

选区激光熔化成型多孔 Ti6Al4V 合金 及其热处理研究

张永弟, 王琮瑜, 王琮玮, 杨光

(河北科技大学 机械工程学院, 河北 石家庄 050018)

摘要: Ti6Al4V 合金是骨科中应用最为广泛的钛合金, 选区激光熔化成型多孔 Ti6Al4V 合金能够降低其弹性模量, 减少应力遮挡现象, 促进骨组织的长入, 但成型件的塑性通常较低。为此设计了单元尺寸在 1~2 mm、孔径在 500~1200 μm 、孔隙率在 60%~90%之间的菱形十二面体多孔结构并采用选区激光熔化技术成型了压缩试件, 通过压缩仿真和实验对其力学性能进行研究, 并研究了退火热处理对其力学性能、显微组织的影响。仿真结果表明, 对模型的支杆直径进行误差补偿可获得更为准确的结果。实验结果表明当单元尺寸为 1.5 mm 时, 试件的抗压强度在 78.16~242.94 MPa 之间, 弹性模量在 1.74~4.17 GPa 之间, 与人体皮质骨的力学性能相近。试件经 820 $^{\circ}\text{C}$ 退火 2 h 后的抗压强度、弹性模量与成型态基本保持相当, 而塑性有所提升, 因此更适用于骨科植入体。

关键词: 选区激光熔化; 多孔结构; Ti6Al4V 合金; 退火; 力学性能

中图分类号: TG146.23

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2022)05-1690-07

钛及其合金因具有良好的力学性能、生物相容性及耐腐蚀性等特点, 常被应用于医疗领域作为骨科植入体材料, 其中 Ti6Al4V 合金的应用最为广泛^[1-3]。但由于致密 Ti6Al4V 合金的弹性模量远高于人体骨, 在植入人体后会产生应力遮挡现象, 容易引发植入体松动, 导致手术失败^[4]。

多孔固体是由形成孔穴的棱边和壁面的固体杆或板所构成的相互联结的网络体^[5], 具有相对密度小、比表面积大、比强度高特点, 且渗透性优良^[6]。多孔钛合金结合了多孔结构和钛合金的优良物理特性和化学特性, 具有功能结构一体化的特点^[7], 可通过参数化设计对其孔隙率、孔径等几何参数进行调控, 降低致密金属的弹性模量, 减少应力遮挡现象^[8]。并且相互联通的孔隙也为细胞的增殖、分化提供了有利的条件, 能够促进骨组织的生长^[9]。

传统多孔钛合金制备方法, 如浆料发泡法^[10]、粉末冶金法^[11]等无法精确地对多孔结构孔隙的形态和尺寸进行控制, 因此不能很好地满足医疗领域的需求。选区激光熔化 (selective laser melting, SLM) 技术以数字化模型为基础, 采用离散、堆积原理, 通过高能量的激光选择性地照射在金属粉末表面使其迅速熔

凝, 并通过逐层堆积, 最终获得所需的三维实体。与传统制造技术相比, SLM 技术能够以较高的精度实现多孔结构的自由成型^[12]。李军超^[13]等人设计并采用 SLM 技术成型了 bcc 和 bcc-z 体心立方多孔 Ti6Al4V 合金, 其理论抗压强度在 0.83~6.64 MPa 之间, 理论弹性模量在 0.012~0.19 GPa 之间, 研究表明多孔结构可大大降低致密材料的力学性能。Zaharin^[14]等人研究了 SLM 成型孔径在 300~600 μm 之间的 cube 和 gyroid 多孔 Ti6Al4V 合金的力学性能, 其抗压强度在 10.79~28.10 MPa 之间, 弹性模量在 3.688~14.586 GPa 之间, 研究结果表明多孔支架在骨科植入物领域有很好的应用前景。

但 SLM 技术在成型 Ti6Al4V 合金的过程中冷却速度极快, 可达 $1.4 \times 10^6 \text{ K/s}$ ^[15], 因此易生成亚稳态的微观组织使其力学性能受到影响, 且成型件的塑性通常较低, 在受到破坏时断裂机制为脆性断裂。研究表明合理的热处理工艺可提高 SLM 成型 Ti6Al4V 合金的塑性^[16]。为此采用 SLM 技术成型了不同几何参数的菱形十二面体多孔 Ti6Al4V 合金, 通过压缩仿真和实验对其力学性能进行研究, 并对其进行退火热处理, 研究退火后力学性能与显微组织的变化。

收稿日期: 2021-11-10

基金项目: 河北省自然科学基金(E2017208128); 河北省技术创新引导计划(20477706D); 中央引导地方科技发展资金(206Z1806G); 石家庄市科学技术研究与发展计划(201200313A)

作者简介: 张永弟, 女, 1976 年生, 硕士, 副教授, 河北科技大学机械工程学院, 河北 石家庄 050018, 电话: 0311-81668663, E-mail: zhydi@hebust.edu.cn

1 实验

利用 UG 软件设计了菱形十二面体多孔结构，如图 1a 所示，该结构具有 4 个三重对称轴、3 个四重对称轴及 9 个对称平面，在受到多方向的压力时也能保持稳定^[17]，因此是一种理想的植入体用多孔结构。用来表征多孔结构的几何参数有单元尺寸 U ，表示多孔单元体的大小；支杆直径 S ，表示支杆的直径；孔径 A ，表示多孔结构最大内切圆直径；孔隙率 P ，表示多孔结构孔隙体积占单元体积的百分比，如图 1b 所示。孔隙率可通过下式进行计算：

$$P = (1 - \frac{V}{V_s}) \times 100\% \tag{1}$$

式中， V 为单元结构的体积， V_s 为单元结构最大外围边界的体积。为对不同几何参数多孔 Ti6Al4V 合金的力学性能进行研究，设计了 1, 1.5, 2 mm 3 种单元尺寸，通过改变其支杆直径，使孔径在 500~1200 μm 之间，孔隙率在 60%~90% 之间，如表 1 所示，能够满足人体骨组织长入的需求^[18,19]。

利用 Abaqus/explicit 对多孔 Ti6Al4V 合金的压缩性能进行有限元仿真，仿真模型如图 2 所示。根据 Peng^[20] 等人的研究，使用单元结构数为 $2 \times 2 \times 2$ 的模型进行仿真可以在考虑单元结构间相互作用情况下降低仿真的时间成本。Ti6Al4V 合金的材料属性为：弹性模量 113.8 GPa、密度 4.43 g/cm^3 、泊松比 0.342、屈服强度 890 MPa^[17,21]。在模型的顶部和底部设置两刚性平面以模拟试验机的上、下压头，对下刚性平面设置固定约束，上刚性平面采用位移加载方式，且使用平滑分析步。刚性平面与模型之间的切向行为设置为罚接触，摩擦系数为 0.1，以模拟试件与上、下压头之间的摩擦力。

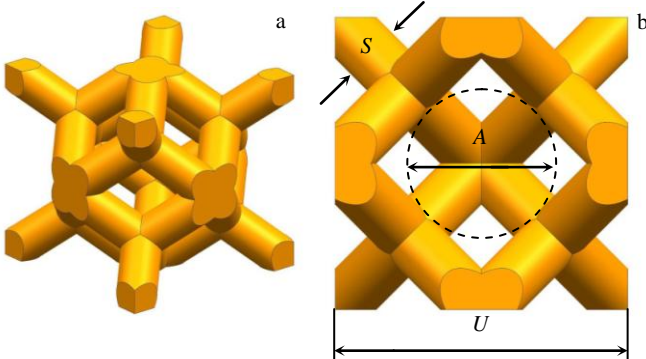


图 1 菱形十二面体多孔结构

Fig.1 Rhombic dodecahedral porous structure: (a) axonometric and (b) geometric parameters

表 1 菱形十二面体多孔结构几何参数

Table 1 Geometric parameters of rhombic dodecahedral porous structure

Unit size, U/mm	Strut diameter, $S/\mu\text{m}$	Aperture, $A/\mu\text{m}$	Porosity, $P/\%$
1	100	607.1	90.59
	125	582.1	85.87
	150	557.1	80.47
	175	532.1	74.55
	200	507.1	68.23
	225	482.1	61.65
1.5	125	935.7	89.94
	150	910.7	85.88
	175	885.7	81.28
	200	860.7	76.21
	225	835.7	70.71
	250	810.7	64.86
2	150	1264.2	88.99
	175	1239.2	85.31
	200	1214.2	81.17
	225	1189.2	76.64
	250	1164.2	71.73
	275	1139.2	66.49
	300	1114.2	60.95

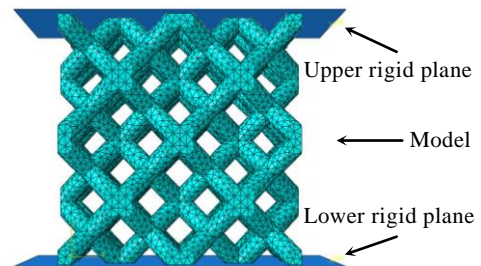


图 2 压缩仿真模型

Fig.2 Model of compression simulation

实验使用的材料为 Ti6Al4V ELI 粉末，其化学成分如表 2 所示。图 3 为粉末的微观形貌，其球形度低于 0.8 的颗粒小于 1.5%，粉末粒度为 $D_{10}=23.0 \mu\text{m}$ 、 $D_{50}=32.5 \mu\text{m}$ 、 $D_{90}=45.4 \mu\text{m}$ ，松装密度为 2.5 g/cm^3 ，振实密度为 2.82 g/cm^3 ，霍尔流速为 38.6 s/50 g，具有较好的粉末流动性。

采用 Concept Laser M2 打印机对多孔 Ti6Al4V 合金压缩试件进行制备，压缩试件由单元结构在三维方向阵列成为 $10 \times 10 \times 10$ 个构成。成型工艺参数为激光

表 2 Ti6Al4V ELI 粉末化学成分

Table 2 Chemical composition of Ti6Al4V ELI powder ($\omega/\%$)

N	C	H	Fe	O	Al	V	Ti
0.012	0.012	0.0052	0.17	0.12	6.48	3.96	Bal.

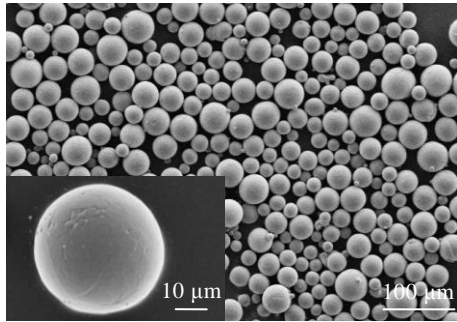


图 3 Ti6Al4V ELI 合金粉末微观形貌

Fig.3 Microscopic morphology of Ti6Al4V ELI alloy powder

功率 200 W、扫描速度 1200 mm/s、扫描间距 140 μm、铺粉层厚 30 μm。成型过程中以 99.99%纯度的氩气作为保护气体，保持成型仓内的氧含量低于 1000 μL/L。采用 Optiv Classic 322 影像仪对试件的孔隙形貌进行观察。采用 CMT5105 电子万能试验机对试件的压缩性能进行测试，压缩速度 1 mm/min，对每种试件测试 3 件，结果取平均值。采用 GSL1500X 管式真空炉对

试件进行退火热处理。现有研究表明，对 SLM 成型致密 Ti6Al4V 合金进行 800~840 °C 退火 2 h 可获得强度与塑性的较优匹配^[22,23]，因此采用 820 °C 对试件进行退火热处理，升温速度为 10 °C/min，保温 2 h 后随炉冷却。采用 Rigaku D8 X 射线衍射仪、JSM-7900F 场发射扫描电镜对退火前后 Ti6Al4V 合金的物相、显微组织进行观察分析。

2 结果与分析

2.1 多孔 Ti6Al4V 合金孔隙形貌

图 4 所示为 SLM 成型多孔 Ti6Al4V 压缩试件的宏观形貌，图 5 为影像仪下经喷砂和超声波清洗后的 3 种单元尺寸支杆直径均为 150 μm 试件的孔隙形貌，可以看出孔隙成型效果良好，但存在未熔化的粉末被烧结在支杆表面。有研究指出这是 SLM 成型不可避免的^[24]。对试件的支杆直径进行了测量，结果表明其成型尺寸比设计尺寸平均约大 100 μm。造成这一偏差的原因主要为激光光斑中心沿模型截面轮廓进行扫描时会使实际熔化的区域大于轮廓^[25]。

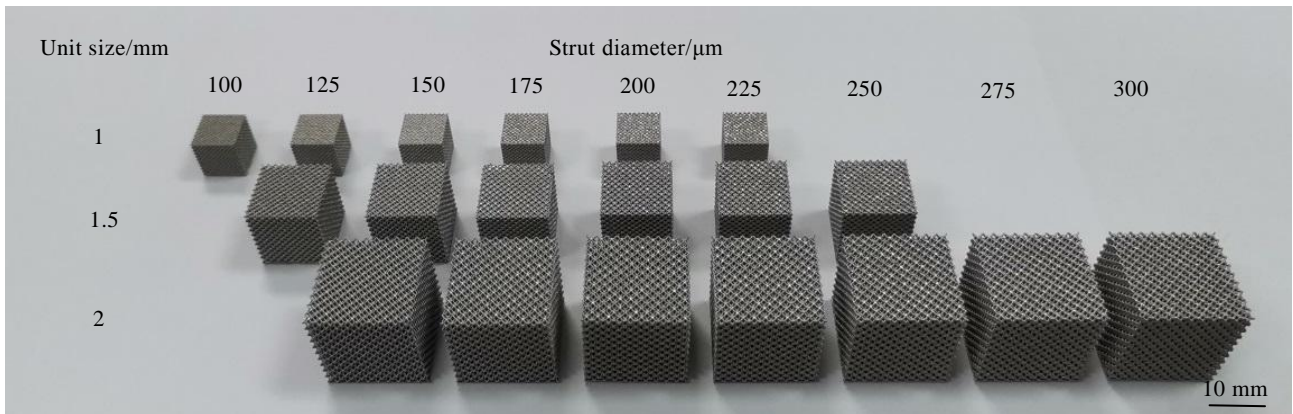


图 4 SLM 成型多孔 Ti6Al4V 合金压缩试件

Fig.4 Compression specimens of porous Ti6Al4V alloy formed by SLM

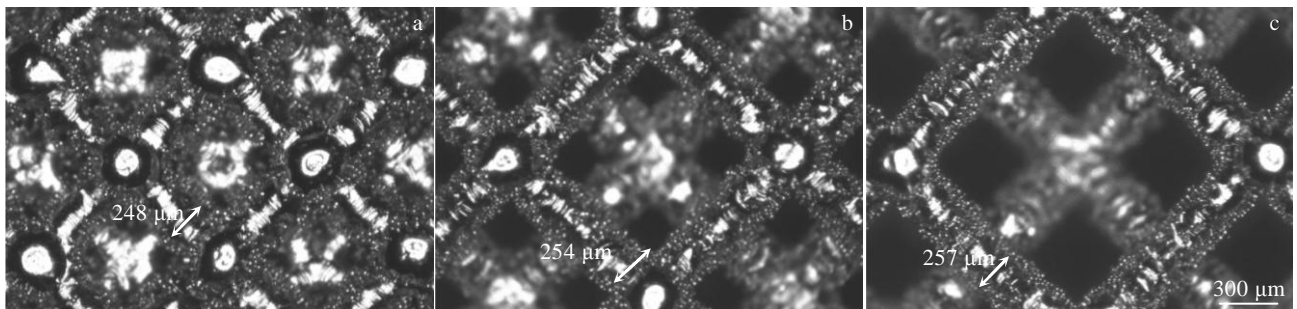


图 5 不同单元尺寸下支杆直径 150 μm 试件的孔隙形貌

Fig.5 Pore morphologies of specimens with 150 μm strut diameter at different unit sizes: (a) 1 mm, (b) 1.5 mm, and (c) 2 mm

2.2 多孔 Ti6Al4V 合金压缩有限元仿真

由于试件支杆直径的设计尺寸与成型尺寸间存在 100 μm 的偏差, 因此对模型在设计支杆直径和成型支杆直径下均进行了仿真, 以探究成型尺寸偏差对仿真结果的影响。抗压强度的仿真结果如图 6 所示, 可以看出二者的仿真值之间存在较大的差异, 且前者值要小于后者。并且在单元尺寸相同时, 其抗压强度均随支杆直径的增加而增加; 在支杆直径相同时, 其抗压强度均随单元尺寸的增加而减小。这是由于当单元尺寸相同时, 支杆直径大的结构相对密度较高, 因此抗压强度高; 而当支杆直径相同时, 支杆的长度随单元尺寸的增加而增加, 在被压缩时更容易发生屈曲, 因此抗压强度低。

2.3 多孔 Ti6Al4V 合金压缩实验

对试件进行了压缩实验, 其应力-应变曲线如图 7 所示。从整体上来看压缩的过程可以划分为 3 个阶段: 第 1 阶段为线弹性阶段, 在此阶段内支杆发生弹性变形, 应力-应变曲线为倾斜直线。当达到弹性极限时, 曲线的斜率发生变化, 应力达到峰值。第 2 阶段为平台阶段, 在此阶段支杆开始发生屈服, 结构间的孔隙被不断压缩, 试件逐层发生破坏, 随着应变的增加应力有所波动但增长不大。第 3 阶段为致密化阶段, 在

此阶段支杆被压缩至相互接触, 孔隙被压缩殆尽, 试件逐渐致密化, 随着应变的增加应力增长迅速。

由图 7 可知当单元尺寸为 1 mm、支杆直径为 225 μm 时试件无明显的平台阶段, 且单元尺寸为 1 mm 的试件应力在达到峰值后骤然下降, 随着单元尺寸的增加, 该现象逐渐改善。对其原因进行分析, 与单元尺寸 1 mm 的其余试件相比, 支杆直径为 225 μm 的试件直径最大, 结构间的孔隙尺寸最小, 且试件内部可能存在粉末无法被清除造成孔隙堵塞, 因此在发生一定的应变后易直接进入致密化阶段而无平台阶段。而与单元尺寸为 1.5, 2 mm 的试件相比, 单元尺寸 1 mm 试件的支杆长度相对较短, 支杆长度与支杆直径的比值较小, 在受压缩时不易发生屈曲更易直接断裂, 因此在达到弹性变形极限后应力值下降最为急促。

试件的抗压强度为曲线上的第 1 峰值应力, 弹性模量可通过计算线弹性阶段斜直线的斜率获得, 其值如表 3 所示。在单元尺寸为 1.5 mm 试件的抗压强度在 78.16~242.94 MPa 之间, 弹性模量在 1.74~4.17 GPa 之间。将仿真值与实验值对比可以发现, 仿真结果抗压强度随单元尺寸、支杆直径变化的规律与实验值相符。并且使用成型支杆直径模型进行仿真的结果与实

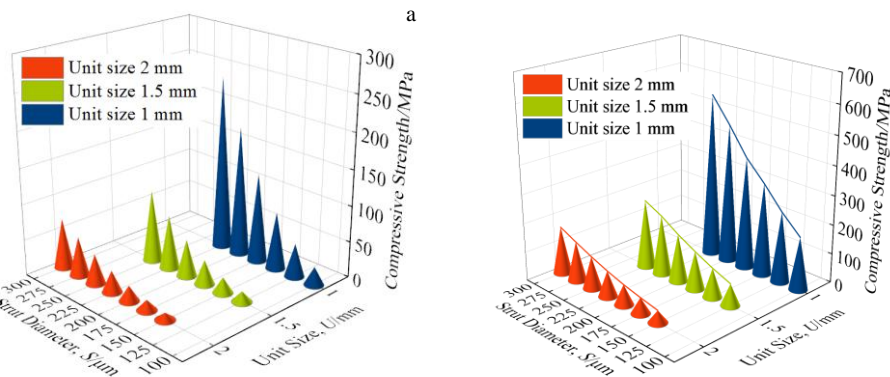


图 6 设计支杆直径和成型支杆直径下抗压强度仿真值

Fig.6 Simulation value of compressive strength: (a) designed strut diameter and (b) formed strut diameter

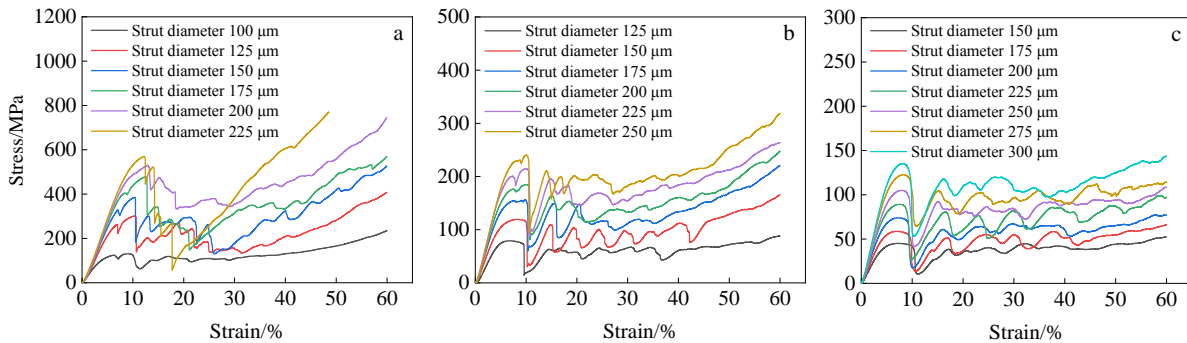


图 7 不同单元尺寸试件压缩应力-应变曲线

Fig.7 Compressive stress-strain curves of specimens with different unit sizes: (a) 1 mm, (b) 1.5 mm, and (c) 2 mm

验值较为接近，因此在对多孔 Ti6Al4V 合金的抗压强度进行仿真时，可根据机器的成型精度对设计支杆直径进行误差补偿，以获得更为准确的仿真结果。

2.4 退火对多孔 Ti6Al4V 合金力学性能的影响

人体皮质骨的抗压强度在 100~230 MPa 之间，弹性模量在 2~20 GPa 之间^[26]，由压缩实验结果可知在 3 种单元尺寸试件中，单元尺寸为 1.5 mm 试件的力学性能与人体皮质骨较为接近，因此对其进行 820 °C 退火 2 h 处理，以研究退火对菱形十二面体多孔 Ti6Al4V 合金力学性能的影响。

退火后试件的压缩应力-应变曲线如图 8 所示。可以看出退火热处理不改变多孔 Ti6Al4V 合金力学性能随几何参数变化的规律。与成型态相比，退火后曲线在平台阶段和致密化阶段上的锯齿状波动有所减少，说

明在压缩过程中试件支杆的脆性断裂有所改善，塑性有了提升。图 9 为成型态与退火后单元尺寸 1.5 mm 试件在压缩后的宏观形貌对比，可以看出成型态试件在压缩后被破坏较为严重，有碎裂块体脱落，并伴有较多支杆碎屑，而退火后试件在压缩后则相对较为完整，印证了其塑性的提升。退火后试件的力学性能如表 4 所示，与成型态相比抗压强度平均下降了 1.93%，弹性模量平均提升了 0.94%，二者的变化幅度较小，而塑性的提升则更有利于其在骨科植入体中的应用。

2.5 退火对 Ti6Al4V 合金显微组织的影响

图 10 为成型态与退火后 Ti6Al4V 合金的 XRD 图谱。由于 α 相与 α' 相具有相似的密排六方晶体结构，因此难以通过衍射峰对二者进行区分。但可以看出，成型态的试件中无 β 相，而退火后出现了 β 相。

图 11 为扫描电镜下成型态与退火后 Ti6Al4V 合金的组织形貌。由图 11a 可以看出，成型态 Ti6Al4V 合金的显微组织主要为针状 α' 马氏体组织，这是由于在成型过程中冷却速度过快， β 相来不及转变为 α 相而直接转变为 α' 相，该相具有高强度、低塑性的特点，因此成型态多孔 Ti6Al4V 合金的强度相对退火后较

表 3 成型态试件抗压强度和弹性模量

Table 3 Compressive strength and elastic modulus of as-formed specimens

Unit size, U/mm	Strut diameter, S/ μ m	Compressive strength/MPa	Elastic modulus/GPa
1	100	127.33	2.97
	125	298.91	4.83
	150	386.55	5.69
	175	484.73	6.15
	200	524.24	6.33
	225	568.86	6.51
1.5	125	78.16	1.74
	150	118.65	2.65
	175	154.32	3.18
	200	185.42	3.52
	225	221.08	3.91
	250	242.94	4.17
2	150	44.67	1.15
	175	58.60	1.47
	200	73.37	1.73
	225	89.38	1.96
	250	104.10	2.17
	275	122.51	2.40
	300	136.33	2.58

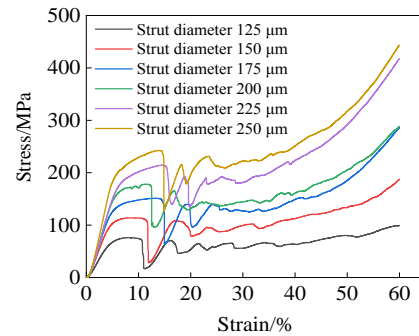


图 8 退火后试件压缩应力-应变曲线

Fig.8 Compressive stress-strain curves of as-annealed specimens

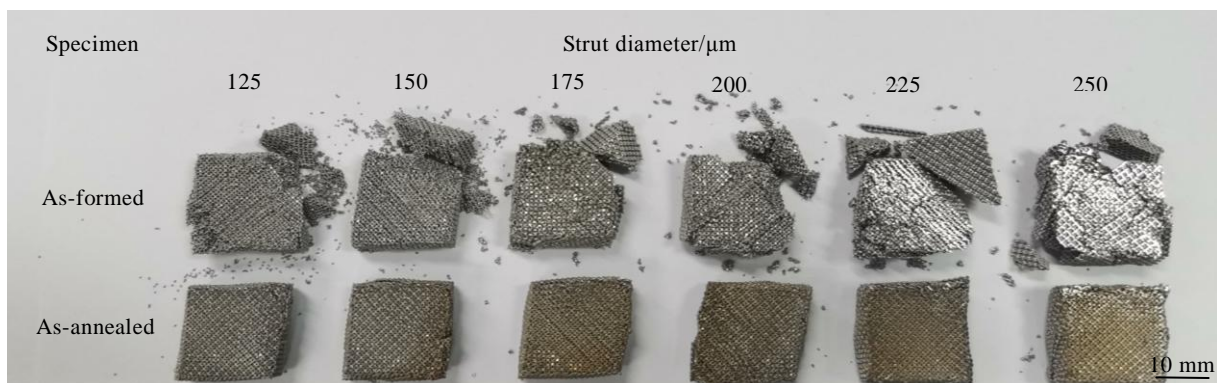


图 9 成型态与退火后试件压缩后的宏观形貌

Fig.9 Macroscopic morphologies of as-formed and as-annealed specimens after compression

表 4 退火后试件抗压强度和弹性模量

Table 4 Compressive strength and elastic modulus of as-annealed specimens (unit size: 1.5 mm)

Strut diameter, S/ μm	Compressive strength/MPa	Elastic modulus/GPa
125	76.05	1.97
150	115.50	2.68
175	151.53	3.21
200	174.62	3.56
225	214.27	3.92
250	238.53	4.22

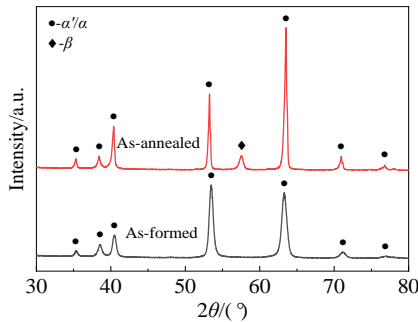


图 10 成型态与退火后 Ti6Al4V 合金试件 XRD 图谱

Fig.10 XRD patterns of as-formed and as-annealed Ti6Al4V alloy specimens

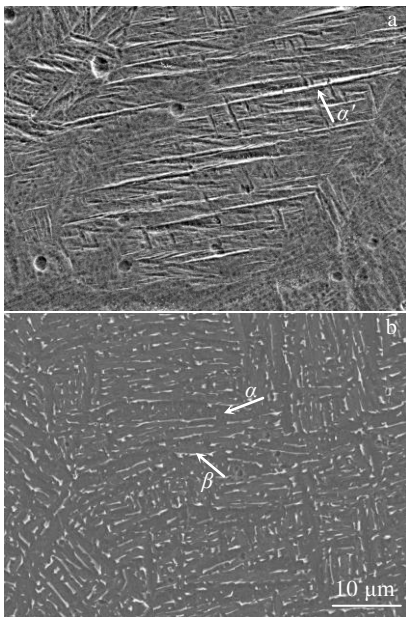


图 11 成型态与退火后 Ti6Al4V 合金试件显微组织

Fig.11 Microstructures of as-formed (a) and as-annealed (b) Ti6Al4V alloy specimens

高，但更容易发生脆性断裂。经退火后亚稳态的 α' 相分解为稳定的 $\alpha+\beta$ 组织，如图 11b 所示。由于 β 相的晶体结构为体心立方结构，致密度为 0.68，有 6 个滑移面与 2 个滑移方向，其高度密排的晶面与晶相

有利于塑性变形^[22]，因此退火后试件的塑性有所提升。显微组织的观察与以上压缩实验及 XRD 图谱的结果相符。

3 结论

1) 利用三维软件设计了单元尺寸在 1~2 mm 之间、孔径在 500~1200 μm 、孔隙率在 60%~90%之间的菱形十二面体多孔结构，并采用 SLM 技术以 Ti6Al4V 合金为材料制备了压缩试件。对试件的支杆直径进行测量发现成型尺寸比设计尺寸约大 100 μm ，因此在其抗压强度进行仿真时，可对模型的支杆直径进行误差补偿以提高结果的准确性。

2) 试件的抗压强度、弹性模量均随支杆直径的增加而增加，随单元尺寸的增加而减小。当单元尺寸较小时，支杆在达到线弹性极限后不易发生屈服更易直接断裂，且在支杆直径较大时可能无明显平台阶段而直接进入致密化阶段。单元尺寸为 1.5 mm 试件的抗压强度为 78.16~242.94 MPa，弹性模量为 1.74~4.17 GPa，与人体皮质骨的力学性能相接近。

3) 对单元尺寸为 1.5 mm 的试件进行了 820 $^{\circ}\text{C}$ 退火 2 h 处理，退火后试件的抗压强度平均下降了 1.93%，弹性模量平均提升了 0.94%，与成型态基本保持相当。退火改善了试件的脆性断裂现象，不改变其力学性能随几何参数变化的规律。退火后亚稳态的针状 α' 马氏体分解成为稳定的 $\alpha+\beta$ 组织，有利于提高试件的塑性，使其更适用于骨科植入体。

参考文献 References

[1] Elsayed M, Ghazy M, Youssef Y *et al.* *Rapid Prototyping Journal*[J], 2019, 25(3): 433

[2] Mircheski I, Gradišar M. *Computer Methods in Biomechanics and Biomedical Engineering*[J], 2016, 19(14): 1531

[3] Wang Haiying(王海英), Yang Fang(杨芳), Guo Zhimeng(郭志猛) *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2020, 49(8): 2855

[4] Tang Gang(唐刚), Wang Jiange(王建革), Luo Hongxia(罗红霞) *et al.* *Journal of Medical Biomechanics*(医用生物力学)[J], 2015, 30(2): 143

[5] Gibson L J, Ashby M F. *Cellular Solids: Structure and Properties* [M]. Cambridge: Cambridge University Press, 1999: 3

[6] Liu Peisheng(刘培生), Yang Chunyan(杨春艳), Cheng Wei(程伟). *Journal of Materials Engineering*(材料工程)[J], 2019, 47(8): 59

[7] Tang Huiping(汤慧萍), Wang Jian(王建). *Materials China* (中国材料进展)[J], 2014, 33(S1): 576

- [8] Liu F, Zhang D Z, Zhang P *et al. Materials*[J], 2018, 11(3): 374
- [9] Nune K C, Devesh K Misra R, Gaytan S M *et al. Journal of Biomedical Materials Research, Part A*[J], 2015, 103(5): 1677
- [10] Kapat K, Srivas P K, Dhara S. *Materials Science & Engineering A*[J], 2017, 689: 63
- [11] Mihalcea E, Vergara-Hernández H J, Jimenez O *et al. Transactions of Nonferrous Metals Society of China*[J], 2021, 31(1): 178
- [12] Alomar Z, Concli F. *Advanced Engineering Materials*[J], 2020, 22(12): 000 611
- [13] Li Junchao(李军超), Zang Yanyan(臧艳艳), Wang Wei(王维). *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2018, 47(2): 662
- [14] Zaharin H A, Rani A M A, Azam F I *et al. Materials*[J], 2018, 11(12): 122 402
- [15] Ding Yutian(丁雨田), Wang Hao(王浩), Xu Jiayu(许佳玉) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2020, 49(12): 4311
- [16] Liu Wanying(刘婉颖), Lin Yuanhua(林元华), Chen Yuhai(陈宇海) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2017, 46(3): 634
- [17] Wang Y, Chen J M, Yuan Y P. *Applied Mechanics and Materials*[J], 2016, 4278: 201
- [18] Stamboulis A G, Boccaccini A R, Hench L L. *Advanced Engineering Materials*[J], 2002, 4(3): 105
- [19] Deng Zhenbo(邓珍波), Zhou Changchun(周长春), Fan Yujiang(樊渝江) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2016, 45(9): 2287
- [20] Peng C X, Tran P, Nguyen-Xuan H *et al. Composite Structures*[J], 2020, 235(C): 111 821
- [21] Yang G, Guo C C, Zhang Y D *et al. Integrated Ferroelectrics*[J], 2021, 215(1): 149
- [22] Cai Yusheng(蔡雨升), Ji Haibin(吉海滨), Lei Jiafeng(雷家峰) *et al. Titanium Industry Progress*(钛工业进展)[J], 2020, 37(1): 9
- [23] Xiao Zhennan(肖振楠), Liu Tingting(刘婷婷), Liao Wenhe(廖文和) *et al. Chinese Journal of Lasers*(中国激光)[J], 2017, 44(9): 87
- [24] Chen S Y, Huang J C, Pan C T *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2017, 713: 248
- [25] Wang D, Wu S B, Bai Y C *et al. Journal of Laser Applications*[J], 2017, 29(2): 022 007
- [26] Surmeneva M A, Surmenev R A, Chudinova E A *et al. Materials & Design*[J], 2017, 133: 19

Study on Porous Ti6Al4V Alloy Formed by Selective Laser Melting and Its Heat Treatment

Zhang Yongdi, Wang Congyu, Wang Congwei, Yang Guang

(School of Mechanical Engineering, Hebei University of Technology and Science, Shijiazhuang 050018, China)

Abstract: Ti6Al4V alloy is the most widely used titanium alloy in orthopedics. Selective laser melting of porous Ti6Al4V alloy can reduce its elastic modulus, reduce the stress shielding phenomenon, and promote the growth of bone tissue, but the plasticity of the formed parts is usually low. Therefore, rhombohedral dodecahedron porous structures with unit size of 1~2 mm, aperture of 500~1200 μm and porosity of 60%~90% were designed, and the compression specimens were formed by selective laser melting technology. The mechanical properties were studied by compression simulation and experiments, and the effects of annealing heat treatment on the mechanical properties and microstructure were also studied. The simulation results show that more accurate results can be obtained by error compensation for the strut diameter of the model. The experimental results show that when the unit size is 1.5 mm, the compressive strength and elastic modulus of specimens are between 78.16~242.94 MPa and 1.74~4.17 GPa, respectively, which are similar to the mechanical properties of human cortical bone. After annealing at 820 $^{\circ}\text{C}$ for 2 h, the compressive strength and elastic modulus of the specimens are basically the same as those of the formed specimens, while the plasticity is improved, so they are more suitable for orthopedic implants.

Key words: selective laser melting; porous structure; Ti6Al4V alloy; annealing; mechanical properties

Corresponding author: Zhang Yongdi, Master, Associate Professor, School of Mechanical Engineering, Hebei University of Technology and Science, Shijiazhuang 050018, P. R. China, Tel: 0086-311-81668663, E-mail: zhydi@hebust.edu.cn