

激光增材制造 NiTi 轻量化点阵结构变形与回复行为

宋英杰^{1,2}, 张红梅^{1,2}, 顾冬冬^{1,2*}, 杨琴³, 陈捷³, 沈显峰³¹南京航空航天大学材料科学与技术学院, 江苏 南京 210016;²江苏省高性能金属构件激光增材制造工程实验室, 江苏 南京 210016;³中国工程物理研究院机械制造工艺研究所, 四川 绵阳 621999

摘要 为提升点阵结构的轻量化水平及变形能力,研究了 NiTi 空心杆点阵结构设计及激光增材制造。通过改变支杆内径,设计了质量系数为 100%、93%、75%和 50%的四种体心四方空心杆点阵结构,并利用激光粉末床熔融技术成形了对应的 NiTi 形状记忆合金构件。研究了空心杆点阵结构的质量系数对构件成形质量和显微组织的影响规律,采用有限元模拟法和单轴压缩实验分析了质量系数对结构压缩性能的影响规律,并通过循环压缩-热回复实验揭示了质量系数对 NiTi 点阵结构形状记忆效应的影响机制。研究表明:激光粉末床熔融技术制备的点阵结构成形质量好,但仍存在由凝固收缩、粘粉及台阶效应引起的尺寸偏差;质量系数为 100%的点阵结构的承载能力最好,第一最大压缩载荷可达 191.73 kN,对应的变形率为 0.22;当质量系数降至 75%时,第一最大压缩载荷为 89.80 kN,构件承载能力下降 53.16%,但压缩变形能力并未减弱,变形率仍可达 0.21,且质量系数为 75%的点阵结构的形状记忆效应最佳,在第一个压缩循环中回复率可达 98.92%。

关键词 激光技术; 激光粉末床熔融; NiTi 合金; 体心四方中空点阵结构; 压缩性能; 形状记忆效应

中图分类号 TH164

文献标志码 A

DOI: 10.3788/CJL202249.1402303

1 引言

点阵结构具有高比强度、高比刚度等力学性能及减振、散热、吸声、屏蔽电磁等功能^[1-2],在航空航天、生物医学和交通运输等领域中得到广泛应用^[3-4]。点阵结构的力学性能主要取决于单胞构型、单胞尺寸、支杆直径及材料特性^[5-7]。受晶体结构的启发,形成了体心立方(BCC)点阵结构、面心立方(FCC)点阵结构及其衍生结构(如带有竖直支柱的体心和面心立方点阵结构),而 BCC 结构由于构型简单而得到广泛关注^[8]。但传统制造方法成形点阵结构存在工艺周期长、成形精度低、难以一体化成形等缺点^[9],限制了体心点阵结构的发展与应用。

增材制造技术逐层累加的工艺特性赋予了点阵结构极高的设计及成形自由度,可成形传统加工方法难以制备的点阵结构^[10]。作为增材制造技术之一,激光粉末床熔融(LPBF)是一种基于逐层铺粉、激光逐层选区熔化、多层堆积的技术^[11],具有成形精度高、生产周期短、对特殊复杂结构(如点阵结构等)制造适用程度高、可实现中小型复杂构件直接精密净成形等优点^[10,12-14],已被成功用于制备点阵结构^[15]。目前国内学者对 LPBF 成形 BCC 点阵结构的力学性能及断

裂机制进行了大量研究。Crupi 等^[16]探究了 LPBF 成形 BCC 点阵结构单胞尺寸、数量、长径比等因素对构件力学性能的影响,发现保持单胞尺寸相同(均为 2 mm),支杆直径为 0.5 mm 的结构的抗压强度和抗压模量比支杆直径为 0.3 mm 的结构分别提升了 80%与 60%。保持支杆直径恒定(均为 0.5 mm),当单胞尺寸由 2.5 mm 减至 2 mm 时,结构的抗压强度和抗压模量提高了 60%。故支杆直径、相对密度的增加可提升构件力学性能,而单胞尺寸的增加会降低力学性能。为提升 BCC 点阵结构的力学性能, Srivathsan 等^[17]通过 LPBF 制备了带有竖直支杆的 BCC 点阵结构(BCCZ),发现 BCCZ 的强度为相同孔隙率 BCC 结构的 1.4 倍,故引入竖直支杆可提高 BCC 的承载能力。Bai 等^[8]在 BCC 的基础上提出体心四方(BCT)点阵结构,并获得了兼具轻质与力学性能良好的优化单胞参数,与 BCC 结构相比,BCT 结构的密度仅增加了 3.7%,而弹性模量和屈服应力分别提升了 121.5%和 77.3%。

目前用来形点阵结构的材料多为不锈钢^[18]、Ti6Al4V^[19-20]及 AlSi10Mg^[21]等,无法满足某些复杂智能构件对形状、性能和功能可随时间或空间变化的要求。而新型智能材料,如形状记忆合金,由于其

收稿日期: 2021-11-16; 修回日期: 2021-12-15; 录用日期: 2021-12-28

基金项目: 国家自然科学基金(U1903207, 52001289)

通信作者: *dongdonggu@nuaa.edu.cn

独特的功能特性及对环境刺激的直接反应能力,可在形变后通过一定外界刺激(热光电等)实现形状回复,进而满足可控变形、变性的应用需求^[22-23]。NiTi 合金作为应用最广泛的形状记忆合金之一,具有优异的超弹性、形状记忆效应、优良的耐蚀性及耐磨性等特性,得到了国内外学者的深入研究。Saedi 等^[24]研究了 LPBF 制备的 NiTi 块体与孔隙率为 32%~58% 的简单立方(SC)点阵结构的超弹性,发现 NiTi 块体具有几乎完美的超弹性,在体温下变形 6% 后应变回复率为 5.65%,而孔隙率为 32%、45% 与 58% 的点阵结构,应变回复率分别为 3.5%、3.6% 和 2.7%。相对密度较高的结构具有优异的超弹性,这得益于构件较高的机械强度及紧密的相邻单胞连接度。Andani 等^[25-26]采用有限元模拟和实验方法研究了 NiTi 合金 BCC、BCCZ 及不同孔隙率的 SC 点阵结构的压缩行为,发现压缩循环后 NiTi 点阵结构的刚度和残余塑性应变在很大程度上取决于孔隙结构和孔隙率,当孔隙结构相同时,随着孔隙率的增大,弹性模量减小。当孔隙率增加到 58% 时,SC 结构的刚度可由块体的 69 GPa 降至 20.5 GPa。与 NiTi 块体相比,NiTi 点阵结构的弹性模量和密度更低,变形量大,且可通过设计孔的尺寸、形状和分布来调节 NiTi 点阵结构的机械性能^[27-28]。NiTi 点阵结构独特的性能使其在航空航天领域具有广泛的应用,而对航空航天构件而言,减重是永恒不变的主题,但目前如何进一步提升 NiTi 点阵结构的轻量化设计尚不明晰。

本文结合体心四方点阵结构的高承载能力与 NiTi 合金的优异超弹性和形状记忆效应,为进一步对结构减重以实现轻量化目的,提出体心四方中空点阵

结构,保持支杆外径恒定,对支杆内部进行中空设计以达到减重目的,改变内径大小实现质量系数差异。并以 NiTi 预合金粉末为原材料,通过 LPBF 技术制备体心四方中空点阵结构构件。分析构件的成形质量、物相组成及显微组织,采用数值模拟方法预测点阵结构压缩性能,并揭示质量系数对点阵结构压缩性能的作用机制,研究质量系数对点阵结构力学性能与形状记忆效应的影响规律。

2 实验方法

2.1 体心四方中空点阵结构设计

本文设计的体心四方中空点阵结构单胞如图 1(a)所示。外径 $D_1 = 2$ mm,通过改变支杆内径 D_2 ,设计了 D_2 分别为 1.2, 0.8, 0.4, 0 mm 的体心四方中空点阵结构[图 1(a)~(d)],支杆外径 D_1 及内径 D_2 与椭圆顶面外长轴 D 及内长轴 d 的关系为

$$D_1 = \frac{\sqrt{3}D}{2}, \quad (1)$$

$$D_2 = \frac{\sqrt{3}d}{2}. \quad (2)$$

四种结构的其余结构参数为:支杆倾斜角 $\alpha = 60^\circ$,单胞高度 $H = 7$ mm,数量 $M = 5 \times 5 \times 3$ 。定义结构质量系数 $\bar{\rho}$ (空心杆点阵结构质量 m_h 与实心杆点阵结构质量 m_s 之比)以定量描述结构轻量化特点:

$$\bar{\rho} = \frac{m_h}{m_s}. \quad (3)$$

支杆内径 D_2 分别为 1.2, 0.8, 0.4, 0 mm 的点阵结构的质量系数分别为 50%、75%、93% 和 100%,并将相对应的结构分别命名为 BCT-50、BCT-75、BCT-93 及 BCT-100。

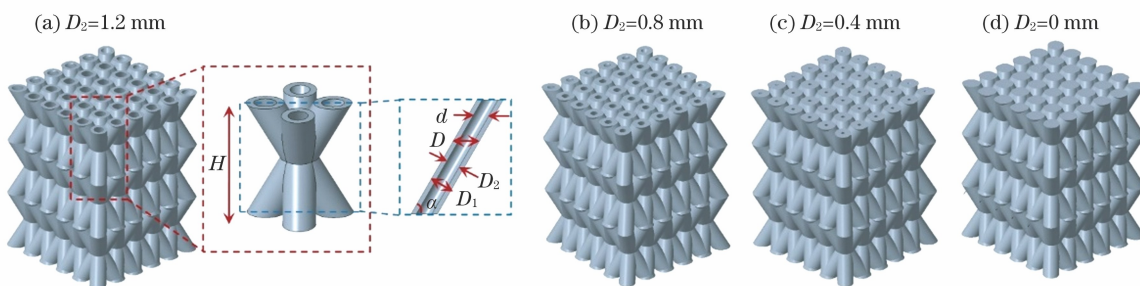


图 1 体心四方中空点阵结构的设计

Fig. 1 Design of body-centered tetragonal hollow lattice structure

2.2 实验材料和 LPBF 成形

本文使用气雾化工艺制备的 NiTi 预合金粉末如图 2(a)所示,其中 SEM 表示扫描电镜。粒径为 15~53 μm ,粉末成分如表 1 所示。构件由南京航空航天大学自主研发的 LPBF 设备进行制备,该设备由 YLR-500 光纤激光器(最大功率为 500 W,光斑尺寸为 70 μm)、自动铺粉系统、氩气保护系统和计算机控制系统组成^[29]。

在加工前,为了避免加工过程中发生氧化反应,向成形腔内持续通入氩气,以确保内部氧含量(体积分数)低于 10^{-4} 。成形采用优化的工艺参数,即激光功率 250 W、扫描速度 1200 mm/s、层厚 30 μm 、扫描间距 60 μm ;采用棋盘+层间旋转的扫描策略,棋盘格的边长为 5 mm,相邻层间的旋转角度为 37° ^[30],如图 2(c)所示。最终成形的 NiTi 点阵结构构件如图 2(d)所示。

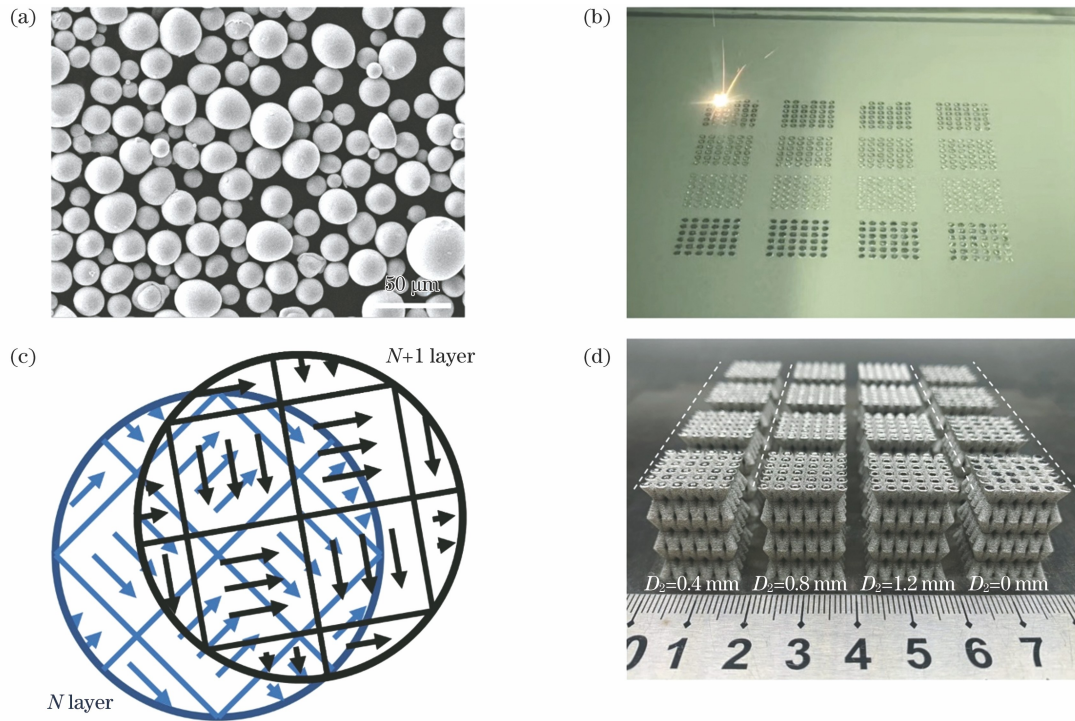


图 2 NiTi 预合金粉末形貌及点阵结构的 LPBF 成形。(a)NiTi 预合金粉末的 SEM 形貌图;(b)LPBF 成形过程;(c)扫描策略;(d)成形构件

Fig. 2 Morphology of NiTi pre-alloyed powder and LPBF forming of lattice structure. (a) SEM image of NiTi pre-alloyed powder; (b) LPBF forming process; (c) scanning strategy; (d) as-fabricated components

表 1 NiTi 预合金粉末成分
Table 1 Compositions of NiTi pre-alloyed powder

Element	Ni	N	C	O	Ti
Mass fraction / %	55.5500	0.0018	0.0080	0.0519	Bal.

2.3 LPBF 制备点阵结构的微观结构、压缩性能及形状记忆效应表征

采用 JSM-6360LV 型扫描电子显微镜观察 LPBF 成形 BCT-100、BCT-93、BCT-75 及 BCT-50 试样的表面形貌及显微组织。为表征构件的成形精度,采用 PS 软件测量 SEM 拍摄的支杆椭圆顶面外长轴 D 与内长轴 d 的长度,而后通过式(1)与式(2)计算获得杆件实际外径 D_1 与内径 D_2 的尺寸。由于 NiTi 合金的物相组成及相变行为主要受粉末成分、激光工艺参数及后处理等因素影响^[31],本文四个点阵结构除内径不同外其他条件均相同,故以 BCT-100 为例研究其物相组成及相变行为。采用 HITACHI SU8010 差示扫描量热仪(DSC)表征 BCT-100 的相转变行为,温度范围为 $-40\sim 100\text{ }^\circ\text{C}$,升/降温速率为 $10\text{ }^\circ\text{C}/\text{min}$ 。使用 Bruker D8 Advance 型 X 射线衍射仪(XRD)在 $35^\circ\sim 85^\circ$ 的角度内以连续扫描模式来确定 BCT-100 的物相组成。

采用 CMT5205 万能试验机进行单轴准静态极限压缩实验及压缩循环实验,加载速率均为 $1\text{ mm}/\text{min}$ 。

在压缩过程中,构件的变形率 ε 定义为压缩变形量与构件原始高度的比值:

$$\varepsilon = \frac{x}{3H}, \quad (4)$$

式中: x 代表压缩变形量。

在极限压缩实验中,结构能量吸收的能力可由载荷-位移曲线的积分面积确定:

$$E_A(l) = \int_0^l F(x) dx, \quad (5)$$

式中: $E_A(l)$ 为结构的吸能量; $F(x)$ 为瞬时压缩载荷; l 为总压缩位移。

比吸能量(SEA)指单位质量的结构所吸收的能量,可定义为

$$S_{EA}(l) = \frac{E_A(l)}{m}, \quad (6)$$

式中: $S_{EA}(l)$ 为结构的比吸能量; m 为结构的质量。

基于单轴准静态极限压缩实验的载荷-变形率曲线,以马氏体脱孪晶基本完成且构件未产生明显塑性变形^[25]为原则确定压缩循环实验载荷,故 BCT-100、BCT-93、BCT-75 及 BCT-50 四种结构的压缩循环极限载荷分别为 80, 60, 40, 20 kN。每个试样进行五个周次的压缩循环,在室温下加载至指定的载荷,然后卸载至 0 kN,再将构件加热至奥氏体相变结束温度(A_f)以上,最后将构件冷却至室温,以进行下一次压缩循环。

2.4 点阵结构的有限元仿真和边界条件

采用 ANSYS LS-DYNA 有限元软件预测结构在压缩载荷下的变形行为及断裂位置。在模拟过程中,平行于点阵结构 XY 面的上下刚性板分别与结构的顶部和底部重合。为平衡模拟精度与计算时间,上下刚性板和点阵结构的网格尺寸分别设定为 0.5 mm 和

0.3 mm[图 3(a)]。刚性板与结构间设置为表面与表面接触,摩擦系数为 0.2,点阵结构杆件之间的摩擦系数也设置为 0.2^[28]。对上刚性板沿-Z 方向进行加载,速度设定为 1 mm/min,下刚性板固定。结合参考文献[32]和 NiTi 合金单轴拉伸应力-应变曲线[图 3(b)],本模型中设定的 NiTi 合金构件材料参数如表 2 所示。

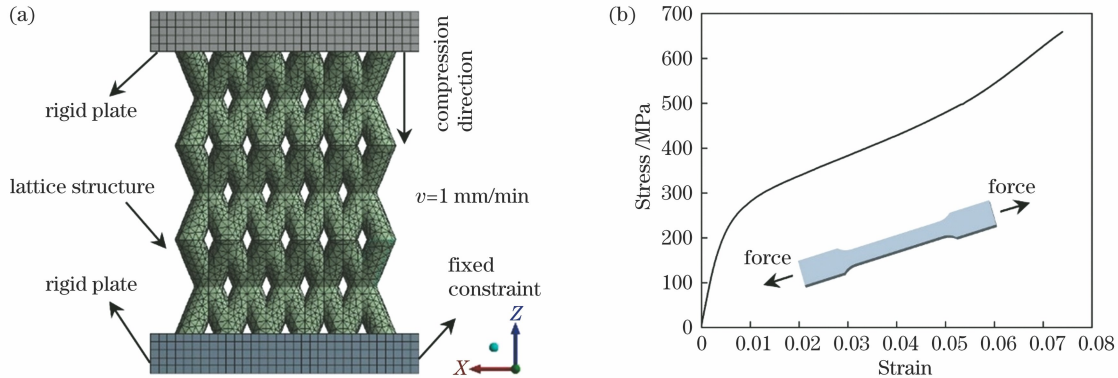


图 3 有限元模拟及单轴拉伸曲线。(a)网格划分和边界条件;(b)NiTi 合金单轴拉伸应力-应变曲线,插图为 LPBF 制成的拉伸件
Fig. 3 Finite element simulation and uniaxial tensile curve. (a) Meshing and boundary conditions; (b) uniaxial tensile stress-strain curve with LPBF processed tensile sample shown in inset

表 2 LPBF 制备的 NiTi 实体构件的材料力学参数

Table 2 Material mechanical parameters of NiTi solid components prepared by LPBF

Parameter	Poisson's ratio ν	Elastic modulus E /GPa	Density ρ /($\text{g}\cdot\text{mm}^{-3}$)	Yield stress σ_s /MPa	Tangent modulus G /GPa
Value	0.33	44.27	6.50	273.42	5.11

3 结果与讨论

3.1 LPBF 制备点阵结构的工艺成形性

图 4(a)~(d)为 LPBF 成形不同质量系数点阵结构支杆的上表面形貌。可以看出,LPBF 成形点阵结构的成形精度高,但构件的内孔及支杆外表面存在不同程度的粘粉现象。图 4(e)为结构外径与内径的计算值,其中点划线对应外径设计尺寸,划线对应内径设计尺寸。可见,四个结构的外径计算值 D_1 均低于 2 mm 的设计尺寸,尺寸偏差分别为 -1.35%、-0.60%、-2.45% 及 -1.07%,均在 -3% 以内;BCT-93、BCT-75 及 BCT-50 结构内径的计算值 D_2 均高于设计尺寸,分别为 0.45,0.86,1.28 mm,与 0.4,0.8,1.2 mm 的设计值相比,尺寸偏差分别为 12.50%、7.5% 以及 3.75%,这与成形过程中高能激光束与粉末交互作用形成的动态熔池在快速凝固过程中产生的收缩有关。图 4(f)为四个结构的高度测量值,可见四个结构的测量值相近且均略小于设计值,分别为 20.45,20.46,20.44,20.45 mm,与 21.00 mm 的设计高度相比,偏差在 2.67% 以内。原因是在成形前未在构件底部添加支撑,故在线切割过程中,试样底部被部分切除。杆件内孔与外表面粘粉现象的出现是由于当激光扫描结构轮廓时,高温熔池的部分热量传递到边缘粉末中,使其发生部分熔化并附着在支杆边

缘^[18,33-34]。此外,在斜杆成形过程中存在悬垂面,悬垂面下方为粉床而非已成形实体,熔融金属液体在毛细力及重力的共同作用下进入粉床^[35],与未熔粉末发生黏结,凝固后形成粘粉现象。除粘粉现象外,台阶效应也是影响 LPBF 成形点阵结构表面质量的重要因素^[36],其形成示意图如图 4(g)所示。台阶效应的存在使支杆表面出现水平的条状隆起,增加了构件表面的粗糙度,对应于图 4(h)中支杆边缘的锯齿状凸起。由 BCT-50 点阵结构的支杆剖面图可知,杆件内部致密化程度高,未发现裂纹及不规则大尺寸孔洞等缺陷。

3.2 点阵结构的相变行为及微观组织

图 5(a)为 LPBF 成形 BCT-100 结构的 X 射线衍射(XRD)图谱,可见 NiTi 构件存在三个奥氏体(B2)相主峰,对应的晶面指数分别为(110)、(200)和(211),其中(110)衍射峰的强度最大。此外还存在马氏体相(B19')的弱峰,对应的晶面指数为(020)与(012),表明在室温下构件主要由奥氏体相和马氏体相组成,其中奥氏体相占据主导地位。LPBF 成形 BCT-100 结构的 DSC 曲线如图 5(b)所示,其中 M_f 为马氏体相变结束温度, A_s 为奥氏体相变开始温度。在降温 and 升温曲线中均只存在一个转变峰,表明转变过程中未出现中间菱形相-R 相,仅存在奥氏体与马氏体的相互转变。可以看出,马氏体相变开始温度(M_s)和奥氏体相变结束温度(A_f)分别为 11.02 °C 和 33.72 °C,构件在室温

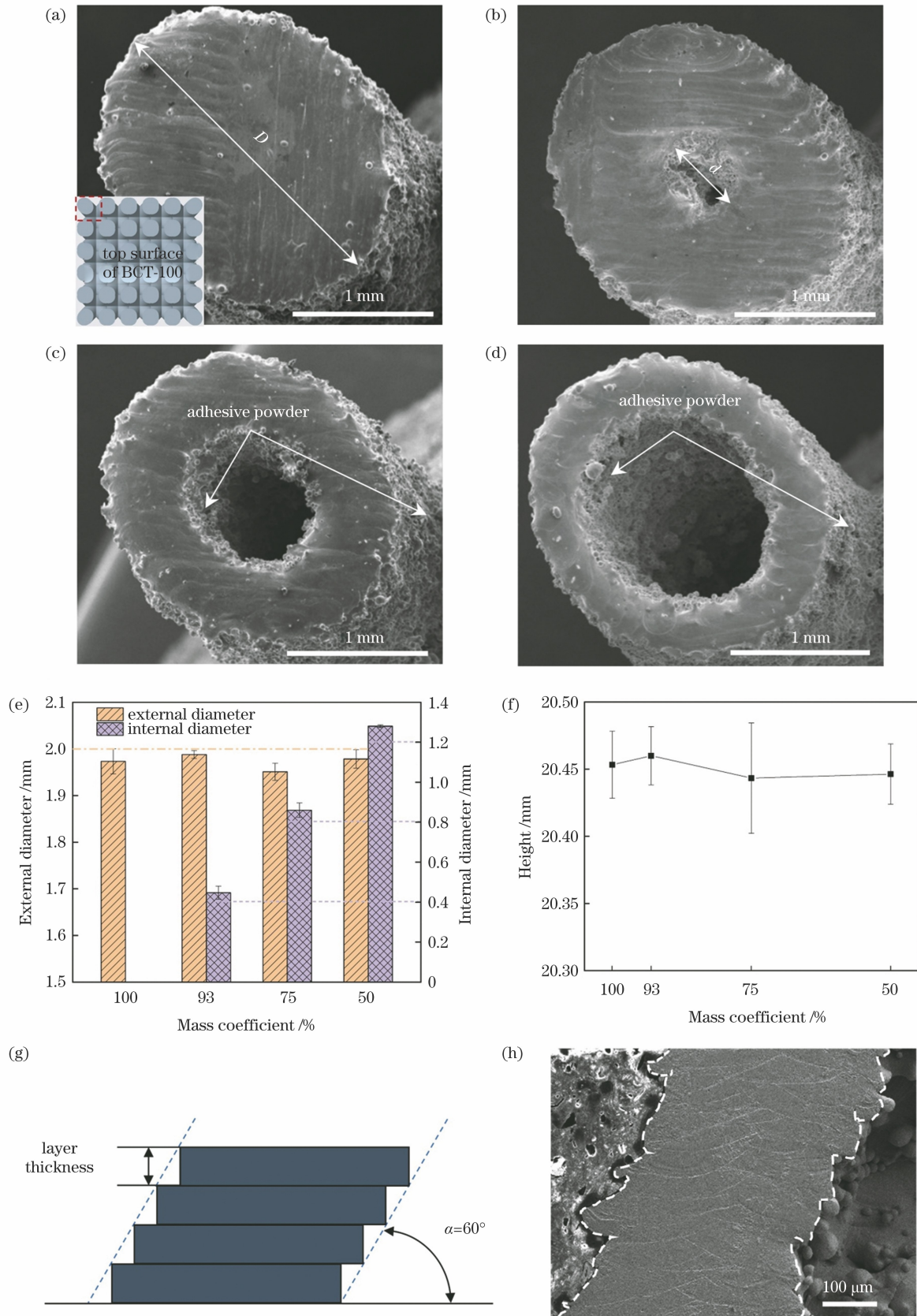


图 4 LPBF 制造点阵结构的成形质量。(a)BCT-100、(b)BCT-93、(c)BCT-75 与 (d)BCT-50 结构的顶部形貌；(e)四个点阵结构的外径与内径测量值；(f)四个点阵结构的高度测量值；(g)阶梯效应示意图；(h)BCT-50 支杆的剖面形貌
 Fig. 4 Forming quality of lattice structure fabricated by LPBF. Top view morphologies of (a) BCT-100, (b) BCT-93, (c) BCT-75, and (d) BCT-50; (e) measured external and internal diameter values of four lattice structures; (f) measured height values of four lattice structures; (g) schematic of staircase effect; (h) cross-sectional morphology of BCT-50 strut

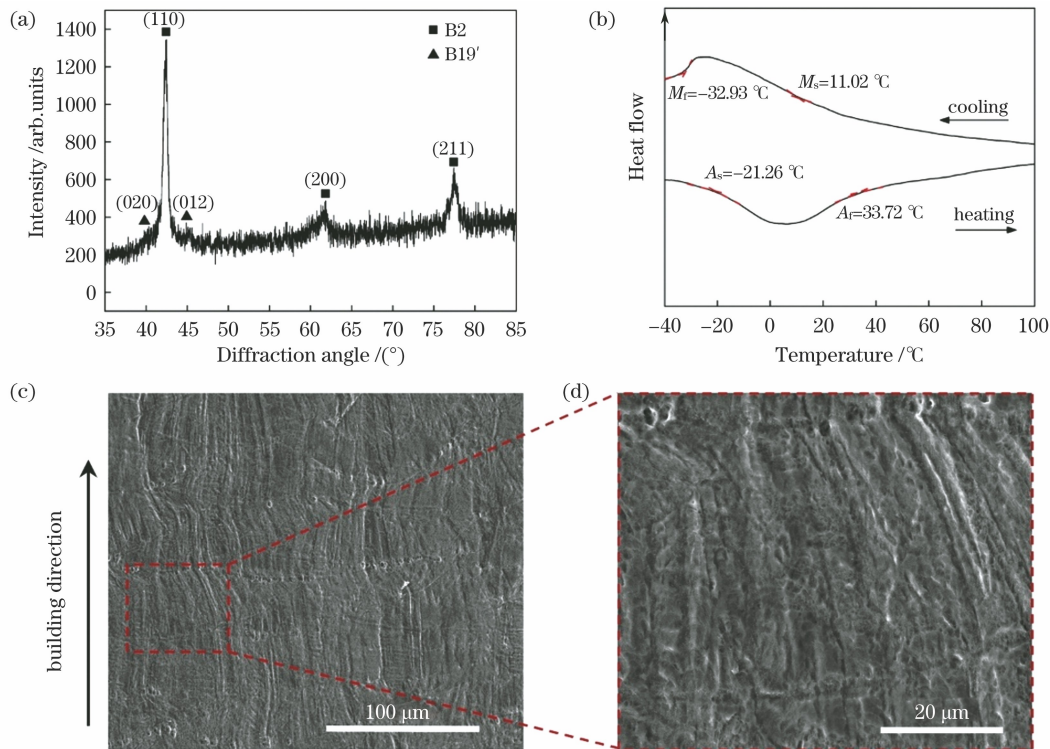


图 5 BCT-100 的物相组成、相变行为及显微组织。(a)XRD 衍射图谱;(b)试样 DSC 曲线;(c)熔池的低倍 SEM 图;(d)单个熔池的高倍 SEM 图

Fig. 5 Phase composition, phase transition behavior and microstructure of BCT-100. (a) XRD pattern; (b) DSC curves of sample; (c) low-magnification SEM image of molten pool; (d) high-magnification SEM image of single molten pool

下的物相主要为奥氏体相, LPBF 加工过程中快速凝固产生的热应力诱导部分奥氏体相转变为马氏体相是产生马氏体相的主要原因^[37]。图 5(c)为 BCT-100 杆件中部的显微组织, 图 5(d)为内部单个熔池的高倍 SEM 图。可以看出, 晶粒贯穿多个熔池, 呈外延生长。在 LPBF 加工过程中, 由于逐层加工的特性, 平行于成形方向的温度梯度最大, 晶粒沿温度梯度最大的方向生长, 故在构件中形成平行于成形方向的织构^[38]。

3.3 点阵结构的有限元模拟及压缩断裂行为

图 6(a)为有限元模拟载荷-变形率曲线, 图 6(b)为 BCT-100、BCT-93、BCT-75 及 BCT-50 在 0.15 与 0.30 的变形率下的应力分布和变形特征。由应力云图可知, 当变形率为 0.15 时, 构件中应力分布不均但未发生破坏, 在此阶段材料内部发生应力诱导马氏体相变、马氏体择优取向重排及位错滑移。当达到 0.30 的变形率时, 四个结构均发生横向膨胀并在应力最集中位置(即节点处)产生裂纹。节点处首先发生破坏的原因在于, 支杆节点位置面积最小, 应力最为集中, 应力值最高; 而相邻层单胞连结处面积较大, 用于承载的材料更多, 故应力值最低。BCT-100 和 BCT-93 断裂起源于下层支杆节点处, 而 BCT-75 与 BCT-50 在上层支杆节点处开始断裂。断裂位置出现差异的原因在于, 在 LPBF 加热和冷却过程中, 支杆节点位置的残余应力难以释放, 故应力倾向于在此处累积, 更易形成马氏体相^[39], 而奥氏体相与马氏体相晶体结构不同, 分

别对应 CsCl 型结构与莫来石结构, 导致其力学性能存在差异, 通常奥氏体相刚度更高, 而马氏体相脆性更大^[40]。杆径内孔增大使得残余应力累积加剧, 马氏体相含量增多, 故 BCT-75 和 BCT-50 从上层单胞支杆节点处开始被破坏; 而 BCT-93 的内孔较小, 节点处马氏体相较少, 结构塑性更好, 断裂模式与实心杆相近, 故断裂源于下层支杆节点。在断裂发生后, 在原破坏位置应力更集中, 故裂纹沿原位置进一步扩展。

图 7(a)为四种结构的实验压缩载荷-变形率曲线, 由于 NiTi 合金在加载过程中会发生相变, 故压缩变形过程中每条曲线均分为五个阶段: 1) 奥氏体相弹性变形阶段; 2) 载荷诱导奥氏体相转变为马氏体相阶段; 3) 马氏体相弹性变形阶段; 4) 马氏体相塑性变形阶段; 5) 断裂与失效阶段。以 BCT-100 为例, 当变形率小于 0.012 时, 试样中的奥氏体相发生弹性变形, 载荷与变形之间呈线性关系。随变形的增加, 载荷诱导奥氏体相转变为马氏体相, 此阶段载荷量增大的速度减缓^[41], 直至变形率达 0.076 时相变结束。当变形率为 0.076~0.133 时, 马氏体相发生弹性变形; 而后当变形进一步增大, 马氏体相发生塑性变形, 产生位错与滑移, 结构继续承载, 且作用在结构上的载荷量随变形的增加而缓慢增加, 直至变形率为 0.22 时, 结构承受载荷达到最高值, 为 191.73 kN。随后构件内部产生裂纹, 进入断裂失效阶段, 单胞开始发生破坏, 点阵结构承载能力迅速下降。其余三个结构的变形过程与

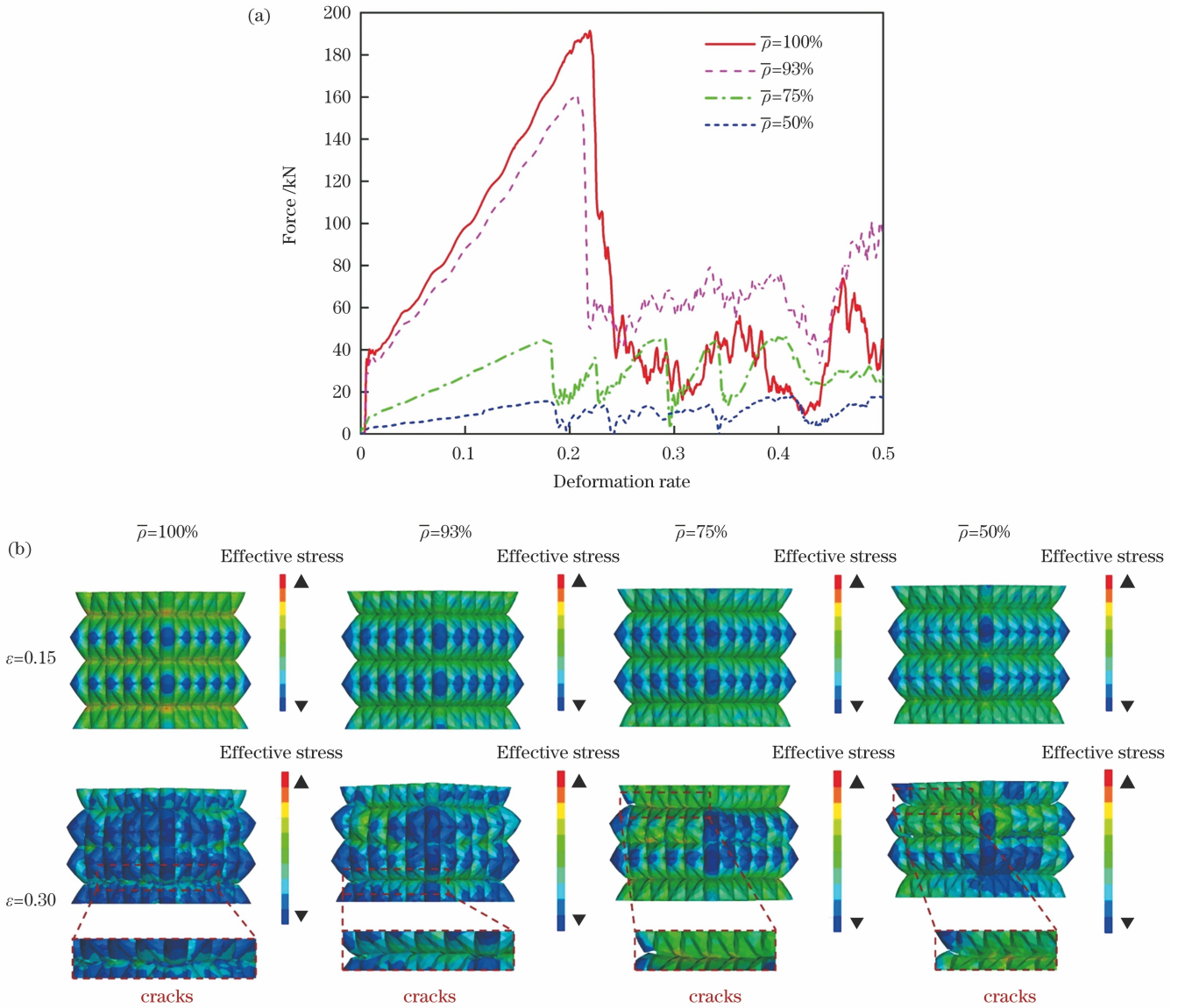


图 6 点阵结构的有限元模拟结果。(a)压缩载荷-变形率曲线;(b)BCT-100、BCT-93、BCT-75 及 BCT-50 在 0.15 与 0.30 变形率下的应力分布和变形特征

Fig. 6 Finite element simulation results of lattice structures. (a) Compression force-deformation rate curves; (b) stress distributions and deformation characteristics of BCT-100, BCT-93, BCT-75, and BCT-50 under deformation rates of 0.15 and 0.30

BCT-100 相同,但承载及变形能力存在差异。图 7(b) 为四种结构的第一最大压缩载荷及对应的压缩变形率,即试样发生破坏前的最大载荷与破坏发生时的变形率。可见,随着结构质量系数的不断减小,第一最大压缩载荷逐渐降低。当结构质量系数为 100% (BCT-100) 时,第一最大压缩载荷为 191.73 kN,对应的变形率为 0.22;当结构质量系数逐步降低至 93% (BCT-93) 和 75% (BCT-75) 时,第一最大压缩载荷分别为 156.93 kN 和 89.80 kN,对应的压缩变形率分别为 0.22 与 0.21。相比于 BCT-100,第一最大压缩载荷分别降低了 18.15% 和 53.16%,但压缩变形能力并未减弱;当结构质量系数进一步降低至 50% (BCT-50) 时,第一最大压缩载荷和对应的压缩变形率均大幅降低,分别为 35.43 kN 和 0.14。表明在非主承载构件中,可对点阵结构杆件进行空心设计,实现结构质量降低

25% 的同时而不减弱构件的变形能力,但进一步降低结构质量系数会减弱其承载和变形能力。

不同结构压缩性能的差异源于结构质量系数与抗弯性能的差异。结构质量系数越高,抵抗变形的材料越多,承载能力越好。本研究中体心四方点阵结构是一种弯曲主导型结构^[42],故引入抗弯截面系数表征结构的抗弯性能。实心杆的抗弯截面系数^[43]为

$$W_s = \frac{\pi D_1^3}{32}, \quad (7)$$

式中: W_s 为实心杆的抗弯截面系数。

空心杆的抗弯截面系数为

$$W_h = \frac{\pi D_1^3}{32} \left[1 - \left(\frac{D_2}{D_1} \right)^4 \right], \quad (8)$$

式中: W_h 为空心杆的抗弯截面系数。根据式(7)与式(8), BCT-100、BCT-93、BCT-75 与 BCT-50 的抗弯截

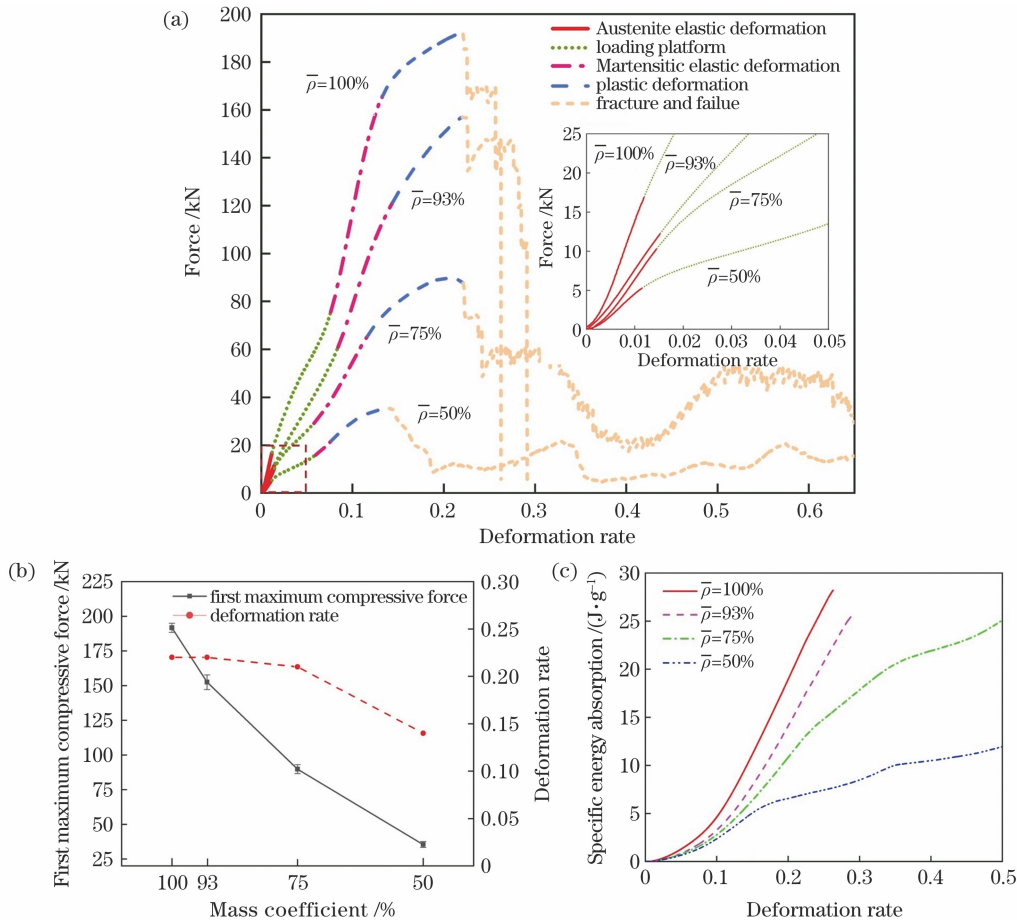


图 7 LPBF 成形点阵结构的压缩破坏实验结果。(a) 压缩载荷-变形率曲线; (b) 第一最大压缩载荷及对应的压缩变形率; (c) 比吸能量曲线

Fig. 7 Results of compression failure test of LPBF fabricated lattice structures. (a) Compression force-deformation rate curves; (b) first maximum compressive force and its corresponding compressive deformation rate; (c) specific energy absorption curves

面系数分别为 0.785、0.779、0.735 与 0.615。当杆件外径相同时,实心杆的抗弯截面系数最大,即构件的弯曲强度最高,抗弯性能最好,故承载能力最好;随着空心杆内径的增大,杆件抗弯截面系数降低,抗弯性能减弱。

对比有限元模拟与实验压缩载荷-变形率曲线,可见两者具有相似的变化趋势,均存在弹性变形阶段、塑性变形阶段以及断裂与失效阶段,因此有限元模拟结果可靠性较高。模拟所得 BCT-100 与 BCT-93 的第一峰值载荷及对应的压缩变形率与实验结果相近,而 BCT-75 及 BCT-50 的第一峰值载荷低于实验结果。此外,BCT-50 构件在模拟与实验中发生断裂时的变形率也存在差异,分别为 0.18 及 0.14。这是由于有限元模拟是基于设计模型的,在实际制造过程中存在粘粉、裂纹等缺陷,杆件成形尺寸与设计尺寸产生偏差;此外,有限元模型基于材料属性各向同性假设,而 LPBF 过程中快速熔化和冷却凝固使构件中存在残余应力,对构件的承载能力及变形行为产生影响^[19],故实验压缩曲线与模拟结果存在偏差。

图 7(c) 为不同结构的比吸能量曲线,压缩初期四种结构的比吸能量均随压缩变形率的增加而平稳增

加,当结构发生破坏时增加速率减缓,此时 BCT-100、BCT-93、BCT-75 及 BCT-50 的比吸能量分别为 22.25、16.97、12.47、4.54 J/g。结构首次发生破坏时的比吸能量随质量系数的增加而升高的原因在于,质量系数高的点阵结构承载更强,抗变形能力更好,在初始阶段可吸收更多能量^[44]。

图 8 为 BCT-100、BCT-93、BCT-75 与 BCT-50 构件在不同变形率下压缩变形的动态过程。断裂前,四种结构均表现出均匀变形。随着压缩变形率的增加,四种结构在水平方向出现压溃现象,且断裂发生于结构支杆节点位置。在结构产生压溃现象后,压缩变形率的进一步增加使结构在已断裂位置继续发生破坏,而其他区域未观察到明显破坏现象。在压缩过程中,节点位置应力更集中;此外,孔洞或未熔颗粒等倾向于在节点处形成,导致破坏多起源于节点处。当构件出现明显断裂破坏后,在杆件的破坏处引入了裂纹等缺陷,且应力集中位置并未发生改变,两者协同促进构件在原断裂位置进一步破坏。实验压缩断裂位置与有限元模拟结果匹配,进一步验证了有限元模拟的可靠性。

3.4 点阵结构的形状记忆效应

图 9(a)~(d) 为 LPBF 成形的 BCT-100、BCT-93、

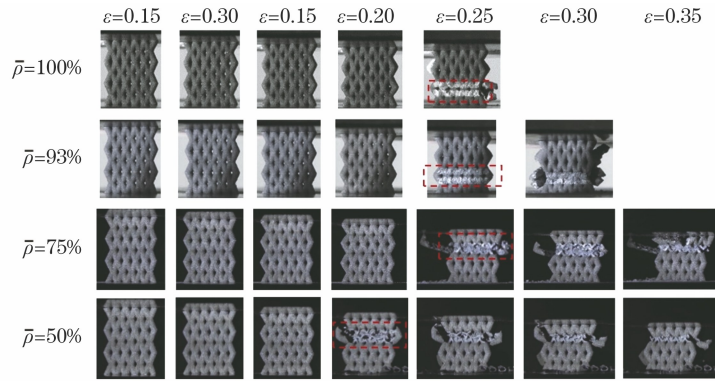


图 8 不同质量系数的点阵结构在不同变形率下的压缩变形动态过程

Fig. 8 Dynamic process of lattice structures with different mass coefficients under different deformation rates during compression

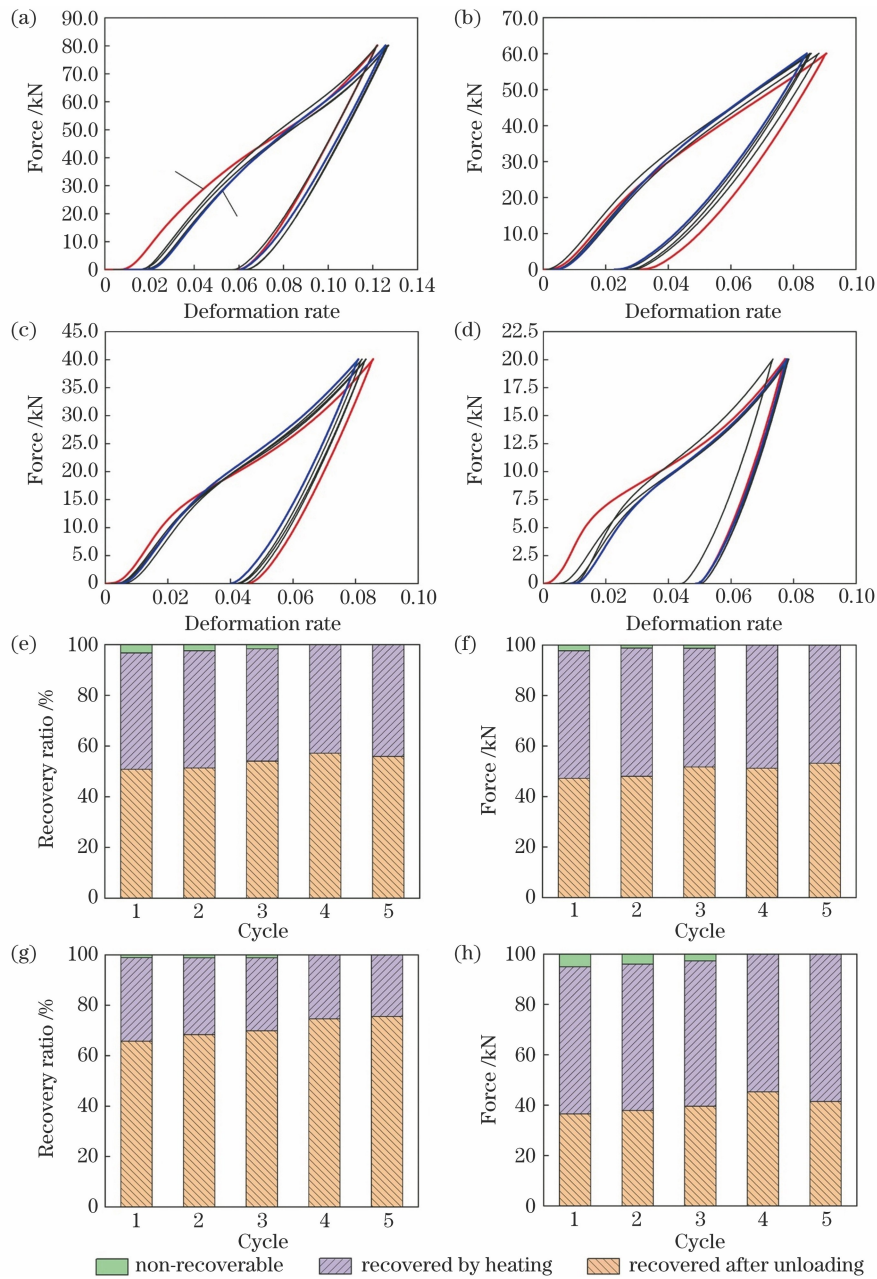


图 9 点阵结构压缩循环实验曲线及回复率。(a)BCT-100、(b)BCT-93、(c)BCT-75 与 (d)BCT-50 的五次压缩循环载荷-变形率曲线；(e)BCT-100、(f)BCT-93、(g)BCT-75 与 (h)BCT-50 的卸载回复变形率、加热回复变形率以及不可回复变形率

Fig. 9 Compression cycle experimental curves and recovery rates of lattice structures. Force-deformation rate curves of (a) BCT-100, (b) BCT-93, (c) BCT-75, and (d) BCT-50 in five compression cycles; deformation rates recovered after unloading, deformation rates recovered by heating, and irreversible deformation rates of (e) BCT-100, (f) BCT-93, (g) BCT-75, and (h) BCT-50

BCT-75、BCT-50 构件的五次压缩循环曲线。可以看出,所有结构均展现出典型的 NiTi 循环行为,曲线中的平台区域代表奥氏体到马氏体的相变以及马氏体脱孪晶过程^[45]。图 9(e)~(h)为四个构件五次循环的卸载回复变形率、加热回复变形率和不可回复变形率。所有结构在前三个循环中均存在可回复和不可回复变形,而在后两个周期中仅存在可回复变形。随着循环周次的增加,四种结构的不可回复变形率逐渐降低,卸载回复变形率逐渐升高,而加热回复变形率逐渐降低。由图 9(e)、(f)可知,BCT-100 和 BCT-93 构件在前两个循环中的卸载回复变形率低于 50%,通过加热回复的变形所占比例更大。随着循环次数的增加,通过卸载回复的变形比例提升到 50%以上。而图 9(g)表明,BCT-75 在每个循环中通过卸载回复的变形率均超过 60%,并且不可回复的变形所占比例最小。对于 BCT-50,通过卸载回复的变形比例最低,而通过加热回复的变形占比最大,不可回复的变形率最高。在第一个循环中,BCT-75 的可回复变形率(卸载回复变形率与加热回复变形率之和)最高,可达 98.92%,BCT-93 及 BCT-100 稍低,分别为 97.71%与 96.77%,BCT-50 最低,为 94.94%,表明 BCT-75 的形状记忆最好,BCT-93 与 BCT-100 次之,BCT-50 最差。

不可回复变形的累积与循环加载过程中微观缺陷、塑性变形及残余马氏体的产生有关^[45-46]。四种结构均在第一个循环中有最高的不可回复变形率,可归因于在压缩加载前,结构中晶粒取向较为随机,在第一次加卸载过程中更易在材料内部产生位错滑移和不可逆马氏体孪晶^[47]。所有结构在后两个循环中可实现完全回复,表明随着循环周次的增加,结构杆件中沿受力方向的形变取向织构逐渐增强,同时累积的位错和不可逆马氏体孪晶提升了材料抵抗塑性变形的能力,故结构的形状记忆效应逐渐稳定。质量系数较高($\geq 75\%$)时,点阵结构的形状记忆效应更优异,这得益于结构较高的机械强度及相邻单胞间良好的连接度。与先前研究^[25-26]中相对密度越高的点阵结构形状记忆效应越好的结果不同,本研究中 BCT-75 回复变形率最高,而非 BCT-100 与 BCT-93,原因在于本文对杆件的空心设计使结构在压缩过程中具有更大的变形空间,在压缩时更易产生弹性屈曲和屈服的过渡过程^[48],不可回复塑性变形较少。前三个循环中 BCT-50 的不可回复变形率均最高,形状记忆效应最差,这归因于质量系数降低 50%会大幅降低结构强度,在较小变形下结构即发生破坏,更易出现位错滑移进而产生不可逆塑性变形。因此,合理设计中空杆内径可在保证形状记忆效应的同时提升构件轻量化。

4 结 论

采用 LPBF 技术制备了质量系数分别为 100%、93%、75%和 50%的 NiTi 体心四方中空点阵结构,研

究了结构的成形精度和显微组织,分析了质量系数对构件压缩性能的影响规律,揭示了质量系数对 NiTi 点阵结构形状记忆效应水平的影响机制。具体结论如下。

1) LPBF 制备的点阵结构成形质量较好,但构件尺寸受凝固收缩、粘粉现象及台阶效应的影响而存在偏差,其中结构 BCT-93 具有 12.50%的最大尺寸偏差。

2) BCT-100 构件的 M_s 和 A_f 分别为 11.02 °C 和 33.72 °C,室温下构件主要由 B2 相与 B19'相组成,且 B2 相占据主导地位,B19'相的出现与 LPBF 加工过程中快速凝固产生的热应力诱导部分 B2 相相变有关。

3) BCT-100、BCT-93、BCT-75 与 BCT-50 结构的实验压缩载荷-变形率曲线均分为五个阶段:即奥氏体相弹性变形阶段、载荷诱导奥氏体相转变为马氏体相阶段、马氏体相弹性变形阶段、马氏体相塑性变形阶段及断裂与失效阶段。BCT-100 的压缩性能最好,第一最大压缩载荷可达 191.83 kN,对应的变形率为 0.22;当质量系数降低至 75%(即 BCT-75)时,结构的第一最大压缩载荷为 89.80 kN,构件承载能力下降 53.16%,但压缩变形能力并未减弱,变形率仍可达 0.21;而当质量系数进一步降低至 50%(BCT-50)时,第一最大压缩载荷与变形率分别降低了 81.52%与 36.36%,为 35.43 kN 和 0.14。

4) LPBF 成形的点阵结构均具有较好的形状记忆效应。在第一个循环中,BCT-75 形状记忆效应最好,回复变形率最高,可达 98.92%;BCT-93 与 BCT-100 稍低,分别为 97.71%与 96.77%;BCT-50 的形状记忆效应最差,回复变形率最低,为 94.94%。在最后两个循环中,所有构件均可实现完全回复。

参 考 文 献

- [1] Zhang L, Song B, Fu J J, et al. Topology-optimized lattice structures with simultaneously high stiffness and light weight fabricated by selective laser melting: design, manufacturing and characterization[J]. *Journal of Manufacturing Processes*, 2020, 56: 1166-1177.
- [2] Xiao Z F, Yang Y Q, Xiao R, et al. Evaluation of topology-optimized lattice structures manufactured via selective laser melting[J]. *Materials & Design*, 2018, 143: 27-37.
- [3] Yin S, Chen H Y, Wu Y B, et al. Introducing composite lattice core sandwich structure as an alternative proposal for engine hood[J]. *Composite Structures*, 2018, 201: 131-140.
- [4] Wasono R S, Wahab D A, Azman A H. Additive manufacturing for repair and restoration in remanufacturing: an overview from object design and systems perspectives[J]. *Processes*, 2019, 7 (11): 802.
- [5] Wong K K, Leong K C. Saturated pool boiling enhancement using porous lattice structures produced by Selective Laser Melting[J]. *International Journal of Heat and Mass Transfer*, 2018, 121: 46-63.
- [6] Seharing A, Azman A H, Abdullah S. A review on integration of lightweight gradient lattice structures in additive manufacturing parts[J]. *Advances in Mechanical Engineering*, 2020, 12(6): 1-21.

- [7] Choy S Y, Sun C N, Leong K F, et al. Compressive properties of functionally graded lattice structures manufactured by selective laser melting[J]. *Materials & Design*, 2017, 131: 112-120.
- [8] 柏龙, 熊飞, 陈晓红, 等. SLM 制备的 Ti6Al4V 轻质点阵结构多目标结构优化设计研究[J]. *机械工程学报*, 2018, 54(5): 156-165.
Bai L, Xiong F, Chen X H, et al. Multi-objective structural optimization design of Ti6Al4V lattice structure formed by SLM[J]. *Journal of Mechanical Engineering*, 2018, 54(5): 156-165.
- [9] 杨永强, 王迪, 吴伟辉. 金属零件选区激光熔化直接成型技术研究进展[J]. *中国激光*, 2011, 38(6): 0601007.
Yang Y Q, Wang D, Wu W H. Research progress of direct manufacturing of metal parts by selective laser melting[J]. *Chinese Journal of Lasers*, 2011, 38(6): 0601007.
- [10] 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.
- [11] 王华明, 张述泉, 王向明. 大型钛合金结构件激光直接制造的进展与挑战(邀请论文)[J]. *中国激光*, 2009, 36(12): 3204-3209.
Wang H M, Zhang S Q, Wang X M. Progress and challenges of laser direct manufacturing of large titanium structural components(invited paper)[J]. *Chinese Journal of Lasers*, 2009, 36(12): 3204-3209.
- [12] 李时春, 莫彬, 肖罡, 等. 金属材料的激光增材制造微观组织结构特征及其影响因素[J]. *激光与光电子学进展*, 2021, 58(1): 0100007.
Li S C, Mo B, Xiao G, et al. Microstructure characteristics and their influence factors during laser additive manufacturing of metal materials[J]. *Laser & Optoelectronics Progress*, 2021, 58(1): 0100007.
- [13] Gu D D, Shi X Y, Poprawe R, et al. Material-structure-performance integrated laser-metal additive manufacturing[J]. *Science*, 2021, 372(6545): eabg1487.
- [14] 张家莲, 李发亮, 张海军. 选区激光熔化技术制备金属材料研究进展[J]. *激光与光电子学进展*, 2019, 56(10): 100003.
Zhang J L, Li F L, Zhang H J. Research progress on preparation of metallic materials by selective laser melting[J]. *Laser & Optoelectronics Progress*, 2019, 56(10): 100003.
- [15] Ding R C, Du B R, Yao J, et al. Mechanical properties and deformation behaviour of ARCH and BCT lattice structures manufactured by selective laser melting[J]. *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*, 2020, 727(1): 012001.
- [16] Crupi V, Kara E, Epasto G, et al. Static behavior of lattice structures produced via direct metal laser sintering technology[J]. *Materials & Design*, 2017, 135: 246-256.
- [17] Srivathsan S, Ravichander B B, Moghaddam N S, et al. Investigation of the strength of different porous lattice structures manufactured using selective laser melting[J]. *Proceedings of SPIE*, 2020, 11377: 113771B.
- [18] 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.
- [19] Bai L, Yi C Y, Chen X H, et al. Effective design of the graded strut of BCC lattice[J]. *Materials*, 2019, 12(13): 2192.
- [20] Azir M Z, Harun W W, Kadirgama K. A mechanical property evaluation of Ti6Al4V cellular lattice structures fabricated by selective laser melting[J]. *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*, 2020, 788(1): 012010.
- [21] Qiu C L, Yue S, Adkins N J E, et al. Influence of processing conditions on strut structure and compressive properties of cellular lattice structures fabricated by selective laser melting[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2015, 628: 188-197.
- [22] 宋波, 卓林蓉, 温银堂, 等. 4D 打印技术的现状与未来[J]. *电加工与模具*, 2018(6): 1-7, 30.
Song B, Zhuo L R, Wen Y T, et al. The status and future of 4D printing technology[J]. *Electromachining & Mould*, 2018(6): 1-7, 30.
- [23] 田小永, 王清瑞, 李涤尘, 等. 可控变形复合材料结构 4D 打印[J]. *航空制造技术*, 2019, 62(S1): 20-27.
Tian X Y, Wang Q R, Li D C, et al. Programmable morphing composite structures by 4D printing[J]. *Aeronautical Manufacturing Technology*, 2019, 62(S1): 20-27.
- [24] Saedi S, Saghaian S E, Jahadkabar A, et al. Shape memory response of porous NiTi shape memory alloys fabricated by selective laser melting[J]. *Journal of Materials Science. Materials in Medicine*, 2018, 29(4): 40.
- [25] Andani M T, Haberland C, Walker J M, et al. Achieving biocompatible stiffness in NiTi through additive manufacturing[J]. *Journal of Intelligent Material Systems and Structures*, 2016, 27(19): 2661-2671.
- [26] Andani M T, Saedi S, Turabi A S, et al. Mechanical and shape memory properties of porous Ni_{50.1}Ti_{49.9} alloys manufactured by selective laser melting[J]. *Journal of the Mechanical Behavior of Biomedical Materials*, 2017, 68: 224-231.
- [27] Zhao Y, Taya M, Kang Y S, et al. Compression behavior of porous NiTi shape memory alloy[J]. *Acta Materialia*, 2005, 53(2): 337-343.
- [28] Bansiddhi A, Sargeant T D, Stupp S I, et al. Porous NiTi for bone implants: a review[J]. *Acta Biomaterialia*, 2008, 4(4): 773-782.
- [29] Ma C L, Gu D D, Lin K J, et al. Selective laser melting additive manufacturing of cancer pagurus' s claw inspired bionic structures with high strength and toughness[J]. *Applied Surface Science*, 2019, 469: 647-656.
- [30] Dai D H, Gu D D, Zhang H, et al. Heat-induced molten pool boundary softening behavior and its effect on tensile properties of laser additive manufactured aluminum alloy[J]. *Vacuum*, 2018, 154: 341-350.
- [31] 胡泽华, 宋长辉, 刘林青, 等. 镍钛合金激光选区熔化成形技术研究进展[J]. *中国激光*, 2020, 47(12): 1202005.
Hu Z H, Song C H, Liu L Q, et al. Research progress of selective laser melting of nitinol[J]. *Chinese Journal of Lasers*, 2020, 47(12): 1202005.
- [32] Karamooz Ravari M R, Esfahani S N, Andani M T, et al. On the effects of geometry, defects, and material asymmetry on the mechanical response of shape memory alloy cellular lattice structures[J]. *Smart Materials and Structures*, 2016, 25(2): 025008.
- [33] Zhao C Y, Liang H L, Luo S C, et al. The effect of energy input on reaction, phase transition and shape memory effect of NiTi alloy by selective laser melting[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2020, 817: 153288.
- [34] van Bael S, Kerckhofs G, Moesen M, et al. Micro-CT-based improvement of geometrical and mechanical controllability of selective laser melted Ti6Al4V porous structures[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2011, 528(24): 7423-7431.
- [35] Panwisawas C, Qiu C L, Sovani Y, et al. On the role of thermal fluid dynamics into the evolution of porosity during selective laser melting[J]. *Scripta Materialia*, 2015, 105: 14-17.
- [36] Yasa E, Poyraz O, Solakoglu E U, et al. A study on the stair stepping effect in direct metal laser sintering of a nickel-based superalloy[J]. *Procedia CIRP*, 2016, 45: 175-178.
- [37] Biffi C A, Fiocchi J, Bassani P, et al. Microstructure and martensitic transformation of selective laser melted NiTi shape memory alloy parts [C] // II International Conference on Simulation for Additive Manufacturing-SIM-AM, September 11-13, 2019, Pavia, Italy. Barcelona: CIMNE, 2019: 72-82.
- [38] Moghaddam N S, Saedi S, Amerinatanzi A, et al. Achieving

- superelasticity in additively manufactured NiTi in compression without post-process heat treatment [J]. *Scientific Reports*, 2019, 9(1): 41.
- [39] Biffi C A, Bassani P, Fiocchi J, et al. Microstructural and mechanical response of NiTi lattice 3D structure produced by selective laser melting[J]. *Metals*, 2020, 10(6): 814.
- [40] Otsuka K, Ren X. Physical metallurgy of Ti-Ni-based shape memory alloys[J]. *Progress in Materials Science*, 2005, 50(5): 511-678.
- [41] Saedi S, Turabi A S, Andani M T, et al. The influence of heat treatment on the thermomechanical response of Ni-rich NiTi alloys manufactured by selective laser melting [J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2016, 677: 204-210.
- [42] Mazur M, Leary M, Sun S J, et al. Deformation and failure behaviour of Ti-6Al-4V lattice structures manufactured by selective laser melting (SLM) [J]. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2016, 84 (5/6/7/8): 1391-1411.
- [43] 倪樵, 李国清, 钱勤. 材料力学[M]. 2 版. 武汉: 华中科技大学出版社, 2010.
Ni Q, Li G Q, Qian Q. *Mechanics of materials*[M]. 2nd ed. Wuhan: Huazhong University of Science and Technology Press, 2010.
- [44] Zhao M, Liu F, Fu G, et al. Improved mechanical properties and energy absorption of BCC lattice structures with triply periodic minimal surfaces fabricated by SLM [J]. *Materials*, 2018, 11(12): 2411.
- [45] Haberland C, Meier H, Frenzel J. On the properties of Ni-rich NiTi shape memory parts produced by selective laser melting [C]// *Proceedings of ASME 2012 Conference on Smart Materials, Adaptive Structures and Intelligent Systems*, September 19-21, 2012, Stone Mountain, Georgia, USA. New York: ASME, 2013: 97-104.
- [46] 余春风, 胡永俊, 卢冰文, 等. 扫描间距对激光选区熔化 NiTi 形状记忆合金相变行为及力学性能的影响 [J]. *激光与光电子学进展*, 2021, 58(19): 1914008.
Yu C F, Hu Y J, Lu B W, et al. Effect of hatch spacing on phase-transformation behavior and mechanical properties of NiTi shape memory alloy fabricated using selective laser melting [J]. *Laser & Optoelectronics Progress*, 2021, 58(19): 1914008.
- [47] Gall K, Maier H J. Cyclic deformation mechanisms in precipitated NiTi shape memory alloys [J]. *Acta Materialia*, 2002, 50(18): 4643-4657.
- [48] Maloney K J, Roper C S, Jacobsen A J, et al. Microlattices as architected thin films: analysis of mechanical properties and high strain elastic recovery [J]. *APL Materials*, 2013, 1(2): 022106.

Compression Properties and Shape Memory Effect of NiTi Lightweight Lattice Structures Fabricated by Laser Additive Manufacturing

Song Yingjie^{1,2}, Zhang Hongmei^{1,2}, Gu Dongdong^{1,2*}, Yang Qing³, Chen Jie³, Shen Xianfeng³

¹ College of Materials Science and Technology, Nanjing University of Aeronautics and Astronautics, Nanjing 210016, Jiangsu, China;

² Jiangsu Provincial Engineering Laboratory for Laser Additive Manufacturing of High-Performance Metallic Components, Nanjing 210016, Jiangsu, China;

³ Institute of Machinery Manufacturing Technology, China Academy of Engineering Physics, Mianyang 621999, Sichuan, China

Abstract

Objective Lattice structures have excellent mechanical properties such as high specific strength and high specific rigidity as well as outstanding functional characteristics such as vibration reduction, heat dissipation, sound absorption, and electromagnetic shielding. They are widely used in aerospace, biomedicine, and transportation fields. However, the materials used to form lattice structures are mostly stainless steel, Ti6Al4V and AlSi10Mg, which cannot meet the requirements of some complex intelligent components for shapes, performances and functions that can change over time or space. The NiTi shape memory alloy, a new type of smart materials, has excellent super-elasticity, shape memory effect, excellent corrosion resistance and wear resistance, and other functional characteristics. It can achieve a shape recovery through certain external stimuli after deformation, so that it meets the requirements of controllable deformation and regulable performance. Compared with NiTi bulk materials, NiTi lattice structures have low elastic modulus and density, large deformation ability, and can adjust the mechanical properties by designing the size, shape and distribution of holes. The unique performance of NiTi lattice structures makes them have a wide range of application prospects in the aerospace field. For aerospace components, weight reduction is an eternal theme, but it is not clear how to further improve the lightweight characteristics of NiTi lattice structures. In this paper, the NiTi alloy body-centered tetragonal (BCT) hollow lattice structure is proposed, which possesses the advantages of high load-bearing capacity of the BCT lattice structure and the excellent super-elasticity and shape memory effect of NiTi alloys. That is, keeping the outer diameter of the strut constant and hollowing out the inner part of the strut are used to achieve the purpose of reducing the weight of the structure.

Methods In this paper, NiTi pre-alloyed powder is used as the raw material to prepare the BCT hollow lattice structures by laser powder bed fusion (LPBF). The surface morphologies and microstructures of the formed samples are observed by scanning electron microscope (SEM), the phase transition behavior of BCT-100 is characterized by differential scanning calorimeter (DSC), and the phase compositions of BCT-100 are determined by X-ray diffractometer (XRD). The finite

element simulation method and the uniaxial compression experiments are applied to analyze the influence of mass coefficient on the compression performance of structures. Cyclic compression-thermal recovery experiments are carried out to reveal the influence mechanism of mass coefficient on the shape memory effect of NiTi lattice structures.

Results and Discussions The lattice structures manufactured by LPBF have high forming accuracy and relative density, and no defects such as cracks and irregular large-size holes are found (Fig. 4). The lattice structure with a mass coefficient of 100% has the best bearing capacity, the first maximum compressive force can reach 191.73 kN, and the corresponding deformation rate is 0.22. When the mass coefficient of the structure is reduced to 75% from 100%, the first maximum compressive force is 89.80 kN, and the bearing capacity is reduced by 53.16%. At that time, the compression deformation capacity is not weakened, and the deformation rate is still up to 0.21 (Fig. 7). Therefore, in the non-primary load-bearing members, the struts of lattice structures can be hollowed to reduce the mass coefficient of structures by 25% while maintaining the deformation capacity of components. However, further reducing structural mass coefficient weakens the bearing and deformation capacity. The shape memory effect of the lattice structure with a mass coefficient of 75% is the best, and the recovery rate can reach 98.92% in the first cycle (Fig. 9).

Conclusions The forming quality of lattice structures fabricated by LPBF is high, but there are still dimensional deviations caused by solidification shrinkage, powder sticking, and staircase effect. The M_s (Martensite transformation start temperature) and A_f (Austenite transformation finish temperature) of BCT-100 are 11.02 °C and 33.72 °C, respectively. The phases of components are mainly composed of B2 and B19' at room temperature, and the B2 phase occupies the dominant position. The appearance of B19' phase in components is related to the phase transition of B2 phase induced by thermal stress produced by LPBF. The experimental compression force-deformation rate curves of the four structures can be divided into five stages: elastic deformation of austenite phase, stress induced transformation of austenite phase into martensite phase, elastic deformation of martensite phase, plastic deformation of martensite phase, and fracture stage. The lattice structure with a mass coefficient of 100% has the best bearing capacity, the first maximum compressive force can reach 191.73 kN, and the corresponding deformation rate is 0.22. When the mass coefficient of the structure is reduced to 75% from 100%, the first maximum compressive force is 89.80 kN, and the bearing capacity is reduced by 53.16%. At that time, the compression deformation capacity is not weakened, and the deformation rate is still up to 0.21. When the mass coefficient is further reduced to 50% (BCT-50), the first maximum compressive load and deformation capacity are reduced by 81.52% and 36.36%, respectively, that are 35.43 kN and 0.14. The shape memory effect of lattice structures formed by LPBF is good. In the first cycle, BCT-75 has the best shape memory effect and the highest recovery rate can reach 98.92%. The recoverable rates of BCT-93 and BCT-100 are slightly low, which are 97.71% and 96.77%, respectively. The shape memory effect of BCT-50 is the worst and the recovery rate is only 94.94%. In the last two cycles, all components can achieve a fully recovery.

Key words laser technique; laser powder bed fusion; NiTi alloy; body-centered tetragonal hollow lattice structure; compressive properties; shape memory effect