

DOI:10.20189/j.cnki.CN/61-1527/E.202604011

碳化硅/硅酸铝纤维增强二氧化硅/芳纶气凝胶 复合材料的制备及热防护性能

马银伟,王亮*,杨世豪,李豪,梁军浩,董江涛

(西安工程大学材料工程学院,西安710048)

摘要:为解决柔性气凝胶高温受力易破损塌陷的难题,协同提升其力学强度与高温隔热性能,提出并构建了多级增强复合热防护材料。首先,以芳纶纤维毡为宏观承力骨架,采用溶胶-凝胶法,结合常压梯度干燥工艺,在其内部原位生成二氧化硅气凝胶;其次,引入硅酸铝纤维(aluminum silicate fiber, ASF)与碳化硅(SiC)颗粒,构建多维增强网络;最后,系统探究了改性填料对材料微观形貌、动态力学响应及高温热传输机制的影响。实验结果表明:多维填料未改变气凝胶非晶态结构,体系仍保持优异疏水性能;ASF构建的三维物理桥接结构能够显著提升材料综合性能,最大拉伸强度达1.80 MPa,常温导热系数低至0.020 W/(m·K),热防护指数达1 055.4 kW·s/m²;SiC颗粒有效优化了材料的抗振动粉化性能,使材料振动质量损失率降低至1.38%;经600℃外焰持续灼烧60 s后,所有复合样品均无明火产生,且SiC掺杂能有效抑制材料高温热收缩,缩小炭化面积。本研究为极端热力学工况下兼具力学强韧性与高效隔热性能的热防护材料设计提供了选材依据。

关键词:二氧化硅气凝胶复合材料;芳纶纤维;隔热材料;阻燃性能

中图分类号: TB33;TB35

文献标志码: A

开放科学标识码(OSID):

文章编号: 2097-2741(2026)04-0149-10



听语音
与作者
聊科研

随着现代特种装备与高端制造技术的发展,复杂的高温服役环境对热防护系统提出了轻质、高效及耐高温的迫切需求^[1]。二氧化硅(SiO₂)气凝胶凭借其极低的热导率、高比表面积及低密度等优点,被公认为高性能的超级绝热材料,在热防护领域展现出巨大的应用潜力^[2-4]。然而, SiO₂气凝胶的三维纳米骨架极其脆弱,存在本征脆性大、力学强度低及易粉化等物理缺陷,严重制约了其在复杂载荷工况下的工程化应用^[5-6]。目前,改善 SiO₂气凝胶本征脆性的方式主要包括聚合物改性、泡沫复合及纤维增强等,其中纤维增强因结构可控性强、增强效果显著而应用最为广泛^[7-8]。

文献研究表明,玻璃纤维柔韧性较差,难以满足复杂结构成型需求;无机陶瓷纤维虽耐高温性能突出,但作为单一主干骨架时,本征脆性易引发材料整体断裂,且高填充量下分散性不佳,易造成气凝胶内部孔隙堵塞,进而导致材料热导率上升;而普通有机纤维则无法耐受严苛的高温环境。相比之下,芳纶(poly-p-phenylene terephthalamide, PP-TA)纤维兼具低密度、高力学强度与优异柔韧性等优点,在耐高温、力学承载与结构适配性上实现了综合平衡,是构筑气凝胶宏观承力骨架的理想选择^[9-11]。在确立宏观骨架的同时,气凝胶基体自身的成型工艺同样需要优化。传统硅源(如正硅酸乙

收稿日期:2026-03-25

修回日期:2026-04-10

录用日期:2026-05-21

基金项目: 陕西省科技厅重点研发计划(2026NC-YBXM-495);中国纺织工业联合会科技指导性计划项目(2022042);大学生创新创业训练计划项目(S202510709107)

第一作者: 马银伟(1998—),男,硕士研究生,主要从事隔热材料研究。

***通信作者:** 王亮(1985—),男,副教授,主要从事功能高分子材料研究。

引用格式: 马银伟,王亮,杨世豪,等. 碳化硅/硅酸铝纤维增强二氧化硅/芳纶气凝胶复合材料的制备及热防护性能[J]. 火箭军工程大学学报,2026,40(4):149-158. MA Yinwei, WANG Liang, YANG Shihao, et al. Preparation and thermal protective performance of silicon carbide/aluminum silicate fiber-reinforced silica/aramid aerogel composites[J]. Journal of Rocket Force University of Engineering, 2026, 40(4): 149-158.

酯)制备周期长,且需经历繁琐的后处理疏水改性^[12]。为简化工艺并改善基体柔性,本文采用含有疏水甲基的甲基三甲氧基硅烷(methyltrimethoxysilane, MTMS)作为前驱体,在溶胶-凝胶过程中原位实现疏水改性;同时,MTMS 赋予了凝胶骨架一定的柔性,有效降低了常压干燥过程中的基体收缩与开裂风险^[13]。基于 MTMS 与 PPTA 构筑的基础复合体系,虽在成型性与柔韧性方面实现初步改善,但纯有机基体在极端高温环境下,仍存在热收缩显著、易烧蚀等固有局限。为进一步弥补该缺陷并强化气凝胶孔隙网络结构,引入微观无机填料进行精准调控已成为关键技术路径。

在热防护领域,不同维度的无机填料展现出各具特色的增强机理。一方面,一维硅酸铝纤维(aluminum silicate fiber, ASF)作为耐高温增强相,可于气凝胶内部穿插构建三维物理桥接骨架。该结构不仅能在动态载荷下有效耗散应力、抑制微裂纹扩展,还可在高温环境中提供耐火支撑,显著减缓基体的热收缩效应^[14]。另一方面,针对纯 SiO_2 气凝胶在 $3\sim 8\ \mu\text{m}$ 波段易受红外辐射穿透而导致辐射传热剧增的问题,零维碳化硅(SiC)颗粒常被引入作为高效红外遮光剂。 SiC 颗粒既能强烈吸收并散射热辐射以降低体系高温导热系数^[15-17],又能凭借优异的高温物理稳定性提升复合材料的抗烧蚀性能^[18-20]。为解决柔性热防护材料在极端环境下的失稳痛点,本文构建了 ASF/ SiC 协同增强的 SiO_2 /PPTA 复合体系,系统探究了 ASF/ SiC 填料对复合体系微观结构、力学强度及抗烧蚀性能的调控规

律,揭示了 ASF 物理阻隔与 SiC 红外屏蔽的双重增强机制,为高性能柔性热防护材料的工业化设计提供了理论依据与技术路径。

1 实验材料

十六烷基三甲基溴化铵(cetyltrimethylammonium bromide, CTAB)、甲基三甲氧基硅烷;盐酸(HCl)、氨水($\text{NH}_3 \cdot \text{H}_2\text{O}$);硅酸铝纤维、碳化硅、芳纶纤维 1414(PPTA);去离子水(实验室自制)。

1.1 复合材料的制备

SiO_2 /PPTA 复合材料的制备:首先,将 $0.109\ 2\ \text{g}$ 的 CTAB 溶解于 $300\ \text{mL}$ 去离子水中超声分散 $10\ \text{min}$,再加入 $94.28\ \text{mL}$ 的 MTMS 继续超声水解 $1\ \text{h}$ 得到硅溶胶前驱体。随后,将 PPTA 纤维毡完全浸入该溶液中,再缓慢滴加 $0.5\ \text{mol} \cdot \text{L}^{-1}$ 的氨水调节体系 pH 至 $9\sim 10$,诱导原位凝胶化。最后,湿凝胶经 $60\ ^\circ\text{C}$ 老化 $3\ \text{h}$ 和水浴处理 $12\ \text{h}$ 后,进行常压梯度干燥($80\ ^\circ\text{C}$ 、 $110\ ^\circ\text{C}$ 、 $120\ ^\circ\text{C}$ 各保持 $2\ \text{h}$),得到 SiO_2 /PPTA 复合材料。

多级改性复合材料的制备: SiO_2 /ASF/PPTA 与 SiO_2 / SiC /PPTA 的制备流程基于上述工艺。在前驱体超声水解后,分别向体系中引入 $3.94\ \text{g}$ 质量分数为 $1\ \text{wt}\%$ 的 ASF 和 SiC 微粒,超声分散均匀。随后浸入 PPTA 基体,利用氨水调节 pH 至 $9\sim 10$ 引发凝胶化。后续老化、清洗及干燥工艺均与 SiO_2 /PPTA 制备过程保持一致。复合材料的具体制备工艺及多级强化流程如图 1 所示。

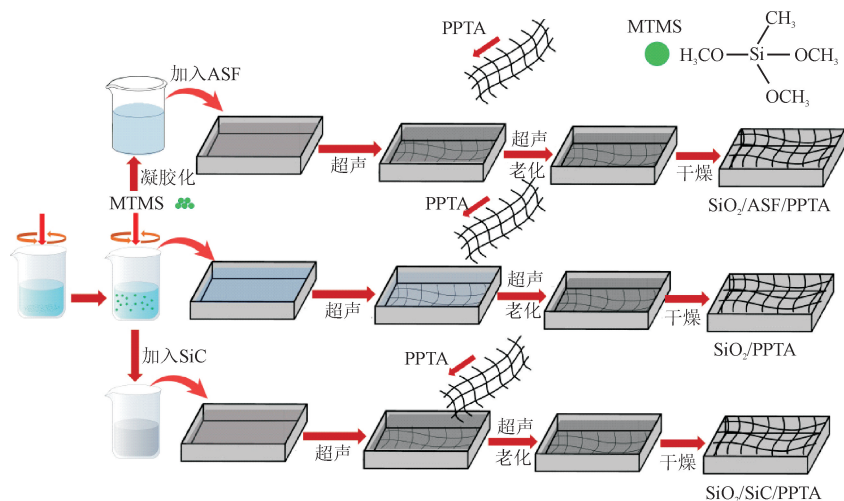


图 1 复合材料的制备工艺

Fig. 1 Preparation process of the composites

1.2 测试与表征

采用场发射扫描电子显微镜(scanning electron

microscope, SEM)观察材料微观形貌;利用扫描范围为 $4000\sim 400\ \text{cm}^{-1}$ 的傅里叶变换红外光谱仪

(Fourier transform infrared spectrometer, FTIR) 和扫描范围为 $2\theta=10^{\circ}\sim 50^{\circ}$ 的 X 射线衍射仪(X-ray diffractometer, XRD) 进行化学结构与物相分析。材料的静态接触角由 JC2000C1 型接触角测量仪测定;憎水率按 GB/T 10299—2011 标准^[21]利用自建装置进行测试,其计算公式可表示为

$$H = \left(1 - \frac{m_2 - m_1}{V \cdot \rho}\right) \times 100\% \quad (1)$$

式中: H 为憎水率,单位为%; V 为试样的体积,单位为 cm^3 ; m_1 、 m_2 分别为淋水前、后试样的质量,单位为 g ; ρ 为水的密度,单位为 g/cm^3 。

采用电子万能试验机测试拉伸性能,拉伸速度 $10 \text{ mm}/\text{min}$;利用热性能分析仪在 N_2 氛围下测试热稳定性,升温速率 $10^{\circ}\text{C}/\text{min}$,测试范围为 $30\sim 800^{\circ}\text{C}$ 。常温导热系数由 DZDR-S 型测定仪测定;热防护性能(thermal protective performance, TPP) 由 RFH-VI 型测试仪测定。隔热性能通过将样品置于 300°C 加热器上并由红外热像仪(Uni160S 型)捕获背面温度来评估。阻燃性能依据 GB/T 2408—2008 标准^[22],于酒精灯外焰(约 600°C)中加热 60 s 观察测试。此外,通过测试振动前后试样质量计算振动质量损失率,可表示为

$$L = \frac{m_3 - m_4}{m_3} \times 100\% \quad (2)$$

式中: L 为质量损失率; m_3 为初始质量,单位为 g ; m_4 为振筛后质量,单位为 g 。

2 实验结果分析

2.1 克重及振动质量损失率

3 种复合材料的克重及振动质量损失率如表 1 和图 2 所示。由表 1 可知,未改性的 SiO_2/PPTA 复合材料的克重最小,为 $311.12 \text{ g}/\text{m}^2$;分别引入 ASF 和 SiC 后,复合材料的克重均有所增加。其中, $\text{SiO}_2/\text{ASF}/\text{PPTA}$ 复合材料的克重提升 9.2% ; $\text{SiO}_2/\text{SiC}/\text{PPTA}$ 复合材料增幅最为显著,达 11.5% 。这主要归因于微观填料的有效负载,以及 SiC 本身较高的本征密度。

不同复合体系在振动质量损失率上表现出显著差异。如图 2 所示,与 SiO_2/PPTA 体系的 3.45% 相比,单独引入 ASF 或 SiC 均可有效抑制气凝胶粉化脱落,振动质量损失率分别降至 1.99% 和 1.38% ,相对降幅达 42.3% 和 60.0% 。鉴于气凝胶极低的固体体积分数,该降幅直观表明两种填料均

能在宏观层面显著改善气凝胶的脆性脱落问题。图 2 中误差棒标准差均小于 0.066% ,验证了性能提升的可靠性。依据 GB/T 34336—2017 标准^[23]评定,所有复合材料振动质量损失率均远低于 5% 的标准上限,说明本制备工艺可有效保障柔性气凝胶复合材料在动态服役环境下的宏观结构完整性。

表 1 复合材料的克重与振动质量损失率

Table 1 Grammage values and vibration mass loss rates of the composites

试样	克重/ $(\text{g} \cdot \text{m}^{-2})$	振动质量损失率/%
SiO_2/PPTA	311.12 ± 4.25	3.45 ± 0.06
$\text{SiO}_2/\text{ASF}/\text{PPTA}$	339.78 ± 5.60	1.99 ± 0.05
$\text{SiO}_2/\text{SiC}/\text{PPTA}$	346.81 ± 4.85	1.38 ± 0.04

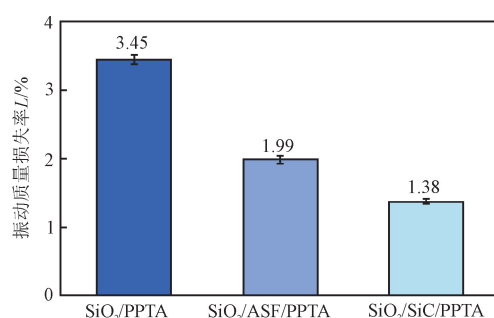


图 2 复合材料的振动质量损失率

Fig. 2 Vibration mass loss rates of the composites

针对上述两种不同填料复合材料的抗脱落增强机制,本研究通过对比实验结果,揭示了其各自独立的物理作用途径^[24]。对于 $\text{SiO}_2/\text{ASF}/\text{PPTA}$ 体系,一维线状的 ASF 在气凝胶内部交叉搭接,构筑了微观的三维物理桥接网络^[25];该网络在受到外部振动时,能有效耗散动态剪切应力,从而抑制了纳米孔结构的脆性坍塌。对于 $\text{SiO}_2/\text{SiC}/\text{PPTA}$ 复合体系,零维的 SiC 颗粒展现出更为突出的抗振落效果,将振动质量损失率降至最低的 1.38% 。这主要是由于微米级 SiC 作为零维点状掺杂相,可均匀嵌固于气凝胶骨架与 PPTA 纤维的界面孔隙内,发挥微观“钉扎”与“填隙”效应^[26]。这种高密度点状填充可显著提升基体内部摩擦力与结构致密度,进而有效束缚松散的气凝胶颗粒,最大限度抑制其在动态载荷作用下发生脱落。

2.2 微观形貌分析

图 3 为 PPTA 及 3 种复合材料的宏观照片与 SEM 微观形貌图。如图 3(a)、(e)、(i)、(m) 所示,原始 PPTA 呈淡黄色外观;复合 SiO_2 气凝胶后,各试样表面均被气凝胶包覆而呈灰白色,说明气凝胶网络已成功复合于大分子纤维基体中。通过 SEM

微观形貌对比分析,可清晰揭示不同维度填料对复合体系微观结构的差异化调控效应。由图 3(b)~(d)可知,PPTA 主干纤维表面光滑,纤维间交织形成较大孔隙,这为气凝胶的浸渍提供了充足的三维空间。然而,对于未引入微观增强相的 SiO_2 /PPTA 体系,尽管气凝胶颗粒可附着于 PPTA 纤维表面,但其团聚现象显著、分布极不均匀,纤维仍存在大面积裸露区域,如图 3(f)~(h)所示。上述现象表明, SiO_2 /PPTA 体系中气凝胶与有机大分子纤维间的界面结合强度较弱,这也直观解释了 2.1 节中该体系振动脱落率偏高的原因。相比之下,引入一维或零维无机填料后,复合体系的微观包覆形貌均得到显著优化,但二者的增强机制存在明显差异。如图 3(j)~(l)所示,在引入一维 ASF 的体系中,得益于 ASF 较高的长

径比,且其直径远小于 PPTA 纤维,可在 PPTA 构成的粗大树状主骨架间穿插搭接,形成次级微观网络^[27]。这种一维“线状”桥接结构能够为气凝胶纳米颗粒提供更多附着位点,促使 SiO_2 气凝胶分布更为均匀,有效缓解其宏观团聚。而在引入零维 SiC 微粒的体系中,复合材料表面则呈现出极为致密的厚涂层形貌,如图 3(n)~(p)所示。 SiO_2 气凝胶致密且大面积地包覆在 PPTA 纤维表面,基底纤维几乎无裸露区域。其主要原因在于,零维 SiC 微粒在凝胶化过程中可充当成核位点,诱导气凝胶相在 PPTA 骨架上密实堆积,进而形成更强的界面锚固结构^[28-29]。这种致密包覆结构显著提升了基体对动态载荷的承受能力,从微观机制层面合理解释了表 1 中该组试样振动损失率显著降低的内在原因。

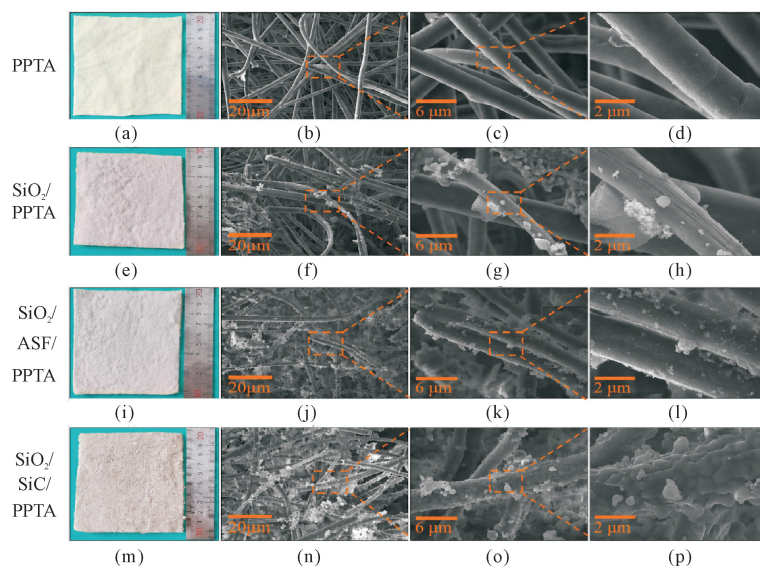


图 3 复合材料宏观实物图及 SEM 微观形貌

Fig. 3 Macroscopic photographs and SEM micro-morphologies of the composites

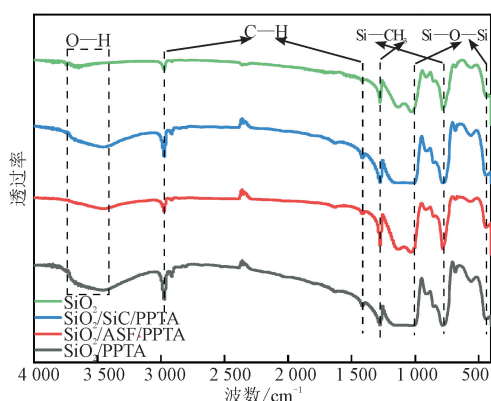


图 4 SiO_2 气凝胶及复合材料的红外光谱图

Fig. 4 Infrared spectra of SiO_2 aerogel and the composites

2.3 傅里叶红外光谱分析

图 4 为 SiO_2 气凝胶及其复合材料的傅里叶红外光谱图。由图可知,所有试样在 $3\,720\sim 3\,418\text{ cm}^{-1}$

范围内均出现了 O—H 的伸缩振动宽峰,这是由于凝胶表面吸附的水分子或残余硅羟基所致; $2\,970\text{ cm}^{-1}$ 处归属于 C—H 的伸缩振动峰,而 $1\,420\text{ cm}^{-1}$ 处归属于 C—H 的弯曲振动峰。试样中 Si—CH₃ 的存在通过 $1\,270\text{ cm}^{-1}$ 和 784 cm^{-1} 处的特征峰得到了验证,这证实了前驱体 MTMS 在溶胶-凝胶过程中成功引入了疏水基团。此外, $1\,036\text{ cm}^{-1}$ 处的强吸收峰归属于 Si—O—Si 键的反对称伸缩振动,而 789 cm^{-1} 和 447 cm^{-1} 处则分别对应其对称伸缩振动和弯曲振动^[17]。这表明 SiO_2 气凝胶主要由 Si—O—Si 交联网络构成,且 MTMS 的引入赋予了其疏水特性。对比 4 组光谱曲线可以发现,引入 ASF 和 SiC 后,复合材料的红外吸收峰位置和形态未见显著偏移;这表明填料与 SiO_2 气凝胶基体之间主要通过物理包裹或机械

嵌固的方式结合,未发生明显的化学反应^[30]。

2.4 X 射线衍射分析

图 5 为 SiO_2 气凝胶及各复合材料的 X 射线衍射图谱。由图可知,试样在 $2\theta=22.5^\circ$ 附近均呈现出一个较宽的衍射包络峰,且无其他明显的杂质峰出现,表明复合体系中的 SiO_2 气凝胶基体均保持着典型的非晶态无定形结构。在 $\text{SiO}_2/\text{SiC}/\text{PPTA}$ 复合材料的 XRD 曲线中,当 2θ 分别为 35.6° 和 41.4° 时观察到了明显的特征衍射峰,分别对应 $\beta\text{-SiC}$ 的 111 和 200 晶面^[31];此外, 34.4° 处的微弱衍射峰归因于 $\beta\text{-SiC}$ 晶格中的堆叠层错。这些特征峰的出现充分证实了零维 SiC 微粒已成功负载于复合体系中。对比可见,一维 ASF 的引入并未引起基体相结构的改变,而 SiC 的加入则在非晶态基体中引入了高结晶度的无机相。这种非晶态基体与晶相填料共存的结构特点,有助于维持气凝胶较低的固相热导率,并为高结晶度 SiC 发挥红外遮蔽作用提供了结构基础。这从物相组成层面,解释了不同维度填料对复合体系热防护性能贡献差异。

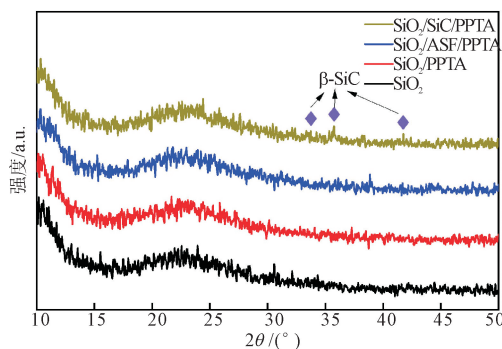


图 5 SiO_2 气凝胶及复合材料的 XRD 图谱

Fig. 5 XRD spectra of the SiO_2 aerogel and composites

2.5 表面润湿与耐水渗透性能分析

图 6 为 PPTA 骨架及各复合材料的静态水接触角测试结果。如图 6(a) 所示,未经处理的 PPTA 纤维接触角接近 0° ,水滴接触其表面后迅速铺展渗透,表现出本征的亲水性。原位复合 SiO_2 气凝胶后, SiO_2/PPTA 复合材料的接触角大幅提升至 125.8° ,结合图 6(b)~(d) 的接触角光学照片可以直观看出,水滴在 3 种复合材料表面均呈明显的球状。这主要归因于前驱体 MTMS 在水解缩聚过程中,利用非极性的疏水甲基($-\text{CH}_3$)取代了硅氧烷网络表面的亲水羟基($-\text{OH}$)^[32],从而赋予了材料优异的表面拒水特性。分别引入无机填料后, $\text{SiO}_2/\text{ASF}/\text{PPTA}$ 和 $\text{SiO}_2/\text{SiC}/\text{PPTA}$ 复合材料的接触角较 SiO_2/PPTA 体系虽略有下降,但仍维持在 122.7° 和 118.2° 。这一轻微降幅反映出不同填

料对材料表面能的影响存在差异:ASF 对材料疏水性的削弱作用极小;而 SiC 因颗粒密度较高,且表面可能存在少量极性位点,会对气凝胶网络的连续性产生一定扰动,进而导致接触角略有下降。尽管如此,所有复合体系仍维持稳定的高疏水状态,表明改性过程并未破坏气凝胶基体本征的疏水特性。

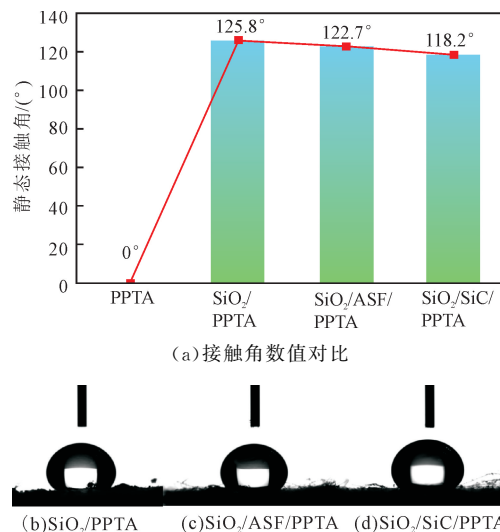


图 6 复合材料的静态水接触角

Fig. 6 Static water contact angle of the composites

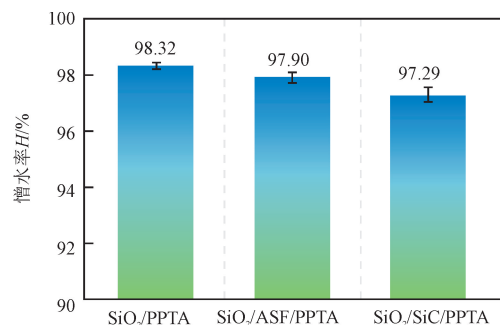


图 7 复合材料的憎水率

Fig. 7 Hydrophobicities of the composites

为进一步宏观评估材料的耐水渗透性能,对其整体憎水率进行了定量测试。如图 7 所示, SiO_2/PPTA 复合材料的憎水率为 98.32%;引入 ASF 和 SiC 后, $\text{SiO}_2/\text{ASF}/\text{PPTA}$ 及 $\text{SiO}_2/\text{SiC}/\text{PPTA}$ 体系的憎水率分别微降至 97.90% 和 97.29%,变化规律与表面水接触角测试结果高度一致。3 种材料的整体憎水率依然保持在 97% 以上的优异水平,表明其内部三维孔隙网络具备优异的耐液态水渗透性能。这种优异的抗湿性能对实际工程应用至关重要,常温下液态水的热导率约 $0.6 \text{ W}/(\text{m} \cdot \text{K})$,远高于静止空气与气凝胶骨架,若材料在服役过程中发生吸湿或渗水,高导热的水分子会迅速占据纳米孔隙并形成“热桥”,致使体系隔热性能急剧衰减。因此,上述稳定的表面疏水

与整体憎水特性,是保障该复合材料在潮湿等复杂工况下长期保持高效热防护性能的关键前提。

2.6 拉伸性能分析

为评估多级改性工艺对复合材料力学性能的影响,对其开展单轴拉伸性能测试。图 8 为复合材料的拉伸加载过程及宏观断裂形貌,由图 8 可见,试样在拉伸过程中,标距段发生显著的颈缩变形,呈现典型的韧性特征。

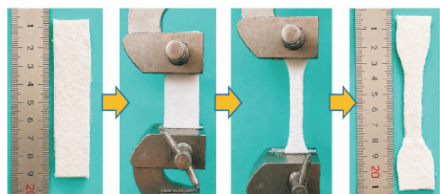


图 8 复合材料的拉伸断裂形貌

Fig. 8 Tensile fracture morphologies of the composites

图 9 为复合材料的拉伸应力-应变曲线。由图 9 可见,原始 PPTA 骨架的最大拉伸强度为 1.55 MPa。引入 SiO_2 气凝胶复合后, SiO_2 /PPTA 体系的拉伸强度提升至 1.73 MPa,较原始骨架提高 11.6%。这主要归因于致密的气凝胶网络填充了纤维间隙,通过界面物理摩擦与微观机械锚固作用,增强了纤维搭接处的结合强度^[33]。

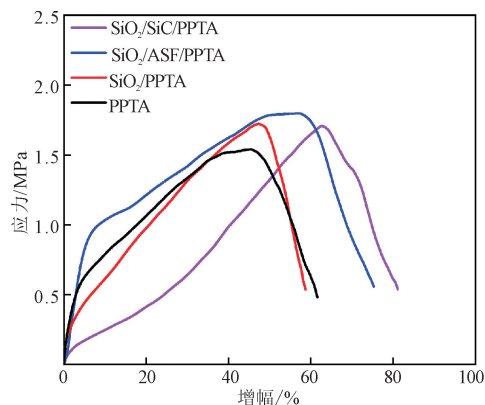


图 9 复合材料的拉伸应力-应变曲线

Fig. 9 Tensile stress-strain curves of the composites

引入不同维度填料后,复合体系展现出截然不同的力学增强机制。对于 ASF 增强体系, SiO_2 /ASF/PPTA 复合材料表现出最优的承载能力,最大拉伸应力提升至 1.80 MPa,较原始骨架显著提升 16.1%。这得益于一维纤维在微观尺度形成的物理桥接效应,当体系受力发生形变时,穿插于气凝胶网络中的 ASF 可有效传递与分散载荷,通过桥接裂纹耗散大量变形能,进而显著提升材料的抗拉强度^[34]。而对于 SiC 增强体系, SiO_2 /SiC/PPTA 复合材料的最大拉伸应力为 1.71 MPa,但其断裂伸长率实现了最

为显著的提升,增幅接近 80%。这表明 SiC 微粒在体系中主要发挥“微观钉扎”与界面调控作用;均匀分布的 SiC 颗粒虽不具备一维纤维的载荷传递能力,却可有效调节气凝胶基体与 PPTA 纤维间的界面滑移摩擦,通过允许更大程度的微观相对滑移延缓宏观断裂的发生,从而赋予材料优异的柔韧性与抗变形能力^[35]。

2.7 热稳定性分析

图 10 为各复合材料在 30~800 °C 范围内的热重(thermogravimetric, TG)曲线。由图 10 可知,各试样的热降解过程可分为三个阶段。在 30~100 °C 区间,由于材料内部物理吸附水及残留溶剂的挥发,出现了约 1%~2% 的轻微失重;在 100~600 °C 的宽温域内,三种复合材料均展现出良好的热稳定性,质量保持率在 93% 以上。当温度超过 600 °C 后,曲线出现显著的失重台阶,这主要归因于气凝胶网络中疏水甲基($-\text{CH}_3$)的热氧化分解,以及有机 PPTA 骨架的高温炭化过程^[5]。

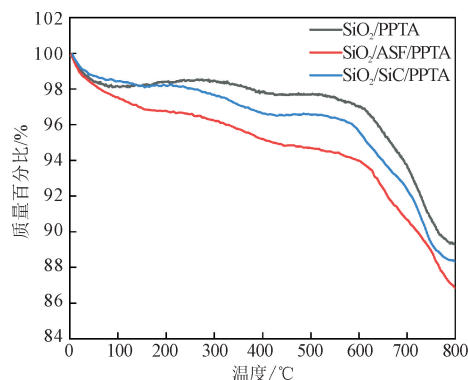


图 10 复合材料的热重曲线

Fig. 10 Thermogravimetric curves of the composites

对比数据可知, SiO_2 /PPTA、 SiO_2 /ASF/PPTA 和 SiO_2 /SiC/PPTA 的总失重率分别为 13.92%、13.70% 和 14.24%,数值差异极小,这表明分别引入 ASF 和 SiC 后,并未改变 SiO_2 气凝胶基体本征的热降解路径。其中,引入 ASF 的体系表现出相对略低的失重率,这主要归因于一维无机陶瓷纤维在高温下具有极佳的化学稳定性,其构织的微观交织网络在基体发生热降解时起到了有效的物理支撑作用,缓解了纳米孔结构的剧烈坍塌^[36]。综上所述,复合体系均能在 600°C 以下保持结构与质量的稳定。这种优异的高温热稳定性,为其在复杂热载荷工况下的长期服役提供了化学可靠性保障。

2.8 导热与热防护性能分析

表 2 列出了 3 种复合材料的常温导热系数与热防护性能测试结果。由表可见,相较于 SiO_2 /PPTA

复合材料,分别引入一维和零维填料后,材料的隔热性能均得到显著提升。其中, $\text{SiO}_2/\text{ASF}/\text{PPTA}$ 的导热系数降至 $0.020 \text{ W}/(\text{m} \cdot \text{K})$,且其 TPP 值达到最高的 $1\,055.4 \text{ kW} \cdot \text{s}/\text{m}^2$ 。这主要是因为一维 ASF 在微观层面构筑了复杂的物理交织网络,增加了声子传输的散射界面,有效延长了固相热传导路径;同时,其优异的物理支撑作用在面对高强度热冲击时,能有效维持气凝胶层的宏观完整性,防止基体开裂导致的热流直穿。 $\text{SiO}_2/\text{SiC}/\text{PPTA}$ 的导热系数同样获得了明显优化,相比 SiO_2/PPTA 降低 25.0% ,展现出良好的基础隔热能力。

表 2 复合材料的导热系数和热防护系数
Table 2 Thermal conductivities and protective coefficients of the composites

试样	导热系数/ $(\text{W}/(\text{m} \cdot \text{K}))$	TPP/ $(\text{kW} \cdot \text{s}/\text{m}^2)$
SiO_2/PPTA	0.028	701.30
$\text{SiO}_2/\text{ASF}/\text{PPTA}$	0.020	1 055.40
$\text{SiO}_2/\text{SiC}/\text{PPTA}$	0.021	833.89

为更直观地评价材料动态隔热性能,采用红外热像仪记录了试样在 $300\text{ }^\circ\text{C}$ 恒温热源作用下的背面温度变化,如图 11 所示。图中准星处的较高数值为热源辐射温度,约 $300\text{ }^\circ\text{C}$,证明了热源的稳定性。为评估材料的实际隔热性能,本文仅重点分析左下角的试样背面温度。

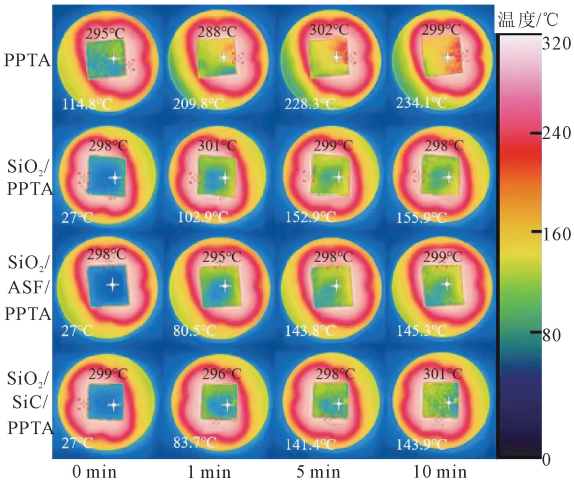


图 11 不同复合材料在 $300\text{ }^\circ\text{C}$ 热源作用下背面温度随时间变化的红外热成像图

Fig. 11 Infrared thermography images of the back surface temperature evolution of different composites subjected to a $300\text{ }^\circ\text{C}$ heat source

测试初期,纯 PPTA 试样由于缺乏有效的隔热网络,在接触热源瞬间其背面温度骤升至 $114.8\text{ }^\circ\text{C}$;而引入无机填料后, SiO_2/PPTA 、 $\text{SiO}_2/\text{ASF}/\text{PPTA}$ 与 $\text{SiO}_2/\text{SiC}/\text{PPTA}$ 体系在 0 min 时温度约 $27\text{ }^\circ\text{C}$ 。接触

热源 1 min 后,纯 PPTA 试样背面温度骤升至 $209.8\text{ }^\circ\text{C}$,而 SiO_2/PPTA 体系背温仅为 $102.9\text{ }^\circ\text{C}$ 。引入微观填料后, $\text{SiO}_2/\text{ASF}/\text{PPTA}$ 与 $\text{SiO}_2/\text{SiC}/\text{PPTA}$ 的背面温度分别被控制在 $80.5\text{ }^\circ\text{C}$ 和 $83.7\text{ }^\circ\text{C}$,表现出极为优异的瞬态隔热响应。持续加热 10 min 后,纯 PPTA 背温高达 $234.1\text{ }^\circ\text{C}$,而各复合材料体系温度分别稳定在 $155.9\text{ }^\circ\text{C}$ 、 $145.3\text{ }^\circ\text{C}$ (ASF 组) 和 $143.9\text{ }^\circ\text{C}$ (SiC 组)。

在加热初期的瞬态传热阶段,ASF 可有效抑制固相热传导,使试样背面温度降低至 $80.5\text{ }^\circ\text{C}$;而随着加热时间延长至稳态,体系内部温度显著升高,热辐射逐渐成为主导传热方式。此时,SiC 颗粒体现出最优的极限隔热性能,稳态背面温度仅 $143.9\text{ }^\circ\text{C}$ 。这一结果充分证实了 SiC 微粒作为高效红外遮光剂的独特作用机制^[37]:其在微观尺度大幅提高了气凝胶网络对红外热辐射的吸收与散射截面,有效抑制高温下的热辐射穿透。这种一维“固相传导阻滞”与零维“高温辐射遮蔽”的差异化作用机制,为极端工况下热防护材料的结构设计提供了清晰的科学依据。

2.9 阻燃性能分析

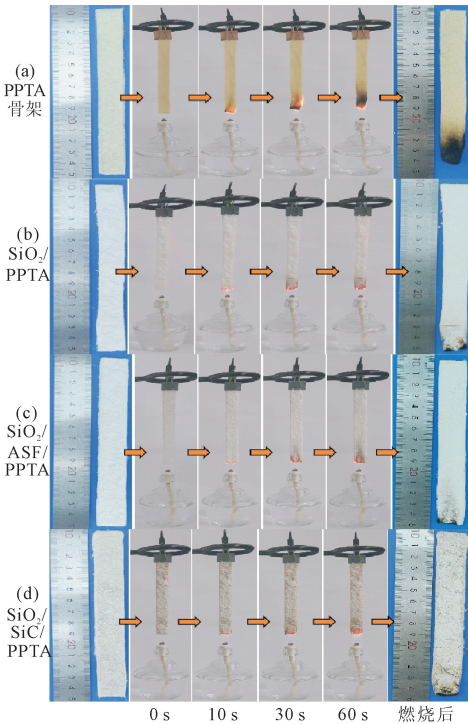


图 12 气凝胶复合材料酒精灯灼烧过程照片
Fig. 12 Photographs of burning process of aerogel composites with alcohol lamps

图 12 为 PPTA 骨架及各复合材料在酒精灯外焰(约 $600\text{ }^\circ\text{C}$)下的持续灼烧测试过程。如图 12 所示,未经处理的纯 PPTA 纤维在接触火焰 10 s 后即出现明显的热收缩与末端炭化现象,表明其单组分

难以在持续高温明火下维持结构稳定;原位复合 SiO_2 气凝胶后, SiO_2 /PPTA基础体系在60 s的持续灼烧中未发生有焰燃烧,撤离火源后仅末端出现轻微炭化,表明气凝胶的引入初步提升了材料的阻燃屏障能力;分别引入不同维度无机填料后,在60 s极限灼烧测试中, SiO_2 /ASF/PPTA与 SiO_2 /SiC/PPTA不仅全程无明火蔓延及熔融滴落现象,且灼烧后的炭化面积也得到明显抑制。与纯PPTA的严重收缩相比,改性试样的宏观尺寸收缩率近乎为零,整体骨架形貌保持完整,复合材料的抗烧蚀性能与尺寸稳定性均得到显著提升。

在此基础上,ASF增强体系中,耐高温的ASF在气凝胶内部构建出抗热蠕变的物理支撑网络,可有效抵御基体在高温下的热收缩应力,从而保证了材料宏观尺寸的高度稳定;而SiC增强体系中,SiC颗粒凭借优异的高温稳定性与热辐射屏蔽效应^[38-40],显著减弱火焰热流向材料内部的穿透,从源头抑制了底层PPTA骨架的热降解与炭化进程。这种分别侧重“结构抗收缩”与“热流强阻隔”的差异化机制,全面提升了复合体系在明火工况下的使用可靠性。

3 结论

本文以芳纶纤维毡为骨架,采用溶胶-凝胶与常压干燥工艺制备了 SiO_2 /PPTA基础复合材料,并分别引入ASF与SiC颗粒进行多级增强,重点评估了不同填料对体系力学与热防护性能的改善效果,主要结论如下。

1) 原位复合工艺赋予了材料优异的疏水与憎水特性。复合处理未改变气凝胶原有的结构特征,使原本亲水的有机纤维骨架转变为高度疏水的状态,整体憎水率稳定保持在97%以上。该体系同时保持了良好的中低温热稳定性,600℃下质量保持率在93%以上,大幅提升了复合材料的环境耐受性,确保了材料在复杂工况下的隔热可靠性与长效服役寿命。

2) ASF的引入显著提升了体系的力学承载能力与抗收缩性能。ASF纤维在气凝胶内部起到了有效的骨架支撑作用,不仅将复合材料的最大拉伸强度提升至1.80 MPa,改善了纯气凝胶易断裂的力学缺陷,同时显著提升了隔热防护性能,使材料常温导热系数低至 $0.020 \text{ W}/(\text{m} \cdot \text{K})$,热防护指数达 $1\,055.4 \text{ kW} \cdot \text{s}/\text{m}^2$ 。

3) SiC的引入有效优化了材料的抗振动粉化性能与稳态隔热能力。颗粒状SiC赋予体系更优异的柔韧性,最大程度降低了材料在动态振动环境下

的粉化与质量损失,使材料振动质量损失率降低至1.38%;同时,SiC颗粒强化了红外辐射屏蔽效应,其在长时间高温传热阻隔中表现突出,使复合材料具备更出色的极限隔热与抗烧蚀性能。

参考文献

- [1] 潘月磊,程旭东,闫明远,等. 二氧化硅气凝胶及其在保温隔热领域应用进展[J]. 化工进展,2023,42(1):297-309.
Pan Yuelei, Cheng Xudong, Yan Mingyuan, et al. Silica aerogel and its application in the field of thermal insulation[J]. Chemical Industry and Engineering Progress, 2023, 42(1): 297-309.
- [2] 任家飞,黄星,李齐方,等. 增强体复合 SiO_2 气凝胶的研究进展[J]. 化学通报,2021,84(4):305-312.
Ren Jiafei, Huang Xing, Li Qifang, et al. Research progress of reinforcement composite SiO_2 aerogels[J]. Chemistry, 2021, 84(4): 305-312.
- [3] Zhu Zhenyu, Zhang Wanlin, Huang Hongyan, et al. A review of high-temperature resistant silica aerogels: structural evolution and thermal stability optimization[J]. Gels, 2025, 11(5): 357.
- [4] Ge Lihua, Shang Sisi, Ma Yuecheng, et al. Overview of aerogels for thermal insulation[J]. ACS Applied Materials & Interfaces, 2025, 17(18): 26091-26116.
- [5] Woignier T, Primera J, Alaoui A, et al. Mechanical properties and brittle behavior of silica aerogels[J]. Gels, 2015, 1(2): 256-275.
- [6] 聂婷,王焕春,李瑞怡,等. 热固性碳纤维复合材料回收技术研究进展[J]. 火箭军工程大学学报,2024,38(4): 108-118.
Nie Ting, Wang Huanchun, Li Ruiyi, et al. Research progress of thermosetting carbon fiber composites recycling technology[J]. Journal of Rocket Force University of Engineering, 2024, 38(4): 108-118.
- [7] 罗海波,王谦,杨燕初,等. 三维编织复合材料结构多尺度力学特性[J]. 火箭军工程大学学报,2026,40(1):6-15.
Luo Haibo, Wang Qian, Yang Yanchu, et al. Multi-scale mechanical properties of three-dimensional braided composite structures[J]. Journal of Rocket Force University of Engineering, 2026, 40(1): 6-15.
- [8] 管涛,刘全秀,郭方亮,等. 短纤维增强复合材料热膨胀系数预测方法[J]. 火箭军工程大学学报,2025,39(6):1-9.
Guan Tao, Liu Quanxiu, Guo Fangliang, et al. Prediction method of the coefficients of thermal expansion of short-fiber-reinforced composites[J]. Journal of Rocket Force University of Engineering, 2025, 39(6): 1-9.
- [9] Zhang Tao, Yu Dongping, Xu Fuhao, et al. Flexible silica aerogel composites for thermal insulation under high-tem-

- perature and thermal-force coupling conditions[J]. *ACS Applied Nano Materials*, 2024, 7(6): 6326-6338.
- [10] Nasri W, Djebali R, Chamkha A J, et al. Thermal behavior of mesoporous aramid fiber reinforced silica aerogel composite for thermal insulation applications: microscale modeling[J]. *Journal of Applied and Computational Mechanics*, 2024, 10(1): 140-151.
- [11] 王亮, 辛怡, 曹永平, 等. 芳纶纤维毡增强二氧化硅气凝胶隔热材料的制备及其性能[J]. *西安工程大学学报*, 2025, 39(1): 90-96.
- Wang Liang, Xin Yi, Cao Yongping, et al. Preparation and properties of silica aerogel insulation material reinforced by aramid fiber felt[J]. *Journal of Xi'an Polytechnic University*, 2025, 39(1): 90-96.
- [12] Zhao Chong, Li Yingkui, Ye Wanggui, et al. Performance regulation of silica aerogel powder synthesized by a two-step sol-gel process with a fast ambient pressure drying route[J]. *Journal of Non-Crystalline Solids*, 2021, 567: 120923.
- [13] Yan Lin, Ren Haibo, Zhu Jiayu, et al. One-step eco-friendly fabrication of classically monolithic silica aerogels via water solvent system and ambient pressure drying[J]. *Journal of Porous Materials*, 2019, 26(3): 785-791.
- [14] Bo Kai, Liu Hongwei, Zhang Yanlan, et al. Fiber-reinforced coal gangue-based alumina aerogel composites with highly thermal stability by ambient pressure drying[J]. *Sustainability*, 2024, 16(10): 4032.
- [15] Huang Bohao, Li Jianbo, Gong Lin, et al. The influence of reinforced fibers and opacifiers on the effective thermal conductivity of silica aerogels[J]. *Gels*, 2024, 10(5): 300.
- [16] Liu Hao, Liu Jian, Tian Yu, et al. Investigation of high temperature thermal insulation performance of fiber-reinforced silica aerogel composites[J]. *International Journal of Thermal Sciences*, 2023, 183: 107827.
- [17] Pang Haiqing, Li Zhiyuan. Experimental investigations on the thermal insulation performance of SiC opacifier doped silica aerogel at large temperature difference[J]. *International Journal of Thermal Sciences*, 2021, 160: 106681.
- [18] 王首豪, 余安南, 张兆甫, 等. 细编穿刺 C/C-SiC 复合材料的抗烧蚀性能[J]. *火箭军工程大学学报*, 2025, 39(2): 29-38.
- Wang Shouhao, Yu Annan, Zhang Zhaofu, et al. Ablation resistance of fine-woven pierced C/C-SiC composites[J]. *Journal of Rocket Force University of Engineering*, 2025, 39(2): 29-38.
- [19] Wu Qiang, Yang Mingming, Chen Zhifeng, et al. A layered aerogel composite with silica fibers, SiC nanowires, and silica aerogels ternary networks for thermal insulation at high-temperature[J]. *Journal of Materials Science & Technology*, 2025, 204: 71-80.
- [20] Fu Mingqiu, Wang Hongwei, Xu Liqiu, et al. A compressible, highly elastic anisotropic SiC/SiO₂ composite aerogel for thermal-insulated building materials[J]. *AIP Advances*, 2025, 15(9): 095216.
- [21] GB/T 10299—2011 保温材料憎水性试验方法[S].
- [22] GB/T 2408—2008 塑料燃烧性能的测定水平法和垂直法[S].
- [23] GB/T 34336—2017 纳米孔气凝胶复合绝热制品[S].
- [24] Chen Yu, Sheng Ruonan, Chen Mingyu. Towards enhanced battery thermal safety: a lightweight and mechanically robust aerogel with superior insulation[J]. *Gels*, 2026, 12(1): 54.
- [25] Li Zhi, Gong Lunlun, Cheng Xudong, et al. Flexible silica aerogel composites strengthened with aramid fibers and their thermal behavior[J]. *Materials & Design*, 2016, 99: 349-355.
- [26] He Pan, Pan Yuelei, Yan Mingyuan, et al. Super thermal insulation SiC aerogel with high elasticity and good adsorption performance prepared by constructing coaxial precursor[J]. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, 2024, 181: 108153.
- [27] Li Zhe, Cheng Xudong, He Song, et al. Aramid fibers reinforced silica aerogel composites with low thermal conductivity and improved mechanical performance[J]. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, 2016, 84: 316-325.
- [28] Zhang Xinxin, Cheng Xiaota, Si Yang, et al. All-ceramic and elastic aerogels with nanofibrous-granular binary synergistic structure for thermal superinsulation[J]. *ACS Nano*, 2022, 16(4): 5487-5495.
- [29] Su Lei, Wang Hongjie, Niu Meng, et al. Anisotropic and hierarchical SiC@SiO₂ nanowire aerogel with exceptional stiffness and stability for thermal superinsulation[J]. *Science Advances*, 2020, 6(26): 6001-6009.
- [30] Alattar A M. Spectral and structural investigation of silica aerogels properties synthesized through several techniques[J]. *Journal of Non-Crystalline Solids*, 2021, 571: 121048.
- [31] Venkateswara Rao A, Bhagat S D, Hirashima H, et al. Synthesis of flexible silica aerogels using methyltrimethoxysilane (MTMS) precursor[J]. *Journal of Colloid and Interface Science*, 2006, 300(1): 279-285.
- [32] Ye Xiaolin, Chen Zhifeng, Zhang Jianxing, et al. SiC network reinforced SiO₂ aerogel with improved compressive strength and preeminent microwave absorption at elevated temperatures[J]. *Ceramics International*, 2021, 47(22): 31497-31505.

- [33] Geng Jianxiong, Zhu Shu, Xu Jiaxin, et al. Ultrastrong and superinsulative aramid aerogel fibers featuring hydrogen/covalent bond-interlocked topological networks constructed via freeze-thaw cycling[J]. *ACS Applied Materials & Interfaces*, 2025, 17(44): 61301-61314.
- [34] Ni Honghao, Wang Daqing, Jia Runping, et al. Mullite whisker and aluminum silicate fiber co-reinforced silica composite aerogel with excellent mechanical properties and high temperature resistance by combustion technology[J]. *Ceramics International*, 2025, 51(29): 61983-61994.
- [35] Duan Deng, Gao Xiangdong, Dong Yubing, et al. Green preparation of thermal-insulative, flame retardant, and hydrophobic silica aerogel reinforced poly(vinyl alcohol) composites[J]. *ACS Applied Polymer Materials*, 2022, 4(10): 7352-7362.
- [36] Wang Tingting, Liu Yang, Jiao Xiuling, et al. Highly stable and robust mullite whisker/silica aerogels with exceptional high-temperature resistance[J]. *ACS Applied Nano Materials*, 2024, 7(8): 9147-9185.
- [37] 张明娣, 高海军, 罗李娜, 等. 碳化硅-金属四层膜结构的红外隐身性能研究[J]. *火箭军工程大学学报*, 2025, 39(1): 76-83.
- [38] Zhang Mingdi, Gao Haijun, Luo Lina, et al. Infrared-stealth performance of a four-layer silicon carbide metal film structure[J]. *Journal of Rocket Force University of Engineering*, 2025, 39(1): 76-83.
- [39] Zhou Sicong, Hou Ying, Xiang Guifeng, et al. A dual-modified chitosan-derived silica composite aerogel with simultaneous improvement of mechanical, flame retardancy, and thermal insulation properties[J]. *Polymers*, 2025, 17(23): 3162.
- [40] 王心怡, 罗发, 巩学慧, 等. C/C 复合材料表面低红外发射率薄膜研究[J]. *火箭军工程大学学报*, 2024, 38(5): 33-41.
- [41] Wang Xinyi, Luo Fa, Gong Xuehui, et al. Study of low infrared emissivity films on the surface of C / C composite[J]. *Journal of Rocket Force University of Engineering*, 2024, 38(5): 33-41.
- [42] Zhang Xuan, Yu Jianyong, Zhao Cunyi, et al. Elastic SiC aerogel for thermal insulation: a systematic review[J]. *Small*, 2024, 20(32): 2311464.

Preparation and Thermal Protective Performance of Silicon Carbide/ Aluminum Silicate Fiber-Reinforced Silica/Aramid Aerogel Composites

MA Yinwei, WANG Liang*, YANG Shihao, LI Hao, LIANG Junhao, DONG Jiangtao

(School of Materials Engineering, Xi'an Polytechnic University, Xi'an 710048, China)

ABSTRACT: Flexible aerogels are prone to breakage and collapse under high-temperature stress. To solve this problem and synergistically enhance both the mechanical strength and high-temperature thermal insulation performance, a multi-level reinforced composite thermal protection material was proposed and constructed. First, aramid fiber felt was utilized as the macroscopic load-bearing skeleton, and a sol-gel method combined with an atmospheric pressure gradient drying process was employed to in-situ generate a silica (SiO_2) aerogel within this skeleton. Consequently, aluminum silicate fiber (ASF) and silicon carbide (SiC) particles were introduced to construct a multidimensional reinforcement network. The effects of these modified fillers on the micro-morphology, dynamic mechanical response, and high-temperature heat transfer mechanism of the composite were systematically investigated. The results show that the introduction of multidimensional fillers do not alter the amorphous structure of the aerogel, and the system maintains excellent hydrophobicity. The three-dimensional physical bridging structure constructed by the ASF significantly improved the comprehensive performance of the material, which has a maximum tensile strength of 1.80 MPa, low thermal conductivity at room temperature of $0.020 \text{ W}/(\text{m} \cdot \text{K})$, and thermal protective performance index of $1055.4 \text{ kW} \cdot \text{s}/\text{m}^2$. The SiC particles enhanced the infrared radiation shielding effect, reducing the vibration mass loss rate of the material to 1.38%. After being continuously burned by a 600°C external flame for 60 s, no open flames are generated in any part of the composite sample, and the SiC doping effectively inhibits the high-temperature thermal shrinkage of the material and reduces the carbonization area. The results of this study provide a material selection basis for the design of thermal-protection materials with both mechanical toughness and high-efficiency thermal insulation performance under extreme thermodynamic conditions.

KEYWORDS: silica aerogel composites; aramid fiber; thermal insulation material; flame retardant

(编辑: 吴文冬)