合金, 其弹性模量为 15.1~25.7 GPa、抗压强度为 223~352 MPa, 且弹性模量、抗压强度与相对密度的关系满足 Gibson-Ashby 公式。

## 参 考 文 献

- [1] Thijs L, Verhaeghe F, Craeghs T, *et al.* A study of the microstructural evolution during selective laser melting of Ti-6Al-4V[J]. *Acta Materialia*, 2010, 58(9): 3303-3312.
- [2] Vandenbroucke B, Kruth J. Selective laser melting of biocompatible metals for rapid manufacturing of medical parts[J]. *Rapid Prototyping Journal*, 2007, 13(4): 196-203.
- [3] Chen D N, Liu T T, Liao W H, *et al.* Temperature field during selective laser melting of metal powder under different scanning strategies [J]. *Chinese Journal of Lasers*, 2016, 43(4): 0403003.  
陈德宁, 刘婷婷, 廖文和, 等. 扫描策略对金属粉末选区激光熔化温度场的影响[J]. *中国激光*, 2016, 43(4): 0403003.
- [4] Cox S C, Jamshidi P, Eisenstein N M, *et al.* Adding functionality with additive manufacturing: fabrication of titanium-based antibiotic eluting implants [J]. *Materials Science and Engineering: C*, 2016, 64: 407-415.
- [5] Facchini L, Magalini E, Robotti P, *et al.* Ductility

of a Ti-6Al-4V alloy produced by selective laser melting of prealloyed powders[J]. *Rapid Prototyping Journal*, 2010, 16(6): 450-459.

- [6] Pattanayak D K, Fukuda A, Matsushita T, *et al.* Bioactive Ti metal analogous to human cancellous bone: fabrication by selective laser melting and chemical treatments[J]. *Acta Biomaterialia*, 2011, 7(3): 1398-1406.
- [7] Lin H, Yang Y Q, Zhang G Q, *et al.* Tribological performance of medical CoCrMo alloy fabricated by selective laser melting[J]. *Acta Optica Sinica*, 2016, 36(11): 1114003.  
林辉, 杨永强, 张国庆, 等. 激光选区熔化医用钴铬钼合金的摩擦性能[J]. *光学学报*, 2016, 36(11): 1114003.
- [8] Goharian A, Abdullah M R. Bioinert metals (stainless steel, titanium, cobalt chromium) [M]. Amsterdam: Elsevier, 2017: 115-142.
- [9] Heinel P, Müller L, Körner C, *et al.* Cellular Ti-6Al-4V structures with interconnected macro porosity for bone implants fabricated by selective electron beam melting[J]. *Acta Biomaterialia*, 2008, 4(5): 1536-1544.
- [10] Bandyopadhyay A, Espana F, Balla V K, *et al.* Influence of porosity on mechanical properties and in vivo response of Ti<sub>6</sub>Al<sub>4</sub>V implants [J]. *Acta Biomaterialia*, 2010, 6(4): 1640-1648.
- [11] Murr L E, Amato K N, Li S J, *et al.* Microstructure and mechanical properties of open-cellular biomaterials prototypes for total knee replacement implants fabricated by electron beam melting [J]. *Journal of the Mechanical Behavior of Biomedical Materials*, 2011, 4(7): 1396-1411.
- [12] Wang X J, Li Y C, Hodgson P D, *et al.* Nano- and macro-scale characterisation of the mechanical properties of bovine bone [J]. *Materials Forum*, 2007, 31:156-159.
- [13] Li Y H, Yang C, Zhao H D, *et al.* New developments of Ti-based alloys for biomedical applications[J]. *Materials*, 2014, 7(3): 1709-1800.
- [14] Wolff J. The law of bone remodeling [M]. Heidelberg: Springer, 1987.
- [15] Li J P, Habibovic P, van den Doel M, *et al.* Bone ingrowth in porous titanium implants produced by 3D fiber deposition [J]. *Biomaterials*, 2007, 28(18): 2810-2820.
- [16] Otsuki B, Takemoto M, Fujibayashi S, *et al.* Pore throat size and connectivity determine bone and tissue

- ingrowth into porous implants: three-dimensional micro-CT based structural analyses of porous bioactive titanium implants[J]. *Biomaterials*, 2006, 27(35): 5892-5900.
- [17] Xiu P, Jia Z J, Lv J, *et al.* Tailored surface treatment of 3D printed porous Ti<sub>6</sub>Al<sub>4</sub>V by microarc oxidation for enhanced osseointegration via optimized bone in-growth patterns and interlocked Bone/Implant interface [J]. *ACS Applied Materials & Interfaces*, 2016, 8(28): 17964-17975.
- [18] Gibson L J, Ashby M F. The structure of cellular solids[M]. Gibson L J, Ashby M F. eds. *Cellular Solids*. Cambridge: Cambridge University Press, 15-51.
- [19] Ahmadi S M, Hedayati R, Ashok Kumar Jain R K, *et al.* Effects of laser processing parameters on the mechanical properties, topology, and microstructure of additively manufactured porous metallic biomaterials: a vector-based approach[J]. *Materials & Design*, 2017, 134: 234-243.
- [20] Taniguchi N, Fujibayashi S, Takemoto M, *et al.* Effect of pore size on bone ingrowth into porous titanium implants fabricated by additive manufacturing: an in vivo experiment[J]. *Materials Science and Engineering: C*, 2016, 59: 690-701.
- [21] Sun J F, Yang Y Q, Wang D. Mechanical properties of Ti-6Al-4V octahedral porous material unit formed by selective laser melting[J]. *Advances in Mechanical Engineering*, 2012, 4: 427386.
- [22] Choy S Y, Sun C N, Leong K F, *et al.* Compressive properties of Ti-6Al-4V lattice structures fabricated by selective laser melting: design, orientation and density[J]. *Additive Manufacturing*, 2017, 16: 213-224.
- [23] Ajdari A, Jahromi B H, Papadopoulos J, *et al.* Hierarchical honeycombs with tailorable properties [J]. *International Journal of Solids and Structures*, 2012, 49(11/12): 1413-1419.
- [24] Li F P, Li J S, Kou H C, *et al.* Porous Ti<sub>6</sub>Al<sub>4</sub>V alloys with enhanced normalized fatigue strength for biomedical applications [J]. *Materials Science and Engineering: C*, 2016, 60: 485-488.
- [25] Ryan G E, Pandit A S, Apatsidis D P. Porous titanium scaffolds fabricated using a rapid prototyping and powder metallurgy technique [J]. *Biomaterials*, 2008, 29(27): 3625-3635.
- [26] Ashby M F, Evans T, Fleck N A, *et al.* *Metal foams: a design guide*[M]. Amsterdam: Elsevier, 2000.
- [27] Hedayati R, Ahmadi S M, Lietaert K, *et al.* Isolated and modulated effects of topology and material type on the mechanical properties of additively manufactured porous biomaterials [J]. *Journal of the Mechanical Behavior of Biomedical Materials*, 2018, 79: 254-263.
- [28] Chen S Y, Huang J C, Pan C T, *et al.* Microstructure and mechanical properties of open-cell porous Ti-6Al-4V fabricated by selective laser melting [J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2017, 713: 248-254.
- [29] Yan C Z, Hao L, Hussein A, *et al.* Evaluation of light-weight AlSi<sub>10</sub>Mg periodic cellular lattice structures fabricated via direct metal laser sintering [J]. *Journal of Materials Processing Technology*, 2014, 214(4): 856-864.
- [30] Ghose S, Babu S, van Arkel R J, *et al.* The influence of laser parameters and scanning strategies on the mechanical properties of a stochastic porous material[J]. *Materials & Design*, 2017, 131: 498-508.
- [31] Zhang B, Li D C, Cao Y, *et al.* Error analysis in formation direction of selective laser melting based on powder melting [J]. *Laser & Optoelectronics Progress*, 2017, 54(1): 011406.  
张博, 李涤尘, 曹毅, 等. 基于粉体熔化的选区激光熔化成型方向误差分析[J]. *激光与光电子学进展*, 2017, 54(1): 011406.
- [32] Cheng X Y, Li S J, Murr L E, *et al.* Compression deformation behavior of Ti-6Al-4V alloy with cellular structures fabricated by electron beam melting [J]. *Journal of the Mechanical Behavior of Biomedical Materials*, 2012, 16: 153-162.
- [33] Wauthle R, Vrancken B, Beynaerts B, *et al.* Effects of build orientation and heat treatment on the microstructure and mechanical properties of selective laser melted Ti<sub>6</sub>Al<sub>4</sub>V lattice structures[J]. *Additive Manufacturing*, 2015, 5: 77-84.
- [34] Ahmadi S M, Ashok Kumar Jain R K, Zadpoor A A, *et al.* Effects of heat treatment on microstructure and mechanical behaviour of additive manufactured porous Ti<sub>6</sub>Al<sub>4</sub>V [J]. *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*, 2017, 293: 012009.
- [35] Zhao Y Q, Chen Y N, Chen X M, *et al.* Phase transformation and heat treatment of titanium alloys [M]. Changsha: Central South University Press,



- 2012.
- 赵永庆, 陈永楠, 张学敏, 等. 钛合金相变及热处理 [M]. 长沙: 中南大学出版社, 2012.
- [36] Alabort E, Putman D, Reed R C. Superplasticity in Ti-6Al-4V: characterisation, modelling and applications[J]. *Acta Materialia*, 2015, 95: 428-442.
- [37] Gibson L J, Ashby M F. The mechanics of three-dimensional cellular materials[J]. *Proceedings of the Royal Society A: Mathematical, Physical and Engineering Sciences*, 1982, 382(1782): 43-59.
- [38] Zysset P K, Guo X E, Hoffler C E, *et al.* Elastic modulus and hardness of cortical and trabecular bone lamellae measured by nanoindentation in the human femur[J]. *Journal of Biomechanics*, 1999, 32(10): 1005-1012.
- [39] Gibson L J. Mechanical behavior of metallic foams [J]. *Annual Review of Materials Science*, 2000, 30(1): 191-227.
- [40] Kadkhodapour J, Montazerian H, Darabi A C, *et al.* The relationships between deformation mechanisms and mechanical properties of additively manufactured porous biomaterials [J]. *Journal of the Mechanical Behavior of Biomedical Materials*, 2017, 70: 28-42.
- [41] Qiu C L, Yue S, Adkins N J E, *et al.* Influence of processing conditions on strut structure and compressive properties of cellular lattice structures fabricated by selective laser melting [J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2015, 628: 188-197.
- [42] Ashby M F. The properties of foams and lattices[J]. *Philosophical Transactions of the Royal Society A: Mathematical Physical and Engineering Sciences*, 2006, 364(1838): 15-30.
- [43] Choy S Y, Sun C-N, Leong K F, *et al.* Compressive properties of functionally graded lattice structures manufactured by selective laser melting[J]. *Materials & Design*, 2017, 131: 112-120.