

Ti-6Al-4V 梯度多孔结构的流通性与力学性能研究

刘畅^{1,2}, 陈昌荣^{2,3}, 王乾廷^{1,2,4*}, 练国富³, 黄旭³, 冯美艳³, 戴继成⁵¹福建工程学院材料科学与工程学院, 福建 福州 350118;²福建省精确成型制造工程研究中心, 福建 福州 350118;³福建工程学院机械与汽车工程学院, 福建 福州 350118;⁴福建省新材料制备与成型技术重点实验室, 福建 福州 350118;⁵海安橡胶集团股份有限公司, 福建 莆田 351254

摘要 本文基于三周期极小曲面(TPMS)进行不同单元类型梯度孔隙率结构的优化设计,并进行静力学及粉末流体仿真,用于对比两种单元的应力集中程度和粉末流通能力。通过对比不同梯度孔隙率的两种单元发现,由于支柱设计类型不同,primitive 单元相较于 gyroid 单元有着更优异的力学性能;5%梯度孔隙率(45%~50%)设计在两种单元中均有着最优的力学性能;相对于均匀孔隙率的 gyroid 单元多孔结构,5%梯度孔隙率 primitive 单元多孔结构的杨氏模量为 7.34 GPa,仅提升了约 3.93%,但其平均屈服强度可达到 444.85 MPa,大幅提升约 63.42%,平均抗压强度为 606.57 MPa,提升了 75.20%。本研究发现,屈服强度与有效支柱尺寸的相关性较强,抗压强度与应力集中程度的相关性较强。选择合适的多孔单元类型在与加载方向成 45°夹角的位置进行孔隙率梯度调整,可使整体结构具有合适的孔径和支柱直径、优良的抗压能力、较小的应力集中程度以及较优异的粉末流通能力,最终可显著提升整体结构的力学性能。

关键词 激光技术;激光选区熔化;Ti-6Al-4V;多孔结构;梯度孔隙率;压缩力学性能

中图分类号 TB31; TN249

文献标志码 A

DOI: 10.3788/CJL202249.1602010

1 引言

激光选区熔化(SLM)是一种重要的金属增材制造技术,具有设计生产周期短、制造精度高、适合小批量生产等特点^[1]。增材制造技术能够在建模完成后快速进行试验和优化,有效提升结构设计及工艺优化效率^[2-3]。钛合金是 SLM 制造中较为常用的金属材料,其中 Ti-6Al-4V 的应用最为广泛,原因在于其具有高的比强度、优异的耐腐蚀性和良好的生物相容性^[4]。钛合金的 SLM 技术已被广泛用于制造医疗行业中的植入体和航天航空工业中的复杂曲面结构^[5-6]。为了避免应力屏蔽效应对人体的损伤,医疗植入体的杨氏模量需要控制在 3~30 GPa^[7-9],因此需要对 SLM 制备的 Ti-6Al-4V 植入实体(Ti-6Al-4V 合金的杨氏模量约为 110 GPa)进行多孔结构设计,以达到轻量化要求。多孔结构设计的必要性主要体现在以下 4 个方面:1)合适的杨氏模量,以消除应力屏蔽效应;2)高强度和高韧性,以避免机械破坏;3)高孔隙率和合适的孔隙尺寸,以利于细胞在植入体内生长;4)良好的生物相

容性^[9-10]。多孔单元的设计在医疗骨植入领域较为常见,多孔结构不仅可以有效提升植入体的营养输送和渗透,还可以满足人体植入物所需的力学性能、生物学要求以及加工要求等。通过合理设计多孔单元的孔隙率可以降低多孔单元的弹性模量,使其满足松质骨的弹性模量范围,同时也满足基本的抗拉和抗压强度要求^[11]。多孔结构梯度孔隙率的合理设计能够较好地满足弹性模量与抗压性能的要求。

目前,梯度孔隙率的设计方案主要包括层间梯度设计和径向梯度设计。Xiao 等^[12]对层间梯度孔隙率进行了系统研究,结果表明:与均匀结构相比,具有层间梯度孔隙率的多孔结构的比强度和比能量吸收(SEA)更高;在结构中引入梯度孔隙率可以提高多孔材料的力学性能,其中孔隙率较大的单元位置优先破坏,坍塌方式为逐层坍塌(可以提高结构对能量的吸收),而不是斜向 45°坍塌的剪切脆性断裂。此外,研究人员对径向梯度孔隙率的设计也进行了探索。王涵^[13]对钻石型单元规则分布结构、钻石型单元随机分布结构、钻石型单元梯度分布结构和正十二面体单元

收稿日期: 2021-11-05; 修回日期: 2021-12-02; 录用日期: 2021-12-14

基金项目: 福建省科技计划区域发展项目(2021H41010080)、福建省科技计划对外合作项目(2020I1003)、福建省科技计划中科院 STS 计划配套项目(2021T3046)

通信作者: *wqt@fjut.edu.cn

桁架结构的压缩性能进行了对比,结果表明:均匀分布的钻石型单元结构由于应力分布均匀,相较于随机分布钻石型单元结构有着更优异的压缩性能,这是由于随机分布支柱的成型过程不稳定,造成了一定程度的应力集中;对于梯度分布的钻石胞元结构,其孔隙率的梯度过大,导致过渡界面应力集中,进而使得压缩性能急剧下降。Fousová 等^[14]以菱形十二面体作为基础单元设计了 5 种多孔结构,分别为完全致密结构、有致密表面层的多孔结构、表面多孔结构(1 mm 和 2 mm)和完全多孔结构,他们研究这些结构后发现:若要将结构的杨氏模量控制在合适的范围内,就需要提高孔隙率,但这样会引起抗拉强度与抗压强度快速下降;表面多孔试样的致密度为 62.1%,杨氏模量为 30.5 GPa,抗拉强度为 230 MPa,抗压强度为 393 MPa,满足人体骨骼的力学性能指标。同时,相关文献指出:上述梯度多孔结构的断裂形式通常伴随着沿 45° 断裂的特征,此时对应最大的压缩应变,这主要是因为脆性断裂剪切力造成了试样的破坏^[9,15];当梯度孔隙率变化时,形成的剪切带角度在 45°~53° 之间波动^[12,15-16]。

现阶段,多数研究者仅对梯度孔隙结构进行了设计和排布,尚未对不同梯度孔隙的结构进行准确设计与量化分析研究,尚未掌握具体的孔隙率调整方法,并且还不能准确描述梯度孔隙率的影响因素。同时,多数研究者对于梯度孔隙率单元的排布也只是进行了简单的径向或纵向改变,有些研究中甚至出现了梯度孔隙率结构力学性能显著下降的现象。因此,有必要对 SLM 成型

结构的梯度孔隙率设计及单元排布进行研究及优化。

本文将针对梯度孔隙率设计进行优化,并将梯度孔隙率单元位置排布作为主要的优化设计目标。合理的梯度孔隙率设计可以避免结构的力学性能下降,梯度孔隙率单元在薄弱位置的合理排布能够有效提升结构的抗压能力。梯度孔隙率单元的薄弱位置主要位于 45°~53° 的剪切带处,本文主要对该位置进行优化,欲通过增大垂直于 Y-Z 平面且沿对角线分布的多孔单元结构的致密度来实现对应位置单元强度的提高,在保证梯度多孔结构满足植入物各项力学性能指标的同时,提升结构的整体力学性能。与此同时,本文引入梯度孔隙率结构设计模型,通过对梯度孔隙率单元应力集中程度进行分析,并对各孔隙率单元内部粉末的流通能力以及压缩试样的各项力学性能指标进行分析,确定不同单元结构梯度孔隙率对内部结构力学性能及粉末流通能力的影响。

2 试验材料及方法

2.1 试验材料和设备

成型原材料为福建国锐中科光电有限公司生产的等离子球化 Ti-6Al-4V 粉末,其平均粒径为 59.25 μm ,主要粒径范围为 10~90 μm ,其中 $D_{10}=8.95 \mu\text{m}$, $D_{50}=34.92 \mu\text{m}$, $D_{90}=120.15 \mu\text{m}$ 。粉末的表观形貌及粒径分布如图 1(a)、(b)所示,粉末的化学成分如表 1 所示。选用 Ti-6Al-4V 作为基板材料,以增强粉末与基体的结合强度,提升样件的制备质量。

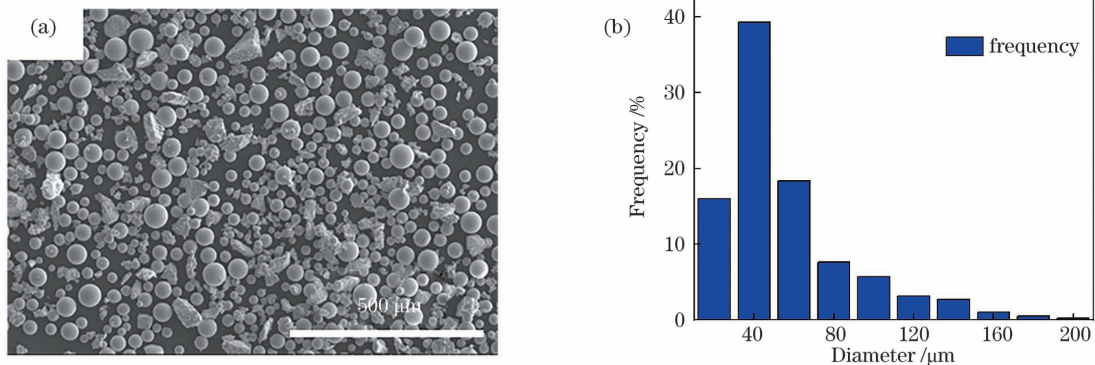


图 1 Ti-6Al-4V 粉末的表观形貌和粒径分布。(a)表观形貌;(b)粒径分布

Fig. 1 Surface topography and particle size distribution of Ti-6Al-4V powder. (a) Surface topography; (b) particle size distribution

表 1 Ti-6Al-4V 粉末的化学成分

Table 1 Chemical composition of Ti-6Al-4V powder

Chemical element	Mass fraction / %
Ti	Bal.
Al	5.5-6.5
V	3.5-4.5

采用 SLM-Solution 125HL 设备进行 SLM 试验,该设备主要包括供粉及铺粉系统、光路系统、控制系统等。该设备的成型尺寸为 125 mm×125 mm×125 mm

(扣除基板厚度);三维光路系统主要由 IPG 光纤激光器构成,该激光器的最大输出功率为 400 W,最大加工速率为 25 cm^3/h ,层厚范围为 20~75 μm ,打印结构的最小尺寸为 140 μm ,有效光斑直径为 10~100 μm ,最大扫描速度为 10 m/s。SLM 成型过程中的保护气体为氩气。

2.2 试验方案

SLM 成型前,将粉末置于真空烘干机中,在 80 $^{\circ}\text{C}$ 下烘干 8 h,以保证粉末具有良好的流动性。对基板进行喷砂处理,并对其表面质量进行检测,以保证基板与

成型件二者之间的结合强度。将基板预热至 200 °C, 以降低成型件的温度梯度, 提升成型件与基板的结合强度。工艺参数设定为层厚 30 μm, 扫描间距 70 μm, 扫描速度 1000 mm/s, 激光功率 190 W。扫描策略如图 2 所示。首先, 为降低轮廓边界的缺陷和表面粗糙度, 在边界处进行预扫描, 以提升成型件的表面质量; 随后采用

条带扫描策略进行内部粉末的熔化再成型, 在 10 mm 宽度条带内按照扫描间距设定值进行扫描; 最后, 通过多个条带的内部打印实现整个结构的成型, 这样有利于提升单道与单道之间的结合强度。初始扫描角度为 20°, 扫描角度间隔 33°, 以有效降低层间熔道在扫描过程中的重叠率, 提高层间结合强度, 降低残余应力^[17-18]。

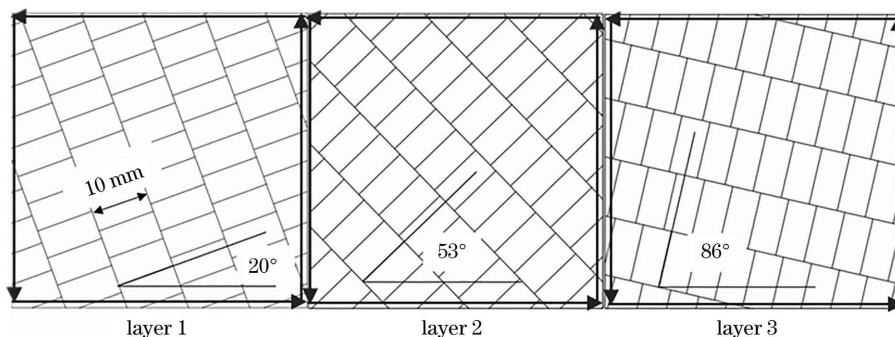


图 2 扫描策略示意图

Fig. 2 Schematic illustration of scanning strategies

设计制备 P 单元 (primitive 单元) 和 G 单元 (gyroid 单元) 三周期极小曲面 (TPMS) 多孔结构。基本单元尺寸均为 2 mm × 2 mm × 2 mm, 通过 6 × 6 × 6 个单元进行堆积, 组成尺寸为 12 mm × 12 mm × 12 mm 的标准压缩试样 (根据国际标准 ISO 13314—2011 设计)。梯度孔隙率设计成垂直于 Y-Z 平面且与 X-Y 平面成 45° 方向分布 (如图 3 所示), 以提升结构的力学性能。对底部添加支撑设计, 提供线切割余量。成型试样的宏观形貌如图 4 所示, 采用 500 #、1000 # 砂纸依次对试样表面进行打磨处理。

采用超景深显微镜对宏观支柱及孔径尺寸进行测量; 采用 X 射线衍射仪 (XRD) 对粉末及打印试样进行物相检测, 扫描范围为 20° ~ 100°, 扫描速率为 6 (°)/min; 采用 Instron 万能试验机对 4 个试样进行压缩试验, 压缩速度为 0.5 mm/min; 采用场发射扫描电镜 (FESEM) 对压缩断口进行观察。

3 仿真模型设计

3.1 静力学仿真模型设计

为了掌握梯度多孔结构在过渡处的应力集中程度, 本研究团队采用 Abaqus 软件对试样的压缩过程进行静力学仿真分析。有限元分析过程中使用的主要材料参数如表 2 所示。实体打印件在塑性阶段的应力-应变曲线如图 5 所示。为了节省计算量, 分析模型采用 2 × 2 × 3 个单元的梯度多孔结构, 三层多孔结构的孔隙率分别设定为 x 、50%、 x ($x = 40\%$, 45%, 50%), 其中 50% 均匀孔隙率单元结构的网格划分及负载方式如图 6 所示。采用四面体网格与六面体网格混合的网格类型, 网格尺寸设定为 0.1 mm, 网格单元数量为 400000 ~ 600000。在上表面施加恒定位移, 控制应变大小为 16.7%, 底部完全约束, 与实际压缩过程保持一致, 最后通过 CAE-STANDARD 求解器进行多孔结构各网格单元应力应变大小的求解^[19-20]。以应力集中程度及应变位置作为评判依据, 初步确定不同单元类型最佳的梯度孔隙率设计方案。

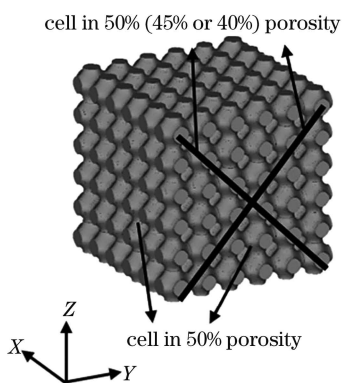


图 3 梯度孔隙率单元堆积而成的多孔结构

Fig. 3 Porous structure stacked by cells with gradient porosity

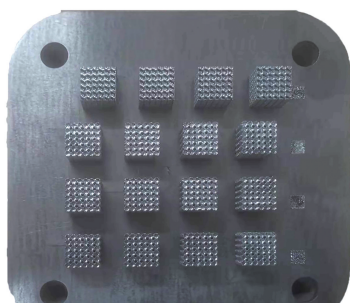


图 4 SLM 成型试样的宏观形貌

Fig. 4 Macro morphology of samples printed with SLM

表 2 Ti-6Al-4V 的材料参数

Table 2 Material parameters of Ti-6Al-4V

Parameter	Value
Density / (kg · m ⁻³)	4330
Young's modulus / GPa	113.8
Poisson's ratio	0.38

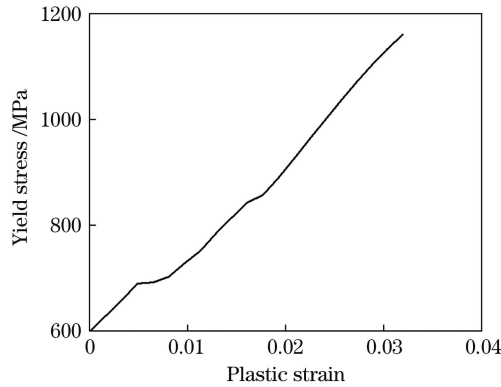


图 5 塑性阶段的屈服应力与塑性应变示意图

Fig. 5 Yield stress and plastic strain in plastic stage

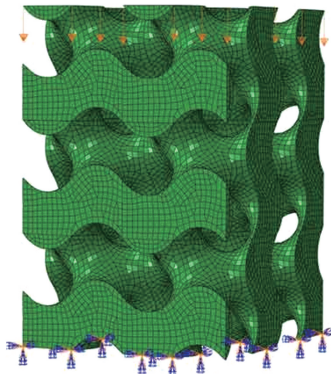


图 6 G 单元 5% 梯度孔隙率 (45%~50%) 装配体及载荷施加方式示意图

Fig. 6 Assembly and loading mode of gyroid scaffolds in 5% gradient porosity (45%~50%)

3.2 流体仿真模型设计

各孔隙率单元的粉末流通能力通过 ANSYS 软件的 Fluent 模块进行仿真。为充分拟合曲面边界,选用尺寸为 0.005 mm 的四面体网格,各多孔结构的网格单元数量为 120000~150000,如图 7 所示。边界条件为出口压力 7000 Pa(用于模拟粉末的实际吸取过程),底部压力 0 Pa(对应于实际粉末吸取时的环境),其余外表面为壁面,内部为堆积粉末。材料设定为粒

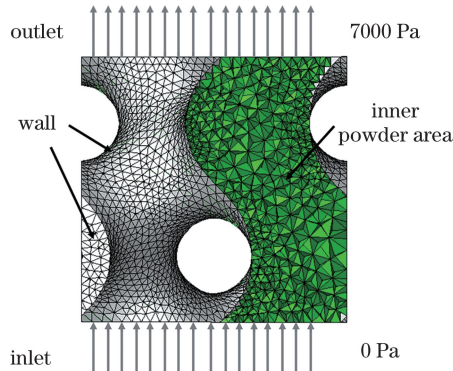


图 7 45% 孔隙率 G 单元计算流体动力学 (CFD) 模型以及对应的网格示意图与边界条件

Fig. 7 Computational fluid dynamics (CFD) analysis model of gyroid scaffolds in 45% porosity with illustration of meshing and boundary conditions

径是 59 μm 的 Ti-6Al-4V 粉末,其密度为 4330 kg/m^3 。假定 Ti-6Al-4V 粉末为离散相,粉末微粒遇到壁面反弹;空气属性选择 STANDARD $k-\epsilon$ 湍流模型,用于后续求解,进而获得气固混合流动模型^[21-22]。

4 结果与分析

4.1 梯度多孔结构的静力学仿真分析

多孔单元(P 单元、G 单元)不同梯度孔隙率结构的静力学分析结果如图 8~10 所示。由图 8 可知,均匀孔隙率(50%)的多孔单元的应力分布较为均匀,这主要是因为 TPMS 多孔单元在搭接处平滑过渡。P 单元的等效塑性应变(PEEQ)主要存在于较细支柱的搭接位置,应力均匀分布在支撑轴(平行于 Z 方向)上,且向非支撑轴传递(垂直于 Z 方向),因此 P 单元有着更优异的塑性变形能力和抗压能力。与 P 单元相比,G 单元主要支柱的弯曲程度更为显著,应力主要分布在有效支柱区域(如图 8 标记区域所示),变形更大。对孔隙率为 50% 的 TPMS 单元的有效支柱直径进行测量,确定 P 单元和 G 单元对应支柱的有效直径分别约为 1 mm 和 0.5 mm。两种单元的应力及应变均主要分布在有效支柱位置,而 P 单元的有效支柱尺寸远大于 G 单元,因此承载能力显著增加。另外还可以看到 G 单元中较为明显的应力与塑性应变主要出现在搭接位置,且与 Z 轴呈 45° 夹角,因此较大剪切力可导致该单元结构的承载能力下降^[9,23]。

图 9 为 5% 梯度孔隙率 (45%~50%) 多孔结构的静力学模拟结果。可以看到:P 单元的应力分布仍较为均匀,主要承载应力的位置位于力加载方向的支撑轴上;G 单元梯度多孔结构在中间单元层出现了大应变区域,内部发生较大程度弯曲的支撑轴无法很好地承载稳定的载荷,在理想模拟的情况下搭接位置出现较为明显的应力集中。另外,P 单元的应力值在支柱内部分布均匀,说明 P 单元的结构设计对应力的分散效果较好。这主要是因为 P 单元的有效支柱尺寸较 G 单元更大,因此承载能力显著强于 G 单元。另外,由于搭接位置有更小的应力集中,因此 P 单元中等等效塑性应变分布得更为均匀。综上,在理想情况下,5% 梯度孔隙率 G 单元相比 P 单元更易被破坏。

TPMS 多孔单元 10% 梯度孔隙率 (40%~50%) 结构的压缩模拟结果如图 10 所示。可以看到,P 单元梯度多孔结构的应力集中程度远远小于 G 单元多孔结构,从最大应力位置及平均应力分布云图上可以明显看出 P 单元中的应变及应力分布得更为均匀,说明该类单元的承载能力相较于 G 单元更强。这主要是因为 P 单元优良的支撑结构设计以及更大的有效支柱尺寸对整体的抗压缩性能有明显改善,应力能够有效扩散到支撑轴(平行于 Z 向)附近区域。G 单元中间层由于孔隙率梯度增大,支柱变形程度显著提升,不能稳定承载,大变形会使结构最终表现为失稳,易出现粉末脱落并引起炎症^[24]。

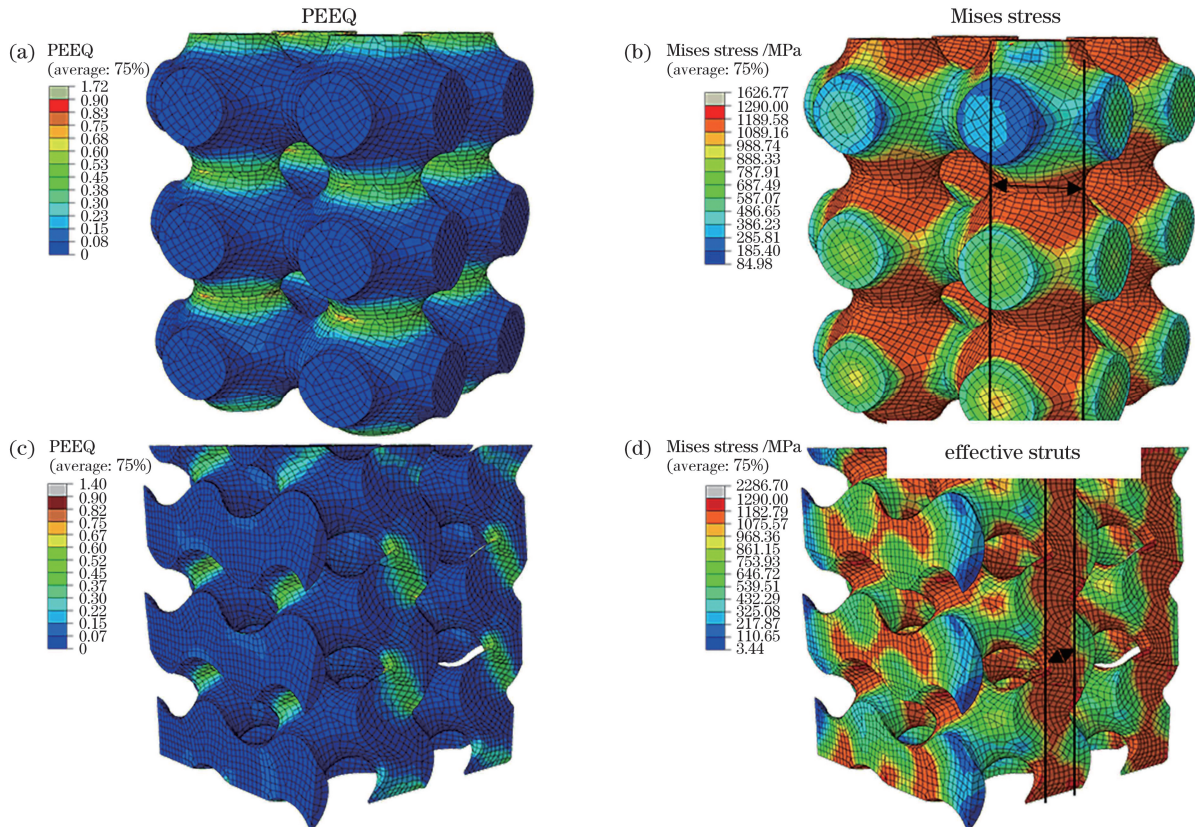


图 8 均匀孔隙率(50%)的多孔结构在总应变为 16.7%时的应力和等效塑性应变分布图。(a)~(b)P 单元; (c)~(d)G 单元
 Fig. 8 Mises stress and PEEQ of porous structure in uniform porosity (50%) at total strain of 16.7%. (a)~(b) Primitive scaffolds; (c)~(d) gyroid scaffolds

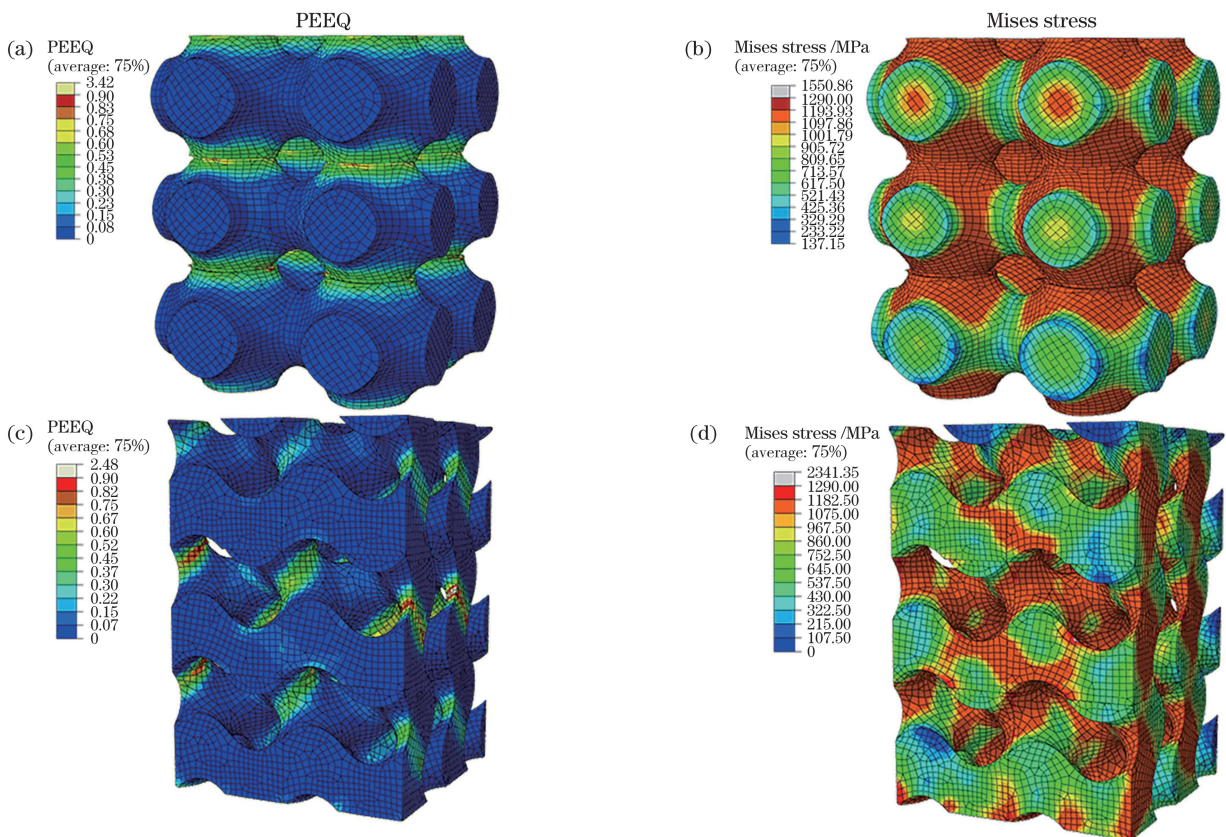


图 9 5%梯度孔隙率(45%~50%)的多孔结构在总应变为 16.7%时的应力和等效塑性应变分布图。(a)~(b) P 单元;
 (c)~(d) G 单元
 Fig. 9 Mises stress and PEEQ of porous structure in 5% gradient porosity (45%~50%) at total strain of 16.7%.
 (a)~(b) Primitive scaffolds; (c)~(d) gyroid scaffolds

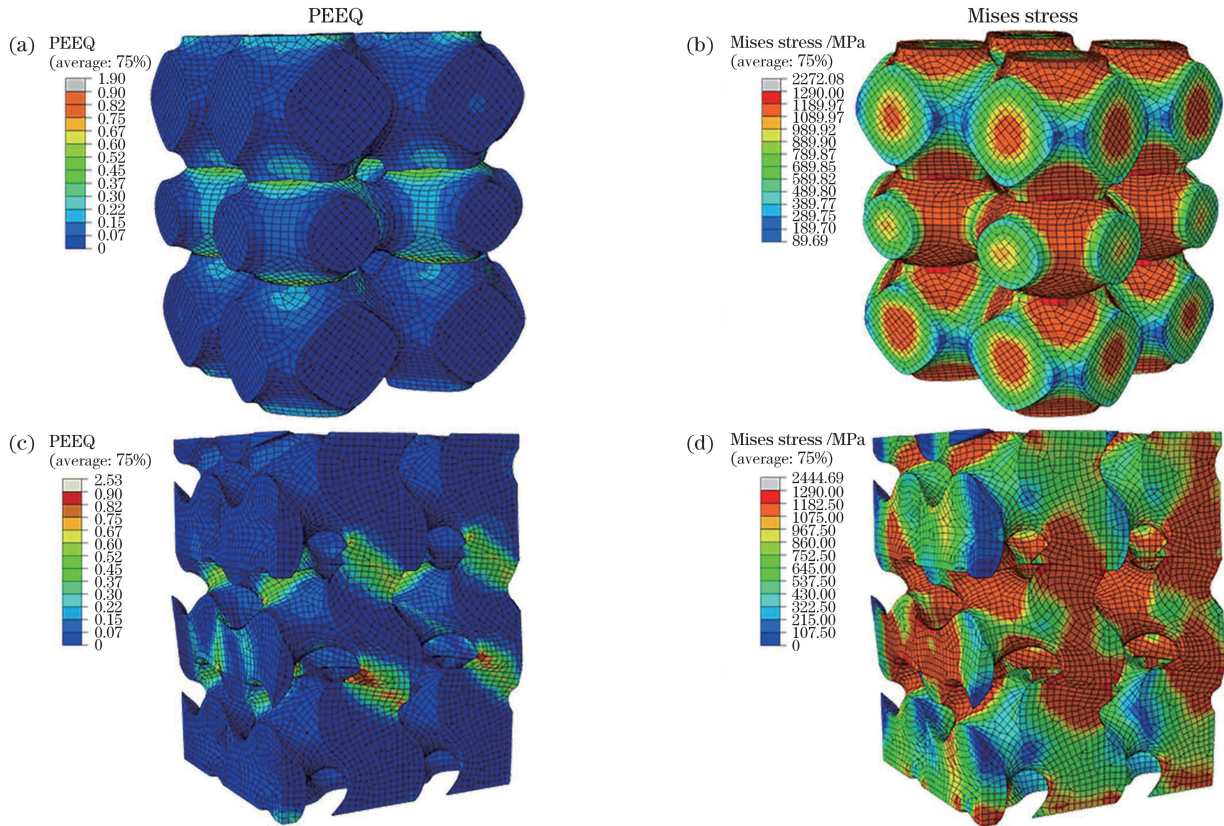


图 10 10%梯度孔隙率(40%~50%)的多孔结构在总应变为 16.7%时的应力和等效塑性应变分布图。(a)~(b)P 单元；(c)~(d)G 单元

Fig. 10 Mises stress and PEEQ of porous structure in 10% gradient porosity (40%–50%) at total strain of 16.7%. (a)–(b) Primitive scaffolds; (c)–(d) gyroid scaffolds

对比各组仿真结果可以发现,合理的支柱设计使得 P 单元在各梯度孔隙率下的应力集中程度均小于 G 单元。5%梯度孔隙率 P 单元在搭接位置处未出现应力集中程度显著恶化的现象,等效塑性应变的分布也比较合理,这为后续孔隙率设计提供了一定参考;G 单元由于支柱的有效承力相较于 P 单元有较程度的弱化,因此在 5%梯度孔隙率结构中出现了较不均匀的应力和等效塑性应变分布,这可能会导致该结构力学性能降低。因此,5%梯度孔隙率的 P 单元可以被用于后续的压缩模型建立及压缩试验。

4.2 多孔单元粉末流通性分析

P 单元孔隙部分的粉末流动速度及多孔结构内部的压力分布如图 11 所示。流通能力主要与孔隙率、孔径大小、支柱分布等因素有关^[25-26]。50%孔隙率 P 单元的支柱分布较 G 单元更为集中,且孔径更大,因此单元支柱下方区域的粉末流通能力下降,导致如图 11(a)、(b)所示的支柱下方较大范围粉末无法获得充分的气压和速度。降低单元孔隙率至 45%时,内部孔隙空间进一步减小,此时的压力分布如图 11(d)所示;可以看出,孔径的减小使得拐角位置出现了更明显的气压差,该区域内的粉末流动速度提高,更多的粉末具有足够大的速度和压力,因而能够被充分排出。考虑到实际制备样件的孔径会随着孔隙率的降低而减

小,再加上表面粉末黏附,会进一步导致孔径减小,过小的孔径会导致部分粉末堵塞。继续降低单元孔隙率至 40%时,此时单元内部压力分布的均匀程度显著恶化。这是因为局部较窄的空间在实际打印过程中由于粉末黏附和悬垂量可能会直接导致非成型位置闭塞,降低粉末的内部流通能力^[27-28]。对不同孔隙率 P 单元的模拟结果进行分析可以发现,单元内部区域出现了明显的压力差,粉末流通能力在不同区域内出现差异。这主要是由支柱遮挡导致其下方粉末流通能力较差造成的。

不同孔隙率下 G 单元孔隙部分的粉末流动速度及多孔结构内部的压力分布如图 12 所示。可以发现,50%孔隙率 G 单元有着最均匀的气压分布和粉末流动速度,粉末的排出能力最优。其原因在于支柱的分散分布及较优的内部孔隙连通能力。随着孔隙率降低,更小的孔径使得气压分布不均匀,粉末流动速度降低。45%孔隙率 G 单元出现了如图 12(d)所示的少量区域内气压较低的现象,这主要是由于内部实体对粉末的流通产生了一定的阻挡作用。对图 12(c)所示内部粉末的流通速度进行分析可以发现,内部实体对内部粉末流通速度的影响不显著。这主要是因为足够大的单元孔径使得内部空间对粉末的流通起到了一定的疏散作用。随着孔隙率继续降低至 40%,气压分布如

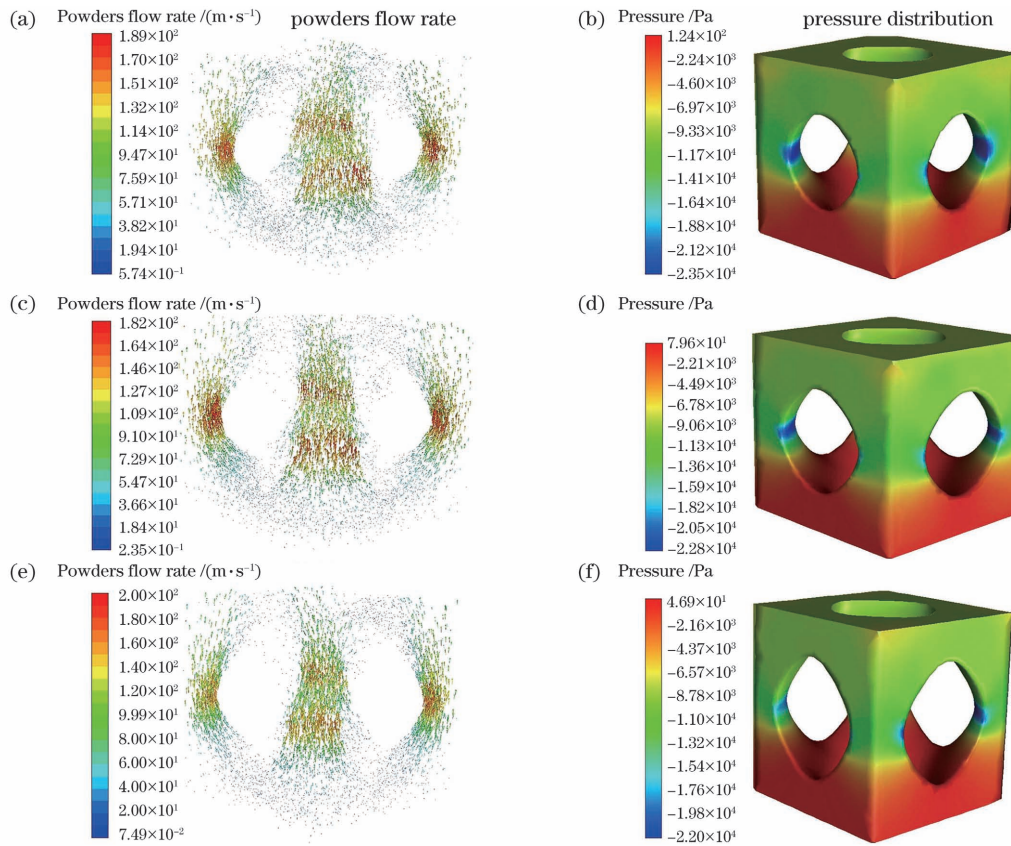


图 11 不同孔隙率 P 单元内部粉末的流体仿真结果。(a)~(b) 50% 孔隙率; (c)~(d) 45% 孔隙率; (e)~(f) 40% 孔隙率
 Fig. 11 CFD analysis results of powders inside primitive scaffolds in different porosity values. (a)~(b) 50% porosity; (c)~(d) 45% porosity; (e)~(f) 40% porosity

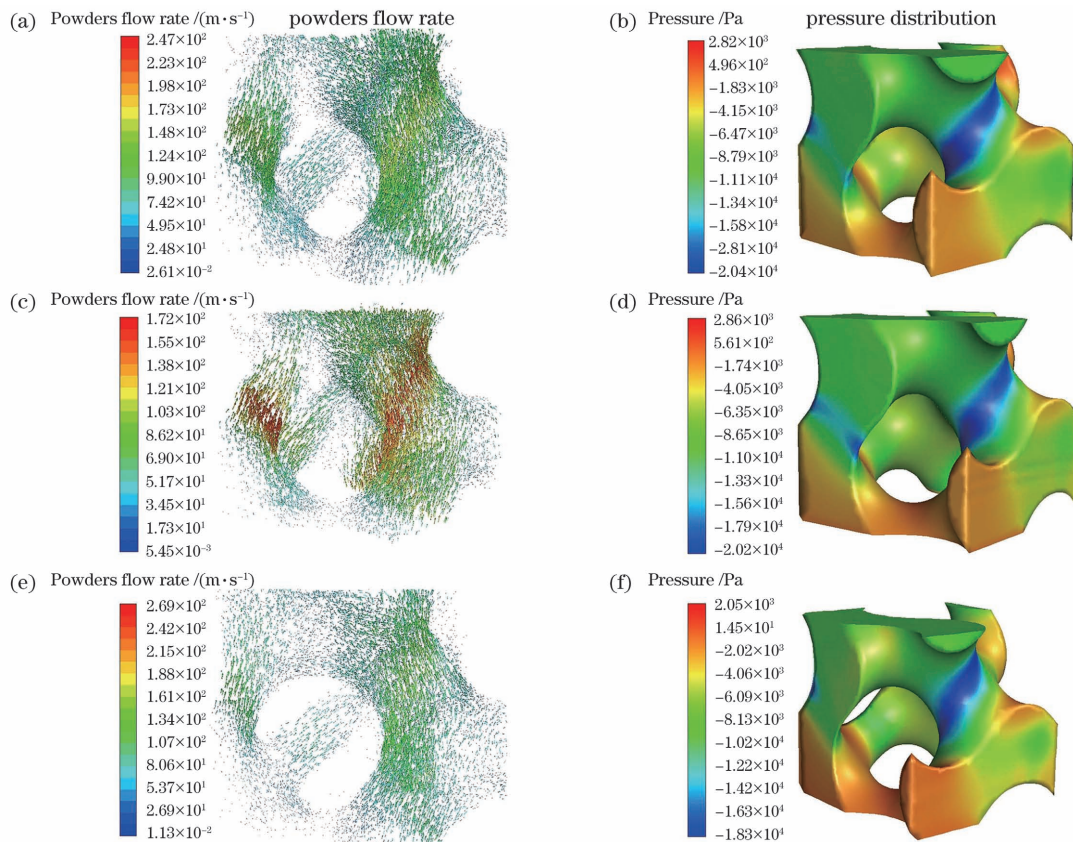


图 12 不同孔隙率 G 单元内部粉末的流体仿真结果。(a)~(b) 50% 孔隙率; (c)~(d) 45% 孔隙率; (e)~(f) 40% 孔隙率
 Fig. 12 CFD analysis results of powders inside gyroid scaffolds in different porosity values. (a)~(b) 50% porosity; (c)~(d) 45% porosity; (e)~(f) 40% porosity

图 12(f) 所示。过小的孔径使得气压分布不均,不利于整体的粉末流动,导致部分粉末无法获得足够的压力和速度,粉末流通速度如图 12(e) 所示。可以发现,粉末由于内部压力不足无法获得足够的速度,最终导致粉末堵塞。

综上,P 单元由于支柱尺寸较大,支柱下方粉末无法获得足够的压力,因此各孔隙率单元中的粉末流通速度较低,粉末单向排出能力较差;而 G 单元由于支柱分布及多孔结构极强的连通性,在单元孔隙率为 50% 和 45% 时,有着均匀的气压分布以及稳定的粉末排出速度。

4.3 梯度多孔结构的表观形貌及微观组织

以往的研究通常仅对孔隙率进行研究进而得到对应的力学性能变化趋势^[29-30],而本文通过孔径和支柱尺寸测量结果,辅以静力学及粉末流体分析结果,对力

学性能及粉末流通能力进行综合分析。对均匀孔隙率 P 单元和 G 单元的底面形貌进行观察,并测量最小孔径的尺寸,用于对内部粉末排出能力及内部阻塞程度提供一定的数据支撑。底面形貌(即孔径测量结果)如图 13(a)、(c) 所示。可以发现多孔结构曲面上不可避免地附着大量粉末,这对表面质量不利,附着粉末会导致内部孔径减小,甚至造成粉末堵塞,导致内部粉末无法充分排出。对侧面进行观察并测量最小支柱的尺寸,结果如图 13(b)、(d) 所示。最小支柱的尺寸可为力学性能的评价提供理论支撑。在曲面成型过程中,少量支柱存在极限制备角度,重力会对悬垂位置的熔池产生显著影响,使得实际制备尺寸出现偏大的情况,这是曲面制造过程中不可避免的问题,会对后续压缩试验结果造成不可修复的影响,也会对抗变形能力及抗压强度产生显著影响。

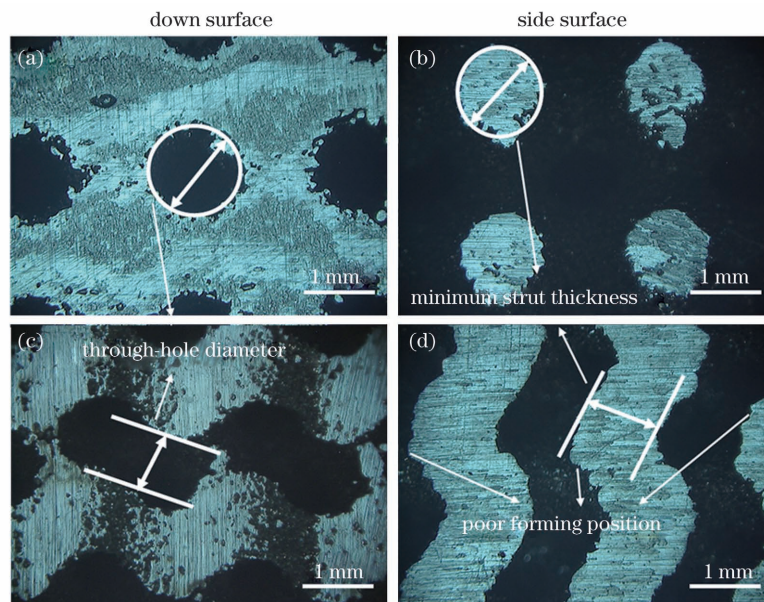


图 13 均匀孔隙率单元底面和侧面的表观形貌。(a)~(b)P 单元;(c)~(d)G 单元

Fig. 13 Surface topography of down and side surfaces of scaffolds with uniform porosity. (a)~(b) Primitive scaffolds; (c)~(d) gyroid scaffolds

图 14(a) 为不同孔隙率梯度单元的等效通孔孔径的测量结果。可以看出,P 单元和 G 单元的平均孔径均随着孔隙率的增加而增大,P 单元相较于 G 单元在相同孔隙率下的通孔孔径更大,说明 P 单元结构设计具有更优异的粉末流通条件。与设计单元进行对比可以发现,实际打印多孔单元的孔径均小于设计孔径。这主要是由于高温时粉末会不可避免地出现附着。此外,TPMS 单元外表面为曲面,曲面制备过程中出现的阶梯效应以及悬垂粉末熔化后在重力作用下也会导致支柱尺寸扩大和孔径缩小。P 单元的孔径相较于 G 单元误差较小,这是因为 P 单元的悬垂尺寸相较于 G 单元更小,支柱尺寸受阶梯效应以及重力的影响更小,成型误差较小。两种单元的孔径误差均随着梯度孔隙率增大而增大,这主要是由于单元搭接位置处的悬垂量造成的。结合 Fluent 粉末流通结果可知,虽然曲面

设计以及较大的支柱尺寸使得支柱下方的粉末无法获得足够的压力和速度,但对于比 G 单元孔径更大的孔径来说,多次抽取清洗后可以有效避免粉末残留。G 单元在均匀孔隙率时有着最大的通孔尺寸,当部分单元的孔隙率下降时,通孔尺寸显著减小,使得气流无法有效通过内部孔径较小的区域,因此内部粉末无法充分排出。这是由于 G 单元的比表面积显著大于 P 单元,如表 3 所示(在建模过程中可以得到比表面积的具体数值),更多粉末的附着使得整体结构的内部孔径进一步缩小,加深了阻塞程度。在实际应用过程中会出现大量粉末泄漏,粉末阻塞会对整体结构的后续测试过程造成一定误差。值得注意的是,更大的比表面积除了有更多的粉末黏附外,还可以显著提升细胞在骨植入体中的黏附能力,改善细胞的生存环境,促进植入体与组织融合^[31-32]。结构的孔径保持在合理的范围可

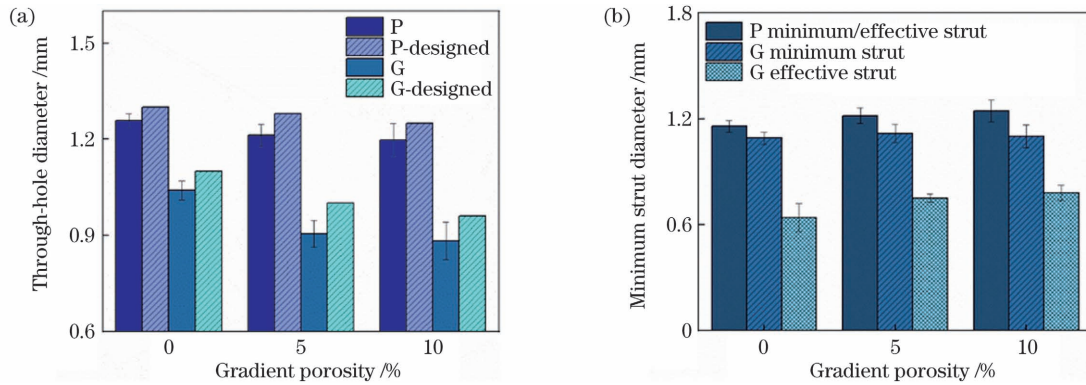


图 14 0% (50% 均匀孔隙率)、5%、10% 梯度孔隙率单元的通孔孔径和最小支柱直径。(a) 设计与实际通孔孔径; (b) 最小支柱尺寸
Fig. 14 Through-hole diameter and minimum strut diameter of primitive and gyroid scaffolds in gradient porosity of 0% (uniform porosity), 5%, and 10%. (a) Through-hole diameter; (b) minimum strut diameter

表 3 40%、45%、50% 孔隙率单元的比表面积

Table 3 Specific surface area of primitive and gyroid scaffolds in porosity of 40%, 45%, and 50%

Porosity/%	Specific surface area / m ⁻¹	
	Primitive scaffold	Gyroid scaffold
50	1.102	2.296
45	1.065	1.952
40	1.040	1.939

以较好地适配骨组织, 保证其生物学性能。

图 14(b) 为等效支柱直径在不同梯度孔隙率单元中的测量结果。对于 P 单元和 G 单元, 最小设计支柱直径出现在 50% 孔隙率下, 其中 50% 孔隙率 P 单元的最小支柱直径为 1 mm, G 单元的最小支柱直径为 0.92 mm。设计尺寸均小于实际制备样品的尺寸, 产生支柱设计直径与真实直径差异的原因主要在于表面粉末附着。对于 G 单元, 在 10% 孔隙率梯度下, 实际支柱尺寸出现下降的原因在于弯曲程度较大的支柱导致悬垂量进一步增大。粉末在高温下会不可避免地附着在单元外表面, 加之梯度孔隙率增加, 对应不光滑搭接错位程度增大, 对应位置的粉末熔化后在重力作用下使得成型位置尺寸有所增加, 进而使得成型误差逐步增大。由图 14(b) 可以看出, 随着孔隙率降低, 两种单元的最小支柱直径均出现增大的趋势, 而且 P 单元相较于 G 单元有着更大的最小支柱直径。P 单元的有效支柱直径和最小支柱直径均大于 G 单元, 这两方面因素最终导致 P 单元对应的压缩试样有着更优异的抗压能力。此外, 从均匀孔隙率到 10% 梯度孔隙率变化过程中, G 单元支柱尺寸增加的幅度远远小于 P 单元。其主要原因是 G 单元中支柱的弯曲程度和悬垂量均较大, 易导致成型不稳定, 悬垂位置表面易发生粉末脱落现象。这一现象对后续骨植入体的实际使用有一定的不利影响。

根据医用植入体标准 ISO 20160—2006, 钛合金骨植入物需要达到一定的均质性以及较优的力学性能^[33]。由图 15 所示的显微组织图可以发现该打印件

的内部质量较高, 内部有少量未熔粉末, 对应位置可能会出现不均匀的受力情况, 最终使得整体的力学性能略微下降, 不过该整体多孔结构仍满足植入体的相关要求。结合图 16 所示的 XRD 图谱可知该打印件中主要存在极细且正交取向的 α/α' 相 (白色针状晶粒为 α' 马氏体相)。激光加热温度能达到 2000 °C 或更高, 此温度可使粉末熔化, 粉末熔化前后的相组成没有发生太大改变, 材料中各元素的占比及组织类型比较稳定。Al 元素作为 α 相稳定元素, 能促使 β -Ti 充分转变成 α/α' -Ti。粉末的 XRD 图谱中出现了峰更窄的情况, 这是因为其内部 α/α' 相的尺寸更小, 较多的溶质元素使得晶体畸变程度较大^[34]。综合分析微观组织形貌与 XRD 图谱可以确定微观组织主要是 β 母相在极高冷速下转变而成的 α' 相^[29, 35]。后续将对相关多孔结构进行压缩试验, 并对其抗压性能进行分析。

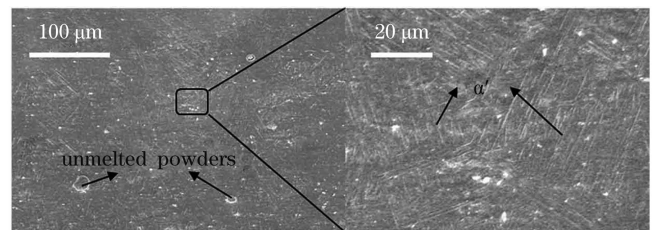


图 15 P 单元的微观组织形貌
Fig. 15 SEM image of primitive scaffold

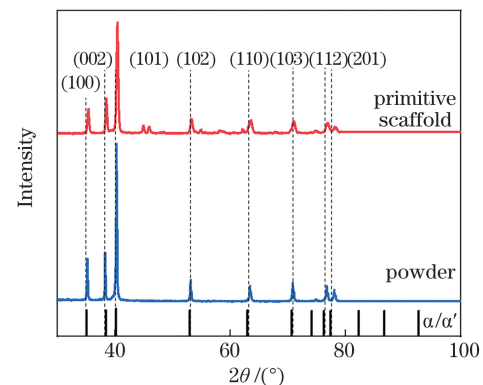


图 16 P 单元与粉末的 XRD 图谱
Fig. 16 XRD patterns of primitive scaffold and powder

4.4 梯度多孔结构的压缩力学性能

由于 SLM 逐层累积这一成型特性,缺陷(包括孔洞、粉末黏附及阶梯效应导致的应力集中)、悬垂量及内部粉末排出能力成为影响成型质量的主要因素,这些因素对力学性能有一定程度的影响。本文设计采用的 TPMS 曲面单元梯度孔隙率结构搭接位置的缺陷和悬垂量对多孔结构力学性能的影响较大^[36]。采用压缩试验对梯度孔隙率多孔结构的力学性能进行评价,主要的评价指标包括杨氏模量、屈服强度及抗压强度。基于上述指标可以发现 4 个重复试样的力学性能相近,说明试验具有一定的重现性,对后续相应的梯度孔隙率试验分析及实际使用具有一定的参考价值。

图 17 所示为 P 单元和 G 单元的压缩应力-应变曲线。可以发现,P 单元的压缩塑性变形能力显著高于 G 单元,而且 P 单元在均匀孔隙率时有着最大的塑性变形能力,应变达到了 16%。这主要是由于支柱类型差异导致 G 单元支柱的弯曲程度高于 P 单元,支柱尺寸及有效承力支柱尺寸显著低于 P 单元,弯曲支柱在变形过程中更易出现裂纹扩展,最终导致塑性变形能力相比 P 单元较差。随着梯度孔隙率的增加,P 单元的致密度得到了一定程度的提升,但其塑性变形能力却出现较明显的下降趋势。这主要是由于极限应力位置出现了应力集中,应力集中对极限抗压能力的影

响较为显著。随着梯度孔隙率增大,G 单元的塑性变形能力先增大后减小,5%梯度孔隙率 G 单元结构的应变极限达到 8%,压缩过程中出现了平台应力阶段,最终导致塑性应变能力及抗压能力显著高于另外两种孔隙率 G 单元结构。合理控制应力集中的程度可以显著提升 G 单元的塑性变形能力,这主要是由于在较小的梯度孔隙率下,表面粉末黏附以及悬垂量的共同作用导致单元搭接位置的应力集中出现一定程度的缓和。进一步地,由于关键单元致密度的提升,支柱有效承力部分尺寸增大,因此整体结构的抗剪切与抗压性能显著提升。当梯度孔隙率(10%)过大时,应力集中就会更加显著,从而使得塑性变形能力大幅下降,甚至低于平均孔隙率结构的塑性变形能力。5%梯度孔隙率结构的应变相较于均匀孔隙率与 10%梯度孔隙率结构提升 14.3%,较优的塑性变形能力可以有效防止突然过载或应力集中导致的崩坏,有利于骨植入物设计和后续优化^[32]。图 18 给出了均匀孔隙率 P 单元的模拟应力-应变曲线和实际应力-应变曲线,可以发现两者的差异较小,这也能说明模拟结果具有一定的参考价值。模拟和实际应力-应变曲线二者之间的差异是由内部缺陷导致实际应力-应变曲线发生波动造成的。此外,随着压缩的进行,多孔结构得以致密化,因此实验测得极限抗压强度高于模拟值,如图 18 所示。

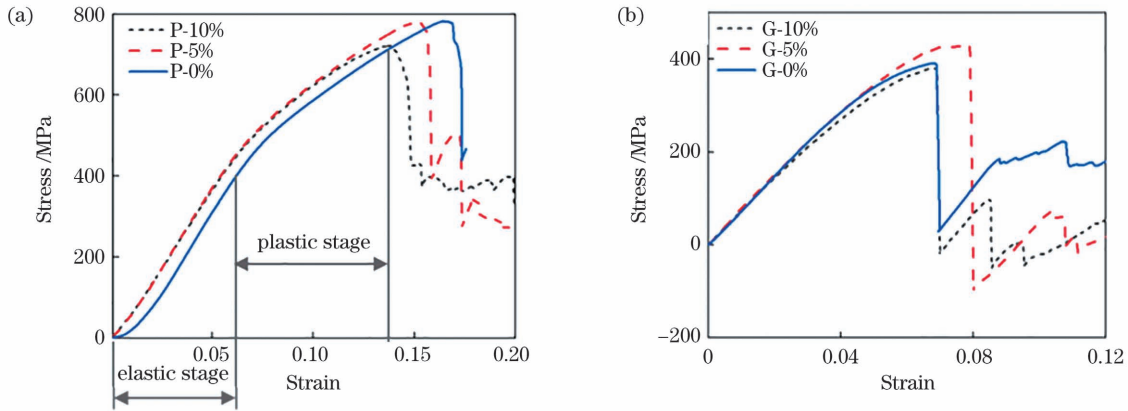


图 17 压缩应力-应变曲线。(a)P 单元;(b)G 单元

Fig. 17 Compressive stress-strain curves. (a) Primitive scaffolds; (b) gyroid scaffolds

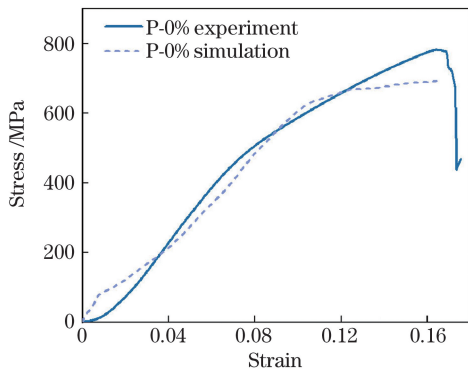


图 18 均匀孔隙率 P 单元压缩应力-应变曲线的试验与模拟结果

Fig. 18 Actual and simulated compressive stress-strain curves of primitive scaffold with uniform porosity

多孔结构的断裂多出现在应力极限平台阶段,此时支柱连接处的承载力逐渐趋于稳定。多孔单元支柱弯曲变形为压缩提供应变空间,应力到达极限后内部萌生裂纹^[9];随着应变量进一步提升,单元搭接位置易出现裂纹扩展。结合模拟结果(如图 8~9 所示)可知,在均匀孔隙率和 5%梯度孔隙率两种孔隙率设计结构中,少量的应力集中位置出现在单元搭接位置,该位置与应力模拟结果中单元连接处的较大应力集中位置一致^[37]。

P 单元和 G 单元在各孔隙率下对应的断裂方式如图 19 所示。在均匀孔隙率下,断裂主要沿 45°对角线斜向断裂^[9,12],如图 19 (a)、(d)所示。这是因为脆性材料在受到大于其抵抗破坏能力极限的剪切力时会

发生破坏。当增加部分单元的致密度,使孔隙率梯度增加至 5% 时,断裂位置偏移至高孔隙率单元位置(50%孔隙率单元)处,如图 19(b)、(e)所示,说明该方案对于改善由剪切力造成的裂纹萌生及试样破坏具有一定的抑制作用^[12,38]。当孔隙率梯度增加至 10% 时,孔隙率为 50% 的单元内部存在相较于 40% 孔隙率单

元更薄弱的支柱(在图 10 所示的模拟结果中出现了明显的应力集中和不均匀的应力分布),会出现中间崩裂的断裂形式,如图 19(c)、(f)所示。这主要是由于梯度孔隙率单元之间搭接处出现了较大的应力集中^[39]。综上,合理的孔隙率梯度可以有效提升结构的抗压能力和抗剪切能力。

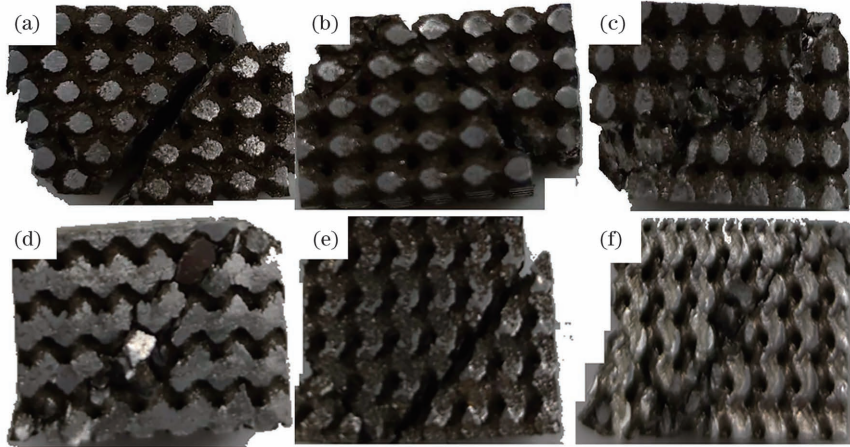


图 19 两种单元的压缩断裂方式。(a)(d)均匀孔隙率;(b)(e) 5% 梯度孔隙率;(c)(f) 10% 梯度孔隙率
Fig. 19 Compression failure modes of two scaffolds. (a)(d) Uniform porosity; (b)(e) 5% gradient porosity; (c)(f) 10% gradient porosity

G、P 两种单元弹性模量、屈服强度、抗压强度的对比如图 20 所示。可以看出,P 单元的各项力学性能显著高于 G 单元。结合图 8~10 可以发现,P 单元的应力集中现象较少,变形产生的塑性应变分布也更为均匀,在实际的压缩过程中表现出了更优异的力学性能。这是由于支柱类型、弯曲程度对最小支柱尺寸[如图 14(b)所示]、有效支柱尺寸(如图 8 所示)有显著影

响,P 单元各个关键支柱尺寸显著大于 G 单元。从误差棒可以看出各项力学性能指标的波动较大,这主要是由于加载初期内部孔洞缺陷及表面质量等因素导致内部质量不稳定,进而使得整体多孔结构抗变形能力、抗压能力出现了一定差异。其中,G 单元力学性能指标误差显著高于 P 单元。这是由于 G 单元曲面支柱的弯曲程度更高,成型质量相较于 P 单元更差,因而

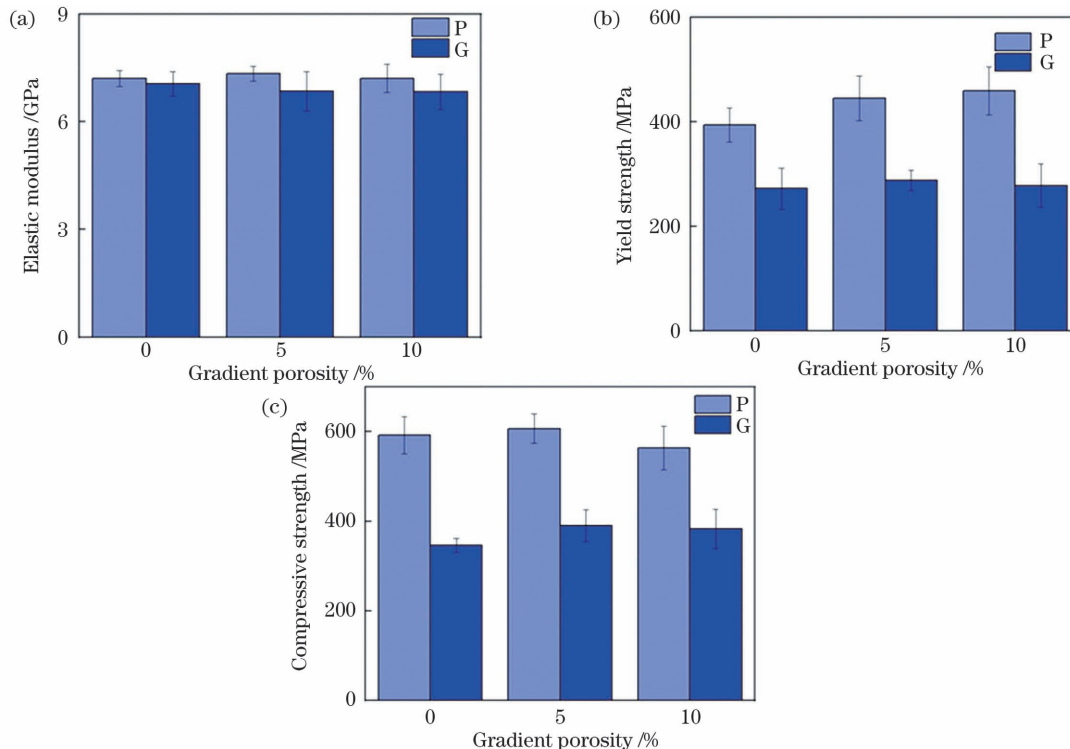


图 20 P、G 单元的力学性能指标。(a)弹性模量;(b)屈服强度;(c)抗压强度
Fig. 20 Mechanical properties of primitive and gyroid scaffolds. (a) Elastic modulus; (b) yield strength; (c) compressive strength

造成的误差相比于 P 单元更大。

P 单元弹性模量在 5% 梯度孔隙率时最高, 相较于均匀孔隙率单元结构, 此时的搭接错位较小, 支柱承力稳定, 弹性模量随着主要位置单元致密度的提高得到一定提升; 继续增加孔隙率梯度至 10%, 此时过大的搭接错位使得成型质量较差, 出现较多缺陷, 40% 孔隙率单元的补强效果较差, 其抗变形能力与均匀孔隙率多孔结构相比提升不显著。G 单元的弹性模量随着孔隙率梯度的增大持续下降, 这是因为 G 单元支柱的弯曲程度高, 导致搭接位置单元的成型质量随着孔隙率梯度的增加显著降低, 进而使得整体结构的抗变形能力出现下降趋势。较大的搭接错位程度会引起显著的阶梯效应, 从而进一步导致初始裂纹的产生概率大大增加, 结构的抗变形能力下降。阶梯效应是 SLM 打印曲面及斜面过程中不可避免的缺陷^[40], 是由于铺粉层厚造成的实际加工轮廓与设计轮廓之间的差异。此外, 阶梯效应还会引起粉末黏附, 使表面质量恶化^[41]。可以通过缩小层厚对阶梯效应进行有效控制^[42], 但过小的层厚会导致打印效率下降和熔池不稳定性增加。

分析图 20(b) 与图 14(b) 可知, 屈服强度变化规律与最小支柱直径的变化规律完全一致, 说明支撑轴最小支柱直径对屈服强度的影响极为显著。抗压强度的

变化规律如图 20(c) 所示, 可以看出, P 单元和 G 单元均是在 5% 梯度孔隙率下的抗压强度最高。这主要是由于这两种单元对剪切力较大位置的区域进行了增强, 有效提高了抗压和抗剪切性能。同时, 5% 梯度孔隙率单元有着合适的搭接错位, 搭接单元的应力分布较为合理(如图 9 所示)。当继续提高梯度孔隙率至 10% 时, 出现了较为明显的应力集中(如图 10 所示), 此时的搭接错位过大, 从而使得缺陷产生概率大大增加, 整体结构的极限抗压能力显著下降。

P 单元和 G 单元的断口形貌如图 21 所示。各梯度孔隙率试样表面均附着有大量粉末, 这是由制造过程中不可避免的高温环境和阶梯效应决定的^[42], 会造成成型精度误差和较差的表面质量。当增大孔隙率梯度至 5% 时, 少量粉末出现在支柱连接处, 黏附粉末使得 G 单元搭接位置起到了一定的过渡作用, 应力集中程度下降, 未出现图 9(d) 所示的显著的应力提升, 与此同时部分单元的致密度提高, 两者共同作用使得 5% 梯度孔隙率结构出现屈服强度与抗压强度的提升。当继续增加梯度孔隙率至 10% 时, 尽管部分单元的孔隙率下降至 40%, 但单元搭接位置出现了大量的粉末堆积, 过大的搭接间隙导致缺陷和裂纹出现的概率大大提升, 粉末黏附也无法减缓应力集中造成的裂纹扩展趋势, 最终导致力学性能显著下降。

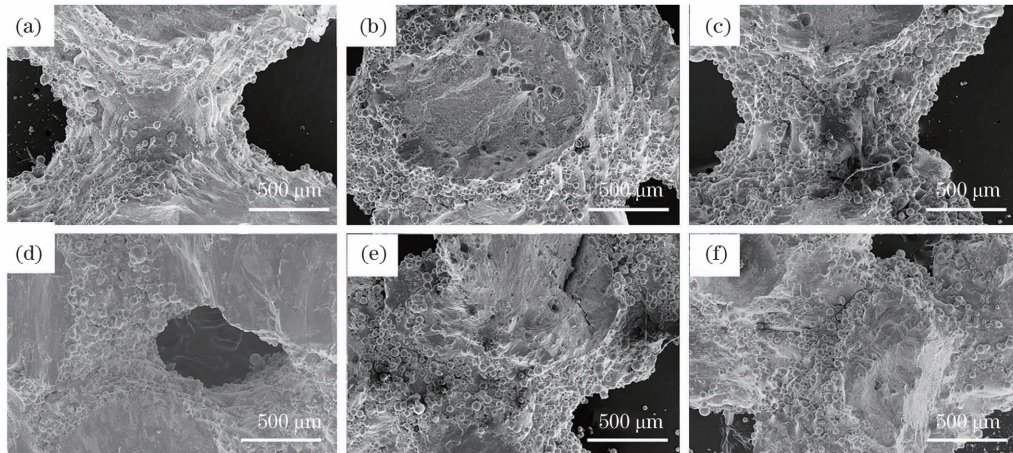


图 21 P 单元和 G 单元断口的低倍形貌。(a)(d) 均匀孔隙率; (b)(e) 5% 梯度孔隙率; (c)(f) 10% 梯度孔隙率

Fig. 21 Fracture morphologies of primitive and gyroids scaffolds at low magnification. (a)(d) Uniform porosity; (b)(e) 5% gradient porosity; (c)(f) 10% gradient porosity

P 单元与 G 单元的微观断口形貌如图 22 所示。当多孔结构由均匀孔隙率单元组成时, 断口上的韧窝均匀分布, 且内部缺陷较少, 可以使压缩过程中的应力均匀分布[模拟结果如图 8(a)、(b)所示], 进而使得多孔结构在塑性变形过程中可以充分吸收外界载荷, 最终表现为断口上的韧窝均匀分布。当孔隙率梯度为 5% 时, 断口上出现了较多的较深韧窝, 这说明 5% 的孔隙率梯度能够有效提升抗压强度, 使部分单元的致密度提升, 进而使结构主要支柱抵抗变形和破坏的能力显著提升。稳定的承力支柱可使结构稳定受力, 并因此获得少量较深韧窝, 最终体现在力学性能指标的

提升上^[32]。继续增大梯度孔隙率至 10%, 此时过大的梯度孔隙率导致内部应力集中程度及阶梯效应显著提升, 结构内部出现大量缺陷, 最终表现为初始裂纹扩展引起的撕裂状断口和内部崩裂, 力学性能显著下降。

综合考虑多个力学性能指标可以发现两种单元类型的多孔结构均是在 5% 梯度孔隙率下具有较优的力学性能, 而且 P 单元多孔结构的力学性能和应力分布模拟结果均显著优于 G 单元, 这主要是由支柱类型及有效支柱尺寸引起的。梯度孔隙率为 5% 的 P 单元结构的平均杨氏模量为 7.34 GPa, 平均屈服强度为 444.85 MPa, 平均抗压强度为 606.57 MPa, 相较于 G

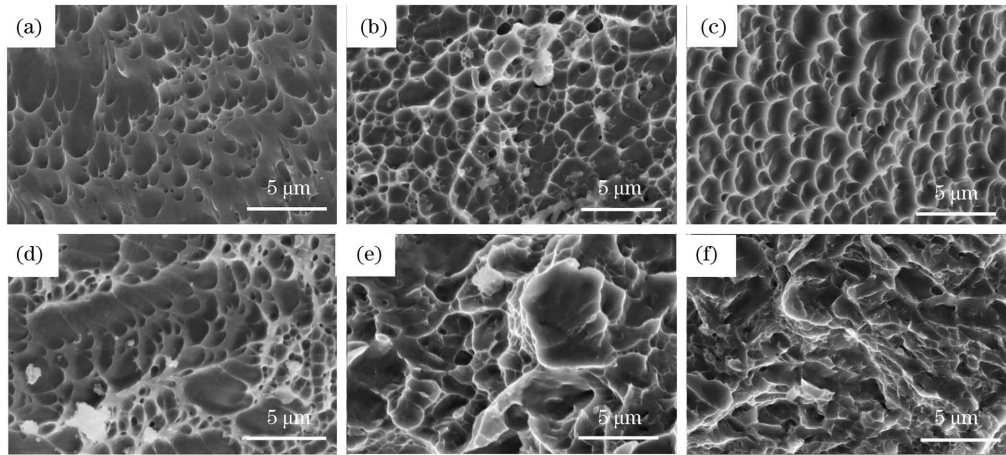


图 22 P 单元和 G 单元断口的高倍形貌。(a)(d) 均匀孔隙率; (b)(e) 5% 梯度孔隙率; (c)(f) 10% 梯度孔隙率
Fig. 22 Fracture morphologies of primitive and gyroids scaffolds at high magnification. (a)(d) Uniform porosity; (b)(e) 5% gradient porosity; (c)(f) 10% gradient porosity

单元均匀孔隙率多孔结构而言,其在杨氏模量仅提升约 3.93% 的情况下,屈服强度与抗压强度分别提升了约 63.42% 和 75.20%;同时,该结构对应的最小通孔尺寸为 1.312 mm,最小支柱尺寸为 1.218 mm,这使得梯度孔隙率单元有着优秀的成型能力和粉末排出能力。本文发现,屈服强度与有效支柱尺寸的相关性较强,抗压强度与应力集中程度的相关性较强。最终,本文选择 P 单元在 45° 位置进行单元致密度强化,用于后续实体结构的设计与成形。

5 结 论

5% 梯度孔隙率多孔结构的静力学仿真表明 P 单元和 G 单元中的应力分布较为均匀,均能够很好地满足植入体的打印质量及力学性能需求;结合粉末流体仿真结果、孔径大小及比表面积等分析结果可以发现,P 单元的粉末单向流通能力和粉末排出能力较差,而 G 单元在 50% 孔隙率时有着较优异的粉末排出能力。在实际加工过程中对单元内部粉末进行多次多方向抽吸后发现,P 单元相较于 G 单元具有更优秀的粉末排除能力。

分析各孔隙率梯度结构的力学性能可以发现,P 单元较优异的支柱应力分布使得其各项力学性能指标显著高于 G 单元结构。5% 梯度孔隙率(45%~50%)多孔结构的压缩性能相较于均匀孔隙率(50%)显著增强,随着梯度孔隙率继续增加,力学性能出现下降趋势。同时,屈服强度与有效支柱尺寸的相关性较强,抗压强度与应力集中程度的相关性较强。

5% 梯度孔隙率设计的 P 单元多孔结构对应的杨氏模量为 7.34 GPa,平均屈服强度为 444.85 MPa,平均抗压强度为 606.57 MPa。在与加载方向呈 45° 夹角的位置对单元的孔隙率梯度进行调整,可在不显著增加弹性模量的情况下,显著提升整体结构的力学性能。

参 考 文 献

[1] 雷经发, 葛永胜, 刘涛, 等. 激光选区熔化 316L 不锈钢动态力学性能研究[J]. 激光与光电子学进展, 2021, 58(23):

2314009.
Lei J F, Ge Y S, Liu T, et al. Research on dynamic mechanical properties of 316L stainless steel processed using selective laser melting[J]. Laser & Optoelectronics Progress, 2021, 58(23): 2314009.

[2] 顾冬冬, 张红梅, 陈洪宇, 等. 航空航天高性能金属材料构件激光增材制造[J]. 中国激光, 2020, 47(5): 0500002.
Gu D D, Zhang H M, Chen H Y, et al. Laser additive manufacturing of high-performance metallic aerospace components[J]. Chinese Journal of Lasers, 2020, 47(5): 0500002.

[3] 秦艳利, 孙博慧, 张昊, 等. 选区激光熔化铝合金及其复合材料在航空航天领域的研究进展[J]. 中国激光, 2021, 48(14): 1402002.
Qin Y L, Sun B H, Zhang H, et al. Development of selective laser melted aluminum alloys and aluminum matrix composites in aerospace field[J]. Chinese Journal of Lasers, 2021, 48(14): 1402002.

[4] Donachie M J, Jr. Titanium: a technical guide[M]. Materials Park: ASM International, 2000.

[5] 刘俊凯. 面向医疗的三维骨骼模型配准和修复方法研究与应用[D]. 济南: 济南大学, 2020.
Liu J K. Research and application of medical-oriented registration and repair method of 3D bone model[D]. Jinan: University of Jinan, 2020.

[6] 王凯. TC4 激光选区熔化成形工艺与性能研究[D]. 北京: 北京石油化工学院, 2018.
Wang K. Study of TC4 laser selective melting forming on process and properties [D]. Beijing: Beijing Institute of Petrochemical Technology, 2018.

[7] 李卿, 赵国瑞, 闫星辰, 等. 选区激光熔化成形多孔 Ti-6Al-4V 合金力学性能研究[J]. 激光与光电子学进展, 2019, 56(1): 011403.
Li Q, Zhao G R, Yan X C, et al. Mechanical properties of porous Ti-6Al-4V titanium alloys fabricated by selective laser melting[J]. Laser & Optoelectronics Progress, 2019, 56(1): 011403.

[8] Koons G L, Diba M, Mikos A G. Materials design for bone-tissue engineering[J]. Nature Reviews Materials, 2020, 5(8): 584-603.

[9] Yu G S, Li Z B, Li S J, et al. The select of internal architecture for porous Ti alloy scaffold: a compromise between mechanical properties and permeability [J]. Materials & Design, 2020, 192: 108754.

[10] Xiong Y Z, Gao R N, Zhang H, et al. Rationally designed functionally graded porous Ti6Al4V scaffolds with high strength and toughness built via selective laser melting for load-bearing orthopedic applications[J]. Journal of the Mechanical Behavior

- of Biomedical Materials, 2020, 104: 103673.
- [11] Fleck N A. An overview of the mechanical properties of foams and periodic lattice materials[J]. Cellular Metals and Polymers 2004, 2004(85): 1-4.
- [12] Xiao L J, Song W D. Additively-manufactured functionally graded Ti-6Al-4V lattice structures with high strength under static and dynamic loading: experiments [J]. International Journal of Impact Engineering, 2018, 111: 255-272.
- [13] 王涵. 胞元结构对多孔钛支架骨再生和骨整合影响的研究[D]. 重庆: 重庆医科大学, 2019.
- Wang H. The effect of 3D-printed Ti6Al4V scaffolds with various macropore structures on osteointegration and osteogenesis [D]. Chongqing: Chongqing Medical University, 2019.
- [14] Fousová M, Vojtěch D, Kubásek J, et al. Promising characteristics of gradient porosity Ti-6Al-4V alloy prepared by SLM process [J]. Journal of the Mechanical Behavior of Biomedical Materials, 2017, 69: 368-376.
- [15] 王震. 激光选区熔化 Ti6Al4V 合金及其表面超声滚压加工的组织与性能研究[D]. 广州: 华南理工大学, 2019.
- Wang Z. Studies on microstructure and properties of selective laser melted Ti6Al4V alloy treated by ultrasonic surface rolling process [D]. Guangzhou: South China University of Technology, 2019.
- [16] Zhang S, Wei Q S, Cheng L Y, et al. Effects of scan line spacing on pore characteristics and mechanical properties of porous Ti6Al4V implants fabricated by selective laser melting [J]. Materials & Design, 2014, 63: 185-193.
- [17] Simonelli M, Tse Y Y, Tuck C. Effect of the build orientation on the mechanical properties and fracture modes of SLM Ti-6Al-4V[J]. Materials Science and Engineering A, 2014, 616: 1-11.
- [18] Khoa D D. Microstructure characterizing and mechanical properties of selective laser melted Ti-6Al-4V alloys [D]. Glasgow: University of Glasgow, 2021.
- [19] 肖泽锋. 激光选区熔化成型轻量化复杂构件的增材制造设计研究[D]. 广州: 华南理工大学, 2018.
- Xiao Z F. Research on design for additive manufacturing of lightweight complex component manufactured by selective laser melting [D]. Guangzhou: South China University of Technology, 2018.
- [20] Zhong T L, He K T, Li H X, et al. Mechanical properties of lightweight 316L stainless steel lattice structures fabricated by selective laser melting [J]. Materials & Design, 2019, 181: 108076.
- [21] 郭翔宇, 倪茂, 刘华明, 等. 宽带激光熔覆同轴送粉喷嘴的设计与数值模拟[J]. 激光技术, 2018, 42(3): 362-368.
- Guo X Y, Ni M, Liu H M, et al. Design and numerical simulation of broad coaxial powder feeding nozzles for laser cladding[J]. Laser Technology, 2018, 42(3): 362-368.
- [22] 邵志龙, 蒋玮. 基于 Fluent 的金属粉末气体输送喷嘴结构设计及优化[J]. 现代机械, 2018(4): 6-10.
- Shao Z L, Jiang W. Structure design and optimization of metal powder pneumatic conveying nozzle based on Fluent[J]. Modern Machinery, 2018(4): 6-10.
- [23] Maskery I, Aboulkhair N T, Aremu A O, et al. A mechanical property evaluation of graded density Al-Si10-Mg lattice structures manufactured by selective laser melting[J]. Materials Science and Engineering A, 2016, 670: 264-274.
- [24] 李祥, 高芮宁, 熊胤泽, 等. 基于 TPMS 结构的多孔钛制备与表征[J]. 稀有金属材料与工程, 2020, 49(1): 325-330.
- Li X, Gao R N, Xiong Y Z, et al. Fabrication and characterization of porous titanium based on TPMS structure [J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2020, 49(1): 325-330.
- [25] Bobbert F S L, Lietaert K, Eftekhari A A, et al. Additively manufactured metallic porous biomaterials based on minimal surfaces: a unique combination of topological, mechanical, and mass transport properties [J]. Acta Biomaterialia, 2017, 53: 572-584.
- [26] Soro N, Attar H, Wu X H, et al. Investigation of the structure and mechanical properties of additively manufactured Ti-6Al-4V biomedical scaffolds designed with a Schwartz primitive unit-cell [J]. Materials Science and Engineering A, 2019, 745: 195-202.
- [27] 段声勤, 刘婷婷, 廖文和, 等. 悬垂圆孔激光选区熔化成形质量研究[J]. 中国激光, 2018, 45(4): 0402007.
- Duan S Q, Liu T T, Liao W H, et al. Research on forming quality of overhanging round hole by selective laser melting [J]. Chinese Journal of Lasers, 2018, 45(4): 0402007.
- [28] 韦雄棉, 王迪, 杨永强, 等. 激光选区熔化钛合金多孔结构拉伸性能研究[J]. 中国激光, 2021, 48(18): 1802016.
- Wei X M, Wang D, Yang Y Q, et al. Study on tensile properties of titanium alloy porous structure using selective laser melting [J]. Chinese Journal of Lasers, 2021, 48(18): 1802016.
- [29] 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.
- [30] Li P, Warner D H, Fatemi A, et al. Critical assessment of the fatigue performance of additively manufactured Ti-6Al-4V and perspective for future research [J]. International Journal of Fatigue, 2016, 85: 130-143.
- [31] 郝亚. 生物医用金属材料表面微观结构的构建及其生物功能性评价[D]. 杭州: 浙江理工大学, 2019.
- Hao Y. The construction of microstructure on biomedical metallic materials and their biological functional evaluation [D]. Hangzhou: Zhejiang Sci-Tech University, 2019.
- [32] Atae E, Li Y C, Fraser D, et al. Anisotropic Ti-6Al-4V gyroid scaffolds manufactured by electron beam melting (EBM) for bone implant applications[J]. Materials & Design, 2018, 137: 345-354.
- [33] Yadroitsev I, Krakhmalev P, Yadroitsava I. Selective laser melting of Ti6Al4V alloy for biomedical applications: temperature monitoring and microstructural evolution [J]. Journal of Alloys and Compounds, 2014, 583: 404-409.
- [34] Sallica-Leva E, Jardini A L, Fogagnolo J B. Microstructure and mechanical behavior of porous Ti-6Al-4V parts obtained by selective laser melting [J]. Journal of the Mechanical Behavior of Biomedical Materials, 2013, 26: 98-108.
- [35] Maskery I, Aboulkhair N T, Aremu A O, et al. Compressive failure modes and energy absorption in additively manufactured double gyroid lattices [J]. Additive Manufacturing, 2017, 16: 24-29.
- [36] Wang Y, Xia J J, Luo Z, et al. Self-supporting topology optimization method for selective laser melting [J]. Additive Manufacturing, 2020, 36: 101506.
- [37] Liu Y G, Zhang J Q, Gu X J, et al. Mechanical performance of a node reinforced body-centred cubic lattice structure manufactured via selective laser melting [J]. Scripta Materialia, 2020, 189: 95-100.
- [38] 黄传收. EIGA 法制备 Ti-6Al-4V 粉末及其 SLM 组织与性能研究[D]. 广州: 华南理工大学, 2019.
- Huang C S. Study on the preparation of Ti-6Al-4V powders by EIGA method and the microstructure and properties of selective laser melted parts [D]. Guangzhou: South China University of Technology, 2019.
- [39] Ma S, Tang Q, Han X X, et al. Manufacturability, mechanical properties, mass-transport properties and biocompatibility of triply periodic minimal surface (TPMS) porous scaffolds fabricated by selective laser melting [J]. Materials & Design, 2020, 195: 109034.
- [40] 王小龙, 肖志瑜, 张国庆, 等. 倾斜角度对激光选区熔化成形 Ti6Al4V 合金的影响[J]. 粉末冶金材料科学与工程, 2016, 21(3): 376-382.
- Wang X L, Xiao Z Y, Zhang G Q, et al. Effect of inclination angle on the selective laser melting of Ti6Al4V alloy [J].

Materials Science and Engineering of Powder Metallurgy, 2016, 21(3): 376-382.

[41] 徐仰立. 基于激光选区熔化制造与拓扑优化设计的多孔结构的力学性能调控[D]. 北京: 北京工业大学, 2019.

Xu Y L. Mechanical properties tailoring of porous structure

using topology optimization and selective laser melting [D]. Beijing: Beijing University of Technology, 2019.

[42] Yan C Z, Hao L, Hussein A, et al. Advanced lightweight 316L stainless steel cellular lattice structures fabricated via selective laser melting[J]. Materials & Design, 2014, 55: 533-541.

Flowability and Mechanical Properties of Gradient Ti-6Al-4V Porous Structures

Liu Chang^{1,2}, Chen Changrong^{2,3}, Wang Qianting^{1,2,4*}, Lian Guofu³, Huang Xu³, Feng Meiyang³, Dai Jicheng⁵

¹ School of Materials Science and Engineering, Fujian University of Technology, Fuzhou 350118, Fujian, China;

² Fujian Provincial Precision Processing Manufacturing Engineering Research Center, Fuzhou 350118, Fujian, China;

³ School of Mechanical and Automobile Engineering, Fujian University of Technology, Fuzhou 350118, Fujian, China;

⁴ Fujian Provincial Key Laboratory of Advanced Materials Processing and Application, Fuzhou 350118, Fujian, China;

⁵ Haian Rubber Group Co., Ltd., Putian 351254, Fujian, China

Abstract

Objective To prevent damage caused by stress-shielding effect, the Young's modulus of a designed implant must be controlled at 3–30 GPa. Therefore, a porous structural design is necessary to adjust the Young's modulus (110 GPa) of selective laser melted Ti-6Al-4V and to satisfy the mechanical properties of implants. The porous structure is necessary for appropriate Young's modulus, extremely high strength and toughness, tissue growth, and biocompatibility. To obtain optimal mechanical properties, controlling the gradient porosity and gradient cell distribution is important. Gradient porosity was introduced in the model design. The stress concentration among the cells with different porosity gradients, powder flowability, and compressive mechanical properties were determined using the variant porosity gradients. Low-porosity units were used to optimize the porosity and mechanical properties, which were arranged in a high shear-strength zone located at 45°–53° and perpendicular to the Y-Z plane.

Methods The macroscopic morphology and particle-size distribution of powders were assessed using scanning electron microscopy and analyzed using ImageJ, as shown in Figs. 1(a) and (b). The chemical compositions of the powders provided by the supplier are listed in Table 1. The substrate plate was made of Ti-6Al-4V to enhance the bonding strength. Two types of porous cells, i. e., primitive (P) and gyroid (G) cells, with 40%, 45%, and 50% porosity, were designed and built. The compressive samples was set to 6 × 6 × 6 cells according to according to the ISO 13314—2011 standard. The gradient porosity was distributed at a position perpendicular to the Y-Z plane and at 45° from the X-Y plane to improve the mechanical properties. The phase composition of the powders and printed samples were detected using X-ray diffraction. The stress concentration was calculated using the CAE-STANDARD solver. The optimal gradient porosities were determined based on the position of the stress concentration and strain. The powder-flowability analysis of each porous cell was simulated using Fluent. We assumed that the Ti-6Al-4V powder was in a discrete phase that would be bounced back from the wall, and air was solved using the STANDARD $k-\epsilon$ turbulence model. Subsequently, the gas-solid mixed flow model was obtained.

Results and Discussions P scaffolds with a 5% gradient porosity are best for subsequent model design and compressive testing. Simultaneously, G scaffolds with uniform porosity provide the best stress and strain distribution (Figs. 8–10). Because of the strut distribution and extremely strong connectivity of the porous structure, the G cell exhibits a uniform air-pressure distribution and stable powder-discharge speed when the porosity reaches 50% and 45%, respectively (Figs. 11 and 12). Each mechanical property of the P scaffolds is considerably superior than the G scaffolds (Fig. 20). According to the simulation results (Figs. 8–10), few stress concentrations occur in the P scaffolds, and the plastic-strain distribution caused by the deformation is uniform, which corresponds to better mechanical properties of the P scaffolds during the actual compression process because of the influence of the cell-strut type, degree of bending of the minimum strut size [Fig. 14(b)], and effective strut size (Fig. 8). We can observe that the yield strength is completely consistent with the minimum strut size [Figs. 14(b) and 20(b)], indicating that the minimum strut size of the support shaft considerably affects the yield strength.

Conclusions Static simulation of the porous structure with a 5% gradient porosity shows that a even stress distribution occurs in the P and G scaffolds, which can well satisfy the implant requirements of internal printing quality and mechanical

properties. Simultaneously, the larger pore size of the P cell makes the powder-discharge capacity stronger. From the analysis of the mechanical properties of each gradient porous structure, we find that a larger effective strut size of the P scaffolds leads to a uniform stress distribution, which greatly promotes the mechanical properties. From the compression test of the P and G cells, because of the reasonable stress concentration and increased density of the cell at the 45° position, the 45%–50% gradient porosity structure demonstrates a substantial improvement in the mechanical properties compared with the 50% uniform porosity structure. When the porosity gradient continues to increase, a serious stress concentration owing to unit dislocation causes the overall mechanical property to decrease.

Key words laser technique; selective laser melting; Ti-6Al-4V; porous structure; gradient porosity; compressive mechanical properties