

均质与变密度增材制造 Ti6Al4V 合金极小曲面力学性能与吸能特性研究

韩 梦^{1,2}, 丁 超², 徐圣航², 黄明浩², 范 成², 宋春男²,
刘石球², 杨 鑫², 汤慧萍²

(1. 浙江工业大学 机械工程学院,浙江 杭州 310014)

(2. 浙大城市学院 工程学院,浙江 杭州 310015)

摘要: 基于金刚石型极小曲面(D-TPMS)点阵结构,采用了线性梯度壁厚的调控方法,设计了均质以及变密度的2类极小曲面点阵结构模型,并采用选择性激光熔化技术进行制备。通过实验分析了相对密度、打印方向以及模型类型对力学性能与吸能特性的影响规律,并采用有限元方法验证了变密度点阵结构的应力分布和破坏机制。结果表明:均质极小曲面点阵结构的破坏形式为45°剪切断裂,且发生在塑性变形初期;变密度极小曲面点阵结构的破坏形式为层间坍塌,整体结构具有较为优异的承载及吸能能力。当极小曲面点阵结构的相对密度为0.275时,均质极小曲面点阵结构的极限抗压强度可达193.8 MPa,发生破坏时变形量为7.7%,累计吸能值为11.76 MJ/m³,而变密度极小曲面点阵结构的极限抗压强度可达221.4 MPa,在变形量为50%时仍保持结构完整,累计吸能值可达77.52 MJ/m³,是均质结构的6.59倍。因此,变密度极小曲面点阵结构具有良好的吸能效果与优异的承载性能,在防撞吸能领域具有较大应用前景。

关键词: 金刚石型极小曲面点阵; 变密度; 选择性激光熔化; 吸能特性; 变形机制

中图法分类号: TG146.23

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2025)12-3128-11

1 引言

点阵结构因其比强度高、能量吸收效果优异、减震能力好、比表面积高、可设计性强等优点,正逐渐替代原用致密的结构材料,在航空航天、石油化工、汽车工业和国防装备等领域具有广泛的应用前景^[1-3]。点阵结构可以通过对其单元结构参数及尺寸的调整与优化,实现对其力学性能的调控。其中,Gibson与Ashby最早提出的多孔结构等效模型(G-A模型)是目前研究和评估多孔结构力学性能的重要方法^[4-6]。该模型认为,点阵结构的力学性能与其相对密度密切相关($E^* = C_1(\rho^*)^n$, $\sigma^* = C_1(\rho^*)^m$,其中, E^* 和 σ^* 分别为相对弹性模量和相对屈服强度, ρ^* 是点阵结构的实际相对密度, C_1 是Gibson-ashby常数,数值取决于点阵拓扑结构和几何形状,由实验推导而出)。传统方法制备的点阵结构,如熔模铸造法、穿孔板折叠法等,不能精确控制其结构的孔隙和轮廓,且成形的孔结构最小尺寸难以达到毫米级别,导致点阵结构的性能未能被充分挖掘。增材制造的出现极大激发了对点阵结构的设计潜力,能够实现具有复杂形状的点阵结构的构筑。增材制造是材料通过逐层累加的方法制造实体

零件的技术,能够实现复杂几何形状点阵结构的高精度成形,因此赋予了点阵结构极高的设计自由度,在高性能、结构功能一体化点阵结构构筑方面具有重要的优势^[7-8]。Rezapourian等^[9]研究发现SLM技术成形的Ti6Al4V Split-P点阵结构的弹性模量(1.55~3.48 GPa)和抗压屈服强度(57.95~152.74 MPa)表现出与皮质或小梁骨相当的力学性能。Yang^[10]等通过SLM技术制备了不同纵横比的Ti6Al4V F2CCZ点阵结构,结果表明:密度仅为1.81 g/cm³时,极限抗压强度达到591.14 MPa,比强度达到326.6 MPa/(g/cm³),达到Ti6Al4V合金块体材料比强度(180 MPa/(g/cm³))的1.7倍。

从单元点阵结构的几何形状出发,可将点阵结构可分为以八面体结构为代表的杆状点阵结构和以三周期极小曲面(TPMS)为代表的面片型点阵结构^[11]。对于杆状点阵结构而言,因节点应力集中问题,其节点易在相对较低的载荷作用下达到屈服,导致节点提前破坏,最终致使整体点阵结构发生坍塌。如Deshpande^[12]等对金属八面体杆状点阵结构的性能研究中发现,杆状点阵结构虽经多次优化设计,仍难解决节点在压缩变形初始阶段发生

收稿日期:2024-12-15

基金项目:浙江省自然科学基金(LQ21E040004);粉末冶金国家重点实验室开放基金(Sklpm-KF-13)

作者简介:韩 梦,女,2000年生,硕士生,浙江工业大学机械工程学院,浙江 杭州 310014,E-mail: 15137026137@163.com

破坏的问题。Sun等^[13]对钛合金八面体杆状点阵结构进行了压缩试验研究,同样发现了杆件节点为起始破坏区域,并推导得出了八面体杆状点阵结构的理论最大载荷公式。这些杆状点阵结构因节点处承担由周边杆件传递的较大内力,存在应力集中现象,易在较低荷载下产生破坏,结构整体强度较低。TPMS点阵结构是由平均曲率为零的曲面在空间3个方向上周期性连接组成,其单元结构连接面曲率相同,无刚度突变区域,可避免杆状点阵结构中出现的应力集中问题,具有更强的承载性能。同时,TPMS点阵结构还具有较高的比表面积、相对密度可由壁厚快速调控等诸多优点,在增材制造结构-功能一体化设计中具有较大应用前景,如汽车前端的防撞架、骨植入支架、电磁微波吸收器、航空换热器等。

能量吸收结构可以在承受载荷且不发生灾难性破坏的基础上,通过变形、断裂、摩擦等方式吸收冲击能量以实现人体或物体的保护。点阵结构因其允许内部结构产生较大塑性变形的同时保持整体结构的完整性,因此具有优异的吸能潜力^[14]。其中,TPMS点阵结构因其具有平均曲率为零、无应力集中等优点,与蜂窝、泡沫等无序多孔结构相比更具优势。Sychov等^[15]认为三周期极小曲面点阵结构具有较为优异的力学性能,且能够实现优异的减震效果,在航天器着陆系统的减震构造中具有极大的应用潜力:极小曲面的比抗拉强度比相同密度的蜂窝结构大23%,同时蜂窝结构的极限应变值更低,吸能效果也更差。Wang等^[16]采用负泊松比点阵结构填充车辆能量吸收盒,获得良好的吸能效果和结构稳定性:NSGA-II算法优化后的碰撞箱的比吸能为7195.5 J/kg,且相比于其他算法变形较小。Khosroshahi等^[17]使用三维分层点阵结构作为头盔的内衬结构,发现这种三维分层点阵结构赋予了头盔优异的抗冲击性能:在直接撞击情况下,分层点阵结构可将头盔头模的峰值线性加速度降低44%~60%;在斜撞击情况下,与采用聚苯乙烯泡沫内衬的头盔相比,同样的晶格内衬可将头型的峰值线性加速度、颅脑损伤标准(HIC)和最大旋转加速度分别降低38%~63%、31%~62%和55%~70%,可显著降低头部受伤的风险。虽然已有众多研究表明点阵结构具有良好的吸能效果,但在实际工程应用中仍然存在诸多问题,如杆状点阵虽能够承受较大的变形量,但整体的承载能力较弱;面片型TPMS结构的承载能力较强,但其在破坏前的变形量较小,总吸能量较小。

考虑上述点阵结构在吸能性能方面存在的不足,本研究提出了一种利用变密度结构构筑的兼具高强承载性能和良好吸能效果的变密度TPMS点阵结构。一方面,用面片型结构替代杆状结构抑制节点处的应力集中,能实现更高的承载性能;另一方面,变密度结构在压缩载荷下可以实现逐层破坏,避免剪切断裂导致的整体结构提前失

效。本研究通过改变面片的厚度构建具有不同相对密度的均质极小曲面点阵结构,同时利用线性函数调控密度梯度变化形成变密度极小曲面点阵结构,并采用激光粉末床增材制造技术实现点阵结构的制备。在此基础上,采用压缩实验及模拟仿真的方法获得不同相对密度以及变密度极小曲面点阵结构的力学性能及其变形行为,研究相对密度、均质及变密度结构、打印方向等因素对点阵结构的强度、能量吸收效果以及破坏形式的影响规律。

2 实验

2.1 模型设计

三维空间极小曲面可以通过数学方程定义,其中,金刚石型极小曲面的原始曲面基本方程为:

$$\begin{aligned} D(x, y, z) = & \sin(wx)\sin(wy)\sin(wz) \\ & +\cos(wx)\sin(wy)\sin(wz) \\ & +\sin(wx)\cos(wy)\sin(wz) \\ & +\sin(wx)\sin(wy)\cos(wz) = c \end{aligned} \quad (1)$$

式中,c是常数,用于控制点阵结构的孔隙分布与实体边界位置,改变c可调节TPMS点阵结构的相对密度,w为控制极小曲面周期的参数,x,y,z为笛卡尔坐标值。

通过定义 $D(x, y, z)=0$,从等式中提取零水平集表面获得原始曲面,并将该曲面向两个方向偏移相同厚度获得实体。建立曲面模型后使用nTopology软件改变壁厚获得不同相对密度的单胞。

在设计结构时体积分数表达式为:

$$\bar{V} = \frac{V_{\text{实体}}}{V_{\text{表观}}} \quad (2)$$

相对密度的表达式可描述为:

$$\bar{\rho} = \frac{\rho}{\rho_0} = \frac{m}{v_{\text{表观}}} : \frac{m}{v_{\text{实体}}} = \frac{V_{\text{实体}}}{V_{\text{表观}}} \quad (3)$$

本研究设计了3种点阵结构,分别为:(1)均质极小曲面点阵结构U,该点阵结构相对密度的设计范围为在0.15~0.35,用 $U(x)$ 表示,其中x为点阵结构的相对密度;(2)变密度极小曲面点阵结构V,成形方向和密度梯度方向呈90°分布;(3)变密度极小曲面点阵结构P,成形方向和密度梯度方向呈平行分布。其中,变密度极小曲面点阵结构的设计遵循以下线性方程:

$$V_{\text{F1}} = V_{\text{F0}} + x d_{\text{VF}} \quad (4)$$

式中, V_{F0} 和 V_{F1} 分别表示点阵结构密度最小以及密度最大区域的体积分数, d_{VF} 为体积分数的线性变化率。因此,变密度极小曲面点阵结构的体积分数可以通过下式计算:

$$V_{\text{F}} = \frac{\int_0^x V_{\text{Fx}} V_x dx}{V} \quad (5)$$

式中, V_{Fx} 和 V_x 分别为X轴坐标为x时的体积分数和对应结构所占的空间体积,V为整体点阵结构的体积。

本研究设计的极小曲面点阵结构模型的整体尺寸均为 $40\text{ mm} \times 40\text{ mm} \times 40\text{ mm}$, 单元胞尺寸为 $8\text{ mm} \times 8\text{ mm} \times 8\text{ mm}$, 每一个点阵结构由 125 个单元胞组成。图 1 为变密度极小曲面点阵结构及其单元胞的几何构型, 通过调控壁厚改变极小曲面的相对密度, 相对密度变化范围为 0.15~0.4, 右侧线性关系图为点阵结构密度梯度的变化方程。图 1a 和 1b 中的变密度点阵结构壁厚用线性函数拟合, 壁厚从 0.53~1.37 mm 连续变化。图 1c 为不同曲面点阵的 CAD 模型, 通过调整壁厚, 确保均质极小曲面点阵结构样品与变密度极小曲面点阵结构样品的相对密度相同, 通过计算可知, 此时均质点阵结构的理论相对密度为 27.5%, 故命名此均匀点阵为 U(0.275)。

2.2 样品制备

极小曲面点阵结构样品采用激光选区熔化技术 (SLM) 制备, 设备型号为 BLT-A300。采用的原材料粉末为氩气雾化球形 Ti6Al4V 粉末, 粉末粒度分布为 $D_{v(10)}=27.0\text{ }\mu\text{m}$ 、 $D_{v(50)}=42.3\text{ }\mu\text{m}$ 和 $D_{v(90)}=62.5\text{ }\mu\text{m}$ 。SLM 成形在氩气保护气氛下进行, 氧分压小于 $100\text{ }\mu\text{L/L}$, SLM 工艺参数为: 激光功率 190 W , 扫描速度 1100 mm/s , 层厚 $30\text{ }\mu\text{m}$, 道间距 $140\text{ }\mu\text{m}$, 扫描方向在相邻层之间交替旋转 67° 。

SLM 成形后, 采用电火花放电线切割 (EDM) 将点阵结构样品从成形基板上取下。为了避免试样的在线切割过程中受到破坏, 在 SLM 成形过程中在试样底部添加了 0.5 mm 的支撑结构, 以保证切割余量。随后, 将线切割切下的点阵结构样品进行喷砂处理, 清除样品表面

部分粘结的粉末, 并用无水乙醇对点阵结构进行超声清洗 40 min。

2.3 极小曲面点阵结构的性能测试

2.3.1 相对密度

采用精度为 $\pm 0.01\text{ mm}$ 的游标卡尺和精度为 $\pm 0.001\text{ g}$ 的数字电子秤分别对均质和变密度极小曲面点阵结构进行尺寸与质量的测量, 并根据下列公式计算样品的相对密度:

$$\rho^* = \frac{m}{V\rho_0} \quad (6)$$

式中, m 为点阵结构的实际质量, V 为点阵结构的表观体积, ρ_0 是 Ti6Al4V 基材的密度, 取 4.43 g/cm^3 。

2.3.2 显微组织

采用扫描电子显微镜 (SEM, ZEISS, Sigma300) 对打印态 SLM 点阵结构的表面形貌和变形后的断口形貌进行了微观组织表征, 扫描电镜的加速电压为 30 kV 。同时, 采用电子背散射衍射 (EBSD, Oxford, C-Nano+) 对成形态的织构、相组成进行观察, EBSD 采样的步长设置为 $0.4\text{ }\mu\text{m}$ 。

2.3.3 力学性能

使用 600 kN 的万能力学试验机 (MTS, E64.605) 对极小曲面点阵结构进行准静态单轴压缩实验, 压缩方向均与点阵成形方向相同。压缩过程使用外置引伸计, 应变速率为 $1 \times 10^{-3}\text{ s}^{-1}$, 压缩至点阵结构发生整体结构断裂或压缩变形量为 50% 后停止。通过压缩变形的应力-应变曲线得到不同点阵结构的弹性模量、屈服强度、抗压强度、能量吸收和能量吸收效率。弹性模量定义为标称应

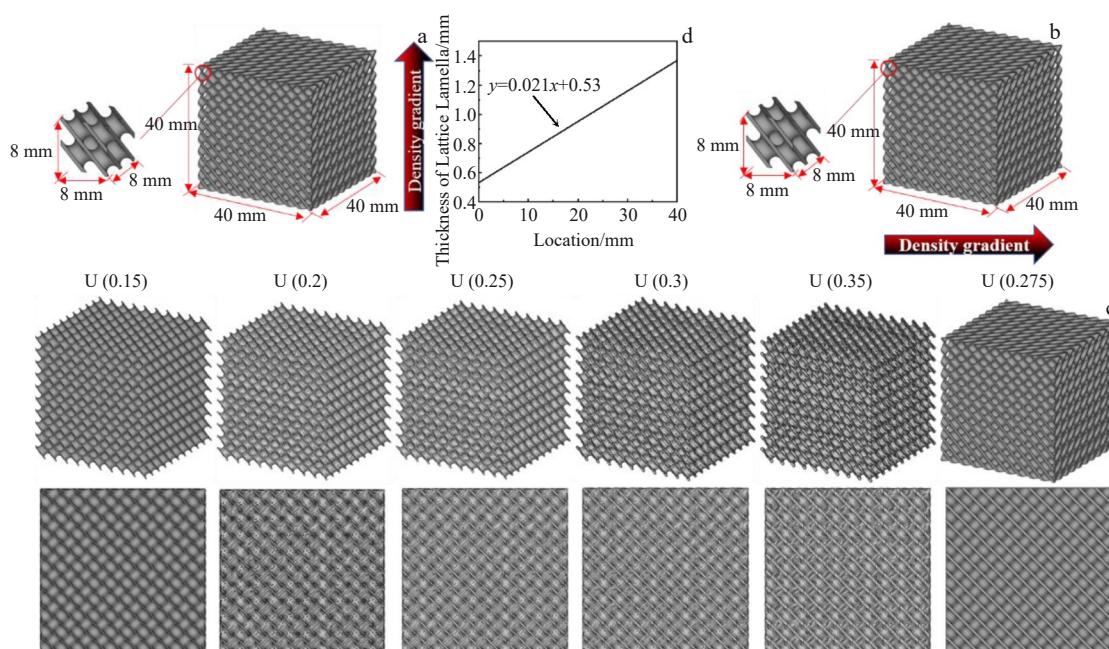


图 1 不同点阵结构的 CAD 模型

Fig.1 CAD models for different lattice structures: (a) density gradient parallel with molding direction; (b) density gradient perpendicular to molding direction; (c) density under different U conditions; (d) fitted linear function of thickness of lattice lamella

力-应变曲线的初始线性斜率, 屈服强度采用0.2%偏置法计算, 抗压强度定义为标称应力-应变曲线的第一个峰值, 单位体积能量吸收(W)和能量吸收效率(η)按下式计算^[18]:

$$W = \int_0^{\varepsilon} \sigma(\varepsilon) d\varepsilon \quad (7)$$

$$\eta(\varepsilon) = \frac{I}{\sigma(\varepsilon)} \int_0^{\varepsilon} \sigma(\varepsilon) d\varepsilon \quad (8)$$

式中, ε 为应变积分极限, σ 为点阵结构的应力, $\sigma(\varepsilon)$ 为应变 ε 处的压应力。

采用比能量吸收(SEA)确定不同点阵结构样品单位质量的能量吸收效果, 表示为:

$$SEA = \frac{W}{\rho} = \frac{W}{\rho_0 \rho^*} \quad (9)$$

式中, ρ 是不同点阵结构样品的密度, ρ_0 是Ti6Al4V基材的密度。

2.3.4 有限元分析

使用nTopology软件创建线性四面体网格文件, 然后导入ABAQUSTM/Explicit软件进行有限元分析。在每个TPMS点阵的顶部和底部放置刚性板来施加荷载, 同时将动能保持在总内能的5%以下, 底板被定义为在所有自由度下完全固定, 侧表面无牵引力。假设板的材料具有110 GPa的弹性模量, 密度为4.43 g/cm³, 泊松比为0.3。设置点阵与两块板之间的摩擦接触的摩擦系数为0.1, 由于大变形中出现的非线性问题, 在仿真中应用

了“动力, 显式”模块。

为了进一步研究塑性和屈服后阶段的变形行为, 采用Johnson-Cook(J-C)损伤模型对晶格模型的破坏变形进行评价^[19]。J-C损伤常数值为 $D_1=-0.009$, $D_2=0.25$, $D_3=-0.5$, $D_4=0.014$, $D_5=3.87$ 。

3 结果与讨论

3.1 极小曲面点阵结构的宏观结构及微观组织

图2为SLM成形Ti6Al4V极小曲面点阵结构的宏观貌。可以看出, SLM成形后的样品孔隙内无残留粉末, 点阵结构完整, 尺寸准确。不同极小曲面点阵结构的设计与实际相对密度如表1所示。

图3为变密度极小曲面点阵结构P(0.275)表面SEM形貌。从图3中可以观察到极小曲面表面存在许多未熔融颗粒, 同时组织相对致密, 没有出现明显的孔隙与裂纹。在SLM成形过程中, 未熔化粉末的粘连、预期的几何形状与熔池的尺寸和位置之间的差异、打印工艺等均是造成点阵结构实际相对密度大于CAD设计值的原因^[20]。

为了进一步观察点阵结构的微观组织, 对变密度极小曲面点阵结构P(0.275)进行了EBSD分析, 如图4所示, 相同取向的针状 α' 马氏体的颜色相同, 反之颜色不同则代表了不同取向。由于激光与原料粉末相互作用产生熔池, 局部高的热输入和短的相互作用获得了高的冷却速率和大的温度梯度, 使得沉积态试样拥有较高的残余

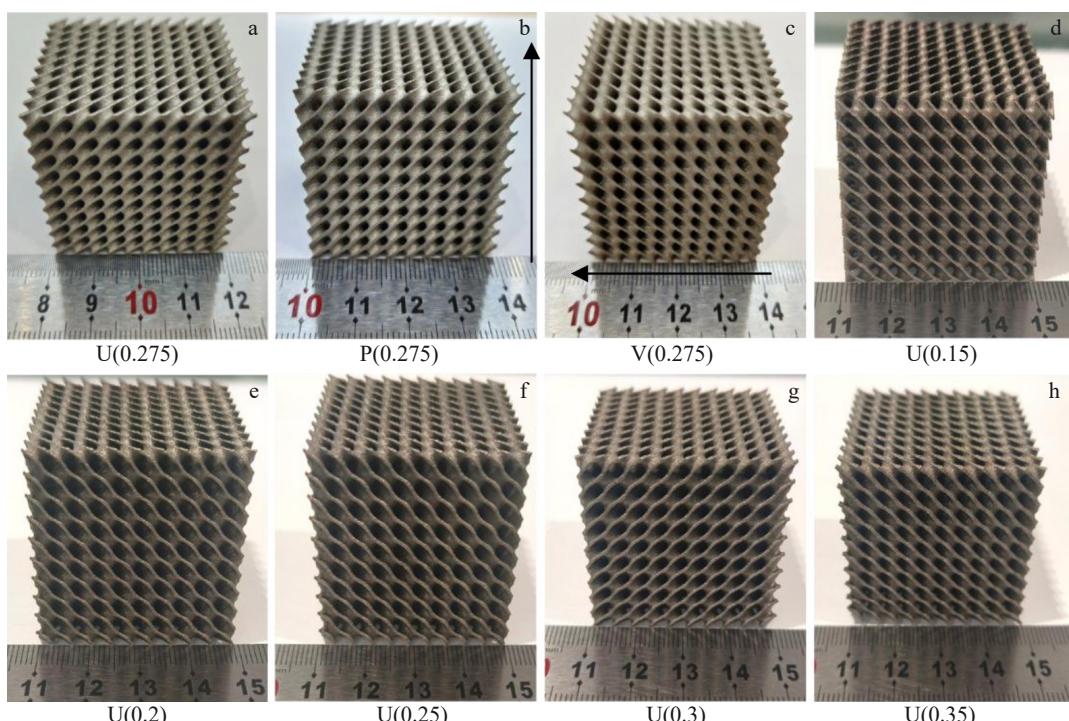


图2 SLM成形Ti6Al4V极小曲面点阵结构的宏观照片

Fig.2 Macrographs of TPMS lattice structures of SLM Ti6Al4V: (a) U(0.275), (b) P(0.275), (c) V(0.275), (d) U(0.15), (e) U(0.2), (f) U(0.25), (g) U(0.3), and (h) U(0.35)

表1 不同极小曲面点阵结构的设计与实际相对密度

Table 1 Design and actual relative density of different TPMS lattices

Structure	Relative density		Bias	Size dimension/mm
	Designed	Obtained		
U(0.275)	0.275	0.287	+0.012	39.93×39.84×40.41
P(0.275)	0.275	0.285	+0.010	39.90×39.84×40.47
V(0.275)	0.275	0.29	+0.015	39.93×39.97×40.45
U(0.15)	0.15	0.164	+0.014	40.01×40.05×40.51
U(0.2)	0.20	0.204	+0.004	39.98×39.95×40.48
U(0.25)	0.25	0.245	-0.005	39.96×40.02×40.53
U(0.3)	0.30	0.303	+0.003	40.03×39.99×40.47
U(0.35)	0.35	0.348	-0.002	39.96×39.99×40.40

应力,致使其解析率仅为90%(图中黑色部分均为未解析区域)。从相分布图中可以看出,组织中的 α' 马氏体相占比约为98%,其余部分由残余 β 相组成。其中,针状 α' 马氏体相的平均宽度约为0.5 μm ,最大长度可达35 μm ,这与SLM制备Ti6Al4V合金时的传热过程有关。SLM过程中形成的激光光斑和熔池尺寸极小,熔池凝固过程中的冷却速率可高达 $10^5\sim 10^6 \text{ K/s}$,凝固后的冷却速率仍高于马氏体转变临界冷速410 K/s,因此 β 相不能通过扩散相变转变成 α 相,而是发生切变相变形成 β 稳定元素过饱和的 α' 马氏体^[21]。

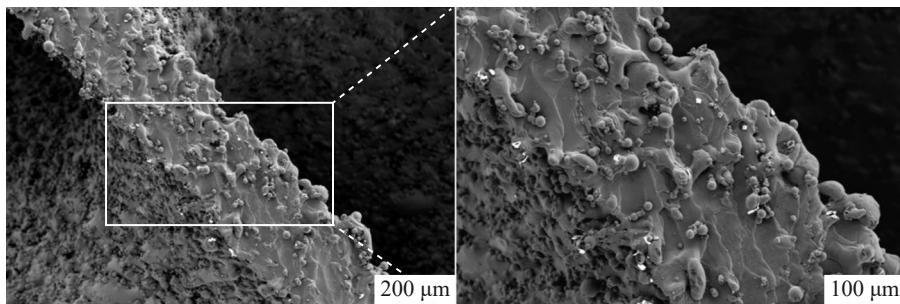


图3 变密度极小曲面点阵结构P(0.275)的表面形貌

Fig.3 Surface morphologies of variable density TPMS lattice structures P(0.275)

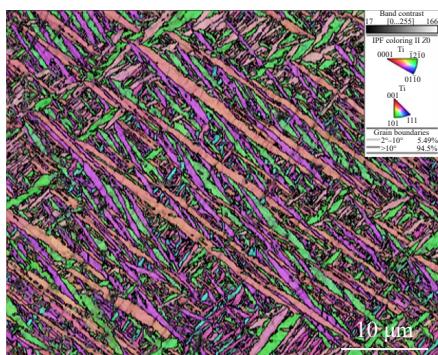


图4 变密度极小曲面点阵结构P(0.275)沿构建方向的相分布图

Fig.4 Phase distribution in the variable density TPMS lattice structure P(0.275) along the build direction

3.2 压缩载荷作用下的结构与性能

3.2.1 均质极小曲面点阵结构的力学性能及变形机制

图5为不同相对密度均质极小曲面点阵结构的应力应变、能量吸收和能量吸收率曲线。从图5a和5d中可以看出,当均质极小曲面点阵结构的相对密度从0.15提高到0.35时,其压缩屈服强度从72.28 MPa增加到180.18 MPa,极限抗压强度从90.43 MPa增加到253.46 MPa。当极小曲面点阵结构的相对密度为0.275时,均质极小曲面点阵结构的极限抗压强度可达193.8 MPa,发生破坏时变形量为7.7%。其次,均质极小曲面点阵结构的能量吸收能力与相对密度值呈线性相关,如图5b所示,当相对密度从0.15增加到0.35,能量吸收从1.62 MJ/m³增加到12.43 MJ/m³,这是由于相对密度的增加提高了点阵结构的屈服和抗压强度,使其发生塑性变形时所需的能量也提高,与文献[22]报结果一致。图5c为不同密度极小曲面点阵结构在不同应变下的能量吸收率效率曲线,可以发现随着点阵结构的应变从3.4%增加到6.34%,能量吸收效率从0.0186增加到0.0453,这是由于点阵结构随着应变的提高,出现了显著的加工硬化现象,需要更多的能量去实现进一步塑性变形,致使能量吸收效率大幅提高。

表2为本研究通过SLM制备的不同相对密度的均

质以及变密度Ti6Al4V合金极小曲面点阵结构的屈服和抗压强度,并与文献[3,23~32]进行了对比。结果表明,面片型极小曲面点阵结构的压缩屈服强度与极限抗压强度均高于以杆件为基本单元的点阵结构,当相对密度为0.35时,屈服强度为180.18 MPa,抗压强度为253.6 MPa。D(Diamond)、P(Primitive)和G(Gyroid)是3种常见的三周期极小曲面点阵结构,不同之处在于是根据不同的数学公式创建的。在实际相对密度相似的3种极小曲面结构的承载能力方面,D结构的承载能力显著优于P和G结构。这可能是由于单元几何形状和变形机制造成的^[23],D和G 2种极小曲面自支撑性更好且受载时应力波动较小,而P易由于壁的屈曲失效而引起显著的应力波

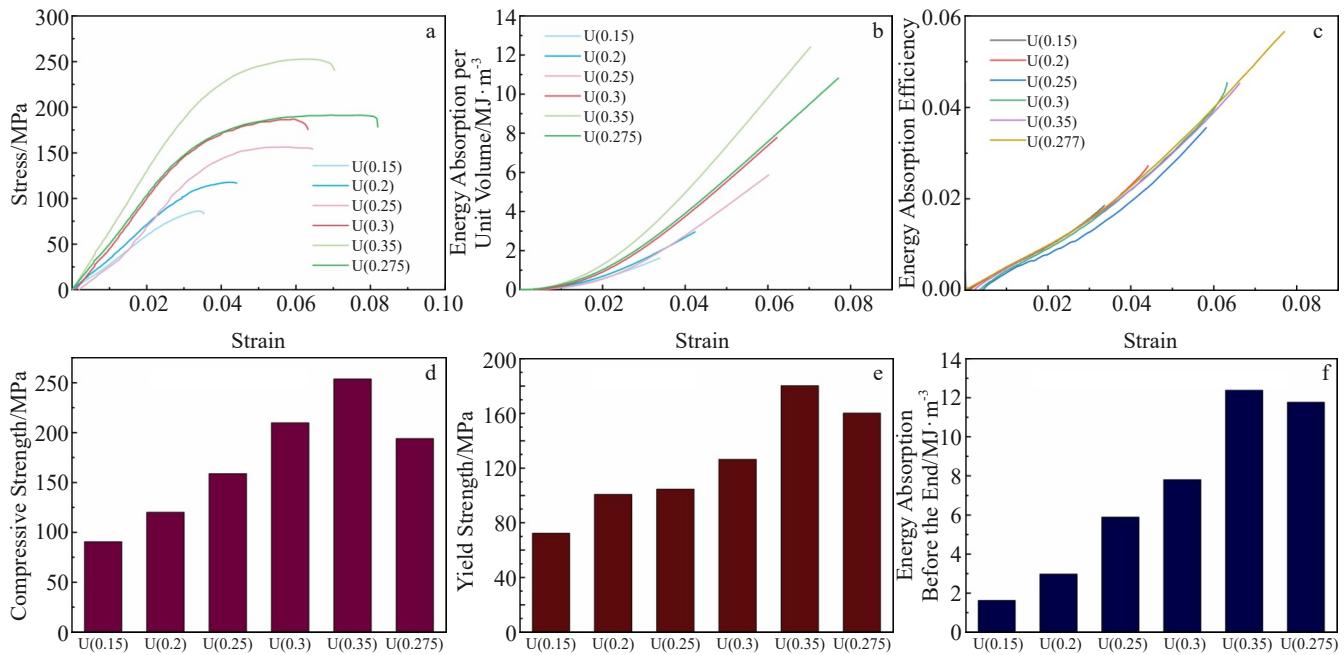


图5 均匀点阵结构应力-应变曲线、能量吸收、能量吸收率及由应力-应变曲线得到抗压强度、屈服强度和能量吸收

Fig.5 Stress-strain curves (a), energy absorption (b), and energy absorption efficiency (c) of uniform lattice matrix structure; compressive strength (d), yield strength (e), and energy absorption (f) from the stress-strain curves

动。此外,P的破坏形式是双剪切带破坏,而D是45°剪切破坏。

为了更好地建立点阵结构的力学性能和结构参数之间的关系,采用G-A模型预测均匀极小曲面点阵结构的密度与屈服强度的关系^[5,33],可以用下式表示:

$$\frac{\sigma_y}{\sigma_{y0}} = C \left(\frac{\rho}{\rho_0} \right)^n \quad (10)$$

式中, σ_{y0} 为致密材料的弹性模量和屈服强度,经致密实体压缩块实验测得SLM制备的Ti6Al4V合金块体的屈服强度为866 MPa^[34]。通过对不同相对密度下极小曲面点阵结构的压缩屈服强度测试结果,拟合了极小曲面点阵结构的相对密度与屈服强度的G-A关系模型,可以表达为: $\frac{\sigma_y}{\sigma_{y0}} = 0.7 \left(\frac{\rho}{\rho_0} \right)^{1.1}$,如图6所示。此时,G-A模型的R²为98.1%,实验与模拟之间存在少量误差,主要由以下几个因素导致:(1)SLM制备的极小曲面点阵结构表面较为粗糙,附着了未熔化的粉末,这些未熔融粉末提高了点阵结构的相对密度,导致与模型值偏离^[35]。这种由于表面未熔融粉末粘结导致的误差可以由后续表面处理得到优化,如化学抛光、磨粒流或多射流抛光等^[36-38];(2)SLM制备的Ti6Al4V合金面片型极小曲面点阵结构屈服强度与致密实体块之间存在性能差异,这是由于致密实体块在制备的过程中熔池热积累较为严重,降温速度比面片型点阵结构慢,马氏体相比面片型点阵也更为粗大^[1]。(3)G-A模型是无序金属泡沫材料的机械性能与相对密

度关系,它可能不完全适用于由AM制造的均质结构,尤其是具有结构设计的梯度多孔结构,因此在推测结构与性能相关性方面存在一定的误差^[39]。

3.2.2 变密度极小曲面点阵结构力学性能及变形机制

图7a和7b分别为变密度极小曲面点阵结构V(0.275)和P(0.275)的应力-应变曲线、能量吸收和能量吸收率曲线。由图可知,不同成形方向的点阵结构在压缩与吸能方面的性能表现相近,说明成形方向对变密度极小曲面点阵结构的力学性能影响较小。此外,变密度极小曲面结构的应力-应变曲线呈波动上升趋势,这是由于变密度点阵结构在压缩过程中逐层坍塌并逐渐致密化,导致应力随着应变呈波动的分布。值得一提的是,变密度极小曲面点阵结构在变形过程中并未出现45°剪切断裂的形式,这表明在逐层坍塌过程中能够释放局部的应力集中,在变形50%后仍能保持结构的完整性。均匀极小曲面点阵结构和变密度极小曲面点阵结构的力学性能及吸能效果如表3和图8所示。可以看出,密度梯度平行和垂直于成形方向的变密度极小曲面点阵结构具有相近的力学性能和吸能效果($\sigma_{y,p} = 93.1$ MPa, $\sigma_{b,p} = 95.05$ MPa, $\sigma_{y,v} = 101.2$ MPa, $\sigma_{b,v} = 103.76$ MPa),打印方向对该点阵结构的力学及吸能效果影响较小。均质极小曲面点阵结构的压缩破坏形式为45°剪切断裂,破坏时的应变分别为 $\varepsilon_{U(0.15)} = 3.4\%$, $\varepsilon_{U(0.2)} = 4.2\%$, $\varepsilon_{U(0.25)} = 6.03\%$, $\varepsilon_{U(0.3)} = 6.15\%$, $\varepsilon_{U(0.35)} = 6.34\%$,而变密度极小曲面点阵结构($\varepsilon_{P(0.275)} = \varepsilon_{V(0.275)} = 50\%$)的压缩破坏形式为层间坍

表 2 SLM 制备的 Ti6Al4V 合金点阵结构力学性能比较

Table 2 Comparisons of mechanical properties of SLM-fabricated Ti6Al4V lattice structures

Structure	Yield strength/ MPa	Compressive strength/MPa	Average relative density	Specific compressive strength/ MPa·(g·cm ⁻³) ⁻¹	Ref.
TPMS	P(TPMS)	19.1–42.6	23.5–58.1	0.096–0.183	55.4–71.9 [23]
	G(TPMS)	47.3–124.9	61.8–130.4	0.14–0.245	100–120.7 [23]
	D(TPMS)	74–134.4	102.4–154	0.18–0.255	129.1–137.4 [23]
	U(0.15)	72.28	90.43	0.15	136.09 This work
	U(0.2)	100.69	119.96	0.2	135.4 This work
	U(0.25)	104.47	158.65	0.25	143.25 This work
	U(0.3)	126.3	209.72	0.3	157.8 This work
	U(0.35)	180.18	253.46	0.35	163.47 This work
	TPMS	-	34.62	0.3	26.05 [31]
	TPMS	48.84–116.64	24.96–93.89	0.15	37.56–141.29 [3]
Strut-based	P(0.275)	93.1	95.05	0.277	77.46 This work
	V(0.275)	101.2	103.755	0.277	84.55 This work
	U-bcc	0.69	1.07	0.036	6.78 [24]
	Cubic	64–71	-	0.35–0.36	- [25]
	GSLS	34	40	0.0913	98.9 [26]
	fcc	34	28	0.0816	77.46 [26]
	bcc	18	15	0.0825	41.04 [26]
	Honeycomb	12	5	0.0373	30.26 [26]
	Diamond	0.5–331.7	0.9–410	0.0179–0.66	11.35–140.23 [26–27]
	U-Cubic	71.8–192	73–207	0.3–0.4	55.3–114.36 [28]
	G2(bcc)	43.73–60.33	-	0.298	- [29]
	fccz	-	156.76–160.82	0.2–0.26	136–141 [30]
	bccz	-	120.3–121.6	0.23–0.24	115–118 [30]
	bccz	-	115.56±2.25	0.244	106.91 [32]
	fccz	-	152.43±2.62	0.232	148.31 [32]
	fbccz	-	229.65±3.60	0.4	129.6 [32]
	Diamond	-	63.92±2.20	0.224	64.41 [32]

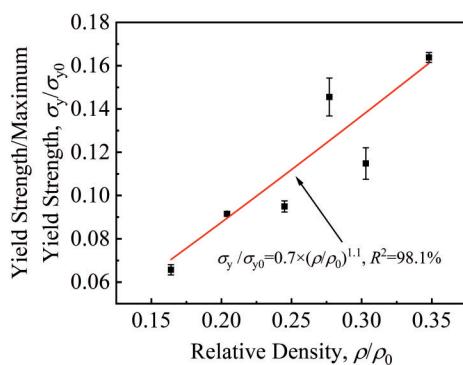


图 6 U型试样相对密度拟合曲线

Fig.6 Relative density fitting curve of U-shaped specimen

塌,并且经逐层坍塌后点阵结构逐渐致密化,屈服强度逐渐提升且结构仍能保持完整性而不破坏。同时,本研究所提出的变密度极小曲面结构的比吸能效果显著高于以杆件为基础单元的点阵结构以及 Gyroid 型均匀极小曲面结构,吸能效果更为优异。

图 9 为相对密度相同的均质极小曲面结构 U(0.275)与变密度极小曲面结构 P(0.275)的压缩破坏图^[9,25,31–32,40–46]。从图中可以看出,均质点阵结构 U(0.275)在压缩时表现为 45° 对角剪切破坏模式,在应变仅为 0.03 时就发生了整体结构破坏,结合图 5a 中的应力-应变曲线可知,虽然其压缩屈服强度较高,达到了 160.1 MPa,但是由于在整体结构失效前的应变有限,导致均匀点阵结构的吸能效果不佳,最高吸能仅有 11.76 MJ/m³。对于变密度极小曲面点阵结构 P(0.275)而言,虽然其第一峰值屈服强度较低,仅有 93.1 MPa,但其在压缩过程中逐渐致密化,屈服应力逐渐提高,从图 7 中可以看出极限抗压强度可达 221.4 MPa,且当应变达到 50% 时仍不发生整体结构破坏。同时,打印方向对变密度极小曲面结构的吸能效果影响较小,密度梯度平行和垂直于打印方向的 P(0.275) 和 V(0.275) 点阵结构最高吸能为 77.52 和 76.82 MJ/m³,分别是均质点阵的 6.59 倍、6.53 倍。P(0.275) 和 V(0.275) 的比吸收能量分别为 61.50 和 59.60 J/g,分别

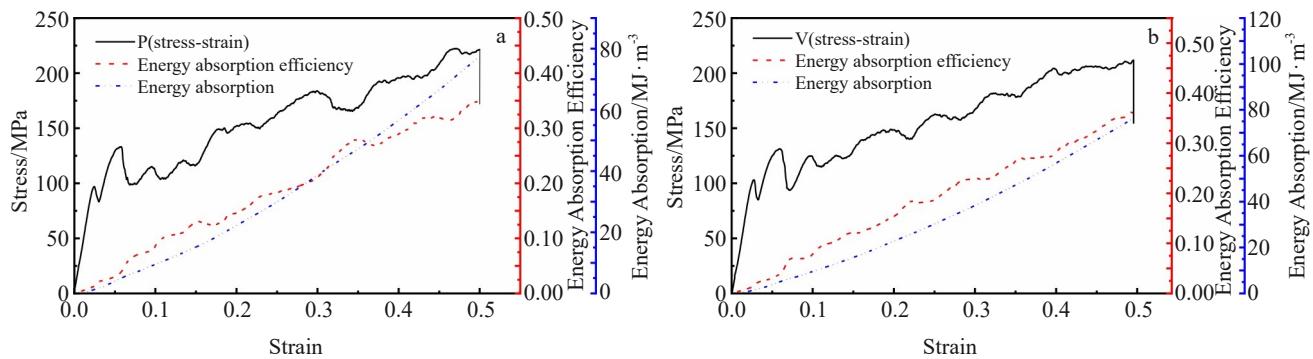


图7 密度梯度垂直于成形方向的点阵结构和密度梯度平行于成形方向的点阵结构的应力-应变曲线、能量吸收和能量吸收效率曲线

Fig.7 Stress-strain curves, energy absorption and energy absorption efficiency curves for lattice structures: (a) density gradient perpendicular to the moulding direction and (b) density gradient parallel to the moulding direction

表3 均匀极小曲面点阵结构和变密度极小曲面点阵结构的力学性能

Table 3 Mechanical properties of uniform TPMS lattice structure and variable density TPMS lattice structure

Structure	Yield strength/MPa	Compressive strength/MPa	Energy absorption before the end/MJ·m ⁻³	Energy absorption efficiency	SEA/J·g ⁻¹	Strain/%
U(0.275)	160.1	193.8	11.76	0.0566	9.27	7.7
P(0.275)	93.1	95.05	77.52	0.035	61.50	50
V(0.275)	101.2	103.76	76.82	0.036	59.60	50
U(0.15)	72.28	90.43	1.62	0.0186	2.24	3.4
U(0.2)	100.69	119.96	2.97	0.0273	3.29	4.2
U(0.25)	104.47	158.65	5.89	0.0356	5.44	6.03
U(0.3)	126.3	209.72	7.8	0.0455	5.82	6.15
U(0.35)	180.18	253.46	12.43	0.0456	8.08	6.34

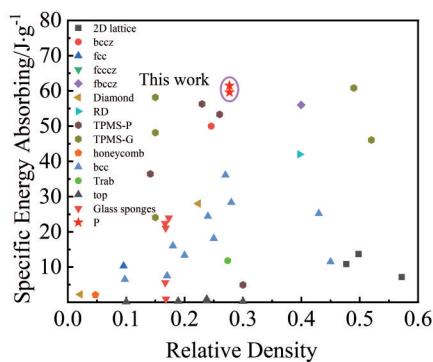


图8 Ti6Al4V点阵结构的比吸能与相对密度的关系

Fig.8 Specific absorption energy vs. relative density for Ti6Al4V lattice structure

是均质点阵的6.63倍、6.43倍。因此,相对密度相同时,变密度极小曲面的吸能效果要高于均质极小曲面,且打印方向对极小曲面结构吸能效果的影响较小。

P(0.275)试样有限元分析仿真和实验结果的压缩应力-应变曲线如图10所示,结果表明:有限元分析的压缩应力-应变曲线趋势与实验结果基本一致。由于激光粉

末床熔融过程中容易出现微缺陷及表面粗糙度较高等现象,不可避免地会发生实验曲线和有限元应力-应变曲线之间的偏差。有限元模拟获得的屈服强度和抗压强度分别为79.16和99.03 MPa,与试验偏差分别为15%和4.19%。图11为P(0.275)样品压缩变形行为的有限元分析模拟,从其Von Mises应力分布可以看出,当应变为3%时,P(0.275)样品整体处于弹性变形阶段,梯度结构导致应力分布也呈现梯度的变化,在低密度层中应力较高,存在应力集中区。随着变形的增加,在低密度层中材料率先达到了本征屈服强度,应力集中区率先发生破坏并释放能量,同时点阵结构整体保持完整。随着应变的增加,低密度层发生破坏后导致了极小曲面点阵的致密化,因此应力集中发生在次低密度层,且随着应力的增加次低密度层也发生破坏。因此,梯度结构的极小曲面结构在变形过程中呈现为逐层坍塌的破坏模式,这与实验中观察到的破坏行为一致。

3.3 断口及表面形貌

为了进一步研究Ti6Al4V均匀点阵结构和密度梯度垂直于加载方向的点阵结构在压缩载荷下的破坏行为合

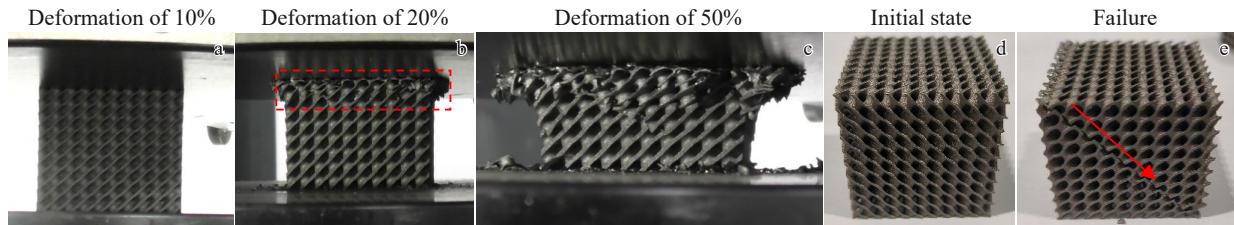


图9 均匀点阵结构和密度梯度垂直于加载方向的点阵结构在压缩载荷下的破坏行为

Fig.9 Failure behavior under compression loading for uniform lattice structure and lattice structures with gradient density perpendicular to the loading direction: (a–c) P(0.275) and (d–e) U(0.275)

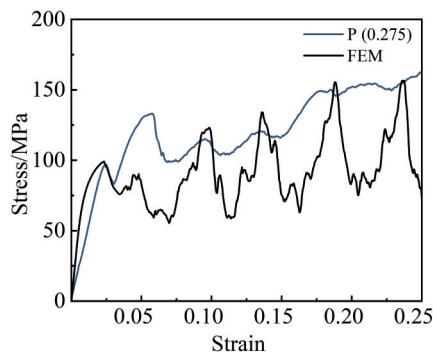


图10 P(0.275)有限元分析仿真和实验结果的压缩应力-应变曲线

Fig.10 Compression stress-strain curves for P (0.275) finite element analysis simulation and experimental results

金变密度极小曲面点阵结构的破坏机制,通过SEM观察了不同密度层断口的显微组织,如图12所示。结果表明:不同相对密度下的极小曲面结构断口都呈现出相似的断口形貌,在相对密度较小(压缩实验时试样上部)、相对密度中等(试样中部)以及相对密度较大(试样下部)的区域的断裂形式均为脆性和韧性结合的断口形貌。图12a和12a₁分别为试样上部结构的断口形貌,可以发现该部位的断口表面较为粗糙,且韧窝较深,韧窝直径最大可以达到4.3 μm。图12b和12b₁为试样中部结构的断口形貌,断口处韧窝的直径最大为2.1 μm。图12c和12c₁为试样下部结构的断口形貌,断口形貌呈现为光滑、平坦,韧窝直径约为0.3 μm。这是因为相对密度较小的区

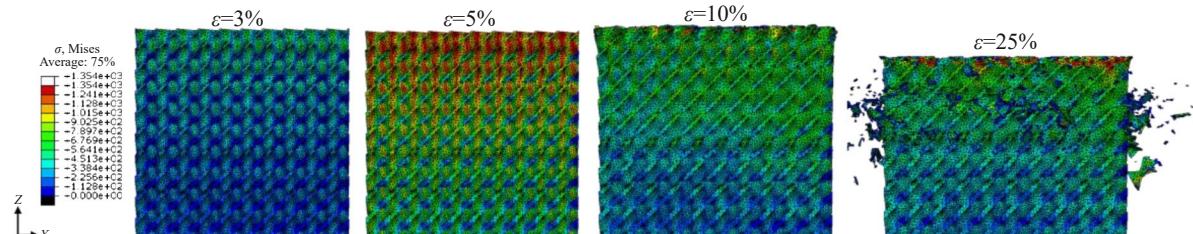


图11 P(0.275) Von Mises 应力分布和压缩变形行为的有限元分析

Fig.11 Simulation results of finite element analysis about the P(0.275) Von Mises stress distribution and compression deformation behavior

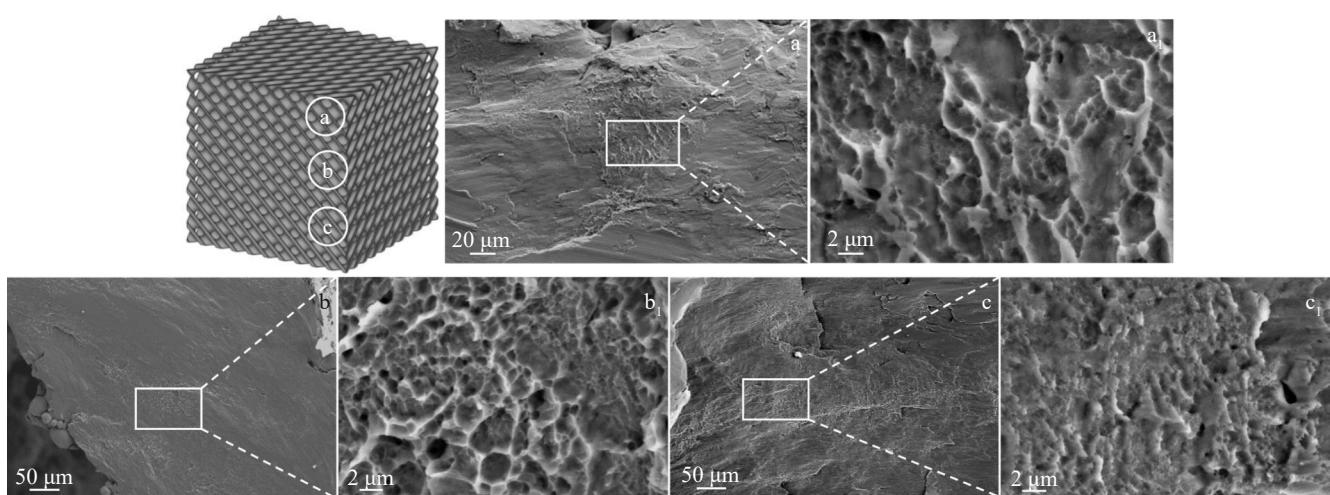


图12 变密度极小曲面点阵压缩试验后试样的断裂面

Fig.12 Fracture images of the minimal surface specimen after compression test: (a, a₁) the upper lattice structure; (b, b₁) intermediate lattice structure; (c, c₁) lower lattice structure

域由于其面片厚度较小,在变形过程中能够更容易发生塑性变形,以此释放局部的应力集中,所以呈现出更为显著的韧窝结构,且韧窝大而深。而对于相对密度较大的区域,在变密度点阵结构逐层坍塌的过程中逐渐产生加工硬化的作用,且面片厚度较厚,塑性变形所需的应力较大。当该区域发生局部应力集中时,由于整体应力较大,会导致面片结构迅速失效断裂,因此在断口处呈现的韧窝较小。

4 结论

1) 密度梯度平行和垂直于成形方向的变密度极小曲面点阵结构具有相近的力学性能和吸能效果($\sigma_{y,p}=93.1 \text{ MPa}$, $\sigma_{b,p}=95.05 \text{ MPa}$, $\sigma_{y,V}=101.2 \text{ MPa}$, $\sigma_{b,V}=103.76 \text{ MPa}$),打印方向对该点阵结构的力学及吸能效果影响较小。

2) 当相对密度为0.275时,均质极小曲面点阵结构最高吸能为 11.76 MJ/m^3 ,变密度极小曲面点阵结构P(0.275)和V(0.275)的最高吸能分别为 77.52 MJ/m^3 和 76.82 MJ/m^3 ,是均质极小曲面点阵结构的6.59倍、6.53倍。

3) 变密度点阵结构在压缩过程中逐渐致密化,呈现显著的硬化效果,极限抗压强度可达 221.4 MPa ,具有优异吸能与承载性能。

4) 均质极小曲面点阵结构的压缩破坏形式均为 45° 剪切断裂,破坏时的应变分别为 $\varepsilon_{U(0.15)}=3.4\%$, $\varepsilon_{U(0.2)}=4.2\%$, $\varepsilon_{U(0.25)}=6.03\%$, $\varepsilon_{U(0.3)}=6.15\%$, $\varepsilon_{U(0.35)}=6.34\%$,而变密度极小曲面点阵结构($\varepsilon_{P(0.275)}=\varepsilon_{V(0.275)}=50\%$)的压缩破坏形式为层间坍塌,并且经逐层坍塌后点阵结构逐渐致密化,屈服强度逐渐提升且结构仍能保持完整性而不破坏。

5) 均质极小曲面点阵结构的相对密度与屈服强度的关系可以表达为 $\frac{\sigma_y}{\sigma_{y0}}=0.7\left(\frac{\rho}{\rho_0}\right)^{1.1}$ 。

参考文献 References

- [1] Macconachie T, Leary M, Lozanovski B et al. *Materials & Design*[J], 2019, 183: 108137
- [2] Yang Bin, Guo Kai, Sun Jie. *Mechanical Systems and Signal Processing*[J], 2022, 166: 108459
- [3] Liu Fei, Tang Yichuan, Xie Haiqiong et al. *International Journal of Mechanical Sciences*[J], 2023, 240: 107932
- [4] Hao Mingzhong, Wei Chengjian, Liu Xin et al. *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2021, 885: 160234
- [5] Heinz P, Müller L, Körner C et al. *Acta Biomaterialia*[J], 2008, 4(5): 1536
- [6] Karageorgiou V, Kaplan D. *Biomaterials*[J], 2005, 26(27): 5474
- [7] Fan Youngxia(樊永霞), Lin Yan(林彦), Ao Qingbo(敖庆波) et al. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2023, 52(10): 3630
- [8] Zhang Bo(张博), Wang Guowei(王国伟), Sun Mingyan(孙明艳) et al. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2024, 53(4): 1021
- [9] Rezapourian M, Jasiuk I, Saarna M et al. *International Journal of Mechanical Sciences*[J], 2023, 251: 108353
- [10] Yang Xin, Ma Wenjun, Zhang Zhaoyang et al. *Materials Science and Engineering A*[J], 2022, 840: 142956
- [11] Benedetti M, Du Plessis A, Ritchie R O et al. *Materials Science and Engineering R: Reports*[J], 2021, 144: 100606
- [12] Deshpande V S, Ashby M F, Fleck N A. *Acta Materialia*[J], 2001, 49(6): 1035
- [13] Sun Jianfeng, Yang Yongqiang, Wang Di. *Materials & Design*[J], 2013, 49: 545
- [14] Yin Hanfeng, Zhang Wenzheng, Zhu Liangcong et al. *Composite Structures*[J], 2023, 304: 116397
- [15] Sychov M M, Lebedev L A, Dyachenko S V et al. *Acta Astronautica*[J], 2018, 150: 81
- [16] Wang Chunyan, Li Yan, Zhao Wanzhong et al. *International Journal of Mechanical Sciences*[J], 2018, 138–139: 489
- [17] Khosroshahi S F, Tsampas S A, Galvanetto U. *Materials Today Communications*[J], 2018, 14: 312
- [18] Lu Chenxi, Zhang Chi, Wen Pin et al. *Journal of Materials Research and Technology*[J], 2021, 15: 5650
- [19] Xu Xiang, Zhang Jun, Outeiro J et al. *Journal of Materials Processing Technology*[J], 2020, 286: 116834
- [20] Strano G, Hao Liang, Everson R M et al. *Journal of Materials Processing Technology*[J], 2013, 213(4): 589
- [21] Ishfaq K, Abdullah M, Mahmood M A. *Optics & Laser Technology*[J], 2021, 143: 107366
- [22] Fan Xiaojie, Tang Qian, Feng Qixiang et al. *International Journal of Mechanical Sciences*[J], 2021, 204: 106586
- [23] Sun Qidong, Sun Jie, Guo Kai et al. *Mechanics of Materials*[J], 2022, 166: 104241
- [24] Salem H, Carter L N, Attallah M M et al. *Materials Science and Engineering A*[J], 2019, 767: 138387
- [25] Choy S Y, Sun C N, Leong K F et al. *Materials & Design*[J], 2017, 131: 112
- [26] He Meng, Li Yan, Yin Jie et al. *Materials & Design*[J], 2022, 214: 110396
- [27] Falkowska A, Seweryn A. *International Journal of Fatigue*[J], 2022, 163: 107079
- [28] Yan Xingchen, Li Qing, Yin Shuo et al. *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2019, 782: 209
- [29] Zhang Mingkang, Yang Yongqiang, Wang Di et al. *Materials Science and Engineering A*[J], 2018, 736: 288
- [30] Li Peiyao, Ma Yu E, Sun Wenbo et al. *Engineering Fracture Mechanics*[J], 2021, 244: 107537
- [31] Ge Jinguo, Huang Jian, Lei Yongping et al. *Surface and Coatings Technology*[J], 2020, 403: 126419

- [32] Li Peiyao, Ma Yu E, Sun Wenbo *et al.* *Thin-Walled Structures*[J], 2022, 180: 109778
- [33] Xu Yangli, Huang Guoqin, Li Tingting *et al.* *Materials Science and Engineering A*[J], 2022, 860: 144265
- [34] Traxel K D, Groden C, Valladares J *et al.* *Materials Science and Engineering A*[J], 2021, 809: 140925
- [35] Yakout M, Elbestawi M A, Veldhuis S C. *Journal of Materials Processing Technology*[J], 2019, 266: 397
- [36] De Formanoir C, Suard M, Dendievel R *et al.* *Additive Manufacturing*[J], 2016, 11: 71
- [37] Wang C J, Loh Y M, Cheung C F *et al.* *Journal of Materials Research and Technology*[J], 2023, 23: 530
- [38] Peng Can, Fu Youzhi, Wei Haibo *et al.* *Procedia CIRP*[J], 2018, 71: 386
- [39] Zhao Miao, Liu Fei, Fu Guang *et al.* *Materials*[J], 2018, 11(12): 2411
- [40] Eren Z, Gokcekaya O, Balkan D *et al.* *Materials & Design*[J], 2024, 241: 112885
- [41] An Qi, Dong Fangdong, Luo Tianzhi *et al.* *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2023, 937: 168354
- [42] Lin Yuxiang, Shi Wentian, Li Jie *et al.* *Materials Science and Engineering A*[J], 2023, 872: 144986
- [43] Liu Fei, Zhou Tianyu, Zhang Tao *et al.* *Materials & Design*[J], 2022, 217: 110630
- [44] Zhang Junfang, Shen Yifan, Sun Yuanxi *et al.* *Journal of Materials Research and Technology*[J], 2022, 18: 3240
- [45] Jagadeesh B, Duraiselvam M, Prashanth K G. *Vacuum*[J], 2023, 211: 111955
- [46] He Meng, Yang Lei, Zhao Chao *et al.* *Materials & Design*[J], 2024, 242: 113009

Mechanical Properties and Energy Absorption Characteristics of Ti6Al4V Alloy TPMS Fabricated by Homogeneous and Variable Density Additive Manufacturing

Han Meng^{1,2}, Ding Chao², Xu Shenghang², Huang Minghao², Chang Cheng², Song Chunnan², Liu Shiqiu², Yang Xin², Tang Huiping²

(1. School of Mechanical Engineering, Zhejiang University of Technology, Hangzhou 310014, China)

(2. College of Engineering, Hangzhou City University, Hangzhou 310015, China)

Abstract: Based on the diamond-type triply periodic minimal surface (D-TPMS) lattice structures, two types of TPMS lattice structure models of homogeneous and variable density were designed and prepared by the regulation method of linear gradient wall thickness and selective laser melting technology. The effects of relative density, printing direction and model type on the mechanical properties and energy absorption characteristics were analyzed, and the stress distribution and damage mechanism of the variable-density lattice structures were verified by the finite element method. The results show that the damage of the homogeneous TPMS lattice structure is 45° shear fracture, which occurs at the early stage of plastic deformation; the damage of the variable density TPMS lattice structure is interlayer collapse, and the overall structure has excellent load bearing and energy absorption capacity. When the relative density of the TPMS lattice structure is 0.275, the ultimate compressive strength of the homogeneous TPMS lattice structure is up to 193.8 MPa, the deformation amount is 7.7%, and the cumulative value of energy absorption is 11.76 MJ/m³, whereas the ultimate compressive strength of the variable-density TPMS lattice structure is up to 221.4 MPa, and the structure is still intact when the deformation amount is 50%, and the cumulative value of energy absorption is up to 77.52 MJ/m³, which is 6.59 times higher than that of the homogeneous structure. It is demonstrated that the variable-density TPMS lattice structure has good energy absorption effect and excellent load-bearing performance, which has a significant application prospect in the field of collision avoidance and energy absorption.

Key words: D-TPMS lattice; variable density; selective laser melting; energy-absorbing properties; deformation mechanisms

Corresponding author: Ding Chao, Assistant Researcher, Advanced Materials Additive Manufacturing Innovation Research Centre, Hangzhou City University, Hangzhou 310015, P. R. China, E-mail: dingchao@hzcu.edu.cn; Xu Shenghang, Associate Professor, Advanced Materials Additive Manufacturing Innovation Research Centre, Hangzhou City University, Hangzhou 310015, P. R. China, E-mail: xush@hzcu.edu.cn