第 54 卷第 3 期
2026 年 3 月

硅 酸 盐 学 报
JOURNAL OF THE CHINESE CERAMIC SOCIETY

Vol. 54，No. 3
March，2026

http://jccsoc.cbpt.cnki.net

DOI：10.14062/j.issn.0454-5648.20250537

综 合 评 述

纳米多孔氧化铝隔热材料研究进展

刘阳明，冯军宗，姜勇刚，李良军，胡艺洁，冯 坚

(国防科技大学，空天科学学院新型陶瓷纤维及其复合材料重点实验室，长沙 410073)

摘 要：纳米多孔氧化铝隔热材料主要包括氧化铝气凝胶隔热材料和纳米氧化铝压制隔热材料等，其具有低密度、低热导率、耐高温的特点，在工业及航空航天等领域具有广阔的应用前景。氧化铝气凝胶隔热材料目前主要通过溶胶凝胶法结合干燥技术进行制备，研究方向聚焦在前驱体合成、干燥方式以及增强体/遮光剂复合的优化等方面，而纳米氧化铝压制隔热材料则主要采用干法和湿法成型 2 种工艺进行制备，研究重点在于保证隔热材料较低密度的同时实现其热导率低、耐高温和力学性能的提升。本文综述了纳米多孔氧化铝隔热材料在制备工艺及性能提升方面的研究进展，对存在的问题进行了分析，展望了未来的研究方向。

关键词：氧化铝；隔热材料；气凝胶；制备工艺
中图分类号：TQ170.1　　**文献标志码**：A　　**文章编号**：0454–5648(2026)03–1133–15
网络出版时间：2026–01–28

随着高速飞行器的飞行速度与时间的提高，其表面承受的气动热环境越加恶劣，而传统陶瓷纤维复合材料[1, 2]、隔热瓦(砖)[3, 4]等高温隔热材料存在热导率高、密度大等问题，难以满足航空航天等领域对热防护材料轻量化与高效隔热的需求。因此，具有低密度、低热导率和耐高温等性能特点的纳米多孔隔热材料成为当前研究的热点之一。

纳米多孔隔热材料[5, 6]是基于纳米级孔隙结构实现高效隔热的功能材料，其核心机理[7, 8]在于均匀的纳米孔及多级分形孔结构可以有效阻止空气对流，降低热辐射和热传导。以气凝胶隔热材料为例，根据纳米多孔隔热材料定义，气体传热主要由材料的孔隙尺寸调控，高比表面积是气凝胶隔热的核心，比表面积增大，孔隙内壁面积增大，单位体积内固相减少、气相增多，导致孔隙率升高，其纳米孔隙能抑制空气分子自由流动，显著降低热对流，导致热导率下降。热传导主要体现在固态结构上，高比表面积意味着更密集的纳米骨架结构，热量在固体骨架中需经过更长的弯曲路径，显著延缓热传导，进而降低热导率。热辐射一般是通过阻隔实现，高比表面积形成密集的孔隙界面，通过散射和反射红外辐射，将辐射传热降至最低，因此，降低了热导率。

纳米多孔氧化铝隔热材料由纳米级氧化铝颗粒构建的三维网络骨架构成，内部充满大量封闭或半封闭气孔，孔隙率高，因而具有低密度、低热导率、耐高温的优势。纳米多孔氧化铝隔热材料按照原料和制备方式可以分为氧化铝气凝胶隔热材料和纳米氧化铝压制隔热材料，主要差异在于氧化铝气凝胶隔热材料以溶液体系结合不同的干燥方式制备，而纳米氧化铝压制隔热材料以粉体为原料压制获得。氧化铝气凝胶隔热材料主要包括纯氧化铝气凝胶和纤维增强氧化铝隔热复合材料 2 类，纳米氧化铝压制隔热材料主要包括干法成型和湿法成型 2 类。氧化铝气凝胶[9, 10]隔热材料是通过不同的铝盐前驱体为原料，经过溶胶凝胶法结合不同的干燥技术制备而成，而纳米氧化铝压制隔热材料是一种基于纳米级氧化铝粉体颗粒连接形成的多孔隔热材料，通过其独特的微观结构和理化特性实现高效隔热性能，一般以纳米氧化铝粉体为原料，利用干法或湿法成

收稿日期：2025–07–08。　修订日期：2025–09–09。
基金项目：湖南省自然科学基金(2025JJ20045)；重点实验室基金(6142907230101)。
第一作者：刘阳明(1996—)，男，硕士研究生。
通信作者：冯军宗(1983—)，男，博士，副研究员。

Received date: 2025–07–08.　**Revised date:** 2025–09–09.
First author: LIU Yangming (1996–), male, Master candidate.
E-mail: liuyangming_2014@163.com
Correspondent author: FENG Junzong (1983–), male, Ph.D., Associated Professor.
E-mail: junzongfeng@nudt.edu.cn

型的方式制备而成。当前关于氧化铝气凝胶隔热材料的研究主要聚焦在前驱体选择、溶胶凝胶调节、干燥方式改进及复合材料优化等方面，国内外研究已经十分广泛，而纳米氧化铝压制隔热材料的制备及性能提升等相关研究相对较少。

本文主要探讨了过去 5 年中氧化铝气凝胶隔热材料与纳米氧化铝压制隔热材料这 2 类纳米多孔氧化铝隔热材料的研究进展，涉及其制备工艺、性能提升等相关研究，并对其发展趋势进行了展望，以期为未来的研究方向提供参考。

1 氧化铝气凝胶隔热材料

氧化铝气凝胶的制备过程主要包括溶胶、凝胶、老化和干燥等步骤，图 1 为氧化铝气凝胶隔热复合材料的制备工艺路线图。由图 1 可见，氧化铝气凝胶制备时通常先将铝盐转化为溶液或溶胶，然后经过化学反应形成凝胶，最后将其干燥处理获得氧化铝气凝胶。该过程以溶胶凝胶法为核心，结合不同的干燥技术，以保持纳米多孔网络结构。以下将从溶胶凝胶过程开始介绍氧化铝气凝胶的研究现况。

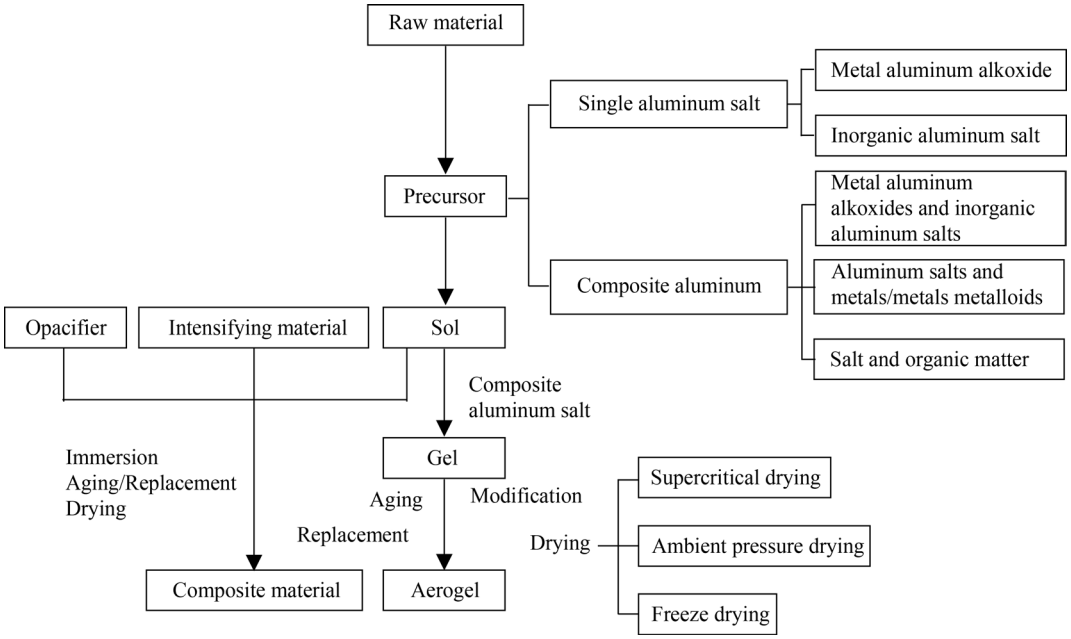


图 1 氧化铝气凝胶隔热复合材料的制备工艺路线图

Fig. 1 Preparation process roadmap of alumina aerogel thermal insulation composites

1) 溶胶凝胶法。

溶胶凝胶过程是前驱体通过水解和缩聚反应形成三维纳米网络结构，这一过程分为 2 个阶段：首先是溶胶形成，前驱体在溶剂中水解生成纳米颗粒或聚合成链状物质，形成均匀分散的溶胶体系或通过胶溶作用重新分散成溶胶；而后是凝胶转化，溶胶中的纳米颗粒之间通过缩聚反应交联成连续的骨架，液相填充于孔隙中形成湿凝胶。溶胶凝胶过程是制备氧化铝气凝胶的重要步骤，其关键在于铝盐的水解与缩聚反应，形成三维网络结构的凝胶。水解反应是在水及催化剂(如酸或碱)的作用下，铝盐发生水解生成氢氧化铝或其水合物。随后，水解产物之间发生缩聚反应，通过铝—氧—铝(Al—O—Al)键的形成构建出三维网络结构的凝胶。铝盐的选择可以分为单一铝盐和复合铝盐 2 类。不同铝盐的水解与缩聚反应活性存在差异，这将直接影响凝胶的形成及最终气凝胶的性能，如表 1 所示。

单一铝盐是指仅由铝离子(Al^{3+})与单一酸根离子直接结合而成的化合物，不含其他金属离子、聚合物或复合成分，包括异丙醇铝[11, 12](AIP)、仲丁醇铝[13, 14](ASB)等有机铝醇盐，以及硝酸铝[10](Al $(NO_3)_3$)、氯化铝[15–17] ($AlCl_3$)等无机铝盐。有机铝醇盐[11–14]的反应活性较高，水解和缩聚反应的速率较快，与水反应生成氢氧化铝溶胶，一般需通过螯合剂(如乙酰丙酮等)形成稳定络合物，延缓水解速率，以避免团聚，但若水解不完全或过度水解，则导致生成乳白色的浑浊液体或沉淀。因此，需精确调控水与铝醇盐的摩尔比及温度等因素，使用螯合剂通过配位键与 Al^{3+}形成稳定的六元环络合物，可以延缓水解时间和速率，形成稳定均匀的溶胶。而无机铝盐[10, 15–16]的反应活性相对有机铝醇盐较低，需要通过调节反应条件控制反应进程，无机铝盐水解生成水合离子(Al^{3+})，反应剧

烈且容易快速沉淀，可以通过添加环氧氯丙烷[15, 16]调节 pH、控制反应温度等手段抑制过度水解，并采用高分子络合剂限制离子扩散。与有机铝醇盐不同的是，无机铝盐使用环氧化物来调节 pH，以促进凝胶化，原因在于环氧化物在与水反应时会发生水解开环反应，生成相应的醇或酸性物质，这一过程能够缓慢释放质子(H^+)或羟基(—OH)，避免体系中酸碱度的剧烈波动。通过原位水解生成的弱酸/碱性物质，可实现体系酸碱度的动态平衡，减少溶胶中颗粒聚集。在酸/碱催化下，环氧化物开环反应的速率与无机铝盐水解速率形成动态匹配。环氧化物及其水解产物可作为络合剂，与 Al^{3+}形成稳定的六元环络合物，限制金属离子的无序缩聚，引导反应向形成三维网络结构的方向进行。

表 1　氧化铝气凝胶隔热材料性能参数汇总

Table 1　Summary of performance parameters of alumina aerogel insulation materials

Raw materials/Precursors	Method of drying	Density/(g·cm^{-3})	S_{BET}/(m^2·g^{-1})	Thermal conductivity/(W·m^{-1}·K^{-1})	Reference
$Al(NO_3)_3$	Ambient pressure drying	0.108	519		[10]
AIP/ASB	Supercritical drying (C_2H_5OH)		250–95 (300–1300 ℃)		[11]
AIP/ASB	Rapid supercritical extraction (RSCE)	0.025–0.079	460–840		[12]
ASB	Supercritical drying (C_2H_5OH)		74–104		[13]
ASB	Supercritical drying (C_2H_5OH)	0.181	690	0.028 0.065(400 ℃)	[14]
$AlCl_3$	Supercritical drying (CO_2)	0.08–0.09	335–406		[15]
$AlCl_3$	Supercritical drying (CO_2)	0.066–0.078	630–764		[16]
$AlCl_3$	Supercritical drying (CO_2)	0.065–0.121	464–859		[17]
$AlCl_3$/ASB	Supercritical drying (C_2H_5OH)	0.08–0.2	667 105 (1300 ℃)	0.04–0.057	[18]
$AlCl_3$/TEOS	Supercritical drying (C_2H_5OH)	0.05–0.1	512 120 (1200 ℃)		[19]
ASB/TEOS	Supercritical drying (C_2H_5OH)	0.243	575 (800 ℃) 120 (1200 ℃)		[20]
$AlCl_3$/TEOS	Supercritical drying (C_2H_5OH)	0.042	283 (1200 ℃)	0.035	[21]
ASB/TMMOS(MTMS)	Ambient pressure drying	0.17	428		[22]
$AlCl_3$/TEOS/TMCS	Ambient pressure drying	0.453	495		[23]
$AlCl_3$/$Cr(NO_3)_3$	Rapid supercritical extraction (RSCE)	0.21±0.3	570		[24]
$Al(NO_3)_3$/TEOS /$La(NO_3)_3$	Supercritical drying (C_2H_5OH)	0.24	60/147(Si)/ 114(La)–1200 ℃	0.09 (1000 ℃)	[25]
$AlCl_3$/$LaCl_3$	Supercritical drying (C_2H_5OH)	0.1	282 (1000 ℃)		[26]
$AlCl_3$/YCl_3	Supercritical drying (C_2H_5OH)	0.203	455	0.016	[27]
$AlCl_3$/CTS/TEOS	Ambient pressure drying	0.256	422	0.116	[28]
$AlCl_3$/$C_6H_6O_2$/CH_2O	Supercritical drying (CO_2)	0.12–0.18	548 (1500 ℃)	0.033–0.049	[29]
$AlCl_3$/AIP/PVA	Freeze drying	0.129		0.047–0.068	[30]
$AlCl_3$/CMC	Ambient pressure drying	0.21	88		[31]
γ-AlOOH/PSNB	Freeze drying	0.112	518	0.039	[32]
LBFA	Ambient pressure drying		810	0.023	[33]
SAD	Ambient pressure drying	0.25–0.33	148–230		[34]

使用有机铝醇盐作为前驱体制备氧化铝气凝胶的过程复杂且原材料成本高，水解缩聚过程难以控制，且溶胶凝胶过程需在酸性或碱性催化条件下进行，对温度等环境因素极为敏感，导致反应过程难以精确把控，而采用无机铝盐作为前驱体制备氧化铝气凝胶则通过简化工艺获得完整的块体气凝胶，原材料成本较低，但制备周期较长。

复合铝盐作为前驱体是指通过组合不同铝源(有机/无机铝盐)或与其他功能性物质复合，以优化溶胶-凝胶过程及最终材料性能的铝盐体系。其核心目的是解决单一铝盐制备中的缺陷(如开裂、相变、热稳定性差等)，包括金属铝醇盐与无机铝盐，铝盐与金属或类金属元素，铝盐与有机物等。以金属铝醇盐与无机铝盐作为共前驱体制备氧化铝气凝胶，可以利用金属铝醇盐[18]提供可控水解的有机铝源，再与无机铝盐产生的酸性环境进行反应。Wang 等[18]

采用氯化铝与仲丁醇铝共前驱体交联法制备 Al_2O_3 气凝胶，其中氯化铝为仲丁醇铝提供酸性环境，二者在凝胶化过程中形成互穿的链状结构，其制备流程和交联反应过程如图 2 所示。所得到的气凝胶具有高比表面积(667 $m^2 \cdot g^{-1}$)、低密度(0.08~0.22 $g \cdot cm^{-3}$)以及低热导率(0.04~0.057 $W \cdot m^{-1} \cdot K^{-1}$)。该方法与以单一无机铝盐为前驱体制备氧化铝气凝胶相比，避免了使用螯合剂，简化了工艺流程。

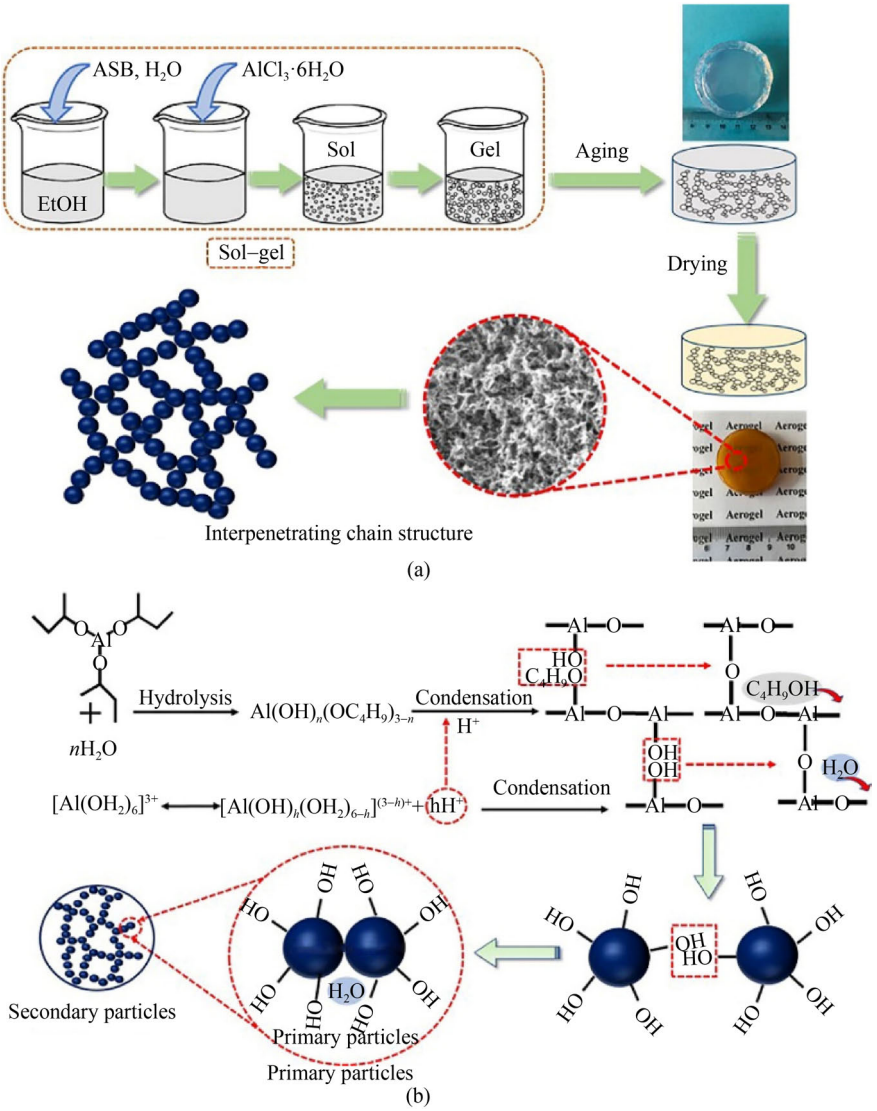


图 2 氧化铝气凝胶制备过程(a)和共前驱体交联反应(b)的示意图[18]

Fig. 2 Schematic diagram of alumina aerogel preparation process (a) and co-precursor crosslinking reaction (b)[18]

铝盐与金属或类金属元素复合是指以铝盐与其他金属或类金属盐形成共前驱体制备氧化铝气凝胶，可以将不同的金属或类金属元素掺杂到纯氧化铝气凝胶中。金属或类金属元素以金属或类金属盐为主，包括四乙氧基硅烷(TEOS)、甲基三甲氧基硅烷(TMMOS/MTMS)、三甲基氯硅烷(TMCS)、钛酸四正丁酯(TBOT)等。纯氧化铝气凝胶在高温(超过 1000 ℃)条件下容易发生相变，这一过程会导致氧化铝气凝胶比表面积显著下降和孔隙结构的破坏。研究表明，掺入如 Si[19–23]、Cr[24]等金属或类金属元素能够有效抑制氧化铝的相变，并保持其长期稳定性。通常使用硅盐和铝盐等作为共前驱体来制备 SiO_2–Al_2O_3 复合气凝胶，包括有机—无机共前驱体和原位掺杂等。原位掺杂[19–23]是在材料生长过程中同步进行掺杂，通过调控反应条件，使掺杂原子与基体材料能够同时结合，从而实现原子之间的协同作用。在对前驱体进行原位掺杂元素时，必须控制反应过程，以避免金属前驱体与凝胶之间发生相分离。当前，硅元素的引入是氧化铝气凝胶原位掺杂研究的主要方向之一，硅掺杂能够形成铝—氧—硅(Al—O—Si)键，增强网络骨架的刚性，提高氧化铝气凝胶在高温(1000 ℃以上)下的比表面积，形成的

气凝胶纳米孔结构，能够有效阻止热传导和对流，降低气凝胶的热导率，提升高温隔热性能。Peng 等[25]在氧化铝气凝胶中引入 Si 或 La 元素，显著提升了其高温热稳定性。实验表明，掺杂后的气凝胶在 1300 ℃仍能保持高比表面积(92 $m^2 \cdot g^{-1}$)和孔体积(0.572 $cm^3 \cdot g^{-1}$)，并有效抑制了 α-Al_2O_3 相变，经 1100 ℃处理的 Si 掺杂 Al_2O_3 气凝胶仍维持较低热导率(0.09 $W \cdot m^{-1} \cdot K^{-1}$)。

除常见的硅元素掺杂外，稀土元素(如 La[25, 26]、Y[27]等)掺杂也是研究的热门方向，其原理是通过与稀土元素形成新的化合物，延缓氧化铝晶型转变。形成这种现象的主要原因是稀土元素(Y^{3+}、La^{3+})与铝原子半径差异较大(如 Y^{3+}半径 0.90 Å，La^{3+}半径 1.69 Å *vs* Al^{3+}半径 0.54 Å)，更倾向于在晶界或晶格间隙处富集，阻碍晶界迁移和晶粒生长，并与氧化铝反应生成热稳定性更高的复合氧化物(如 $LaAlO_3$ 钙钛矿型化合物等)。Sun 等[26]通过溶胶凝胶法制备掺杂不同浓度氧化镧的氧化铝复合气凝胶。研究发现，在 1000 ℃煅烧 2 h 后，掺杂 10% (质量分数)氧化镧的样品仍保持非晶态，比表面积为 282 $m^2 \cdot g^{-1}$，远高于纯氧化铝气凝胶(在 1200 ℃条件下比表面积为 185 $m^2 \cdot g^{-1}$)，未掺杂的样品在相同温度下仅为 32 $m^2 \cdot g^{-1}$。掺杂氧化镧的气凝胶在高温(800 ℃)下热导率为 0.032 $W \cdot m^{-1} \cdot K^{-1}$，较未掺杂的样品降低 23%。由于氧化镧与氧化铝形成铝酸镧，增强气凝胶骨架，使抗压强度提高至 1.8 MPa(未掺杂样品为 0.7 MPa)，氧化镧的掺杂显著提高了气凝胶的比表面积、隔热性能和力学性能。

铝盐与有机物复合是指以铝盐与有机物作为共前驱体制备氧化铝复合气凝胶，可以将两者的优势相结合，使复合气凝胶展现出更优异的性能。纯氧化铝气凝胶存在脆性高、易碎裂的问题，而聚合物[28–32](如聚乙烯醇[30](PVA)、羧甲基纤维素[31](CMC)、聚硼硅氮烷(PSNB)、壳聚糖(CTS)、微晶纤维素(MCC)等)的柔性结构可显著提升材料的力学、吸波性能，同时其作为模板可以调控孔分布，形成更均匀的孔结构。Jiang 等[32]通过将聚合物衍生的硅硼碳氮(SiBCN)气凝胶与勃姆石溶胶浸渍相结合的方法，成功制备了硅硼碳氮—氧化铝复合气凝胶，制备流程如图 3 所示。这种材料在 1200 ℃经过 2 h 的热处理后，其线性收缩率仅为 6.5%，热导率低至 0.039 $W \cdot m^{-1} \cdot K^{-1}$，且密度为 0.112 $g \cdot cm^{-3}$。此外，其电磁波吸收性能也十分出色，最小反射损耗达到 –48.6 dB，有效带宽为 5.8 GHz。

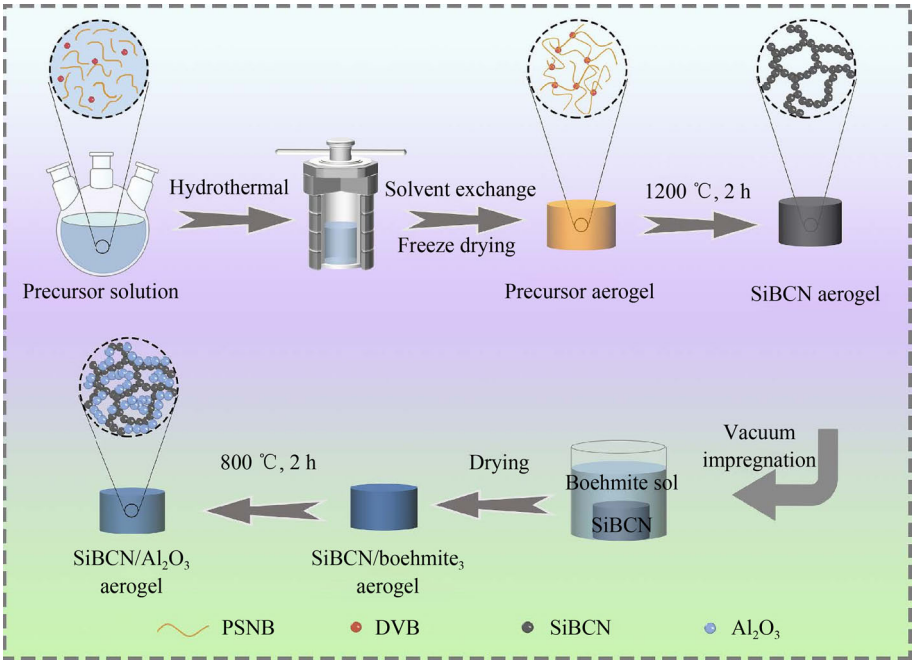


图 3　$SiBCN/Al_2O_3$ 复合气凝胶制备过程图[32]

Fig. 3　Preparation process diagram of $SiBCN/Al_2O_3$ composite aerogels[32]

除上述的前驱体外，研究者还对粉煤灰[33](LBFA)、铝渣[34](SAD)等工业废料进行预处理得到铝盐溶液，将其作为氧化铝气凝胶的前驱体。工业废料相较于传统高纯度前驱体(如铝醇盐等)，具有显著的经济优势，在保护环境的同时实现了资源循环利用。

2) 老化/干燥。

湿凝胶形成后稳定性不足，需要在一定条件

(如特定溶剂环境、温度或时间等)下进行结构优化，该过程被称为老化。这一步骤通过调控凝胶网络中的羟基缩合和颗粒间交联，增强凝胶稳定性。凝胶的老化是连接溶胶凝胶过程与干燥成型的关键桥梁，促进了凝胶颗粒间的二次缩合反应，形成了更粗壮的网络结构，减少了干燥时应力收缩，防止开裂。通过浸泡在乙醇等溶剂中进行多次置换的手段，可以减少毛细管力对纳米孔的破坏，保持高孔隙率和低密度。

干燥过程是制备氧化铝气凝胶的重要环节，其主要目的是去除凝胶中的溶剂，保持网络结构。氧化铝气凝胶的干燥方法主要包括超临界干燥[11–13, 15-21, 25–27, 29]、常压干燥[10, 22–23, 28, 31, 33–35]和冷冻干燥[30, 32]。超临界干燥利用超临界流体(如乙醇、二氧化碳)的独特特性，在超临界状态下，气液界面消失，形成既具气体扩散性又具液体溶解能力的超临界流体，其表面张力为零，从而避免表面张力导致的气凝胶结构坍塌。以乙醇[11–13, 18–21, 25–27]作为干燥介质，将水凝胶通过溶剂置换转化为醇凝胶，在高压反应釜中加热至超临界状态，缓慢释放压力，形成气凝胶，该过程工艺简单，但需要高温高压的环境，且乙醇有易燃易爆的安全风险。以二氧化碳[15–17, 29, 36]作为干燥介质，先用有机溶剂将水凝胶中的水置换出来，再用液态 CO_2 置换有机溶剂，最后超临界干燥，获得气凝胶。该过程是一个物理作用过程，相比乙醇超临界干燥，无毒，安全性高，但需要多次置换，流程繁琐，操作复杂，耗时长。常压干燥[10, 22–23, 28, 31, 33–34]则通过对凝胶进行表面改性等处理，使用低表面张力的溶剂(如乙醇、丙酮)替换孔隙中的高表面张力溶剂(如水)，以降低干燥过程中毛细管力对气凝胶结构的破坏，从而实现常压下的干燥。冷冻干燥[30, 32]则通过控制溶剂的结晶和升华过程来保留纳米多孔结构。

除了上述干燥方式，还有一些新的干燥方法，如快速超临界萃取[14, 24](RSCE)，基于传统超临界流体萃取(SFE)技术优化的一种高效分离方法，将萃取技术与气凝胶干燥工艺相结合，利用超临界流体(如 CO_2)的高扩散性和强溶解能力，直接萃取凝胶孔隙内的溶剂，避免传统干燥中毛细管力导致的结构坍塌，通过改进工艺参数、介质选择等，显著缩短萃取周期，提升效率。Fitzgerald 等[24]采用共前驱体环氧化物辅助合成法结合快速超临界萃取技术(RSCE)制备 Cr_2O_3–Al_2O_3 气凝胶，制备流程如图 4 所示。形成的复合气凝胶的密度为 0.21 $g·cm^{-3}$，比表面积为 570 $m^2·g^{-1}$。

氧化铝气凝胶隔热材料主要采用溶胶凝胶法结合不同的干燥技术进行合成，但所获得的气凝胶在高温隔热和力学性能上存在不足，限制了其实际应用。为了解决这些问题，常采用相应的复合策略来制备氧化铝气凝胶隔热复合材料。

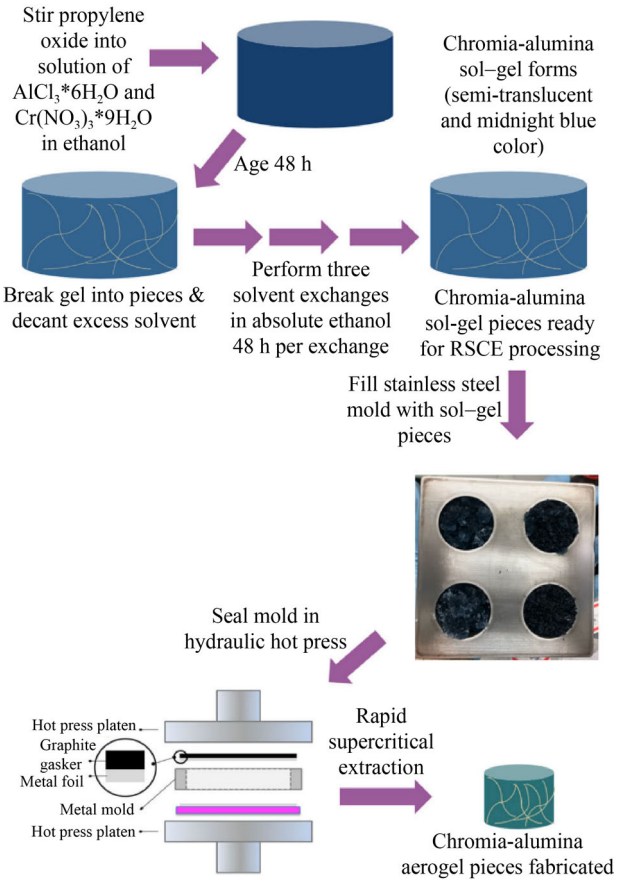


图 4 快速超临界萃取技术(RSCE)制备 Cr_2O_3–Al_2O_3 气凝胶流程图[24]

Fig. 4 Flow chart of Cr_2O_3–Al_2O_3 aerogel prepared by rapid supercritical extraction (RSCE)[24]

3) 增强体/遮光剂复合。

采用增强体复合是当前提升氧化铝气凝胶隔热材料力学性能的主要研究方向，而遮光剂掺杂主要解决氧化铝气凝胶隔热材料在高温下的辐射传热问题，其核心作用是抑制高温辐射传热，提升材料在高温环境下的隔热性能，表 2 汇总了近年来文献中的氧化铝气凝胶隔热复合材料性能参数。

纯氧化铝气凝胶因具有高孔隙率、低密度及优异的隔热性能而受到广泛关注，但其脆性大和力学强度低的缺点限制了其实际应用，因此通过引入增强材料来制备氧化铝气凝胶隔热复合材料。增强体复合是指通过引入增强材料(如纤维、颗粒、晶须等)

与气凝胶基体结合，以改善其力学性能、热稳定性或功能特性的技术手段。增强体与气凝胶基体结合可以形成具有互穿网络或梯度结构，其原理一般是通过物理或化学方式将增强体嵌入气凝胶骨架中，弥补气凝胶自身力学性能差、易碎裂等缺陷。常用的方法是对增强体预制件与氧化铝溶胶进行浸渍处理。在气凝胶复合材料中，无机纤维是常见的增强体，包括天然矿物纤维和合成无机纤维。

表 2　氧化铝气凝胶隔热复合材料性能参数汇总

Table 2　Summary of performance parameters of alumina aerogel thermal insulation composite materials

Raw materials/Precursors	Intensifying material	Density/ ($g\cdot cm^{-3}$)	S_{BET}/($m^2\cdot g^{-1}$)	Thermal conductivity/ ($W\cdot m^{-1}\cdot K^{-1}$)	Mechanical property	Reference
$AlCl_3$/TBOT	Magnesium silicate fiber	0.109	650	0.136 (1000 ℃)	0.17 MPa (Compressive strength)	[37]
Coal gangue	Aluminum silicate fiber	0.26	416	0.047 0.071 (1200 ℃)		[38]
$AlCl_3$/PVA	Sepiolite fibers	0.13–0.17	168–452		250 kPa (3.5%yield strength)	[39]
$AlCl_3$	ATP		242		75.44 MPa (Compressive strength)	[40]
$AlCl_3$	Pal	0.07–0.1	343–591	0.143	1.6 MPa(Young's modulus)	[41]
SiO_2 dispersion/ Hydroxypropyl methyl cellulose	Alumina fiber	0.01		0.029	36 kPa (80% Compressive strength)	[42]
$Al(NO_3)_3$/MTES	Quartz fiber	0.088	346–387 (1000 ℃)	0.035 0.054 (1200 ℃)		[43]
$AlCl_3$/TEOS	Quartz fiber	0.36	580 113 (1100 ℃)	0.049	0.85 MPa (Compressive strength)	[44]
$Al(NO_3)_3$/TEOS	Mullite fiber	0.118		0.029	0.6 MPa (9%Compressive strength)	[45]
ASB/TMEO	Mullite fiber felt/TiO_2		154	0.118 (1200 ℃)		[46]
ASB/TEOS	Mullite fiber felt	0.36	522	0.036–0.043 0.082 (1200 ℃)	0.31 MPa (10%Compressive strength)	[47]
$AlCl_3$/ASB	Mullite fiber	0.12–0.33	261–423	0.032–0.050	16.04 MPa (80%Compressive strength)	[48]
$AlCl_3$/TEOS	Mullite fiber	0.24–0.41	697 613	0.034 0.081(1000 ℃)	0.41 MPa (10%Compressive strength)	[49]
$AlCl_3$	Mullite fiber	0.04–0.27	42–138	0.033	1.08 MPa (Bending strength)	[50]
$Al(NO_3)_3$/TiO_2/SiC	SiO_2 fiber felt	0.19	317.25	0.022 0.025 (600 ℃)		[51]
ASB/ETMS/TiO_2	Mullite fiber felt	0.22–0.39	304 139 (1200 ℃)	0.055 0.168 (1000 ℃)	3.58 MPa (Young's modulus)	[52]
$AlCl_3$/TEOS/TiO_2/ZrO_2	Mullite fiber felt	0.21–0.24	540–856 332–496 (800 ℃)	0.085 (TiO_2) 0.076 (ZrO_2)	0.98–1.26 MPa (Bending strength)	[53]
AIP/$C_6H_6O_2$/CH_2O	Mullite fiber felt	0.23–0.31		0.055 (1200 ℃)	4.89 MPa (10%Compressive strength)	[55]
ASB/TEOS	Zirconia fiber felt	0.2–0.38		0.03–0.031 0.031 (1100 ℃)	0.44 MPa (10%Compressive strength) 2.1 MPa(Bending strength)	[56]
SiO_2 sol	Alumina fiber/PVA			0.021–0.023	2.82–4.20 MPa (Compressive strength)	[57]
Alumina sol/MTMS	ANFs/Alumina fiber	0.017		0.052	0.011 MPa (60%Compressive strength)	[58]
MTMS/Nano-Al_2O_3		0.015		0.03	250 kPa (80%Compressive strength)	[59]
TEOS/$Al(NO)_3$/AIP		0.006		0.022	21.15 kPa (80%Compressive strength)	[60]

天然矿物纤维[37–41]是指从天然矿物或岩石中直接提取或加工而成的纤维材料，包括海泡石[39]、硅酸镁[37]、硅酸铝纤维[38]、凹凸棒石[40](ATP)、坡缕石[41](Pal)等。以硅酸铝纤维[38]为例，其是以 SiO_2、Al_2O_3 为主要成分的无机纤维材料，通常由高岭土、氧化铝、硅石等原料按一定比例混合后高温熔融制

成，长期使用温度可达 800~1000 ℃，由于氧化铝气凝胶的耐温性在 1000 ℃左右，硅酸铝纤维与氧化铝气凝胶的协同作用可以阻碍 γ-Al_2O_3 向 α-Al_2O_3 的相变，从而提高氧化铝气凝胶隔热复合材料的耐温性。

合成无机纤维[42–50]是以合成无机物为原料制成的纤维，包括氧化铝[42]、石英[43, 44]、莫来石[45–50]、芳纶纤维(ANFs)等。以莫来石纤维为例，其由 Al_2O_3 和 SiO_2 按一定的比例制备而成，特殊的成分比例赋予其卓越的高温稳定性，有效抑制了基体在高温(1000 ℃以上)下的烧结收缩，相较于石英纤维等材料显著提升了热稳定性。同时，莫来石纤维与氧化铝基体的热膨胀系数高度匹配，显著降低了界面热应力，使得复合材料的抗热震性能优于其他纤维增强体系，因此在氧化铝气凝胶隔热复合材料的制备中得到了广泛应用。Li 等[49]通过原位分层聚合策略制备莫来石纤维增强 SiO_2–Al_2O_3 气凝胶隔热复合材料，其制备原理如图 5 所示。该材料利用优先聚合的 Al—O—Al 网络与后续形成的硅—氧—硅(Si—O—Si)网络的协同作用，克服了传统疏水改性和机械脆性的局限性。通过添加莫来石纤维构建支撑框架，纳米气凝胶基体有效抑制了热扩散，最终材料展现出高强度(0.41 MPa 压缩强度)、优异的抗疲劳性(经过 1000 次循环后仅有 2.39%的塑性变形)以及低热导率(在 25 ℃时为 0.034 $W·m^{-1}·K^{-1}$)。

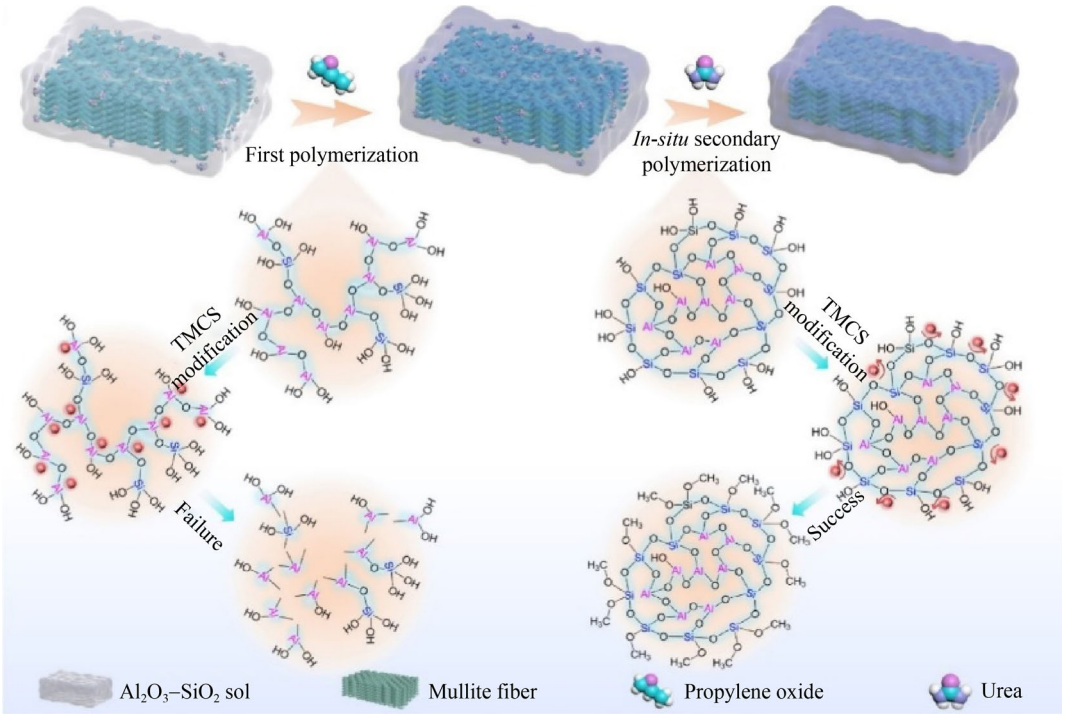


图 5 莫来石纤维增强 SiO_2–Al_2O_3 气凝胶隔热复合材料制备原理图[49]

Fig. 5 Preparation principle diagram of mullite fiber reinforced SiO_2–Al_2O_3 aerogel thermal insulation composite material[49]

遮光剂掺杂[51–53]是指向气凝胶基体内引入可以吸收或散射红外辐射能的粉体颗粒[如二氧化钛[51–53] (TiO_2)、碳化硅[51](SiC)等]，抑制高温(600 ℃以上)环境下的辐射传热，从而提升气凝胶隔热性能的技术手段。其核心是弥补纯气凝胶对近红外辐射(波长<8 μm)的高透过性缺陷[53]，避免高温隔热性能较差、高温下辐射热导率高。通过增强体复合制备出的氧化铝气凝胶隔热复合材料在力学性能上有很大的提升，但增强体的加入会导致固含量升高、密度增大、孔隙率降低，因而其纳米多孔结构在高温下(>1000 ℃)易发生辐射传热效果变强，导致隔热性能变差。原因在于辐射传热无需介质，在真空或低密度气体(如高温环境)中成为唯一传热方式，而热传导/热对流[53]依赖分子碰撞。氧化铝气凝胶对近红外波段的辐射几乎透明，高温下辐射传热占主导，显著削弱了隔热效果，因此，掺入遮光剂主要通过散射与吸收红外辐射等机制[53]降低辐射热导率。Wang 等[54]针对氧化铝气凝胶—纤维—遮光剂复合材料的隔热性能，基于真实微观结构开发了一种分析模型。该模型综合考虑了气凝胶中的固体、气体及固—气耦合传热，纤维与遮光剂颗粒的固体传热，以及三者之间的辐射传热。通过实验数据验证了模

型的准确性，揭示了固—气耦合传热机制，并指出气体传热与固体及辐射传热相当。模型进一步分析了纤维直径、体积分数等参数对复合材料隔热性能的影响，为高温隔热材料的设计提供了理论依据。Wen 等[51]将红外遮光剂负载于氧化硅纤维毡增强氧化铝气凝胶隔热复合材料，研究了 2 种遮光剂的含量对材料隔热性能的影响。实验结果显示，氧化钛和碳化硅的最佳掺杂比例分别为 10% (摩尔分数)和 0.5%。优化后的氧化钛负载氧化铝气凝胶隔热复合材料在 35 ℃和 600 ℃下的热导率分别为 0.021 $W·m^{-1}·K^{-1}$ 和 0.031 $W·m^{-1}·K^{-1}$，而碳化硅负载的材料在相同温度下的热导率更低，分别为 0.022 $W·m^{-1}·K^{-1}$ 和 0.025 $W·m^{-1}·K^{-1}$。

虽然通过掺杂 TiO_2、SiC 等遮光剂可以降低材料的高温热导率，提升高温隔热性能，但掺杂后的溶胶可能发生沉降、团聚等现象。Liu 等[55]通过原位纳米掺杂的遮光碳层、多孔氧化铝骨架和定向纤维的协同作用，成功制备了纤维增强的氧化铝—碳核壳气凝胶隔热复合材料，其原理示意图如 6 所示。该复合材料具有极低的密度(0.23~0.31 $g·cm^{-3}$)、优异的机械性能(在 10%应变下压缩强度为 4.89 MPa)以及超低的碳化收缩率(低至 1.33%)。其高温热导率(0.055 $W·m^{-1}·K^{-1}$)显著优于现有的气凝胶复合材料，并在 1800 ℃下展现出卓越的热防护性能。

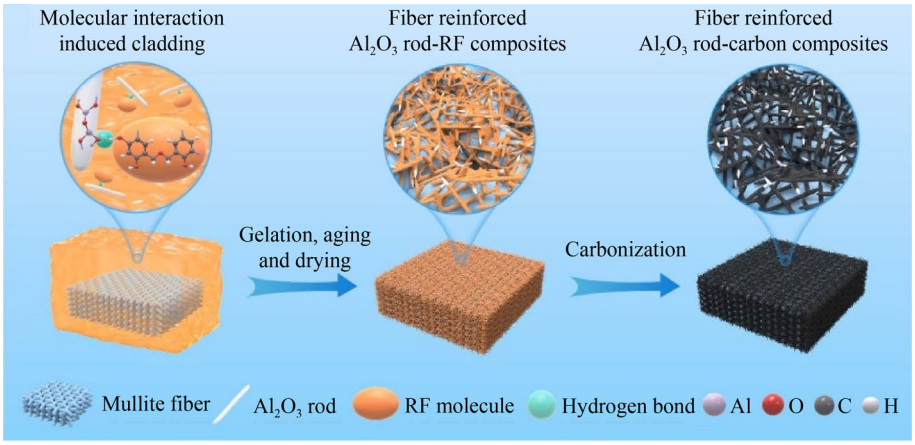


图 6　纤维增强的氧化铝–碳核壳气凝胶隔热复合材料制备原理图[55]

Fig. 6　Preparation schematic diagram of fiber reinforced alumina–carbon core–shell aerogel thermal insulation composites[55]

Huang 等[56]通过引入超红外遮光性氧化锆纤维，采用增强与遮光(FRO)协同策略，成功制备出氧化锆纤维增强 SiO_2–Al_2O_3 气凝胶隔热复合材料，其原理示意图如图 7 所示，复合材料展现出低热导率(0.031 $W·m^{-1}·K^{-1}$)和卓越的机械强度(抗压强度为 0.44 MPa，弯曲强度为 2.1 MPa)。

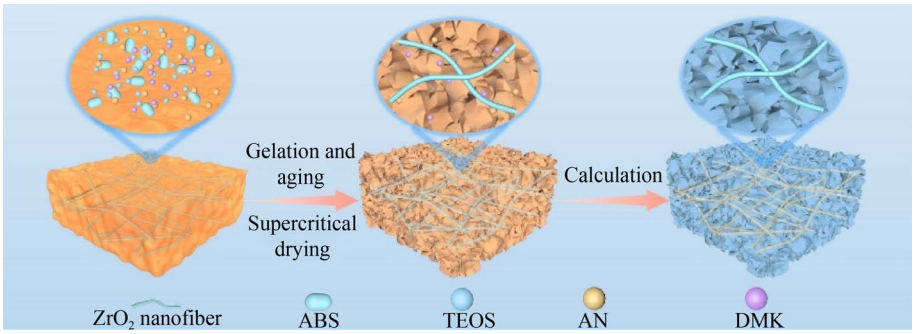


图 7　氧化锆纤维增强 SiO_2-Al_2O_3 气凝胶隔热复合材料制备原理图[56]

Fig. 7　Preparation principle diagram of zirconia fiber reinforced SiO_2-Al_2O_3 aerogel thermal insulation composite material[56]

为了满足极端环境条件下氧化铝气凝胶的超低密度和耐高温性能，氧化铝复合纤维气凝胶[42, 57–60]利用氧化铝合成纤维形成多孔网络结构，实现了轻量化与耐高温隔热性能。Cheng 等[42]通过重组二氧化硅气凝胶微粒与氧化铝纤维，并利用自牺牲聚合构建仿生鸟巢结构，成功实现了超低密度(0.01 $g·cm^{-3}$)、低热导率(0.029 $W·m^{-1}·K^{-1}$)以及高可逆压缩性(80%)的氧化铝复合纤维气凝胶的制备，如图 8 所示。实验结果显示，气凝胶复合材料在 1300 ℃高温热处理下仍能保持较好的结构，展现了其在高温环境中的应用潜力。

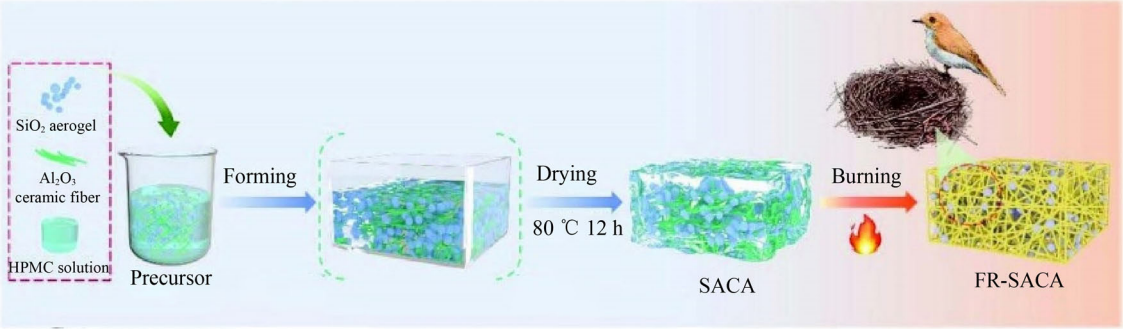


图 8 氧化铝复合纤维气凝胶的制备流程图[42]

Fig. 8 Preparation flow chart of alumina composite fiber aerogels[42]

采用溶胶凝胶法结合超临界干燥技术制备氧化铝气凝胶隔热材料是目前最为普遍的工艺，这种方法所得到的气凝胶隔热材料具备高纯度、结构可控以及优良的耐高温隔热性能，但也存在一些问题：1) 工艺复杂；2) 成本较高(包括设备和原材料等)；3) 安全性较低(涉及高压容器等设备)；4) 制备周期较长；5) 无法实现连续生产等。氧化铝气凝胶的研究背景源于对耐高温隔热和多功能化的迫切需求，其发展深度依赖材料设计的创新和制备技术的突破。因此，开发一种不依赖溶胶凝胶法且不需要超临界干燥的气凝胶制备方法，有望降低气凝胶的生产成本，目前，不依赖溶胶凝胶和超临界干燥制备氧化铝气凝胶隔热材料的研究较少，主要以纳米氧化铝压制隔热材料为主。

2 纳米氧化铝压制隔热材料

纳米氧化铝压制隔热材料是由纳米氧化铝颗粒堆积形成的多孔结构，大量孔隙可以有效阻断气体分子热传导，固体骨架热导率低，纳米级粒径显著增加热量散射，降低热导率。纳米氧化铝压制隔热材料的制备方法主要是将纳米氧化铝粉体颗粒作为基体与增强体相结合，开发出性能优越的隔热材料，其制备技术大致可分为干法成型和湿法成型 2 种类型。本节将介绍纳米氧化铝压制隔热材料的制备工艺及其性能提升的研究现状，表 3 汇总了近年来文献中的纳米氧化铝压制隔热材料性能参数。

表 3 纳米氧化铝隔热材料性能参数汇总

Table 3 Summary of performance parameters of nano alumina thermal insulation materials

Raw materials/Precursors	Intensifying material	Molding methods	Density/(g·cm^{-3})	Thermal conductivity/(W·m^{-1}·K^{-1})	Mechanical property	Reference
Fumed alumina/silica	Alumina fiber	Dry pressing	0.45	0.03		[61]
Micron-ZrO_2/K_2CO_3				0.11 (1200 ℃)		
Fumed alumina/Micron α-Al_2O_3		Dry pressing	1	0.034		[62]
Fumed alumina/Micron SiC	Ceramic fiber	Dry pressing		0.036–0.042	0.58 MPa (Compressive strength)	[63]
$AlCl_3$/MCC		Wet process forming				[64]
$Al(NO_3)_3$	Fiber glass	Vacuum filtration/ Wet pressing forming	0.09–0.22	0.028	20 kPa (Young's modulus)	[65]
α-Al_2O_3 nanosheet/Nano α-Al_2O_3/TEOS/Starch		Wet process forming/Post-processing		0.8–1.2	3.8–10.2 MPa (Compressive strength)	[66]
AlF_3/AlOOH·$n$$H_2O$ Al_2O_3/SiO_2 sol		Dry pressing/Wet process forming/Post-processing	1.29		21 MPa (Compressive strength)	[67]

1) 干法成型。

干法成型是在无液体或少量液体的条件下，将纳米基体与增强材料进行混合和干压成型，此方法条件温和，操作简便且环保。干压成型[61–62, 64, 66]通过机械手段将纳米粉体、增强材料和黏结剂等固态原料均匀混合，然后将混合物装入模具中，利用压力机在特定的条件下进行压制，从而制得纳米复合材料。Kobayashi 等[62]通过混合微米级 α-氧化铝和气相法氧化铝干压获得纳米氧化铝压制隔热材料，当气相法氧化铝的质量分数为 100%时，隔热材料的密度为 1 g·cm^{-3}，室温热导率最低(0.034 W·m^{-1}·K^{-1})。但该研究存在一些不足之处，如制备出的氧化铝压制隔热材料密度较大等。

为了获得轻质的纳米氧化铝压制隔热材料，研究人员通过调整纳米氧化铝、纤维增强体、黏结剂等质量比，设计并制备出较低密度的纳米氧化铝压

制隔热材料。Li 等[61]也通过干压法制备出纳米氧化铝压制隔热复合材料，其由嵌入氧化铝网络的氧化锆颗粒和氧化铝纤维构成，呈现多孔结构，具有低热导率(400 ℃时为 0.027 $W·m^{-1}·K^{-1}$)、优异的热稳定性(1200 ℃下加热 1 h 后线性收缩率<2%)和更高的抗断裂强度(1.6 MPa)。

由于干压成型先将各种粉体以机械搅拌的方式混合，容易出现团聚现象，影响复合材料的性能，因此机械搅拌转速和时间也是影响隔热材料性能的重要因素。Lian 等[63]利用气相法氧化铝、陶瓷纤维和碳化硅粉末等干压制备隔热复合材料。研究了机械搅拌转速和时间对纤维增强氧化铝压制隔热材料的隔热性能和力学性能的影响，结果显示，转速升高会增大隔热材料的热导率，而延长机械搅拌时间，虽维持低热导率但会降低隔热材料的强度。原因在于高转速增加颗粒致密性，但热导率升高，长时间搅拌破坏纤维结构，降低强度。因此，低转速和短搅拌时间可优化材料隔热与强度的平衡。该材料在 350 ℃以下保持低热导率(0.036~0.042 $W·m^{-1}·K^{-1}$)。

综上，以干法成型制备的纳米氧化铝压制隔热材料具有较低的热导率，通过加入纤维可以增强隔热材料的力学性能，其制备工艺简单、条件温和，但是由于缺乏颗粒间的有效粘接，该方法制备的隔热材料在使用中容易出现掉粉现象，并且复杂形状的成型难度较大。

2) 湿法成型。

湿法成型[64–67]以纳米氧化物粉体为原料，在原料混合过程中，加入去离子水等液体作为溶剂，通过机械搅拌的方式，将原料混合为具有一定流动性的浆料，而后将浆料装入模具中，再经过滤、干燥、热处理等方式去除溶剂，得到纳米氧化物隔热材料。Liu 等[63]采用火焰气溶胶法(FAS)合成空心氧化铝纳米壳，随后将纳米壳与玻璃纤维混合以形成均匀的悬浮液，经过真空过滤和湿压处理制备出纳米氧化铝压制隔热材料。当纳米氧化铝壳的堆积密度为 0.1 $g·cm^{-3}$ 时，其室温热导率为 0.025 $W·m^{-1}·K^{-1}$，这主要归因于其空心结构对气体和固体传导的双重抑制。隔热材料在 1000 ℃热处理后，结构依然保持完整，热导率为 0.032 $W·m^{-1}·K^{-1}$。

采用湿法成型的纳米氧化铝压制隔热材料的室温热导率与干法成型的材料相近，且溶剂的存在使得原料混合更均匀，具有更好的分散性；易于控制浆料的配比，可以精确地控制参数，如浓度等。但是，与干法成型相比，湿法成型存在一些问题，例如需要额外的加热干燥以去除多余的溶剂，容易使孔结构坍塌和收缩，浆料容易出现沉降等。

纳米氧化铝压制隔热材料不仅需要满足特定应用的隔热性能，还必须根据不同的使用场景来满足相应的力学性能要求。为了提升纳米氧化铝隔热材料的力学性能，除了采用纤维增强体的方式外，对纳米氧化铝压制隔热材料进行后处理也是一种有效的方法。常见的后处理技术包括溶胶浸渍和高温热处理等，这些方法能够显著增强材料的力学性能。这一过程旨在增强粉体颗粒之间的结合力，从而有效提升复合材料的强度和可靠性。通过后处理，可以改善材料的微观结构，促进颗粒间的相互作用，最终实现更优异的力学性能。

Honda 等[66]以各向异性纳米氧化铝片为原料，经过湿压成型后在 1200、1400 ℃和 1500 ℃条件下热处理，分别获得了孔隙率为 75.5%、72.3%和 71.0%的氧化铝复合材料。材料在 1400 ℃时热导率为 0.8 $W·m^{-1}·K^{-1}$。通过四乙氧基硅烷(TEOS)溶液处理并进行热处理，经过 3 次循环处理后，材料的抗压强度从 3.8 MPa 提升至 10.2 MPa，其强化机理如图 9 所示，但孔隙率降至 65.5%，热导率增至 1.2 $W·m^{-1}·K^{-1}$。

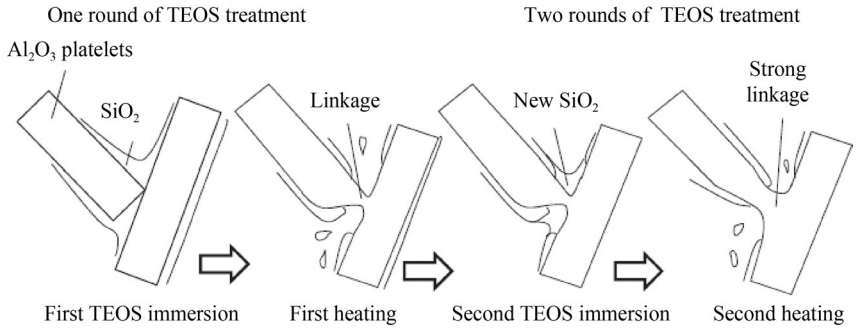


图 9　经过 TEOS 浸渍–干燥处理的纳米氧化铝隔热复合材料的强化机理[66]

Fig. 9　The strengthening mechanism of nano-alumina thermal insulation composites treated by TEOS impregnation–drying process[66]

Jia 等[67]通过真空浸渍技术将氧化铝—氧化硅气凝胶引入由纳米氧化铝互锁构成的氧化铝框架中，成功制备出具有分级结构的复合材料，如图 10 所示。该复合材料的密度为 1.29 g·cm^{-3}，表观孔隙率为 63.1%，比表面积为 57.8 m^2·g^{-1}，抗压强度约为 21 MPa。研究结果表明，气凝胶的引入显著提升了复合材料的比表面积和抗压强度。

通过后处理技术，如溶胶浸渍和高温热处理，来改善纳米氧化铝复合材料的力学性能。然而，这些方法存在诸多缺陷。溶胶浸渍会降低复合材料的孔隙率，封闭的孔隙减少了气体的渗透路径，而溶胶的渗透将导致局部堆积，从而引发热膨胀系数的不匹配，进而在高温下造成开裂等问题。在高温热处理过程中，氧化铝颗粒表面的原子扩散加剧，颗粒之间通过表面扩散和晶界扩散形成烧结颈，导致孔隙收缩甚至闭合。高温还促进了晶界的迁移，小孔隙被大晶粒吞并，尽管孔隙数量减少了，但平均尺寸可能增大。这两种方法均通过降低氧化铝隔热复合材料的孔隙率来增强其力学性能，从而显著提高隔热复合材料的热导率，并大幅降低其隔热性能。

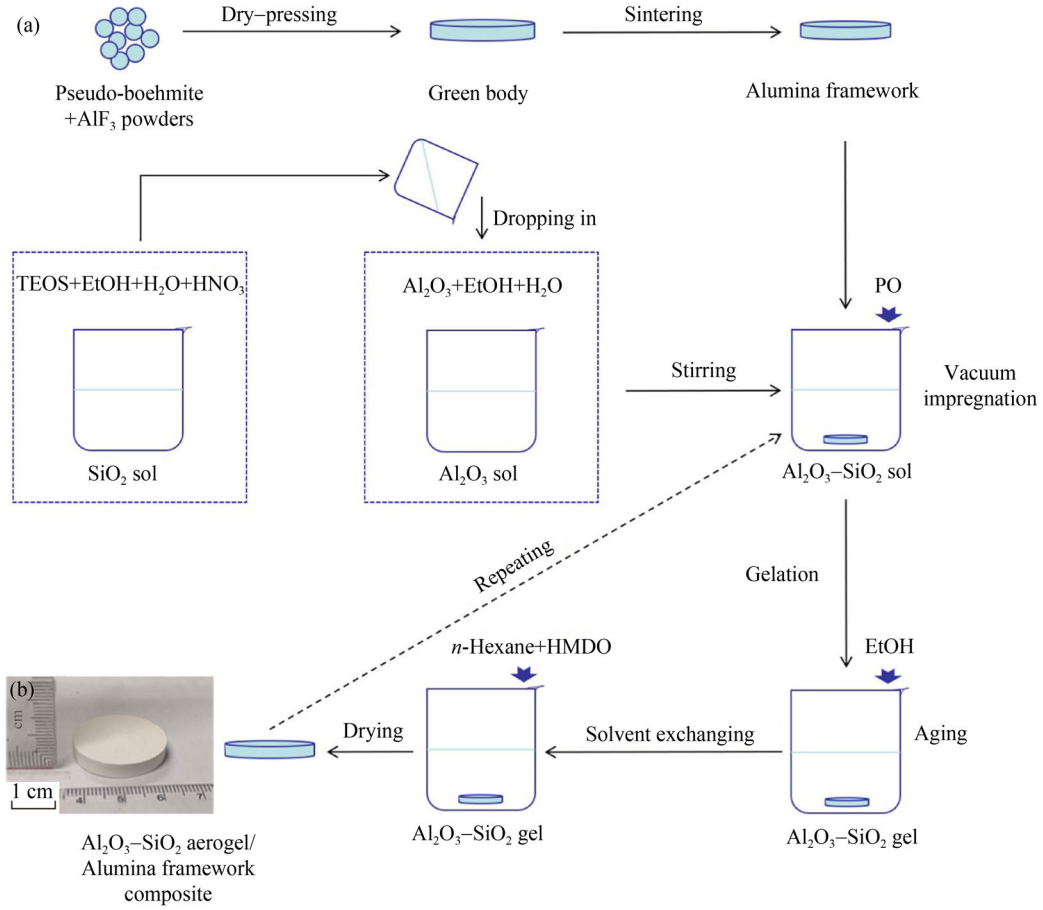


图 10 纳米氧化铝隔热复合材料制备流程图(a)和复合材料的照片(b)[67]

Fig. 10 Flow chart of preparation of nano alumina thermal insulation composite material (a) and photo of composite material (b)[67]

3 结论与展望

纳米多孔氧化铝隔热材料凭借其轻质、低热导率及优异的高温稳定性，在航空航天等前沿领域展现了重要的应用价值。本文主要介绍了近 5 年来纳米多孔氧化铝隔热材料在制备工艺及性能提升等相关领域的研究进展。对于氧化铝气凝胶隔热材料，虽然目前在前驱体选择、溶胶凝胶改进、干燥方式优化和增强体复合等方面的研究较为广泛，但是其进一步发展仍然面临一些问题，主要是工艺复杂、成本高、安全性低(使用反应釜)、制备周期长和无法连续生产等。针对上述问题，建议后续从工艺优化和功能化设计 2 个方面进行深入优化改进，包括新型前驱体的开发、干燥工艺的改进等方面。例如，改进溶胶凝胶工艺，强化该过程获得湿凝胶结构，减少置换和老化时间；探索低成本的铝盐作为前驱体；不使用高压反应釜进行干燥，以降低设备成本和能耗等。

对于纳米氧化铝压制隔热材料，目前的研究文献相对较少，其成型方法主要有干法成型和湿法成

型。干法成型依赖氧化铝粉颗粒之间的机械结合力，通过挤压实现物理键合，从而将颗粒连接成复合材料。然而，该方法的材料可靠性较低，力学性能不足，难以满足实际应用的需求。相比之下，湿法成型通过物理或化学手段调节颗粒的分布和结合方式，利用液相介质对纳米氧化铝颗粒进行分散、排列及结构固定，最终形成特定形态的坯体或材料。尽管该方法制备的氧化铝隔热复合材料具有良好的成型性，但也存在密度较大、工艺复杂以及在去除液相介质时易开裂等问题。虽然可以采用后处理手段(如溶胶浸渍、高温热处理等)对纳米氧化铝压制隔热材料坯体进行处理，但处理后隔热材料的热导率显著上升，难以满足应用要求。为了在提高隔热复合材料力学性能的同时实现低热导率，未来的研究方向可能仍需关注材料纳米颗粒间连接处的固化，以提升材料的机械性能。

参考文献:

[1] WANG W Q, ZHANG L, DONG X J, et al. Additive manufacturing of fiber reinforced ceramic matrix composites: Advances, challenges, and prospects[J]. Ceram Int, 2022, 48(14): 19542–19556.

[2] ZHU T L, WANG Z. Research and application prospect of short carbon fiber reinforced ceramic composites[J]. J Eur Ceram Soc, 2023, 43(15): 6699–6717.

[3] ALI S A, FAHMY M K, ZOULI N, et al. Fabrication of thermal insulation bricks using Pleurotus florida spent mushroom[J]. Materials, 2023, 16(14): 4905.

[4] HAO B L, SUN G C, XU F T, et al. Heat transfer inhibition of corundum–mullite insulation tiles through composition regulation[J]. J Am Ceram Soc, 2024, 107(12): 8530–8546.

[5] ZHANG Q, HUANG H Y, LEI C S, et al. Review of lightweight, high-temperature thermal insulation materials for aerospace[J]. Materials, 2025, 18(10): 2383.

[6] KATSURA D, OCHIAI H, KAWABE M, et al. Sound-absorbing, thermal-insulating material based on non-woven fabrics mixed with aerogel particles[J]. Appl Sci, 2024, 14(13): 5368.

[7] LIU Y L, YANG D G, WANG D H, et al. Research on thermal and heat insulation properties of aerogel heat-insulating reflective coatings[J]. Appl Sci, 2023, 13(17): 9700.

[8] WU Y Q, WANG X, YAO L H, et al. Thermal insulation mechanism, preparation, and modification of nanocellulose aerogels: A review[J]. Molecules, 2023, 28(15): 5836.

[9] GE L H, SHANG S S, MA Y C, et al. Overview of aerogels for thermal insulation[J]. ACS Appl Mater Interfaces, 2025, 17(18): 26091–26116.

[10] LING H, LIAO Y L, HUANG H Y, et al. Preparation of high temperature-resistant alumina-based aerogels and application of high temperature insulation[J]. J Text Inst, 2025(2): 1–16.

[11] PENG F, JIANG Y G, LIU F Q, et al. Hydrothermal assisted synthesis of heat resistant, well-crystallized aerogels constructed by boehmite nano rods[J]. Ceram Int, 2022, 48(11): 16232–16240.

[12] BONO M S, ANDERSON A M, CARROLL M K. Alumina aerogels prepared *via* rapid supercritical extraction[J]. J Sol Gel Sci Technol, 2010, 53(2): 216–226.

[13] ZOU W B, WANG X D, YANG Y Q, et al. Porous alumina aerogel with tunable pore structure for facile, ultrasensitive, and reproducible SERS platform[J]. J Raman Spectrosc, 2019, 50(10): 1429–1437.

[14] ZU G Q, SHEN J, WEI X Q, et al. Preparation and characterization of monolithic alumina aerogels[J]. J Non Cryst Solids, 2011, 357(15): 2903–2906.

[15] STRAUMAL E A, GOZHIKOVA I O, KOTTSOV S Y, et al. Effect of Sol concentration on properties of alumina aerogels[J]. Russ J Inorg Chem, 2022, 67(10): 1646–1651.

[16] MENSHUTINA N V, LEBEDEV A E, KHUDEEV I I. The effect of the water–precursor ratio on the structural characteristics of alumina aerogels[J]. Russ J Phys Chem B, 2020, 14(7): 1229–1235.

[17] LEBEDEV A E, MENSHUTINA N V, KHUDEEV I I, et al. Investigation of alumina aerogel structural characteristics at different «precursor-water-ethanol» ratio[J]. J Non Cryst Solids, 2021, 553: 120475.

[18] WANG X D, TIAN Y L, YU C L, et al. Organic/inorganic double-precursor cross-linked alumina aerogel with high specific surface area and high-temperature resistance[J]. Ceram Int, 2022, 48(12): 17261–17269.

[19] WU X D, SHAO G F, CUI S, et al. Synthesis of a novel Al_2O_3–SiO_2 composite aerogel with high specific surface area at elevated temperatures using inexpensive inorganic salt of aluminum[J]. Ceram Int, 2016, 42(1): 874–882.

[20] PENG F, JIANG Y G, FENG J Z, et al. A facile method to fabricate monolithic alumina–silica aerogels with high surface areas and good mechanical properties[J]. J Eur Ceram Soc, 2020, 40(6): 2480–2488.

[21] TIAN Y L, WANG X D, WU Y, et al. A facile method to fabricate Al_2O_3–SiO_2 aerogels with low shrinkage up to 1200 ℃[J]. Molecules, 2023, 28(6): 2743.

[22] WU L N, HUANG Y D, WANG Z J, et al. Fabrication of hydrophobic alumina aerogel monoliths by surface modification and ambient pressure drying[J]. Appl Surf Sci, 2010, 256(20): 5973–5977.

[23] LI X A, HE H, REN L L. Fabrication and characterization of the monolithic hydrophobic alumina aerogels[J]. J Porous Mater, 2017, 24(3): 679–683.

[24] FITZGERALD F T, AVANESSIAN C, SANTOS J P, et al. Chromia-alumina catalytic aerogels prepared *via* rapid supercritical extraction[J]. J Sol Gel Sci Technol, 2025, DOI: 10.1007/s10971-025-06686-9.

[25] PENG F, JIANG Y G, FENG J, et al. Foreign element doping and thermal stability of alumina aerogels[J]. J Am Ceram Soc, 2022, 105(3): 2288–2299.

[26] SUN X F, WU Y S, WANG Y Z, et al. Investigation of the effect of lanthanum oxide on the thermal stability of alumina aerogel[J]. J Porous Mater, 2019, 26(2): 327–333.

[27] HU P L, SUN Y J, GAO B Z, et al. Novel monolithic yttria-alumina aerogel with low thermal conductivity made from inorganic precursors[J]. Ceram Int, 2022, 48(13): 18699–18703.

[28] YANG Z Y, ZHU D C, LI H K. A chitosan-assisted co-assembly synthetic route to low-shrinkage Al_2O_3–SiO_2 aerogel *via* ambient pressure drying[J]. Microporous Mesoporous Mater, 2020, 293: 109781.

[29] WU X D, ZHONG Y, KONG Y, et al. Preparation and characterization of C/Al_2O_3 composite aerogel with high compressive strength and low thermal conductivity[J]. J Porous Mater, 2015, 22(5): 1235–1243.

[30] YANG Z Y, LI H K, NIU G, et al. Poly(vinylalcohol)/chitosan-based high-strength, fire-retardant and smoke-suppressant composite aerogels incorporating aluminum species *via* freeze drying[J]. Compos Part B Eng, 2021, 219: 108919.

[31] DU D F, SUN L Y, SUN C W, et al. Synthesis of alumina aerogel enriched carboxymethyl cellulose with polymodal pore size distribution by ambient pressure drying[J]. Cellulose, 2023, 30(18): 11369–11385.

[32] JIANG J P, YAN L W, LI J T, et al. Lightweight, thermally insulating SiBCN/Al_2O_3 ceramic aerogel with enhanced high-temperature resistance and electromagnetic wave absorption performance[J]. Chem Eng J, 2024, 501: 157656.

[33] BEDIR E, ÇITOĞLU S, DURAN H. Transformation of fly ash-based oxide particles into a functional silica-alumina aerogel and its potential application as an anti-icing surface[J]. ACS Omega, 2024, 9(33): 35864–35872.

[34] MOHAMMADZADEH K, MAHINROOSTA M, ALLAHVERDI A, et al. Non-supercritical drying synthesis and characterization of monolithic alumina aerogel from secondary aluminum dross[J]. Ceram Int, 2022, 48(9): 13154–13162.

[35] WAGLE R, YOO J K. Preparation of highly porous Al_2O_3 aerogel by one-step solvent-exchange and ambient-pressure drying[J]. Int J Appl Ceram Technol, 2020, 17(3): 1201–1212.

[36] NESTEROV N S, SHALYGIN A S, GLAZNEVA T S, et al. The facile synthesis of aerogel-like alumina highly-loaded with gold nanoparticles[J]. Gold Bull, 2021, 54(1): 69–74.

[37] GAO M, LIU B X, ZHAO P, et al. Mechanical strengths and thermal properties of titania-doped alumina aerogels and the application as high-temperature thermal insulator[J]. J Sol Gel Sci Technol, 2019, 91(3): 514–522.

[38] BO K, LIU H W, ZHANG Y L, et al. Fiber-reinforced coal gangue-based alumina aerogel composites with highly thermal stability by ambient pressure drying[J]. Sustainability, 2024, 16(10): 4032.

[39] ZHANG X K, ZHANG R, ZHAO C. Ultra-small sepiolite fiber toughened alumina aerogel with enhanced thermal stability and machinability[J]. J Porous Mater, 2020, 27(5): 1535–1546.

[40] CAO F C, REN L L, LI X A. Synthesis of high strength monolithic alumina aerogels at ambient pressure[J]. RSC Adv, 2015, 5(23): 18025–18028.

[41] ZHOU X Y, JIN H R, SHEN Q N, et al. Rapid preparation of Palygorskite/Al_2O_3 composite aerogels with superhydrophobicity, high-temperature thermal insulation and improved mechanical properties[J]. Ceram Int, 2022, 48(22): 32994–33002.

[42] CHENG Y Y, MA B J, HU P Y, et al. Flexible and transformable ceramic aerogels *via* a fire-reborn strategy for thermal superinsulation in extreme conditions[J]. Adv Funct Mater, 2023, 33(52): 2309148.

[43] REN C X, YU Y X. Superhydrophobic, heat-resistant alumina-methylsilsesquioxane hybrid aerogels with enhanced thermal insulating performance in high humidity[J]. Ceram Int, 2023, 49(8): 12625–12632.

[44] JI Q Y, ZHANG L, JIAO X L, et al. Alpha Al_2O_3 nanosheet-based biphasic aerogels with high-temperature resistance up to 1600 ℃[J]. ACS Appl Mater Interfaces, 2023, 15(5): 6848–6858.

[45] YU H J, JIANG Y T, LU Y F, et al. Quartz fiber reinforced Al_2O_3–SiO_2 aerogel composite with highly thermal stability by ambient pressure drying[J]. J Non Cryst Solids, 2019, 505: 79–86.

[46] ZOU W B, WANG X D, WU Y, et al. Highly thermally stable alumina-based aerogels modified by partially hydrolyzed aluminum tri-sec-butoxide[J]. J Sol Gel Sci Technol, 2017, 84(3): 507–514.

[47] PENG F, JIANG Y G, FENG J, et al. Thermally insulating, fiber-reinforced alumina–silica aerogel composites with ultra-low shrinkage up to 1500 °C[J]. Chem Eng J, 2021, 411: 128402.

[48] LIU L, WANG X D, ZHANG Z, et al. A facile method for fabricating a monolithic mullite fiber-reinforced alumina aerogel with excellent mechanical and thermal properties[J]. Gels, 2022, 8(6): 380.

[49] LI L L, YAN M Y, ZHAO Z, et al. *In situ* hierarchical polymerization enables ambient-pressure drying of high-performance Al_2O_3–SiO_2 aerogel composites for battery thermal protection[J]. ACS Appl Mater Interfaces, 2025, 17(18): 26908–26919.

[50] LIU X, HU X B, JIANG L L, et al. Facile synthesis of mullite fiber/alumina composite aerogel with enhanced bending strength and controllable thermal insulation performance[J]. J Sol Gel Sci Technol, 2022, 104(2): 311–318.

[51] WEN S Y, ZHU J Y, YIN Q, et al. Fabrication of infrared opacifiers loaded Al_2O_3 aerogel-SiO_2 fiber mat composites with high thermal resistance[J]. Int J Nanosci, 2020, 19(3): 1950021.

[52] ZOU W B, WANG X D, WU Y, et al. Opacifier embedded and fiber reinforced alumina-based aerogel composites for ultra-high temperature thermal insulation[J]. Ceram Int, 2019, 45(1): 644–650.

[53] ZHU Z X, WANG F, YAO H J, et al. High-temperature insulation property of opacifier-doped Al_2O_3-SiO_2 aero-gel/mullite fiber composites[J]. J Inorg Mater, 2018, 33(9): 969.

[54] WANG S L, JIN Z, LI J N, et al. Theoretical modeling of thermal conductivity of alumina aerogel composites based on real microstructures[J]. J Taiwan Inst Chem Eng, 2021, 120: 150–160.

[55] LIU F Q, JIANG Y G, PENG F, et al. Fiber-reinforced alumina-carbon core–shell aerogel composite with heat-induced gradient structure for thermal protection up to 1800 ℃[J].

[56] HUANG R M, JIANG Y G, FENG J Z, et al. Robust and exceptional thermal insulating alumina–silica aerogel composites reinforced by ultra IR-opacified ZrO_2 nanofibers[J]. Chem Eng J, 2024, 498: 155283.

[57] HUANG M L, ZHANG C H, YANG H K, et al. Foam forming of highly porous alumina ceramic paper and its enhancement of mechanical and thermal insulation properties in aerogel composites[J]. Ceram Int, 2024, 50(24): 54575–54585.

[58] ZHOU X H, YAN Y L, ZHAO Y M, et al. Organic-inorganic fiber assembled ANFs/Al_2O_3 hybrid aerogel with superelasticity and multifunctionality[J]. Ceram Int, 2025, 51(17): 24274–24280.

[59] LI T, SUN H Y, YANG M, et al. All-Ceramic, compressible and scalable nanofibrous aerogels for subambient daytime radiative cooling[J]. Chem Eng J, 2023, 452: 139518.

[60] FENG Y, GUO Y S, LI X Y, et al. Continuous rapid fabrication of ceramic fiber sponge aerogels with high thermomechanical properties *via* a green and low-cost electrospinning technique[J]. ACS Nano, 2024, 18(29): 19054–19063.

[61] LI J N, HU Z J, WANG X T, et al. Preparation of nanoporous alumina superinsulator with ultra-low thermal conductivity and improved heat resistance up to 1200 ℃[J]. Ceram Int, 2017, 43(11): 8343–8347.

[62] KOBAYASHI M, GOTO T, AOBA T, et al. Three-dimensional structure of high-performance heat insulator produced with micro and nano particle alumina[J]. Mater Charact, 2019, 154: 424–436.

[63] LIAN T W, KONDO A, KOZAWA T, et al. Effect of mechanical processing on thermal and mechanical properties of fibrous fumed alumina compacts[J]. J Asian Ceram Soc, 2018, 6(2): 156–161.

[64] MA X, CHEN X, YU H Y, et al. Facile preparation of cellulose

nanocrystal/alumina oxide composite flame retardant with corn-like structure, superhigh heat insulation, and synergistic smoke suppression ability[J]. Ind Crops Prod, 2024, 208: 117867.

[65] LIU S, SHAH M, RAO S, et al. Flame aerosol synthesis of hollow alumina nanoshells for application in thermal insulation[J]. Chem Eng J, 2022, 428: 131273.

[66] HONDA S, HASHIMOTO S, ITO Y, et al. Improvement on characteristics of porous alumina from platelets using a TEOS treatment[J]. Ceram Int, 2013, 39(2): 1265–1270.

[67] JIA H J, LIU S, MAO Z Y, et al. Preparation and properties of the Al_2O_3–SiO_2 aerogel/alumina framework composite[J]. Ceram Int, 2021, 47(1): 1466–1471.

Research Progress on Nanoporous Aluminum Oxide Thermal Insulation Materials

LIU Yangming, *FENG Junzong*, *JIANG Yonggang*, *LI Liangjun*, *HU Yijie*, *FENG Jian*

(Science and Technology on Advanced Ceramic Fibers and Composites Laboratory, College of Aerospace Science and Engineering, National University of Defense Technology, Changsha 410073, China)

Extended Abstract

Nano-porous aluminium oxide thermal insulation materials primarily encompass aluminium oxide aerogel insulation and nano-alumina pressed insulation. These materials have broad application prospects in industrial and aerospace sectors due to their low density, low thermal conductivity, and high-temperature resistance. Alumina aerogel thermal insulation materials are presently manufactured primarily *via* sol-gel synthesis coupled with drying techniques. The existing work focuses on optimizing precursor synthesis, drying methods, and reinforcing agent/shading agent composites. Conversely, nano-alumina pressed thermal insulation materials are predominantly produced by dry and wet forming processes. The research emphasis lies in maintaining low material density, while enhancing thermal conductivity, high-temperature resistance, and mechanical properties. This review represents research progress on the preparation techniques and performance enhancement of nanoporous alumina thermal insulation materials, analyzes the existing challenges, and outlines future research directions.

Summary and Prospects Nano-porous alumina thermal insulation materials have a significant application value in cutting-edge fields such as aerospace due to their lightweight properties, low thermal conductivity, and excellent high-temperature stability. This review primarily represents research progress on the preparation techniques and performance enhancement of nanoporous alumina thermal insulation materials for the past five years. Regarding alumina aerogel insulation materials, several challenges remain although extensive studies are conducted on precursor selection, sol-gel process refinement, drying method optimisation, and reinforcement composite development. These primarily include complex fabrication processes, high costs, safety concerns (associated with reactor usage), lengthy preparation cycles, and the inability to achieve continuous production. To address these issues, a subsequent research should focus on process optimisation and functional design. This includes developing novel precursors and refining drying techniques.

1) Enhancing sol-gel processes can strengthen wet gel structures, thereby reducing replacement and ageing times;

2) Exploring low-cost aluminium salts as precursors;

3) Eliminating high-pressure autoclaves for drying to lower equipment costs and energy consumption.

The existing literature on nano-alumina pressed thermal insulation materials remains relatively scarce. Their forming methods primarily comprise dry forming and wet forming. Dry forming relies on mechanical bonding forces between alumina powder particles, achieving a physical bonding through compression to connect particles into composite materials. However, this method exhibits low material reliability and inadequate mechanical properties, rendering it unsuitable for practical applications. In contrast, wet forming uses physical or chemical means to regulate particle distribution and bonding patterns. It utilizes liquid-phase media to disperse, align, and structurally stabilise nano-alumina particles, ultimately forming green bodies or materials with specific morphologies. Although this method yields aluminium oxide thermal insulation composites with a favorable formability, it still has some challenges like high density, complex processing, and susceptibility to cracking during liquid-phase media removal. Although post-processing techniques (such as sol-impregnation or high-temperature heat treatment) can be applied to nano-alumina pressed insulation green bodies, the thermal conductivity of the treated insulation materials increases significantly, making them unsuitable for many applications. To achieve both enhanced mechanical properties and low thermal conductivity in insulation composites, a future research needs to focus on curing the interfaces between nanoparticles to improve the material mechanical performance.

Keywords alumina; thermal insulation material; aerogel; preparation technology