

# 选区激光熔化体心立方多孔结构的各向异性

张 博<sup>1</sup>, 曹 毅<sup>1,2</sup>, 王 玲<sup>1</sup>, 李涤尘<sup>1,2</sup>, 康建峰<sup>1</sup>, 孙畅宁<sup>1</sup>, 杨 东<sup>1</sup>

<sup>1</sup>西安交通大学机械制造系统工程国家重点实验室, 陕西 西安 710049;

<sup>2</sup>陕西恒通智能机器有限公司, 陕西 西安 710049

**摘要** 使用选区激光熔化(SLM)技术制备了 Ti6Al4V 钛合金体心立方多孔结构,分别研究了线能量密度和微杆直径对体心立方多孔结构成形方向(Z 向)和非成形方向(X/Y 向)压缩性能的影响。结果表明,采用 SLM 技术成形的体心立方多孔结构存在明显的各向异性。随着线能量密度的下降,体心立方多孔结构的抗压强度先增大后减小,其各向异性程度在最优参数下达到最低。随着微杆直径的减小,体心立方多孔结构的各向异性程度逐步降低;当微杆直径降至 0.4 mm 时,各向异性程度仅为 3%左右。研究表明,即使是各向同性的多孔结构,采用 SLM 技术成形后,也会表现出明显的各向异性;这种各向异性与成形质量和层间界面有关,通过调整工艺参数及修改模型特征尺寸可以在一定程度上减弱这种各向异性。

**关键词** 激光技术; 多孔结构; 各向异性; 能量密度; 微杆; 选区激光熔化

**中图分类号** TB31; TN249

**文献标识码** A

**doi:** 10.3788/CJL201744.0802005

## Anisotropy of Body-Centered-Cubic Porous Structures by Selective Laser Melting

Zhang Bo<sup>1</sup>, Cao Yi<sup>1,2</sup>, Wang Ling<sup>1</sup>, Li Dichen<sup>1,2</sup>, Kang Jianfeng<sup>1</sup>, Sun Changning<sup>1</sup>, Yang Dong<sup>1</sup>

<sup>1</sup>State Key Laboratory for Manufacturing Systems Engineering, Xi'an Jiaotong University, Xi'an, Shaanxi 710049, China;

<sup>2</sup>Shaanxi Hengtong Intelligent Machines Co., Ltd., Xi'an, Shaanxi 710049, China

**Abstract** Body-centered-cubic porous structures of Ti6Al4V titanium alloys are prepared by the selective laser melting (SLM) technology. The effects of the linear laser energy density and the microrod diameter on the compressive property along the forming direction (Z axis) and non-forming direction (X/Y axis) of these body-centered-cubic porous structures are studied. The results show that the body-centered-cubic porous structures fabricated by the SLM technology exhibit an obvious anisotropy. With the decrease of the linear energy density, the compressive strength of these body-centered-cubic porous structures increases first and then decreases. The degree of anisotropy is the lowest under the optimal parameters. With the decrease of the microrod diameter, the degree of anisotropy gradually weakens and when the microrod diameter reaches 0.4 mm, the degree of anisotropy is only about 3%. The research indicates that, even an isotropic porous structure, after fabrication by SLM technology, shows an obvious anisotropy. Such an anisotropy is related to the forming quality and the interlayer boundary which can be weakened to a certain extent by adjusting process parameters and changing model characteristic dimensions.

**Key words** laser technique; porous structure; anisotropy; energy density; microrod; selective laser melting

**OCIS codes** 140.3390; 160.3900; 350.3390

收稿日期: 2017-03-01; 收到修改稿日期: 2017-04-10

基金项目: 国家重点研发计划(2016YFC1100500)

作者简介: 张 博(1991—),男,硕士研究生,主要从事选区激光熔化方面的研究。E-mail: 13808229317@163.com

导师简介: 李涤尘(1964—),男,博士,教授,博士生导师,主要从事增材制造技术方面的研究。

E-mail: dcli@mail.xjtu.edu.cn(通信联系人)

## 1 引 言

使用选区激光熔化(SLM)技术制备可控多孔结构植入体时,能够通过控制设计和成形参数来调节多孔结构的几何特征,从而快速成形出与人体骨骼力学性能相似的金属微结构。该技术能有效避免应力遮挡现象,同时能利用微孔刺激骨长入,是个性化植入体的重要发展方向之一<sup>[1-6]</sup>。

研究表明,人骨本身具有显著的各向异性特征<sup>[7-8]</sup>,为了更好地模拟人骨,多孔结构植入体也应具有类似特征。调控多孔结构的各向异性程度是需要解决的关键问题,为此,国内外学者进行了广泛研究。杨海鸥等<sup>[9]</sup>对激光立体成形多孔钛材料力学性能进行了测试,认为多孔材料中孔隙的各向异性将导致其弹性模量的各向异性。Gümrük 等<sup>[10]</sup>对 SLM 成形不锈钢多孔结构的压缩性能进行了研究,发现其力学性能受单元体的高宽比控制。Luxner 等<sup>[11]</sup>通过有限元分析和力学测试发现,体心立方单元多孔结构具有较为理想的各向同性特征。Barbas 等<sup>[12]</sup>通过设计多孔单元体中梁的长度、方向及横截面积,获取了类似人骨各向异性特征的多孔结构。

目前,国内外对可控多孔结构各向异性的研究,多集中在单元结构、孔隙特征等设计因素对多孔结构各向力学性能的影响<sup>[13-15]</sup>,对由增材制造成形原理引起的多孔结构各向异性的研究较少,而这种在成形过程中产生的各向异性很可能对原始设计结果产生不确定的影响,因此,有必要对 SLM 成形后多孔结构普遍存在的各向异性现象进行研究。

本文从结构上具有良好各向同性特征的体心立方单元体入手,使用 SLM 技术成功制备了一种 Ti6Al4V(6%、4%分别为对应组分的质量分数)钛合金体心立方多孔结构。引入激光能量密度模型,研究了体心立方多孔结构的力学性能与激光能量密度之间的关系;考虑 SLM 技术逐层堆积成形的特点,重点研究了由 SLM 成形原理引起的 Z 向和 X/Y 向力学性能的差异,从工艺参数和微杆特征尺寸的角度对 SLM 成形体心立方多孔结构的各向力学性能差异进行了实验和分析,基于成形质量和层间界面对这种力学性能差异现象进行了解释,并提出了改善方案。

## 2 材料与方法

成形实验在西安交通大学自主研发的 SLM 成形平台上进行,如图 1 所示。以粒径分布为 15~53  $\mu\text{m}$  的 Ti6Al4V 钛合金球形粉末为原料,在氧体积分数小于  $100 \times 10^{-6}$  的氩气保护气氛中进行成形。实验使用和粉末同种材质的基板,预先对其打磨以除去氧化层,并用无水乙醇清洁。实验前预先将钛合金粉末置于真空干燥箱中,在 120  $^{\circ}\text{C}$  下干燥 10 h 以除去水分。除能量密度外,其他成形参数均采用体心立方多孔结构工艺优化所得的最优值,即:激光光斑直径为 80  $\mu\text{m}$ ,光斑补偿半径为 0.05 mm,扫描间距为 0.08 mm,分层厚度为 0.04 mm,扫描策略为 X-Y 正交扫描。



图 1 SLM 成形设备

Fig. 1 Forming device of SLM

多孔结构成形实验分为两组,第一组实验重点研究能量密度对各项力学性能的影响,第二组实验重点研究微杆直径对力学性能的影响。首先引入线能量密度模型:

$$\psi = P/v, \quad (1)$$

式中  $\psi$  为线能量密度,  $P$  为激光功率,  $v$  为扫描速率。第一组实验分别使用 0.08, 0.10, 0.12, 0.14  $\text{J} \cdot \text{mm}^{-1}$  的线能量密度成形体心立方多孔结构,其微杆直径为 0.4 mm,单元体尺寸为 2 mm  $\times$  2 mm  $\times$  2 mm,整体尺寸

为  $20\text{ mm} \times 20\text{ mm} \times 20\text{ mm}$ , 对其各向力学性能进行测试。为了排除能量密度对力学性能的影响, 第二组实验使用最优能量密度成形不同微杆直径(0.3, 0.4, 0.5, 0.6, 0.7 mm)的体心立方多孔结构, 最优能量密度参数源自于前期工艺优化得到的体心立方多孔结构最优能量密度的分布图, 如图 2 所示。根据工艺分布图可以快速确定任意微杆直径下体心立方多孔结构的最优能量密度推荐值, 故第二组实验中采用的最优能量密度分别为  $0.14, 0.12, 0.11, 0.10, 0.10\text{ J} \cdot \text{mm}^{-1}$ 。两组实验参数见表 1。

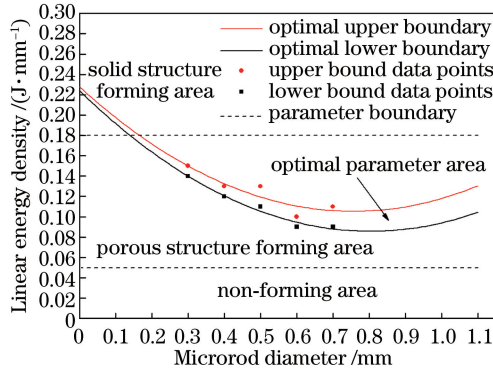


图 2 体心立方多孔结构最优线能量密度分布

Fig. 2 Optimal linear energy density distribution for body-centered-cubic porous structure

表 1 体心立方多孔结构实验参数

Table 1 Experimental parameters for body-centered-cubic porous structure

Experimental group number	Linear energy density / ( $\text{J} \cdot \text{mm}^{-1}$ )	Microrod diameter / mm	Other parameter
1	0.08, 0.10, 0.12, 0.14	0.4	Hatch spacing: 0.08 mm
	0.14	0.3	Hatch offset: 0.05 mm
	0.12	0.4	Layer thickness: 0.04 mm
2	0.11	0.5	Scanning strategy: X-Y
	0.10	0.6	(Orthogonal scanning path)
	0.10	0.7	

为减小随机误差, 每个参数成形 4 组试样, 每组试样包含两个多孔样件, 分别进行 Z 向和 X/Y 向的力学测试。成形结束后, 使用美国美特斯公司的 CMT4304 型电子万能试验机对每组试样进行压缩实验, 测得体心立方多孔结构不同方向上的抗压强度和弹性模量, 实验数据取平均值, 通过比较力学性能参数的差异来衡量其各向异性的程度。

### 3 实验与结果

#### 3.1 变能量密度成形实验

实验表明, 使用  $0.08, 0.10, 0.12, 0.14\text{ J} \cdot \text{mm}^{-1}$  的线能量密度均能够实现微杆直径为  $0.4\text{ mm}$  的体心立方多孔结构的 SLM 制备, 多孔结构成形效果如图 3 所示。在此基础上对多孔结构进行 Z 向和 X/Y 向压缩实

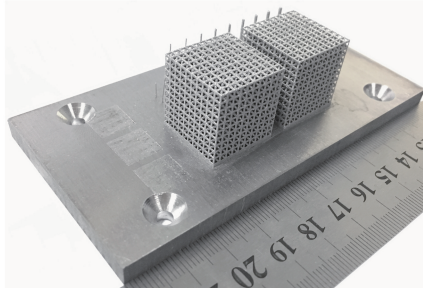


图 3 体心立方多孔结构成形效果

Fig. 3 Forming result of body-centered-cubic porous structure

验,通过力学性能测试得到四组体心立方多孔结构 Z 向和 X/Y 向抗压强度和弹性模量,结果见表 2。

表 2 不同线能量密度下体心立方多孔结构压缩性能

Table 2 Compressive properties of body-centered-cubic porous structure under different linear energy densities

Linear energy density / ( $\text{J} \cdot \text{mm}^{-1}$ )	Z-axis compressive strength /MPa	X/Y-axis compressive strength /MPa	Z-axis elastic modulus /GPa	X/Y-axis elastic modulus /GPa
0.08	38.35, 35.40,	30.03, 31.92,	0.75, 0.72,	0.67, 0.71,
	39.55, 38.18	29.06, 25.99	0.75, 0.77	0.65, 0.68
0.10	52.11, 50.49,	39.50, 37.35,	0.91, 0.93,	0.87, 0.82,
	57.13, 52.06	42.58, 37.97	0.89, 0.91	0.85, 0.81
0.12	59.73, 62.86,	56.92, 58.44,	0.93, 0.95,	0.92, 0.93,
	60.02, 59.11	56.53, 55.91	0.97, 0.94	0.93, 0.90
0.14	56.44, 56.12,	39.83, 41.45,	0.91, 0.95,	0.74, 0.71,
	52.28, 59.53	36.33, 36.02	0.96, 0.93	0.76, 0.73

### 3.2 变特征尺寸成形实验

体心立方单元的特征尺寸包括微杆直径和单元体大小,调节这两个特征尺寸值都可以控制体心立方多孔结构的力学性能和孔隙率,但改变单元体大小会使得多孔结构整体尺寸发生变化,在实际操作中主要通过改变微杆直径来调节孔隙率,因此第二组实验重点研究微杆直径对体心立方多孔结构各向力学性能及各向异性程度的影响。成形完成后通过力学性能测试得到多孔结构的抗压强度和弹性模量,结果见表 3。

表 3 不同微杆直径下体心立方多孔结构压缩性能

Table 3 Compressive properties of body-centered-cubic porous structure under different microrod diameters

Microrod diameter /mm	Z-axis compressive strength /MPa	X/Y-axis compressive strength /MPa	Z-axis elastic modulus /GPa	X/Y-axis elastic modulus /GPa
0.3	31.95, 32.88,	30.43, 30.94,	0.64, 0.63,	0.61, 0.61,
	33.23, 32.50	29.32, 32.88	0.67, 0.62	0.63, 0.64
0.4	59.73, 62.86,	56.92, 58.44,	0.93, 0.95,	0.92, 0.93,
	60.02, 59.11	56.53, 55.91	0.97, 0.94	0.93, 0.90
0.5	69.95, 70.11,	65.01, 66.40,	1.03, 1.05,	0.95, 0.99,
	72.30, 69.67	62.97, 64.88	0.99, 1.05	0.97, 0.93
0.6	81.96, 82.90,	76.27, 74.01,	1.12, 1.07,	0.96, 1.01,
	83.10, 86.79	78.97, 75.02	1.08, 1.06	0.94, 0.95
0.7	90.69, 93.77,	85.72, 88.01,	1.28, 1.22,	1.05, 1.10,
	95.82, 95.09	85.66, 84.38	1.21, 1.27	1.07, 1.03

## 4 分析与讨论

### 4.1 线能量密度对各向力学性能的影响

根据表 2 中的数据,可以绘制出体心立方多孔结构 Z 向和 X/Y 向力学特性随线能量密度的变化关系图,如图 4 所示。可以看出,随着线能量密度的增大,体心立方多孔结构的压缩强度和弹性模量均呈现先增大后减小的变化规律,线能量密度为  $0.12 \text{ J} \cdot \text{mm}^{-1}$  左右时,成形的体心立方多孔结构具有最高的压缩强度和弹性模量,微杆内部质量也较为良好,如图 5 所示。

对比 Z 向和 X/Y 向的压缩强度和弹性模量可以发现,体心立方多孔结构的力学性能和各向同性的优化过程保持一致,在面向力学性能的最优能量密度参数下,各向力学性能的差异也降低到最小,各向异性程度得到了有效缓解。同时,当线能量密度为  $0.14 \text{ J} \cdot \text{mm}^{-1}$  时,体心立方多孔结构的 Z 向力学性能与线能量密度为  $0.12 \text{ J} \cdot \text{mm}^{-1}$  时的非常相似,但 X/Y 向力学性能却急剧下降,由此可以看出,体心立方多孔结构的 X/Y 向力学性能对线能量密度的敏感程度远大于 Z 向的。这是由于体心立方多孔结构包含了大量的 X/Y 向微杆(悬垂杆),这类微杆与成形平面之间的夹角为  $0^\circ$ ,属于悬垂体,在 SLM 成形过程中,悬垂杆下表面直接与粉体接触,熔池缺乏约束,向四周扩展,导致微杆形状畸变;同时,粉体相对于实体热传导效率极低,导致悬垂杆成形时熔池大且冷却速度慢,故悬垂杆容易产生裂纹、夹渣、孔洞等缺陷。因此,同等参数下 X/Y 向



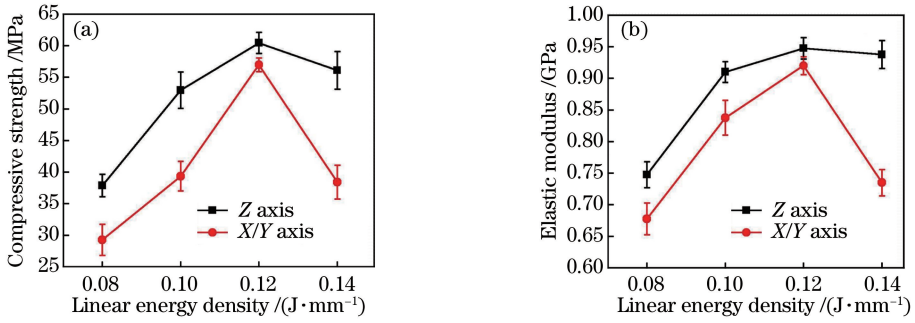


图 4 体心立方多孔结构力学性能随线能量密度的变化。(a)压缩强度;(b)弹性模量

Fig. 4 Mechanical properties of body-centered-cubic porous structure versus linear energy density.

(a) Compressive strength; (b) elastic modulus

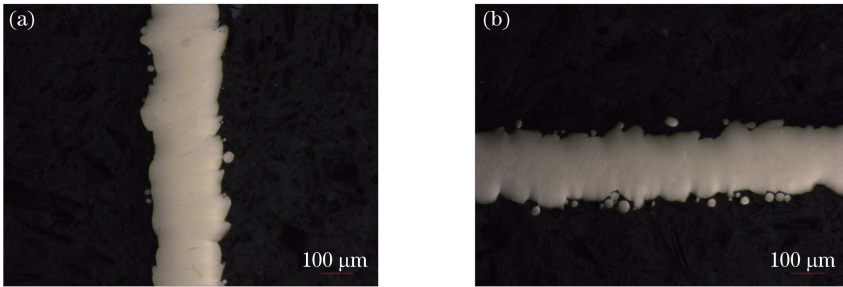


图 5 最优线能量密度下微杆内部质量。(a) Z 向微杆;(b) X/Y 向微杆

Fig. 5 Internal quality of microrod under optimal linear energy density. (a) Z-axis microrod;

(b) X/Y-axis microrod

微杆的成形质量不如 Z 向微杆的和过体心斜杆的。一旦工艺参数偏离最优值, X/Y 向微杆受影响最大, 极易发生断裂、变形, 使得整体结构的 X/Y 向力学性能急剧下降, 如图 6 所示。

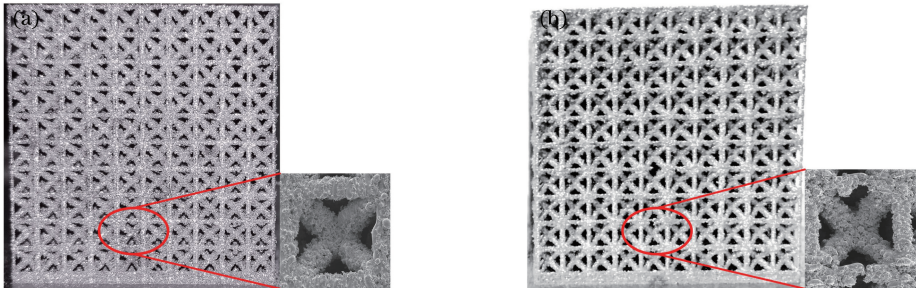


图 6 不同工艺参数下体心立方多孔结构 X/Y 向微杆成形质量对比。(a)最优工艺参数;(b)非最优工艺参数

Fig. 6 Forming quality comparison of X/Y-axial microrods and body-centered-cubic porous structures under

different process parameters. (a) Optimal process parameters; (b) non-optimal process parameters

#### 4.2 微杆特征尺寸对各向力学性能的影响

根据表 3 中的数据, 可以绘制出体心立方多孔结构 Z 向和 X/Y 向力学性能随微杆直径的变化关系图, 如图 7 所示。可以看出, 即使在最优参数下, 体心立方多孔结构也具有各向异性, 且随着微杆直径的增大, 多孔结构的各向异性程度有增大的趋势。产生这一现象有如下两个主要原因。

1) SLM 成形是一个逐层堆积的过程<sup>[16-17]</sup>, 成形出来的零件由多层材料叠加构成, 层与层之间存在明显的层间界面<sup>[18-19]</sup>, 对于 X/Y 向微杆而言, 其分层厚度远小于截面尺寸, 单层材料 Z 向和 X/Y 向尺寸差异非常大(高宽比约为 500); 对于 Z 向微杆, 单层材料的 Z 向尺寸和 X/Y 向尺寸相对接近(高宽比小于 50)。由于微杆单层材料特征的差异, 即使是结构上保持各向同性的零件, 经过 SLM 工艺成形后也会表现出明显的各向异性。

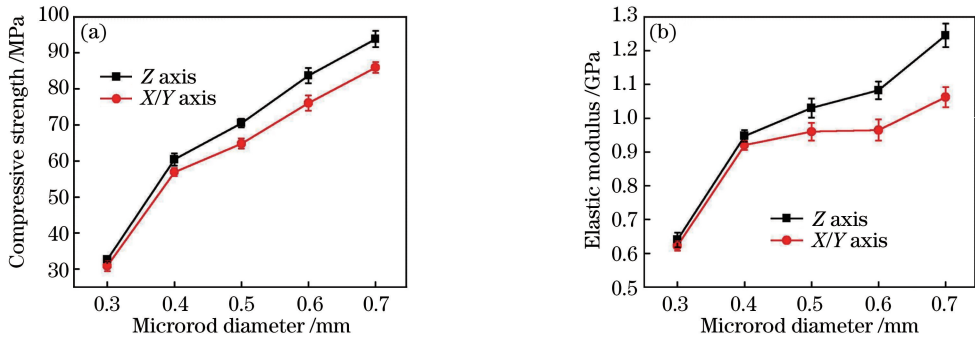


图 7 体心立方多孔结构力学性能随微杆直径的变化。(a)压缩强度;(b)弹性模量

Fig. 7 Mechanical properties of body-centered-cubic porous structure versus microrod diameter.

(a) Compressive strength; (b) elastic modulus

2) 悬垂杆成形工艺性远不及竖直微杆的和斜杆的,随着微杆直径的增大,扫描次数和热循环次数增加,悬垂微杆下表面与粉床接触面积增大,产生表面及内部缺陷的几率增加,即使在最优工艺参数下,悬垂杆成形质量与其他杆的差距也呈现出增大趋势,如图 8 所示。

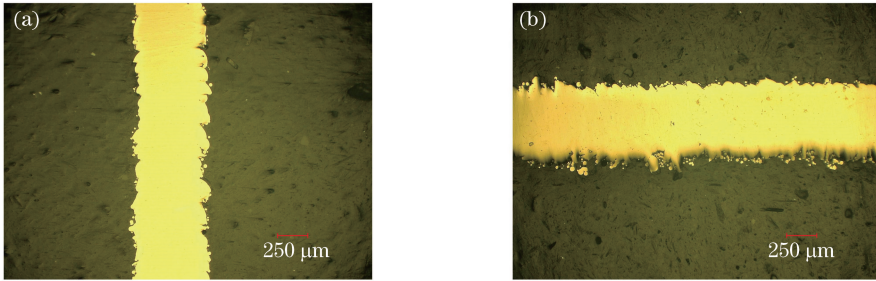


图 8 最优能量密度下大尺寸微杆质量。(a) Z 向微杆;(b) X/Y 向微杆

Fig. 8 Quality of large size microrod under optimal linear energy density. (a) Z-axis microrod; (b) X/Y-axis microrod

SLM 成形体心立方多孔结构时,各向异性受到分层效应和工艺性的影响。前者源于 SLM 逐层堆积产生的层间界面导致的单层材料各向尺寸的差异;后者则是由于多孔单元体内部不同类型微杆存在工艺性的差异,各向微杆成形质量的差异随微杆直径的增大而逐渐增大。

### 4.3 能量密度与特征尺寸对各向异性影响力的比较

通过前面的实验和分析可以看出,工艺参数和微杆直径对体心立方多孔结构的各向异性均有影响,但影响机理不同。为了对比二者对各向异性的影响力,引入各向异性程度的概念:

$$\varphi = |k_z - k_{x/y}| / k_z, \quad (2)$$

式中  $k_z$  为 Z 向力学性能,  $k_{x/y}$  为 X/Y 向力学性能,  $\varphi$  为各向异性程度。根据表 2,3 可以得到不同线能量密度和微杆直径对应的各向异性程度,见表 4,5。根据表 4,5 的内容,分别绘制体心立方多孔结构各向异性程度随线能量密度和微杆直径的变化关系图,如图 9(a)、(b)所示。

表 4 不同线能量密度下体心立方多孔结构的各向异性程度

Table 4 Anisotropy degrees of body-centered-cubic porous structure under different linear energy densities

Linear energy density / (J · mm <sup>-1</sup> )	Anisotropy degree of compressive strength / %	Anisotropy degree of elastic modulus / %
0.08	22.76	9.33
0.10	25.68	7.69
0.12	5.80	3.16
0.14	31.52	21.28

表 5 不同微杆直径对应的体心立方多孔结构的各向异性程度

Table 5 Anisotropy degrees of body-centered-cubic porous structures under different microrod diameters

Microrod diameter /mm	Anisotropy degree of compressive strength /%	Anisotropy degree of elastic modulus /%
0.3	5.36	3.13
0.4	5.76	3.16
0.5	8.07	6.80
0.6	9.11	10.19
0.7	8.42	15.20

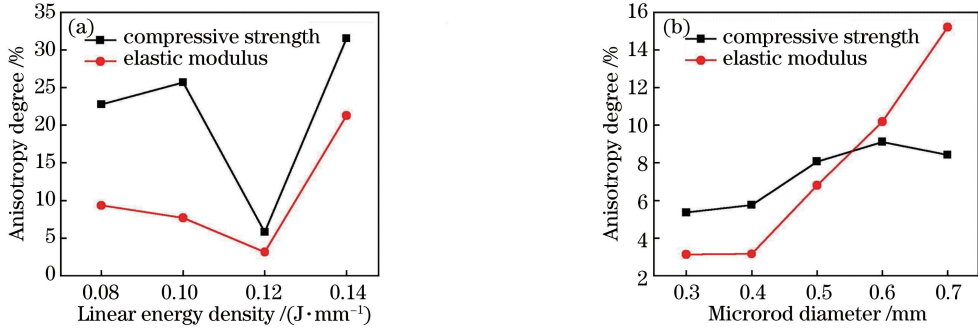


图 9 体心立方多孔结构各向异性程度随线能量密度和微杆直径的变化。(a)线能量密度;(b)微杆直径

Fig. 9 Anisotropy degree of body-centered-cubic porous structure with linear energy density and microrod diameter.

(a) Linear energy density; (b) microrod diameter

令抗压强度的各向异性程度为  $\varphi_c$ , 弹性模量的各向异性程度为  $\varphi_e$ 。从图 9 可以看出, 线能量密度对  $\varphi_c$  的影响力远大于对特征尺寸的; 当偏离最优参数时,  $\varphi_c$  最大达到 31.52%, 而在最优参数下,  $\varphi_c$  仅为 5.80%, 可见  $\varphi_c$  对线能量密度非常敏感。相比之下, 微杆直径对  $\varphi_c$  的影响并不强烈, 当微杆直径从 0.3 mm 增长到 0.7 mm 时,  $\varphi_c$  仅在 5.36% 到 9.11% 之间变化。线能量密度对  $\varphi_e$  的影响与对  $\varphi_c$  的相似, 在最优参数下,  $\varphi_e$  仅为 3.16%, 而当偏离最优参数时,  $\varphi_e$  可达 21.28%。微杆直径对  $\varphi_e$  同样有较大影响, 当微杆直径大于 0.4 mm 时,  $\varphi_e$  随微杆直径的增大而迅速增大, 当微杆直径小于 0.4 mm 时,  $\varphi_e$  趋于稳定, 约为 3%。

对于线能量密度而言, 偏离最优值将直接导致多孔结构成形质量的急剧下降, 抗压强度和弹性模量都会被削弱, 因此  $\varphi_c$  和  $\varphi_e$  随线能量密度变化的趋势保持基本一致。对于微杆直径而言, 显然不存在“最优直径”, 故  $\varphi_c$  和  $\varphi_e$  随微杆直径变化的趋势有较大区别。为了从理论上解释这种差异, 引入描述多孔结构相对密度和力学性能关系的 Gibson 模型<sup>[20]</sup>:

$$\frac{E^*}{E_s} = C_1(\rho^*/\rho_s)^{C_2}, \frac{\sigma^*}{\sigma_s} = C_3(\rho^*/\rho_s)^{C_4}, \quad (3)$$

式中  $E_s$  和  $E^*$  分别为基体材料和多孔材料的弹性模量,  $\sigma_s$  和  $\sigma^*$  分别为基体材料和多孔材料的抗压强度,  $\rho_s$  和  $\rho^*$  分别为基体材料和多孔材料的密度,  $\rho^*/\rho_s$  为相对密度,  $C_1, C_2, C_3, C_4$  为与结构及材料相关的常数。对于微杆类多孔结构, 相对密度可以用微杆直径表达:

$$\frac{E^*}{E_s} = C_1[f(R)]^{C_2}, \frac{\sigma^*}{\sigma_s} = C_3[f(R)]^{C_4}, \quad (4)$$

式中  $R$  为微杆直径,  $f(R)$  为通过微杆直径计算得到的相对密度。根据实验数据, 通过最小二乘原理求解  $Z$  向力学性能 Gibson 常数  $C_1, C_2, C_3, C_4$  和  $X/Y$  向力学性能 Gibson 常数  $C'_1, C'_2, C'_3, C'_4$ , 得到如下关系式

$$E_z^* = E_s C_1 [f(R)]^{C_2} = 0.82 [f(R)]^{-0.49}, \sigma_z^* = \sigma_s C_3 [f(R)]^{C_4} = 50 [f(R)]^{-0.77}, \quad (5)$$

$$E_{xy}^* = E_s C'_1 [f(R)]^{C_2} = 0.84 [f(R)]^{-0.27}, \sigma_{xy}^* = \sigma_s C'_3 [f(R)]^{C_4} = 48 [f(R)]^{-0.71}, \quad (6)$$

式中  $E_z^*$  和  $E_{xy}^*$  分别为  $Z$  向和  $X/Y$  向弹性模量,  $\sigma_z^*$  和  $\sigma_{xy}^*$  分别为  $Z$  向和  $X/Y$  向抗压强度。由于  $E_s$  和  $\sigma_s$  为定值, 可以看出, 抗压强度 Gibson 常数  $C_3$  和  $C'_3, C_4$  和  $C'_4$  非常接近, 说明最优工艺下材料结构属性对各向抗压强度的影响不大, 抗压强度与工艺相关, 主要受到成形质量的影响。弹性模量 Gibson 常数  $C_1$  和  $C'_1$  相近, 但  $C_2$  和  $C'_2$  差异非常大, 说明最优工艺下材料结构属性对各向弹性模量仍有较大影响, 由于测试样件结构、

材质、工艺相同,唯一的区别在于  $Z$  向微杆单层材料的高宽比较小,而  $X/Y$  向微杆单层材料的高宽比较大,可以推断,正是这种差异导致了 Gibson 常数  $C_2$  和  $C_2'$  的差异。由(5)、(6)式可以看出, $C_2$  和  $C_2'$  的差异直接导致  $\varphi_e$  随  $f(R)$  的减小而增大,由于  $f(R)$  与  $R$  呈负相关,减小微杆直径  $R$  可以在一定程度上缩小  $\varphi_e$ 。

## 5 结 论

使用自主研发的 SLM 成形平台,成功制备了钛合金体心立方多孔结构,分别从能量密度和微杆特征尺寸角度研究了体心立方多孔结构各向力学性能,得到如下结论。

1) 线能量密度对体心立方多孔结构的压缩力学性能和各向异性程度有较大影响,在最优线能量密度下,体心立方多孔结构的压缩力学性能达到峰值,同时,各向异性的程度最低。当线能量密度偏离最优值时, $X/Y$  向微杆成形质量急剧下降是导致各向异性的主要原因。

2) 微杆直径对体心立方多孔结构抗压强度各向异性程度的影响较小(变化范围为 5.36%~9.11%),但是对弹性模量各向异性程度有较大影响(变化范围为 5.80%~31.52%),随着微杆直径的减小,弹性模量的各向异性程度呈下降趋势,当微杆直径小于 0.4 mm 时,弹性模量的各向异性程度趋于稳定。

3) 体心立方多孔结构的抗压强度各向异性程度主要受各向微杆 SLM 成形工艺的影响,与各向微杆成形质量的差异密切相关,与单层材料特征的关系不大。弹性模量的各向异性程度不仅受成形质量的影响,还受到层间界面的影响,与各向微杆单层材料的特征密切相关。

4) 可以通过严格使用最优工艺参数大幅削弱成形质量差异引起的各向异性,而由 SLM 层间界面引起的各向异性,难以通过调节工艺参数进行改善,在满足力学性能要求的前提下,设计直径较小的微杆构建多孔结构能够在一定程度上降低这种各向异性程度。

## 参 考 文 献

- [1] Li Dichen, He Jiankang, Tian Xiaoyong, *et al.* Additive manufacturing: Integrated fabrication of macro/microstructures[J]. Journal of Mechanical Engineering, 2013, 49(6): 129-135.  
李涤尘, 贺健康, 田小永, 等. 增材制造: 实现宏微结构一体化制造[J]. 机械工程学报, 2013, 49(6): 129-135.
- [2] Banhart J. Manufacture, characterisation and application of cellular metals and metal foams[J]. Progress in Materials Science, 2001, 46(6): 559-632.
- [3] Liang Yongren, Yang Zhimao, Ding Bingjun. Progress in the applications and preparations of porous metals[J]. Rare Metal Materials and engineering, 2006, 35(s2): 30-34.  
梁永仁, 杨志懋, 丁秉钧. 金属多孔材料应用及制备的研究进展[J]. 稀有金属材料与工程, 2006, 35(s2): 30-34.
- [4] Xiao Dongming. Modeling of porous structure of implants and direct manufacturing by selective laser melting[D]. Guangzhou: South China University of Technology, 2013: 1-3.  
肖冬明. 面向植入体的多孔结构建模及激光选区熔化直接制造研究[D]. 广州: 华南理工大学, 2013: 1-3.
- [5] Lu Tianjian, He Deping, Chen Changqing, *et al.* The multi-functionality of ultra-light porous metals and their applications[J]. Advances in Mechanics, 2006, 36(4): 517-535.  
卢天健, 何德坪, 陈常青, 等. 超轻多孔金属材料的多功能特性及应用[J]. 力学进展, 2006, 36(4): 517-535.
- [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] Fan Z, Swadener J G, Rho J Y, *et al.* Anisotropic properties of human tibial cortical bone as measured by nanoindentation[J]. Journal of Orthopaedic Research, 2002, 20(4): 806-810.
- [8] Giesen E B, Ding M, Dalstra M, *et al.* Mechanical properties of cancellous bone in the human mandibular condyle are anisotropic[J]. Journal of Biomechanics, 2001, 34(6): 799-803.
- [9] Yang Haiou, Wang Jun, Liu Zhiyong, *et al.* Research on process parameters and properties of porous titanium alloy fabricated by laser solid forming[J]. Applied Laser, 2013, 33(4): 359-364.  
杨海欧, 王 俊, 刘智勇, 等. 激光立体成形多孔钛合金工艺及性能研究[J]. 应用激光, 2013, 33(4): 359-364.
- [10] Gümrük R, Mines R A W. Compressive behaviour of stainless steel micro-lattice structures[J]. International Journal of Mechanical Sciences, 2013, 68: 125-139.
- [11] Luxner M H, Stampfl J, Pettermann H E. Finite element modeling concepts and linear analyses of 3D regular open cell



- structures[J]. *Journal of Materials Science*, 2005, 40(22): 5859-5866.
- [12] Barbas A, Bonnet A S, Lipinski P, *et al.* Development and mechanical characterization of porous titanium bone substitutes[J]. *Journal of the Mechanical Behavior of Biomedical Materials*, 2012, 9: 34-44.
- [13] Chen W M, Xie Y M, Imbalzano G, *et al.* Lattice Ti structures with low rigidity but compatible mechanical strength: Design of implant materials for trabecular bone[J]. *International Journal of Precision Engineering and Manufacturing*, 2016, 17(6): 793-799.
- [14] Zhang Z, Jones D, Yue S, *et al.* Hierarchical tailoring of strut architecture to control permeability of additive manufactured titanium implants[J]. *Materials Science & Engineering C*, 2013, 33(7): 4055-4062.
- [15] Ahmadi S, Yavari S, Wauthle R, *et al.* Additively manufactured open-cell porous biomaterials made from six different space-filling unit cells: The mechanical and morphological properties[J]. *Materials*, 2015, 8(4): 1871-1896.
- [16] Qian Deyu, Chen Changjun, Zhang Min, *et al.* Study on microstructure and micro-mechanical properties of porous aluminum alloy fabricated by selective laser melting[J]. *Chinese J Lasers*, 2016, 43(4): 0403002.  
钱德宇, 陈长军, 张 敏, 等. 选区激光熔化成形多孔铝合金的显微组织及微观力学性能研究[J]. *中国激光*, 2016, 43(4): 0403002.
- [17] Zhou Xin, Liu Wei. Melting and solidifying behavior in single layer selective laser of pure tungsten powder[J]. *Chinese J Lasers*, 2016, 43(5): 0503006.  
周 鑫, 刘 伟. 纯钨单层铺粉激光选区熔化/凝固行为[J]. *中国激光*, 2016, 43(5): 0503006.
- [18] 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 & Compounds*, 2014, 615: 338-347.
- [19] Song B, Dong S J, Coddet P, *et al.* Fabrication of NiCr alloy parts by selective laser melting: Columnar microstructure and anisotropic mechanical behavior[J]. *Materials & Design*, 2014, 53: 1-7.
- [20] Gibson L J, Ashby M F. *Cellular solids: Structure and properties*[M]. Cambridge: Cambridge University Press, 1999.