

多材料点阵结构的热可编程力学行为

杨 航, 马 力

Multimaterial Lattice Structures With Thermally Programmable Mechanical Behaviors

YANG Hang and MA Li

在线阅读 View online: <https://doi.org/10.21656/1000-0887.430104>

您可能感兴趣的其他文章

Articles you may be interested in

星载高精度反射器工程模型在轨热变形分析及结构优化

Thermal Deformation Analysis and Structural Optimization of High Precision Reflector Engineering Models on Satellites

应用数学和力学. 2018, 39(6): 657–664 <https://doi.org/10.21656/1000-0887.390089>

III型热弹性方程的空间二择性及稳定性

Spatial Alternative and Stability of Type III Thermoelastic Equations

应用数学和力学. 2021, 42(4): 431–440 <https://doi.org/10.21656/1000-0887.410270>

海洋动力学中二维黏性原始方程组解对热源的收敛性

Convergence Results on Heat Source for 2D Viscous Primitive Equations of Ocean Dynamics

应用数学和力学. 2020, 41(3): 339–352 <https://doi.org/10.21656/1000-0887.400176>

二维周期性单胞网格结构的等效热弹性分析

Equivalent ThermoElasticity Analysis of 2D Lattice Structures With Periodic Unit Cells

应用数学和力学. 2018, 39(6): 714–727 <https://doi.org/10.21656/1000-0887.390025>

具有年龄结构的Lotka–Volterra竞争系统行波解的稳定性

Stability of Traveling Wave Fronts for Delayed Lotka–Volterra Competition Systems With Stage Structures

应用数学和力学. 2018, 39(9): 1051–1067 <https://doi.org/10.21656/1000-0887.380293>

纵向磁场激励下简支输流微梁的动力学行为研究

Dynamical Behavior Analysis of Micro Beams Conveying Fluid in Longitudinal Magnetic Fields

应用数学和力学. 2019, 40(5): 498–507 <https://doi.org/10.21656/1000-0887.390185>



关注微信公众号，获得更多资讯信息

多材料点阵结构的热可编程力学行为*

杨 航, 马 力

(哈尔滨工业大学 复合材料与结构研究所, 哈尔滨 150001)

(我刊编委马力来稿)

摘要: 传统的点阵结构一旦制备完成, 其力学性能通常在使用寿命内保持不变. 设计和制造具有环境适应特性的智能点阵结构, 可编程地感知和响应外界变化 (例如光强、压强、溶液、温度、电磁场、电化学激励), 并在时间和空间上进行形状重构、模式转换和性能调控, 仍然是人造材料研究领域重要的科学挑战. 该文采用具有不同玻璃化转变温度和温度依赖性的多种聚合物材料, 通过合理设计材料空间分布, 提出了一类具有热可编程力学响应能力的多材料点阵结构. 结合理论分析和有限元模拟, 研究了组分材料相对刚度对多材料点阵结构的 Poisson 比、变形模式以及结构稳定性的影响. 通过温度变化实现了对多材料点阵结构弹性常数、压溃响应和结构稳定性的调控, 使多材料点阵结构表现出极大的热变形、超弹性和形状记忆效应. 为设计和制造自适应保护装备、生物医学设备、航空航天领域的变形结构、柔性电子设备、自组装结构和可变形软体机器人等开辟了新途径.

关键词: 点阵结构; 温度控制; 可调 Poisson 比; 结构稳定性; 热变形; 形状记忆效应

中图分类号: O341; TB381 **文献标志码:** A **DOI:** 10.21656/1000-0887.430104

Multimaterial Lattice Structures With Thermally Programmable Mechanical Behaviors

YANG Hang, MA Li

(Center for Composite Materials and Structure, Harbin Institute of Technology, Harbin 150001, P.R. China)

(Contributed by MA Li, M. AMM Editorial Board)

Abstract: Traditional lattice structures usually maintain their mechanical properties throughout their lifetime. Designing and manufacturing intelligent materials with environmental adaptability, programmable sense and responses to external changes (such as light, pressure, solution, temperature, electromagnetic field and electrochemical reaction), shape transformation, mode conversion and performance regulation in space and time, are still important scientific challenges in the field of artificial materials. In this paper, multimaterial lattice structures with thermally programmable mechanical responses were proposed by means of polymer materials with disparate glass transition temperatures and temperature dependencies, and through reasonable design of the spatial distribution of the materials. By theoretical analysis combined with finite element simulation, the effects of the relative stiffnesses of constitute materials on Poisson's ratios, deformation modes and structural stability of the multimaterial lattice structures, were studied. The elastic constants, crushing responses and structural stability of multimaterial lattice structures were regulated by temperature control, consequently the multimaterial lattice structures were endowed with giant thermal deformation, hyperelasticity and shape memory effects. This paper opens up new avenues for the design and manufacture of adaptive protection equipment, biomedical devices,

* 收稿日期: 2022-03-28; 修订日期: 2022-04-10

基金项目: 国家自然科学基金 (12072092)

作者简介: 杨航(1993—), 男, 博士生(E-mail: yanghang2016_hit@163.com);

马力(1975—), 男, 教授, 博士, 博士生导师(通讯作者. E-mail: mali@hit.edu.cn).

引用格式: 杨航, 马力. 多材料点阵结构的热可编程力学行为[J]. 应用数学和力学, 2022, 43(5): 534-552.

aerospace morphing structures, flexible electronic devices, self-assembly structures and reconfigurable soft robots.

Key words: lattice structure; temperature control; tunable Poisson's ratio; structural stability; thermal deformation; shape memory effect

引 言

传统点阵结构通过合理的微结构设计获得了轻量化、高比刚度、高比强度,以及弹性、韧性增强等优异的力学性能,实现了缓冲吸能、隔热和振动控制等功能应用^[1-9].然而传统的点阵结构一旦制备完成,其预先设定的力学性能以及其他功能通常在使用寿命内保持不变,这制约了点阵结构对不断变化的环境和工作条件的适应与调节能力.设计和制造具有环境适应特性的智能点阵结构,可编程地感知和响应外界变化(例如光强、压强、溶液、温度、电磁场、电化学激励),并在时间和空间上进行形状重构、模式转换和性能调控,仍然是人造材料研究领域一个重要的科学挑战^[10].

形状记忆聚合物和合金是应用最广泛的智能材料,能够承受较大的可编程变形,可以通过温度控制恢复原始形状.这种形状记忆效应被用来调控点阵结构的弹性模量、Poisson 比和带隙^[11-14].Deng 等通过温度控制液态金属的固液两相转变,实现了由其填充的空芯弹性点阵结构的等效形状记忆效应^[15].然而,这种液态金属填充的弹性体和大部分的形状记忆聚合物只具有单向的形状记忆效应,需要通过训练实现可逆的构型转变.虽然液晶弹性体在温度控制下可在向列相和各向同性相之间可逆转变,表现为材料的收缩或膨胀变形,但是其制造工艺复杂,承载能力较差^[16-17].

另一方面,可以利用磁场对结构材料的变形进行编程.Jackson 等在空管聚合物点阵结构中填充磁流变悬浮液,通过磁场控制实现结构快速的大尺寸形状重构以及刚度变化^[18].但是这类填充结构也存在制备困难、结构复杂、对缺陷敏感等缺点.向聚合物、弹性体、刚性氮化硅膜和水凝胶等基体材料中添加含有磁性的颗粒或纳米线,可以更方便地通过磁场进行远程控制,由其制备的结构表现出极大的可重构性^[19-21].然而这种磁控材料缺少形状锁定机制,其变形需要恒定的外磁场来维持.为了达到锁定磁控材料临时形状的目的,Ze 等采用向形状记忆聚合物里添加磁性颗粒的方法,用形状记忆聚合物的热塑性来实现结构多模态、多步的变形和重构^[22].但是这种方法制造过程复杂,需要向形状记忆聚合物基体里混合两种类型的磁性颗粒,一种用于感应加热,另一种用于驱动材料变形.

能响应多个物理场激励的智能材料可以提高结构的可控性和灵活性.如由光活性水凝胶和铁磁性纳米线组成的混合材料制成的结构,可以在光和磁场作用下实现快速和可编程的变形^[23].由堆叠石墨烯和聚乙烯组成的双层膜可以通过加热诱导变形,由其制备的结构可以在红外照射下实现滚动运动^[24].此外,学者们也提出了其他智能材料和结构的激励-响应机制.Cui 等通过复杂的三维微结构设计,获得了具有任意压电系数的压电超材料,通过施加应力,可以选择性地抑制、反转或增强由其产生的电压响应^[25].气动控制的结构和软机器人可以实现多种可编程运动和功能应用^[26-28].Xia 等和 Dehghany 等以电化学和光化学反应为驱动,实现了微点阵结构和凝胶材料的形状重构^[29-30].Li 等通过向点阵结构局部滴入不同溶液,利用相邻胞壁的毛细力来改变结构的拓扑构型^[31].Liu 等和 Zhang 等用两种具有不同刚度和溶胀特性的双材料制备的多孔结构,在水化作用下表现出负溶胀特性^[32-33].

近年来,随着多材料 3D 和 4D 打印技术的不断进步,已经可以制造性能差别很大的、多种材料组成的复杂结构^[34-38].通过合理选择组分材料、设计材料空间分布,多材料点阵结构表现出随环境条件变化的响应特性.例如,研究人员使用具有不同热膨胀系数的双材料,设计并制备了具有可调热膨胀系数的点阵结构^[39-45].Janbaz 等通过将超弹性和黏弹性特性不同的材料组合成双材料梁,使点阵结构具有应变率相关的力学性能^[46].利用非晶态聚合物和弹性体在工作温度下的刚度反转效应(即弹性体的模量相对较低,几乎与温度无关,而由于玻璃化转变,非晶态聚合物的模量随着温度升高,从远高于弹性体的模量降低到低于弹性体的模量),Che 等和 Yuan 等提出了热力控制跳变序列和变形模式可转换的点阵结构^[47-48].基于这种刚度反转效应以及形状记忆聚合物的形状记忆效应,Song 等通过在第一个热循环中进行两种材料的预应力组装和第二个热循环中的拆卸,实现了结构多模态的形状重构^[49-50].基于多材料 4D 打印技术,Jeong 等制备了热力控制的大变形、快速反

应的旋转多稳态结构^[51]. Zhao 等和 Mueller 等调整由两种具有不同玻璃化转变温度的聚合物材料组成的点阵结构的材料分布, 通过温度变化实现了对点阵结构刚度、Poisson 比和变形模式的调控^[52-53].

针对目前智能材料和结构激励-响应机制复杂、制备困难等缺点, 本文采用具有不同玻璃化转变温度和温度依赖性的多种聚合物材料, 结合多材料 3D 打印技术对材料的空间分布进行合理设计, 提出了一类具有热可编程力学响应能力的多材料点阵结构, 并研究了其力学行为. 以双 V 结构和双 U 结构为例, 通过温度变化实现对多材料点阵结构弹性常数、压溃响应和结构稳定性的调控, 使多材料点阵结构表现出极大的热变形、超弹性和形状记忆效应.

1 热可调结构弹性常数和压溃响应

传统的负 Poisson 比结构作为机械超材料的一种, 其反常的拉胀行为依赖于其微结构的几何设计, 与组分材料无关. 所以传统的负 Poisson 比结构一旦制备完成, 其力学性能通常在使用寿命内保持不变. 这制约了负 Poisson 比结构对不断变化的环境和工作条件的调节能力. 以双 V 内凹结构为例^[54-60], 单材料双 V 内凹结构的 Poisson 比由其几何参数决定, 与构成材料的性能无关, 如图 1 所示. 若使用两种材料改进双 V 内凹结构设计 (如图 1(a) 所示), 则该结构的 Poisson 比由两种材料的相对刚度和几何参数共同决定. 此时, 当两种材料的刚度对温度的依赖性不同时, 则可以通过温度变化调整两种材料的相对刚度, 进而实现对双 V 内凹结构 Poisson 比的调控和编程.

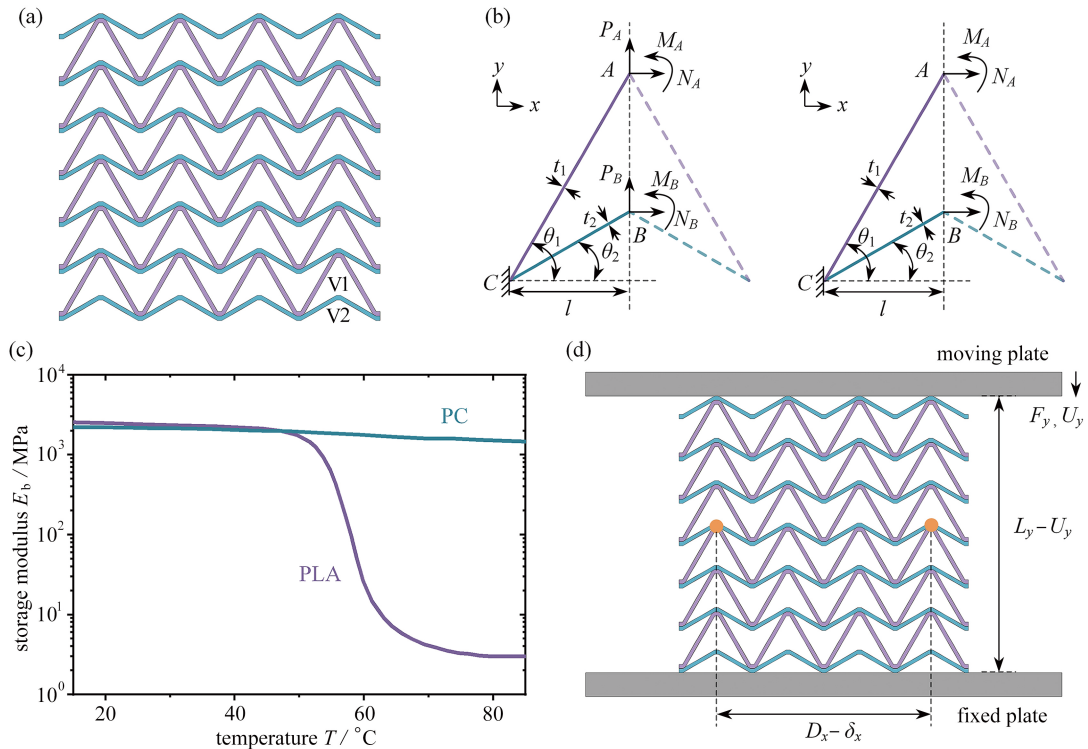


图 1 双材料双 V 内凹结构: (a) 双材料双 V 内凹结构示意图; (b) 沿 y 和 x 方向分别加载时的边界条件; (c) PLA 和 PC 材料的储能模量与温度的关系; (d) 准静态单轴压缩示意图

Fig. 1 Bimaterial concave double-V structures: (a) schematic diagram of bimaterial concave double-V structures; (b) boundary conditions for loads along y and x directions; (c) storage modulus E_b vs. temperature T for PLA and PC; (d) schematic diagram of quasi-static uniaxial compression

注 为了解释图中的颜色, 读者可以参考本文的电子网页版本, 后同.

如图 1(a) 所示, 双 V 内凹结构由交替堆叠的波纹构件 V1 和 V2 组成. 图中紫色标记部分为 V1, 弹性模量为 E_1 , 密度为 ρ_1 , 面内厚度为 t_1 ; 蓝色标记部分为 V2, 弹性模量为 E_2 , 密度为 ρ_2 , 面内厚度为 t_2 . θ_1 和 θ_2 分别为 V1 和 V2 与 x 轴的倾斜角, 且 $\theta_1 > \theta_2 > 0$. 此外双 V 结构单元的水平投影长度为 $2l$, 面外厚度为 b . 双 V 内凹结构的密度和孔隙率分别为

$$\rho_{2D} = \frac{1}{l(\tan \theta_1 - \tan \theta_2)} \left(\frac{\rho_1 t_1}{\cos \theta_1} + \frac{\rho_2 t_2}{\cos \theta_2} \right), \quad (1)$$

$$n_{2D} = 1 - \frac{1}{l(\tan \theta_1 - \tan \theta_2)} \left(\frac{t_1}{\cos \theta_1} + \frac{t_2}{\cos \theta_2} \right). \quad (2)$$

由上述公式可知, 双 V 内凹结构的密度随面内厚度和组分材料密度的增加而线性增加, 而孔隙率仅由几何参数决定。

为了得到双 V 结构的等效弹性常数, 本文选取的代表性体积单元如图 1(b) 所示, 并做如下假设: 1) 结构杆件的变形均为小变形; 2) 结构的杆件均为细长杆, 忽略剪切以及其他变形, 仅考虑轴向和弯曲变形; 3) 结构杆件间的连接为刚性连接, 且在变形过程中角度保持不变; 4) 双 V 结构在 x 和 y 方向上无限延伸, 不考虑结构尺寸和边界效应。

考虑结构对称性, 选取如图 1(b) 所示单元的对称轴左侧的一半 (ABC) 进行分析。 A 点和 B 点的反力和反力矩分别用 N_A, N_B, M_A, M_B 表示, C 点为固定端约束, 假设在双 V 结构的 y 方向上施加远场应力 σ_∞ , 则 A 点和 B 点在 y 方向的载荷为 $-P_A = P_B = \sigma_\infty b l$ 。 A 点和 B 点沿 x 方向位移分别用 u_x^A 和 u_x^B 表示, 沿 y 方向位移分别用 u_y^A 和 u_y^B 表示, 旋转的角度分别为 θ_A 和 θ_B 。根据结构几何特性和变形协调条件可以得到如下关系:

$$\delta_{P_A N_A} P_A + \delta_{M_A N_A} M_A + \delta_{N_A N_A} N_A = \delta_{P_B N_B} P_B + \delta_{M_B N_B} M_B + \delta_{N_B N_B} N_B, \quad (3)$$

$$\delta_{P_A M_A} P_A + \delta_{M_A M_A} M_A + \delta_{N_A M_A} N_A = 0, \quad (4)$$

$$\delta_{P_B M_B} P_B + \delta_{M_B M_B} M_B + \delta_{N_B M_B} N_B = 0, \quad (5)$$

式中 δ_{ij} 为 i 方向的力在 j 方向引起的位移,

$$\begin{aligned} \delta_{P_A N_A} &= -\frac{l^3 \tan \theta_1}{3E_1 I_1 \cos \theta_1} + \frac{l \sin \theta_1}{E_1 A_1}, \quad \delta_{M_A N_A} = -\frac{l^2 \tan \theta_1}{2E_1 I_1 \cos \theta_1}, \quad \delta_{N_A N_A} = \frac{l^3 \tan^2 \theta_1}{3E_1 I_1 \cos \theta_1} + \frac{l \cos \theta_1}{E_1 A_1}, \\ \delta_{P_B N_B} &= -\frac{l^3 \tan \theta_2}{3E_2 I_2 \cos \theta_2} + \frac{l \sin \theta_2}{E_2 A_2}, \quad \delta_{M_B N_B} = -\frac{l^2 \tan \theta_2}{2E_2 I_2 \cos \theta_2}, \quad \delta_{N_B N_B} = \frac{l^3 \tan^2 \theta_2}{3E_2 I_2 \cos \theta_2} + \frac{l \cos \theta_2}{E_2 A_2}, \\ \delta_{P_A M_A} &= \frac{l^2}{2E_1 I_1 \cos \theta_1}, \quad \delta_{M_A M_A} = \frac{l}{E_1 I_1 \cos \theta_1}, \quad \delta_{P_B M_B} = \frac{l^2}{2E_2 I_2 \cos \theta_2}, \quad \delta_{M_B M_B} = \frac{l}{E_2 I_2 \cos \theta_2}; \end{aligned}$$

$I_1 = bt_1^3/12$ 和 $I_2 = bt_2^3/12$ 分别为 V1 和 V2 的惯性矩; $A_1 = bt_1$ 和 $A_2 = bt_2$ 分别为 V1 和 V2 的横截面积。

经过简单运算可以得到 A 点和 B 点沿着 x 和 y 方向的位移分别为

$$u_y^A = \delta_{P_A P_A} P_A + \delta_{M_A P_A} M_A + \delta_{N_A P_A} N_A, \quad (6)$$

$$u_y^B = \delta_{P_B P_B} P_B + \delta_{M_B P_B} M_B + \delta_{N_B P_B} N_B, \quad (7)$$

$$u_x^A = u_x^B = \delta_{P_A N_A} P_A + \delta_{M_A N_A} M_A + \delta_{N_A N_A} N_A, \quad (8)$$

式中

$$\delta_{P_A P_A} = \frac{l^3}{3E_1 I_1 \cos \theta_1} + \frac{l \sin \theta_1 \tan \theta_1}{E_1 A_1}, \quad \delta_{P_B P_B} = \frac{l^3}{3E_2 I_2 \cos \theta_2} + \frac{l \sin \theta_2 \tan \theta_2}{E_2 A_2}.$$

由式 (6)~(8) 可以得到双 V 结构在 y 和 x 方向上的名义应变为

$$\varepsilon_y = \frac{-u_y^A + u_y^B}{l(\tan \theta_1 - \tan \theta_2)}, \quad (9)$$

$$\varepsilon_x = -\frac{u_x^A}{l} = -\frac{u_x^B}{l}. \quad (10)$$

因此, 双 V 结构沿着 y 方向加载时的等效 Poisson 比和弹性模量可以表示为

$$\nu_{xy} = -\frac{\varepsilon_x}{\varepsilon_y}, \quad (11)$$

$$E_y = \frac{\sigma_\infty}{\varepsilon_y}. \quad (12)$$

用类似的推导, 假设在双 V 结构的 x 方向上施加一个远场应力 σ_∞ , 则 A 点和 B 点在 x 方向的载荷为

$N_A + N_B = \sigma_\infty bl(\tan\theta_1 - \tan\theta_2)$. 可以得到双 V 结构沿着 x 方向加载时的等效 Poisson 比和弹性模量分别为

$$\nu_{yx} = -\frac{\varepsilon_y}{\varepsilon_x}, \tag{13}$$

$$E_x = \frac{\sigma_\infty}{\varepsilon_x}. \tag{14}$$

我们用 MATHEMATICA 计算得到双 V 结构等效 Poisson 比和弹性模量与组分材料相对刚度 E_1/E_2 的关系, 如图 2 所示 ($t_1/l = t_2/l = 0.1$). 双材料双 V 内凹结构具有明显的负 Poisson 比特征, Poisson 比 ν_{xy} 的绝对值随着相对刚度 E_1/E_2 的增大而先增大后减小 (绝对值越大, 负 Poisson 比效果越明显), 并且在相对刚度 E_1/E_2 极小 ($E_1/E_2 < 10^{-3}$) 或极大 ($E_1/E_2 > 10^4$) 时趋向于零, 这种情况下 Poisson 比 ν_{xy} 不受几何参数 θ_1 和 θ_2 的影响. ν_{xy} 的极小值出现在 E_1/E_2 略大于 1 的位置, 极小值受几何参数 θ_1 和 θ_2 的影响, 如图 2(a) 所示. 上述结果表明固定双 V 结构的几何参数, 通过调整 V1 和 V2 杆件组分材料的相对刚度 E_1/E_2 , 可以实现对双 V 结构 Poisson 比 ν_{xy} 的编程. 而从图 2(c) 可以看出, 相对刚度 E_1/E_2 对双 V 结构的 Poisson 比 ν_{yx} 没有影响. 相对刚度 E_1/E_2 对双 V 结构等效弹性模量 E_y 的影响比对 E_x 的影响更显著, 如图 2(b) 和 2(d) 所示. 这是因为在 y 方向加载时双 V 结构的轴向变形主要发生在刚度较低的杆件上, 相当于 V1 和 V2 杆件串联; 而在 x 方向加载时双 V 结构的 V1 和 V2 杆件均发生同样的轴向变形, 刚度较高的杆件承受大部分的轴向载荷, 相当于 V1 和 V2 杆件并联. 因此可以通过调整相对刚度 E_1/E_2 在更大范围内对双 V 结构等效弹性模量 E_y 进行调控.

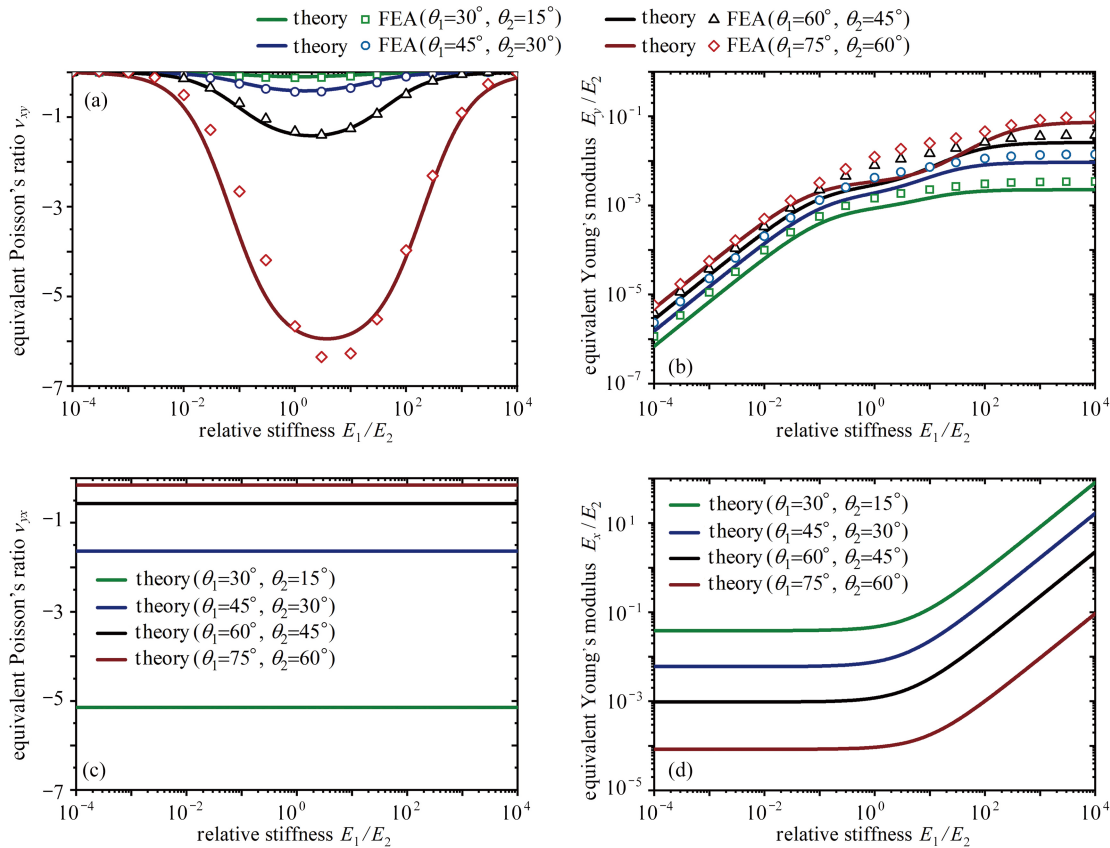


图 2 组分材料相对刚度 E_1/E_2 对双材料双 V 内凹结构弹性常数的影响: (a) Poisson 比 ν_{xy} 与相对刚度 E_1/E_2 的函数关系; (b) 弹性模量 E_y/E_2 与相对刚度 E_1/E_2 的函数关系; (c) Poisson 比 ν_{yx} 与相对刚度 E_1/E_2 的函数关系; (d) 弹性模量 E_x/E_2 与相对刚度 E_1/E_2 的函数关系

Fig. 2 The influence of relative stiffness E_1/E_2 of the constituent materials on elastic constants of bimaterial double-V structures: (a) equivalent Poisson's ratio ν_{xy} as functions of relative stiffness E_1/E_2 ; (b) relative Young's modulus E_y/E_2 as functions of relative stiffness E_1/E_2 ; (c) equivalent Poisson's ratio ν_{yx} as functions of relative stiffness E_1/E_2 ; (d) relative Young's modulus E_x/E_2 as functions of relative stiffness E_1/E_2

通过上述分析可知, 通过调整 V1 和 V2 杆件组分材料的相对刚度 E_1/E_2 , 可以实现对双 V 结构 Poisson 比 ν_{xy} 和弹性模量 E_y 的调控. 上述理论推导中, 选择温度 T 为外部环境变量, 即 E_1 和 E_2 为温度 T 的函数, 则可以通过控制温度变化调整相对刚度 E_1/E_2 进而实现对双 V 结构 Poisson 比和弹性模量的调控和编程. 本文选用对温

度变化敏感的聚乳酸 (polylactic acid, PLA) 材料和对温度变化不敏感的聚碳酸酯 (polycarbonate, PC) 材料演示这一设计效果. 通过动态热机械分析 (dynamic mechanical analysis, DMA) 测试得到的 PLA 材料和 PC 材料的储能模量与温度的关系如图 1(c) 所示. 在室温条件下 (即 $T=20\text{ }^\circ\text{C}$), $E_{\text{PC}} = 2\ 207\ \text{MPa}$, $E_{\text{PLA}} = 2\ 517\ \text{MPa}$, 这两种材料表现出几乎相同的储能模量. 当温度升高到 $T=80\text{ }^\circ\text{C}$ 时, 对温度变化敏感的 PLA 材料的储能模量大幅降低至 $E_{\text{PLA}} = 3\ \text{MPa}$, 而对温度变化不敏感的 PC 材料的储能模量轻微降低至 $E_{\text{PC}} = 1\ 490\ \text{MPa}$, 导致两种材料的储能模量相差将近三个数量级. 采用这两种材料 3D 打印制备了双 V 型结构, 其中 V1 部分使用 PLA 材料, V2 部分使用 PC 材料. 制备的双 V 内凹结构试件的几何尺寸为: $\theta_1 = 60^\circ$, $\theta_2 = 30^\circ$, $t_1 = t_2 = 1.5\ \text{mm}$, $l = 15\ \text{mm}$, $b = 30\ \text{mm}$.

对制备的试件进行了压缩测试, 试验设备为带环境温箱的万能试验机 (Instron 5569). 试验过程中, 载荷加载速度为 $0.5\ \text{mm/min}$, 温箱内温度恒定, 我们利用激光引伸计记录双 V 结构横向距离变化, 如图 1(d) 所示. 利用有限元分析软件 ABAQUS 模拟了温度变化对双材料双 V 结构 Poisson 比 ν_{xy} 和弹性模量 E_y 的影响. 计算中采用平面应变模型, 用 CPE4 单元对所建立的有限元模型进行网格划分, 通过网格收敛性研究, 确定网格尺寸为 $0.3\ \text{mm}$. 分析过程采用静态分析步 (static general), 采用通用接触, 定义摩擦因数为 0.3 , 法向采用硬接触防止单元互相穿透.

图 3 给出了温度变化对双材料双 V 内凹结构弹性常数的影响, 双材料双 V 内凹结构的 Poisson 比 ν_{xy} 和弹性模量 E_y 的理论、模拟和实验的结果对比分别如图 3(c) 和 3(d) 所示. 当温度较低 ($T < 50\text{ }^\circ\text{C}$) 或较高 ($T > 70\text{ }^\circ\text{C}$) 时, 组分材料 PLA 和 PC 的刚度变化很小, 双材料双 V 结构 Poisson 比 ν_{xy} 的值比较稳定; 在 $50\text{ }^\circ\text{C} < T < 70\text{ }^\circ\text{C}$ 的温度范围, PLA 和 PC 的相对刚度变化很大, 双材料双 V 结构 Poisson 比 ν_{xy} 的值变化明显. 随着温度的升高, 双 V 结构 Poisson 比 ν_{xy} 从很小的负值逐渐趋向于零. 从图 3(a) 和 3(b) 所示的数值模拟结果可以很清楚地看出, 双 V 结构在 $T=20\text{ }^\circ\text{C}$ 和 $T=80\text{ }^\circ\text{C}$ 时沿 y 方向受压的横向位移明显不同, $T=20\text{ }^\circ\text{C}$ 时具有显著的负 Poisson 比效应, 而在 $T=80\text{ }^\circ\text{C}$ 时结构的横向变形很小. 说明选用弹性模量对温度有不同的敏感性的两种组分材料, 通过控制温度变化可以对双材料双 V 内凹结构的 Poisson 比 ν_{xy} 和弹性模量 E_y 进行调控和编程.

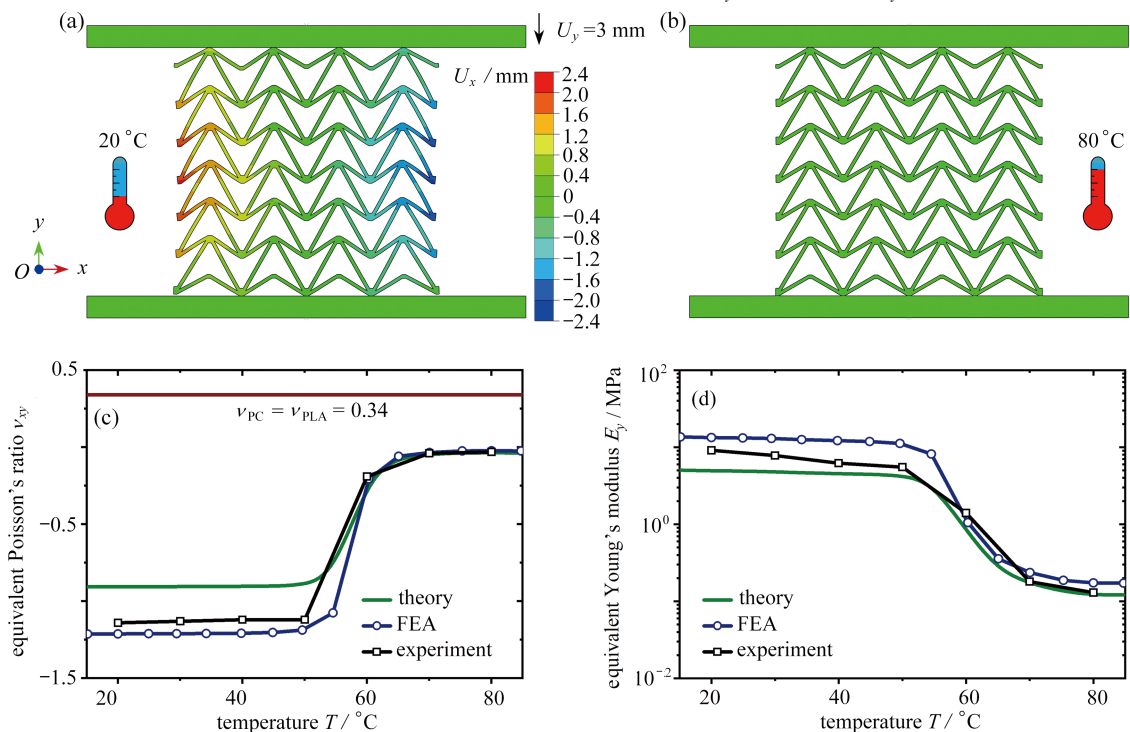


图 3 温度变化对双材料双 V 内凹结构弹性常数的影响: (a) 低温时双 V 结构在 y 方向受压时的横向变形; (b) 高温时双 V 结构在 y 方向受压时的横向变形; (c) 不同温度下 ν_{xy} 的理论、模拟和实验结果对比; (d) 不同温度下 E_y 的理论、模拟和实验结果对比

Fig. 3 The influences of temperatures on elastic constants of bimaterial double-V structures: (a) simulated lateral deformation for y -direction load at low temperatures; (b) simulated lateral deformation for y -direction load at high temperatures; (c) theoretical, numerical and experimental results of Poisson's ratio ν_{xy} as functions of temperature T ; (d) theoretical, numerical and experimental results of Young's modulus E_y as functions of temperature T

为了进一步说明通过温度变化调控双材料双V内凹结构的力学性能,采用数值模拟研究了其在不同温度下的压溃行为.在室温($T=20\text{ }^{\circ}\text{C}$)和高温($T=80\text{ }^{\circ}\text{C}$)环境下的轴向压溃模拟过程中,有限元模型的几何参数和结构与实验样品一致,分析过程使用显式动态算法(dynamic explicit),采用具有温度相关特性的线弹性理想塑性材料模型,最小步长为 $1\times 10^{-7}\text{ s}^{-1}$,线性和二次黏度系数分别为0.06和1.2.数值模拟中两种组分材料的材料参数如表1所示.

表1 有限元分析中组分材料的性能参数
Table 1 Mechanical properties of constituent materials used in the finite element analysis

material parameter	PC		PLA	
temperature $T/^{\circ}\text{C}$	20	80	20	80
density $\rho_b/(\text{kg}/\text{m}^3)$	1 220	1 220	1 220	1 220
Poisson's ratio ν_b	0.34	0.34	0.34	0.34
elastic modulus E_b/MPa	2 207	1 490	2 517	3
yield strength σ_b/MPa	54	22	50	2
yield strain $\varepsilon_b/\%$	4.3	2.5	3.3	5.2

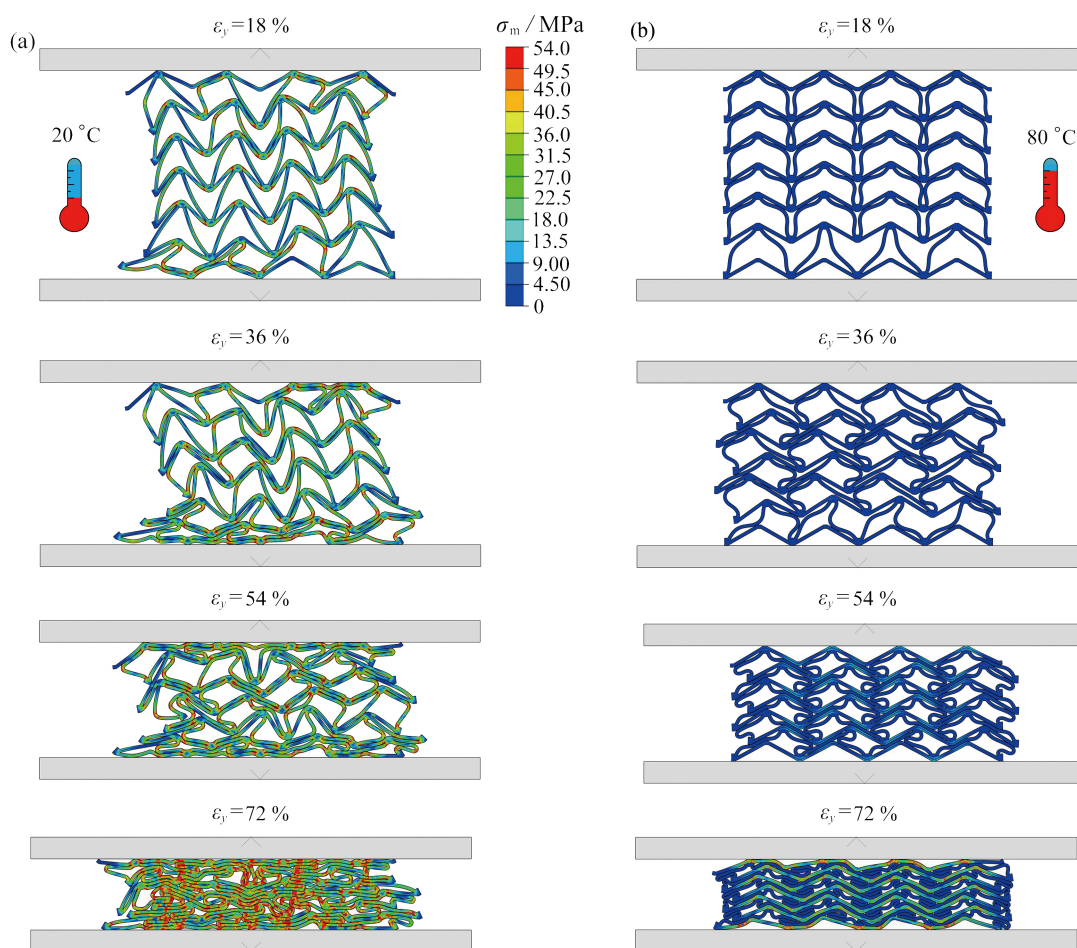


图4 温度变化对双材料双V结构变形模式的影响:(a)低温时双V结构在y方向的压溃过程;(b)高温时双V结构在y方向的压溃过程

Fig. 4 The influences of temperatures on deformation modes of bimaterial double-V structures: (a) simulated crushing process for y-direction load at a low temperature; (b) simulated crushing process for y-direction load at a high temperature

不同温度下双材料双V结构准静态压溃过程的数值模拟结果如图4所示.双V结构在压缩载荷作用下,V1杆件承受弯矩和轴向压力,而V2杆件承受弯矩和轴向拉力.常温下,PLA和PC材料的弹性模量、屈服应力和屈服应变差别很小,因此双材料双V内凹结构的压溃变形模式与单一材料双V结构的变形模式一致,先横向向内收缩再横向向外扩张,如图4(a)所示.然而在高温下,PLA材料的弹性模量迅速降低大约三个数量

级, 屈服强度降低大约一个数量级, 而 PC 材料的弹性模量和屈服强度只降低到大约原来的一半. 因此, 双材料双 V 结构在高温下表现为 V1 杆件的压曲变形, 在较大的应变下依然保持零 Poisson 比, 整体变形规则有序, 如图 4(b) 所示. 由于负 Poisson 比结构在受压时的质量集中效应, 双材料双 V 结构在常温下的应力-应变曲线没有明显的平台应力阶段, 应力水平随名义应变的增加逐渐提升. 而在高温下, 双材料双 V 结构在较大的应变下依然保持零 Poisson 比, V1 杆件的压曲失稳变形使得应力-应变曲线抖动剧烈, 在 V1 杆件压至与 V2 杆件接触后, 再继续加载导致应力水平迅速提升, 如图 5(a) 和 5(b) 所示.

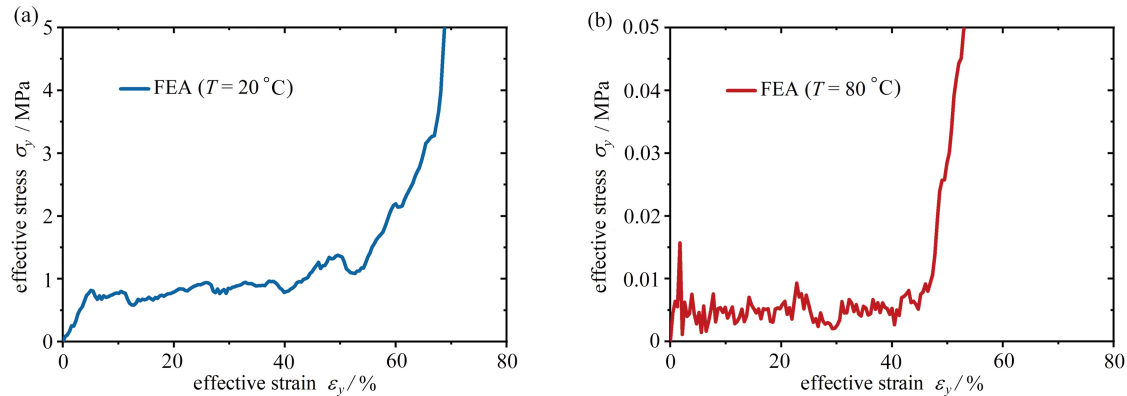


图 5 温度变化对双材料双 V 结构应力-应变响应的影响: (a) 低温时双 V 结构在 y 方向压溃时的应力-应变曲线; (b) 高温时双 V 结构在 y 方向压溃时的应力-应变曲线

Fig. 5 The influence of temperature on stress-strain response of bimaterial double-V structures: (a) numerical results of stress-strain curve for y-direction load at low temperature; (b) numerical results of stress-strain curve for y-direction load at high temperature

2 热可调结构稳定性

基于弹性跳变机制的双、多稳态结构具有形状重构功能, 也是机械超材料研究领域的热点. 压曲梁和原曲梁是研究最广泛的跳变单元, 传统的单材料双、多稳态结构采用较厚的支撑部分为跳变部分提供两端的约束, 导致单材料多稳态结构的材料利用率很低. 而且单材料多稳态结构的形状重构需要通过施加外部载荷实现, 不具有智能响应机制, 如图 6 所示. 以双 U 多稳态结构为例^[61-70], 单材料双 U 结构的双、多稳态机制由弹性跳变部分和支撑部分的几何参数决定. 而如图 6(a) 所示, 双材料双 U 结构的弹性跳变部分由另一种材料制成的支撑部分提供两端的约束, 其双、多稳态机制由两种材料的相对刚度和几何参数共同决定. 因此, 和双材料双 V 结构类似, 当两种材料的刚度对温度有不同的依赖性时, 就可以通过温度变化控制两种材料的相对刚度, 进而实现对双材料双 U 结构稳定性的调控和编程.

如图 6(a) 所示, 双 U 结构的单元由构件 U3 和 U4 组成. 图中绿色标记部分为 U3, 弹性模量为 E_3 , 密度为 ρ_3 , 紫色标记部分为 U4, 弹性模量为 E_4 , 密度为 ρ_4 . 几何参数如下: U3 跳变曲梁中心线的垂直投影高度和水平投影长度分别为 h 和 $l/2$, 面内厚度为 t_3 ; U4 支撑梁面内厚度为 t_4 , 连接平台的宽度为 c , 厚度为 a . 三角函数 $y = h/2 \times [1 - \cos(2\pi x/l)]$ 在区域 $[-l/2, 0]$ 内的函数曲线作为原曲梁 U3 中心线的曲线形式, 面外厚度为 b .

之前的研究表明^[61-70], 当弹性跳变梁 U3 两端被完全约束时, 通过合理地调整其几何参数 t_3/l 和 h/l , 在竖直载荷 F_y 作用下, 弹性梁 U3 可以跳变到第二个稳态构型, 此时跳变曲梁中心线的垂直投影高度为 h' ($h' < h$). 而在双 U 结构跳变单元中, 弹性梁 U3 的两端由支撑梁 U4 提供横向约束. 当支撑梁 U4 的弹性模量 E_4 远大于弹性梁 U3 的弹性模量 E_3 时, 跳变梁 U3 的两端几乎被支撑梁 U4 完全约束, 此时双 U 结构跳变单元为双稳态单元; 当支撑梁 U4 的弹性模量 E_4 远小于弹性梁 U3 的弹性模量 E_3 时, 支撑梁 U4 无法为跳变梁 U3 的两端提供足够的约束, 使得两端完全约束的双稳态跳变单元变为单稳态跳变单元. 这两种情况对应的力-位移曲线和势能-位移曲线如图 6(c) 和 6(d) 所示.

为了更简洁地解释支撑梁和跳变梁相对刚度 E_4/E_3 对双 U 结构稳定性的影响, 本文研究了与其具有相同跳变机制的 von Mises 桁架模型^[61-70]. 图 7 给出了 von Mises 桁架模型的系统稳定性分析. 最简单的 von Mises 桁架如图 7(a) 所示, 两个具有刚度 K_1 和原始长度 S_0 的线弹性弹簧, 其端部为销连接, 在其自然状态下与

水平面成非零角度倾斜. 为了给系统提供惯性, 在弹簧相交的地方放置一个点质量 M , 并限制点质量仅在垂直方向上移动. 最简单的 von Mises 桁架具有完全对称的双稳态, 因为高亮显示和轻度着色的平衡态相对于水平轴具有对称性. 这种完全对称的双稳态机制与压曲梁具有相同的力学表现. 当竖直外力 F_y 作用于点质量时, 图 7(a) 所述保守系统的总势能由弹性势能 E_t 和外力势能 W 组成:

$$\Pi = E_t + W = K_1(S - S_0)^2 - F_y U = K_1 \left(\sqrt{L^2 + (H - U)^2} - \sqrt{L^2 + H^2} \right)^2 - F_y U. \quad (15)$$

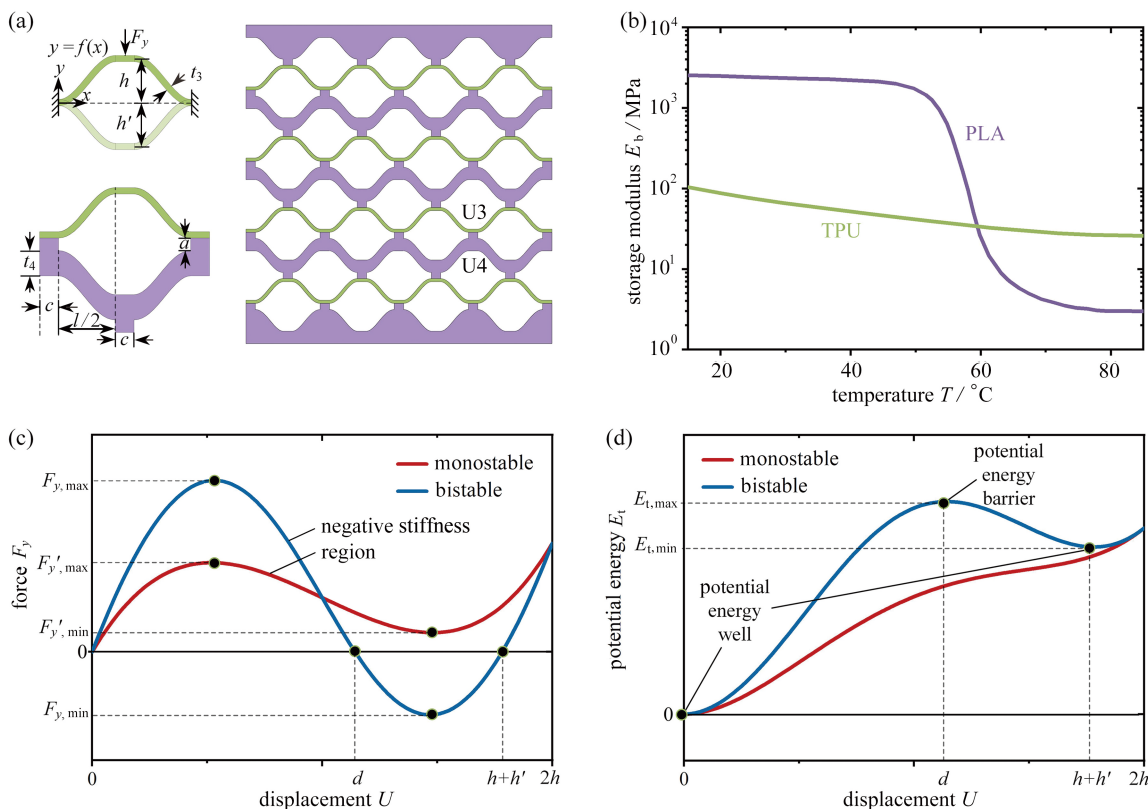


图 6 双材料双 U 跳变结构: (a) 双材料双 U 结构及单元几何参数示意图; (b) PLA 和 TPU 材料的储能模量与温度的关系; (c) 单稳态和双稳态单元的力-位移曲线示意图; (d) 单稳态和双稳态单元的势能-位移曲线示意图

Fig. 6 Bimaterial double-U snapping structures: (a) schematic diagram of bimaterial double-U structures and geometric parameters of the unit cell; (b) storage modulus E_b vs. temperature T for PLA and TPU; (c) force-displacement curves of the monostable and bistable unit cells; (d) potential energy-displacement curves of the monostable and bistable unit cells

系统的力和位移的关系为

$$F_y = \frac{\partial E_t}{\partial U} = 2K_1(H - U) \left(\sqrt{\frac{(L^2 + H^2)}{L^2 + (H - U)^2}} - 1 \right). \quad (16)$$

然而, 将一定刚度的附加线弹性弹簧 K_2 垂直连接到点质量上时, 轻度阴影区域不再是稳定平衡位置, 如图 7(c) 所示. 这样, 取决于相对刚度 K_2/K_1 和无量纲几何参数 H/L , 三个相连的线弹性弹簧具有单稳态或者不对称双稳态. 该系统与斜直梁、原曲梁和轴对称壳体等具有相同的力学表现, 可以用来解释其跳变机制. 图 7(c) 所述系统的弹性势能由下式给出:

$$E_t = K_1(S - S_0)^2 + \frac{1}{2}K_2U^2 = K_1 \left(\sqrt{L^2 + (H - U)^2} - \sqrt{L^2 + H^2} \right)^2 + \frac{1}{2}K_2U^2. \quad (17)$$

系统的力和位移的关系为

$$F_y = \frac{\partial E_t}{\partial U} = 2K_1(H-U) \left(\sqrt{\frac{(L^2+H^2)}{L^2+(H-U)^2}} - 1 \right) + K_2U. \quad (18)$$

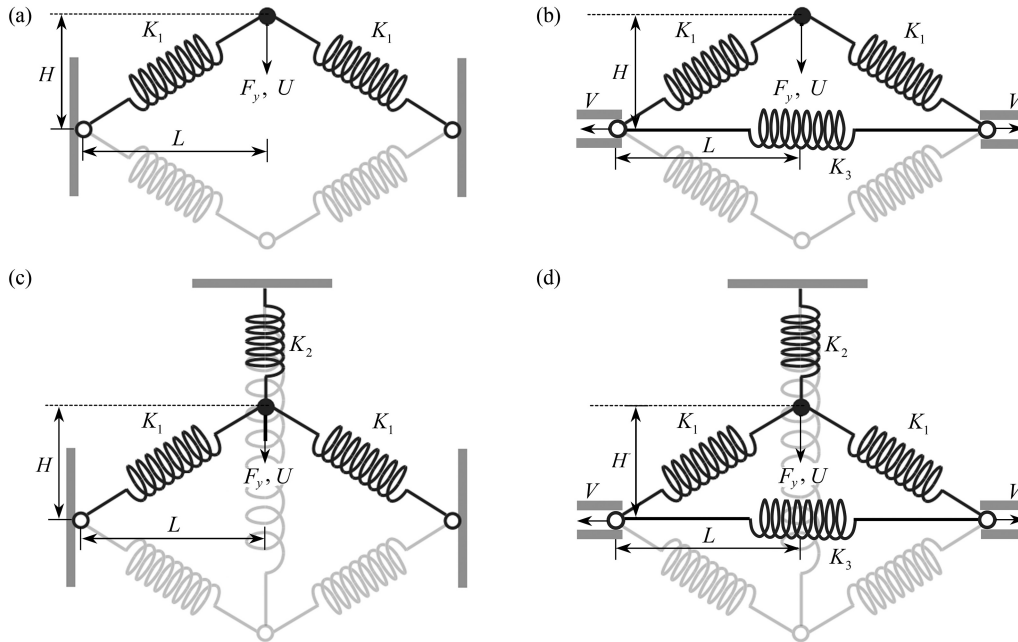


图 7 Von Mises 桁架模型的系统稳定性分析: (a) 两端完全约束的对称双稳态系统; (b) 两端不完全约束的对称双稳态系统; (c) 两端完全约束并加上竖直弹簧的非对称双稳态或单稳态系统; (d) 两端不完全约束并加上竖直弹簧的非对称双稳态或单稳态系统
 Fig. 7 System stability analysis of von Mises truss models: (a) the symmetric bistable system with complete constraints at both ends; (b) the symmetric bistable system with incomplete constraints at both ends; (c) the asymmetric bistable or monostable system with a vertical spring and complete constraints at both ends; (d) the asymmetric bistable or monostable system with a vertical spring and incomplete constraints at both ends

在周期性的整体结构中, 跳变部分末端的约束由支撑段提供, 不能形成完全固定的边界条件. 因此, 需要使用如图 7(b) 和 7(d) 所示的具有刚度 \$K_3\$ 的水平线弹性弹簧, 来替换如图 7(a) 和 7(c) 所示横向完全约束的边界, 并模拟结构的横向扩张和收缩阻力. 图 7(b) 所述系统的弹性势能由下式给出:

$$E_t = K_1(S - S_0)^2 + 2K_3V^2 = K_1 \left(\sqrt{(L-V)^2 + (H-U)^2} - \sqrt{L^2 + H^2} \right)^2 + 2K_3V^2. \quad (19)$$

图 7(d) 所述系统的弹性势能由下式给出:

$$E_t = K_1(S - S_0)^2 + \frac{1}{2}K_2U^2 + 2K_3V^2 = K_1 \left(\sqrt{(L-V)^2 + (H-U)^2} - \sqrt{L^2 + H^2} \right)^2 + \frac{1}{2}K_2U^2 + 2K_3V^2. \quad (20)$$

图 7(b) 和 7(d) 所示系统的力和位移的关系可以通过求解下列方程给出:

$$\begin{pmatrix} \frac{\partial E_t}{\partial U} \\ \frac{\partial E_t}{\partial V} \end{pmatrix} = \begin{pmatrix} F_y \\ 0 \end{pmatrix}. \quad (21)$$

通过对上述桁架系统的分析, 整理总结 von Mises 桁架模型的力-位移响应规律如图 8 所示. 图中实线-虚线-实线的橙色线为单稳态和双稳态的分界线, 该橙色线虚线部分表示负增量刚度阶段, 实线部分表示正增量刚度阶段. 竖直弹簧 \$K_2\$ 的作用体现在: 当 \$K_2/K_1 = 0\$ 时, 桁架相对于水平轴对称, 为对称双稳态系统, 因此其力-

位移曲线相对于零力点 ($U/H = 1, 0$) 中心对称, 零力点 ($U/H = 1, 0$) 出现在当两个弹簧都水平的时刻, 如图 8(b) 所示; 当 $K_2/K_1 > 0$ 时, 竖直弹簧 K_2 在变形过程中存储了额外的弹性变形能, 因此系统的对称性被破坏, 零力点被转移到具有更高位移的位置. 如图 8(a) 所示, 随着 K_2/K_1 逐渐增加, 曲线逐渐提升, 并在大于某一特定值时与零力水平线 ($F_y = 0$) 不再相交, 桁架从双稳态系统变为单稳态系统. 随着 K_2/K_1 进一步增加, 单稳态系统的力-位移曲线从正增量刚度-负增量刚度-正增量刚度的非单调函数变为正增量刚度的单调函数, 而双稳态系统的力-位移曲线始终保持从正增量刚度-负增量刚度-正增量刚度的非单调函数. 水平弹簧 K_3 的作用体现在: 当 $K_2/K_1 = 0$ 时, 对称双稳态系统力-位移曲线的最大值随着 K_3/K_1 的增加而不断增加, 但是增幅越来越小, 如图 8(b) 所示, 其中 $K_3/K_1 \rightarrow \infty$ 对应横向完全约束时的极限曲线; 当 $K_2/K_1 > 0$ 时, 双稳态系统力-位移曲线的最大值随着 K_3/K_1 的增加而不断增加, 但是增幅越来越小, 并在大于某一特定值时与零力水平线不再相交, 桁架从不对称双稳态系统变为单稳态系统. 随着 K_3/K_1 进一步增加, 单稳态系统的力-位移曲线从正增量刚度-负增量刚度-正增量刚度的非单调函数变为正增量刚度的单调函数, 如图 8(c) 所示, 其中 $K_3/K_1 \rightarrow \infty$ 对应横向完全约束时的极限曲线, 并且曲线均相对于非零力点 ($U/H = 1, K_2/K_1$) 中心对称. 几何参数 H/L 的作用体现在: 当 $K_2/K_1 = 0$ 时, 对称双稳态系统力-位移曲线的最大值随着 H/L 增加而不断增加; 当 $K_2/K_1 > 0$ 时, 随着 H/L 不断增加, 单稳态系统的力-位移曲线从正增量刚度的单调函数变为正增量刚度-负增量刚度-正增量刚度的非单调函数, 随着 H/L 再次增加, 负力 ($F_y < 0$) 出现, 桁架从单稳态系统变为不对称双稳态系统, 并且非对称系统的力-位移曲线的最大值的增加速度比最小值的减少速度快, 如图 8(d) 所示.

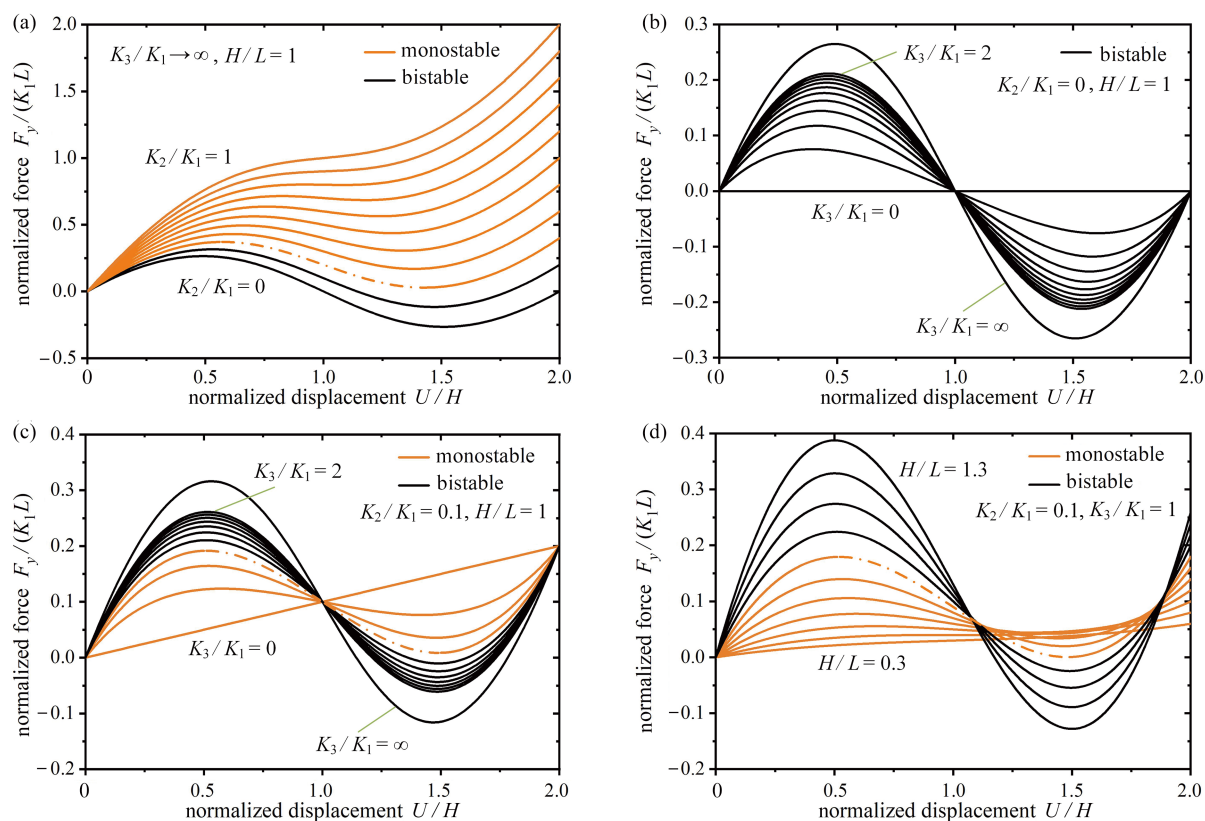


图 8 Von Mises 桁架模型的力-位移响应: (a) $K_3/K_1 \rightarrow \infty$ 且 $H/L = 1$ 时, K_2/K_1 对系统力-位移曲线的影响; (b) $K_2/K_1 = 0$ 且 $H/L = 1$ 时, K_3/K_1 对系统力-位移曲线的影响; (c) $K_2/K_1 = 0.1$ 且 $H/L = 1$ 时, K_3/K_1 对系统力-位移曲线的影响; (d) $K_2/K_1 = 0.1$ 且 $K_3/K_1 = 1$ 时, H/L 对系统力-位移曲线的影响

Fig. 8 The force-displacement responses of von Mises truss models: (a) the influence of K_2/K_1 on the force-displacement curves of the system for $K_3/K_1 \rightarrow \infty$ and $H/L = 1$; (b) the influence of K_3/K_1 on the force-displacement curves of the system for $K_2/K_1 = 0$ and $H/L = 1$; (c) the influence of K_3/K_1 on the force-displacement curves of the system for $K_2/K_1 = 0.1$ and $H/L = 1$; (d) the influence of H/L on the force-displacement curves of the system for $K_2/K_1 = 0.1$ and $K_3/K_1 = 1$

由于双材料双 U 结构与图 7(d) 所示桁架系统的力学行为的机制相同, 将 t_3/l 类比为 K_2/K_1 , 将 h/l 类比为 H/L , 将 $(E_4I_4)/(E_3I_3)$ 类比为 K_3/K_1 . 通过分析图 7(d) 所示桁架系统的跳变机制, 可以说明如何通过控制支撑梁 U4 和跳变梁 U3 的相对刚度 E_4/E_3 改变双材料双 U 结构的稳定性. 如图 8(c) 所示, 在保持 $K_2/K_1 = 0.1$, $H/L = 1$ 不变的情况下, 当桁架两端完全固定约束 ($K_3/K_1 = \infty$) 时, 力-位移曲线为正增量刚度-负增量刚度-正增量刚度的非单调函数, 有负力出现, 为非对称的双稳态系统; 当横向弹簧的刚度减小到 $K_3/K_1 = 0.4$ 时, 力-位移曲线为正增量刚度-负增量刚度-正增量刚度的非单调函数, 没有负力出现, 为非对称的单稳态系统; 当横向弹簧的刚度减小到 $K_3/K_1 = 0$ 时, 力-位移曲线为正增量刚度的单调函数, 无负增量刚度阶段. 通过上述分析可知, 通过外部激励调整组成支撑梁 U4 和跳变梁 U3 的组分材料的相对刚度 E_4/E_3 可以实现对双 U 结构单元稳定性的调控. 本文选用对温度变化敏感的 PLA 材料和对温度变化不敏感的热塑性聚氨酯 (thermoplastic polyurethane, TPU) 材料, 结合多材料 3D 打印技术, 通过控制温度变化调整相对刚度 E_4/E_3 进而实现对双 U 结构稳定性的调控和编程.



图 9 双 U 结构的形状重构和恢复的实验过程: (a) 初始完全展开的双 U 结构的形状重构和恢复过程;

(b) 初始完全闭合的双 U 结构的形状重构和恢复过程

Fig. 9 Experimental processes of shape reconfiguration and recovery of double-U structures: (a) shape reconfiguration and recovery of initial double-U structure with fully expanded configuration; (b) shape reconfiguration and recovery of initial double-U structure with fully contracted configuration

使用 FDM 3D 打印机制备了双材料双 U 结构, 双 U 整体结构的 U3 部分使用 TPU 材料, U4 部分使用 PLA 材料进行打印. 制备的双 U 结构试件的几何尺寸为: $h = 7 \text{ mm}$, $l = 18 \text{ mm}$, $t_3 = 1.0 \text{ mm}$, $t_4 = 4 \text{ mm}$, $c =$

3 mm, $a = 2$ mm, $b = 30$ mm. 通过 DMA 测试得到的 TPU 材料 (绿线) 和 PLA 材料 (紫线) 储能模量与温度的关系如图 6(b) 所示. 由于室温下 ($T=20$ °C) 两种材料的储能模量为 $E_{\text{TPU}} = 87$ MPa, $E_{\text{PLA}} = 2\,517$ MPa, 跳变梁 U3 的两端几乎被支撑梁 U4 完全约束, 使双 U 结构具有双稳态单元; 当升高温度到 $T=80$ °C 时, 两种材料的储能模量为 $E_{\text{TPU}} = 26$ MPa, $E_{\text{PLA}} = 3$ MPa, 支撑梁 U4 无法继续为跳变梁 U3 的两端提供足够的横向约束, 使得室温下的双稳态单元转变为高温下的单稳态单元.

打印的完全展开和完全闭合的两个双 U 结构在室温 ($T=20$ °C) 下通过外力作用 (手动压缩和拉伸) 实现形状重构, 再将变形后的临时稳定结构加热 (放入 $T=80$ °C 的热水中) 实现形状恢复, 整个恢复过程用时 30 s, 其实验过程如图 9(a) 和 9(b) 所示. 双 U 结构在加热恢复过程中会有很大的热变形: 当初始结构的单元是外凸构型时, 加热过程中会出现正的热膨胀, 如图 10(a) 所示; 相反, 当初始结构的单元是内凹构型时, 加热过程中会出现负的热膨胀, 如图 10(b) 所示. 从常温 ($T=20$ °C) 加热到高温 ($T=80$ °C), 初始外凸双 U 结构的等效正热膨胀系数和初始内凹双 U 结构的等效负热膨胀系数与已知文献中的材料和结构的实验结果对比如图 10(c) 所示, 如天然材料^[42,59]、负热膨胀材料^[71-78]、传统点阵结构^[79-85]、手性结构^[45,86-87]、拓扑优化结构^[88-89]、多级结构^[41-42]、预应力装配体^[49]. 可以看出, 双 U 结构比已知文献中的材料和结构具有更大的正热膨胀系数 ($\alpha_{\text{max}} = 0.03$ °C⁻¹) 和更小的负热膨胀系数 ($\alpha_{\text{min}} = -0.01$ °C⁻¹).

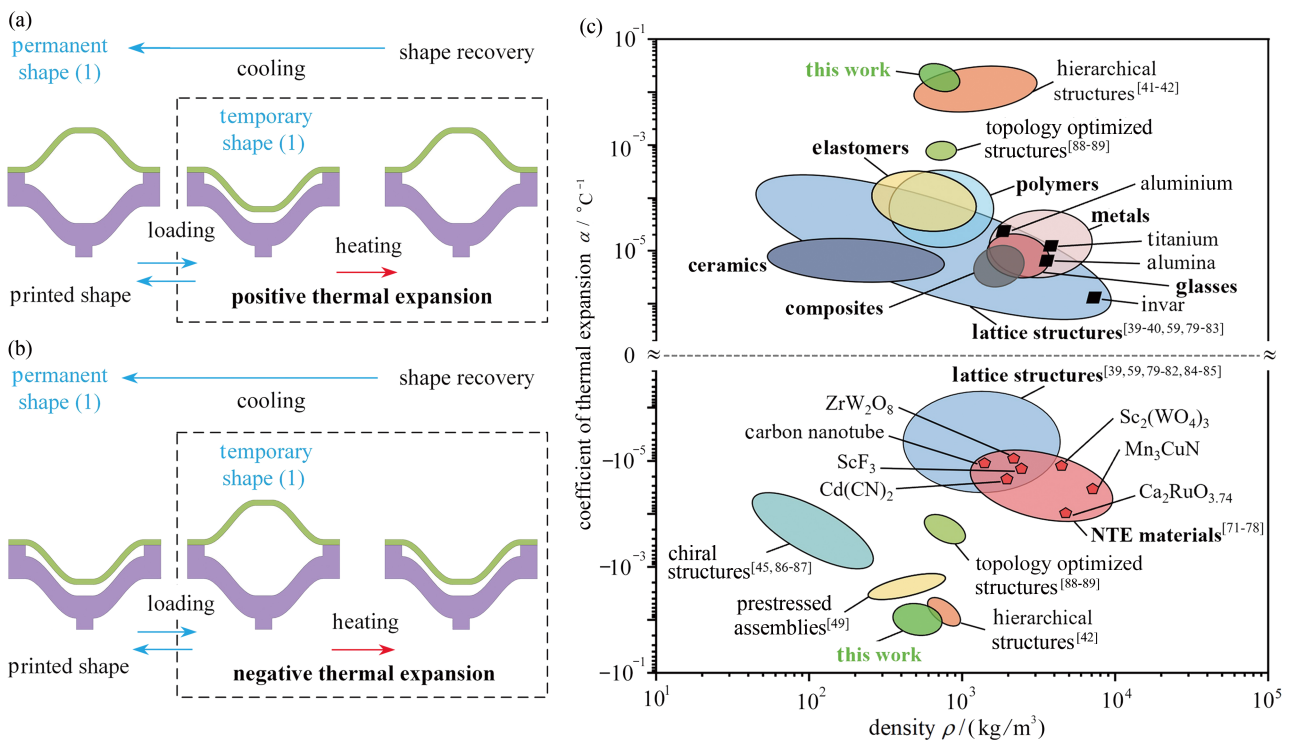


图 10 双材料双 U 结构在加热恢复过程中的热变形及热膨胀系数: (a) 初始外凸单元加热恢复过程中的正热膨胀变形; (b) 初始内凹单元加热恢复过程中的负热膨胀变形; (c) 双 U 结构在加热恢复过程中的热膨胀系数与已知文献中的材料和结构的实验结果对比

Fig. 10 Thermal deformations and thermal expansion coefficients of bimaterial double-U structures during heating recovery: (a) the positive thermal expansion of an initial convex unit cell during heating recovery; (b) the negative thermal expansion of an initial concave unit cell during heating recovery; (c) the thermal expansion coefficients of bimaterial double-U structures during heating recovery compared with the experimental results of materials and structures reported previously

为了更好地将本文的双材料双 U 结构与其他不同材料和结构的热力学行为进行对比, 我们绘制了热力学循环 ε - T - σ 示意图. 形状记忆聚合物的 ε - T - σ 如图 11(a) 所示^[90-94]. 高温下在外载荷作用时形状记忆聚合物产生变形, 维持外载荷不变的情况下冷却到低温, 形状记忆聚合物形状固定, 之后卸掉外载荷, 其在低温下保持临时形状不变, 升温后形状记忆聚合物材料在没有外载荷的情况下逐渐恢复到初始的永久形状. 作为对比, 高温下超弹性材料在外载荷作用下产生变形, 维持外载荷不变的情况下冷却到低温, 之后卸掉外载荷, 其在低温下不能保持临时形状不变, 卸载后直接回到初始形状, 有弹性恢复没有形状固定, 其 ε - T - σ 如图 11(b) 所示. 而高

温下热塑性材料在外载荷作用下产生变形, 维持外载荷不变的情况下冷却到低温, 热塑性材料形状固定, 之后卸掉外载荷, 其在低温下保持临时形状不变, 升温后热塑性材料在没有外载荷的情况下依旧保持变形后的形状, 不能恢复到初始形状, 有形状固定没有形状恢复, 其 ε - T - σ 如图 11(c) 所示. 本文通过分析跳变机制, 通过温度控制支撑部分对跳变部分的约束力, 在低温下可以使双稳态单元在不同稳态构型之间通过外载荷作用进行跳变, 通过势能阱锁定结构的临时形状. 在升温时, 由于支撑部分的刚度急剧降低, 不能提供维持跳变部分临时形状的横向约束力, 使弹性跳变部分变为单稳态自恢复状态, 通过弹性恢复力实现跳变部分的形状恢复, 而支撑部分的变形由形状记忆聚合物的形状记忆效应实现形状恢复, 其 ε - T - σ 如图 11(d) 所示. 为了进一步说明本文的稳定性转换双 U 结构的优势, 选取模式转换结构和预应力装配体进行对比^[48-49]. 如图 11(e) 所示, 低温下模式转换结构在外载荷作用下发生变形, 升温后, 由于两种材料的刚度反转效应, 变形模式发生转换. 如果卸掉外载荷, 结构可以通过弹性材料的弹性恢复力和形状记忆聚合物的形状记忆效应实现形状恢复, 降温回到初始状态. 但是这种结构设计无法提供形状固定的机制, 没有形状重构功能. 而预应力装配体需要经过低温下组装-升温变形-降温形状固定-拆卸-升温形状恢复 (形状记忆聚合物的形状记忆效应)-降温一系列非常复杂的热力过程才能实现形状重构, 如图 11(f) 所示.

由 N_s 个双稳态单元串联而成的双材料双 U 结构如图 12(a) 和 12(b) 所示, 每一个结构在常温下有 2^{N_s} 个稳态构型, 其中初始构型是其永久形状, 剩下的 $2^{N_s} - 1$ 个稳态构型为临时形状, 稳态构型在常温下可以通过力加载任意切换, 升温后均回到初始永久形状. 相比如图 12(c) 所示形状记忆材料, 稳定性转换双 U 结构的形状重构不需要复杂的编程过程, 在极大的应变下依然能恢复到初始形状, 并且能反复循环使用, 表现出远超形状记忆合金和聚合物的超弹性和形状记忆效应.

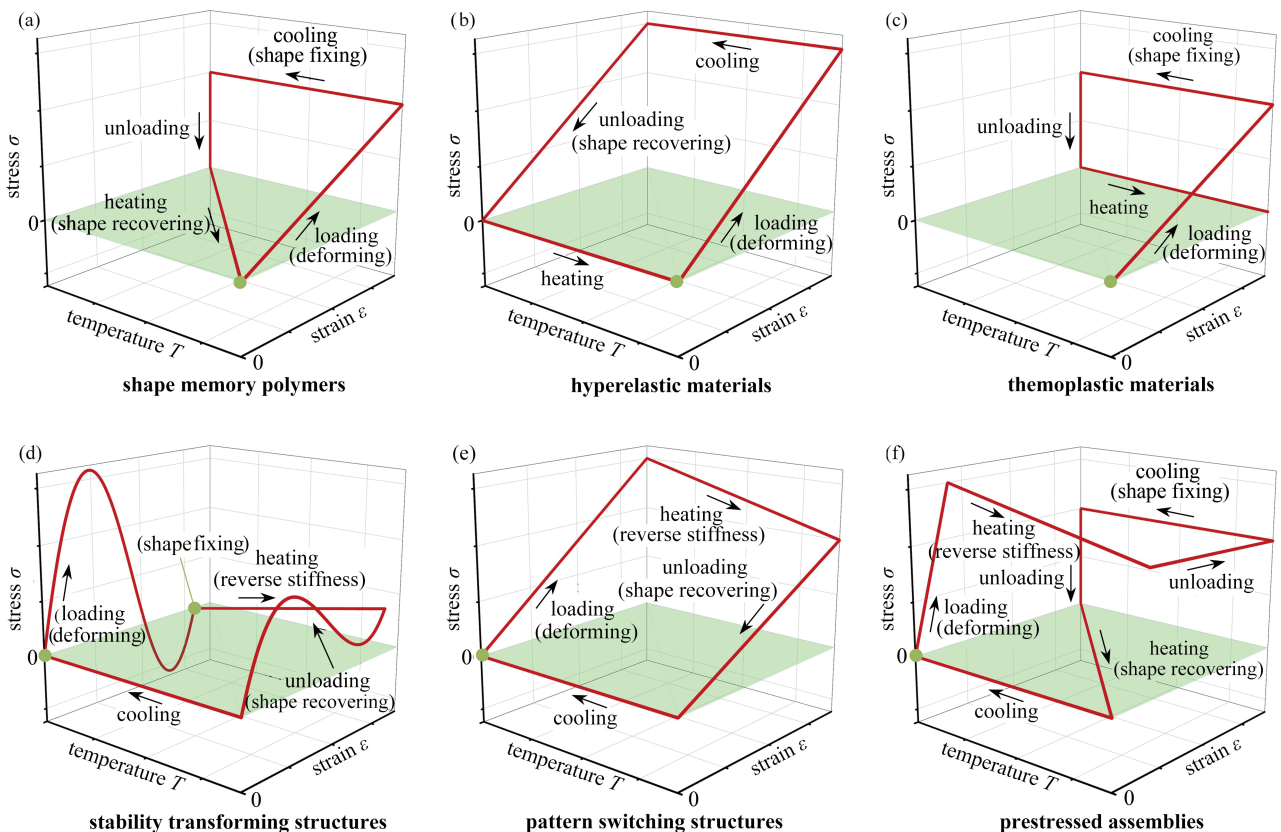


图 11 不同材料和结构的热力循环 ε - T - σ 示意图: (a) 形状记忆聚合物 ε - T - σ 示意图^[90-94]; (b) 超弹性材料 ε - T - σ 示意图; (c) 热塑性材料 ε - T - σ 示意图; (d) 稳定性转换双 U 结构单元 ε - T - σ 示意图; (e) 模式切换结构 ε - T - σ 示意图^[48]; (f) 预应力装配体 ε - T - σ 示意图^[49]

Fig. 11 The ε - T - σ diagrams of the thermomechanical cycle for different materials and structures: (a) the ε - T - σ diagram of shape memory polymers^[90-94]; (b) the ε - T - σ diagram of hyperelastic materials; (c) the ε - T - σ diagram of thermoplastic materials; (d) the ε - T - σ diagram of the unit cell of stability transforming double-U structures; (e) the ε - T - σ diagram of the pattern switching structures^[48]; (f) the ε - T - σ diagram of the prestressed assemblies^[49]

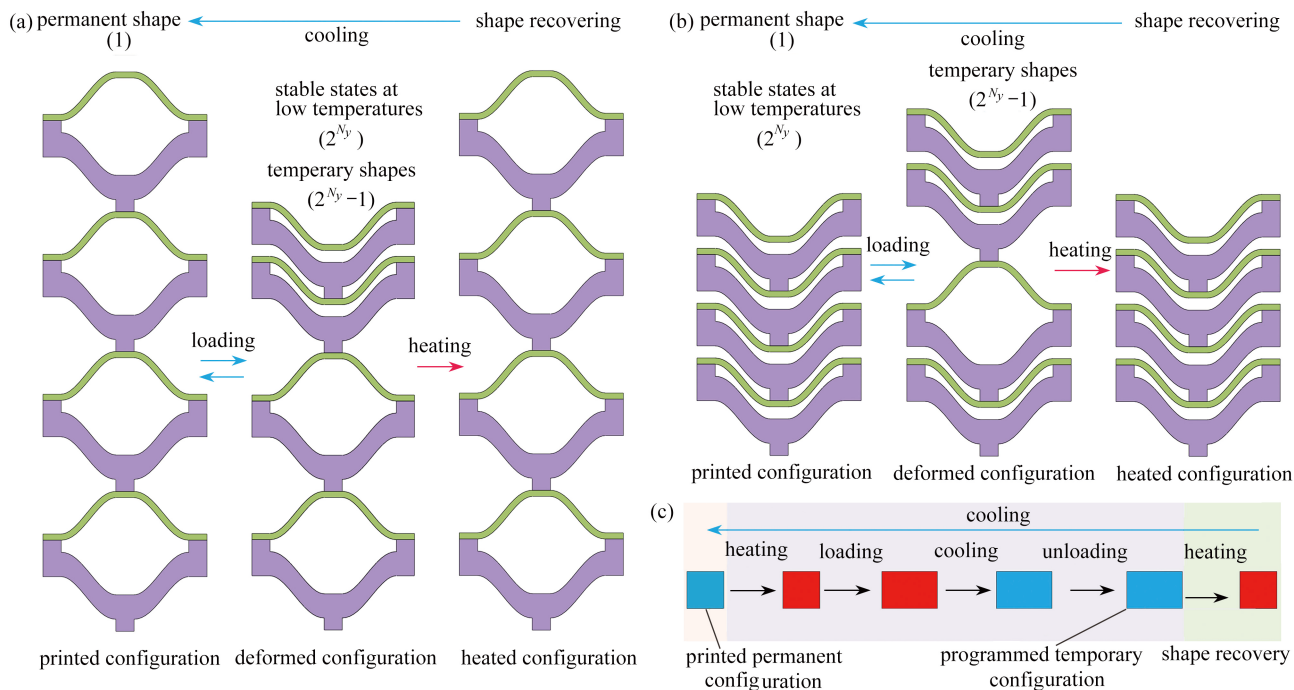


图 12 稳定性转换双 U 结构的形状重构和变形恢复机制: (a) 初始完全展开的双 U 结构的形状重构和恢复机制; (b) 初始完全闭合的双 U 结构的形状重构和恢复机制; (c) 形状记忆聚合物的形状重构和变形恢复机制

Fig. 12 The shape reconfiguration and recovery mechanism of the stability transforming double-U structures: (a) the shape reconfiguration and recovery mechanism of initial structures with fully expanded configurations; (b) the shape reconfiguration and recovery mechanism of initial structures with fully contracted configurations; (c) the shape reconfiguration and recovery mechanism of shape memory polymers

3 结 论

本文针对目前智能材料和结构激励-响应机制复杂、制备困难等缺点,采用了具有不同玻璃化转变温度和温度依赖性的多种聚合物材料,结合多材料 3D 打印技术对材料的空间分布进行合理设计,提出了一类具有热可编程力学响应能力的多材料点阵结构,并研究了其力学行为.设计的双材料双 V 结构可通过温度变化实现对其等效弹性常数和压溃响应的调控和编程.双材料双 U 结构可以通过简单的热力控制实现形状重构和形状恢复功能,表现出了极大的热变形、超弹性和形状记忆效应.本文提出的具有热可编程力学响应能力的多材料点阵结构的设计、分析和验证方案可以很容易地扩展到调控点阵结构的其他性能和响应其他环境激励,为设计和制造自适应保护装备、生物医学设备、航空航天领域的变形结构、柔性电子设备、自组装结构和可变形软体机器人等开辟了新途径.

参考文献 (References):

- [1] SCHAEGLER T A, JACOBSEN A J, TORRENTS A, et al. Ultralight metallic microlattices[J]. *Science*, 2011, **334**(6058): 962-965.
- [2] ZHENG X, LEE H, WEISGRABER T H, et al. Ultralight, ultrastiff mechanical metamaterials[J]. *Science*, 2011, **334**(6190): 1373-1377.
- [3] MEZA L R, DAS S, GREER J R. Strong, lightweight, and recoverable three-dimensional ceramic nanolattices[J]. *Science*, 2014, **345**(6202): 1322-1326.
- [4] MEZA L R, ZELHOFER A J, CLARKE N, et al. Resilient 3D hierarchical architected metamaterials[J]. *Proceedings of the National Academy of Sciences of the United States of America*, 2015, **112**(37): 11502-11507.
- [5] ZHENG X, SMITH W, JACKSON J, et al. Multiscale metallic metamaterials[J]. *Nature Materials*, 2016, **15**: 1100-1106.
- [6] TANCOCNE-DEJEAN T, DIAMANTOPOULOU M, GORJI M B, et al. 3D plate-lattices: an emerging class of

- low-density metamaterial exhibiting optimal isotropic stiffness[J]. *Advanced Materials*, 2018, **30**(45): 1803334.
- [7] BERGER J B, WADLEY H N G, MCMEEKING R M. Mechanical metamaterials at the theoretical limit of isotropic elastic stiffness[J]. *Nature*, 2017, **543**: 533-537.
- [8] HAN S C, LEE J W, KANG K. A new type of low density material: shellular[J]. *Advanced Materials*, 2015, **27**(37): 5506-5511.
- [9] KASHANI H, ITO Y, HAN J, et al. Extraordinary tensile strength and ductility of scalable nanoporous graphene[J]. *Science Advances*, 2019, **5**(2): eaat6951.
- [10] QI J, CHEN Z, JIANG P, et al. Recent progress in active mechanical metamaterials and construction principles[J]. *Advanced Materials*, 2022, **9**(1): 2102662.
- [11] YANG C, BOORUGU M, DOPP A, et al. 4D printing reconfigurable, deployable and mechanically tunable metamaterials[J]. *Materials Horizons*, 2019, **6**: 1244-1250.
- [12] WAGNER M A, LUMPE T S, CHEN T, et al. Programmable, active lattice structures: unifying stretch-dominated and bending-dominated topologies[J]. *Extreme Mechanics Letters*, 2019, **29**: 100461.
- [13] LEI M, HONG W, ZHAO Z, et al. 3D printing of auxetic metamaterials with digitally reprogrammable shape[J]. *ACS Applied Materials and Interfaces*, 2019, **11**(25): 22768-22776.
- [14] NIMMAGADDA C, MATLACK K H. Thermally tunable band gaps in architected metamaterial structures[J]. *Journal of Sound and Vibration*, 2019, **439**: 29-42.
- [15] DENG F, NGUYEN Q, ZHANG P. Multifunctional liquid metal lattice materials through hybrid design and manufacturing[J]. *Additive Manufacturing*, 2020, **33**: 101117.
- [16] KOTIKIAN A, MCMAHAN C, DAVIDSON E C, et al. Untethered soft robotic matter with passive control of shape morphing and propulsion[J]. *Science Robotics*, 2019, **4**(33): eaax7044.
- [17] WHITE T J, BROER D J. Programmable and adaptive mechanics with liquid crystal polymer networks and elastomers[J]. *Nature Materials*, 2015, **14**: 1087-1098.
- [18] JACKSON J A, MESSNER M C, DUDUKOVIC N A, et al. Field responsive mechanical metamaterials[J]. *Science Advances*, 2018, **4**(12): eaau6419.
- [19] KIM Y, YUK H, ZHAO R, et al. Printing ferromagnetic domains for untethered fast-transforming soft materials[J]. *Nature*, 2018, **558**: 274-279.
- [20] XU T, ZHANG J, SALEHIZADEH M, et al. Millimeter-scale flexible robots with programmable three-dimensional magnetization and motions[J]. *Science Robotics*, 2019, **4**(29): eaav4494.
- [21] CUI J, HUANG T, LUO Z, et al. Nanomagnetic encoding of shape-morphing micromachines[J]. *Nature*, 2019, **575**: 164-168.
- [22] ZE Q, KUANG X, WU S, et al. Magnetic shape memory polymers with integrated multifunctional shape manipulation[J]. *Advanced Materials*, 2020, **32**(4): e1906657.
- [23] LI C, LAU G C, YUAN H, et al. Fast and programmable locomotion of hydrogel-metal hybrids under light and magnetic fields[J]. *Science Robotics*, 2020, **5**(49): eabb9822.
- [24] WANG S, GAO Y, WEI A, et al. Asymmetric elastoplasticity of stacked graphene assembly actualizes programmable untethered soft robotics[J]. *Nature Communications*, 2020, **11**: 4359.
- [25] CUI H, HENSLEIGH R, YAO D, et al. Three-dimensional printing of piezoelectric materials with designed anisotropy and directional response[J]. *Nature Materials*, 2019, **18**(3): 234-241.
- [26] ZHANG Q, KUANG X, WENG S, et al. Shape-memory balloon structures by pneumatic multi-material 4D printing[J]. *Advanced Functional Materials*, 2021, **31**(21): 2010872.
- [27] HAWKES E W, BLUMENSCHN L H, GREER J D, et al. A soft robot that navigates its environment through growth[J]. *Science Robotics*, 2017, **2**(8): eaan3028.
- [28] RAFSANJANI A, ZHANG Y, LIU B, et al. Kirigami skins make a simple soft actuator crawl[J]. *Science Robotics*, 2018, **3**(15): eaar7555.
- [29] XIA X, AFSHAR A, PORTELA C M, et al. Electrochemically reconfigurable architected materials[J]. *Nature*, 2019, **573**: 205-213.

- [30] DEHGHANY M, ZHANG H, NAGHDABADI R, et al. A thermodynamically-consistent large deformation theory coupling photochemical reaction and electrochemistry for light-responsive gels[J]. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, 2018, **116**: 239-266.
- [31] LI S, DENG B, GRINTHAL A, et al. Liquid-induced topological transformations of cellular microstructures[J]. *Science Robotics*, 2021, **592**: 386-391.
- [32] LIU J, GU T, SHAN S, et al. Harnessing buckling to design architected materials that exhibit effective negative swelling[J]. *Advanced Materials*, 2016, **28**(31): 6619-6624.
- [33] ZHANG H, GUO X, WU J, et al. Soft mechanical metamaterials with unusual swelling behavior and tunable stress-strain curves[J]. *Science Advances*, 2018, **4**(6): eaar8535.
- [34] TUMBLESTON J R, SHIRVANYANTS D, ERMOSHKIN N, et al. Continuous liquid interface production of 3D objects[J]. *Science*, 2015, **347**(6228): 1349-1352.
- [35] ROBERTSON I D, YOURDKHANI M, CENTELLAS P J, et al. Rapid energy-efficient manufacturing of polymers and composites via frontal polymerization[J]. *Nature*, 2018, **557**: 223-227.
- [36] BOLEY J W, REES W M, LISSANDRELLO C, et al. Shape-shifting structured lattices via multimaterial 4D printing[J]. *Proceedings of the National Academy of Sciences of the United States of America*, 2019, **116**(42): 20856-20862.
- [37] SKYLAR-SCOTT M A, MUELLER J, VISSER C W, et al. Voxellated soft matter via multimaterial multinozzle 3D printing[J]. *Nature*, 2019, **575**(7782): 330-335.
- [38] KELLY B E, BHATTACHARYA I, HEIDARI H, et al. Volumetric additive manufacturing via tomographic reconstruction[J]. *Nature*, 2019, **363**(6431): 1075-1079.
- [39] WEI K, CHEN H, PEI Y, et al. Planar lattices with tailorable coefficient of thermal expansion and high stiffness based on dual-material triangle unit[J]. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, 2016, **86**: 173-191.
- [40] XU H, FARAG A, PASINI D. Multilevel hierarchy in bi-material lattices with high specific stiffness and unbounded thermal expansion[J]. *Acta Materialia*, 2017, **134**: 155-166.
- [41] TANIKER S, CELLI P, PASINI D, et al. Temperature-induced shape morphing of bi-metallic structures[J]. *International Journal of Solids and Structures*, 2020, **190**: 22-32.
- [42] GUO X, NI X, LI J, et al. Designing mechanical metamaterials with kirigami-inspired, hierarchical constructions for giant positive and negative thermal expansion[J]. *Advanced Materials*, 2020, **33**(3): 2004919.
- [43] LIU L, QIAO C, AN H, et al. Encoding kirigami bi-materials to morph on target in response to temperature[J]. *Scientific Reports*, 2019, **9**: 19499.
- [44] BOATTI E, VASIOS N, BERTOLDI K. Origami metamaterials for tunable thermal expansion[J]. *Advanced Materials*, 2017, **29**(26): 1700360.
- [45] NI X, GUO X, LI J, et al. 2D mechanical metamaterials with widely tunable unusual modes of thermal expansion[J]. *Advanced Materials*, 2019, **31**(48): 1905405.
- [46] JANBAZ S, NAROOEI K, VAN MANEN T, et al. Strain rate-dependent mechanical metamaterials[J]. *Science Advances*, 2020, **6**(25): eaba0616.
- [47] CHE K, YUAN C, QI H J, et al. Viscoelastic multistable architected materials with temperature-dependent snapping sequence[J]. *Soft Matter*, 2018, **14**(13): 2492-2499.
- [48] YUAN C, MU X, DUNN C K, et al. Thermomechanically triggered two-stage pattern switching of 2D lattices for adaptive structures[J]. *Advanced Functional Materials*, 2018, **28**(18): 1705727.
- [49] SONG C, JU J. Reconfigurable mesostructures with prestressing, reverse stiffness and shape memory effects[J]. *Extreme Mechanics Letters*, 2020, **35**: 100625.
- [50] SONG C, ZOU B, CUI Z, et al. Thermomechanically triggered reversible multi-transformability of a single material system by energy swapping and shape memory effects[J]. *Advanced Functional Materials*, 2021, **31**(32): 2101395.
- [51] JEONG H Y, LEE E, HA S, et al. Multistable thermal actuators via multimaterial 4D printing[J]. *Advanced Materials Technologies*, 2018, **4**(3): 1800495.

- [52] ZHAO Z, YUAN C, LEI M, et al. Three-dimensionally printed mechanical metamaterials with thermally tunable auxetic behavior[J]. *Physical Review Applied*, 2019, **11**: 044074.
- [53] MUELLER J, LEWIS J A, BERTOLDI K. Architected multimaterial lattices with thermally programmable mechanical response[J]. *Advanced Functional Materials*, 2022, **32**(1): 2105128.
- [54] 王信涛. 三维有序负泊松比结构的设计、制备与力学性能表征[D]. 博士学位论文. 哈尔滨: 哈尔滨工业大学, 2018. (WANG Xintao. The design, fabrication and mechanical characterization of three-dimensional periodic auxetic cellular structures[D]. PhD Thesis. Harbin: Harbin Institute of Technology, 2018. (in Chinese))
- [55] YANG H, WANG B, MA L. Designing hierarchical metamaterials by topology analysis with tailored Poisson's ratio and Young's modulus[J]. *Composite Structures*, 2019, **214**: 359-378.
- [56] YANG H, MA L. Design and characterization of axisymmetric auxetic metamaterials[J]. *Composite Structures*, 2020, **249**: 112560.
- [57] YANG H, WANG B, MA L. Mechanical properties of 3D double-U auxetic structures[J]. *International Journal of Solids and Structures*, 2019, **180/181**: 13-29.
- [58] YANG H, MA L. Impact resistance of additively manufactured 3D double-U auxetic structures[J]. *Thin-Walled Structures*, 2021, **169**: 108373.
- [59] YANG H, MA L. Multi-material 3D double-V metastructures with tailorable Poisson's ratio and thermal expansion[J]. *International Journal of Mechanical Sciences*, 2021, **210**: 106733.
- [60] 李明. 可调泊松比和热膨胀系数的双V结构设计和性能表征[D]. 硕士学位论文. 哈尔滨: 哈尔滨工业大学, 2021. (LI Ming. Composite double-V honeycombs with tailorable Poisson's ratio and thermal expansion[D]. Master Thesis. Harbin: Harbin Institute of Technology, 2021. (in Chinese))
- [61] HAGHPANAH B, SALARI-SHARIF L, POURRAJAB P, et al. Multistable shape-reconfigurable architected materials[J]. *Advanced Materials*, 2016, **28**(36): 7915-7920.
- [62] FRENZEL T, FINDEISEN C, KADIC M, et al. Tailored buckling microlattices as reusable light-weight shock absorbers[J]. *Advanced Materials*, 2016, **28**(28): 5865-5870.
- [63] YANG H, MA L. Multi-stable mechanical metamaterials with shape-reconfiguration and zero Poisson's ratio[J]. *Materials and Design*, 2018, **152**: 181-190.
- [64] YANG H, MA L. Multi-stable mechanical metamaterials by elastic buckling instability[J]. *Journal of Materials Science*, 2019, **54**: 3509-3526.
- [65] YANG H, MA L. 1D and 2D snapping mechanical metamaterials with cylindrical topology[J]. *International Journal of Solids and Structures*, 2020, **204/205**: 220-232.
- [66] YANG H, MA L. 1D to 3D multi-stable architected materials with zero Poisson's ratio and controllable thermal expansion[J]. *Materials and Design*, 2020, **188**: 108430.
- [67] YANG H, MA L. Angle-dependent transitions between structural bistability and multistability[J]. *Advanced Engineering Materials*, 2020, **22**(5): 1900871.
- [68] 周益民. 基于双稳态机制的可调控热膨胀结构设计及其性能表征[D]. 硕士学位论文. 哈尔滨: 哈尔滨工业大学, 2021. (ZHOU Yimin. Design and performance characterization of adjustable thermal expansion structure based on bistable mechanism[D]. Master Thesis. Harbin: Harbin Institute of Technology, 2021. (in Chinese))
- [69] FINDEISEN C, HOHE J, KADIC M, et al. Characteristics of mechanical metamaterials based on buckling elements[J]. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, 2017, **102**: 151-164.
- [70] RAFSANJANI A, AKBARAZADEH A, PASINI D. Snapping mechanical metamaterials under tension[J]. *Advanced Materials*, 2015, **27**(39): 5931-5935.
- [71] LI C W, TANG X, MUÑOZ J A, et al. Structural relationship between negative thermal expansion and quartic anharmonicity of cubic ScF_3 [J]. *Physical Review Letters*, 2011, **107**: 195504.
- [72] TAKENAKA K, SHINODA T, INOUE N, et al. Giant negative thermal expansion in Fe-doped layered ruthenate ceramics[J]. *Applied Physics Express*, 2017, **10**: 115501.
- [73] EVANS J S O, MARY T A, Sleight A W. Negative thermal expansion in $\text{Sc}_2(\text{WO}_4)_3$ [J]. *Journal of Solid State Chemistry*, 1998, **137**(1): 148-160.

- [74] EVANS J S O, MARY T A, VOGT T, et al. Negative thermal expansion in ZrW_2O_8 and HfW_2O_8 [J]. *Chemistry of Materials*, 1996, **8**(12): 2809-2823.
- [75] TAKENAKA K, TAKAGI H. Giant negative thermal expansion in Ge-doped anti-perovskite manganese nitrides[J]. *Applied Physics Letters*, 2005, **87**(26): 261902.
- [76] KWON Y K, BERBER S, TOMÁNEK D. Thermal contraction of carbon fullerenes and nanotubes[J]. *Physical Review Letters*, 2004, **92**(1): 015901.
- [77] JIANG H, LIU B, HUANG Y, et al. Thermal expansion of single wall carbon nanotubes[J]. *Journal of Engineering Materials and Technology*, 2004, **126**(3): 265-270.
- [78] GOODWIN A L, KEPERT C J. Negative thermal expansion and low-frequency modes in cyanide-bridged framework materials[J]. *Physical Review B*, 2005, **71**: 140301.
- [79] WEI K, PENG Y, WEN W, et al. Tailorable thermal expansion of lightweight and robust dual-constituent triangular lattice material[J]. *Journal of Applied Mechanics*, 2017, **84**(10): 101006.
- [80] AI L, GAO X L. Three-dimensional metamaterials with a negative Poisson's ratio and a non-positive coefficient of thermal expansion[J]. *International Journal of Mechanical Sciences*, 2018, **135**: 101-113.
- [81] GDOUTOS E, SHAPIRO A A, DARAIO C. Thin and thermally stable periodic metastructures[J]. *Experimental Mechanics*, 2013, **53**: 1735-1742.
- [82] LI Y, CHEN Y, LI T, et al. Hoberman-sphere-inspired lattice metamaterials with tunable negative thermal expansion[J]. *Composite Structures*, 2018, **189**: 586-597.
- [83] XIE Y, PEI X, YU J. Double-layer sandwich annulus with ultra-low thermal expansion[J]. *Composite Structures*, 2018, **203**: 709-717.
- [84] YAMAMOTO N, GDOUTOS E, TODA R, et al. Thin films with ultra-low thermal expansion[J]. *Advanced Materials*, 2014, **26**(19): 3076-3080.
- [85] LI X, GAO L, ZHOU W, et al. Novel 2D metamaterials with negative Poisson's ratio and negative thermal expansion[J]. *Extreme Mechanics Letters*, 2019, **30**: 100498.
- [86] HA C S, HESTEKIN E, LI J H, et al. Controllable thermal expansion of large magnitude in chiral negative Poisson's ratio lattices[J]. *Physica Status B: Basic Solid State Physics*, 2015, **252**(7): 1431-1434.
- [87] WU L, LI B, ZHOU J. Isotropic negative thermal expansion metamaterials[J]. *ACS Applied Materials and Interfaces*, 2016, **8**(27): 17721-17727.
- [88] TAKEZAWA A, KOBASHI M. Design methodology for porous composites with tunable thermal expansion produced by multi-material topology optimization and additive manufacturing[J]. *Composites Part B*, 2017, **131**: 21-29.
- [89] TAKEZAWA A, KOBASHI M, KITAMURA M. Porous composite with negative thermal expansion obtained by photopolymer additive manufacturing[J]. *APL Materials*, 2015, **3**(7): 076103.
- [90] LENDLEIN A, KELCH S. Shape-memory polymers[J]. *Angewandte Chemie International Edition*, 2002, **41**: 2034-2057.
- [91] LIU C, QIN H, MATHER P T. Review of progress in shape-memory polymers[J]. *Journal of Materials Chemistry*, 2007, **16**: 1543-1558.
- [92] ZHAO Q, QI H J, XIE T. Recent progress in shape memory polymer: new behavior, enabling materials, and mechanistic understanding[J]. *Progress in Polymer Science*, 2015, **49/50**: 79-120.
- [93] DING Z, YUAN C, PENG X, et al. Direct 4D printing via active composite materials[J]. *Science Advances*, 2017, **3**(4): e1602890.
- [94] DELAEY J, DUBRUEL P, VLIERBERGHE S V. Shape-memory polymers for biomedical applications[J]. *Advanced Functional Materials*, 2020, **30**(44): 1909047.