

引文格式: 任云龙, 杨磊, 皮展鹏, 等. 增材制造TPMS多取向结构的力学性能与变形行为[J]. 航空制造技术, 2025, 68(23/24): 115–121, 134.
REN Yunlong, YANG Lei, PI Zhanpeng, et al. Mechanical properties and deformation behavior of TPMS multi-oriented structure fabricated by additive manufacturing[J]. Aeronautical Manufacturing Technology, 2025, 68(23/24): 115–121, 134.

增材制造TPMS多取向结构的力学性能与变形行为*

任云龙¹, 杨磊^{1,2}, 皮展鹏², 张明康³

(1. 武汉理工大学, 武汉 430063;

2. 华中科技大学材料加工与模具技术国家重点实验室, 武汉 430074;

3. 广东海洋大学增材制造实验室和力学实验中心, 阳江 529500)

[摘要] 316L 不锈钢具有高的强度和韧性、优异的抗腐蚀能力及较好的加工性, 被广泛应用于航空航天及汽车、船舶等领域。采用激光粉末床熔融技术制备了 3 种三周期极小曲面 (TPMS) 点阵结构, 通过试验测试方法研究了增材制造 TPMS 多取向结构的力学性能与变形行为。结果表明, 通过增大体积分数和采用喷砂工艺两种方式均可以提高 3 种结构的杨氏模量、屈服强度和能量吸收能力。双取向的 DT 结构的承载能力因体积分数增大而获得的提高较为明显。四取向的 DF 结构的承载能力因喷砂工艺而获得的提高较为明显。采用数字图像相关法 (Digital image correlation, DIC) 得到的应变分布结果表明, 取向设计显著改变了 TPMS 结构在受压缩载荷时的应变传递过程。本研究为制造性能更加可控的 316L 轻质晶格结构提供了有价值的方案。

关键词: 增材制造 (AM); 三周期极小曲面 (TPMS); 力学性能; 数字图像相关法 (DIC); 316L

中图分类号: V252; TG142

文献标志码: A

DOI: 10.16080/j.issn1671-833x.2025.23/24.115

Mechanical Properties and Deformation Behavior of TPMS Multi-Oriented Structure Fabricated by Additive Manufacturing

REN Yunlong¹, YANG Lei^{1,2}, PI Zhanpeng², ZHANG Mingkang³

(1. Wuhan University of Technology, Wuhan 430063, China;

2. State Key Laboratory of Materials Processing and Die & Mould Technology, Huazhong University of Science and Technology, Wuhan 430074, China;

3. Additive Manufacturing Laboratory and Mechanics Experiment Center, Guangdong Ocean University, Yangjiang 529500, China)

[ABSTRACT] 316L stainless steel is widely used in aerospace, ships, automobiles and other fields due to its high strength and toughness, strong corrosion resistance and good processability. In this study, three kinds of triply periodic minimal surface (TPMS) lattice structures were prepared by laser powder bed melting technology. The mechanical properties and deformation behavior of TPMS multi-oriented structures fabricated by additive manufacturing were studied by experimental test methods. The results show that increasing the volume fraction and sandblasting process can improve the Young's modulus, yield strength and energy absorption capacity of the three structures. The bearing capacity of the DT structure is obviously improved due to the increase of the volume fraction. The bearing capacity of the DF structure is obviously improved due to the sandblasting process. The strain distribution obtained by digital image correlation technique (DIC) shows that the orientation design significantly changes the strain transfer process of TPMS structure under compressive load. This study provides a valuable solution for the manufacture of 316L lightweight lattice structures with more controllable performance.

Keywords: Additive manufacturing (AM); Triply periodic minimal surface (TPMS); Mechanical property;

Digital image correlation (DIC); 316L

* 基金项目: 国家自然科学基金 (52475398)。

轻质高强新结构可满足工程的多样化需求并受到广泛关注。Pham 等^[1]设计了不同的晶格结构,证明了仿晶体建筑材料中的剪切带与晶体中位错滑移的相似性,通过在晶格之间构建取向位错可以控制结构的变形。Yang 等^[2]设计出具有梯度特征的 Gyroid 点阵结构,力学压缩试验结果表明,结构的变形和机械性能与密度梯度分布相关,在垂直和平行于密度梯度方向施加载荷结构的变形行为完全不一样,且后者会导致子层坍塌。

多孔结构按照结构特点可分为周期性多孔结构和随机多孔结构。周期性多孔材料包括常见的蜂窝型结构^[3]和点阵结构^[4]。点阵结构拥有良好的力学性能和能量吸收能力,被广泛应用于航空航天、船舶、汽车等领域^[5-6]。蜂窝结构一般局限在二维层面,而点阵结构可以延伸到三维层面,因此点阵结构的应用范围更为广泛。极小曲面是满足某些条件下平均曲率为 0 且面积最小的曲面,沿 X、Y、Z 3 个方向周期性排列构成的点阵结构为三周期极小曲面结构 (Triply periodic minimal surface, TPMS)。研究表明,TPMS 点阵结构在节点处的应力分布比传统的点阵结构更加均匀^[7]。

采用传统的加工方式难以制造点阵结构。随着增材制造 (Additive manufacturing, AM) 技术的不断成熟,制造结构复杂且多变的点阵结构变成了可能^[8]。利用 AM 工艺不仅可以解决复杂零件打印困难的难题,还可以将零件一体化成形,且零件高精度。目前制备高精度的金属点阵结构主要方法为激光粉末床熔融技术^[9] (Laser powder bed fusion, LPBF),该方法通过逐层打印来制造点阵结构^[10-13]。由于模型结构是自主设计,拥有结构可控、性能可预测的优点^[14]。

不锈钢作为最广泛和最常用的金属之一,其高的强度和韧性、优异的抗腐蚀能力及较好的加工性,是很好的功能金属材料^[15]。Maleki 等^[16]采用激光粉末床熔融技术研究了后处理工艺对增材制造 316L 样品的拉伸力学性能的影响。Hamada 等^[17]研究了增材制造 316L 晶格对铝基复合材料性能的增强作用。316L 不锈钢粉末已被应用于增材制造技术构建轻质晶格结构的研究与生产中^[18-19],这不仅大幅降低了制造成本和材料浪费,还为航空航天组件的性能优化与个性化定制开辟了全新的可能性^[20]。

然而,目前关于 TPMS 金属点阵相关研究通常为单胞阵列形式,其胞元取向单一^[21-22]。为了使增材制造复杂点阵结构性能具备更高的可控性,本研究设计了 3 种不同取向的 TPMS 结构,以 316L 不锈钢粉末为试验材料,通过激光粉末床熔融技术制备样品。通过对试验样品进行静力学压缩测试和 DIC 测试,研究了增材制造 TPMS 多取向结构的力学性能与变形行为。

1 试验材料与方法

1.1 模型设计与制造

图 1 所示为不同体积分数的 TPMS 多取向结构的模型设计及制造图。本研究采用的模型单胞均为 Gyroid 杆状结构。图 1 (a) 和 (b) 所示为不同体积分数的 Gyroid 杆状结构单胞^[23-24]。Gyroid 曲面可以表示为

$$\sin\left(\frac{2\pi}{a}\cdot x\right)\cos\left(\frac{2\pi}{a}\cdot y\right)+\sin\left(\frac{2\pi}{a}\cdot y\right)\cos\left(\frac{2\pi}{a}\cdot z\right)+\sin\left(\frac{2\pi}{a}\cdot z\right)\cos\left(\frac{2\pi}{a}\cdot x\right)=t \quad (1)$$

式中, x, y, z 为三维空间坐标系的 3 个坐标轴变量; 参数 a 为单胞尺寸大小; 参数 t 控制极小曲面所包围的体积^[25]。

图 1 (c) 和 (d) 所示是体积分数分别为 10% 和 5% 的多取向结构设计图。本研究的模型设计思路来源于 Lin 等^[27] 研究中提出的“Diagonally symmetrical TPMS scaffolds”结构。如图 1 (c) 所示,该结构有 3 种

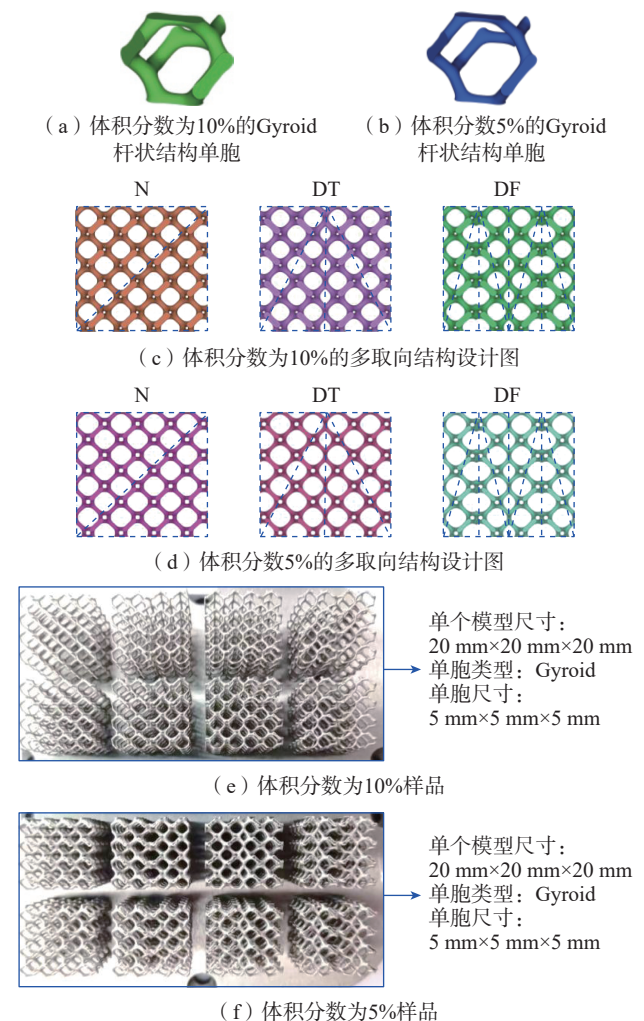


图 1 模型设计与制造图

Fig.1 Model design and manufacturing pictures

不同的结构。其中, N 结构指只有一种取向方向的结构,称为常态结构(Normal structure); DT 结构指有两种取向方向两种取向区域的结构,称为双重双多取向结构(Double two orientation structure); DF 结构指有两种取向方向 4 种取向区域的结构,称为双重四多取向结构(Double four orientation structure)。

如图 1 (c) 和 (d) 所示,蓝色的倾斜点划线代表这部分单胞只有这一种取向方向,蓝色方框形状的点划线与蓝色的倾斜点划线一起构成一个取向区域。单取向的 N 结构只有一个取向方向,一个取向区域;双取向的 DT 结构有两个取向方向,两个取向区域;四取向的 DF 结构有两个取向方向,4 个取向区域。

试验材料为 316L 粉末,具体元素成分见表 1,其理论密度为 7900 kg/m^3 。

图 1 (e) 和 (f) 展示了激光粉末床熔融技术制作的样品。样品由 LPBF 设备 DiMetal-100H 制作(广州雷佳增材科技有限公司,激光功率 500 W)。首先通过 Lin 等^[26]制作的 TPMS_Scaffold_Generator 生成不同体积分数的 TPMS 多取向结构,如图 1 (c) 和 (d) 所示;然后将模型导入 Magics 软件(Materialise,比利时)进行切片,在 Magics 软件中设置切片厚度为 0.03 mm;将切片文件通过 U 盘导入到 LPBF 设备中,在 LPBF 设备操作界面设置激光扫描策略为无轮廓输出。制作样品时激光扫描方式为正交扫描,即打印过程中激光扫描角度会与前一层相差 90° 。打印具体参数为激光功率 170 W、舱口间距 0.07 mm、扫描速度 900 mm/s、层厚 30 μm 。整个打印过程由氩气进行保护,使氧气体积分数低于 0.1%。打印完成之后进行线切割,线切割后的部分样品采用喷砂工艺进行后处理。

表 2 展示了本研究设计并进行试验测试的样品种类,共有 N、DT 和 DF 3 种不同结构、喷砂和无后处理两种后处理工艺、5% 和 10% 两种体积分数。

1.2 力学性能测试

本研究通过压缩试验进行力学性能测试,采用日本岛津生产的 AG-1C 100 kN 材料高温性能试验机进行压缩力学测试。将样品的切割面放置在下压头上,与切割面对应的样品上表面与上压头接触。初始位移为 0,初

始力为 0。依据 ISO 13314 : 2011《金属机械试验——延性测试——多孔和多孔金属的压缩试验》,金属材料以 0.1% 的应变率进行压缩测试,本研究在试验过程中,控制上压头以 1.2 mm/min 的恒定速度进行移动。

1.3 DIC 测试

本研究通过 DIC 测试(VIC-3D, Correlated Solutions, Inc.,)记录并分析 TPMS 多取向结构的变形行为。测试时采用两台相机(像素尺寸为 3376×2704 ,位移精度为 0.01 像素)对 TPMS 多取向结构的变形行为进行捕捉。通过灰度对相机记录的图像相关区域进行定位,并计算样品的应变分布。

2 结果与分析

2.1 单轴压缩下的力学性能

2.1.1 结构的承载能力

图 2 展示了不同体积分数和不同后处理工艺的多取向结构的应力-应变曲线。根据 Zhang 等^[27]的研究,基于 316L 粉末材料构建的点阵结构的压缩应力-应变曲线主要存在 3 个阶段:线性弹性阶段、平台阶段和致密化阶段。第一阶段为线性弹性阶段,该阶段应变主要由结构的弹性变形引起;第二阶段为平台阶段,该阶段随着应变的增加应力变化较小;第三阶段为致密阶段,该阶段应力随着变形的增加而迅速上升。本研究中所记录的最大压缩应变为 20%。

由图 2 (a) 可知,在 5% 体积分数的情况下, N 结构显示了较高的平台应力, DF 结构的平台应力较低;而在 10% 体积分数下, N 结构和 DT 结构的平台应力较为接近,均高于 DF 结构的平台应力。结果表明,体积分数的增大显著增强了结构的整体承载能力。值得注意的是,在线弹性阶段,相同应力水平下, N 结构展现出更大的变形量,而 DF 结构的变形更小。这表明取向设计能够增强结构在线弹性阶段抵抗变形的能力。

图 2 (b) 呈现了 5% 体积分数的多取向结构在经过不同后处理工艺后的应力-应变曲线。所有曲线都具有较长的平台区,说明两组多取向结构都具有良好的塑性。值得注意的是,喷砂处理后的多取向结构显示出更高的力学响应,这说明喷砂不仅改善了表面质量,还对整

表 1 粉末成分(质量分数)

Table 1 Powder composition (mass fraction) %

碳	锰	硫	镍	铜
<0.03	<2.00	<0.01	12.5~13.0	<0.50
硅	磷	铬	钼	铁
<0.75	<0.025	17.5~18.0	2.25~2.50	余量

表 2 样品命名规则

Table 2 Sample naming rules

样品种类	N	DT	DF
喷砂-10%	SN ₁₀	SDT ₁₀	SDF ₁₀
喷砂-5%	SN ₅	SDT ₅	SDF ₅
无后处理-5%	NN ₅	NDT ₅	NDF ₅

体结构起到了强化作用。这种机械性能的改善可归因于 TPMS 点阵结构表面局部塑性变形引起的加工硬化^[28]。

表 3 展示了本研究中所有样品的杨氏模量。根据 Yang 等^[2] 计算 Gyroid 点阵结构杨氏模量的计算方法, 本研究计算了所有结构的杨氏模量。喷砂处理的 5% 和 10% 体积分数的多取向结构的压缩试验结果表明, 体积分数增大到两倍, N 结构的杨氏模量增大到 3.076 倍, DT 结构的杨氏模量增大到 3.185 倍, DF 结构的杨氏模量增大到 3.139 倍, 3 种结构的杨氏模量均增大到 3 倍以上。喷砂和无后处理的 5% 体积分数的多取向结构的压缩试验结果表明, N 结构的杨氏模量增大了 3.95%, DT 结构的杨氏模量增大了 4.07%, DF 结构的杨氏模量增大了 18.9%。喷砂工艺对增大低体积分数的 DF 结构的杨氏模量具有较好的作用。

表 4 展示了本研究中所有样品的屈服强度。屈服强度定义为线性段偏移 0.2% 应变时与应力-应变曲线交点的应力^[29]。喷砂处理的 5% 和 10% 体积分数的多

取向结构的压缩试验结果表明, 体积分数增大到两倍, N 结构的屈服强度增大到 3.218 倍, DT 结构的屈服强度增大到 3.387 倍, DF 结构的屈服强度增大到 3.292 倍, 3 种结构的屈服强度均增大到 3 倍以上。喷砂和无后处理的 5% 体积分数的多取向结构的压缩试验结果表明, N 结构的屈服强度增大了 14.9%, DT 结构的屈服强度增大了 18.8%, DF 结构的屈服强度增大了 27.7%。喷砂处理对增大低体积分数的多取向结构的屈服强度具有较好的作用。

2.1.2 结构的能量吸收能力

图 3 展示了不同体积分数和不同后处理工艺的多取向结构的能量吸收能力。选择总能量吸收 E 和单位体积变形能 EPV 来综合评估这些点阵结构的能量吸收能力。

总能量吸收 E 是指在压缩试验下点阵结构的荷载-位移曲线下的面积, 即

$$E(s) = \int_0^s F(s)ds \quad (2)$$

式中, $F(s)$ 为在某一位移位置的载荷值; s 为位移量。

单位体积变形能 EPV 也称为每单位体积的能量吸收, 被定义为点阵结构的总能量吸收与体积的比值。EPV 是指点阵结构的应力-应变曲线下的面积^[30], 即

$$EPV(\varepsilon) = \frac{E}{V} = \int_0^\varepsilon \sigma(\varepsilon)d\varepsilon \quad (3)$$

式中, V 为点阵结构的固体相体积; $\sigma(\varepsilon)$ 为在某一应变位置的应力值; ε 为应变。

由图 3 可知, 随着体积分数的增加, 结构的能量吸收能力显著增强。DF 结构在 5% 和 10% 体积分数下的能量吸收能力均弱于另外两种结构。在整个加载过程中, SN₁₀ 和 SDT₁₀ 的能量吸收能力几乎重合。SN₅ 的能

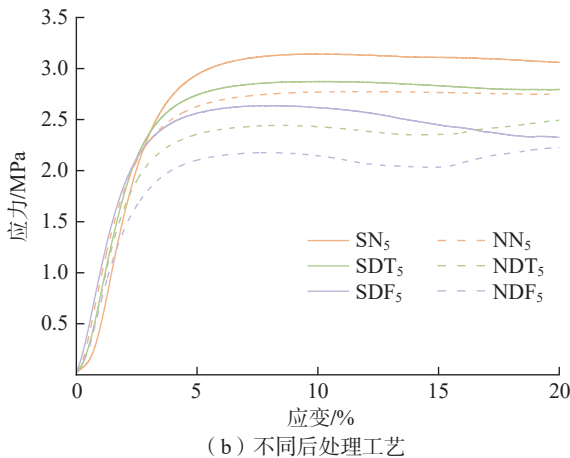
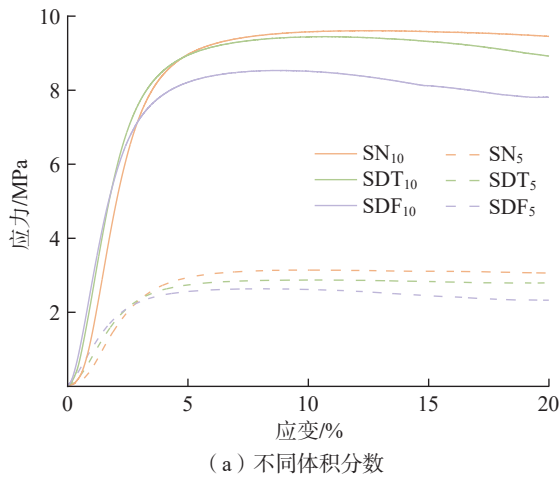


图 2 不同体积分数和不同后处理工艺的多取向结构的应力-应变曲线

Fig.2 Stress-strain curves of multi-oriented structures with different volume fractions and different post-treatment processes

表 3 点阵结构的杨氏模量
Table 3 Young's modulus of lattice structures MPa

样品种类	N	DT	DF
喷砂10%	351.944±0.355	350.898±0.505	345.096±0.329
喷砂5%	114.434±0.126	110.184±0.098	109.928±0.128
无后处理5%	110.083±0.128	105.879±0.126	92.433±0.056

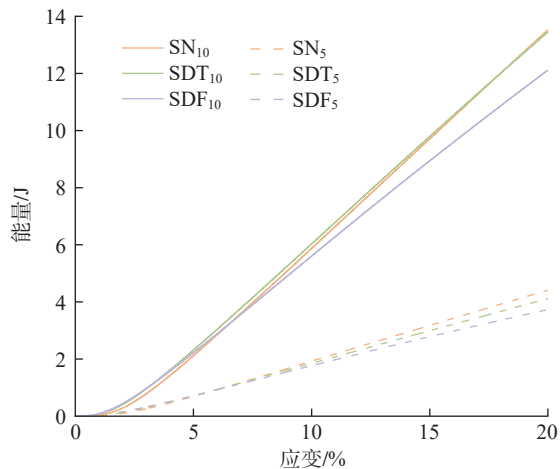
表 4 点阵结构的屈服强度
Table 4 Yield strength of lattice structures MPa

样品种类	N	DT	DF
喷砂10%	686.022	686.333	604.471
喷砂5%	213.214	202.632	183.645
无后处理5%	185.512	170.572	143.803

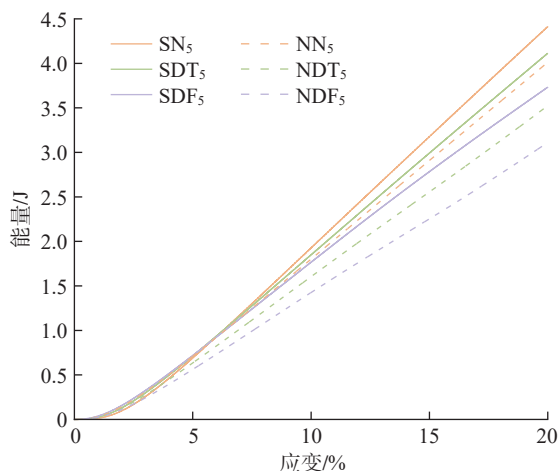
量吸收能力略强于 SDT_5 。这说明体积分数的增大使 N 结构和 DT 结构的能量吸收能力接近一致,较高的体积分数削弱了 N 结构和 DT 结构承载能力的差异。

由图 3 (b)可知,喷砂处理有效提升了结构的能量吸收能力。无论是否经过喷砂处理,DF 结构的能量吸收性能始终弱于 N 和 DT 结构;而在相同条件下,N 结构表现出更强的能量吸收能力。在整个加载过程中, NN_5 和 SDT_5 的能量吸收行为几乎重合。

如图 2 和图 3 所示,在加载初期,不同多取向点阵结构单元中的杆在力的作用下开始弯曲和拉压变形,进而产生线弹性。当应力达到一定的临界值时,不同多取向点阵结构的杆发生难以恢复的塑性变形;此后,随着应变的增大,应力几乎不变。在整个应力加载过程中,多取向点阵结构的能量吸收持续增大。由图 2 和图 3 的结果可知,高体积分数的设计可以应用于提高平台应



(a) 不同体积分数的



(b) 不同后处理工艺的

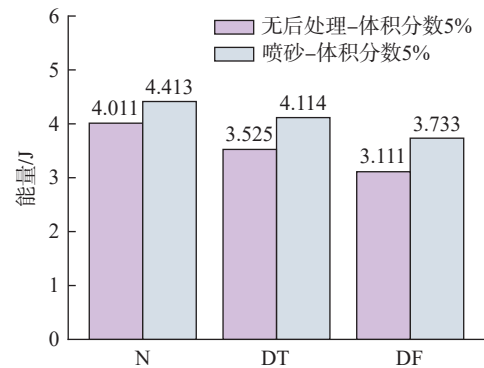
图 3 不同体积分数和不同后处理工艺的多取向结构的能量吸收-应变曲线

Fig.3 Energy absorption-strain curves of multi-oriented structures with different volume fractions and different post-treatment processes

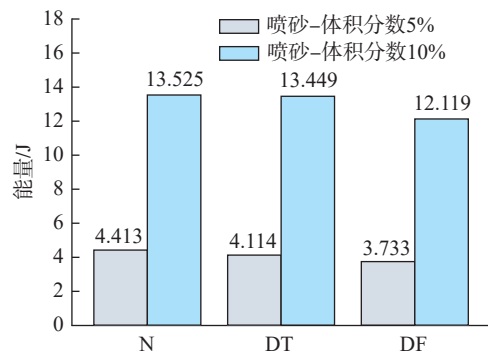
力和能量吸收的点阵结构设计中;取向设计可以应用于提高线弹性阶段抵抗变形能力的点阵结构设计中;喷砂工艺可以作为提高多取向点阵结构性能的有利技术手段,为多取向点阵结构在高强度应用环境中的使用提供最佳的保障。

图 4 (a)展示了不同后处理工艺的多取向结构的总能量吸收。可以看出,无后处理的 N 结构的总能量吸收为 4.011 J,喷砂的 DT 结构的总能量吸收为 4.114 J,两者极为接近。经过喷砂强化的 DT 结构的性能要优于无后处理的 N 结构。喷砂工艺的引入使得多取向结构的能量吸收能力获得了相对较高的强化。

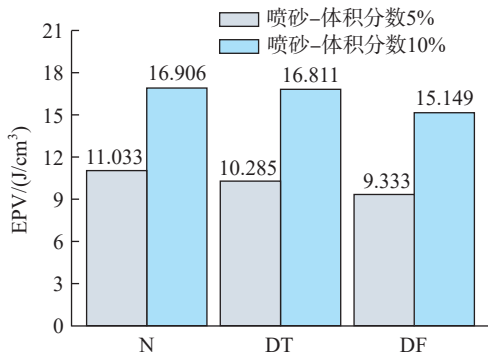
图 4 (b)展示了不同体积分数的多取向结构的总能量吸收。可以看出, SN_{10} 的总能量吸收是 SN_5 的 3.065



(a) 不同后处理工艺的多取向结构的总能量吸收



(b) 不同体积分数的多取向结构的总能量吸收



(c) 不同体积分数的多取向结构的单位体积变形能

图 4 能量吸收能力

Fig.4 Energy absorption capacity

倍, SDT_{10} 的总能量吸收是 SDT_5 的 3.269 倍, SDF_{10} 的总能量吸收是 SDF_5 的 3.246 倍。体积分数由 5% 增大到 10%, 3 种结构的能量吸收能力均增大到 3 倍以上。这说明体积分数的增大使多取向结构的能量吸收能力获得较程度的强化。

为了更细致地分析这种强化, 本研究分析了单位体积变形能 EPV。图 4 (c) 展示了不同体积分数的多取向结构的单位体积变形能。可以看出, SN_{10} 的每单位体积的能量吸收是 SN_5 的 1.532 倍, SDT_{10} 的每单位体积的能量吸收是 SDT_5 的 1.635 倍, SDF_{10} 的每单位体积的能量吸收是 SDF_5 的 1.623 倍。10% 体积分数多取向结构的每单位体积的能量吸收是 5% 体积分数多取向结构的 1.5 倍以上。体积分数的增大大幅增加了多取向结构的每单位体积的能量吸收。

2.2 DIC 测试

2.2.1 5% 结构的变形

为了分析在压缩过程中多取向结构的应变分布情况, 通过 DIC 测试测定了多取向结构压缩至应变为 20% 的应变云图。如图 5 所示, 在应变云图中以颜色的变化表征应变的变化情况, 颜色变化范围为可见光的色散谱图 (红、橙、黄、绿、青、蓝、紫), 其中红色表示应变最大, 紫色表示应变最小。 SDT_5 在 5% 应变时主要有 3 种颜色, 图片的中下部分是蓝色, 这部分应变较小; 图片的顶部是绿色, 这部分应变高于中下部分; 图片上部分布有红色, 这部分应变最大, 在结构受压缩时优先被破坏变形。

从应变云图的颜色分布可知, 在 5% 应变时 N 结构在单胞的支柱处发生较大的变形。此时右上角出现了红色的区域, 随着压缩的进行, 右上角的红色区域逐渐扩大。值得注意的是, N 结构在 20% 的应变下其右下角出现了较大的红色区域。

DT 结构在 5% 应变时其主要的应变区域发生于最上层。随着压缩的进行, DT 结构在 10% 应变时其下部

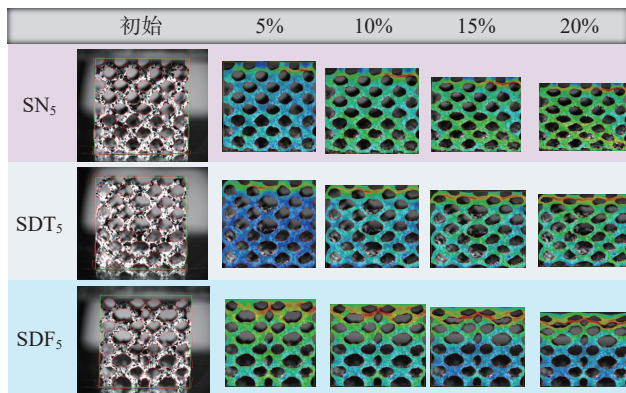


图 5 体积分数为 5% 的多取向结构的应变分布

Fig.5 Strain distribution of multi-oriented structures with volume fraction of 5%

分的应变云图依然较为均匀, 此时, 应变主要分布于最上层单胞。在 15% 和 20% 的应变时, 上部的红色区域扩展达到最大, 此时可以观察到 DT 结构的中下部分变化几乎很小。这说明多取向结构的设计改变了应变的传递。

DF 结构在 5% 应变时其主要的应变区域发生于最上层, 与 DT 结构相比, DF 结构此时的应变并不完全集中于最上层, DF 结构中下部分的应变更为严重。从 10% 到 20% 的过程, 注意到 DF 结构中下部分的应变程度越来越小。这说明 DF 结构在 5% 应变时因整体结构变形产生了变化, 此后 DF 结构中下部分的应变程度越来越小。

值得注意的是, 在 DT 结构的应变过程中, 最上层的单胞的应变较为严重。然而 DF 结构的红色应变区拓展到了第二层单胞。正是由于上两层单胞的变形, 阻碍了应变的传递, 使得 DF 结构在整体具有较大应变时其下部分的单胞应变较小。这说明取向结构的设计改变了应变的传递。

2.2.2 10% 结构的变形

图 6 展示了体积分数为 10% 的多取向结构的应变分布图。

N 结构在 10% 体积分数时的 DIC 测试与 5% 体积分数有较大差异。在 5% 应变时, N 结构整体出现了很多红色的应变区, 主要集中在 N 结构的最上层单胞。值得注意的是, 红色应变区主要分布在结构的支柱处。随着压缩的进行, 支柱处的红色应变区开始扩展联合。从 10% 应变到 20% 应变的过程, N 结构的中下部分应变云图分布较为均匀。

DT 结构在 5% 应变时, 其应力 - 应变云图分布较为均匀, 值得注意的是, 应变较大的区域为节点处。DT 结构在 5% 应变时几乎没有出现红色应变区, 主要原因是整体结构传递应变较为均匀。从 10% 应变到 20% 应变的过程, DT 结构的上两层单胞在节点处出现红色应

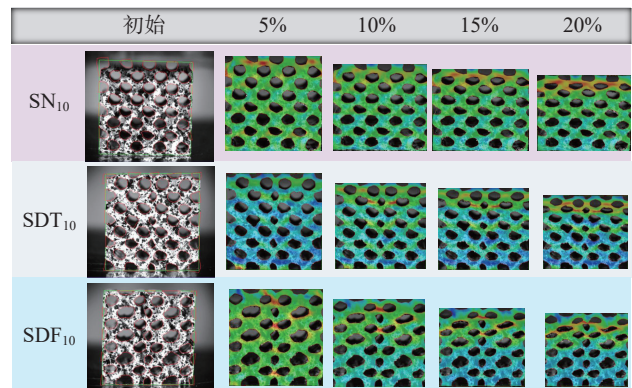


图 6 体积分数为 10% 的多取向结构的应变分布

Fig.6 Strain distribution of multi-oriented structures with volume fraction of 10%

变区,中下部分的应变变化程度比N结构要小。

DF结构在5%应变时红色应变区主要分布在结构对称轴的支柱处,其他部分应变云图较为均匀。从10%应变到20%应变的过程,红色应变区主要分布在结构的上两层单胞。与DT结构相似,DF结构的下两层单胞应变的变化程度较小。这说明取向结构的设计阻碍了应变的传递。

3 结论

本研究采用激光粉末床熔融技术制备了不同体积分数的三周期极小曲面点阵结构,并研究了不同取向设计与后处理工艺对三周期极小曲面点阵结构的力学性能与变形行为的影响规律,主要结论如下。

(1)当体积分数由5%增大到10%,3种结构的杨氏模量、屈服强度和能量吸收能力都大幅提升,最高增幅达3.387倍。其中,DT结构的杨氏模量、屈服强度和能量吸收能力提高较为明显。10%体积分数多取向结构的每单位体积的能量吸收是5%体积分数多取向结构的1.5倍以上。随着体积分数的增大,结构的平台应力大幅增大。体积分数的增大使整体结构的承载能力增幅较大。

(2)喷砂处理可以提高3种结构的杨氏模量、屈服强度和能量吸收能力。其中,DF结构的杨氏模量、屈服强度和能量吸收能力提高得更为明显。喷砂工艺可以使多取向结构的力学响应高于无后处理多取向结构,喷砂后处理工艺对结构的力学性能起到了强化作用。

(3)DIC测试表明,取向设计显著改变了TPMS结构在受压缩载荷时的应变传递过程。

参考文献

- [1] PHAM M S, LIU C, TODD I, et al. Damage-tolerant architected materials inspired by crystal microstructure[J]. *Nature*, 2019, 565(7739): 305–311.
- [2] YANG L, MERTENS R, FERRUCCI M, et al. Continuous graded Gyroid cellular structures fabricated by selective laser melting: Design, manufacturing and mechanical properties[J]. *Materials & Design*, 2019, 162: 394–404.
- [3] OBADIMU S O, KOUROUSIS K I. Load-rate effects on the in-plane compressive behaviour of additively manufactured steel 316L honeycomb structures[J]. *Engineering Structures*, 2022, 273: 115063.
- [4] 霍明政, 陈捷, 杨琴, 等. 杆径对激光选区熔化NiTi合金点阵结构动态减振特性的影响[J]. *中国激光*, 2022, 49(14): 1–14.
- HUO Mingzheng, CHEN Jie, YANG Qin, et al. Influence of rod diameter on dynamic vibration damping characteristics of niti alloy lattice structure fabricated by selective laser melting[J]. *Chinese lasers*: 2022, 49(14): 1–14.
- [5] DALLAGO M, RAGHAVENDRA S, LUCHIN V, et al. The role of node fillet, unit-cell size and strut orientation on the fatigue strength of

Ti–6Al–4V lattice materials additively manufactured via laser powder bed fusion[J]. *International Journal of Fatigue*, 2021, 142: 105946.

[6] CLAEYS C, DECKERS E, PLUYMERS B, et al. A lightweight vibro-acoustic metamaterial demonstrator: Numerical and experimental investigation[J]. *Mechanical Systems and Signal Processing*, 2016, 70–71: 853–880.

[7] YANG L, YAN C Z, CAO W C, et al. Compression–compression fatigue behaviour of Gyroid-type triply periodic minimal surface porous structures fabricated by selective laser melting[J]. *Acta Materialia*, 2019, 181: 49–66.

[8] GHOBADIAN A, TALAVERA I, BHATTACHARYA A, et al. Examining legitimatisation of additive manufacturing in the interplay between innovation, lean manufacturing and sustainability[J]. *International Journal of Production Economics*, 2020, 219: 457–468.

[9] JIN J L, WU S Q, YANG L, et al. Ni–Ti multicell interlacing Gyroid lattice structures with ultra-high hyperelastic response fabricated by laser powder bed fusion[J]. *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, 2024, 195: 104099.

[10] VAN BAEL S, CHAI Y C, TRUSCELLO S, et al. The effect of pore geometry on the in vitro biological behavior of human periosteum-derived cells seeded on selective laser-melted Ti6Al4V bone scaffolds[J]. *Acta Biomaterialia*, 2012, 8(7): 2824–2834.

[11] BARTOLO P, KRUTH J P, SILVA J, et al. Biomedical production of implants by additive electro-chemical and physical processes[J]. *CIRP Annals*, 2012, 61(2): 635–655.

[12] MCKOWN S, SHEN Y, BROOKES W K, et al. The quasi-static and blast loading response of lattice structures[J]. *International Journal of Impact Engineering*, 2008, 35(8): 795–810.

[13] YAN C Z, HAO L, HUSSEIN A, et al. Microstructural and surface modifications and hydroxyapatite coating of Ti–6Al–4V triply periodic minimal surface lattices fabricated by selective laser melting[J]. *Materials Science and Engineering: C*, 2017, 75: 1515–1524.

[14] YANG L, LI Y, WU S Q, et al. Tailorable and predictable mechanical responses of additively manufactured TPMS lattices with graded structures[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2022, 843: 143109.

[15] YUAN J, OU Z N. Research progress and engineering applications of stainless steel-reinforced concrete structures[J]. *Advances in Civil Engineering*, 2021, 2021(1): 9228493.

[16] MALEKI E, UNAL O, DOUBRAVA M, et al. Application of impact-based and laser-based surface severe plastic deformation methods on additively manufactured 316L: Microstructure, tensile and fatigue behaviors[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2024, 916: 147360.

[17] HAMADA A, MANSOUR E H, JASKARI M, et al. Strengthening aluminum matrix composite with additively manufactured 316L stainless steel lattice reinforcement: Processing methodology, mechanical performance and deformation mechanism[J]. *Journal of Materials Research and Technology*, 2024, 29: 1087–1101.

[18] WANG Y, LI X H, YAO X T, et al. Near-full density enabled excellent dynamic mechanical behavior in additively manufactured 316L stainless steels[J]. *Materials & Design*, 2024, 245: 113276.

[19] ZHAI W G, LIU F L, WANG Q Y, et al. Cryogenic and high temperature tensile properties of 316L steel additively manufactured by laser powder bed fusion[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2024, 900: 146461.

(下转第134页)

2016, 59(1/2): 124–127.

[23] WEINGARTEN C, BUCHBINDER D, PIRCH N, et al. Formation and reduction of hydrogen porosity during selective laser melting of AlSi10Mg[J]. *Journal of Materials Processing Technology*, 2015, 221: 112–120.

[24] 吴伟辉, 杨永强, 王迪. 选区激光熔化成型过程的球化现象[J]. *华南理工大学学报(自然科学版)*, 2010, 38(5): 110–115.

WU Weihui, YANG Yongqiang, WANG Di. Balling phenomenon in selective laser melting process[J]. *Journal of South China University of Technology (Natural Science Edition)*, 2010, 38(5): 110–115.

[25] 姚曙光, 董云辉, 李湘龙, 等. AlSi10Mg激光选区熔化缺陷成因研究[J]. *中国激光*, 2024, 51(16): 1602307.

YAO Shuguang, DONG Yunhui, LI Xianglong, et al. Causes of defects in selective laser melting of AlSi10Mg[J]. *Chinese Journal of Lasers*, 2024, 51(16): 1602307.

[26] ESFAHANI M N, JABBARI M, XU Y B, et al. Effect of nanoscale defects on the thermal conductivity of graphene[J]. *Materials Today Communications*, 2021, 26: 101856.

[27] STERN R, WANG T, CARRETE J, et al. Influence of point defects on the thermal conductivity in FeSi[J]. *Physical Review B*, 2018, 97(19): 195201.

[28] 王慧, 李元东, 罗晓梅, 等. 高导热铝合金的开发与研究进展[J]. *铸造*, 2019, 68(10): 1104–1110.

WANG Hui, LI Yuandong, LUO Xiaomei, et al. Development and research progress of high thermal conductivity aluminum alloys[J]. *Foundry*, 2019, 68(10): 1104–1110.

[29] RIVERA D R, MORAGA N O. Turbulent mixed convection of air in a cavity with a heat-conducting inner solid: Effect of surface radiation and thermal diffusivity on heat transfer and exergy destruction[J]. *International Journal of Mechanical Sciences*, 2022, 218: 107035.

[30] HAN Y, SHAO D, CHEN B A, et al. Effect of Mg/Si ratio on the microstructure and hardness–conductivity relationship of ultrafine-grained Al–Mg–Si alloys[J]. *Journal of Materials Science*, 2017, 52(8): 4445–4459.

[31] MUÑOZ-MORENO R, DIVYA V D, DRIVER S L, et al. Effect of heat treatment on the microstructure, texture and elastic anisotropy of the nickel-based superalloy CM247LC processed by selective laser melting[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2016, 674: 529–539.

[32] KIMURA T, NAKAMOTO T. Thermal and mechanical properties of commercial-purity aluminum fabricated using selective laser melting[J]. *Materials Transactions*, 2017, 58(5): 799–805.

[33] LIU C Y, TONG J D, JIANG M G, et al. Effect of scanning strategy on microstructure and mechanical properties of selective laser melted reduced activation ferritic/martensitic steel[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2019, 766: 138364.

[34] XU J Y, DING Y T, GAO Y B, et al. Grain refinement and crack inhibition of hard-to-weld Inconel 738 alloy by altering the scanning strategy during selective laser melting[J]. *Materials & Design*, 2021, 209: 109940.

[35] FABREGUE D. Microstructure et fissuration à chaud lors du soudage laser d’alliages d’aluminium 6000[D]. Grenoble: Institut National Polytechnique de Grenoble-INPG, 2004.

[36] SÁNCHEZ-AMAYA J M, DELGADO T, GONZÁLEZ-ROVIRA L, et al. Laser welding of aluminium alloys 5083 and 6082 under conduction regime[J]. *Applied Surface Science*, 2009, 255(23): 9512–9521.

[37] GALY C, LE GUEN E, LACOSTE E, et al. Main defects

observed in aluminum alloy parts produced by SLM: From causes to consequences[J]. *Additive Manufacturing*, 2018, 22: 165–175.

通信作者: 王迪, 教授, 博士, 研究方向为金属 3D 打印装备开发、三维异质材料增材制造、增材与减材复合制造、增材制造创新设计与应用(军工、医疗等)。

(责编 阳光)

(上接第 121 页)

[20] KHAN N, RICCIO A. A systematic review of design for additive manufacturing of aerospace lattice structures: Current trends and future directions[J]. *Progress in Aerospace Sciences*, 2024, 149: 101021.

[21] LI Z, LI J H, TIAN J H, et al. Design of nonlinear gradient sheet-based TPMS-lattice using artificial neural networks[J]. *Journal of Materials Research and Technology*, 2024, 33: 223–234.

[22] ISLAM Z, AHMED T, MAYYAS M, et al. Tensile and compressive response of tungsten g-TPMS lattice structures[J]. *Materials Today Communications*, 2024, 40: 109606.

[23] YANG L, WU S Q, YAN C Z, et al. Fatigue properties of Ti–6Al–4V Gyroid graded lattice structures fabricated by laser powder bed fusion with lateral loading[J]. *Additive Manufacturing*, 2021, 46: 102214.

[24] REN Y L, LI Y, YANG L, et al. Compressive properties and fatigue performance of NiTi lattice structures optimized by TPMS[J]. *Materials Science in Additive Manufacturing*, 2024, 3(2): 3380.

[25] SCHERER M R J. Double-Gyroid-Structured Functional Materials: Synthesis and Applications[M]. Heidelberg: Springer International Publishing, 2013: 8–10.

[26] LIN D, ZHANG C, CHEN X Y, et al. TPMS_Scaffold_Generator: A scaffold-structure generator based on triply periodic minimal surfaces[J]. *Additive Manufacturing Frontiers*, 2024, 3(2): 200123.

[27] ZHANG C, QIAO H, YANG L, et al. Vibration characteristics of additive manufactured IWP-type TPMS lattice structures[J]. *Composite Structures*, 2024, 327: 117642.

[28] WANG X Y, LI D Y. Mechanical, electrochemical and tribological properties of nano-crystalline surface of 304 stainless steel[J]. *Wear*, 2003, 255(7–12): 836–845.

[29] YÁNEZ A, HERRERA A, MARTEL O, et al. Compressive behaviour of Gyroid lattice structures for human cancellous bone implant applications[J]. *Materials Science and Engineering: C*, 2016, 68: 445–448.

[30] AL-SAEDI D S J, MASOOD S H, FAIZAN-UR-RAB M, et al. Mechanical properties and energy absorption capability of functionally graded F2BCC lattice fabricated by SLM[J]. *Materials & Design*, 2018, 144: 32–44.

通信作者: 杨磊, 教授, 研究方向为点阵超结构与纤维复合材料激光增材制造。

(责编 阳光)