

SLM NiTi 记忆合金 bcc 点阵结构的吸能特性研究

向 政¹, 陈 捷¹, 杨 琴¹, 沈显峰¹, 霍明政¹, 袁上钦², 戴东华³, 黄姝珂¹

(1. 中国工程物理研究院机械制造工艺研究所, 四川 绵阳 621900)

(2. 西北工业大学, 陕西 西安 710072)

(3. 南京航空航天大学, 江苏 南京 210016)

摘 要: 通过选区激光熔化 (SLM) 技术制备了不同体积分数的 NiTi 记忆合金 bcc 点阵结构 (基于 CAD 及基于三周期极小曲面 TPMS), 分析了失效前的压缩响应, 研究了体积分数、单元构型和微观组织对能量吸收的影响。结果表明: NiTi bcc 点阵 (体积分数 5%~25%) 在压缩至损伤前具有优秀的比能量吸收 (0.45~1.89 J/g), 卸载后加热可恢复至 92% 以上; 体积分数及单元构型对 NiTi bcc 点阵的压缩响应有重要影响; 体积分数小于 15% 时, CAD 样品具有更长可压缩应变, 比能量吸收更好; 体积分数大于 15% 时, TPMS 样品具有更高压缩应力, 比能量吸收更好; SLM 过程中的阶梯效应导致了点阵支杆的下表面与内部具有不同的材料组织, 下表面处熔池条纹更深更宽且晶粒更加粗大; 材料异质性导致了相对较差的机械性能, 不利于能量吸收; 由于受载下应力集中位置及异质比例的不同, 该材料异质性的对低体积分数的 TPMS 样品的不利影响更大。

关键词: NiTi 形状记忆合金; 点阵结构; 选区激光熔化; 比能量吸收

中图分类号: TG139+.6

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2022)11-4279-10

冲击广泛存在于航空航天、交通运输和防护等领域, 影响甚至危害系统的安全及可靠性, 对关键部件的缓冲吸能能力提出了要求。常用的抗冲击材料 (如泡沫铝等) 一般呈多孔态, 具有轻质、支撑刚性和优异抗冲击吸能特性^[1]。点阵结构作为由特定单元 (桁架/曲面) 按一定规律排布而得的有序多孔结构, 还具有优秀的可设计性, 可以通过调整单元构型主动调控整体结构的吸能特性, 因而在缓冲吸能场合拥有更大的应用潜力^[2,3]。

常规金属材料 (如铝合金、钛合金和不锈钢等) 的点阵结构在受到冲击载荷时, 通过塑性变形及断裂实现能量耗散^[4-6], 仅能一次性使用, 具有局限性。NiTi 形状记忆合金作为一种金属功能材料, 在其马氏体态进行加载后, 会通过马氏体再取向完成形状变形, 并在随后的加热过程中发生马氏体相逆相变而实现形状回复^[7]。将 NiTi 形状记忆合金制备成点阵结构, 有望在受冲击变形后, 通过加热恢复初始形状, 从而实现多次抗冲击吸能。选区激光熔化 (SLM) 作为应用最为广泛的金属增材制造技术之一, 依据 CAD 模型逐层熔融金属粉末, 成形精度高、质量好, 可成形复杂结构, 为 NiTi 形状记忆合金与点阵结构的耦合提供了途径^[8,9], 使兼具高比能量吸收与优秀形状记忆效应的重复性抗冲击构件成为可能。

研究表明, 通过 SLM 制备的 NiTi 记忆合金点阵结构可具备优秀的机械性能及功能特性^[10], 在重复性缓冲吸能领域极具潜力。Xiong 等^[11]利用 SLM 技术制备了具有复杂几何形状 NiTi 构件, 由于局部应变远小于整体变形量, 其在压缩变形 (50%) 下显示出 99% 的形状恢复率, 远好于块体 NiTi。Song 等^[12]通过 SLM 制造了 NiTi 空心三维点阵结构, 揭示了质量系数对压缩响应及形状记忆效应的影响, 其中质量系数为 75% 的样品在首次循环压缩中实现了 98.92% 的回复率。Taheri 等^[13]利用 SLM 技术制备了不同构型及体积分数的多孔 NiTi 结构, 并表征了其机械性能和形状记忆性能, 发现其刚度及压缩后的残余塑性应变高度依赖于孔的形状和孔隙水平。Biffi 等^[14]分析了 SLM NiTi 点阵结构的微观组织及相变行为, 发现由于受到的热历史不同, 相比块体, NiTi 点阵具有更高的马氏体转变温度、不同的相组成以及定向的晶粒取向, 且在节点处存在更强的组织。然而, 当前对 NiTi 点阵的研究大多面向于医疗植入物, 仅关注小应变变形 (<10%) 或压缩至完全时断裂时的超弹性、形状记忆效应以及强度、刚度。为了探究 NiTi 形状记忆合金点阵结构的重复吸能能力, 对其大应变变形下的能量吸收特性及相关的机理进行详细研究十分必要, 而针对此方

收稿日期: 2022-01-28

基金项目: 国家自然科学基金委员会-中国工程物理研究院 NSAF 联合基金 (U1930207); 青年科学基金 (52001289)

作者简介: 向 政, 男, 1997 年生, 硕士生, 中国工程物理研究院机械制造工艺研究所, 四川 绵阳 621900, E-mail: xiangzheng19@gscaep.ac.cn

面的研究还十分欠缺。

本研究通过选区激光熔化技术制备了 2 种典型的 NiTi bcc 点阵结构, 基于 CAD 及基于三周期极小曲面 (triply periodic minimal surface, TPMS)。研究其在压缩过程中的能量吸收及加热形状恢复, 获得 2 种 NiTi bcc 结构比能量吸收随体积分数变化的趋势并建立对应的 Gibson-Ashby 理论模型。此外通过有限元仿真及微观组织表征探究单元构型及微观组织对其能量耗散的影响, 为 NiTi 点阵结构作为可重复能量吸收构件的潜在应用提供理论参考。

1 实验

1.1 结构设计

bcc 点阵模型的整体总尺寸均为 32 mm×32 mm×32 mm, 由 8 mm×8 mm×8 mm 的 bcc 单元 4×4×4 阵列所得。基于 TPMS 的 bcc 单元由 I-WP 曲面的隐式方程定义, 如式 (1) 所示, 其中参数 c 可以控制曲面偏移, 从而调控整体体积分数。基于 CAD 的 bcc 单元则由圆柱桁架布尔相并所得, 通过控制杆径 d 实现体积分数调控。对于基于 TPMS 的 bcc 模型, 采用 Rhino 6 软件中的 Grasshopper 插件进行建模, c 分别设置为 2.87、2.69、2.46、2.20 和 1.92, 体积分数对应为 5%、10%、15%、20% 和 25%, 并被表示为 BT5、BT10、BT15、BT20 和 BT25, 统一简称为 TPMS 样品。对于基于 CAD 的 bcc 模型, 采用 UG 软件进行建模, 为保持体积分数一致, 相应的 d 设置为 0.81、1.16、1.45、1.70 和 1.94, 并被表示为 B5、B10、B15、B20 和 B25, 统一简称为 CAD 样品。所有模型均导出为 STL 格式, 如图 1 所示。

$$2(\cos x \cos y + \cos y \cos z + \cos z \cos x) - (\cos 2x + \cos 2y + \cos 2z) = c \quad (1)$$

1.2 样品制备

实验以深圳微纳增材技术有限公司的 Ni_{50.6}Ti_{49.4} 记忆合金粉末为原料, 该粉末采用雾化法制备, 表面光滑, 流动性好, 其粒度分布及显微图像如图 2 所示。样品制备采用南京航空航天大学 SLM-100B 型选区激光熔化金属 3D 打印机, 该设备使用德国 IPG200 瓦单模光纤激光器, 光斑尺寸为 0.06 mm。将模型导入 Materialise Magics 中进行前处理, 打印参数设置如表 1 所示, 其中能量密度 (E) 由式 (2) 计算可得:

$$E = \frac{P}{v\Delta h d} \quad (2)$$

式中 P 为激光功率, v 为激光扫描速度, Δh 为激光扫描间距, d 为铺粉层厚。

将加工任务导入到 SLM-100B 中, 并在 NiTi 基板气体浓度上进行样品打印, 打印过程中通入 99.9% 的高纯氩气保证氧含量 $\leq 70 \mu\text{L/L}$ 。打印完成后通过电火花线切割将样品从基板上切下, 后放入无水乙醇中进行超声清洗。最后利用天平测量样品质量。

1.3 测试与表征

为探究该参数下 SLM NiTi 材料的相变温度, 对样品进行了差示扫描量热测试 (DSC)。利用线切割切下 20 mg 左右的 DSC 样品, 并腐蚀去除氧化层。DSC 测试以 10 K/min 的冷却/加热速率进行, 首先将样品从室温加热至 150 °C, 随后冷却至 -100 °C, 再次加热至 150 °C, 最后冷却至室温。

为探究 NiTi bcc 点阵的压缩极限, 对样品进行了准静态单轴压缩测试。测试采用英斯特朗 5985 型电子万能试验机, 以 1 mm/min 的压缩速率在室温下 (20 °C) 压至结构失效 (本项研究中, 结构发生明显断裂后视为失效), 并采集样品失效前的压缩应力-应变曲线。为探究 NiTi bcc 点阵的形状恢复能力, 对样品进行加卸载及加热恢复实验。采用英斯特朗 5985 型电子万能试验机, 以 1 mm/min 的压缩速率在室温下 (20 °C)

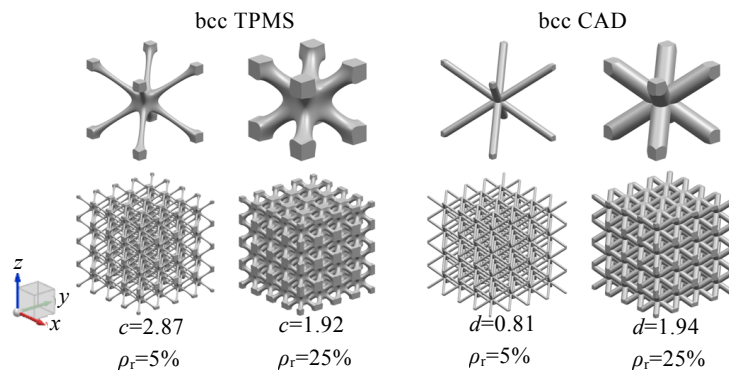


图 1 基于 TPMS 与基于 CAD 的 bcc 点阵模型

Fig.1 TPMS-based and CAD-based bcc lattice model

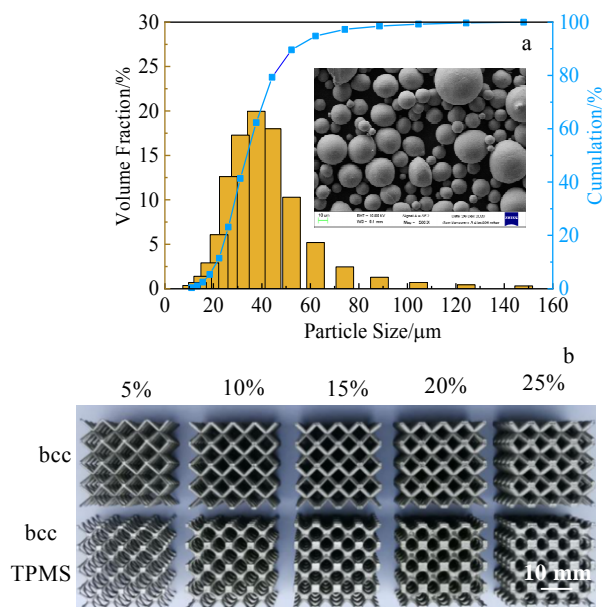


图 2 所用 NiTi 粉末及打印最终样品

Fig.2 NiTi powder (a) and the final samples (b)

表 1 SLM 打印采用的参数

Table 1 Parameters used for SLM

Parameter	Value
Power/W	150
Scanning speed/mm·s ⁻¹	600
Hatch spacing/mm	0.05
Layer thickness/mm	0.03
Rotation of the scanning direction/(°)	67
Energy density/J·mm ⁻³	166.7

进行加载, 卸载后将样品放入恒温 90 °C 的水浴锅中 5 min 进行加热恢复, 记录加热恢复后的结构总高度。

为探究微观组织对 SLM NiTi 点阵结构能量吸收的影响, 显微金相、电子背散射衍射 (EBSD) 被用于分析 SLM NiTi 点阵单元截面上不同位置处的微观组织差异。利用电火花线切割一个 NiTi bcc 单元作为表征分析的样品, 并以平行于构造方向 (Z 方向)、与 XZ 面呈 45° 的截面作为观察面。将截面冷镶于树脂中, 通过磨抛制成金相表面, 并以配比为 H₂O:HNO₃:HF=5:4:1 的腐蚀液腐蚀 6 s, 后置于光学显微镜下观察熔池状况。对于 EBSD 分析样品, 将截面嵌于导电镶料中, 并进行氩离子抛光。

1.4 有限元仿真

为探究体积分数及单元构型对 NiTi 点阵结构能量吸收的影响, 利用商业有限元软件 Abaqus/Explicit 进行数值模拟。SLM NiTi 拉伸试样的静态拉伸应力-

应变曲线如图 3a 所示, 因此材料属性设置为: 杨氏模量 33 MPa, 泊松比 0.33, 密度 6.45 g/cm³。由于只关心 NiTi bcc 点阵在加载过程中的应力分布, 为简化仿真, 将基体材料发生马氏体相变时假设为材料屈服, 即材料发生马氏体相变之后均视为塑性变形 (图 3a 中的 II、III 和 IV)。采用 C3D10M 十结点修正二次四面体单元对点阵进行网格划分, 网格单元的近似全局尺寸设置为 0.5。模型边界条件设置如图 3b 所示, 点阵上下端面分别连接两刚性板, 对下刚性板参考点进行完全约束, 对上刚性板参考点设置向下 (-Z 方向) 的位移。分析步时间设为 0.01, 并采用平滑分析步的加载方法, 该设置可以使加载过程中结构的动能远小于内能, 确保为准静态过程。由于具有对称性, 采用 1/4 模型并对模型的 XZ 面及 YZ 面设置对称约束以减少计算时间及内存。此外, 刚性板与 bcc 点阵间设置了无摩擦的通用接触。

2 结果与讨论

2.1 压缩响应及加热形状恢复

对于一般金属材料的点阵结构, 其在压缩过程中可分为 3 个阶段: 线性弹性变形、支杆弯曲或拉伸导致的应力平台, 以及致密化或者断裂失效^[15]。而对于 NiTi 记忆合金点阵结构, 由于存在特殊的相变, 在压缩过程中更为复杂, 依次主要发生初始弹性变形、马

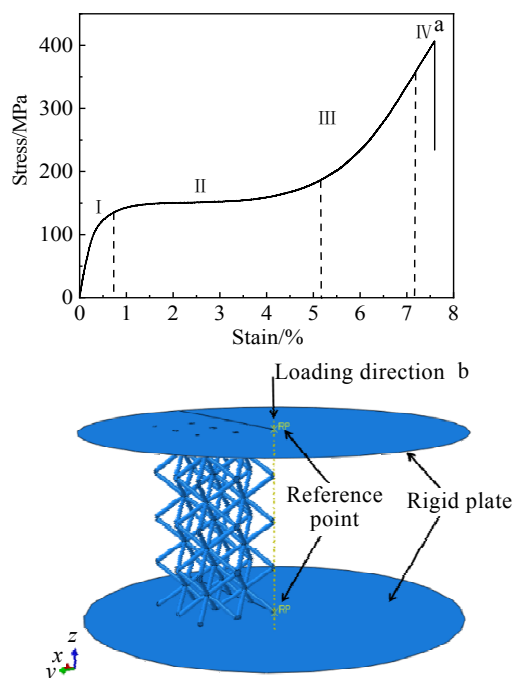


图 3 仿真采用的材料属性及边界条件

Fig.3 Material properties (a) and boundary condition (b) of the material used in the simulation

氏体相变及再取向、马氏体的弹性变形、马氏体的塑性屈服, 以及最后的致密化或断裂失效。

图 4a 为不同 NiTi bcc 点阵样品压缩至失效前的应力-应变曲线, 图 4b 为对应的失效模式。对于体积分数为 15%、20%和 25%的样品, 随压缩应变的增大, 会出现对角线高应力剪切带, 断裂快速扩展并最终发生突然崩塌, 损失超过 40%的强度, 阻止进一步的压缩。而对于体积分数为 5%和 10%的样品, 其在压缩载荷下逐渐均匀变形, 随着应变量的增大, 点阵内部逐步发生断裂, 最下层首先失效, 但不会发生突然崩塌, 可继续压缩至致密化。不同体积分数点阵结构的失效模式不同可归因于压缩过程中的变形分布不同^[16]: 对于体积分数较大的点阵样品, 其杆径的增大增强了支杆的弯曲抗性且加强了压缩变形, 导致变形更加均匀, 有效减少了屈曲、随机畸变和局部节点失效, 推迟了最终损伤。当所有支柱均加载到其最大剪应力时,

发生断裂损伤且裂纹沿 45°剪切面快速扩展, 造成整体结构的突然崩塌。而对于较低体积分数的点阵结构, 其支杆较大的长径比有效增加了弯曲变形, 变形复杂化, 使得支杆断裂单独且逐步发生, 逐层失效。此外值得注意的是, 基于 CAD 的 bcc 点阵的断裂失效位置往往发生在节点中心, 断裂的支杆相连; 而基于 TPMS 的 bcc 点阵的断裂失效位置往往发生在支杆处, 断裂的支杆彼此独立, 如图 4c 所示。

由于 NiTi 合金存在形状记忆效应, 在 NiTi 点阵结构断裂失效前卸载并进行加热可以发生马氏体逆相变, 实现残余应变的回复。图 5a 为 SLM NiTi 材料的 DSC 曲线。由图可知, 该参数打印 NiTi 材料的奥氏体开始、奥氏体结束、马氏体开始和马氏体结束温度分别为 28.1、67.1、40.5、2.2 °C。即室温下该 NiTi 材料为双相状态, 在加热至 90 °C 后可变为全奥氏体态。图 5b 为 B5、BT5 样品在不同应变下加卸载并加热后的形状

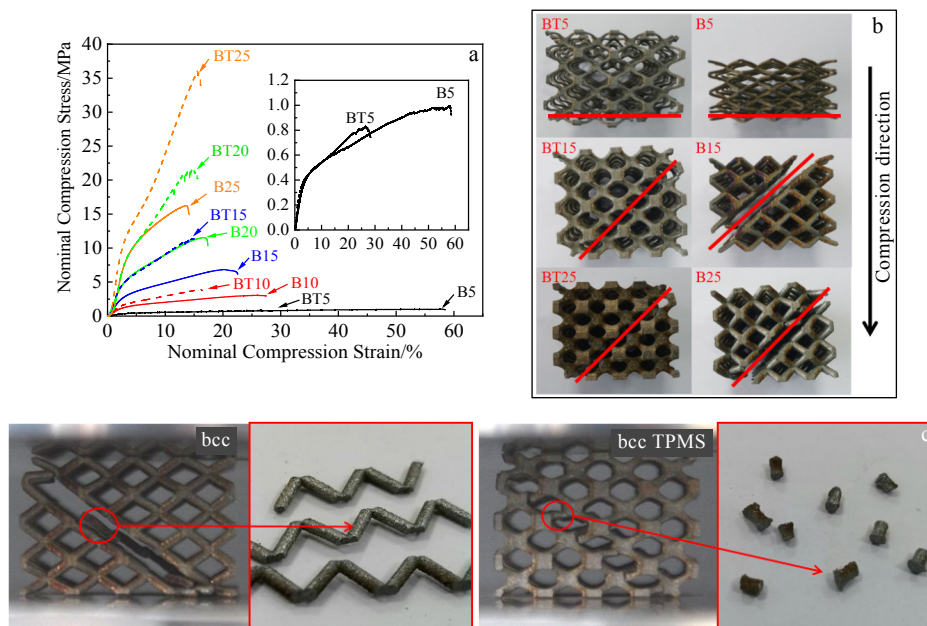


图 4 失效前的压缩响应及失效模式

Fig.4 Compression response before failure (a) and the failure mode (b, c)

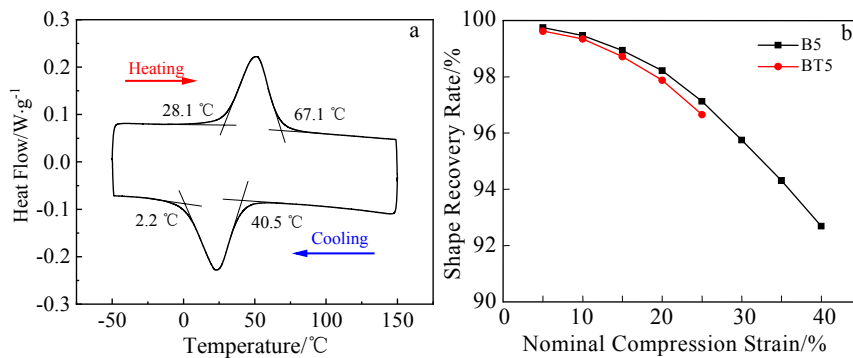


图 5 相变温度及形状恢复率

Fig.5 Transformation temperature (a) and shape recovery rate (b)

恢复率。可以发现,样品只要在完全断裂失效前卸载,加热后绝大部分剩余的残余应变都得以回复。随着应变量的增大,结构在压缩中不可回复的塑性变形积累也增多,形状回复率有所下降但均在 92%以上。

2.2 比能量吸收

图 6a 为压缩过程中不同 NiTi bcc 点阵结构的比能量吸收 (SEA_m), 由式(3)、(4)计算可得:

$$SEA_m = \frac{\int_0^{\varepsilon} \sigma(\varepsilon) d\varepsilon}{\rho} \quad (3)$$

$$\rho = \frac{m}{V} \quad (4)$$

式中 $\sigma(\varepsilon)$ 为结构在压缩过程中应力随应变变化的函数, m 为结构的总质量, V 为结构的总体积。点阵结构的 SEA_m 即为压缩过程中应力-应变曲线的积分面积除以结构的相对密度, 故应力-应变曲线包络面积的大小反映了能量吸收的多少。

同时统计了加载过程中的最大压缩应变及平均压缩应力随体积分数的变化如图 6b 所示。可以看到,随着体积分数从 5% 增加到 25%, 2 种 bcc 样品的可压缩应变随之下降: CAD 样品从 57.92% 下降到 13.79%, TPMS 样品从 26.75% 到 15.58%。而平均压缩应力则快速上升: CAD 样品从 0.75 MPa 上升到 11.38 MPa, TPMS 样品从 0.63 MPa 到 20.71 MPa。值得注意的是,对于 CAD 样品比能量吸收从 1.20 J/g 下降到 0.94 J/g, TPMS 样品则从 0.45 J/g 上升到 1.89 J/g。由于不同体积分数的 2 种 NiTi bcc 点阵具有不同的压缩应变和压缩应力, 其直接导致了各个样品之间比能量吸收的差异。体积分数为 5% 和 10% 时, CAD 样品具有更高的 SEA_m , 体积分数为 15% 时, 2 种 bcc 点阵的 SEA_m 相当, 而体积分数为 20% 和 25% 时, TPMS 样品的 SEA_m 则更优。这是由于体积分数小于 15% 时, 2 种 bcc 点阵结构的压缩应力水平基本一致, 但 CAD 样品具有更大的可压缩应变, 因此具有更高比能量吸收, 此时

压缩应变为影响比能量吸收的主要因素; 而当体积分数大于 15% 时, 2 种 bcc 点阵的可压缩应变逐步接近, 但 TPMS 样品的应力优势逐渐增大, 因此其具有更高的比能量吸收, 此时压缩应力为影响比能量吸收的主要因素。

NiTi 点阵结构在失效前主要存在 3 种竞争机制: 支杆弹性屈曲、马氏体相变和再取向和材料的屈服断裂。对于低体积分数的 NiTi bcc 点阵结构, 其支杆长径比较大, 变形过程中首先发生支杆屈曲, 随后发生马氏体相变和再取向, 因此具有较长的应力平台, 较晚才发生材料的屈服断裂, 具有较大的可压缩应变。而随着体积分数的增大, NiTi bcc 点阵结构的支杆长径比逐渐减小, 弯曲抗性逐渐增大, 抑制了屈曲变形, 支杆快速进入马氏体相变及再取向, 应力平台期相对更短, 会更快发生材料屈服断裂, 可压缩应变随之减小。对于压缩应力, 已有研究表明, 点阵结构的机械性能表现为基体材料性能的一部分, 且随着相对密度增大而随之升高^[17]。此外根据 Gümrük 的 bcc 点阵理论模型^[18], 支杆长度不变时, 杆径增大还会使支杆的受力位置向支杆中心转移, 使支杆受轴向力影响更大, 从而提高了其机械性能, 使得点阵结构的压缩应力相应上升。其他材料及其他构型的点阵结构具有类似的趋势^[19,20]。

为了进一步研究压缩应力与体积分数的关系, 统计了 2 种 NiTi bcc 点阵的刚度和屈服强度, 并对其随相对密度的变化进行了拟合, 建立了对应的 Gibson-Ashby 模型如图 7 所示。由 Gibson-Ashby 点阵理论可知, 点阵结构的相对模量和相对屈服强度与点阵的相对密度呈现以下关系^[21]:

$$\frac{E}{E_s} = C_1 \left(\frac{\rho}{\rho_s} \right)^m \quad (5)$$

$$\frac{\sigma}{\sigma_s} = C_2 \left(\frac{\rho}{\rho_s} \right)^n \quad (6)$$

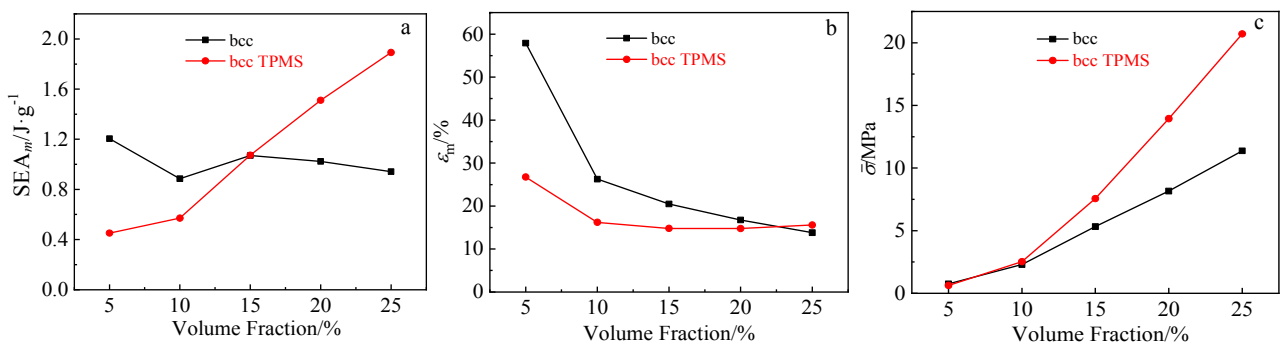


图 6 压缩过程中的比能量吸收、最大压缩应变及平均压缩应力

Fig.6 Specific energy absorption (a), maximum compressive strain (b) and average compressive stress (c) during compression

其中, E 为点阵结构的弹性模量、 E_s 为基体材料的弹性模量、 σ 为点阵结构的屈服强度、 σ_s 为基体材料的屈服强度、 ρ 为点阵结构的密度、 ρ_s 为基体材料的密度, 而系数 C_1 、 C_2 及指数 m 、 n 由实验结果衍生可得。

对于理想的弯曲主导型点阵结构, $m=2$, $n=3/2$; 对于理想的拉伸主导型点阵结构, $m=1$, $n=1$ 。由拟合结果可知, TPMS 样品的 $m=1.747$, $n=1.825$, 相比 CAD 样品 ($m=2.392$, $n=2.238$) 更趋向于拉伸主导型点阵, 具有更好的结构刚度和结构强度, 在压缩时表现出更高的压缩应力。此外, 由于相对密度 ρ/ρ_s 总是小于 1, TPMS 样品的指数 m 、 n 更小意味着其随体积分数的增加具有更快的机械性能增长, 压缩中的应力增长更快。

2.3 单元构型的影响

除体积分数外, 点阵结构的单元构型对机械性能有十分重要的影响, 进而影响整体的能量吸收^[22]。图 8 为体积分数分别为 5% 及 25% 的 NiTi bcc 点阵在压缩应变均为 15% 时的等效应力分布云图, 可以看到, CAD 样品在压缩载荷下应力主要集中在节点中心及交叉尖锐处, 支杆绕节点旋转变形; 而 TPMS

样品由于具有连续的曲率^[23], 节点交叉处平滑过渡, 且支杆相对较细, 在压缩载荷下应力集中转移到了支杆两端, 支杆发生屈曲变形。该结果对应了样品在实际压缩过程中的失效位置, 即 CAD 样品总是在节点中心发生断裂失效, 而 TPMS 样品总是在支杆两端发生断裂失效。

此外可以发现, 相同的应变下, TPMS 样品具有相对更加均匀的应力分布, 这是由于基于极小曲面结构的平滑过渡消除了曲率不连续的节点, 有效改善了节点尖锐交界处的应力集中^[19,24], 该行为进一步提高了样品整体的机械性能和能量吸收。

2.4 微观组织的影响

以上对宏观构型的分析解释了 TPMS 样品在机械性能上的优势, 然而体积分数为 5% 和 10% 时, TPMS 样品的压缩应力优势并没有体现, 甚至体积分数为 5% 时, TPMS 样品的平均应力低于 CAD 样品。研究表明, 微观组织对 NiTi 点阵结构的性能也存在十分重要的影响^[25]。图 9 为 NiTi bcc 点阵单元与构造方向平行截面上的金相组织, 值得注意的是, 通过 SLM 制备

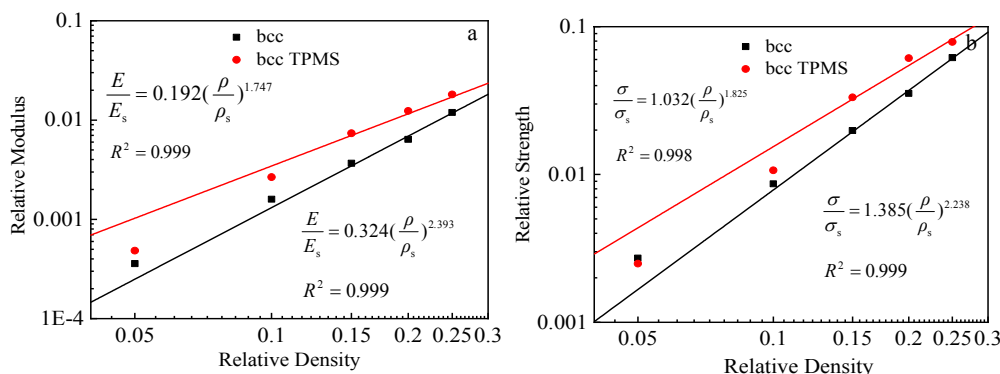


图 7 相对模量及相对强度随相对体积的变化

Fig.7 Variation of relative modulus (a) and relative strength (b) with relative volume

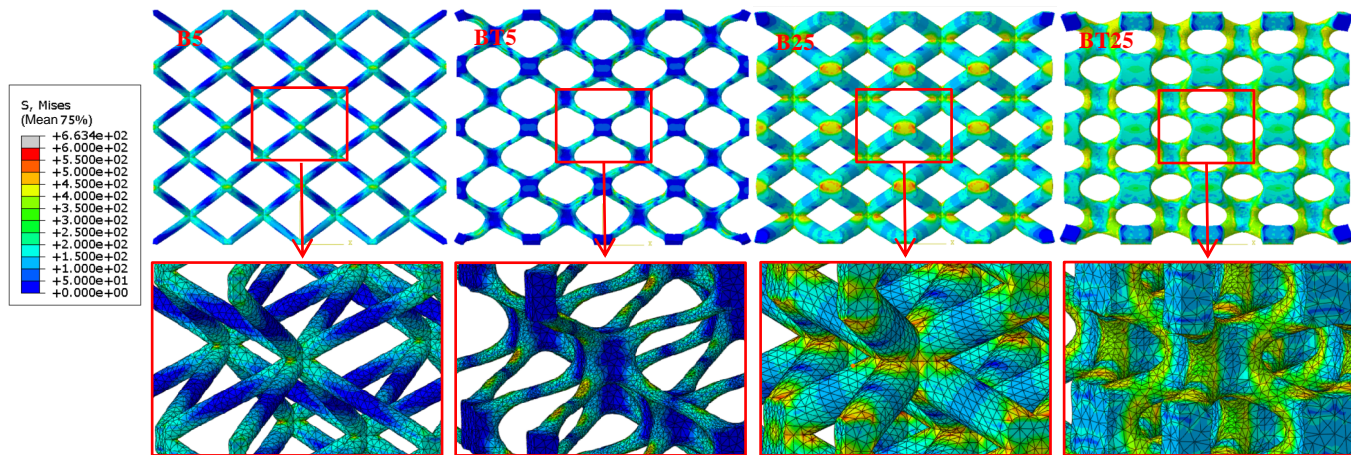


图 8 不同样品 bcc 点阵在 15% 应变下的应力云图

Fig.8 Stress distribution of bcc lattice at strain of 15% for different samples

NiTi 点阵结构的内部组织并非完全均匀的, 其下表面处(蓝线以下)的组织与内部(蓝线以上)具有完全不一样的熔池条纹。SLM NiTi bcc 点阵结构下表面处熔池条纹的宽度和深度均远远大于内部, 并且夹杂镶嵌了部分未熔化的粉末颗粒。该现象在通过 SLM 制备的其他材料的点阵结构上也有所报道^[26-29]。熔池的尺寸由粉末/已凝固实体系统的局部热环境以及由扫描激光器提供的能量决定, 当提供大量的能量或者热量无法快速消散时, 将形成较大的熔池, 否则会获得较小的熔池^[30]。由于 SLM 是对金属粉末逐层扫描的, 当扫描非垂直部位时, 会出现阶梯效应^[20,30], 如图 10b 所示。不同层之间的交错导致了每层不同部位具有不

同的热传递。在扫描新的一层时, 支撑重叠部位(内部)的是已经凝固的实体材料, 热量主要通过已凝固的实体快速传走, 熔池快速凝固成新的实体; 而支撑突出部位(下表面)的是未熔化的金属粉末, 粉末的导热性远小于已凝固实体, 热量来不及传递, 导致熔池较长时间处于熔化状态且更为不稳定。此外, 点阵结构作为细小部件, 扫描过程十分迅速^[14,16], 随着扫描的进行下表面的熔池不断重熔, 熔池的尺寸也变得更大。而对于下表面部位中镶嵌的未熔化颗粒, 其是由于熔池在重力、表面张力、马兰戈尼效应、静液压力及毛细效应等综合因素的影响下, 熔体倾向于流向粉末导致的^[28]。

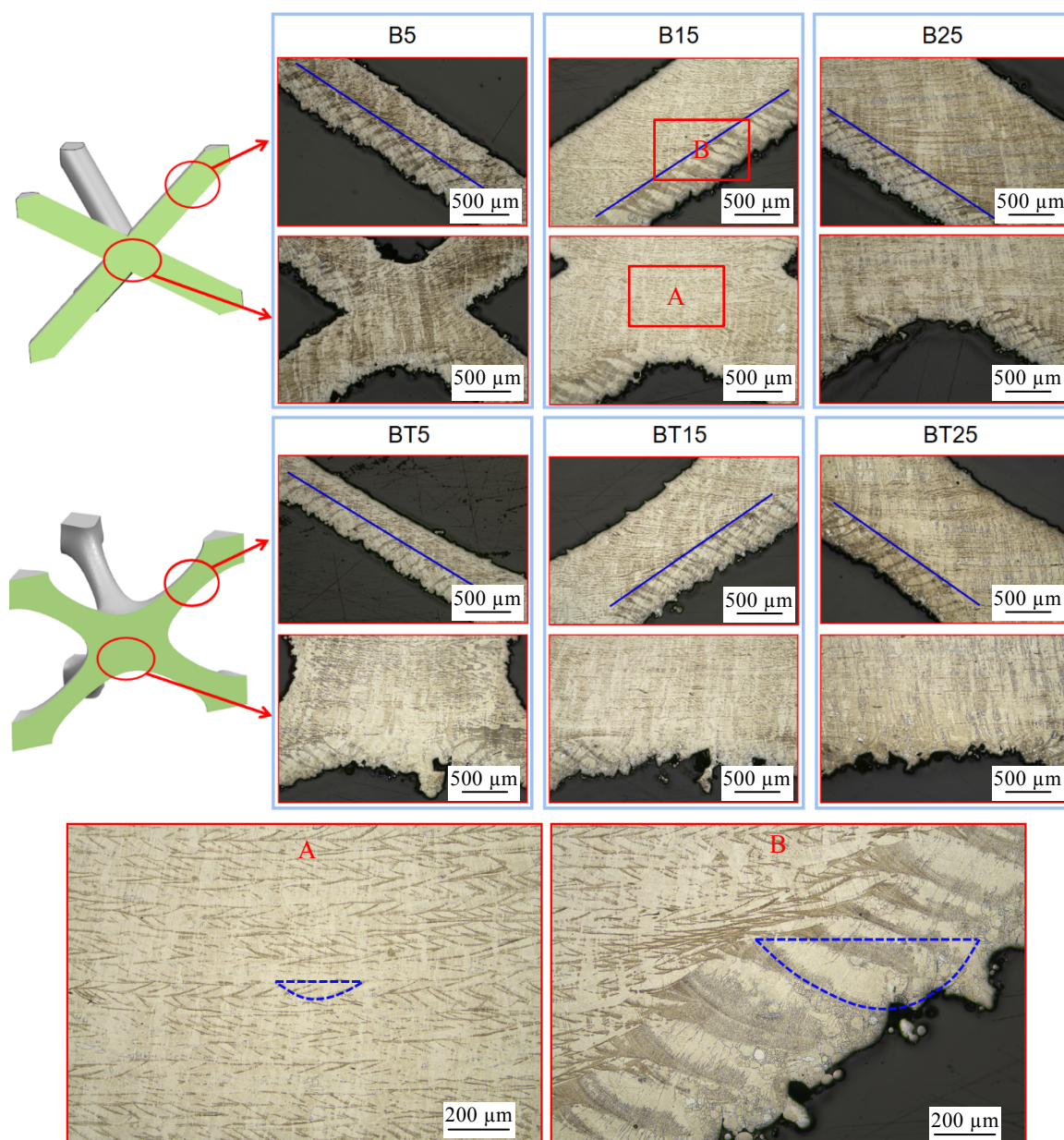


图 9 不同样品 SLM NiTi bcc 点阵结构不同位置处的金相显微组织

Fig.9 Metallography microstructures of SLM NiTi bcc lattice at different positions for different samples

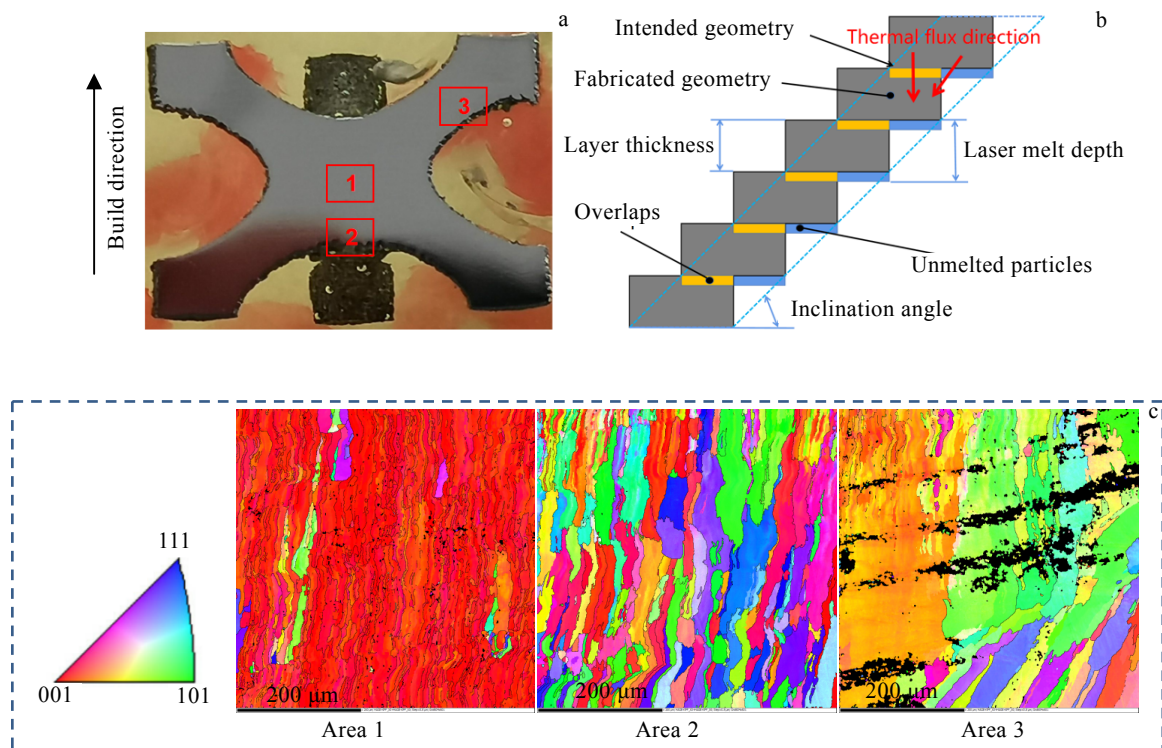


图 10 SLM NiTi bcc 点阵不同位置的微观组织及形成原理

Fig.10 Microstructure of SLM NiTi bcc lattice at different positions (a, c) and ladder effect in SLM (b)

为了进一步研究该材料异质性,进行了EBSD分析如图10所示。其中图10a为观察的3个区域:节点内部、节点下表面及支杆下表面,图10b为3个位置对应的EBSD显微组织。可以看到,SLM中的快速熔化及凝固过程使得NiTi bcc点阵的内部(位置1)具有相对细长的柱状晶,晶粒沿构造方向生长,且该晶粒具有明显的沿构造方向<001>的取向。而对于节点的下表面处(位置2)及支杆的下表面处(位置3),由于熔池凝固速度相对内部更慢,晶粒变得更为粗大,且取向分布相对更加均匀。此外,支杆下表面处的晶粒的生长方向与构造方向具有明显的角度,近似平行于支杆的倾斜角,这是由于晶粒总是沿着温度梯度方向生长的^[14,28,31]。已凝固的实体材料具有更高导热性,导致温度梯度总是指向于已凝固部位。对于重叠部位(内部),温度梯度向下平行于构造方向;而对于突出部位(下表面),粉末散热性能较差,温度梯度方向近似平行于支杆方向,如图10b所示。

值得注意的是,该材料异质性对不同构型及体积分数的bcc点阵样品具有不同程度的影响。由先前的有限元分析可知,CAD样品的主要受力位置位于节点处,节点部位的异质比例相对小。而TPMS样品的主

要受力位置位于支杆处,支杆部位的异质比例相对更大。对于体积分数为5%的样品,支杆处的异质部位的比例近似达到了50%。随着体积分数增加支杆的截面积变大,异质部位的比例逐渐下降,体积分数为25%时,支杆处的异质部位的比例近似为25%。因此该材料异质性对低体积分数的TPMS样品具有更大的影响。根据Delroisse^[26]和Dong等^[27,28]等学者的研究,SLM倾斜支杆的下部分(下表面处)由于凝固速率慢及熔池不稳定导致了晶粒粗大及更高的孔隙率,使得支杆下部分的显微硬度、弹性模量、极限拉伸强度、延伸率和屈服强度均小于上部分(内部)的组织。同样地,对于低体积分数的SLM NiTi合金bcc点阵结构,该材料异质性对整体机械性能的不利影响抵消了TPMS的优化作用,直到体积分数大于10%时,异质性的影响逐渐降低,TPMS样品的应力优势才得以体现。

3 结 论

1) 通过选区激光熔化制备的NiTi记忆合金bcc点阵结构(体积分数5%~25%)在压缩至损伤前具有优秀的比能量吸收(0.45~1.89 J/g),卸载后加热可恢复至92%以上,具有优秀的形状记忆效应。

2) 体积分数及局部构型对 NiTi 合金 bcc 点阵结构的压缩响应有重要影响,进而影响其能量吸收能力。体积分数小于 15%时,CAD 样品具有更长的可压缩应变,比能量吸收更好;体积分数大于 15%时,TPMS 样品具有更高的压缩应力,比能量吸收更好。

3) 基于 TPMS 的 bcc 点阵结构由于更加趋向于拉伸主导型点阵结构,相比传统基于 CAD 的 bcc 点阵结构具有更好的机械性能,在压缩过程中具有更高的应力平台,且应力优势随体积分数的增大逐步扩大,进而具有更优的比能量吸收。

4) SLM 过程中的阶梯效应导致了点阵支杆的下表面与内部具有不同的熔池状态,下表面处熔池更深更宽且晶粒更加粗大。该材料异质性导致了相对较差的机械性能,不利于能量吸收。

5) 由于应力集中位置及异质比例的不同,材料异质性对低体积分数的 TPMS 样品的不利影响更大。

参考文献 References

- [1] Schaedler T A, Carter W B. *Annual Review of Materials Research*[J], 2016, 46(1): 187
- [2] Helou M, Kara S. *International Journal of Computer Integrated Manufacturing*[J], 2017, 31(3): 243
- [3] Tao W, Leu M C. *2016 International Symposium on Flexible Automation (ISFA)*[C]. New York: ISFA, 2016: 325
- [4] Schroer A, Wheeler J M, Schwaiger R. *Journal of Materials Research*[J], 2018, 33(3): 274
- [5] Ullah I, Brandt M, Feih S. *Materials & Design*[J], 2016, 92: 937
- [6] Zhang H R, Zhou H, Zhou Z X et al. *International Journal of Solids and Structures*[J], 2021, 226-227: 111 082
- [7] Chekotu J C, Groarke R, O'toole K et al. *Materials (Basel)*[J], 2019, 12(5): 809
- [8] Elahinia M, Shayesteh Moghaddam N, Taheri Andani M et al. *Progress in Materials Science*[J], 2016, 83: 630
- [9] Dadbakhsh S, Speirs M, Van Humbeeck J et al. *MRS Bulletin*[J], 2016, 41(10): 765
- [10] Deng Huaibo(邓怀波), Chen Yuhua(陈玉华), Li Shuhan(李树寒) et al. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2019, 48(12): 4119
- [11] Xiong Z W, Li Z H, Sun Z et al. *Journal of Materials Science & Technology*[J], 2019, 35(10): 2238
- [12] Song Yingjie, Zhang Hongmei, Gu Dongdong et al. *Chinese Journal of Lasers*(中国激光)[J], 2022, 49(14): 231
- [13] Taheri Andani M, Saedi S, Turabi A S et al. *J Mech Behav Biomed Mater*[J], 2017, 68: 224
- [14] Biffi C A, Bassani P, Fiocchi J et al. *Metals*[J], 2020, 10(6): 814
- [15] Köhnen P, Haase C, Bültmann J et al. *Materials & Design*[J], 2018, 145: 205
- [16] Dadbakhsh S, Speirs M, Kruth J P et al. *CIRP Annals*[J], 2015, 64(1): 209
- [17] Burton H E, Eisenstein N M, Lawless B M et al. *Mater Sci Eng C Mater Biol Appl*[J], 2019, 94: 901
- [18] Gümrük R, Mines R W. *International Journal of Mechanical Sciences*[J], 2013, 68: 125
- [19] Al-Ketan O, Abu Al-Rub R K, Rowshan R. *Journal of Materials Research*[J], 2018, 33(3): 343
- [20] Maconachie T, Leary M, Lozanovski B et al. *Materials & Design*[J], 2019, 183: 108 137
- [21] Ashby M F. *Philos Trans A Math Phys Eng Sci*[J], 2006, 364(1838): 15
- [22] Li C L, Lei H S, Zhang Z et al. *Additive Manufacturing*[J], 2020, 34: 101172
- [23] Abou-Ali A M, Al-Ketan O, Rowshan R et al. *Journal of Materials Engineering and Performance*[J], 2019, 28(4): 2316
- [24] Zhao M, Liu F, Fu G et al. *Materials (Basel)*[J], 2018, 11(12): 2411
- [25] Chen X Z, Liu K, Guo W et al. *Rapid Prototyping Journal*[J], 2019, 25(8): 1421
- [26] Delroisse P, Jacques P J, Maire E et al. *Scripta Materialia*[J], 2017, 141: 32
- [27] Dong Z C, Liu Y B, Li W J et al. *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2019, 791: 490
- [28] Dong Z C, Liu Y B, Zhang Q et al. *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2020, 833: 155 071
- [29] Balci N, Kessler J, Balci N et al. *MATEC Web of Conferences*[J], 2017, 137: 02 005
- [30] Benedetti M, Du Plessis A, Ritchie R O et al. *Materials Science and Engineering: R: Reports*[J], 2021, 144: 100 606
- [31] Bormann T, Müller B, Schinhammer M et al. *Materials Characterization*[J], 2014, 94: 189

Energy Absorption Characteristics Study of SLM NiTi bcc Lattice Structure

Xiang Zheng¹, Chen Jie¹, Yang Qin¹, Shen Xianfeng¹, Huo Mingzheng¹, Yuan Shangqin², Dai Donghua³,
Huang Shuke¹

(1. Institute of Machinery Manufacturing Technology, CAEP, Mianyang 621900, China)

(2. Northwestern Polytechnical University, Xi'an 710072, China)

(3. Nanjing University of Aeronautics and Astronautics, Nanjing 210016, China)

Abstract: In this study, the bcc lattice structure (CAD-based and TPMS-based) of NiTi memory alloy with different volume fractions were fabricated by selective laser melting (SLM). The compression response before failure was analyzed. The effects of volume fraction, unit configuration and microstructure on energy absorption were studied. The results show that the NiTi bcc structure (volume fraction 5%~25%) has excellent specific energy absorption (0.45~1.89 J/g) before compressing to damage, and can recover to more than 92% of the initial height after heating. Volume fraction and unit configuration have an important influence on the compression response of NiTi alloy bcc lattice structure. When the volume fraction is less than 15%, the traditional CAD sample has longer compressible strain and better specific energy absorption than the TPMS sample. When the volume fraction is greater than 15%, the TPMS sample has higher compressive stress and better specific energy absorption than the CAD sample. The ladder effect in the SLM process leads to different material microstructures on the lower surface and inside of the lattice structure, the molten pool streaks at the lower surface is deeper and wider, and the grains are larger. The heterogeneity of the material leads to relatively poor mechanical properties, which is not conducive to energy absorption. Due to the different stress concentration locations and heterogeneous ratios, material heterogeneity has a greater adverse effect on low volume fraction TPMS samples.

Key words: NiTi shape memory alloy; lattice structure; selective laser melting; specific energy absorption

Corresponding author: Chen Jie, Ph. D., Associate Research Fellow, Institute of Machinery Manufacturing Technology, CAEP, Mianyang 621900, P. R. China, E-mail: jiechen_6s@caep.cn