高等学校化学学报
CHEMICAL JOURNAL OF CHINESE UNIVERSITIES
研究论文

丙烯酸酯-环氧二阶段树脂可充气展开管

马德平[1], 陈家兴[2], 史志伟[2], 张卫平[2], 张雅珍[2], 安虹静[1],
武　超[1], 来　华[1], 成中军[1], 刘宇艳[1]
(1. 哈尔滨工业大学化工与化学学院, 哈尔滨 150001; 2. 内蒙动力机械研究所, 呼和浩特 010010)

摘要　设计了一种可光/热二阶段固化的丙烯酸酯-环氧树脂体系, 探究了丙烯酸酯与环氧树脂的质量比对树脂体系力学性能与形状记忆性能的影响. 将优化得到的丙烯酸酯-环氧树脂体系与芳纶纤维复合制备了复合材料, 通过调节树脂与纤维的含量比, 研究并优化了复合材料的力学性能与形状记忆性能. 进一步利用复合材料制备得到可充气展开管. 实验结果表明, 结合光/热二阶段固化技术制备的可充气展开管能够按需设计成不同的永久形状, 并且结合充气展开技术及材料的形状记忆效应, 可以实现永久形状与新的临时形状间的调控. 此外, 分析了可展开管的长径比对其保压性能、力学性能及形状记忆性能的影响, 并探究了其形状可控的原因. 结果表明, 可展开管形状记忆功能来源于固化后树脂分子构象的可逆变化. 此外, 树脂可分阶段固化特征及模量同步增强是可展开管能够按需设定不同永久形状的根本原因.

关键词　丙烯酸酯-环氧树脂体系; 光/热二阶段固化技术; 形状记忆复合材料; 可充气展开管
中图分类号　O631　　**文献标志码**　A　　doi: 10.7503/cjcu20250396

Acrylate-Epoxy Two-stage Resin Inflatable Deployable Tube

MA Deping[1], CHEN Jiaxing[2], SHI Zhiwei[2], ZHANG Weiping[2], ZHANG Yazhen[2],
AN Hongjing[1], WU Chao[1], LAI Hua[1], CHENG Zhongjun[1*], LIU Yuyan[1*]
(*1. School of Chemistry and Chemical Engineering, Harbin Institute of Technology, Harbin* 150001, *China*;
2. Inner Mongolia Power Machinery Research Institute, Hohhot 010010, *China*)

Abstract　A two-stage photo/thermal curing acrylate-epoxy resin system was designed, and the influence of the mass ratio between acrylate and epoxy resin on the material's mechanical properties and shape memory properties was explored. The optimized acrylate-epoxy resin system was used to prepare composite materials with aramid fibers. By adjusting the resin-fiber content ratio, the mechanical properties and shape memory properties of the composites were studied and optimized. Meanwhile, an inflatable deployable tube was fabricated using the composite materials. The experimental results show that based on the photo/thermal two-stage curing technology, the inflatable deployable tube can be designed into different permanent shapes as required. At the same time, by combining the inflatable deployment technology and the shape memory effect of the material, state control between the permanent shape and the new temporary shape can be achieved. In addition, the influence of the length-to-diameter ratio of the deployable tube on its pressure retention performance, mechanical property and shape memory property was analyzed in detail, and the theoretical analysis of the controllability of its shape was carried out. Results indicate that the shape memory function of the deployable tube originates from the reversible change of the molecular conformation of the resin after curing. In addition, the two-stage curing characteristics of the resin and the synchronous increase in modulus are the

收稿日期: 2025-12-24. 网络首发日期: 2026-04-29.
联系人简介: 成中军, 男, 博士, 教授, 主要从事形状记忆界面材料方面的研究. E-mail: chengzhongjun@iccas.ac.cn
刘宇艳, 女, 博士, 教授, 主要从事形状记忆复合材料方面的研究. E-mail: liuyy@hit.edu.cn
基金项目: 国家自然科学基金(批准号: 52273317)资助.
Supported by the National Natural Science Foundation of China(No.52273317).

fundamental reasons why the deployable tube can be set to different permanent shapes as required.

Keywords Acrylate-epoxy resin system; Photo/thermal two-stage curing technology; Shape memory composite; Inflatable deployable tube

可展开结构是一种能够多次折叠和展开成目标形状的结构，往往具有质量轻、体积小、刚度高和可调节展开等特点[1]，在多个领域有着广泛的应用[2~6]，例如太阳能电池阵列[7,8]、太阳能帆板、卫星天线[9,10]和可展开桅杆[11,12]等．传统制备可展开结构的材料有金属材料、合金材料及高分子弹性材料等[13]．近年来，形状记忆聚合物因其在形状调控方面的优势在可展开结构研究方面也引起了广泛关注[14]．Kang等[15]制备了一种基于形状记忆合金(SMA)和形状记忆聚合物复合材料(SMPC)的双元混合执行器，展现了在机器人抓取器和可展开航空航天结构等应用中的可行性．Composite Technology Development(CTD)公司利用形状记忆环氧树脂作为基体材料，与纤维增强材料进行复合，制备了形状记忆复合材料，并进一步设计出了用于太阳能电池阵的展开结构[16]．Liu等[17]研制了一种碳纤维增强的环氧基形状记忆聚合物复合材料一体化铰链，并应用于空间展开天线．总体来说，形状记忆复合材料既有良好的形状记忆性能，同时也有较高的力学性能，可满足可展开结构在众多实际应用中的需求[18~20]．但目前可用的折叠展开材料往往结构形态变化单一，不具备灵活性[21]．因此寻找新的复合材料，满足折叠展开结构应用中形态多样化的需求依然是科研工作者面临的难题．

二阶段固化技术是一种将树脂分阶段依次固化的方法，通过混合树脂基体分步依次固化形成两个互穿网络．这种双网络结构能满足人们更多的调控需求，在复合材料、胶粘剂、涂料及油墨等领域有着广泛的应用[22]．根据触发机制的不同，二阶段固化技术可以分为热/热[23]，光/热[24,25]，光/光[26]和热/光[27~30]固化体系．热/热和光/光体系都需要具有显著差异的触发条件，以确保适当的分级激活．使用两种不同触发机制的光/热和热/光体系可以实现更好的隔离．在热/光固化体系中，第一阶段采用较慢的热引发，存在固化速度慢、能耗高和成型慢等缺点．对于光/热固化体系，第一阶段使用光固化使其材料保持形状可稳定，可以以任何所需的形式储存，从而实现形状灵活多变，而第二阶段的固化实现材料由软到硬的转变，可进一步增强材料的性能．同时这种方法能够有效解决材料变形过程中树脂流动问题[31,32]．近年来，光/热固化体系基于这些优势吸引了更多的关注．Konuray等[33]设计了光/热二阶段硫醇-丙烯酸酯-环氧树脂反应体系，证明了一阶段中间产物具有较好的储存稳定性．Zhao等[34]设计了一种用于3D打印的丙烯酸酯-有机硅环氧树脂二阶段固化体系，发现光/热分阶段固化过程能够实现材料力学性能的提高．Okamura等[35]设计了光/热二阶段固化丙烯酸锚固树脂，并成功应用于丝网印刷技术．Kim等[36]在光固化树脂体系中引入热固化环氧单体，利用光/热二阶段固化技术，实现了立体光刻样品结构力学性能的增强．Peng[37]等设计了由一个液晶网络和一个弹性体网络组成的互穿双重网络，根据两个网络的聚合顺序，材料可表现出两种相反的驱动模式，更加丰富了二阶段固化树脂的应用场景．此外，光/热二阶段固化技术还成功应用于水性聚氨酯薄膜制备及纳米压印光刻等领域[38~41]．尽管目前二阶段固化材料在众多领域有了广泛应用，但是利用二阶段固化材料获得折叠展开结构方面的研究尚少有报道．

本文通过混合脂肪族聚氨酯二官能丙烯酸酯(CN996)、脂肪族聚氨酯五官能丙烯酸酯(Z402)、光引发剂、双酚A型环氧树脂(E51)和聚醚胺(D230)制备了一种光/热二阶段固化树脂．其中CN996、Z402和光引发剂作为一阶段光固化的反应物，E51和D230作为热固化阶段的反应物．调节优化该树脂体系组分后将其与芳纶纤维进行复合，制备了具有形状记忆特征的树脂/芳纶纤维复合材料．基于所获得的复合材料，通过改变其树脂含量和纤维层数对其相关性能进行探究优化，进一步制作了可充气折叠展开管．最后对该充气折叠展开管的力学性能、保压性能和形状记忆等性能进行了测试，并探讨了其可变形原理．实验结果表明，使用该二阶段固化树脂制备的可充气折叠展开管在第一阶段固化后为柔性状态，可以根据需要固化成不同的永久形态．同时基于材料形状记忆性能，可展开管还能记忆保持不同的临时形状，并且可以向永久形状恢复变形，最终实现可展开管形状调节的多样化．

1 实验部分

1.1 试剂与仪器

CN996和Z402，沙多玛(广州)化学有限公司；2,2-二甲氧基-2-苯基苯乙酮(光引发剂)、E51、D230和芳族聚酰胺纤维织物(0.28 mm，面密度为200 g/m^2)，宜兴飞洲新材料科技有限公司.

Q800型热重分析仪(TG)，美国TA公司；Merlin Compact型场发射扫描电子显微镜(SEM)，德国卡尔蔡司；Is50型傅里叶变换红外光谱仪(FTIR)，美国赛默飞世尔科技公司；INSTRON 5965型电子万能试验机，美国英斯特朗公司；Testo865型热成像仪，Testo SE & Co. KGaA；SDTA861e型动态热机械分析仪(DMA)，瑞士梅特勒有限公司.

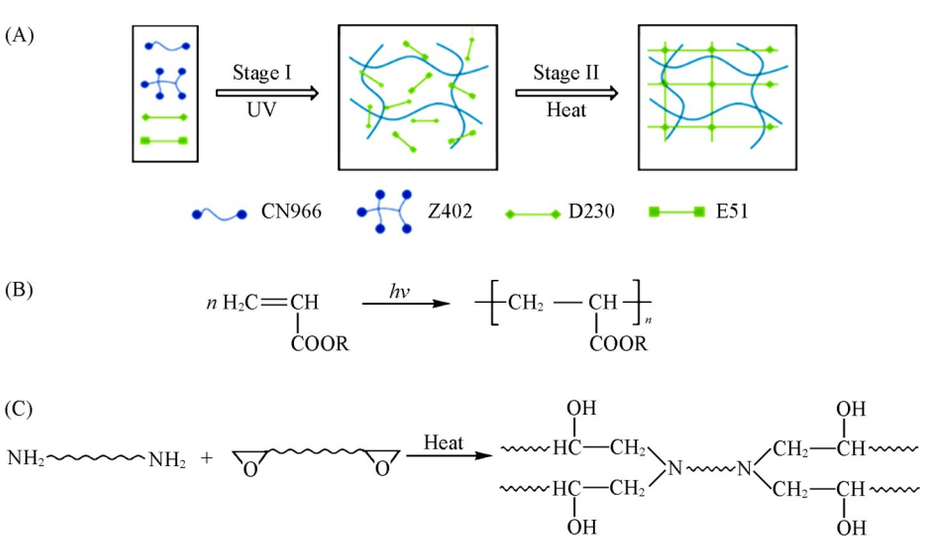
1.2 实验过程

将CN996、Z402、光引发剂、E51和D230按比例混合，在真空下脱气，制备树脂体系. 通过调控丙烯酸酯与环氧树脂的配比(质量比分别为2∶8，3∶7，4∶6，5∶5和6∶4)，构建了5种树脂体系，所得样品编号分别为S1，S2，S3，S4和S5. 一阶段(Stage I)丙烯酸树脂固化体系中CN996、Z402及光引发剂的质量比固定为9∶1∶0.1. 二阶段(Stage II)环氧树脂固化体系中E51与D230的质量比固定为3∶1. 将样品S1~S5用于浸渍芳纶纤维织物，进一步制备复合材料. 通过调节树脂在复合材料中的质量分数(分别为40%，50%，60%，70%，80%)，制备出不同的样品. 树脂的固化方式为：一阶段用365 nm紫外光(光照强度为60 mW/cm^2)照射10 min，二阶段在80 ℃与130 ℃下分别固化4 h. 然后将复合材料与聚酰亚胺薄膜结合制成可充气展开管(Inflatable deployment tube，ID-tube)，制备过程见图S1(见本文支持信息).

2 结果与讨论

2.1 丙烯酸酯-环氧树脂及其复合材料的制备与性能研究

本文设计的树脂体系主要通过光/热二阶段固化制成[Scheme 1(A)]. 光固化过程是不同官能度丙烯酸酯(二官能的CN966和五官能的Z402)中的C═C发生自由基聚合[Scheme 1(B)]. 这一反应由安息香双甲醚在紫外光照射下分解产生的自由基引发. 在一阶段(Stage I)完成反应后，树脂形成柔性网络，得到中间产物. 热固化过程则是环氧基团和胺基在高温下发生聚合[Scheme 1(C)]，树脂进一步形成刚性网络，完成二阶段(Stage II)反应，得到最终产物. 为了调控一阶段和二阶段产物的性能，通过调节丙烯酸酯和环氧树脂的质量比设计了5个配方.



Scheme 1 Reaction mechanism of the photo-thermal two-stage process

(A) Soft-rigid interpenetrating network; (B) acrylate reaction(stage I); (C) amine-epoxy reaction(stage II).

为检测树脂的反应过程，以样品S3为例测试了树脂在不同阶段反应后产物的红外光谱．在图1(A)中，1635 cm^{-1}处为C═C的特征峰，913 cm^{-1}处为环氧基团的特征峰．对比反应前和一阶段反应后产物的红外光谱发现，一阶段反应后C═C的特征峰消失而环氧基团的特征峰未发生明显变化．这说明仅C═C基团参与了一阶段反应．二阶段反应后，环氧基团和胺基的特征峰消失，表明胺基和环氧基团发生了开环加成反应．其它不同配方的树脂体系在反应过程中均具有类似的结果(图S2，见本文支持信息)．

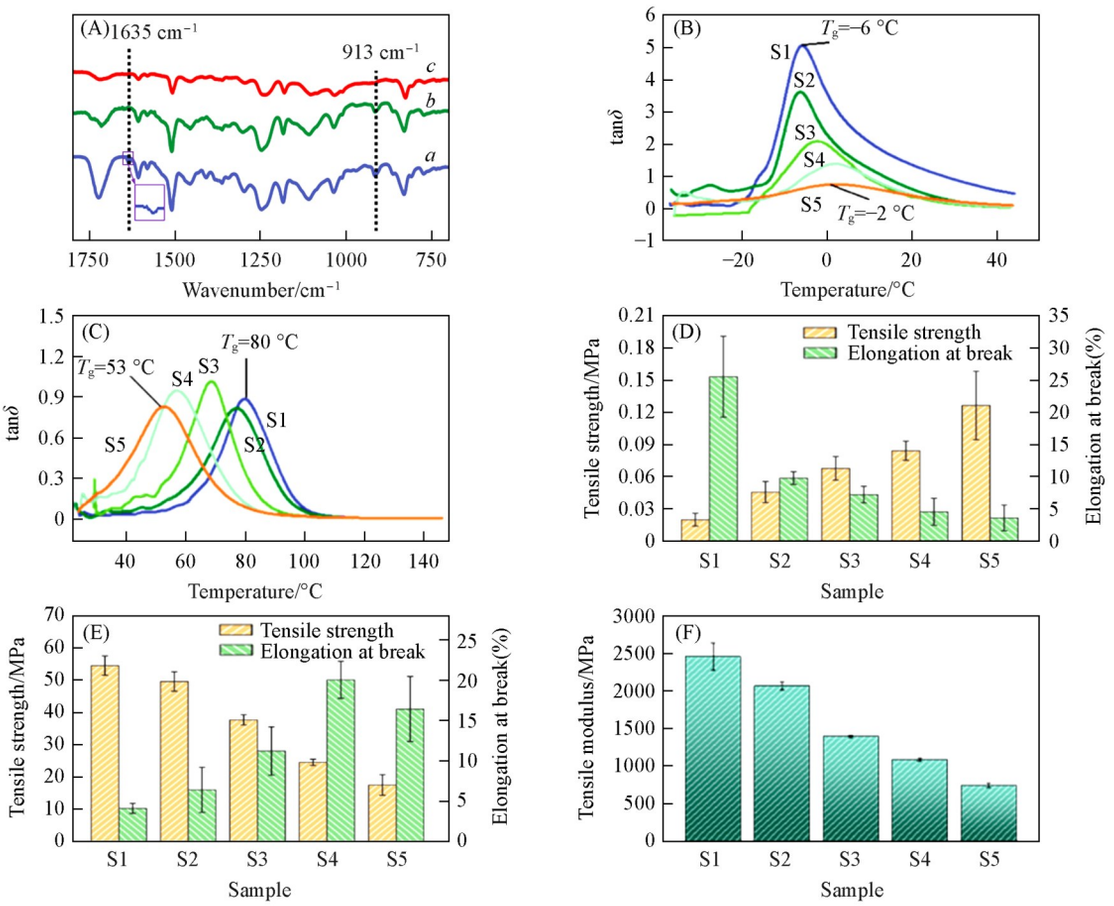


Fig. 1　Characterization and properties of resin curing systems

(A) FTIR spectra of the resin system S3 before(*a*) and after curing[stage I(*b*), stage II(*c*)]; (B, C) DMA curves of the resin systems after the first curing stage(B) and the second curing stage(C); (D, E) mechanical property profiles of the resin systems after the first curing stage(D) and the second curing stage(E); (F) tensile modulus of the resin systems after the second curing stage.

图1(B)和(C)为不同配方的树脂体系分别在一阶段和二阶段反应后产物的玻璃化转变温度(T_g, ℃)测试结果．由图1(B)可以看出，在一阶段反应后产物的T_g都在0 ℃以下，表明室温环境中树脂为柔性状态．同时，随着体系中丙烯酸酯量的增加，一阶段反应后产物的T_g由−6 ℃(S1)升高至−2 ℃(S5)，这是因为此时仅仅丙烯酸酯反应形成网络，其含量增加使柔性网络交联密度增大．由图1(C)可见，当完成二阶段反应后，产物的T_g明显升高至室温以上．并且随着体系中环氧树脂含量的增多，产物的T_g由53 ℃(S5)升高到80 ℃(S1)．这表明经过二阶段反应后，树脂中构筑了刚性网络．并且随着环氧树脂含量提高，刚性网络占比增大．因此在完成二阶段反应后产物的T_g升高．

图1(D)示出了树脂在一阶段反应后产物的拉伸强度和断裂伸长率．随着体系中丙烯酸酯含量增大，在一阶段反应后，从S1到S5的拉伸强度逐渐增大(由0.02 MPa增加到0.12 MPa)，但断裂伸长率则由27.5%降低到4%．进一步完成二阶段固化反应后，与一阶段反应产物相比，二阶段反应产物的拉伸强度均增大，但变化趋势相反．从S1到S5，在二阶段反应后产物的拉伸强度由54.1 MPa逐渐降低到17.3 MPa，并且断裂伸长率逐渐增大[图1(E)]．相应地，弹性模量则从2463 MPa降低至747 MPa

[图1(F)]. 以上结果说明经过二阶段反应后，树脂由柔性变为刚性. 随着体系中环氧树脂含量的增加，在二阶段反应后产物的刚度增大. 这是因为，一阶段反应的丙烯酸酯链段主要为柔性链段，形成柔性交联网络且分子链间填充未反应预聚物，因此样品在一阶段反应后产物的T_g低于室温并且模量较低；经过二阶段反应后，环氧树脂和胺反应形成刚性交联网络，导致T_g增大且模量增加；同时，刚性环氧树脂网络占比越多，T_g和模量增加越明显. 由图1(E)可见，随着环氧树脂含量的降低，从样品S1到S4，在二阶段反应后，产物断裂伸长率逐渐增加. 然而，进一步降低环氧树脂含量，其断裂伸长率却略有减小(样品S5). 这可能是因为较多的丙烯酸酯产生更多的分子链缠结，降低了链段的运动能力，导致断裂伸长率下降. 此外，进一步考察了不同样品的形状记忆性能(图S3，见本文支持信息). 结果表明，从样品S1至S5，树脂的回复温度与T_g变化趋势一致，且均略低于T_g，树脂的回复力也呈现依次降低的趋势，与环氧树脂在体系中所占比例呈正相关. 该变化可归因于环氧树脂在固化后主要构成体系的刚性支撑链段，其比例降低会导致固化树脂整体刚性下降，进而削弱其回复能力. 综合考虑两个反应阶段产物的T_g以及最终样品的模量和形状记忆性能对可展开管的可操作性及实用性，选择S3树脂与芳纶纤维复合，制备树脂复合材料.

2.2 复合材料的性能表征

芳纶纤维由长链芳香族聚酰胺组成，具有耐弯折和抗疲劳优势. 与碳纤维和石英纤维相比，芳纶纤维在折叠变形时不会造成纤维丝损伤. 因此将S3树脂与芳纶纤维复合，制备了不同S3树脂含量的复合材料(Aramid fiber composite，AFC). 在树脂完成二阶段反应后测试复合材料的力学性能和形状记忆性能(图2). 由图2(A)和(B)可见，随树脂含量增多，复合材料的拉伸强度和断裂伸长率均显著增大. 这是因为，树脂含量增多能够使纤维丝更好地粘接在一起，减少缺陷. 相似地，树脂含量增加使纤维束间孔隙率降低，因此拉伸模量略有增大. 此外，还测试了复合材料的形状记忆性能. 研究结果表明，随着树脂含量的增加，复合材料的形状固定率和形状回复率几乎不变[图2(C)]. 形状固定率维持在85%左右并且形状回复率接近100%. 当树脂含量增多时，树脂间的热传导时间延长，导致回复时间略有增大. 为保证后续可充气展开管兼顾优异的力学性能和形状记忆性能，选择树脂含量为80%的复

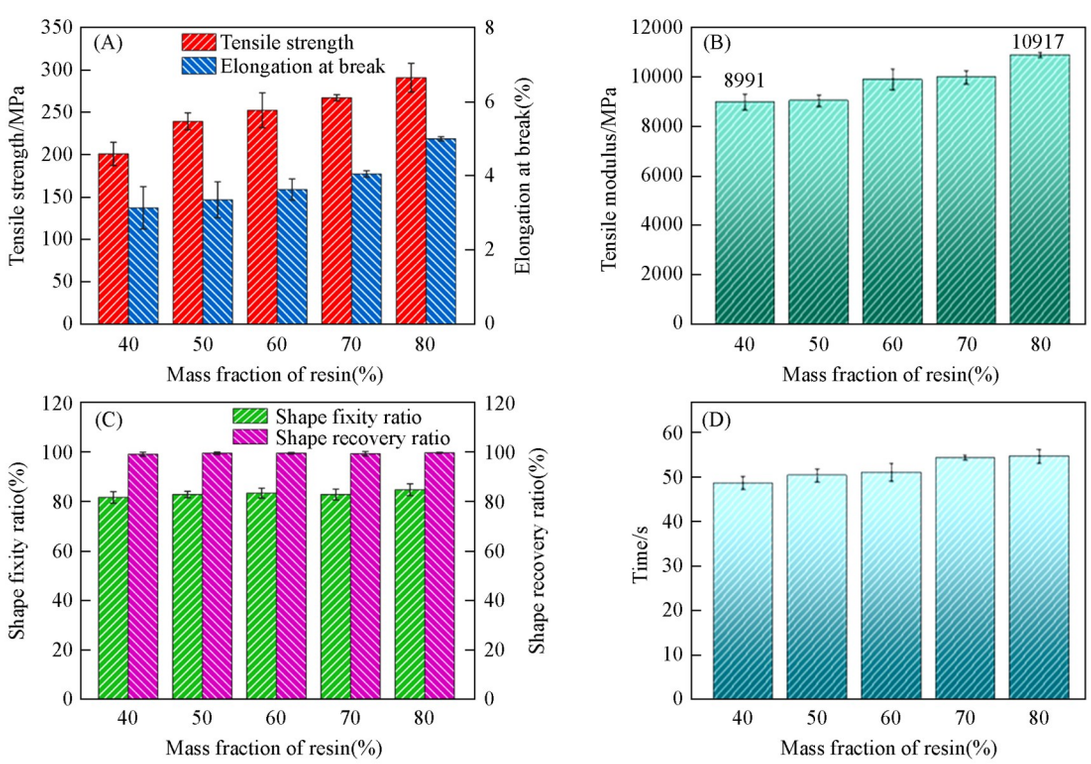


Fig. 2 Mechanical properties of Aramid fiber composites(AFCs) with different resin contents

(A) Tensile strength and elongation at break; (B) tensile modulus; (C) shape memory property; (D) shape recovery time.

合材料作为展开管的制备材料. 对树脂和复合材料经过多次形状循环变化, 对其抗拉强度和拉伸模量进行测试. 结果显示材料的力学性能没有明显的改变, 证明其具有良好的稳定性(图S4, 见本文支持信息). 同时, 还比较了树脂/芳纶纤维复合材料与纯树脂基体形状回复行为与回复力以及形状回复率的差异. 由图S5和S6(见本文支持信息)可见, 复合材料与树脂材料具有相似的形状回复路径及回复率, 但复合材料展现出更高的回复力.

2.3 ID-tube管的形状调控及性能

在复合材料完成一阶段反应后, 进一步制作了可充气展开管(ID-tube). 由图3(A)可见, 当树脂完成一阶段反应后, ID-tube为柔性状态(2.5 kg砝码能够使ID-tube发生形变); 维持ID-tube的形状并完成二阶段反应后. ID-tube转变为刚性状态(ID-tube可承载2.5 kg质量). 利用二阶段反应前后ID-tube刚度的差异能够赋予ID-tube不同永久形状并实现对其形状的响应调控. 当得到柔性的ID-tube后[图3(B_1)], 可以直接对其进行二阶段反应, 得到刚性的展开形状[图3(B_2)], 此时形状为ID-tube的永久形状. 基于材料的形状记忆效应, 可以对图3(B_2)形态下的ID-tube加热(高于材料T_g)并在外力作用下赋予其新的临时形状, 如图3(B_3)中所示的弯曲形态. 进一步冷却至室温后, ID-tube可记忆并保持弯曲的临时形状. 当对图3(B_3)中弯曲形态的ID-tube再次加热后, ID-tube即可以在形状记忆作用下, 自发从临时形状回复至永久形状[图3(B_4)]. 同时, 由于制备的ID-tube可以进行充气加速展开, 从临时的弯曲形态向永久形态的转变过程可以快速进行. 由图3(B_5)可见, 与自发展开需要30 s相比, 在充气作用下, 展开时间可以缩短到5 s.

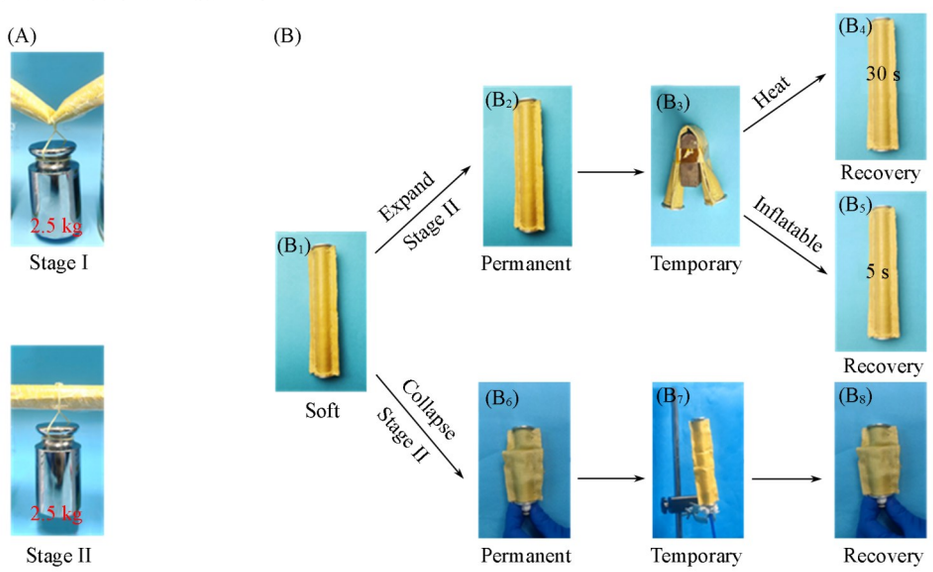


Fig. 3 The soft-to-hard transformation of ID-tubes

(A) Schematic of the soft-to-rigid transition during stage I and stage II; (B) deployment process of tubes with different permanent shapes.

由于在二阶段反应前ID-tube处于柔性状态[图3(B_1)], 除了可以直接固化形成永久形态, 还可以对柔性状态的ID-tube进行变形后再进行二阶段反应固化[图3(B_6)], 这样即可得到永久形状为弯曲状态的ID-tube. 当对弯曲形态的ID-tube进行加热时, 在充气作用下, 弯曲的ID-tube会变形为展开形态[图3(B_7)], 在材料形状记忆作用下, 冷却后可保持这种临时形状. 进一步对其加热后, 展开的ID-tube又可以自发回复到其永久弯曲状态[图3(B_8)]. 上述结果表明, 基于二阶段固化树脂体系构建的形状记忆ID-tube, 可以在一阶段反应后赋予其不同的永久形状, 同时基于材料形状记忆效应赋予其新的临时形状, 并且能够在各自永久形状与临时形状间响应调控, 展现了多形态可调控的灵活性. 与多数关于可展开结构的研究中所采用的构型(表S1, 见本文支持信息, 其折展行为通常受限于预设的折叠布局与既定运动路径)相比, 本文制备的可展开管具有更为丰富的形态可控性.

除了上述形状可控展示外, 还进一步研究了ID-tube的力学及形状记忆性能. 制备了直径为2 cm, 高度分别为10, 15, 20, 27及36 cm的ID-tube, 测试了压缩性能和形状记忆性能与长径比的关系. 在

ID-tube承受压缩应力时，主要发生屈曲失效(图S7，见本文支持信息)．由于长径比增大，ID-tube更容易发生侧向挠曲变形，造成几何刚度下降．因此随着长径比增大，可展开ID-tube的屈曲强度和屈曲应变均降低[图4(A)和(B)]．另外，随着长径比增大，ID-tube的形状固定率、形状回复率以及回复时间无明显变化[图4(C)和(D)]．形状固定率大约为85%，形状回复率均接近100%，这与复合材料的性能接近．另外，由于复合材料包覆在外层，有效增强了聚酰亚胺内囊承受气压的能力．不同长径比的ID-tube均可以承受25 kPa的气压并保持24 h[图4(E)]．测试了所有可充气展开管在不同温度加热后的展开时间(充气压力均为20 kPa)．由图4(F)可见，随着高度的增加，ID-tube的展开时间均呈现先缩短后延长的趋势．与10 cm高的ID-tube相比，15 cm高的ID-tube的展开时间显著缩短．然后随着ID-tube高度的增大，展开时间又逐渐延长．这是由于当ID-tube太短时，弯折处挤压程度更大，展开时需要更大的力，导致回复较慢；当ID-tube的高度大于15 cm时，由于随着高度增加，充气体积增大，因此展开时间逐渐延长．此外，当加热温度上升时，展开时间逐渐缩短，15 cm高的ID-tube在88 ℃加热后，充气压力为20 kPa时可在2 s内展开．这归因于温度升高使树脂模量降低，因此展开时需要更小的充气压力，缩短了展开时间．

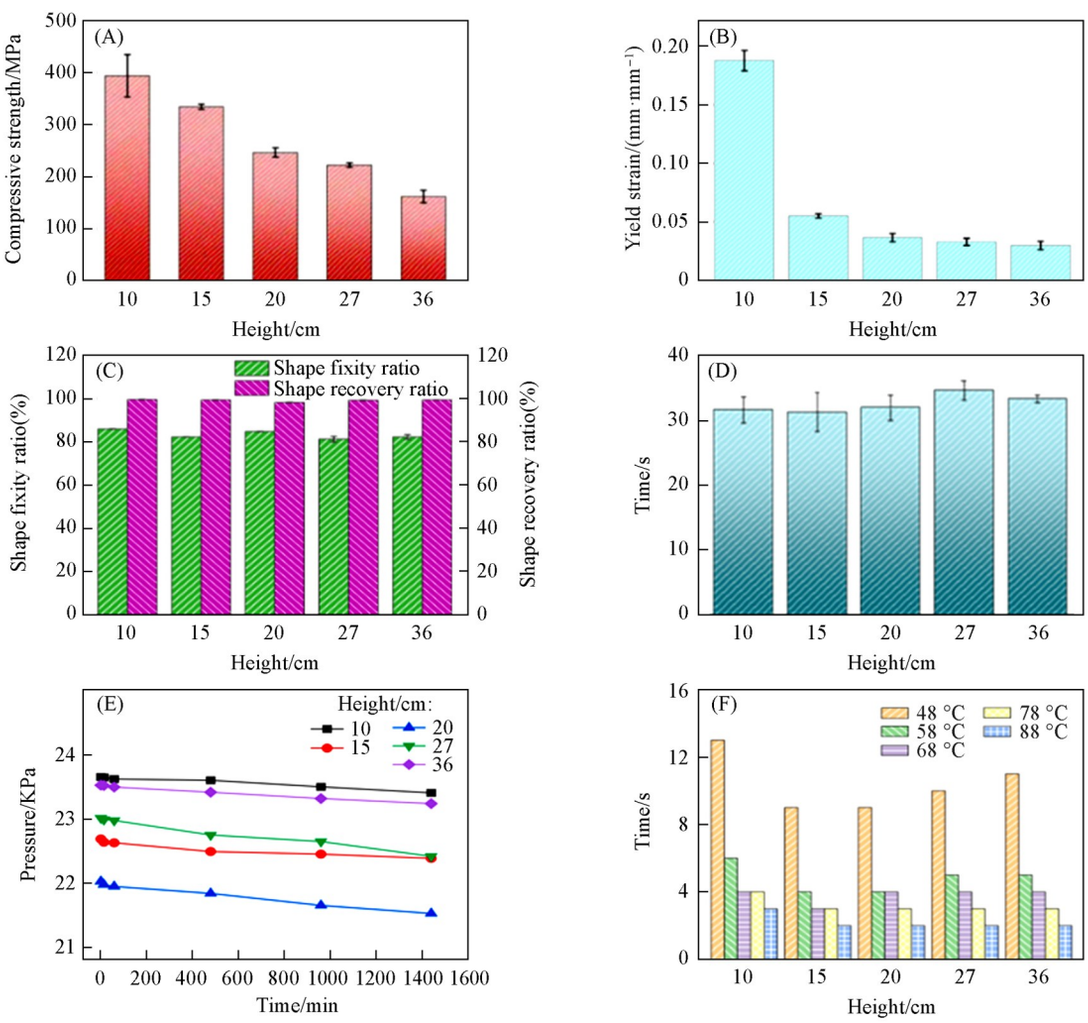


Fig. 4　Performance data of AFC-PI inflatable foldable/deployable tubes with different heights

(A) Compressive strength; (B) yield strain; (C) shape memory properties; (D) shape recovery time; (E) pressure retention capability; (F) inflation/deployment rate.

2.4　机理分析

本文制备的可展开ID-tube之所以能够根据需求固定不同的永久形态，同时在设定的永久形状与临时形状间可响应调控，主要归因于树脂体系分阶段固化特性及形状记忆功能．在混合树脂体系中存

在丙烯酸酯预聚物与环氧组分预聚物．在第一阶段反应中，CN996和Z402在紫外光的作用下进行第一步固化，树脂体系中只有丙烯酸酯组分进行反应，得到柔性的聚合物网络，此时ID-tube也呈现柔性特征[图5(A)]．基于柔性特征，此时可以根据需求对ID-tube形状进行任意设定．以弯曲状为例，当对ID-tube进行加热处理[图5(B)]时，可以使树脂体系中未反应的环氧组分进一步发生反应，形成刚性网络，此时得到的形状为ID-tube的永久形状．同时聚合物网络也处于热力学稳定状态．由于合成的树脂具有良好的形状记忆功能，当对ID-tube加热到聚合物T_g以上时，聚合物网络中分子链运动能力得到增强[图5(C)]，此时整个管壁变为柔性状态．因此可以通过外力(如充气)使得弯曲状态的ID-tube转变为伸展状态[图5(D)]．此时聚合物分子链网络构象发生变形，处于一个低熵状态．当ID-tube冷却至室温时，由于分子链的运动能力被冻结，因此管壁将转变为刚性状态，从而记忆并保持住伸展的临时形状．当进一步对管壁进行加热到T_g以上时，管壁聚合物分子链的运动能力进一步得到激活[图5(E)]，同时聚合物网络构象会自发从低熵状态向高熵状态转变，从而带动宏观形状从伸展的临时形状向弯曲的永久形状进行转变．当进一步冷却至室温后，ID-tube即可恢复至其永久形态[图5(F)]，从而实现对其形状响应可逆调控．在材料形状变形及回复过程中，热处理温度有重要的影响．为考察温度对树脂形状回复行为的影响，在不同温度条件下对树脂的形状回复性能进行了测试(图S8和图S9，见本文支持信息)．结果表明，树脂的形状固定率与形状回复率无明显差别，树脂的形状回复速率随测试温度的升高而提高．该现象可归因于温度对分子链段运动能力的调控作用：随着温度升高，体系中原本被冻结的分子链段逐渐解冻，获得自由运动能力；同时，分子热运动加剧，进一步提升了链段的活动性，最终使得树脂在较高温度下表现出更快的形状回复响应．上述结果揭示了温度对形状记忆聚合物回复动力学的显著影响，为其在实际应用中的温度响应性调控提供了依据．由于在一阶段反应后树脂体系呈现柔性状态，因此可以赋予ID-tube不同的永久形状，最终满足不同场景的应用需求．

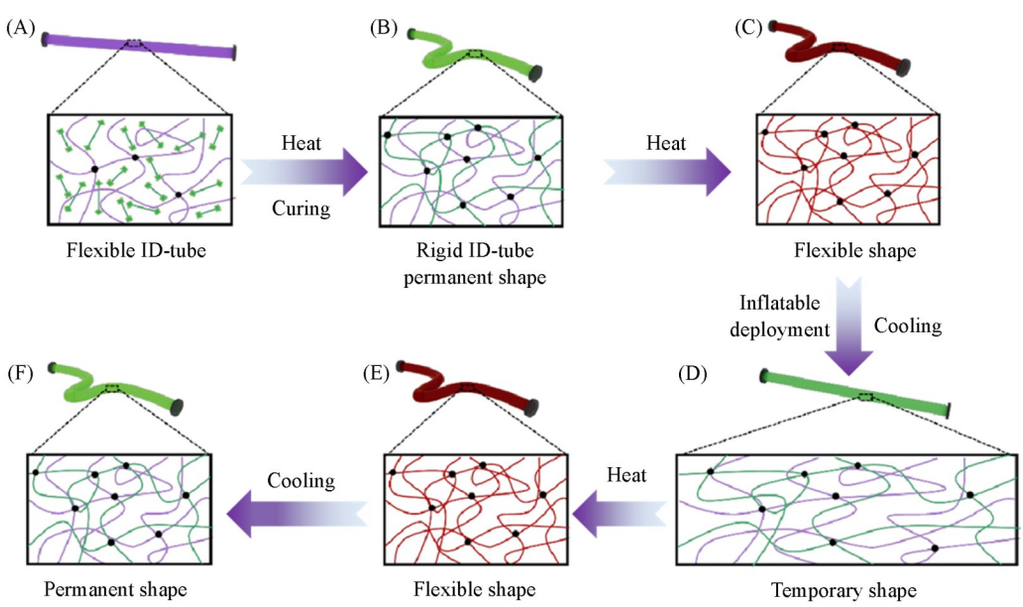


Fig. 5　Schematic diagram of the deformation mechanism of the ID-tube

3　结　　论

合成了一种光/热二阶段树脂体系，将其与芳纶纤维复合制备了复合材料，并进一步构建了可充气折叠展开管．树脂体系及复合材料均显示良好的形状记忆性能．基于一阶段反应后复合材料制备的ID-tube呈现柔性特征，可根据需求赋予不同的永久形状．同时，基于材料的形状记忆功能，可实现临时形状向永久形状回复．本文利用二阶段树脂体系构建可展开结构，克服了传统材料难以实现对结构多形态调节的难题．

支持信息见 http://www.cjcu.jlu.edu.cn/CN/10.7503/cjcu20250396.

参 考 文 献

[1] Li T., *Aerosp. Sci. Technol.*, **2012**, *18*, 42—47
[2] Ma X., Li T., Ma J., Wang Z., Shi C., Zheng S., Cui Q., Li X., Liu F., Guo H., *Engineering*, **2022**, *17*, 207—219
[3] Cao B., Cai Z., Wei Z., Chen M., *Aerosp. Sci. Technol.*, **2026**, *168*, 111216
[4] Ikeya K., Sakamoto H., Nakanishi H., Furuya H., Tomura T., Ide R., Iijima R., Iwasaki Y., Ohno K., Omoto K., *Acta Astronaut.*, **2020**, *173*, 363—377
[5] Seung M. S., Seung W. J., Dong G. S., *Compos. Pt. B-Eng.*, **2025**, *305*, 112754
[6] Singla D., Long R., Parmar K., Indaco M., Taylor W., Adkins N., Guzzetti D., Mailen R. W., *Smart Materials*, *Adaptive Structures and Intelligent Systems*, American Society of Mechanical Engineers, New York, **2021**, *85499*, pV001T06A010
[7] Ma X., Li T., Ma J., Wang Z., Shi C., Zheng S., Cui Q., Li X., Liu F., Guo H., *Engineering*, **2022**, *17*, 207—219
[8] Lan Z., Lin J., Cui X., *J. Northwest. Polytech. Univ.*, **2020**, *38*(S1), 154—160(兰志成, 林君毅, 崔新宇. 西北工业大学学报, **2020**, *38*(S1), 154—160)
[9] Gorar A. A. K., Zhiyi G., Zhicheng W., Daham A., Pan Z. C., Wang J., Liu W. B., Derradji M., *J. Appl. Polym. Sci.*, **2023**, *140*, e54646
[10] Derradji M., Khiari K., Mehelli O., Abdous S., Habes A., Ramdani N., Zegaoui A., Liu W., Daham A., *High Perform. Polym.*, **2023**, *35*, 412—425
[11] Shi S., Zhou D., Jiang Y., Cheng F., Sun J., Guo Q., Luo Y., Chen Y., Liu W., *Adv. Funct. Mater.*, **2024**, *34*, 2312664
[12] Shi S. H., Jiang, Y. H., Ren H., Deng S., Sun J., Cheng F., Jing J., Chen Y., *Nano-Micro Lett.*, **2024**, *16*, 85
[13] Soutis C., *In Polymer Composites in the Aerospace Industry*, Woodhead Publishing, Cambridge, **2020**, 3—22
[14] Lendlein A., Kelch S., *Angew. Chem. Int. Ed.*, **2002**, *41*, 2034—2057
[15] Kang D., Park S. Y., Aditya Y. S., Lee H. E., Kim W., Bae S., Kim S. S., *Adv. Funct. Mater.*, **2026**, *n/a*, e28863
[16] Barrett R., Campbell D., Lake M., Adams L., Taylor R., Abrahamson E., Scherbarth M., Welsh J., Freebury G., Beidleman N., *In 4th International Energy Conversion Engineering Conference and Exhibit (IECEC)*, AIAA Reston, Virginia, **2006**, 4011
[17] Liu T., Liu L., Yu M., Li Q., Zeng C., Lan X., Liu Y., Leng J., *Compos. Struct.*, **2018**, *206*, 164—176
[18] Zhang Y., Liu T., Lan X., Liu Y., Leng J., Liu L., *Compos. Commun.*, **2022**, *36*, 101383
[19] Jing X., Liu Y., Liu Y., Liu Z., Tan H., *J. Appl. Polym. Sci.*, **2014**, *131*, 40853
[20] Ren H., Huang Y., Xu W., Liu Y., *Compos. Commun.*, **2023**, *38*, 101517
[21] Kim J., Kwon D., Shin P., Beak Y., Park H., DeVries K. L., Park J., *Compos. Pt. B-Eng.*, **2018**, *148*, 61—67
[22] Voll D., Barner-Kowollik C., *Angew. Chem. Int. Ed.*, **2013**, *52*, 3312—3312
[23] Zou W., Lin X., Terentjev E. M., *Adv. Mater.*, **2021**, *33*, 2101955
[24] Kuang X., Wu J., Chen K., Zhao Z., Ding Z., Hu F., Fang D., Qi H. J., *Sci. Adv.*, **2019**, *5*, eaav5790
[25] Chen K., Kuang X., Li V., Kang G., Qi H. J., *Soft Matter.*, **2018**, *14*, 1879—1886
[26] Kuang X., Zhao Z., Chen K., Fang D., Kang G., Qi H. J., *Macromol. Rapid Commun.*, **2018**, *39*, 1700809
[27] Carlborg C. F., Vastesson A., Liu Y., van der Wijngaart W., Johansson M., Haraldsson T., *J. Polym. Sci. Pol. Chem.*, **2014**, *52*, 2604—2615
[28] Nair D. P., Cramer N. B., Gaipa J. C., McBride M. K., Matherly E. M., McLeod R. R., Shandas R., Bowman C. N., *Adv. Funct. Mater.*, **2012**, *22*, 1502—1510
[29] Belmonte A., Russo C., Ambrogi V., Fernández-Francos X., de la Flor S., *Polymer*, **2017**, *9*, 113
[30] Wang W., Shen R., Cui H., Cui Z., Liu Y., *Adv. Compos. Hybrid Mater.*, **2020**, *3*, 41—48
[31] Zou X., Zhu J., Zhu Y., Yagci Y., Liu R., *ACS Appl. Mater. Interfaces.*, **2020**, *12*, 58287—58294
[32] Mokbel H., Graff B., Dumur F., Lalevée J., *Macromol. Rapid Commun.*, **2020**, *41*, 2000289
[33] Konuray A. O., Fernández-Francos X., Ramis X., *React. Funct. Polym.*, **2018**, *122*, 60—67
[34] Zhao T., Yu R., Li X., Zhang Y., Yang X., Zhao X., Huang W., *J. Mater. Sci.*, **2019**, *54*, 5101—5111
[35] Okamura H., Matoba T., Takada K., Yamashita M., Shirai M., Matsumoto A., *Prog. Org. Coat.*, **2016**, *100*, 47—50
[36] Kim H., Han S., Seo Y., *Langmuir*, **2020**, *36*, 9250—9258
[37] Peng W., Zhao P., Zhou X., Liang X., Zhang X., Jin B., Chen G., Zhao Q., Xie T., *Sci. Adv.*, **2024**, *10*, eadp4814
[38] Ke X., Liang H., Xiong L., Huang S., Zhu M., *Prog. Org. Coat.*, **2016**, *100*, 63—69
[39] Mishra V., Desai J., Patel K. I., *Ind. Crop. Prod.*, **2018**, *111*, 165—178
[40] Zhang X., Cox L., Wen Z., Xi W., Ding Y., Bowman C. N., *Polymer*, **2018**, *156*, 162—168
[41] Lendlein A., Kelch S., *Angew. Chem. Int. Ed.*, **2002**, *41*, 2034—2057

(Ed.: W, K, M)