

· 研究论文 ·

兼具高柔韧、高隔热的可编织核壳气凝胶纤维

高孟月 郑俊杰 张新海 左伟伟 成艳华* 朱美芳

(东华大学材料科学与工程学院 先进纤维材料全国重点实验室 上海 201620)

摘 要 二氧化硅气凝胶因其极低的热导率而被公认为最具潜力的超级绝热材料之一, 但其在纺织领域的应用长期受限于由脆性“项链式”结构和高孔隙率骨架导致的力学性能差、难以加工等问题. 同时, 现有增韧策略往往以牺牲隔热性能为代价, 力学与隔热性能难以兼顾. 为此, 本研究提出并采用同轴湿法纺丝技术, 成功制备出核壳结构气凝胶纤维. 该纤维以纳米多孔的聚甲基倍半硅氧烷气凝胶为核, 赋予其优异的隔热性能; 致密的弹性聚氨酯作为壳层, 提供卓越的柔韧性和可拉伸性. 所得纤维断裂应变高达 $(670\pm 23)\%$, 断裂强度为 (2.10 ± 0.02) MPa, 同时具备优异的隔热性能, 室温热导率仅为 (31.2 ± 0.1) $\text{mW}\cdot\text{m}^{-1}\cdot\text{K}^{-1}$. 相同厚度下, 气凝胶纤维织物的隔热性能优于羊绒织物, 且面密度更低, 展示出显著的轻量化隔热优势. 本研究提出的核壳结构设计, 为协同提升气凝胶力学与隔热性能提供了新思路, 对开发高性能隔热纺织品具有重要意义.

关键词 气凝胶纤维; 核壳结构; 隔热性能; 力学性能

引用: 高孟月, 郑俊杰, 张新海, 左伟伟, 成艳华, 朱美芳. 兼具高柔韧、高隔热的可编织核壳气凝胶纤维. 高分子学报, 2026, 57(5), 1167–1177.

Citation: Gao, M. Y.; Zheng, J. J.; Zhang, X. H.; Zuo, W. W.; Cheng, Y. H.; Zhu, M. F. Highly flexible and thermally insulating weavable core-shell aerogel fibers. *Acta Polymerica Sinica* (in Chinese), 2026, 57(5), 1167–1177.

从航空航天到工业节能, 再到建筑热舒适性保障, 高效隔热技术对可持续发展至关重要. 一方面, 高性能隔热材料在实现“碳中和”、降低能源消耗方面具有重要意义; 另一方面, 其性能突破也持续推动着材料科学在结构设计与性能调控领域的创新. 在众多隔热材料中, 二氧化硅气凝胶以其独特的纳米多孔骨架显著抑制了固体热传导与气体热对流, 因而具有极低的热导率, 被广泛认为是最具潜力的超级绝热材料之一^[1–3]. 传统二氧化硅气凝胶多以零维颗粒^[4–6]、二维薄膜^[7,8]或三维块体^[8–11]的形式应用, 但其形态难以满足柔性加工、可织造结构及复杂应用场景的需

求. 相比之下, 一维气凝胶纤维将气凝胶的本征低热导率与纤维的柔韧性相结合, 在极端环境隔热与复杂形状适配等热管理场景中展现出独特优势. 依托其纤维形态, 一维气凝胶纤维可进一步构筑多尺度、可设计的纺织结构, 如二维织物和三维立体编织结构, 从而实现适应性强、舒适性高的热管理材料体系^[12–16]. 基于此, 气凝胶纤维被视为新一代功能纤维材料, 在个人热管理、建筑节能以及航空航天热防护等领域展现出广阔的应用前景^[17–21].

然而, 尽管二氧化硅气凝胶在诸多领域取得了广泛发展, 其固有的结构脆性与加工性不足仍

2025-12-31 收稿, 2026-02-13 录用, 2026-04-08 网络出版.

基金项目: 国家重点研发计划(项目号 2021YFB3701600)、国家自然科学基金(基金号 52273031)、“东华大学”杰出青年教授计划(项目号 LZA2024001)和中央高校基本科研业务费专项资金(项目号 2232024Y-01, 2232025G-07).

* 通信联系人, E-mail: cyh@dhu.edu.cn

doi: 10.1177/j.issn1000-3304.2026.25333; CSTR: 32057.14.GFZXB.2026.7566

制约其在柔性热管理领域的应用^[22]. 传统二氧化硅气凝胶通常通过溶胶-凝胶转变过程制备, 该过程缓慢且难以与快速、连续的纤维纺丝工艺兼容, 导致制备的材料多为块体或粉末. 如何赋予脆性二氧化硅气凝胶多样化的结构形态、更高的加工可塑性以及丰富的功能性, 是当前研究的重点. Zhang等^[23]通过反应纺丝的方法解决了快速凝胶的核心问题, 突破了传统湿法纺丝对纺丝液黏度的高度依赖, 成功制备了氧化硅气凝胶纤维. 但其力学强度较低, 无法连续化收集, 尚不满足编织及大规模应用的需求. 近年来, 核壳结构设计在气凝胶纤维复合材料领域受到广泛关注^[12,14,15,24,25]. 通过高强韧性聚合物外壳的包覆, 内部脆弱的气凝胶骨架得以有效保护. 核壳结构设计协调了组分的力学与隔热性能, 展现出多功能集成的巨大潜力. 例如, Bai等^[12]利用冷冻纺丝技术制备多孔气凝胶纤维, 并在其表面浸涂一层热塑性聚氨酯弹性材料, 构建了具有优异保暖性能的仿北极熊毛核壳结构的气凝胶纤维. 该工艺涉及“先纺丝、后涂层”多步操作, 且依赖外部介质(低温诱导)辅助成型, 工艺条件相对复杂. Tao等^[14]采用连续同轴湿法纺丝工艺, 以聚氨酯/气凝胶颗粒混合物为芯层、聚氨酯为外壳, 实现了一步法连续制备核壳结构纤维. 但该策略在简化工艺的同时也带来了显著的性能损耗. 虽然聚合物基体的引入为纤维提供了力学支撑, 但也形成了连续的固体热传导路径, 削弱了气凝胶的低导热优势. 同时, 纺丝液的流变特性限制了气凝胶颗粒的高负载量与均匀分散, 制约了纤维综合性能的提升.

为此, 本研究提出一种可连续化制备的同轴湿法纺丝策略, 构筑了以连续介孔二氧化硅网络为芯、聚氨酯为壳的仿生核壳结构, 从而实现了气凝胶纤维高柔韧性与优异隔热性能的统一. 该工艺采用前期研究中开发的^[26]、具有剪切变稀特

性的聚甲基倍半硅氧烷(PMSQ)凝胶墨水为芯层纺丝液, 热塑性聚氨酯(TPU)溶液为壳层纺丝液, 以去离子水为凝固浴. 在纺丝过程中, 利用TPU在水浴中的快速相分离, 一步法实现对芯层PMSQ凝胶的原位包覆. 经干燥后, 所得PMSQ@TPU气凝胶纤维形成了坚固的TPU薄层外壳与连续多孔的PMSQ气凝胶核芯结构. 所得纤维在保持优异隔热性能的同时展现出卓越力学性能: 断裂应变高达 $(670\pm 23)\%$, 断裂强度达 (2.10 ± 0.02) MPa, 室温热导率仅为 (31.2 ± 0.1) mW·m⁻¹·K⁻¹, 有效克服了传统气凝胶材料强度与隔热性能的矛盾. 将其编织成织物后, 所得材料在隔热性能上超越羊绒织物, 且面密度更低, 兼具轻量化特性, 展示了其在下一代柔性热管理纺织品中的应用潜力.

1 实验部分

1.1 实验原料

甲基三甲氧基硅烷(MTMS)、*N,N*-二甲基甲酰胺(DMF)购自国药集团化学有限公司; 尿素(Urea)、无水乙醇购自上海泰坦科技有限公司; 醋酸(acetic acid)、泊洛沙姆(Pluronic F127)购自上海阿拉丁生化科技股份有限公司; 热塑性聚氨酯(TPU)颗粒购自江苏中材四氟新材料公司.

1.2 纺丝液制备及气凝胶纤维的构筑

壳层纺丝液制备步骤如下: 首先, 精确称取 6.0 g TPU 颗粒与 34.0 g DMF 溶剂; 随后, 将混合物在 80 °C 下加热并持续搅拌, 直至 TPU 颗粒完全溶解, 形成澄清透明的 15 wt% TPU 溶液.

制备聚甲基倍半硅氧烷(PMSQ)凝胶墨水: 为了制备可用于同轴湿法纺丝的最优化芯层凝胶纺丝液, 我们基于前期工作中建立的“活化-抑制”可控溶胶-凝胶反应技术^[26], 进一步通过调控 MTMS 以及尿素含量, 制备了一系列流变性能可调的 PMSQ 凝胶墨水(见表 1). 为提升气凝胶

Table 1 Compositions of typical gel inks obtained in the present study.

Sample	Composition in feed				MTMS/H ₂ O (W/W)	Urea/MTMS (W/W)	Gelation time (h)
	W(MTMS) (g)	W(CH ₃ COOH·H ₂ O) (g)	W(Urea) (g)	W(F127) (g)			
M _{0.3} U _{0.5}	5.0	15.0	2.5	1.1	0.3	0.5	About 3.5
M _{0.5} U _{0.5}	5.0	10.0	2.5	1.1	0.5	0.5	About 4.0
M _{1.0} U _{0.5}	5.0	5.0	2.5	1.1	1.0	0.5	About 5.0
M _{0.5} U _{0.2}	5.0	10.0	1.0	1.1	0.5	0.2	About 4.0
M _{0.5} U _{1.0}	5.0	10.0	5.0	1.1	0.5	1.0	About 3.0

网络的稳定性,本研究选用嵌段共聚物F127作为新型表面活性剂,以替代前期工作中使用的十六烷基三甲基氯化铵(CTAC).CTAC属于离子型表面活性剂,在湿法纺丝过程中挤出至水凝固浴时会逐渐溶解,导致凝胶墨水难以保持纤维形状.相比之下,非离子型三嵌段共聚物F127凭借其较高的分子量及温度响应性的物理凝胶作用,在凝胶墨水形成过程中提供更强的结构支撑,有效稳定凝胶网络,并维持纤维在凝固浴中的形貌完整.鉴于此,引入F127显著提升了凝胶墨水的可纺性,为连续稳定的核层PMSQ纺丝成形奠定了基础.基于这一优化,本研究固定F127的质量,并系统考察了MTMS、醋酸水($\text{CH}_3\text{COOH}\cdot\text{H}_2\text{O}$)与Urea三者质量配比的影响.为此,我们以MTMS与 $\text{CH}_3\text{COOH}\cdot\text{H}_2\text{O}$ 的质量比(M_x)以及Urea与MTMS的质量比(U_y)作为变量,对所制备的系列凝胶墨水样品进行命名,记为 M_xU_y (见表1),其中MTMS与 $\text{CH}_3\text{COOH}\cdot\text{H}_2\text{O}$ 的质量比简称为“M”, x 为具体数值;Urea与MTMS的质量比简称为“U”, y 为具体数值.实验结果显示,当MTMS含量过高(如表1中的 $M_{1.0}U_{0.5}$),凝胶网络交联度提高,墨水在挤出过程与针头内壁产生较强的剪切与挤压作用,导致PMSQ气凝胶纤维直径不规则.当尿素含量过低(如 $M_{0.5}U_{0.2}$),凝胶时间过长,凝胶网络均匀度下降,在挤出成型过程引起纤维截面不均匀.同时,上述2类凝胶墨水制备的纤维柔韧性较差,表现出硬且脆的特点.气凝胶纤维的孔结构也受到很大影响,当MTMS含量较高(如 $M_{1.0}U_{0.5}$)时,纤维骨架颗粒堆积更致密,平均孔径较小,约为31 nm.当MTMS含量过低(如 $M_{0.3}U_{0.5}$)时,凝胶网络疏松,孔径显著增大,孔尺寸超过130 nm.当尿素含量过低(如 $M_{0.5}U_{0.2}$)时,凝胶过程缓慢,网络的均匀性下降,所得气凝胶纤维的平均孔径约为78 nm.相比之下,当MTMS和尿素含量处于适宜范围时(如 $M_{0.5}U_{0.5}$ 和 $M_{0.5}U_{1.0}$),所得气凝胶纤维直径规整,力学性能优异,且具有介孔结构,平均孔径主要分布在~56 nm.综合考虑流变性能、微观结构、力学性能以及可纺性,最终使用的前驱体溶液配比为 $M_{0.5}U_{0.5}$.具体制备过程如下:将5.0 g MTMS、10.0 g $\text{CH}_3\text{COOH}\cdot\text{H}_2\text{O}$ ($10\times 10^{-3}\text{ mol}\cdot\text{L}^{-1}$)、5.0 g Urea和1.1 g F127混合于烧杯中,在室温下磁力搅拌60 min,得到均匀澄清的硅溶胶.随后将硅

溶胶转移至密闭玻璃瓶中,并置于60 °C鼓风烘箱中进行缩聚反应,三维凝胶网络逐渐形成.当凝胶快要失去流动性时,从烘箱取出玻璃瓶,立即将适量的醋酸加入上述凝胶并搅拌均匀,形成均一的PMSQ凝胶墨水,用作核层纺丝液.通过调节MTMS、 $\text{CH}_3\text{COOH}\cdot\text{H}_2\text{O}$ 与Urea三者的用量,按照上述相同步骤制备对照组凝胶墨水样品.

制备PMSQ@TPU核壳结构气凝胶纤维:将芯层和壳层纺丝液转移到注射器中,分别连接至同轴喷丝头的内、外针头.其中内针头规格为23G(内径:300 μm ;外径:600 μm),用于输送芯层PMSQ纺丝液;外针头规格为18G(内径:860 μm ;外径:1260 μm),用于输送壳层TPU纺丝液.两台注射泵流量设定为3.0 $\text{mL}\cdot\text{h}^{-1}$,对应推进速度为0.30 $\text{mm}\cdot\text{min}^{-1}$,速度比为 $v_{\text{PMSQ}}:v_{\text{TPU}}=1:1$.在该条件下,核芯与壳层厚度实现良好匹配,形成了结构均匀且界面结合良好的核壳气凝胶纤维,纤维的力学性能最佳(约2.1 MPa),热导率低至31.2 $\text{mW}\cdot\text{m}^{-1}\cdot\text{K}^{-1}$.另外,保持相同的总流量控制纤维外径一致,调控 $Q_{\text{PMSQ}}:Q_{\text{TPU}}$ 为4:2时,壳层厚度明显下降(45 μm),导致力学强度降低(0.9 MPa),PMSQ气凝胶核的直径增大(650 μm),隔热性能稍微提升(热导率为30.8 $\text{mW}\cdot\text{m}^{-1}\cdot\text{K}^{-1}$);当 $Q_{\text{PMSQ}}:Q_{\text{TPU}}$ 为2:4时,PMSQ气凝胶核的直径约为540 μm ,外壳厚度提升但核壳流量不匹配导致了外壳厚度严重不均匀,并在核壳界面处产生局部缝隙,因此力学性能提升有限(约1.9 MPa),且隔热性能下降(热导率为33.1 $\text{mW}\cdot\text{m}^{-1}\cdot\text{K}^{-1}$).采用最佳纺丝流量(Q_{PMSQ} 和 Q_{TPU} 均为3.0 $\text{mL}\cdot\text{h}^{-1}$)进行纺丝,芯层与壳层纺丝液通过喷丝头持续、同步挤出至去离子水凝固浴中.凝固浴的长度为50 cm,温度为20 °C,环境湿度为45% RH.在凝固浴中,TPU纺丝液发生快速相分离并固化,形成连续致密的外壳结构,从而获得核壳结构湿凝胶纤维.挤出后的湿凝胶纤维在凝固浴中经过牵引并由卷绕收集装置连续收集.收集的滚筒转速设定为0.9 $\text{r}\cdot\text{min}^{-1}$,直径为8 cm.然后将成卷的纤维浸泡于去离子水中,促进TPU壳层的陈化和结构稳定,并置于60 °C鼓风烘箱老化24 h,以促进凝胶网络的完全缩聚.随后以无水乙醇多次置换纤维中的去离子水,并经超临界干燥,最终获得结构均匀的PMSQ@TPU核壳结构气凝胶

纤维. 作为对照, PMSQ气凝胶纤维(即没有TPU壳层包覆)的制备方法如下: 将PMSQ凝胶墨水通过注射泵直接挤出至去离子水中成型, 所用针头直径为600 μm . 由于纯PMSQ湿凝胶纤维力学强度较低, 难以承受外加牵引应力, 因此该过程未采用卷绕收集装置, 使纤维在凝固浴中自由成型. 随后在60 $^{\circ}\text{C}$ 条件下老化24 h, 经无水乙醇置换后干燥, 即可得到纯PMSQ气凝胶纤维.

1.3 分析表征

1.3.1 结构表征

采用场发射扫描电镜(Scanning electron microscope, Hitachi, Hitachi SU8010, Japan)观察气凝胶纤维的宏观形貌和微观结构; 采用自动比表面积和孔隙度分析仪(ASAP 2020, Micromeritics, USA Autosorb-iQ)对气凝胶的 N_2 吸附-脱附等温线、比表面积和孔径分布进行表征, 在测量之前, 样品在150 $^{\circ}\text{C}$ 的高真空($<1\text{ Pa}$)下脱气6 h.

1.3.2 流变性能表征

采用旋转流变仪(MCR302, Anton Paar)测试凝胶墨水的流变性能, 转子的几何尺寸为50 mm, 间隙高度为0.5 mm, 温度为25 $^{\circ}\text{C}$; 在 $10^{-1}\sim 10^2\text{ s}^{-1}$ 范围内进行稳态流动实验, 测试样品在不同剪切速率下的表观粘度; 在恒定频率1 Hz下, 进行应力扫描振荡实验($10^{-1}\sim 10^3\text{ Pa}$), 测试弹性模量和损耗模量随剪切应力的变化.

1.3.3 机械性能表征

采用电子万能材料试验机(Instron 5969)对气凝胶纤维力学性能进行测试, 拉伸试验的速度为 $100\text{ mm}\cdot\text{min}^{-1}$, 测试标距为10 mm, PMSQ气凝胶纤维的平均直径为750 μm , TPU@PMSQ气凝胶纤维的平均直径为800 μm , 每种样品测试5组, 取平均值. 测试环境温度为15 $^{\circ}\text{C}$, 湿度为40% RH.

1.3.4 隔热性能表征

采用瞬态法热导率仪(TC3000E, 西安夏溪电子科技)测试气凝胶纤维织物的热导率, 每种样品测试3次, 结果取平均值. 用于热导率测试的织物样品中, 纤维以经纬交织方式排列, 其中经密为14根/5 cm, 纬密为80根/5 cm. 采用红外热成像(Fotric 347+-L25, China)比较不同厚度样品的隔热性能, 将样品置于不同温度的热台或冷台表面, 采用红外像机在室温下拍摄样品表面, 并记录样品表面实时温度变化.

2 结果与讨论

2.1 PMSQ@TPU核壳结构气凝胶纤维的设计

PMSQ气凝胶的骨架由纳米颗粒通过脆弱的“项链式”连接方式构筑而成, 并呈现高度多孔的纳米网络结构. 这种疏松的连接方式虽然赋予气凝胶极低的密度和热导率, 但也导致其固有的脆性和难以加工的问题^[27,28]. 直接将PMSQ凝胶墨水挤出至去离子水中可以形成连续的湿态凝胶纤维, 但其力学强度低, 难以实现连续稳定的卷绕收集. 干燥后气凝胶骨架更脆弱, 限制了其在柔性隔热领域的实际应用. 因此, 通过同轴湿纺技术在多孔的气凝胶表面构筑一层致密的聚合物外壳, 可以实现纤维的连续卷绕收集, 干燥之后保持了外壳的力学性能和气凝胶固有的隔热性能(图1(a)). 基于该策略, 制备了PMSQ@TPU核壳结构气凝胶纤维, 其中TPU为致密外壳, 具有连续介孔网络的PMSQ气凝胶是核芯(图1(b)). 气凝胶纤维凭借其优异的柔韧性与可编织性, 能够进一步加工成织物, 在柔性热管理领域展现出应用潜力.

2.2 PMSQ凝胶墨水流变特性

在湿法纺丝过程中, 纺丝凝胶的流变特性是调控纤维成形、结构和性能的关键因素^[29-31]. 经过溶胶-凝胶过程, 纺丝凝胶具有低交联三维网络结构, 其流变性能优异能够满足湿法纺丝工艺要求. 如图2(a)所示, 纺丝凝胶具有剪切变稀特性, 在针头或喷嘴等高剪切条件下, 黏度显著降低, 有利于凝胶的顺畅挤出与连续成形^[18]. 当凝胶离开喷嘴进入凝固浴后, 剪切速率迅速下降, 体系黏度随之恢复, 有助于维持纤维形状并抑制纺丝凝胶扩散, 从而确保核壳结构的完整性与界面稳定. 除剪切变稀特性外, 纺丝液的黏弹性参数储存模量(G')和损耗模量(G'')在纺丝过程同样起关键作用^[32]. 如图2(b)所示, 最佳配比($\text{M}_{0.5}\text{U}_{0.5}$)时, G' 与 G'' 分别为约1800 Pa和约300 Pa, 纺丝液既能能在高剪切下保持良好的流动性, 又能在离开喷嘴后迅速恢复弹性结构, 实现纤维形态固定与连续成丝. 综上, 通过调节凝胶组分比例, 合理调控纺丝液的流变性能, 对于实现稳定的同轴湿法纺丝与获得结构均匀且完整的气凝胶纤维至关重要.

2.3 气凝胶纤维结构和力学性能研究

将最佳配比($\text{M}_{0.5}\text{U}_{0.5}$)凝胶墨水直接挤入去离子水中, 可形成连续的湿态凝胶纤维, 经干燥后

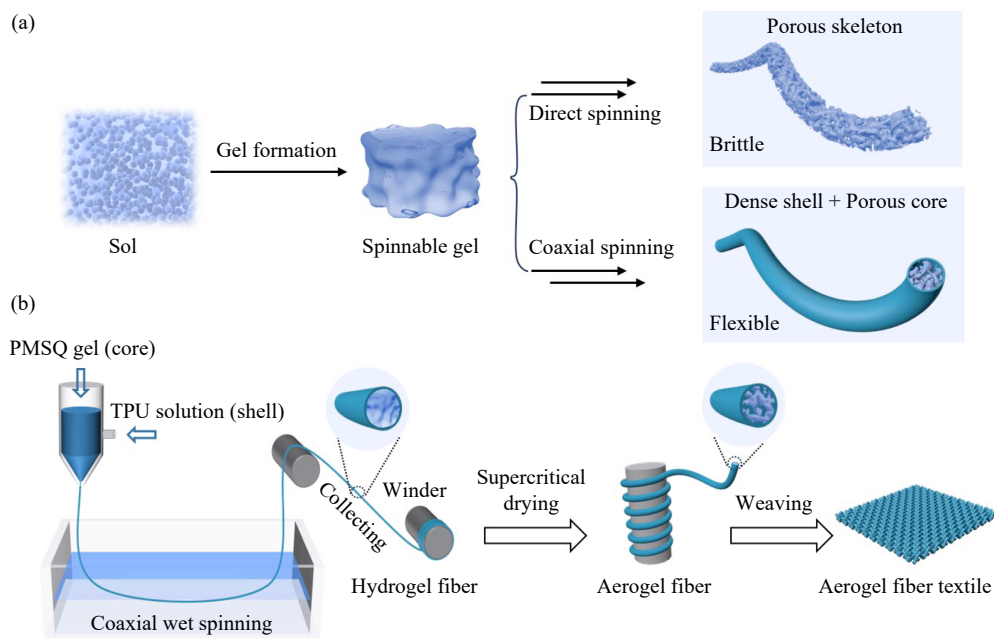


Fig. 1 Illustration of the preparation of PMSQ@TPU aerogel fiber by coaxial wet-spinning method. (a) Schematic illustration of aerogel fibers fabricated by direct spinning and coaxial spinning, producing a brittle porous skeleton and a flexible core-shell structure, respectively; (b) Schematic illustration of the preparation of PMSQ@TPU aerogel fiber by coaxial wet-spinning method.

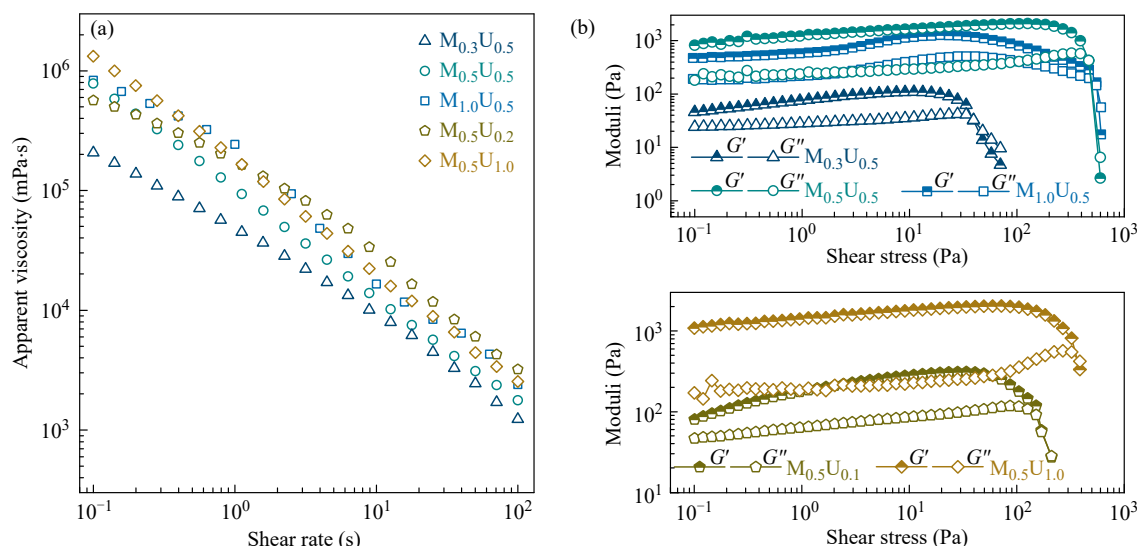


Fig. 2 (a) Apparent viscosity as a function of shear rate for PMSQ gel inks with different component ratios; (b) The storage modulus G' and loss modulus G'' as a function of shear stress for PMSQ gel inks with different component ratios.

得到纯PMSQ气凝胶纤维. 由于湿态纤维的力学强度极低, 难以连续收集, 干燥后其高孔隙率以及脆弱的骨架结合强度, 导致纤维呈松散的、未成束状态. 图3(a)和3(b)截面形貌显示, 气凝胶纤维具有规则的圆形截面和均匀的纳米多孔三维网络结构. 但其力学强度仍不足, 难以承受扭转载荷, 在外力下易发生断裂(图3(c)). 为此, 本研究采用同轴湿法纺丝构筑核壳结构气凝胶纤维. 图3(d)表明, 所得PMSQ@TPU纤维具有明显的

核壳结构, 直径约为750 μm , PMSQ核的直径约为600 μm , TPU壳层厚度约为75 μm . 截面放大图进一步展示出PMSQ核典型的纳米尺度骨架以及高度多孔的结构特征(图3(e)). 引入强韧的TPU外壳后, 纤维柔性显著增强, 在复杂的扭转变形下, 仍能保持结构稳定(图3(f)).

采用氮气吸脱附技术, 进一步研究了PMSQ@TPU气凝胶纤维的比表面积与孔结构. 由图4(a)可知, 其氮气吸脱附曲线符合IV型等温线特征,

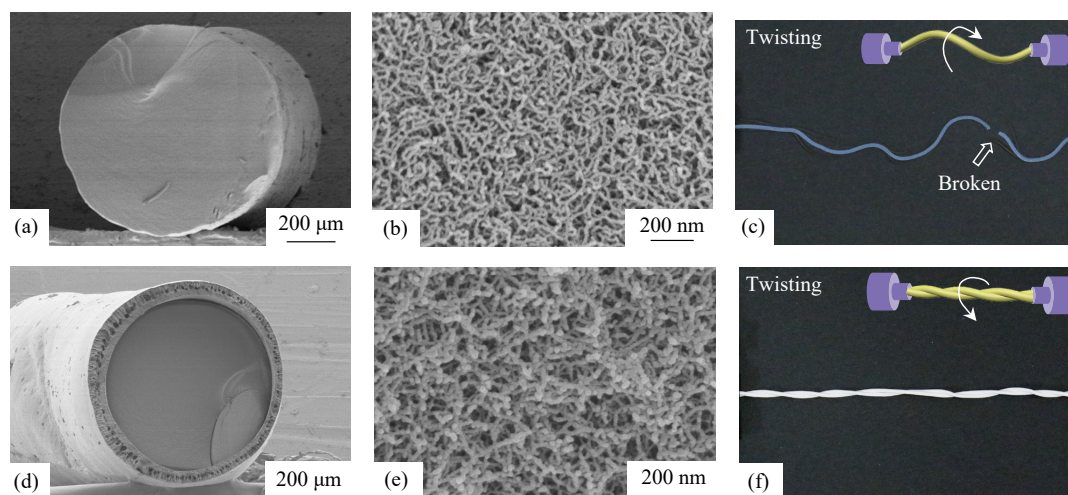


Fig. 3 (a) SEM cross-sectional image of the PMSQ aerogel fiber and (b) the magnified SEM image; (c) The twisting test of a PMSQ aerogel fiber; (d) Cross-sectional SEM images of the PMSQ@TPU aerogel fiber and (e) the magnified SEM image; (f) High flexibility demonstrated by twisting test of a PMSQ@TPU aerogel fiber.

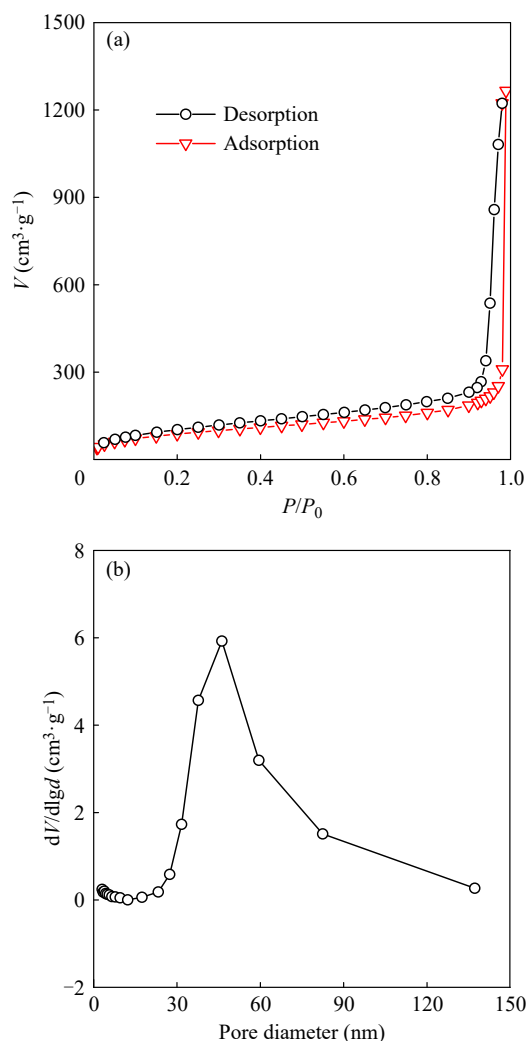


Fig. 4 (a) Nitrogen-sorption isotherms of PMSQ@TPU aerogel fiber and (b) pore-size distribution plots obtained from desorption branch using the BJH method.

具有明显的迟滞环, 表明PMSQ@TPU气凝胶纤维具有介孔结构. 其比表面积高达 $318 \text{ m}^2 \cdot \text{g}^{-1}$. 如图4(b)所示, 采用Barrett-Joyner-Halenda (BJH)方法, 基于等温线解吸分支获得的孔径分布曲线, 其平均孔径约为46 nm. 丰富的介孔结构有利于保持气凝胶纤维的隔热性能.

2.4 PMSQ@TPU气凝胶纤维力学性能研究

采用同轴湿法纺丝制备的气凝胶纤维, 其外层致密柔韧的TPU外壳显著提升了整体的机械性能. 如图5(a)所示, 核壳纤维与PMSQ气凝胶纤维的拉伸应力-应变曲线具有显著差异. 得益于TPU材料优异的力学强度和可变形能力, PMSQ@TPU气凝胶纤维的拉伸强度约为2.1 MPa, 断裂伸长率高达670%. 分别为纯PMSQ气凝胶纤维的约20倍和约76倍, 进一步证明了核壳结构设计在增强气凝胶纤维力学性能方面的显著作用. 由图5(b)可知, PMSQ气凝胶纤维受限于无机骨架固有的高模量和高脆性, 表现出典型的“硬而脆、易断裂”的特性. 而PMSQ@TPU气凝胶纤维在拉伸过程中, 弹性TPU壳层作为力学承载单元, 能够有效耗散外加载荷. 尽管PMSQ气凝胶核在高应变条件下可能出现局部断裂, 但外层TPU包覆结构始终保持连续完整, 从而维持气凝胶纤维整体结构的稳定^[12]. 因此PMSQ@TPU气凝胶纤维兼具高强度与优异柔韧性, 其综合力学性能显著提升, 更适用于对柔韧性和力学强度要求较高的保温隔热纺织品领域.

PMSQ气凝胶纤维因力学强度不足难以连续

收集, 而引入 TPU 壳层后, PMSQ@TPU 气凝胶纤维可实现连续纺丝并成卷收集(图 6(a)). 得益于其优异的拉伸强度, 质量仅为 2 mg 的单根 PMSQ@TPU 气凝胶纤维可承受 100 g 砝码加载, 相当于承受约 50000 倍自身重量的载荷, 表现为出色的承载能力(图 6(b)). 此外, 该纤维在经历多次弯折、缠绕与打结等复杂形变后, 仍无裂纹或损伤产生, 并可编织成造型精美的中国结(图 6(c)), 展示了其良好的可加工性与超高柔韧性. 基于上述特

性, 本研究通过针织与机织工艺, 可以织造不同的结构(图 6(d)和 6(e)). 进一步地, 将多根气凝胶纤维通过机织形成了一块完整的织物. 如图 6(f)所示, 织物由密集且均匀排列的气凝胶纤维经纬编织而成, 纤维之间结合紧密, 各交叉点处未出现断裂、破损或剥离现象, 证明了 PMSQ@TPU 气凝胶纤维在编织过程中具有优异的机械稳定性.

2.5 PMSQ@TPU 气凝胶纤维隔热性能研究

由 PMSQ@TPU 气凝胶纤维编织得到的规

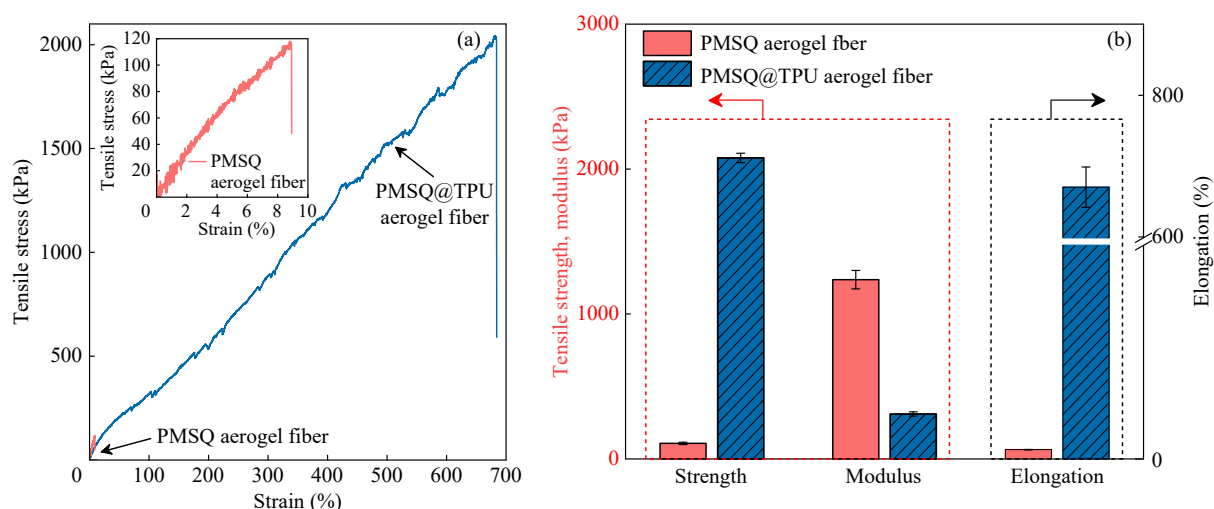


Fig. 5 (a) Tensile stress-strain curves of PMSQ aerogel fibers and PMSQ@TPU aerogel fibers; The inset represents a magnified view of the stress-strain curve of the PMSQ aerogel fiber; (b) Tensile strength, modulus and elongation of PMSQ aerogel fibers and PMSQ@TPU aerogel fibers.

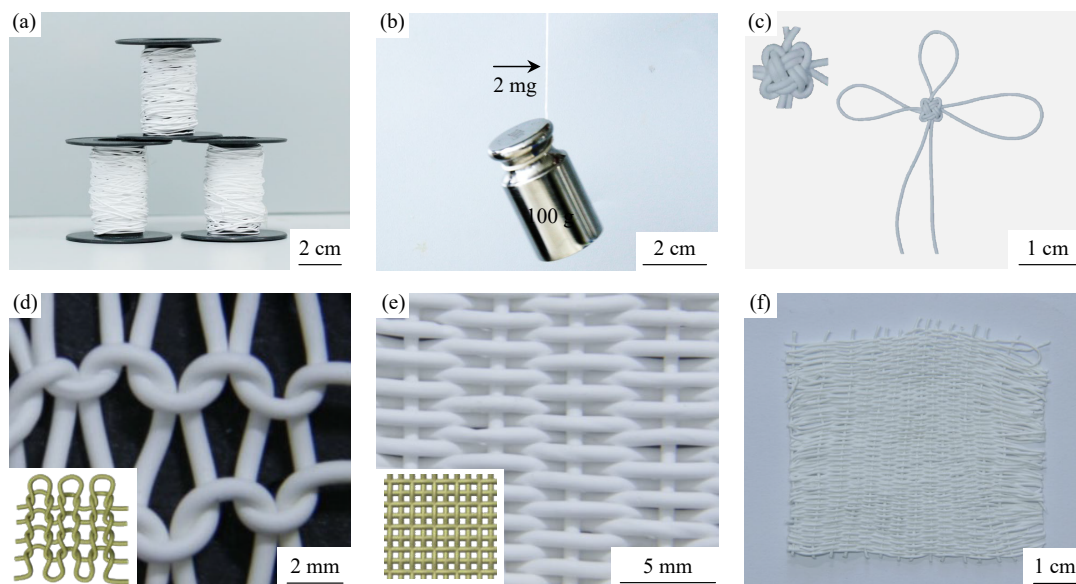


Fig. 6 (a) The optical image of reels of PMSQ@TPU aerogel fibers; (b) Photograph of a single aerogel fiber suspending a 100 g weight; (c) The optical image of a Chinese knot woven by PMSQ@TPU aerogel fibers; The inset represents a magnified view of the central region of the Chinese knot; (d, e) Optical images of PMSQ@TPU aerogel fibers knitted and woven textiles; (f) The optical image showing the surface morphology of the aerogel fiber textile.

整织物展现出优异的隔热性能, 热导率低至 $31.2 \text{ mW} \cdot \text{m}^{-1} \cdot \text{K}^{-1}$. 为进一步评估其隔热效果, 本研究制备了1、2和3层织物(厚度分别为1.2、2.5和3.9 mm)用于隔热测试. 在环境温度为 20°C , 相对湿度为60% RH条件下, 不同厚度的织物置于同一加热平台上进行对比, 将平台温度从 -20°C 升至 100°C , 利用红外热像仪采集样品表面的温度. 图7(a)展示了平台温度分别为 -20 、 0 和 100°C 时织物的红外图像. 图7(b)总结了织物表面与加热平台之间的绝对温差($|\Delta T|$). 结果表明, 当平台温度达到 -20 和 100°C 时, 单层织物的 $|\Delta T|$ 分别为 14.5 和 25.2°C . 值得注意的是, 仅约 1.2 mm 厚的单层织物即可实现如此显著的温差, 表明其卓越的隔热性能. 随着织物层数增加, 隔热效果进一步增强. 例如, 三层织物在对应温度下的 $|\Delta T|$ 分别高达 26.7 和 41.4°C . 为了测试织物的动态隔热性能, 将平台以 $5^\circ\text{C} \cdot \text{min}^{-1}$ 的恒定速率从 -20°C 升至 100°C , 并采用红外热像仪记录升温过程中织物表面温度变化(图7(c)). 结

果显示, 所有织物表面温度随平台温度上升而升高, 层数越多, 织物表面温度与平台温度之间的温差越大. 在低温区, 隔热织物表现出显著的保温能力; 而在高温区, 则展现出卓越的隔热性能.

为系统评价PMSQ@TPU气凝胶纤维织物在纺织品中的隔热性能, 选取厚度相同(1.2 mm)的PMSQ@TPU气凝胶织物、羊绒织物及棉织物, 并置于 40°C 热台表面. 在环境温度为 15°C 、相对湿度为40% RH条件下, 采用红外热像仪对样品表面温度进行监测(图8(a)). 结果显示, PMSQ@TPU气凝胶织物隔热效果最佳, 表面温度低于羊绒织物, 棉织物隔热性能相对较差. 如图8(b)所示, 进一步对3种织物表面温度进行了长达200 s的连续监测. PMSQ@TPU气凝胶织物的表面温度始终保持最低. 这主要得益于PMSQ@TPU气凝胶织物较低的热导率, 数值为 $(31.2 \pm 0.1) \text{ mW} \cdot \text{m}^{-1} \cdot \text{K}^{-1}$, 隔热性能优于羊绒织物 $((34.6 \pm 0.1) \text{ mW} \cdot \text{m}^{-1} \cdot \text{K}^{-1})$ 及棉织物 $((47.0 \pm 0.3) \text{ mW} \cdot \text{m}^{-1} \cdot \text{K}^{-1})$. 此外, PMSQ@TPU气凝胶织物的面密度为 $(12.2 \pm 0.1) \text{ mg} \cdot \text{cm}^{-2}$, 低于羊绒

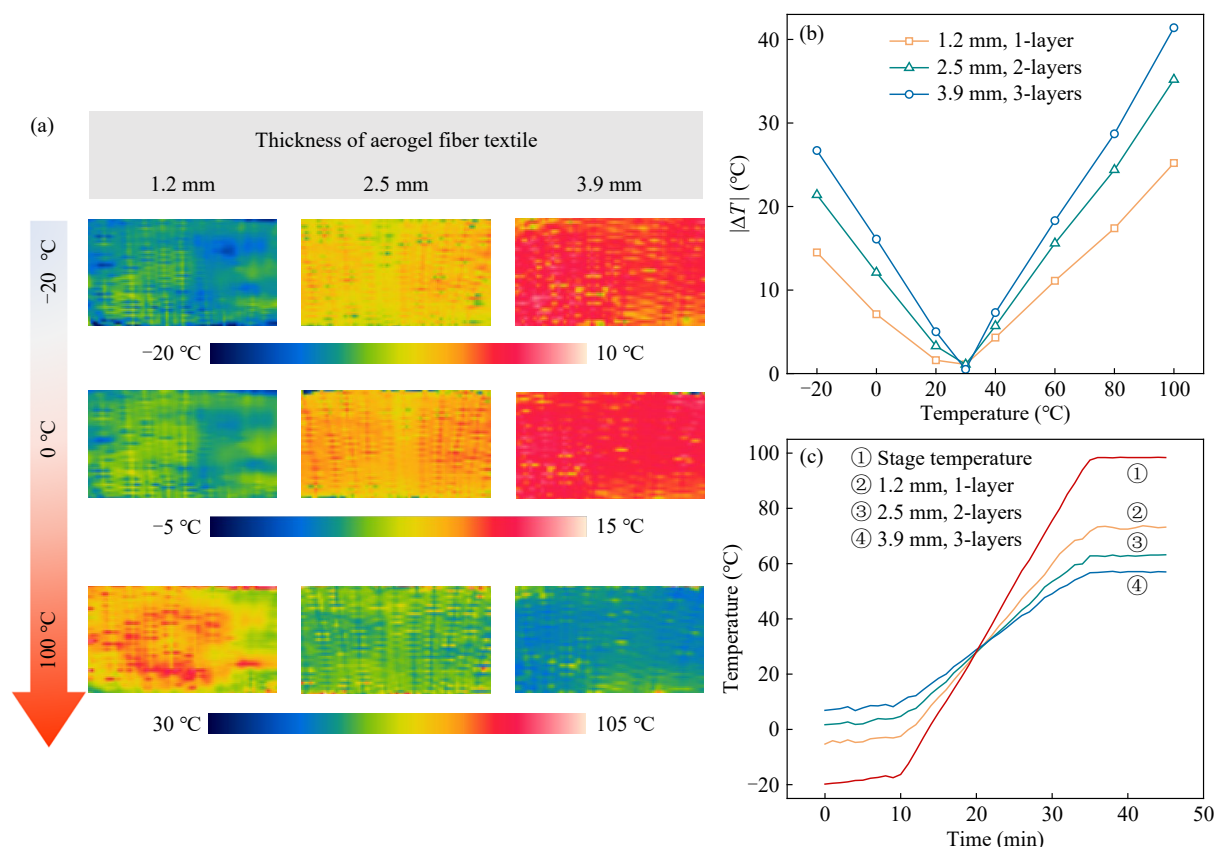


Fig. 7 (a) Infrared images of textiles with different thicknesses woven from PMSQ@TPU aerogel fibers when placed on a plate (-20 , 0 and 100°C); Ambient temperature: 20°C , ambient humidity: 60% RH; (b) Temperature difference ($|\Delta T|$) between the textile surface and the stage is plotted against the stage temperature for different thickness textiles; (c) When the stage temperature increases from -20°C to 100°C , the temperature curves of the textile surfaces are recorded.

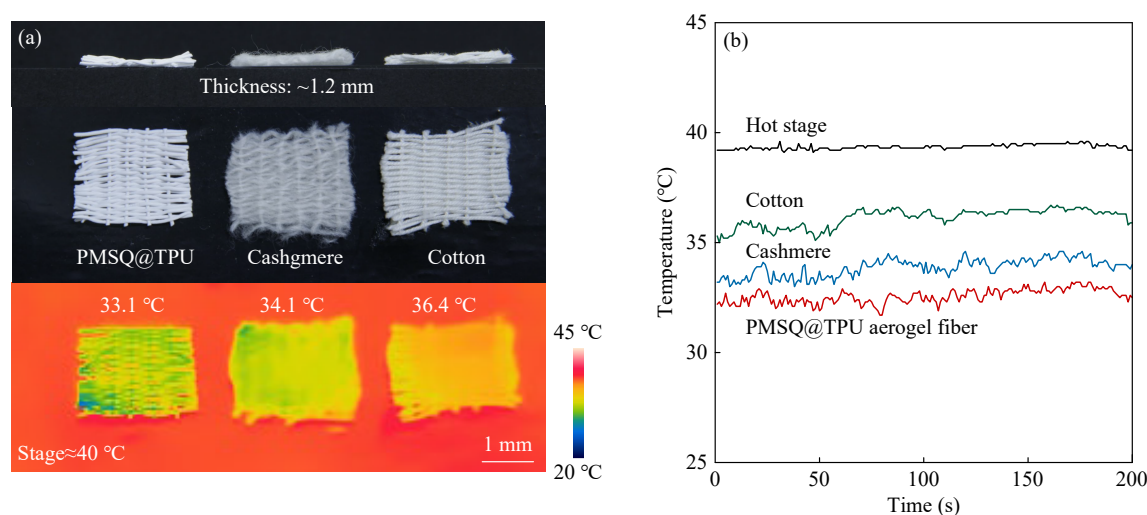


Fig. 8 (a) Optical and infrared images of PMSQ@TPU aerogel fiber, cashmere, and cotton textiles with the same thickness (1.2 mm) on a hot stage (40 °C); Ambient temperature: 15 °C, ambient humidity: 40% RH; (b) Surface temperature-time curves of three textiles measured over 200 s on the hot stage.

((13.5±0.5) mg·cm⁻²)和棉织物((25.8±0.4) mg·cm⁻²). 该结果表明, PMSQ@TPU 气凝胶织物在保持轻量化特性的同时, 实现了优异的隔热性能。

3 结论

通过同轴湿法纺丝技术, 以剪切稀化的 PMSQ 凝胶墨水为芯, TPU 溶液为壳, 制备了一种核壳结构的气凝胶复合纤维. 该设计不仅最大程度保持了连续介孔气凝胶核芯的优异隔热性

能, 还赋予气凝胶纤维卓越的力学性能、良好的柔韧性以及可用于机织和针织的结构完整性. PMSQ@TPU 气凝胶纤维断裂应变高达(670±23)%, 断裂强度可达(2.10±0.02) MPa, 分别为纯 PMSQ 纤维的 76 倍和 20 倍. 其编织得到的织物室温热导率仅为(31.2±0.1) mW·m⁻¹·K⁻¹, 相同厚度下, 隔热效果优于羊绒织物. 这些结果表明通过核壳结构设计, 气凝胶纤维兼具柔韧性和优异隔热性能, 有望应用于高性能隔热织物。

REFERENCES

- Hüsing, N.; Schubert, U. Aerogels: airy materials: chemistry, structure, and properties. *Angew. Chem. Int. Ed.*, **1998**, 37(1-2), 22-45.
- Pierre, A. C.; Pajonk, G. M. Chemistry of aerogels and their applications. *ChemInform*, **2003**, 34(4), 200304237.
- Thapliyal, P. C.; Singh, K. Aerogels as promising thermal insulating materials: an overview. *J. Mater.*, **2014**, 2014(1), 127049.
- Zheng, J. J.; Li, Z.; Wei, N.; Gao, M. Y.; Bai, T. X.; Zhang, J. Y.; Zhang, X. H.; Zhu, M. F.; Cheng, Y. H. Roll-to-roll twisted aerogel yarns with reinforced structure and low thermal conductivity. *Adv. Mater.*, **2025**, 37(35), e2507289.
- Zhao, S. Y.; Siqueira, G.; Drdova, S.; Norris, D.; Ubert, C.; Bonnin, A.; Galmarini, S.; Ganobjak, M.; Pan, Z. Y.; Brunner, S.; Nyström, G.; Wang, J.; Koebel, M. M.; Malfait, W. J. Additive manufacturing of silica aerogels. *Nature*, **2020**, 584(7821), 387-392.
- Wang, L. K.; Feng, J. Z.; Luo, Y.; Zhou, Z. H.; Jiang, Y. G.; Luo, X. F.; Xu, L.; Li, L. J.; Feng, J. Three-dimensional-printed silica aerogels for thermal insulation by directly writing temperature-induced solidifiable inks. *ACS Appl. Mater. Interfaces*, **2021**, 13(34), 40964-40975.
- Bar, G.; Amar, L.; Marszewski, M.; Bolker, A.; Dashti, A.; Dror, R.; Pilon, L. Synthesis of silica aerogel films in liquid molds. *J. Colloid Interface Sci.*, **2023**, 648, 418-426.
- Bhardwaj, A.; Fleury, B.; Senyuk, B.; Abraham, E.; Ten Hove, J. B.; Lee, T.; Cherpak, V.; Smalyukh, I. I. Mesoporous optically clear heat insulators for sustainable building envelopes. *Science*, **2025**, 390(6778), 1171-1176.
- Ueoka, R.; Hara, Y.; Maeno, A.; Kaji, H.; Nakanishi, K.; Kanamori, K. Unusual flexibility of transparent poly(methylsilsesquioxane) aerogels by surfactant-induced mesoscopic fiber-like assembly. *Nat. Commun.*, **2024**, 15, 461.

- 10 Xu, Z. Y.; Zhang, L. N.; Zhao, L.; Li, B. J.; Bhatia, B.; Wang, C. X.; Wilke, K. L.; Song, Y.; Labban, O.; Lienhard, J. H.; Wang, R. Z.; Wang, E. N. Ultrahigh-efficiency desalination *via* a thermally-localized multistage solar still. *Energy Environ. Sci.*, **2020**, 13(3), 830–839.
- 11 Zhao, L.; Bhatia, B.; Yang, S.; Strobach, E.; Weinstein, L. A.; Cooper, T. A.; Chen, G.; Wang, E. N. Harnessing heat beyond 200 °C from unconcentrated sunlight with nonevacuated transparent aerogels. *ACS Nano*, **2019**, 13(7), 7508–7516.
- 12 Wu, M. R.; Shao, Z. Y.; Zhao, N. F.; Zhang, R. Z.; Yuan, G. D.; Tian, L. L.; Zhang, Z. B.; Gao, W. W.; Bai, H. Biomimetic, knittable aerogel fiber for thermal insulation textile. *Science*, **2023**, 382(6677), 1379–1383.
- 13 Hu, P. Y.; Wu, F. S.; Ma, B. J.; Luo, J.; Zhang, P. G.; Tian, Z. H.; Wang, J.; Sun, Z. M. Robust and flame-retardant zylon aerogel fibers for wearable thermal insulation and sensing in harsh environment. *Adv. Mater.*, **2024**, 36(6), 2310023.
- 14 Wu, J. W.; Zhang, M. N.; Su, M. Y.; Zhang, Y. Q.; Liang, J.; Zeng, S. N.; Chen, B. S.; Cui, L.; Hou, C.; Tao, G. M. Robust and flexible multimaterial aerogel fabric toward outdoor passive heating. *Adv. Fiber Mater.*, **2022**, 4(6), 1545–1555.
- 15 Xue, T. T.; Tang, J. Y.; Liu, C.; Zhang, L. S.; Zhang, C.; Fan, W.; Liu, T. X. Ultra-strong skin-core polymer aerogel fibers *via* wet-freeze spinning. *Matter*, **2025**, 8(9), 102155.
- 16 Fu, X. T.; Si, L. M.; Zhang, Z. X.; Yang, T. T.; Feng, Q. C.; Song, J. W.; Zhu, S. Z.; Ye, D. D. Gradient all-nanostructured aerogel fibers for enhanced thermal insulation and mechanical properties. *Nat. Commun.*, **2025**, 16, 2357.
- 17 Wu, B.; Qi, Q. J.; Liu, L.; Liu, Y. J.; Wang, J. Wearable aerogels for personal thermal management and smart devices. *ACS Nano*, **2024**, 18(14), 9798–9822.
- 18 Guo, X.; Zhang, Y. X.; Li, J.; Hao, Y.; Ke, H. Z.; Lv, P. F.; Wei, Q. F. Wet spinning technology for aerogel fiber: pioneering the frontier of high-performance and multifunctional materials. *Adv. Fiber Mater.*, **2024**, 6(6), 1669–1709.
- 19 Tafreshi, O. A.; Mosanenzadeh, S. G.; Karamikamkar, S.; Saadatnia, Z.; Park, C. B.; Naguib, H. E. A review on multifunctional aerogel fibers: processing, fabrication, functionalization, and applications. *Mater. Today Chem.*, **2022**, 23, 100736.
- 20 Sheng, Z. Z.; Liu, Z. W.; Hou, Y. L.; Jiang, H. T.; Li, Y. Z.; Li, G. Y.; Zhang, X. T. The rising aerogel fibers: status, challenges, and opportunities. *Adv. Sci.*, **2023**, 10(9), 2205762.
- 21 Hou, X. B.; Chen, J.; Chen, Z. L.; Yu, D. Q.; Zhu, S. W.; Liu, T.; Chen, L. M. Flexible aerogel materials: a review on revolutionary flexibility strategies and the multifunctional applications. *ACS Nano*, **2024**, 18(18), 11525–11559.
- 22 Meti, P.; Mahadik, D. B.; Lee, K. Y.; Wang, Q.; Kanamori, K.; Gong, Y. D.; Park, H. H. Overview of organic-inorganic hybrid silica aerogels: progress and perspectives. *Mater. Des.*, **2022**, 222, 111091.
- 23 Du, Y.; Zhang, X. H.; Wang, J.; Liu, Z. W.; Zhang, K.; Ji, X. F.; You, Y. Z.; Zhang, X. T. Reaction-spun transparent silica aerogel fibers. *ACS Nano*, **2020**, 14(9), 11919–11928.
- 24 Yu, Y.; Xue, T. T.; Zhu, C. Y.; Zhang, L. S.; Lai, F. L.; Fan, W.; Liu, T. X. High-strength and thermal insulating polyimide aerogel fibers with porous-cortex-dense-core structure enabled by hierarchical phase separation. *Adv. Fiber Mater.*, **2025**, 7(5), 1605–1614.
- 25 Shen, J. X.; Hou, S. S.; Li, C.; Yin, K. B.; Zhong, L.; Bi, H. C.; Sun, L. T. Bidirectional phase separation spinning under natural drying to prepare aerogel fibers for thermal insulation. *Adv. Sci.*, **2025**, 12(34), e05306.
- 26 Gao, M. Y.; Zhang, J. Y.; Xu, C. J.; Yu, X. X.; Chen, L. F.; Zheng, J. J.; Zuo, W. W.; Zhang, X. H.; Cheng, Y. H.; Zhu, M. F. Activation-retardation in sol-gel reactions for additive manufacturing of transparent poly(methylsilsesquioxane) aerogels. *Nat. Commun.*, **2025**, 16(1), 8212.
- 27 Liu, D. Z.; Li, C.; Zhao, H.; Yu, H. X.; Guo, J. R.; Dang, S. X.; Wang, D. L.; Song, C. Y.; Zhao, Y. D.; Yan, Z. L.; Deng, Y. P.; Chen, J. L.; Lin, T. D.; Chen, W. S.; Li, H.; Xu, X. Nanofibrous core/nanoporous sheath structured ultra-flexible ceramic aerogels for thermal superinsulation. *Sci. Bull.*, **2026**, 71(2), 368–377.
- 28 Li, C. D.; Chen, Z. F.; Dong, W. F.; Lin, L. L.; Zhu, X. M.; Liu, Q. S.; Zhang, Y.; Zhai, N.; Zhou, Z. H.; Wang, Y. H.; Chen, B. M.; Ji, Y. X.; Chen, X. Q.; Xu, X. C.; Yang, Y. F.; Zhang, H. T. A review of silicon-based aerogel thermal insulation materials: performance optimization through composition and microstructure. *J. Non Cryst. Solids*, **2021**, 553, 120517.
- 29 张君妍, 孟思, 陈文萍, 成艳华, 朱美芳. 高力学强度细菌纤维素气凝胶纤维的连续化制备. *高分子学报*, **2021**, 52(1), 69–77.
- 30 Im, J.; Chan Kim, M.; Park, C.; Jeong, Y. H.; Jeong, B.; Hyun, K.; Lee, J. Investigation into shear-thinning behavior in wet spinning of carbon nanotube fibers modeled by power law viscosity model. *Carbon*, **2025**, 232, 119766.
- 31 Lu, M. X.; Liao, J. S.; Gulgunje, P. V.; Chang, H. B.; Arias-Monje, P. J.; Ramachandran, J.; Breedveld, V.; Kumar, S. Rheological behavior and fiber spinning of polyacrylonitrile (PAN)/Carbon nanotube (CNT) dispersions at high CNT loading. *Polymer*, **2021**, 215, 123369.

- 32 Wen, Z.; Lyu, J.; Ding, Y. F.; Liu, B.; Zhang, X. T. Aerogel fibers made *via* generic sol-gel centrifugal spinning strategy enable dynamic removal of volatile organic compounds from high-flux gas. *Adv. Funct. Mater.*, **2024**, 34(44), 2407221.

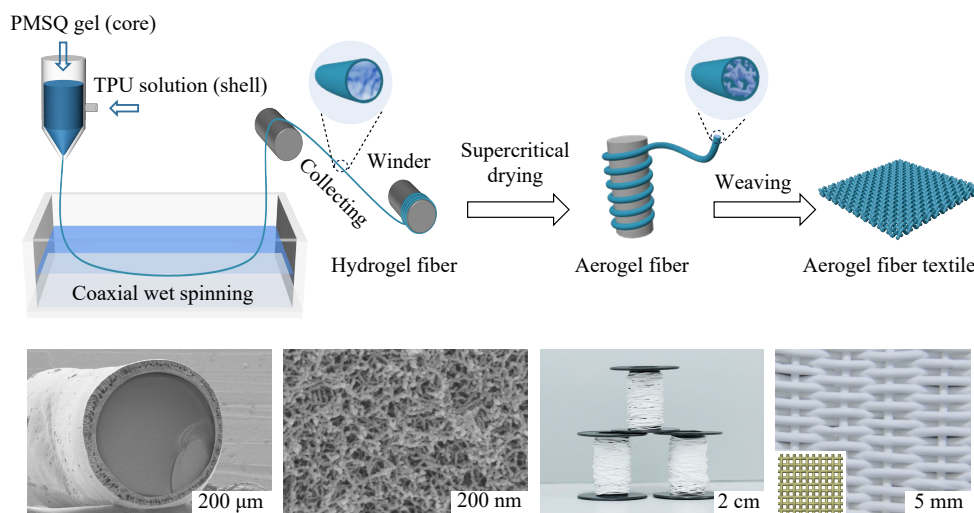
Research Article

Highly Flexible and Thermally Insulating Weavable Core-Shell Aerogel Fibers

Meng-yue Gao, Jun-jie Zheng, Xin-hai Zhang, Wei-wei Zuo, Yan-hua Cheng*, Mei-fang Zhu

(State Key Laboratory of Advanced Fiber Materials, College of Materials Science and Engineering,
Donghua University, Shanghai 201620)

Abstract Silica aerogels are among the most promising super-insulating materials owing to their extremely low thermal conductivity. However, their application in thermal insulating textiles is severely restricted by the fragile “pearl-necklace-like” connections between building blocks and the highly porous skeleton, which result in intrinsic brittleness and poor processability. Moreover, a fundamental trade-off exists between mechanical flexibility and thermal insulation. Herein, a core-shell aerogel fiber is developed *via* coaxial wet spinning. In this design, nanoporous polymethylsilsesquioxane (PMSQ) aerogel skeleton serves as the core to ensure excellent thermal insulation, while a dense and elastic thermoplastic polyurethane (TPU) shell endows the fiber with outstanding flexibility and stretchability. The resulting fibers exhibit a high elongation at break of $(670 \pm 23)\%$ and a tensile strength of (2.10 ± 0.02) MPa, whereas the corresponding woven textiles exhibit a low thermal conductivity of $(31.2 \pm 0.1) \text{ mW} \cdot \text{m}^{-1} \cdot \text{K}^{-1}$. The woven aerogel textiles exhibit better warmth retention than cashmere at the same thickness, while displaying a lower surface density, indicating an advantage in lightweight thermal insulation. Overall, the core-shell structural design provides a new pathway to overcome the trade-off between mechanical robustness and thermal insulation in aerogels and provide new opportunities for next-generation high-performance thermal insulating textiles.



Keywords Aerogel fiber; Core-shell structure; Thermal insulation performance; Mechanical property

* Corresponding author: Yan-hua Cheng, E-mail: cyh@dhu.edu.cn