http://pmse.scu.edu.cn

聚四氟乙烯/纤维素复合气凝胶结构设计与多功能性能优化

杨鸿铭, 陈 蓉, 沈佳斌, 郭少云

(先进高分子材料全国重点实验室 四川大学高分子研究所 橡塑材料复合成型技术四川省工程研究中心,四川 成都 610065)

摘要:传统有机气凝胶耐温耐化学能力有限,难以满足极端环境需求。聚四氟乙烯(PTFE)的C—F键高键能(485 kJ/mol)赋予其耐强酸强碱及高低温性能,但较差的力学性能制约了其气凝胶的制备和应用。文中以PTFE为基体,纤维素为支撑骨架,通过冷冻干燥-烧结工艺构建了复合气凝胶,在实现气凝胶隔热与超疏水特性的同时增强了力学强度。所制备气凝胶在纤维素质量分数为10%时压缩强度达12.9 kPa,同时具备优异的隔热性能(热导率为0.029 W/(m·K))和高疏水性(水接触角为142°)。PTFE/纤维素复合气凝胶展现出了突出的综合性能,为隔热保温、柔性绝缘及特殊环境材料的开发提供了新思路。

关键词:聚四氟乙烯;纤维素;气凝胶;力学性能;热性能

中图分类号:TQ427.2^{+}6 **文献标识码**:A **文章编号**:1000-7555(2025)10-0058-08

气凝胶材料因其独特的三维纳米多孔结构在隔热领域、能源领域、油水分离、柔性器件、生物医学等领域有着广泛应用[1~5],但材料性能的局限性仍是气凝胶实现复杂场景应用的瓶颈。传统无机气凝胶(如SiO_2)因本征脆性难以满足柔性器件的需求,且强吸湿性导致高湿环境中易失效。有机气凝胶能在一定程度克服上述问题,但其热稳定性和化学稳定性缺陷影响了其在极端环境中(如极低温度和酸碱环境等)的使用寿命。研究者已开发出无机-有机复合体系设计[6]、超疏水表面修饰[7]及聚合物杂化改性[8]等策略提升气凝胶的环境耐受性,但上述方法通常涉及多组分界面相容性调控和复杂表面功能化工艺,导致工艺可控性降低。另外,其改性效果在化学腐蚀环境中的使用稳定性难以保证,如何实现气凝胶在复杂环境中的长期应用仍存在挑战。

聚四氟乙烯(PTFE)具有高疏水性、高化学惰性和高热稳定性(-200~260 ℃)等特点,若以PTFE为基体制备气凝胶,有望同时解决传统有机气凝胶化学稳定性差、环境耐受性不足(抵抗高湿/腐蚀/极端温度)及SiO_2气凝胶柔性差等问题。然而,目前关于PTFE气凝胶的研究极少,主要受限于其分子间极低作用力导致的气凝胶成型困难及自身惰性带来的工艺挑战。现有研究普遍采用少量PTFE乳液作为改性剂,与高含量碳基功能填料(如石墨烯、碳纳米管)共混冻干制备高强度超疏水气凝胶以实现高效油水分离[9~12],但不可避免地牺牲了低电导率、热导率等特点,亦损失了PTFE本征的低温韧性和低介电常数等性能优势。因此,如何在改善PTFE气凝胶力学强度的前提下,维持PTFE气凝胶自身优势以拓展应用领域(如柔性器件、低温绝缘),成为当前亟需突破的技术矛盾。

为了增强PTFE气凝胶力学性能,本文以纳纤化纤维素作为气凝胶增强相,利用纤维素分子链丰富的羟基所赋予的强界面结合能力与缠结特性[13,14],以及纤维素自身优异的力学性能,构筑高强度三维贯穿网络结构,并将其与PTFE乳液复配以期实现

doi: 10.16865/j.cnki.1000-7555.2025.0190
收稿日期: 2025-04-05
基金项目: 国家自然科学基金面上项目(52373268); 国家自然科学基金重点项目(52233003)
通讯联系人: 陈蓉, 主要从事含氟高分子材料高性能化及功能化研究, E-mail: rongchen@scu.edu.cn

PTFE 气凝胶力学性能的增强。通过冷冻干燥和热处理工艺,本文成功制备了 PTFE/纤维素二元复合气凝胶,系统研究了纤维素含量对复合体系分散和气凝胶结构、力学性能、疏水性及隔热性能的影响,最终实现了轻质、高疏水性和优异隔热性能气凝胶材料的制备,为聚四氟乙烯在高性能复合气凝胶中的应用探索了新方向。

1　实验部分

1.1　主要原料

聚四氟乙烯:分散乳液,固含量为 60%,粒径为 0.05~0.2 μm,四川盈乐威科技有限公司;纳纤化纤维素分散液:固含量 5%,纤维增强填料的平均长度为 20~200 μm,纤维直径为 0.2~1 μm,成都鼎胜时代科技有限公司。

1.2　样品制备

将纳米纤维素加入 PTFE 乳液,通过调整纤维素与 PTFE 的固体质量比例获得不同混合液样品。搅拌均匀后将混合液倒入模具中进行定向冷冻。随后将其放置冷冻干燥机,设置温度为−55 ℃,进行 48 h 的冻干处理。所得样品从室温逐步升温至 380 ℃得到气凝胶样品,组分比例如 Tab.1 所示。

Tab. 1　Sample designations and component contents

Sample	w(Cellulose)/%	w(PTFE)/%
1	0	100
2	5	95
3	10	90
4	20	80

1.3　测试与表征

1.3.1　光学显微镜表征:通过光学显微镜(OM, BX51, 日本 Olympus)观察干燥乳液的光学显微结构。所有样品均为直接观察。

1.3.2　扫描电子显微镜表征:利用场发射扫描电子显微镜(SEM,Nova Nano-SEM 450, 美国 FEI)观察纤维素形貌、乳液冻干形貌和气凝胶截面形貌。加速电压为 20 kV,喷金处理后测试。

1.3.3　气凝胶孔隙分布、收缩率、密度及孔隙率测试:进行气凝胶孔径分布统计时,选取气凝胶径向截面的 SEM 图像,采用 Image J 软件对孔隙分布进行定量统计并绘图。

进行气凝胶收缩率、密度及孔隙率表征时,通过游标卡尺测量热处理前后气凝胶尺寸,通过式(1)计算收缩率,密度(ρ_s)和孔隙率(P)通过式(2, 3)计算

$$S=\frac{L_1}{L_0} \tag{1}$$

式中:S——尺寸收缩率;L_0——热处理前的尺寸;L_1——热处理后的尺寸。

$$\rho_s=\frac{1}{\frac{\omega_{\text{cellulose}}}{\rho_{\text{cellulose}}}+\frac{\omega_{\text{PTFE}}}{\rho_{\text{PTFE}}}} \tag{2}$$

$$P=1-\frac{\rho_a}{\rho_s} \tag{3}$$

式中:$\omega_{\text{cellulose}}$, ω_{PTFE}——分别为气凝胶中纤维素和 PTFE 的质量分数;$\rho_{\text{cellulose}}$, ρ_{PTFE}——分别对应纤维素和 PTFE 的密度。

1.3.4　压缩性能测试:根据标准 ASTM D1621,使用万能材料试验机(美国 CMT-4104)对气凝胶进行压缩性能测试。样品尺寸 30 mm×30 mm×10 mm,压缩速率为 0.5 mm/min。

1.3.5　接触角测试:采用光学接触角测定仪(DSA30,德国 KRUSS)测定气凝胶表面接触角。测试液体为去离子水,每个样品取不同部位测试 5 次,取平均值得到样品表面水接触角。

1.3.6　导热系数测试:采用激光闪射法(LFA 467, 德国 Netzsch)测定气凝胶热扩散系数(α),通过式(4)计算导热系数(λ)

$$\lambda=\rho\cdot C_p\cdot\alpha \tag{4}$$

式中:ρ——样品的密度,kg/m^3,已在前文中计算得到;C_p——气凝胶样品的热容,J/(kg·K);α——热扩散系数,m^2/s。

2　结果与讨论

2.1　纤维素在 PTFE 体系中的分散情况

采用 SEM 对纳纤化纤维素的微观结构进行观

察(Fig.1)。低倍率(200 μm)观察显示,纤维素呈现为相互缠结的长纤维网络结构(Fig.1(a)),纤维直径分布在 5~100 μm 范围内,这种三维网络分散可为后续 PTFE 气凝胶的制备提供支撑骨架。纤维素缠结区域观察到大量次级纤维分布(Fig.1(b))。进一步观察发现大量直径约 500~1000 nm 的亚微米级纤维存在(Fig.1(c)),这主要是纳纤化纤维素在制备过程中高剪切力导致的原纤化。这种微米-纳米多级网络结构比表面积更大,有望和 PTFE 乳胶粒子形成有效地相互作用。

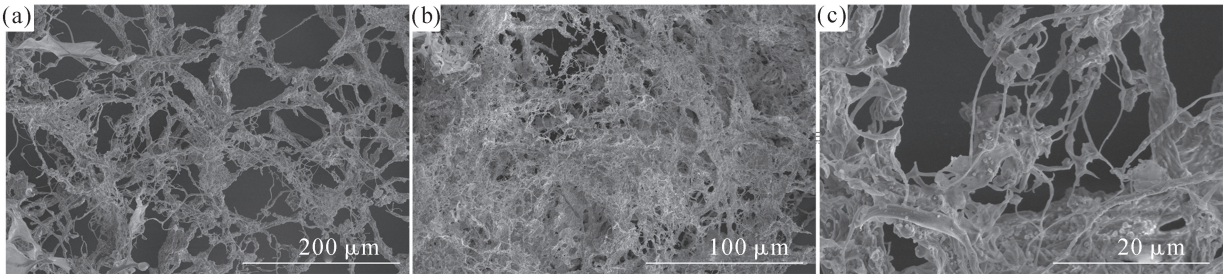


Fig. 1 SEM images of cellulose at different magnifications: (a) 200 μm scale bar; (b) 100 μm scale bar; (c) 20 μm scale bar

将不同含量的纤维素分散于 PTFE 乳液中并烘干,通过光学显微镜系统研究其分散行为(Fig.2)。纯 PTFE 乳液干燥后膜表面呈现不均匀的透光性,出现明暗相间的现象,表明胶粒间发生团聚(Fig.2(a)),这源于溶剂干燥过程中,胶粒间液膜蒸发产生的毛细力促使其迁移聚集所致[15]。引入 5% 纤维素后,PTFE 胶粒与纤维素纤维分散较为均匀(Fig.2(b)),这表明低含量的纤维素可以有效降低 PTFE 胶粒的团聚。考虑到纤维素的多羟基结构,其加入可通过与 PTFE 胶粒表面附着的全氟辛烷磺酸胺的磺酸基形成氢键作用,使其均匀分布在 PTFE 胶粒之间。这种作用减弱了 PTFE 胶粒干燥过程中的固-液-气三相界面毛细力的影响,促进了其均匀的分散。当纤维素含量增至 10% 时,光学显微镜有较大暗区出现,可能是因为纤维素含量增多,更易在体系中团聚(Fig.2(c))。纤维素含量进一步增加至 20%,团聚现象更为明显(Fig.2(d))。

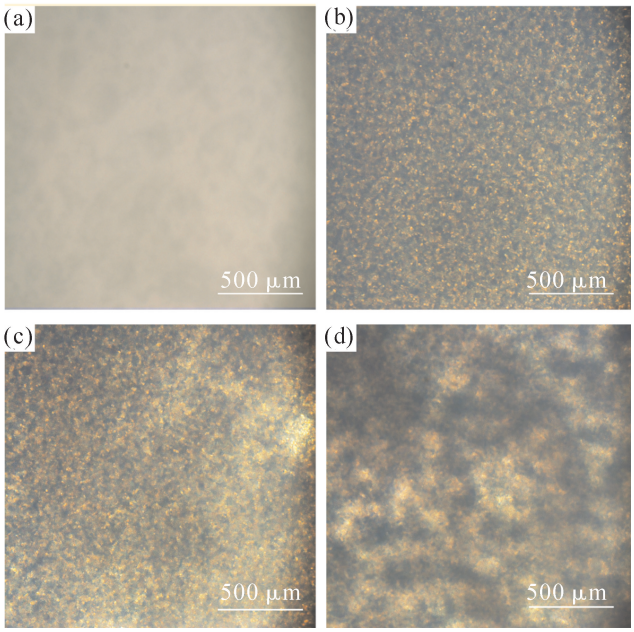


Fig. 2 Optical images of dried PTFE/cellulose emulsions with varying cellulose mass fractions: (a) 0%; (b) 5%; (c) 10%; (d) 20%

为进一步研究混合物在冻干后的微观形貌,将不同纤维素含量的复合乳液冷冻干燥,通过 SEM 观察冻干后的表面形貌,如 Fig.3 所示。未添加纤维素的样品冻干后呈现为离散碎片化,无法形成连续结构(Fig.3(a, a'))),其 PTFE 胶粒为规整离散球形且表面轮廓清晰,这表明 PTFE 乳液冻干过程中胶粒状态稳定,但由于 PTFE 胶粒相互作用力弱,冻干过程难以形成较强的界面结合力,使得纯 PTFE 乳液冻干后无法形成完整气凝胶。纤维素含量为 5%时(Fig.3(b, b'))),冻干后的样品破碎现象得到改善。观察其表面形貌,发现纤维素分散于 PTFE 胶粒间,二者未有明显界限,表明纤维素与 PTFE 的界面结合良好。纤维素含量进一步增多,纤维素纤维团聚显著,且在较大尺度下形成了网络结构,说明纤维素用于增强 PTFE 气凝胶具有可行性。纤维素含量为 10% 时(Fig.3(c, c'))),纤维素与胶粒间界面清晰。值得注意的是,纤维素含量为 20%时(Fig.3(d, d'))),PTFE 胶粒显示出和原始胶粒差异较大的无规则形状,粒径分布较宽,表明在高含量纤维素加入后,PTFE 乳液可能出现破乳。这可能是是由于过量纤维素破坏了 PTFE 乳液的胶体稳定性,导致胶粒表面电荷分布失衡而发生不可逆聚集,这种聚集行为使得 PTFE 颗粒在冻干后难以均匀分散。

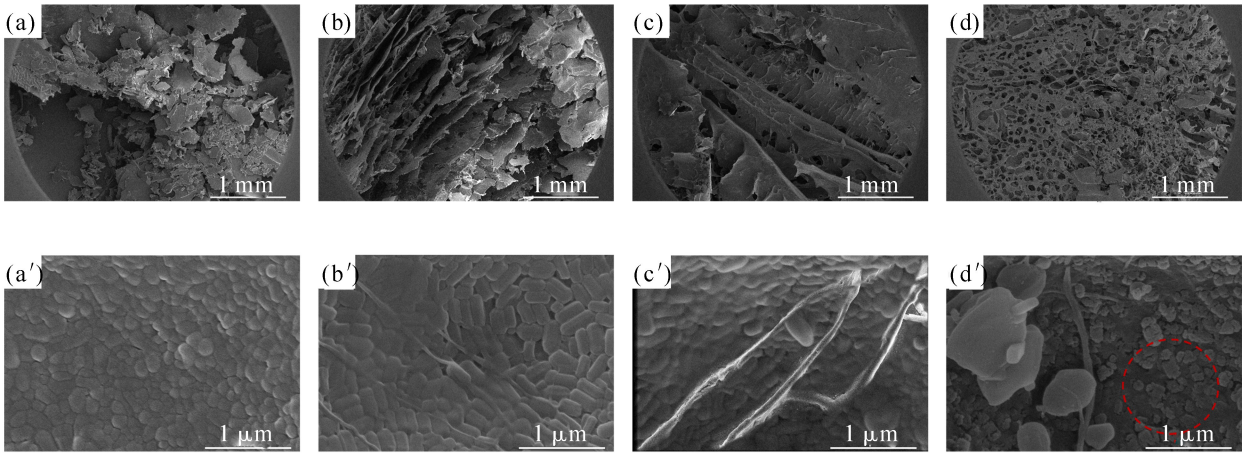


Fig. 3　SEM images of freeze-dried PTFE/cellulose emulsions with varying cellulose mass fractions at dual scales: (a, a′) 0% ((a) 1 mm scale; (a′) 1 μm scale); (b, b′) 5% ((b) 1 mm scale; (b′) 1 μm scale); (c, c′) 10% ((c) 1 mm scale; (c′) 1 μm scale); (d, d′) 20% ((d) 1 mm scale; (d′) 1 μm scale)

2.2　纤维素含量对气凝胶结构的影响

为探究纤维素含量对 PTFE 气凝胶结构的影响,对不同纤维素含量的气凝胶截面形貌进行 SEM 表征,结果如 Fig.4 所示。纯 PTFE 气凝胶经过高温烧结后仍难以成型(Fig.4(a)),呈碎片状,这主要是因为 PTFE 胶粒排布松散,热处理后难以形成有效结合。当纤维素含量为 5%时(Fig.4(b))可形成完整的气凝胶结构,说明纤维素的物理缠结作用能为气凝胶提供力学支撑。同时纤维素的加入降低了 PTFE 乳液干燥过程中的固-液-气三相界面毛细力作用,并与胶粒界面形成了氢键作用,这些均可避免气凝胶产生开裂等微缺陷。纤维素含量进一步增加至 10%(Fig.4(c)),纤维素形成的缠结网络更加完整,可为气凝胶提供稳定的力学支撑。但当纤维素含量增加至 20%(Fig.4(d)),PTFE 出现了明显聚集,部分孔结构遭到阻塞,结合 Fig.3(d)观察到的此纤维素含量下 PTFE 胶粒的破乳现象,PTFE 出现局部聚集区域,干扰了气凝胶三维网络结构的进一步完善。

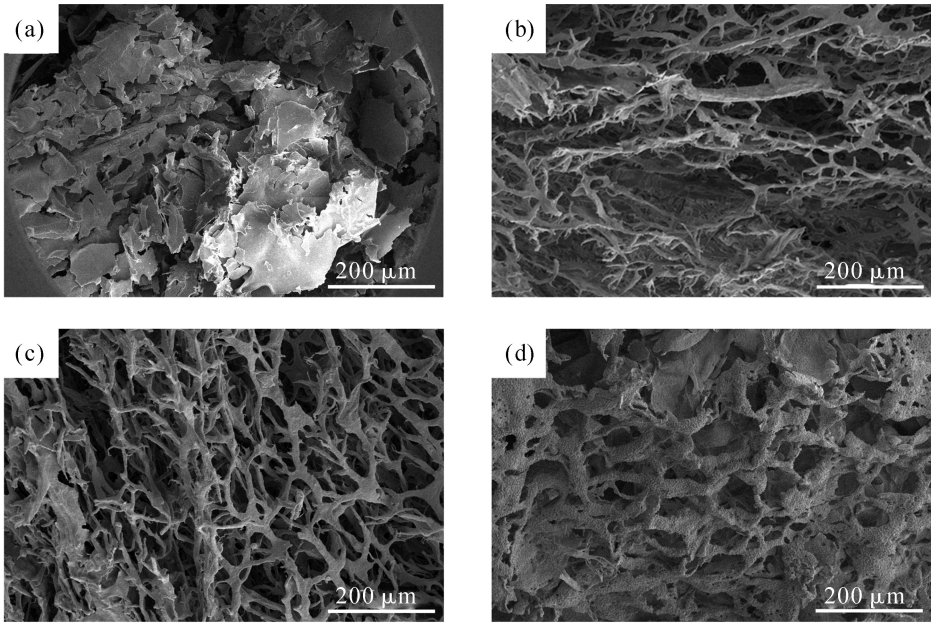
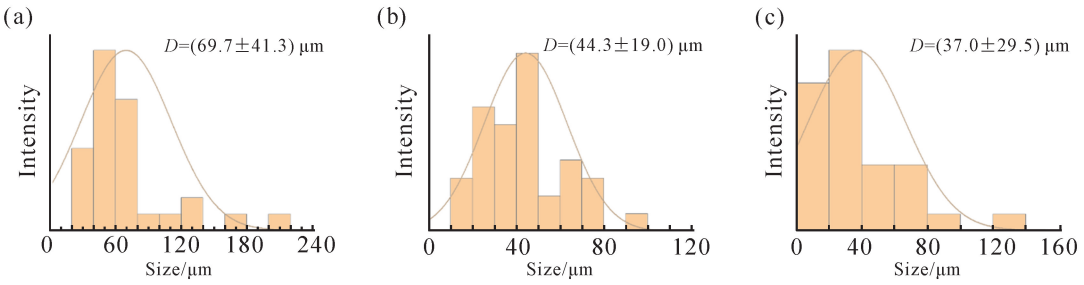


Fig. 4 Cross-sectional SEM images of PTFE/cellulose aerogels with varying cellulose mass fractions: (a) 0%; (b) 5%; (c) 10%; (d) 20%

为进一步探究纤维素对 PTFE 气凝胶孔结构的影响,对不同纤维素含量的气凝胶的孔结构进行了量化表征,结果如 Fig.5 所示。不同纤维素含量下(5%~20%)PTFE 复合气凝胶孔径分布结果如 Fig.5(a~c)所示。纯 PTFE 气凝胶难以成型(Fig.4(a)),未进行孔径分布统计。随着纤维素含量的增加,气凝胶平均孔径明显减小,这归因于纤维素的网络支撑结构分割了内部大孔使孔隙减小。孔径分布上,随着纤维素含量增加,气凝胶孔隙分布先变窄后变宽。这可归因于纤维素含量为 5% 时,占比较小,支撑结构不完善,导致部分区域存在缺乏支撑的大孔;而纤维素含量升至 10% 时,纤维素充分且均匀分散在气凝胶中,形成较为均一的孔结构;而当纤维素含量进一步升至 20%,两相聚集导致部分孔结构阻塞,孔径分布变宽。不同纤维素含量下气凝胶的收缩率如 Fig.5(d)所示,纯 PTFE 由于未成型无法进行测试。纤维素含量为 5% 时气凝胶的收缩率较高,这可能是因为少量纤维难以形成连续骨架,无法有效分散应力以提供支撑。而 10% 和 20% 纤维素含量下,气凝胶收缩率有明显下降,这说明纤维素网络能够有效分散气凝胶内部的应力,从而抑制热收缩。不同纤维素含量下气凝胶的收缩率如 Fig.5(e)所示。观察到气凝胶的密度和孔隙率与其收缩率和填料含量相关。5% 纤维素含量下的 PTFE 复合气凝胶由于气凝胶严重的热收缩行为,其密度明显高于 10% 纤维素含量下的气凝胶,孔隙率也明显较低。而尽管纤维素含量为 20% 时也具有较低的收缩率,但由于填料量增加,密度上升,孔隙率下降。总的来说,添加 10% 纤维素后,PTFE 复合气凝胶能够同时实现均一的孔径分布,低收缩率,低密度和高孔隙率。



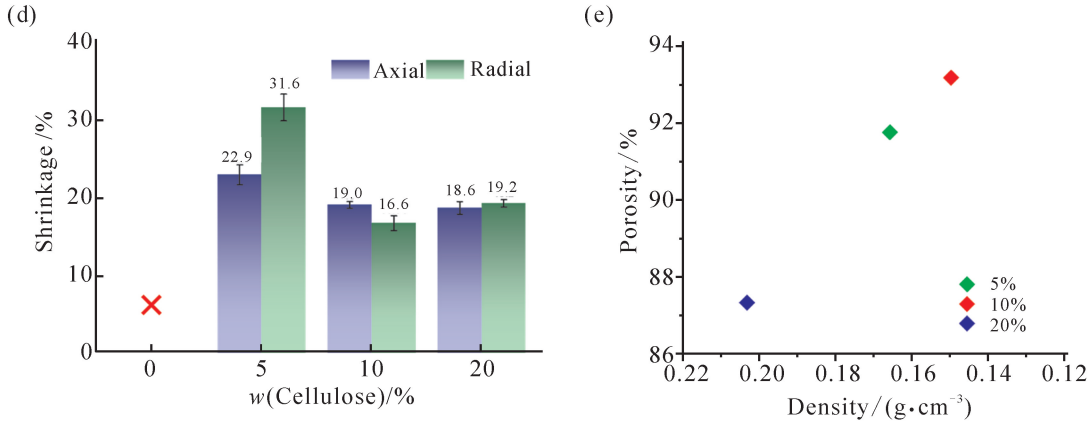


Fig. 5　Multiscale structural characterization of PTFE/cellulose aerogels: (a~c) pore size distributions at cellulose mass fractions of 5%, 10% and 20%; (d) thermal shrinkage before/after heat treatment; (e) porosity and density

2.3　纤维素含量对 PTFE/纤维素气凝胶力学性能的影响

对不同纤维素含量样品进行压缩实验,结果如 Fig.6 所示。由于纯 PTFE 气凝胶难以成型,未对该样品进行测试。添加不同含量纤维素样品的压缩应力和应变回复率如 Fig.6(a)所示。随着纤维素含量从 5% 增加到 20%,气凝胶压缩应力由 9.2 kPa 增加至 18.1 kPa,这与纤维素网络骨架密度提升相关。在低含量(5%)时,纤维素作为分散相嵌入 PTFE 的连续相中,使气凝胶具备成型所需强度。然而,如 Fig.4(a)和 Fig.5(a)所示,此时纤维素三维网络较为松散,孔径相对较大,提供的力学强度有限。当纤维素含量增至 10% 时,气凝胶压缩强度提升至 12.9 kPa。结合 Fig.4(c)的 SEM 观察,其纤维形成连续结构,气凝胶孔结构细化且均一,此时纤维素骨架可有效传递压缩应力,使力学强度提高(Fig.5(b))。当纤维素含量达到 20% 时,完善的刚性骨架对 PTFE 相的约束作用进一步增强,显著提升了压缩强度。气凝胶的压缩应变回复率如 Fig.6(b)所示。纤维素含量 5% 和 10% 气凝胶的应变回复率分别为 84.8% 和 88.6%,显示出较好的应变回复行为,这可能是由于在低到中等含量(5%~10%)时,纤维素网络有效分散了应力,抑制了 PTFE 的塑性变形。然而,当纤维素含量增至 20% 时,应变回复率骤降至 66.4%。结合 Fig.4(d),这可归因于 PTFE 相聚集造成气凝胶局部应力集中,加剧了不可逆塑性变形,这一力学行为演变规律与 SEM 观测的微观结构高度吻合,纤维素含量控制在 10% 以内可实现气凝胶强度与弹性的协同优化。

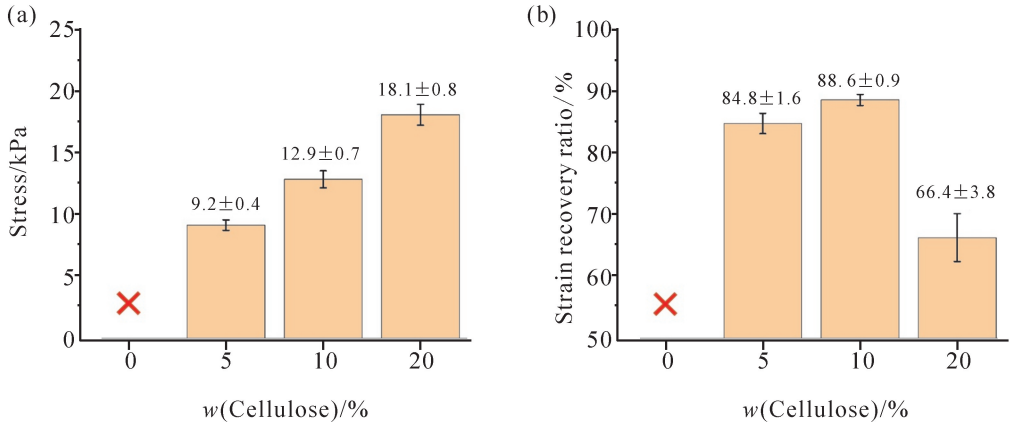


Fig. 6　Compressive performance testing of PTFE/cellulose aerogels with varying cellulose mass fractions (* mean ±*SD*, *n* = 3 *): (a) compressive stress at 50% strain during the first cycle; (b) strain recovery ratio of the first cycle

2.4 纤维素含量对 PTFE/纤维素气凝胶隔热疏水性能的影响

对气凝胶的隔热和疏水性能进行研究,结果如 Fig.7 所示。热导率测试显示(Fig.7(a)),纤维素含量为 5% 时气凝胶的热导率为 0.041 W/(m·K),而含量为 10% 时热导率降至 0.029 W/(m·K),这与纤维素更完善的网络带来的细化的孔隙结构密切相关。然而,当纤维素含量增加至 20% 时,热导率回升至 0.035 W/(m·K),这是由于纤维素比例过高导致气凝胶密度上升和孔隙率下降,使气凝胶的固体相热传导增强,同时对流抑制效应显著削弱[16]。疏水性能分析表明(Fig.7(b)),纯 PTFE 气凝胶接触角达 146.1°。随着纤维素含量增至 5% ~ 10%,接触角轻微降低至 138.1° 和 142.0°,这可能是由于纤维素亲水。在低纤维素含量下,气凝胶表现出较强的疏水性,这种特性可有效防止实际应用时环境湿气渗透导致的性能下降。当纤维素含量为 20% 时,接触角骤降至 129.2°,这反映了材料表面低表面能含氟基团覆盖度的降低,导致疏水性劣化。该研究证实,纤维素含量控制在 10% 以下时可协同优化气凝胶隔热与疏水性能,为 PTFE 复合气凝胶材料设计提供了依据。

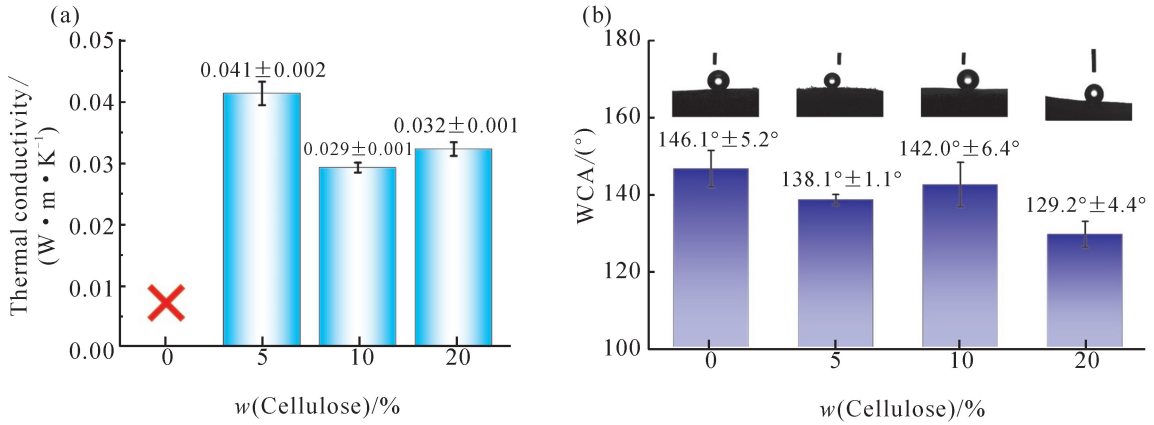


Fig. 7 Thermal and hydrophobic properties of PTFE/cellulose aerogels with varying cellulose mass fraction (* mean ±*SD*, *n* = 3 *): (a) thermal conductivity; (b) water contact angle

3 结论

本文针对传统气凝胶材料在复杂环境中难以实现长期应用的问题,创新性地构建了 PTFE/纤维素二元复合气凝胶体系。通过系统调控纤维素含量(0% ~ 20%),揭示了其对 PTFE 复合气凝胶结构及性能的调控机制。纤维素的三维贯通骨架增强了 PTFE 气凝胶的力学强度,其中纤维素含量为 10% 时,气凝胶压缩性能达到 12.9 kPa,应变回复率达到 88.6%。同时气凝胶具备优异的疏水性(气凝胶水接触角达到 142°)和低的热导率(0.029 W/(m·K))。本文为气凝胶的极端环境应用提供了创新解决方案,凭借良好的隔热性能以及 PTFE 材料本身的环境稳定性和超疏水性能,该三元复合气凝胶有望应用于航天器多层隔热系统中极端温度交变环境的柔性间隔层、极地科考装备的轻量化超低温防护衬底。

参考文献:

[1] Karamikamkar S, Yalcintas E P, Haghniaz R, *et al*. Aerogel-based biomaterials for biomedical applications: from fabrication methods to disease-targeting applications[J]. Advanced Science, 2023, 10: 2204681.

[2] Liang X, Sun Q, Zhang X, *et al*. Advanced stretchable aerogels and foams for flexible electronics and beyond[J]. Advanced Functional Materials, 2024, 34: 2408707.

[3] Qiao A, Huang R, Penkova A, *et al*. Superhydrophobic, elastic and anisotropic cellulose nanofiber aerogels for highly effective oil/water separation[J]. Separation and Purification Technology, 2022, 295: 121266.

[4] Wang J, Yuan D, Hu P, *et al*. Optical design of silica aerogels for on-demand thermal management[J]. Advanced Functional Materials, 2023, 33: 2300441.

[5] Zhu W, Wang P, Chen Z, *et al*. A one-pot self-assembled AgNW aerogel electrode with ultra-high electric conductivity for intrinsically 500% super-stretchable high-performance Zn-Ag

batteries[J]. Journal of Materials Chemistry A, 2022, 10: 10780-10789.

[6] Chen J, Hou X, Chen Z, *et al.* Double-crosslinked organic-inorganic hybrid polyimide aerogel composites with ultra-robust toughness for foldable mechanical-thermal-coupled protection[J]. Advanced Functional Materials, 2025, 3: 2420717.

[7] Wang J, Shi Q. Poly(vinyl alcohol) nanofiber incorporated graphene oxide/gelatin composite aerogels modified by chemical vapor deposition with superwetting character for efficient separation of oil and water[J]. International Journal of Biological Macromolecules, 2025, 306: 141719.

[8] Fu X, Si L, Zhang Z, *et al.* Gradient all-nanostructured aerogel fibers for enhanced thermal insulation and mechanical properties [J]. Nature Communications, 2025, 16: 2357.

[9] Baskakov S A, Baskakova Y V, Kabachkov E N, *et al.* Novel superhydrophobic aerogel on the base of polytetrafluoroethylene[J]. ACS Applied Materials & Interfaces, 2019, 11: 32517-32522.

[10] Guo X, Yao Y, Zhu P, *et al.* Preparation of porous PTFE/C composite foam and its application in gravity-driven oil-water separation[J]. 2022, 71: 874-883.

[11] Volfkovich Y M, Sosenkin V E, Baskakov S A, *et al.* Reduced graphene oxide-polytetrafluoroethylene composite aerogels, their high hydrophobicity and superhydrophilicity[J]. Colloid Journal, 2022, 84: 394-403.

[12] Li C C, Tu Y L, Guo S Y, *et al.* Fabrication of polytetrafluoroethylene aerogels with excellent sound absorption and thermal insulation[J]. Chinese Journal of Polymer Science, 2025, 43: 808-818.

[13] Yuan B, Zhang J, Mi Q, *et al.* Transparent cellulose-silica composite aerogels with excellent flame retardancy via an in situ sol-gel process[J]. ACS Sustainable Chemistry & Engineering, 2017, 5: 11117-11123.

[14] Zheng R, Hu J, Lin Z, *et al.* Anisotropic polyimide/cellulose nanofibril composite aerogels for thermal insulation and flame retardancy[J]. ACS Applied Polymer Materials, 2023, 5: 4180-4189.

[15] Kong Y, Liu Z, Meng Y, *et al.* Fabrication and the film-forming mechanism of thin polytetrafluoroethylene films with enhanced dielectric and mechanical properties[J]. Polymer, 2023, 281: 126118.

[16] Liang Y Y, Ding Y F, Liu Y C, *et al.* Modeling microstructure effect on thermal conductivity of aerogel-based vacuum insulation panels[J]. Heat Transfer Engineering, 2020, 41: 882-895.

Structural Design and Multifunctional Performance Optimization of Polytetrafluoroethylene/Cellulose Composite Aerogels

Hongming Yang, Rong Chen, Jiabin Shen, Shaoyun Guo

(*National Key Laboratory of Advanced Polymer Materials, Polymer Research Institute, Sichuan Provincial Engineering Research Center of Plastic/Rubber Complex Processing Technology, Sichuan University, Chengdu 610065, China*)

ABSTRACT: Traditional organic aerogels have limited thermal and chemical resistance, making them unsuitable for extreme environments. The high bond energy of C—F bond in polytetrafluoroethylene (PTFE) (485 kJ/mol) provides excellent resistance to strong acids and bases as well as high and low temperatures, but its poor mechanical properties limit its application in aerogels. In this study, a composite aerogel was developed through a freeze-drying and sintering process, with PTFE as matrix and cellulose as supporting framework. This approach achieved thermal insulation and superhydrophobic properties for the aerogel while enhancing mechanical strength through the fibrous network. When the cellulose mass fraction in the prepared aerogel is 10%, it exhibits a compressive strength of 12.9 kPa, along with excellent thermal insulation (thermal conductivity of 0.029 W/(m·K)) and high hydrophobicity (water contact angle of 142°). The PTFE/cellulose composite aerogel demonstrates outstanding comprehensive performance, offering new insights for the development of materials for thermal insulation, flexible insulation, and special environment applications.

Keywords: polytetrafluoroethylene; cellulose; aerogel; mechanical properties; thermal properties