引文格式：王旭, 赵文兴, 刘明阳, 等. 先驱体转化法制备高性能陶瓷纤维研究进展[J]. 航空制造技术, 2026, 69(21): 26020219.
WANG Xu, ZHAO Wenxing, LIU Mingyang, et al. Research progress on fabrication of high-performance ceramic fibers via polymer-derived method[J]. Aeronautical Manufacturing Technology, 2026, 69(21): 26020219.

先驱体转化法制备高性能陶瓷纤维研究进展

王　旭，赵文兴，刘明阳，王小宙
（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]　以碳化硅（SiC）、氮化硅（Si_3N_4）、碳化铪（HfC）等为代表的陶瓷纤维具有低密度、高强度、优良耐高温与抗氧化性能，且电磁特性可调控，是发展航空航天、核能等领域高温结构–功能一体化复合材料的关键原材料，吸引了国内外研究者的广泛关注。先驱体转化法制备的陶瓷纤维具有分子可设计性强、成型温度低，以及易于实现细直径连续纤维的工程化制备等特点，是当前高性能陶瓷纤维发展的主流方向。本文以先驱体转化制备为主线，围绕纤维的组成–结构–性能关系，系统综述了SiC纤维、氮化物纤维和超高温陶瓷纤维3类高性能连续陶瓷纤维的研究进展，梳理了热结构和吸波SiC纤维的迭代发展逻辑，氮化物纤维的组成设计与高温稳定化策略，以及超高温陶瓷纤维的关键技术挑战，旨在为高性能陶瓷纤维的设计研发及其应用提供系统性参考。

关键词：高性能陶瓷纤维；先驱体转化法；SiC纤维；氮化物纤维；超高温陶瓷纤维
中图分类号：V25；TQ343　　**文献标志码：**A　　**DOI：**10.16080/j.issn1671-833x.26020219



王　旭
博士研究生，研究方向为超高温陶瓷先驱体及其衍生陶瓷。

航空发动机、高速飞行器及核反应堆等关键部件长期处于超高温、强氧化及复杂多物理场耦合等严苛的使役环境，对兼具承载与电磁功能的高温结构–功能一体化材料提出了迫切需求[1]。连续陶瓷纤维增强的陶瓷基复合材料（Ceramic matrix composites，CMCs）凭借高比强度、耐高温、抗氧化及可设计性强等优势，是发展先进航空航天与核能系统的重要物质基础[2]。高性能陶瓷纤维作为CMCs的关键增强体，不仅决定了复合材料的承载能力，更直接影响其电磁响应特性与功能集成度，是制约CMCs制备与性能提升的核心环节，也是当前应用关注的焦点[3–4]。

以SiC、Si_3N_4、HfC等为代表的高性能陶瓷纤维，具有低密度、高强度，以及优异的耐高温、抗氧化、电阻率可调控等特性，是当前高温结构–功能一体化复合材料领域的研究热点。先驱体转化法因分子可设计性强、成型温度低，易于实现连续纤维的工程化制备，是发展小直径非氧化物陶瓷纤维的理想技术路线[5]。目前，日本、美国在高性能陶瓷纤维的研究与应用方面处于领先地位，SiC纤维已实现在航空发动机上的应用。国内相关研究虽起步较早，但在纤维的品种谱系、性能水平、产业能力、应用技术等方面与国外还存在差距，迫切需要加强统筹规划与体系布局，形成高性能陶瓷纤维的自主技术体系，缩小与国际先进水平的差距。

收稿日期：2026-06-03；**退修日期：**2026-07-02；**录用日期：**2026-09-14
基金项目：国家科技重大专项（2024ZD0602300）
通信作者：王小宙，副研究员，博士，研究方向为SiC陶瓷纤维、超高温陶瓷先驱体及其衍生陶瓷。

本文以先驱体转化法为主线，围绕SiC纤维、氮化物纤维和超高温陶瓷纤维3类高性能连续纤维，设计了“组成设计–工艺调控–微观结构–性能”的综述思路，系统梳理了热结构型与吸波型SiC纤维的迭代发展逻辑，氮化物纤维的组成设计与高温稳定化策略，以及超高温陶瓷纤维前沿探索中的关键挑战，以期为高性能陶瓷纤维的组成–结构–性能一体化设计提供系统性参考，并展望了该领域向更高使用温度、低成本制备和多功能化方向的发展趋势。

1 先驱体转化法概述

先驱体转化法是以含目标陶瓷元素的有机聚合物作为先驱体，通过纺丝成型、不熔化处理与高温热解，将有机前驱体转化为无机陶瓷纤维的技术，工艺流程如图1所示[6]。该工艺的核心在于先驱体分子结构的可设计性：通过合成特定组成与结构的先驱体分子，可在原子/分子尺度上调控目标陶瓷产物的元素组成与微观结构，进而实现纤维性能的按需设计[7]。与传统粉末烧结工艺相比，先驱体转化法具有制备温度低、产物元素分布均匀等优势，在陶瓷纤维及复杂形状陶瓷构件的制备方面具有不可替代的地位。此外，通过工艺参数的灵活调控，从同一先驱体出发可获得不同组成与功能的陶瓷纤维，工艺柔性高，适于工业化生产，已成为当前高性能陶瓷纤维制备的主流技术路线。

自20世纪70年代Yajima等[8]以聚碳硅烷为先驱体首次制得连续SiC纤维以来，先驱体转化法在国外经历了近50年的发展。在SiC纤维领域，日本率先实现产业化突破[9]：日本碳公司于1982年推出Nicalon系列第一代SiC纤维，随后通过电子束辐照交联技术开发了Hi–Nicalon和Hi–Nicalon Type S等第二代和第三代纤维；宇部兴产公司则发展了Tyranno系列纤维，涵盖Si–Ti–C–O、Si–Zr–C–O、Si–Al–C–O及高耐热Tyranno SA3等多种体系；美国Dow Corning公司开发了含硼烧结助剂的Sylramic系列近化学计量比多晶SiC纤维。在氮化物纤维领域，日本原子能研究所[10]开发了Sinber系列Si_3N_4纤维，日本东燃公司[11–12]以全氢聚硅氮烷为前驱体开发了连续Si_3N_4纤维，德国Bayer公司Baldus等[13]以聚硼硅氮烷为前驱体开发了可在1700 ℃以上保持非晶态的硅硼氮（SiBN）纤维，法国Miele等[14]基于三氯环硼氮烷的分子设计实现了BN纤维先驱体可纺性与纤维性能的协同优化。在超高温陶瓷纤维方面，美国MATECH公司推出了TaC–1600X和HfC–2000X系列产品[15]。

国内在先驱体转化陶瓷纤维领域进行了系统布局。国防科技大学是国内最早开展相关研究的单位，历经30余年攻关，已建立起覆盖SiC纤维（KD系列三代）、Si_3N_4纤维（KD–SN系列）、BN纤维、SiBN纤维及硅氮氧（SiNO）纤维的全链条研发与中试生产能力。厦门大学在制备SiC纤维、Si_3N_4纤维、氮含量梯度Si_3N_4/SiC复相纤维等方面取得了进展。中国科学院过程工程研究所开发了含Zr、Ti等异质元素的SiC复相纤维及BN纤维。

从发展趋势看，先驱体转化陶瓷纤维正向以下4个方向演进：（1）组成体系从二元向多元拓展，如SiBN、SiNO等多元氮化物纤维的综合性能优于单相纤维；（2）功能属性从单一承载向结构–功能一体化发展，通过电阻率调控可赋予纤维吸波或透波功能；（3）先驱体向高陶瓷产率、高稳定性和低成本方向发展，以满足工程化应用需求；（4）面向2000 ℃以上极端环境，ZrC、HfC等超高温陶瓷纤维正成为前沿研究热点[16]。

2 SiC纤维研究现状

SiC纤维按功能用途可分为热结构承载型和吸波功能型两大类。热结构用SiC纤维按照组成结构与性能的不同，可以划分为一代、二代、三代。吸波SiC纤维则通过氧、碳或磁性异质元素调控纤维的电阻率，赋予纤维电磁吸收功能。

2.1 热结构SiC纤维研究进展

图2为第一代、第二代、第三代热结构SiC纤维的典型组成与结构特征[9]。第一代SiC纤维以聚碳硅烷

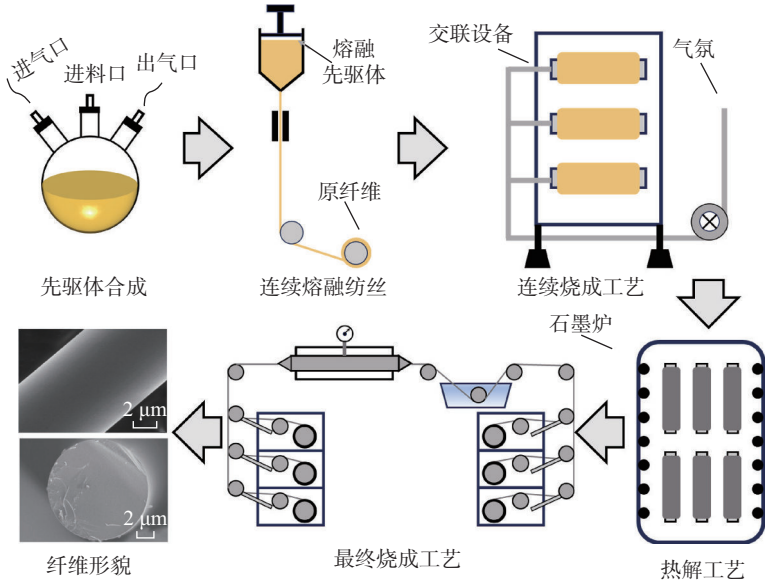


图1 先驱体转化法制备陶瓷纤维的工艺流程[6]

Fig.1 Process flow for preparing ceramic fibers via polymer-derived ceramic route[6]

为原料，经熔融纺丝、空气不熔化及惰性气氛高温烧成，典型代表为日本碳公司的Nicalon NL200和宇部兴产公司的Tyranno LOX–M。如表1所示，NL200纤维平均直径为14 μm，拉伸强度为3.0 GPa，弹性模量为220 GPa，氧质量分数高达12%。第一代纤维采用空气不熔化工艺交联，其组成–结构–性能的映射关系可概括为：空气不熔化向纤维中引入了质量分数10%~15%的氧，这些氧以SiC_xO_y非晶相形式存在于尺寸仅2~5 nm的β-SiC微晶的晶界处，同时纤维中含有质量分数约5%的游离碳。非晶SiC_xO_y晶界相在1200 ℃以上发生热分解，释放CO和SiO气体，在纤维内部产生孔隙并伴随β-SiC晶粒迅速粗化，导致力学性能急剧下降，因此最高使用温度被限制在1100 ℃左右[17–18]。

为解决第一代纤维氧含量过高的问题，第二代纤维在制备工艺上进行了重大改进：采用电子束辐照交联技术替代空气不熔化工艺，在惰性气氛下实现PCS纤维的交联固化，从而避免了氧的大量引入。典型代表为日本碳公司的Hi–Nicalon纤维，其平均直径为14 μm，拉伸强度的为2.8 GPa，弹性模量的为270 GPa，氧质量分数低于0.5%。第二代纤维的组成–结构–性能映射关系为：电子束辐照交联不引入额外氧，使氧质量分数降至1%以下，β-SiC晶粒尺寸增至5~10 nm，弹性模量显著提升。但由于不熔化过程中未引入氧，先驱体中侧链甲基分解形成的过量碳以游离碳形式存在于晶界处，C/Si原子比为1.4。这一微结构特征产生了双重效应：一方面过量游离碳可抑制β-SiC晶粒在高温下的快速长大，另一方面在1400 ℃以上游离碳发生石墨化和碳有序化重排，导致纤维抗蠕变性能下降，制约了其在更高温度下的应用。

第三代纤维通过氢气脱碳，引入Al、B等烧结助剂或高温烧结等工艺，实现了近化学计量比和高结晶致密化的目标，β-SiC晶粒尺寸大幅增长至10~200 nm，氧质量分数低于1.0%[19]。典型代表中，Hi–Nicalon Type S纤维由日本碳公司开发，在Hi–Nicalon基础上经氢气气氛高温脱碳处理，其组成–结构–性能的映射关系为：通过氢气脱碳将C/Si原子比降至1.05，晶粒尺寸控制在50~100 nm，拉伸强度为2.6 GPa，弹性模量为400 GPa，可在1400 ℃以上长期服役。Tyranno SA3纤维由宇部兴产公司以聚铝碳硅烷为前驱体，经空气不熔化和1800 ℃高温烧结制备，其映射路径为：通过引入Al烧结助剂，在晶界处形成Al–O相，将晶粒尺寸增大至100~200 nm，纤维的拉伸强度和弹性模量分别达到2.8 GPa和380 GPa，在1700 ℃惰性气氛中强度保持率超过90%。Sylramic系列纤维由美国Dow Corning公司开发，以含Ti的PCS纤维经B_2O_3气氛脱氧和1800 ℃烧结制备，其映射路径为：通过引入B烧结助剂，在晶界处形成TiB_2钉扎相，提高了纤维的致密化程

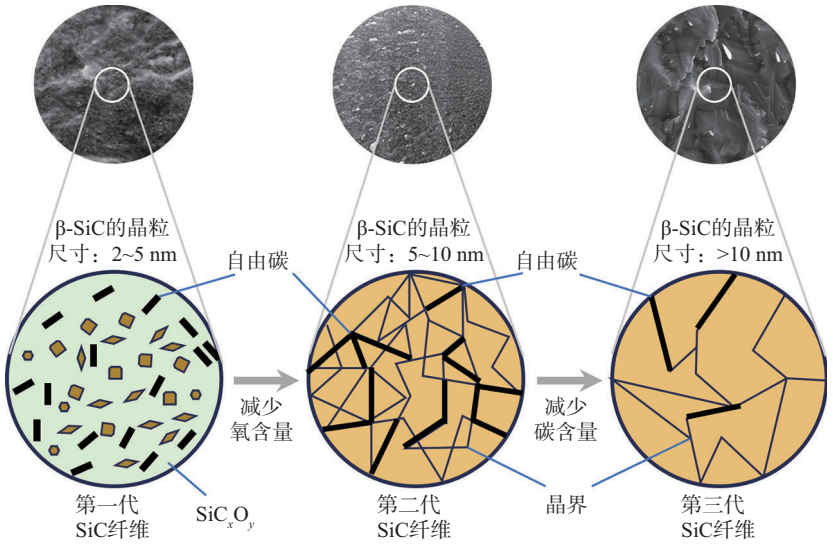


图2　三代SiC纤维的微观结构示意图与特点[9]

Fig.2　Schematic and characteristics of microstructures of three generations of SiC fibers[9]

表1　三代连续SiC纤维的代表性性能参数

Table 1　Representative properties of three generations of continuous SiC fibers

代次	纤维牌号	直径/μm	抗拉强度/GPa	弹性模量/GPa	氧质量分数/%	Ar最高温度/℃
第一代	Nicalon 200	14	3.0	220	12	1100
	Tyranno LOX–M	11	3.3	185	13	1100
第二代	Hi–Nicalon	14	2.8	270	0.5	1300
	Tyranno ZE	11	3.5	233	2	1300
第三代	Hi–Nicalon Type S	12	2.6	400	0.2	1800
	Tyranno SA3	10	2.8	380	<0.5	1600
	Tyranno SA4	10	3.1	399	<0.01	1900
	Sylramic	10	2.9	370	0.8	1600
	Sylramic–iBN	10	2.9	370	0.8	1700
	Super Sylramic–iBN	10	2.9	370	0.4	1800

度，拉伸强度为2.9 GPa，弹性模量为370 GPa，抗蠕变性能在同类纤维中显著提升。从三代SiC纤维的总体演进来看，其组成–结构–性能的映射关系呈现清晰的递进逻辑：从不熔化工艺出发，决定了纤维的氧含量和C/Si比；氧含量控制非晶SiC_xO_y相的含量，决定了高温下的结构稳定性；C/Si比调控游离碳的含量，影响晶粒尺寸和抗蠕变行为；晶粒尺寸和晶界相组成共同决定了纤维的断裂模式、强度和高温力学性能。这一映射关系构成了理解三代纤维性能差异和指导新一代纤维设计的关键线索。

SiC纤维的断裂行为随三代纤维微结构的演变呈现规律性变化，与其组成和晶粒尺寸密切相关[20–21]。第一代和第二代纤维因β-SiC晶粒细小（<10 nm）且非晶SiC_xO_y晶界相占比较高，断裂模式表现为典型的脆性玻璃态断裂，断口呈现明显的镜面区、雾状区和锯齿区特征，断裂韧性为2 MPa·$m^{1/2}$。纤维强度主要受加工过程引入的内部临界缺陷（如孔洞、杂质颗粒和组成不均匀区）控制，与晶粒尺寸无直接关联。进入第三代后，随着纤维致密化和晶粒尺寸大幅增长至50~200 nm，断裂特征发生显著转变：Tyranno SA3和Sylramic纤维的断口呈现明显的沿晶–穿晶混合型断裂特征，断裂面可清晰地辨认出多晶颗粒形貌。基于Griffith断裂准则的分析表明，当SiC晶粒尺寸超过100 nm时，晶粒本身即成为临界缺陷，强度控制机制从“加工缺陷主导”转变为“最大晶粒尺寸主导”。

SiC纤维在高温恒载下的蠕变行为直接决定了以其为增强体的复合材料在长期服役过程中的应力再分配能力和尺寸稳定性。三代纤维的抗蠕变性能随氧含量降低、结晶度提高和晶粒尺寸增大呈递进式提升。第一代纤维（Nicalon 200）在1000 ℃以下即出现蠕变，蠕变机制以非晶SiC_xO_y晶界相的黏性流动和晶界滑移为主，应力指数n≈1，蠕变激活能250 kJ/mol[5]。第二代Hi–Nicalon纤维由于氧含量大幅降低，晶界非晶相含量显著减少，蠕变阈值提高至1050 ℃，应力指数升至2~3，蠕变激活能360 kJ/mol，蠕变机制转变为晶界滑移辅助的界面扩散控制。第三代纤维的蠕变性能进一步提升：Hi–Nicalon Type S在1400 ℃、0.3 GPa条件下的蠕变速率为10^{-8} s^{-1}量级[5]。

近年来，国外第三代SiC纤维在实现近化学计量比和高结晶度的基础上，持续通过微结构调控和表面改性进行技术迭代。Tyranno SA4纤维作为SA3的迭代产品，进一步优化了晶粒尺寸和碳含量，拉伸强度提升至3.1 GPa，弹性模量达399 GPa，氧质量分数低于0.01%。该纤维最显著的特征为表面原位生长一层厚度10~30 nm、高度有序的结晶BN层，该BN层作为弱界面相，可有效偏转基体裂纹，赋予复合材料更优异的假塑性断裂行为，解决了Tyranno SA3纤维因表面粗糙度高，以及与基体结合过强导致的脆性断裂问题[22]。在Sylramic系列中，经1800 ℃高压N_2气氛热处理后的Super Sylramic–iBN纤维，表面形成稳定结晶BN层的同时，纤维强度在1800 ℃下可保持不衰减，其机制在于晶界处的过量碳对SiC晶粒长大的抑制以及BN相对晶界的钉扎作用[23–24]。在抗蠕变性能方面，Super Sylramic–iBN纤维在1400 ℃、275 MPa条件下的稳态蠕变速率在所有先驱体转化SiC纤维中最低，显著优于Hi–Nicalon Type S和Tyranno SA3。Sha等[25]的研究指出，高温热处理虽可通过晶粒长大和晶界密度降低改善蠕变阻力，但晶界相的化学稳定性与组成才是决定蠕变性能的关键因素：Tyranno SA3中Al元素在晶界处形成氧化物可抑制晶界滑移与扩散蠕变，而Super Sylramic–iBN中BN相及TiN相的晶界钉扎效应则是其抗蠕变性能提升的微观结构根源。

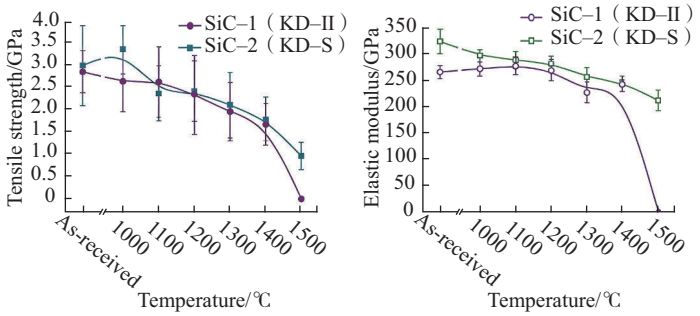
国防科技大学于20世纪80年代在国内率先采用先驱体转化法，开启了连续SiC纤维研究[9]。经过三代技术迭代，已建立起完善的SiC纤维体系。第一代KD–I型纤维以聚碳硅烷为原料，经熔融纺丝和空气不熔化处理引入质量分数12%的氧，在惰性气氛下1200 ℃烧成。纤维中β-SiC晶粒尺寸仅2 nm，氧主要以SiC_xO_y非晶相形式存在于晶界处，同时含有少量游离碳。该纤维在1100 ℃以上因SiC_xO_y非晶相分解导致性能急剧下降，使用温度受限。第二代KD–II采用电子束辐照交联技术替代空气不熔化，氧质量分数降至1%，β-SiC晶粒尺寸增至5 nm，拉伸强度提升至2.6 GPa，如表2所示，但因C/Si原子比为1.3，纤维中仍含有过量的游离碳，在1400 ℃以上因碳热还原和晶粒粗化，高温结构稳定性受到制约。

国防科技大学分别发展了KD–S和KD–SA两类第三代近化学计量比纤维[6,26]。KD–S纤维通过脱碳处理显著降低了自由碳含量，同时保留了良好的β-SiC纳米晶结构，晶粒尺寸为10~20 nm，这使得纤维在高温氧化环境中的结构稳定性大幅提升[27–28]。在1100~1400 ℃的干空气氧化试验中，KD–S纤维表面可形成均匀致密的非晶SiO_2层，力学强度保持率显著优于富碳纤维，如图3所示。更值得注意的是，自由碳的存在对氧化行为有双重影响：适量的自由碳可抑制氧化初期氧化物层的结晶，延缓脆性裂纹的产生，但在氧化中后期又可能促进结晶相的异常长大[29–30]。在抗氧化性能方面，KD–S纤维在1200 ℃干空气中氧化1 h，纤维强度保留率为80.5%。在1300 ℃干空气中氧化1 h后，根据纤维拉伸强度与氧化层厚度对应方程，纤维的氧化层厚度为0.57 μm。从氧化动力学来看，KD–S纤维在干空气中的氧化激活能为234 kJ/mol，与Hi–

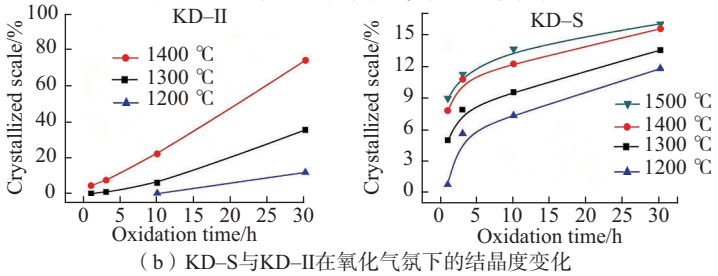
表2　国内代表性SiC陶瓷纤维的性能参数

Table 2　Properties of representative domestic SiC ceramic fibers

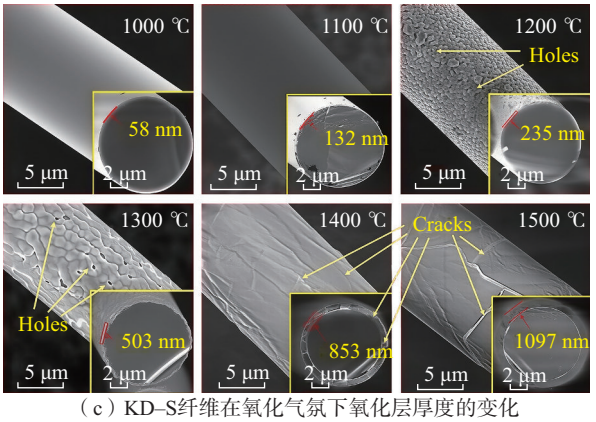
纤维牌号	直径/μm	抗拉强度/GPa	弹性模量/GPa	氧质量分数/%	最高使用温度/℃
KD–II	11	2.6	270	1.1	1400
KD–S	10	3.0	320	1.0	1800
KD–SA	10	2.5	350	<0.5	1800
Cansas–III	12	2.8	300	<1.0	1600
Cansas 3200	13	3.2	286	0.8	1600
Cansas 3300	12	3.6	373	<0.8	1600
Zelramic300	9	3.0	350	<0.2	1800
Zeralon 3A	10	2.2	360	<0.5	1800
Zelramic–iBN	9	3.1	350	<0.5	1800
SiC–ZrB_2	9	2.1	385	<0.2	1800
SiC(Ti)	12	2.0	308	<1.0	1800
NIMTE	8	2.4	438	<0.5	1800



（a）KD–S与KD–II在氧化气氛下的强度变化



（b）KD–S与KD–II在氧化气氛下的结晶度变化



（c）KD–S纤维在氧化气氛下氧化层厚度的变化

图3　KD–S纤维氧化性能的提升[27]

Fig.3　Improvement of oxidation resistance of KD–S fibers[27]

Nicalon Type S纤维的248 kJ/mol较为接近。针对更高温度应用场景，国防科技大学开发的KD–SA纤维以高结晶度（晶粒尺寸100~200 nm）和极低氧含量（质量分数<0.5%）为特征，在1800 ℃惰性气氛下长时间退火后仍能保持结构稳定。此外，通过优化烧结工艺参数，如升温速率和保温时间，可有效调控晶粒尺寸与致密化程度，从而实现纤维力学性能的进一步优化[31–33]。KD–SA纤维在1800 ℃氩气中长时间退火（50~100 h），退火初期因表面致密层的形成和少量孔隙的愈合，纤维强度可能出现微弱上升，强度保留率可达107.8%，但随着退火时间进一步延长，芯部孔隙/自由碳尺寸因SiC晶粒的分解而逐步增大，表面石墨壳层的形成导致纤维有效承载截面积减小，强度呈下降趋势。纤维强度随退火时间和温度变化从“略有上升”转为“逐步下降”，实质上反映了晶粒生长致密化与晶粒分解、表面退化两种竞争机制的动态平衡。在产业化方面，宁波众兴新材料有限公司依托国防科技大学的技术，开展了KD–II纤维的批量化生产。

厦门大学自2002年起开展连续SiC纤维研究，在电子束辐照交联PCS纤维的制备工艺优化[34–35]、不熔化机理和纤维组成结构调控方面开展了系统工作[36]。该校以二甲基二氯硅烷为原料合成PCS前驱体，经熔融纺丝和电子束辐照交联后，在1300~1500 ℃惰性气氛中烧成，制备了具有低氧含量和近化学计量比的连续SiC纤维[34]，该校还与福建立亚新材有限公司开展了产学研合作。福建立亚新材有限公司开发了Cansas系列SiC纤维产品，涵盖低氧型和高耐热型等型号，完成了从实验室研发到中试生产的转化，部分产品已进入工程应用阶段，其中Cansas–III型纤维拉伸强度为2.8 GPa，直径为12 μm，氧质量分数低于1%。湖

南泽睿新材料有限公司开展了掺杂型SiC纤维的研发与产业化工作[37–38]，推出了Zeralon 3A、Zelramic 300和Zelramic–iBN[38]等一系列第三代高结晶SiC纤维产品。该类纤维在1800 ℃惰性气氛中处理后强度保留率超过80%。其中，Zelramic–iBN纤维表面原位生长有厚度为50~80 nm的氮化硼（BN）涂层，这一涂层被认为可提升纤维的高温抗氧化性能。中国科学院过程工程研究所Sun等[39]开发的SiC–ZrB_2复相纤维，其C/Si原子比为1.05，氧质量分数低于0.2%，抗拉强度为2.1 GPa，弹性模量高达385 GPa。该纤维中均匀分布的ZrB_2晶粒能有效钉扎β-SiC晶界，使其在1200~1500 ℃范围内具有优异的抗蠕变性能，1800 ℃氩气中3 h退火后强度保持率仍超过95%。浙江理工大学张潇等[40]以含钇铝聚碳硅烷为先驱体，通过碘不熔化工艺和1900 ℃高温烧结，制备出含钇铝元素的SiC纤维，Al和Y以Al–O–Y的形式共存，起到烧结助剂的作用，促进纤维致密化并提升高温下的晶粒稳定性。从国内SiC纤维研发力量的总体布局来看，国防科技大学最早开展SiC纤维研究，开发了对标Nicalon和Tyranno SA牌号的三代SiC纤维和吸波SiC纤维等系列产品，产品门类最齐全。厦门大学依托企业生产体系，实现了对标Hi–Nicalog、Hi–Nicalon–S第二代与第三代SiC纤维的吨级工程化和吸波SiC纤维的中试技术。其他单位主要开展掺杂型SiC纤维的特色研究，在含Zr、含Ti、Al等复相体系研究上形成了特色，但尚未实现工程化应用。

尽管国内SiC纤维已实现三代产品的迭代发展，但与国际先进水平相比，在纤维的微观结构方面，以及由此决定的高温性能方面仍存在可辨识的差距，其根源主要来自烧结与致密化工艺控制水平的差异。具体而言，未掺杂特殊元素的国产纤维以KD–S和Cansas–III为代表，二者均采用电子束辐照交联结合氢气脱碳的制备路线，与国际同类产品Hi–Nicalon Type S属于同一技术谱系。然而，国产纤维的β-SiC晶粒尺寸通常为10~20 nm，而Hi–Nicalon Type S的晶粒尺寸已达50~100 nm[17,27–28]。晶粒尺寸的差异直接反映在高温性能上：更大的晶粒尺寸意味着更低的晶界密度和更长的扩散路径，因而Hi–Nicalon Type S在1400 ℃以上表现出更优的抗蠕变性能和结构稳定性。这一差距的根本原因在于烧结与致密化工艺的控制水平，Hi–Nicalon Type S在氢气脱碳后经历了更为充分的高温致密化处理，晶粒得以适度长大并实现晶界净化，而国产纤维的烧结工艺仍存在一定问题，晶粒长大不充分，同时芯部可能残留较多未完全排出的游离碳和纳米孔隙。

对于掺铝烧结助剂的KD–SA纤维，其与Tyranno SA系列纤维的差距主要体现在微观结构均匀性方面。从晶粒尺寸来看，KD–SA的晶粒尺寸为100~200 nm，与Tyranno SA3相当，说明其烧结程度已达到较高水平，但KD–SA的拉伸强度低于Tyranno SA3的拉伸强度，这一差距主要来源于烧结工艺导致的微观结构差异[6–7]。具体而言，Tyranno SA3在烧结过程中通过更为精细的升温制度和气氛调控，实现了纤维从表面到芯部的均匀致密化，晶界处Al–O相的分布也更为均匀，有效抑制了晶粒异常长大和局部孔隙残留。相比之下，KD–SA纤维部分批次存在芯部游离碳局部富集和孔隙率偏高的问题，这源于碳热还原反应从纤维表面向芯部逐步推进的特点：当表面率先完成致密化并形成致密SiC层后，芯部反应产生的CO气体逸出受阻，导致芯部致密化不充分，晶粒生长受限，残留缺陷增多，最终体现为力学性能偏低。此外，纤维表面状态和内部残余气孔的分布差异，也会影响纤维的实际承载能力[5–6,31]。

面向未来，国内SiC纤维的发展可在以下方向持续突破：一是深化先驱体分子设计，将理论计算与可控合成相结合，实现对先驱体分子量分布、支化度和官能团空间排布的精准调控，从源头提高纤维组成的均匀性和批次一致性；二是建立脱碳–烧结过程的非平衡热力学与动力学模型，系统揭示升温速率、气氛分压及气体流场对碳热还原反应进程和SiC晶粒生长行为的耦合影响规律，为关键工艺参数的智能优化提供理论基础；三是借鉴国际先进经验，发展基于失效物理和微观力学的高温蠕变寿命预测方法，建立纤维微结构–宏观蠕变行为的定量关联模型；四是加强与复合材料应用需求的双向牵引，针对不同服役环境开展纤维/基体界面相容性的系统研究和评价，以推动国产SiC纤维从实验室性能达标走向工程化应用的全面成熟。

2.2 吸波SiC纤维研究进展

先驱体转化法制备的SiC纤维由β-SiC纳米晶、SiC_xO_y非晶相和自由碳组成，其中自由碳的含量、分布及石墨化程度是决定电阻率的核心因素。对于SiC纤维，吸波性能的调控主要通过不熔化处理程度、烧成气氛和热解升温制度的协同优化实现。通过控制工艺参数，可使自由碳形成从孤立团簇到连续网络的多种导电构型，纤维室温电阻率在10^{-1}~10^7 Ω·cm范围内连续可调[41–42]。

日本较早开展了吸波SiC纤维的产业化工作。日本碳公司于1982年率先实现Nicalon系列纤维的商品化[5]，并逐步发展了多种电阻率级别的专用牌号，如表3所示。NL–200为标准牌号，电阻率为10^3~10^4 Ω·cm，主要用于耐热结构材料；NL–500低电阻率纤维的电阻率为0.5~5.0 Ω·cm，与环氧树脂复合后展现出优异的微波吸收能力；NL–400高电阻率纤维的电阻率达10^6~10^7 Ω·cm，主要用于雷

达天线罩等透波领域；NL–607碳涂层纤维在NL–200基体表面沉积130 nm碳层后，电阻率降至0.8 Ω·cm，兼具吸波与承载功能[43]。日本宇部兴产公司通过向聚碳硅烷中引入钛元素[42]，于1988年开发了Si–Ti–C–O体系Tyranno系列纤维，其电阻率在10^{-1}~10^{7} Ω·cm范围内可调，涵盖A型（10^{6}~10^{7} Ω·cm）的透波用高阻型号至H型（10^{-1}~10 Ω·cm）的吸波用低阻型号，各型号拉伸强度保持在1.9~2.9 GPa，这得益于钛元素对β-SiC晶粒高温生长的抑制以及对Si–Ti–C–O非晶相热分解的延迟。日本碳公司采用电子束辐照交联技术制备了Hi–Nicalon纤维[43]，氧质量分数由第一代纤维的12%降至0.5%。该纤维由5 nm的β-SiC纳米晶与连续自由碳网络构成，室温电导率0.8 S·cm^{-1}，自由碳网络的连续性赋予了纤维较高的电导损耗能力。此外，宇部兴产也开发了Tyranno ZM含锆纤维和氧质量分数低于0.5%且近化学计量比的Tyranno SA3高耐热纤维[5]，被广泛应用于高温结构–功能一体化复合材料中。

吸波SiC纤维的电阻率随温度升高总体呈下降趋势，但其高温实时电性能与热处理后室温测试结果存在显著差异[44]。即使在真空中较低温度且未引发明显化学反应的条件下，电阻率也已明显降低，表明电阻率变化受温度效应与微观结构演变的共同影响。其机制涉及β-SiC半导体相载流子浓度升高、SiC_xO_y非晶相分解、β-SiC晶粒长大、Si元素升华，以及表面碳层的形成与氧化等多种因素的耦合作用。从商品化吸波SiC纤维的发展来看，电阻率的宽域调控已基本实现，但高温稳定性问题尚未解决：高电阻率纤维多采用氧化不熔化工艺制备，其所含SiC_xO_y相在1100 ℃以上分解，导致力学性能急剧下降与电性能剧变；低电阻率纤维依赖表面富碳层设计，在氧化气氛中碳层易发生烧蚀，引发电阻率骤升与吸波性能劣化。因此，电阻率的高温稳定性已成为制约吸波SiC纤维工程应用的核心瓶颈[45–46]。

国防科技大学在吸波SiC纤维领域的相关工作开展较早，研究内容涉及电阻率调控机理、制备工艺及性能优化等方面。在电阻率调控机理方面，国防科技大学研究了表面结构与自由碳含量对SiC纤维电阻率的影响规律。研究表明，经空气不熔化处理的PCS纤维在快速烧成过程中，表面可形成碳原子的原子数分数97%、厚度50 nm的碳层；该碳层的质量分数占纤维总质量的1.2%，可使电阻率降至3.6×10^{-1} Ω·cm。经600 ℃空气氧化处理去除该碳层后，电阻率升至2.5×10^{4} Ω·cm，变化幅度达5个量级[41]。在反应气氛调控方面，国防科技大学以电子束辐照交联的PCS纤维为原料，在热解过程中引入氢气或氨气以调控碳含量，制备了电阻率在10^{-1}~10^{7} Ω·cm范围内可调的连续SiC纤维，拉伸强度为1.6~2.9 GPa，具体参数见表4。其中，N_2气氛下热解所得F–1纤维碳质量分

表3　国外代表性吸波SiC纤维的性能参数

Table 3　Performance of representative foreign wave-absorbing SiC fibers

纤维型号	直径/μm	拉伸强度/GPa	弹性模量/GPa	电阻率/(Ω·cm)
NL–400	14	2.8	180	10^{6}~10^{7}
NL–500	14	3.0	220	0.5~5.0
NL–607	14	3.0	220	0.8
Tyranno A	9	1.9	165	10^{6}~10^{7}
Tyranno B	9	2.3	180	10^{5}~10^{6}
Tyranno C	9	2.7	195	10^{4}~10^{5}
Tyranno D	9	2.9	210	10^{3}~10^{4}
Tyranno E	9	2.9	210	10^{2}~10^{3}
Tyranno F	9	2.9	210	10~10^{2}
Tyranno G	9	2.9	210	10^{0}~10
Tyranno H	9	2.9	210	10^{-1}~10^{0}
Hi–Nicalon	14	2.8	270	1.4

表4　国内代表性吸波SiC纤维的性能参数

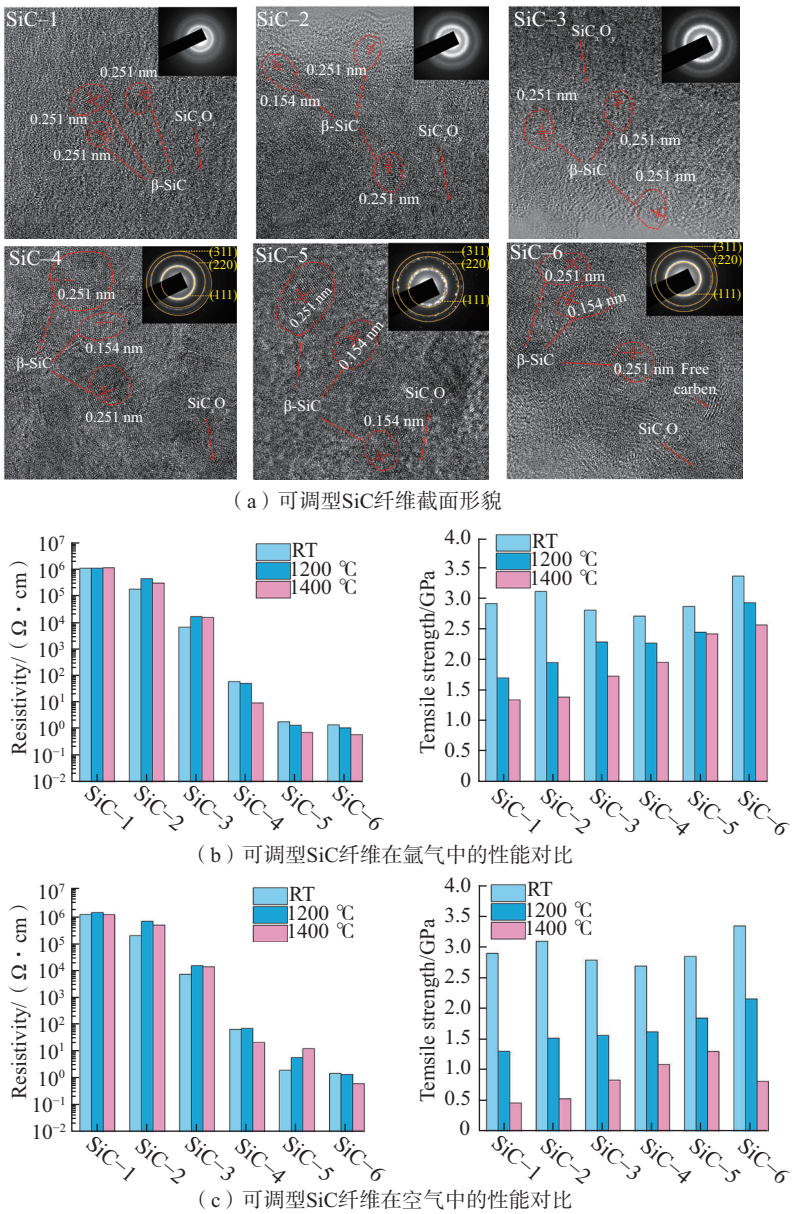
Table 4　Properties of representative domestic wave-absorbing SiC fibers

纤维型号	研发单位	直径/μm	拉伸强度/GPa	弹性模量/GPa	电性能
F–1	国防科大	10.8	2.9	293	1.1 Ω·cm
F–2	国防科大	11.3	2.3	217	3.7×10^{3} Ω·cm
F–3	国防科大	12.0	2.1	206	2.6×10^{4} Ω·cm
F–4	国防科大	13.2	1.6	151	1.1×10^{7} Ω·cm
可调型SiC	国防科大	10.5~11.0	2.7~3.3	226~304	1.3~1.1×10^{6} Ω·cm
S–28	国防科大	12.0	2.6	—	1.1×10^{-3} S/cm
S–22	国防科大	11.8	2.4	—	8.3×10^{-5} S/cm
S–15	国防科大	11.8	2.2	—	1.1×10^{-5} S/cm
Zeralon RA	泽睿新材料	10.0	2.3	180	10^{-2}~10^{6} Ω·cm

数为40.3%，C/Si原子比为1.63，电阻率为1.1 Ω·cm；H_2气氛下所得F–2纤维碳质量分数降至32.8%~35.8%，电阻率升至10^3量级；NH_3气氛下所得F–3纤维碳质量分数为16.7%，电阻率为2.6×10^4 Ω·cm；F–4纤维碳质量分数进一步降至0.9%，电阻率达到1.1×10^7 Ω·cm。上述纤维在1200 ℃条件下，N_2和空气处理后质量变化较小，表现出较好的耐高温和抗氧化性能[47]。

通过预氧化–氢处理–氮烧结三步工艺，控制纤维中SiC_xO_y相与自由碳相的比例，获得了电阻率1.3~1.1×10^6 Ω·cm可调、拉伸强度2.7~3.3 GPa的连续SiC纤维，并在1400 ℃氩气和1200 ℃空气中均展现出良好的电阻率和强度保持性，如图4所示[48]。此外，通过含苯基聚碳硅烷先驱体与空气预氧化–真空热处理–氢/氮烧成一体化工艺的协同调控，实现了电阻率10^{-2}~10^7 Ω·cm、强度3.0 GPa的纤维制备。在SiCN复相纤维方面，国防科技大学通过调控氨气氮化工艺，在碳富SiC相与Si_3N_4相之间形成界面SiC_xN_y过渡相，制备了连续SiCN陶瓷纤维。其中，S–28纤维的最小反射损耗为−63.7 dB，有效吸收带宽为4.20 GHz，且经1500 ℃处理后仍保持吸波能力；S–22和S–15纤维的最小反射损耗分别为−39.8 dB和−37.4 dB[49]。

湖南泽睿新材料有限公司报道了一种通过烧成炉内压力原位调控纤维表面碳层的方法[50]，将不熔化纤维在100 Pa~130 kPa的压力梯度下进行烧成，可使热解碳在纤维表面的沉积厚度在0~100 nm范围内可调，对应电阻率在10^{-2}~10^6 Ω·cm范围内变化，纤维的单丝拉伸强度保持在2.3 GPa以上。福建立亚新材有限公司提出了一种电阻率可调的SiC纤维制备方法[51]，以聚碳硅烷为原料经熔融纺丝和无氧电子束交联后，在190~230 ℃低氧环境中进行氧化交联，随后在400~800 ℃氢气气氛中热解，再经800~1300 ℃惰性气体烧结和1500 ℃终烧，制得SiC纤维，该纤维兼具高强度和宽电阻率调控范围。



（a）可调型SiC纤维截面形貌

（b）可调型SiC纤维在氩气中的性能对比

（c）可调型SiC纤维在空气中的性能对比

图4　可调型SiC纤维的组成与电性能[48]

Fig.4　Composition and electrical properties of tunable SiC fibers[48]

SiC纤维的电磁波吸收性能不仅取决于其电阻率，还与复介电常数、阻抗匹配特性及多重衰减机制的协同作用密切相关。材料的吸波能力通常以反射损耗（Reflection loss，RL）来量化，RL值越低，表明对电磁波的吸收越充分；当RL<−10 dB时，对应的频段称为有效吸收带宽（Effective absorption bandwidth，EAB），意味着超过90%的入射电磁波可被衰减。根据传输线理论，RL由材料的复介电常数（$\varepsilon_r=\varepsilon'-j\varepsilon''$）、厚度和频率共同决定，其中实部$\varepsilon'$代表对电磁能的储存能力，虚部$\varepsilon''$代表对电磁能的损耗能力，介电损耗正切$\tan\delta=\varepsilon''/\varepsilon'$则综合反映材料将电磁能转化为热能的能力。SiC纤维对电磁波的衰减机制主要包括电导损耗和极化弛豫损耗两类[52]。电导损耗源于自由碳构建的导电网络：在外加

电磁场作用下，载流子在导电通路中迁移形成微电流，通过焦耳效应将电磁能转化为热能而被耗散。极化弛豫损耗则发生在异质界面处——当SiC纳米晶、碳层和SiC_xO_y非晶相等具有不同电导率和介电常数的组分紧密接触时，界面两侧因电荷积累差异形成宏观偶极矩，偶极子随交变电磁场反复转向时产生弛豫损耗，将电磁能转化为热能。两种机制的相对贡献取决于纤维的组成与微结构：当自由碳含量高且形成连续导电网络时，电导损耗占主导地位；当纤维中碳以孤立团簇或纳米晶形式分散于绝缘基体中时，界面极化弛豫损耗则成为主要衰减方式。需指出的是，高导电性虽有利于增强衰减能力，但如果电导率过高，大量电磁波在纤维表面因阻抗失配而被反射，实际进入材料内部被衰减的电磁能反而有限。因此，优异的吸波性能需要电导损耗与极化弛豫损耗的协同，同时兼顾良好的阻抗匹配特性[53–54]。

3 氮化物纤维研究进展

氮化物连续陶瓷纤维主要包括Si_3N_4纤维、BN纤维、SiBN纤维和SiNO纤维4类。这类纤维的共同特征在于具有较低的介电常数与介电损耗，良好的高温力学性能，以及优异的抗热振性能，是高马赫数飞行器天线罩、天线窗等高温透波部件的关键增强材料。与石英纤维和莫来石纤维等氧化物透波纤维相比，氮化物纤维在1200 ℃以上仍可保持较好的结构稳定性与介电性能，对于满足高超声速飞行器在严重气动加热条件下电磁透波与结构承载的双重需求具有重要价值。

3.1 Si_3N_4纤维的研究进展

Si_3N_4纤维具有低介电常数、优异的力学性能和良好的高温稳定性，通常以聚碳硅烷或聚硅氮烷为先驱体，经熔融纺丝、不熔化处理、NH_3氮化及高温热解等工序制备[55]。在不熔化处理方式上，主要有空气热氧化交联、电子束辐照交联和γ射线辐照交联等方法。其中，空气氧化交联工艺简单，但会向纤维中引入较高含量的氧（质量分数通常为4%~12%）；电子束辐照交联在惰性气氛下进行，可显著降低氧含量（质量分数可低至0.5%以下），但设备成本较高；γ射线辐照固化则兼具高穿透性和空气气氛下操作的便利性，可实现纤维内部的均匀交联[56]。从相组成来看，Si_3N_4纤维在制备态下通常呈非晶态结构，主要由SiN_4四面体网络构成，亦可能含有少量SiC_xN_y、SiN_xO_y中间相及微量游离碳[57–58]。这些组成特征赋予Si_3N_4纤维较高的电阻率（通常大于10^9 Ω·cm）和较低的介电损耗[59]。

在Si_3N_4纤维的发展历程中，日本的研究工作起步较早且具有代表性。日本原子能研究所Kamimura等[10]于20世纪90年代以电子束辐照固化的PCS纤维为原料，经NH_3氮化和高温热解制备了Sinber系列Si_3N_4纤维，其电阻率大于10^{13} Ω·cm，可用作高温绝缘套管材料。日本东燃公司以全氢聚硅氮烷为前驱体[11–12]，通过干法纺丝和高温烧成开发了连续Si_3N_4纤维，纤维在1300 ℃以下保持非晶态，拉伸强度可达1.5 GPa，如表5所示。

国防科技大学以电子束辐照固化的PCS纤维为原料，经NH_3氮化和N_2气氛高温热解，制备了KD–SN系列连续Si_3N_4纤维。NH_3流量对纤维的组成和结构稳定性有显著影响：过高的NH_3流量会导致纤维内部残留高浓度氮自由基，这些自由基与空气中水分发生水解，使纤维氧含量随储存时间逐渐上升，力学性能相应下降；通过优化NH_3用量，可在保证脱碳效果的同时降低残余自由基浓度，从而获得组成和性能均较为稳定的纤维[58,60]。KD–SN纤维为非晶态，化学组成以Si_3N_4为主，拉伸强度为1.5 GPa，弹性模量为146 GPa。纤维在N_2气氛中1400 ℃保温1 h后强度保留率为76%，仍维持非晶态结构；1450 ℃保温1 h后强度保留率降至43%，其衰减主要归因于纳米孔的扩大；当温度升至1500 ℃以上时，纤维中出现α-Si_3N_4结晶，强度随之急剧下降，如图5所示。Si_3N_4纤维在空气中1100 ℃开始氧化，产物以SiO_2为主[57]。

厦门大学Li等[61]采用γ射线辐照固化制备Si_3N_4纤维，研究了氧含量对纤维结晶行为的影响，以及BN涂层的高温防护工作，通过γ射线辐照固化制备的纤维在1200 ℃下拉伸强度可达1.6 GPa，但温度高于1300 ℃时，结晶作用会造成强度迅速下降。在氧含量对纤维结晶行为的影响研究中发现，质量分数0.5%

表5 国内外代表性Si_3N_4陶瓷纤维的性能参数

Table 5 Properties representative domestic and foreign Si_3N_4 ceramic fibers

纤维类型	研发机构	直径/μm	抗拉强度/GPa	非晶稳定性/℃
Si_3N_4	日本东燃	10	1.5	≤1300
KD–SN	国防科技大学	12	1.5	≤1400
Si_3N_4	厦门大学	14	1.6	≤1300
SN–L	厦门大学	13	2.1	≤1500
SN–H	厦门大学	13	1.6	≤1500
Cansas 4100	福建立亚	13	1.6	—
Cansas 4120	福建立亚	13	1.6	—

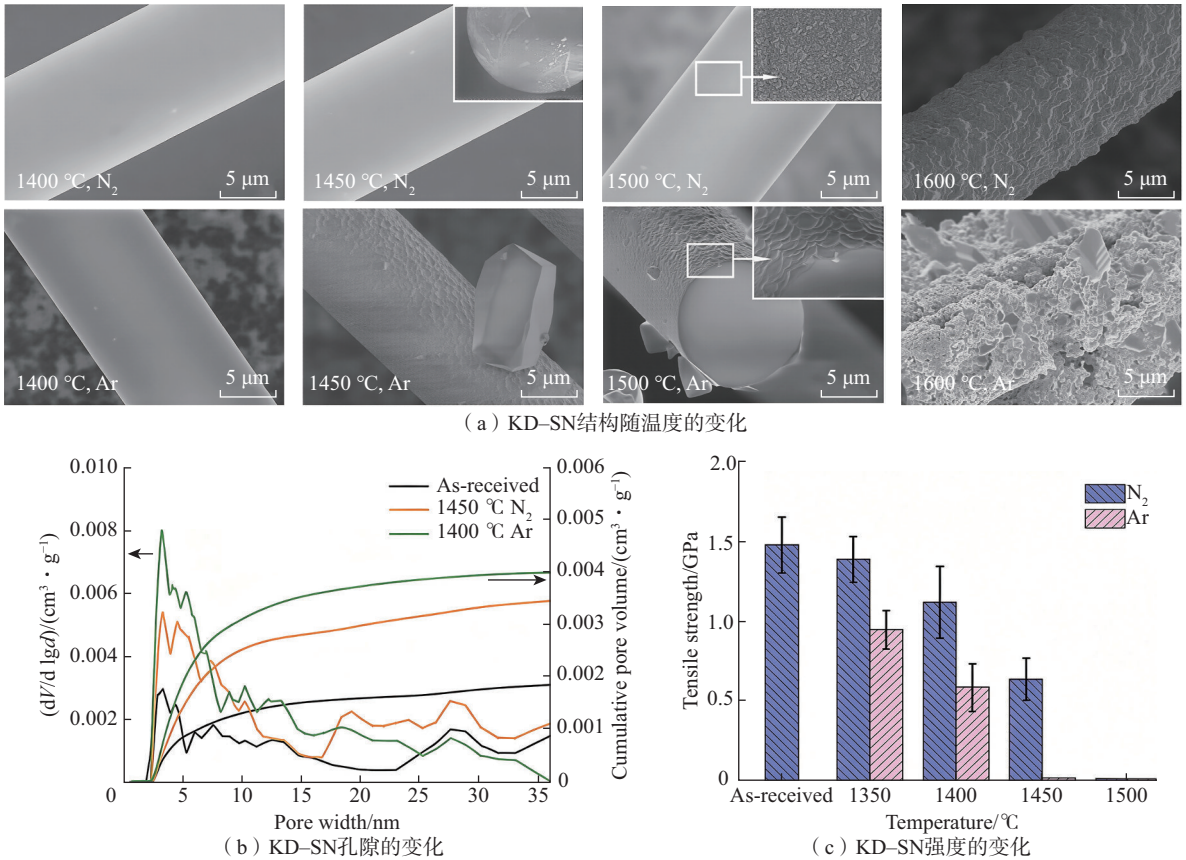
的低氧纤维在1500 ℃、N_2气氛下，发生完全结晶并丧失强度，而质量分数4.2%的高氧纤维在相同条件下仍可保持非晶态且强度保留率达63.6%，其机制在于高氧含量促使SiN_3O结构的SiN_xO_y中间相优先析出，占据了非均匀成核位点，从而抑制了α-Si_3N_4的生成[36]。BN涂层可显著抑制Si_3N_4纤维在高温空气中的结晶与氧化进程，含BN涂层纤维在1600 ℃空气中处理后仍保持非晶态[62]。此外，Dong等[63]还以电子束辐照交联PCS纤维为基础，通过控制NH_3氮化温度实现了氮元素从纤维表面向芯部的梯度分布，制备了Si_3N_4/SiC梯度结构复相纤维，其电阻率在10^2~10^7 Ω·cm范围内可调，拉伸强度达1.5 GPa，弹性模量为182 GPa。

3.2 BN纤维的研究进展

BN纤维是以六方氮化硼为主要物相，具有类石墨层状晶体结构的高性能陶瓷纤维。其本征介电常数2.66，介电损耗可低至10^{-4}量级，且可在惰性气氛中保持结构稳定至2000 ℃以上[64–65]。

日本和法国在BN纤维先驱体合成与纤维制备方面开展了较早的研究工作。日本Kimura等[66]以三甲胺基硼烷为原料，通过添加1–氨基十二烷调控聚合物的熔融可纺性，经熔融纺丝、氨气热解及1800 ℃烧结，获得了拉伸强度980 MPa的连续BN纤维，如表6所示，并证实纤维在1400 ℃以上惰性气氛中未出现常见于SiC基纤维的严重强度衰减。日本Okana等[67]以卤化硼和腈类化合物为原料制备了可溶性BN先驱体，经干法纺丝和热处理制备了连续BN纤维，直径20 μm，拉伸强度最高可达1.4 GPa。法国Miele等[68]以三氯环硼氮烷为起始单体，通过一甲胺和二甲胺的定量取代反应调控聚合单体的对称性和官能度，系统研究了先驱体分子结构对纺丝性能和陶瓷纤维力学性能的影响规律。其中，基于不对称单体聚合获得的先驱体具有良好的可纺性，纺丝后经过1800 ℃高温处理获得的BN纤维拉伸强度为1.48 GPa，弹性模量为365 GPa。Toutois等[69]还发现，在不熔化与热解阶段对纤维施加牵引张力可有效提高h–BN晶粒沿纤维轴的取向度，纤维(002)面取向度由0.37升至0.85，拉伸强度由900 MPa升至1200 MPa。

国内国防科技大学Lei等[70–71]以聚烷基氨基硼氮烷为先驱体，通过NH_3/N_2气氛热解和Ar气氛高温结晶，制备了近化学计量比的BN纤维，延长NH_3气氛下的脱碳时间可进一步降低碳含量，陶瓷产率从质量分数73.8%下降至53.2%，所得纤维拉伸强度为850 MPa，兼具较低的介电常数与介电损耗，以及良好的高温抗



（a）KD–SN结构随温度的变化

（b）KD–SN孔隙的变化

（c）KD–SN强度的变化

图5 KD–SN纤维结构与性能随温度的演化过程[57]

Fig.5 Evolution of structure and properties of KD–SN fibers with temperature[57]

氧化性能。Du等[72]基于密度泛函理论模拟计算确定共聚单体比例，采用一锅法共聚策略合成了共聚型聚硼氮烷先驱体，陶瓷质量分数为62.4%，分子量分布指数小于1.3，熔体流动活化能仅23.6 kJ/mol；利用该先驱体成功制备了连续长度超过10 km、直径8 μm、拉伸强度1.6 GPa的BN纤维。通过在NH_3引入BCl_3，利用BCl_3与先驱体分子链中活性基团的反应，将硼元素均匀引入纤维内部以补偿氮富集造成的硼空位，使最终BN纤维的B/N原子比达到0.996，结晶度提升至92.35%，取向度达79.8%，拉伸强度和弹性模量分别达到1.6 GPa和220 GPa[73]。在纤维微结构调控方面，利用石墨环限制纤维在聚合物–陶瓷转化过程中的径向收缩而产生连续微张力，可使h–BN的结晶度由81.13%提升至90.72%，取向因子增长近20%，纤维孔隙率和体积缺陷显著降低，密度提升44%，拉伸强度和弹性模量分别提高3倍和10倍[74]。此外，中国科学院过程工程研究所以三甲胺基硼烷为先驱体，通过空气快速固化和氨气热处理，系统研究了热解过程中先驱体的分子结构演变及纤维组成–结构–性能的对应关系；当预热温度为700 ℃时，最终经1600 ℃处理的BN纤维综合性能最佳，拉伸强度为1.11 GPa，弹性模量为265 GPa，介电常数和介电损耗在10 GHz下均有较好表现[75–76]。在产品化方面，山东工业陶瓷研究设计院已建成吨级制备能力的BN陶瓷纤维工程化生产线[77]，在近期报道的工作中，BN纤维平均单丝拉伸强度可达1495~1594 MPa、弹性模量可达197~224 GPa，且(002)晶面取向度高达0.83~0.87，纤维表面光滑无明显缺陷。

3.3 SiBN纤维的研究进展

SiBN纤维是一种兼具Si_3N_4优异抗氧化性与BN优异耐高温性的多元氮化物陶瓷纤维，介电常数通常在3~5，介电损耗低于0.01[13]。通过在Si–N网络中引入B元素形成Si–N–B三元无规网络结构，可有效抑制非晶态Si_3N_4在1400 ℃以上的热分解与结晶，将纤维的高温稳定使用温度提升至1700 ℃以上。

如表7所示，日本东燃公司Funayama等[78]以硼酸三甲酯改性低分子量聚氮硅烷为前驱体，经熔融纺丝、不熔化处理及高温氮气热解，制备了SiBN纤维；该纤维平均直径10 μm、拉伸强度2.5 GPa、弹性模量180 GPa，在1600 ℃处理后强度基本不衰减，这归因于硼元素的引入有效抑制了纤维中Si_3N_4晶粒的高温生长及Si–C–O非晶相的热分解。德国Bayer公司Baldus等[13]以聚硼硅氮烷为先驱体，通过先驱体合成、熔融纺丝、不熔化处理及氮气气氛下的热解脱碳等工序制备了低氧SiBN纤维；该纤维在1700 ℃氮气和1400 ℃空气中处理后仍保持非晶态，且力学性能基本保留，展现出优异的高温结构稳定性。

国防科技大学唐云等[79]以聚硼硅氮烷为先驱体，经熔融纺丝、不熔化处理和NH_3气氛高温裂解，制备了组成$Si_{1.13}BN_{2.47}$的SiBN纤维，拉伸强度为1.8 GPa，弹性模量为196 GPa；该纤维在惰性气氛中可保持非晶态至1700 ℃，加热至1850 ℃析出Si_3N_4和BN结晶；该纤维在2~18 GHz频率范围内的平均介电常数为3.68，介电损耗为0.0042，在高温透波领域有应用前景。Long等[80]研究了B含量对连续SiBN纤维微观结构和性能的影响规律，B含量增加可有效提高纤维的高温稳定性：较高B含量的SiBN纤维在N_2中1700 ℃处理后仍维持非晶态，且力学性能基本保留；在空气环境中，SiBN纤维在1100 ℃以上开始发生氧化，Si_3N_4和BN相分别转化为SiO_2和B_2O_3，其中B_2O_3在高温下部分挥发并向纤维内部渗透，与

表6 国内外代表性BN陶瓷纤维的性能参数

Table 6 Properties of representative domestic and foreign BN ceramic fibers

纤维类型	研发单位	直径/μm	抗拉强度/GPa	弹性模量/GPa
国外BN	日本Kimura	10	0.98	78
	法国Miele	15	0.51	67
		8	1.48	365
	日本Okano	20	1.40	—
PTAB/PPAB基BN	国防科大	13	0.85	—
PPAMB基BN	国防科大	8	1.60	239
BCl_3固化BN	国防科大	10	1.60	220
国内BN	中国科学院过程工程所	10	1.11	265
	山东工业陶瓷	10	1.59	224

表7 国内外代表性SiBN陶瓷纤维的性能参数

Table 7 Properties of representative domestic and foreign SiBN ceramic fibers

研发单位	直径/μm	拉伸强度/GPa	弹性模量/GPa
日本东燃	10	2.5	180
德国Bayer	13	1.5	—
国防科大	10	1.8	196
	12	1.5	137

Si_3N_4反应析出h–BN纳米颗粒，最终形成包含SiO_2层和SiO_2/BN复合层的复杂多层氧化结构，这种结构在一定程度上延缓了纤维的进一步氧化降解[81]。目前，国防科技大学已与湖南锐林新能源科技有限公司合作进行吨级SiBN纤维技术的开发。

3.4 SiNO纤维的研究进展

如表8所示，SiNO陶瓷纤维结合了Si_3N_4优异的力学性能与热稳定性，以及氧化硅良好的介电性能与抗氧化性，其热力学稳定相通常为Si_2N_2O，在惰性气氛下具有更高的耐温极限，且在高温处理后仍能保持较高的强度保留率[82]。

国际上对于SiNO纤维的研究始于20世纪80年代，Sato等[83]最早以聚碳硅烷为先驱体，通过热氧化固化引入氧元素，再在氨气气氛中进行高温氮化处理，成功制备了连续Si–N–O陶瓷纤维；该纤维在可见光下为无色半透明状，其力学性能与固化过程引入的氧含量密切相关；随后，研究人员进一步系统研究了氧化固化温度对纤维组成及高温力学性能的影响，结果表明，当PCS纤维在160 ℃固化，并于1400 ℃氮化处理后，得到的Si–N–O纤维拉伸强度最高，为1.8 GPa，该纤维在氩气气氛中暴露至1400 ℃时，其强度和杨氏模量几乎不发生衰减，在空气中于1200 ℃暴露1 h也依然保持稳定。

国防科技大学邹春荣等[84]以PCS不熔化纤维为原料，通过空气氧化处理和氮化处理制备了连续Si–N–O纤维，该纤维拉伸强度为1.2 GPa，介电常数为3.9~6.8；在耐温性方面，该纤维可维持无定形态至1400 ℃，显著优于石英纤维900 ℃即开始析晶的耐温水平，经1500 ℃处理后，纤维呈现α-Si_3N_4结晶与无定形态共存的结构。Liu等[85]近期报道了一种新型、近化学计量比连续Si_2N_2O纤维的制备方法，采用自主合成的t–BuOSZ先驱体，经熔融纺丝、空气固化、氨气/氮气混合气氛高温裂解及进一步烧结，成功制得纤维，该纤维元素组成接近Si_2N_2O化学计量比，室温拉伸强度达1.5 GPa；更重要的是，这种纤维展现出极为优异的高温抗力：在氮气气氛中经1600 ℃处理后，其强度保留率达65%，在1700 ℃处理后，尽管表面生成了马赛克壳层（Mosaic–shell）的Si_2N_2O晶粒，纤维依旧维持其形态完整性，强度保留率仍高达51%。

4 超高温陶瓷纤维的研究进展

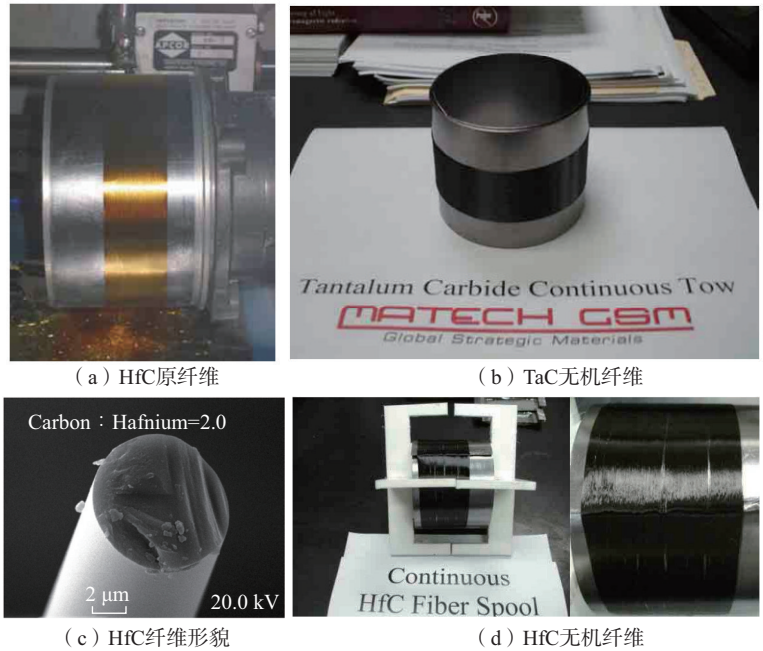
超高温陶瓷指Zr、Hf、Ta等过渡金属的碳化物、硼化物、氮化物，具有极高熔点、高硬度和优异高温力学性能，是高速飞行器热防护的关键材料。先驱体转化法因分子可设计性强、成型温度低、易成纤等优势，成为突破超高温陶瓷纤维制备瓶颈的重要途径[20]。通过设计含难熔金属的有机聚合物先驱体，经纺丝、交联和热解，有望获得组成均匀、直径细小的连续超高温陶瓷纤维。

超高温陶瓷纤维的研究尚处于起步阶段，国内外仅有少数突破性报道。国外方面，Pope等[86]公开了通过$HfCl_4$与乙二胺、烯丙胺等反应制备含Hf聚合物先驱体用于HfC/HfN纤维的专利技术。美国MATECH公司开发了TaC–1600X和HfC–2000X系列超高温陶瓷产品，如图6所示[15]，并已具备从先驱体聚合物合成

表8 国内外代表性SiNO陶瓷纤维的性能参数

Table 8 Properties of representative domestic and foreign SiNO ceramic fibers

纤维型号	研发单位	直径/μm	拉伸强度/GPa	弹性模量/GPa
SiNO	宇部兴产/大阪府立大学	14	1.8	150
	国防科技大学	10	1.2	—
Si_2N_2O	国防科技大学	10	1.5	151



（a）HfC原纤维　（b）TaC无机纤维

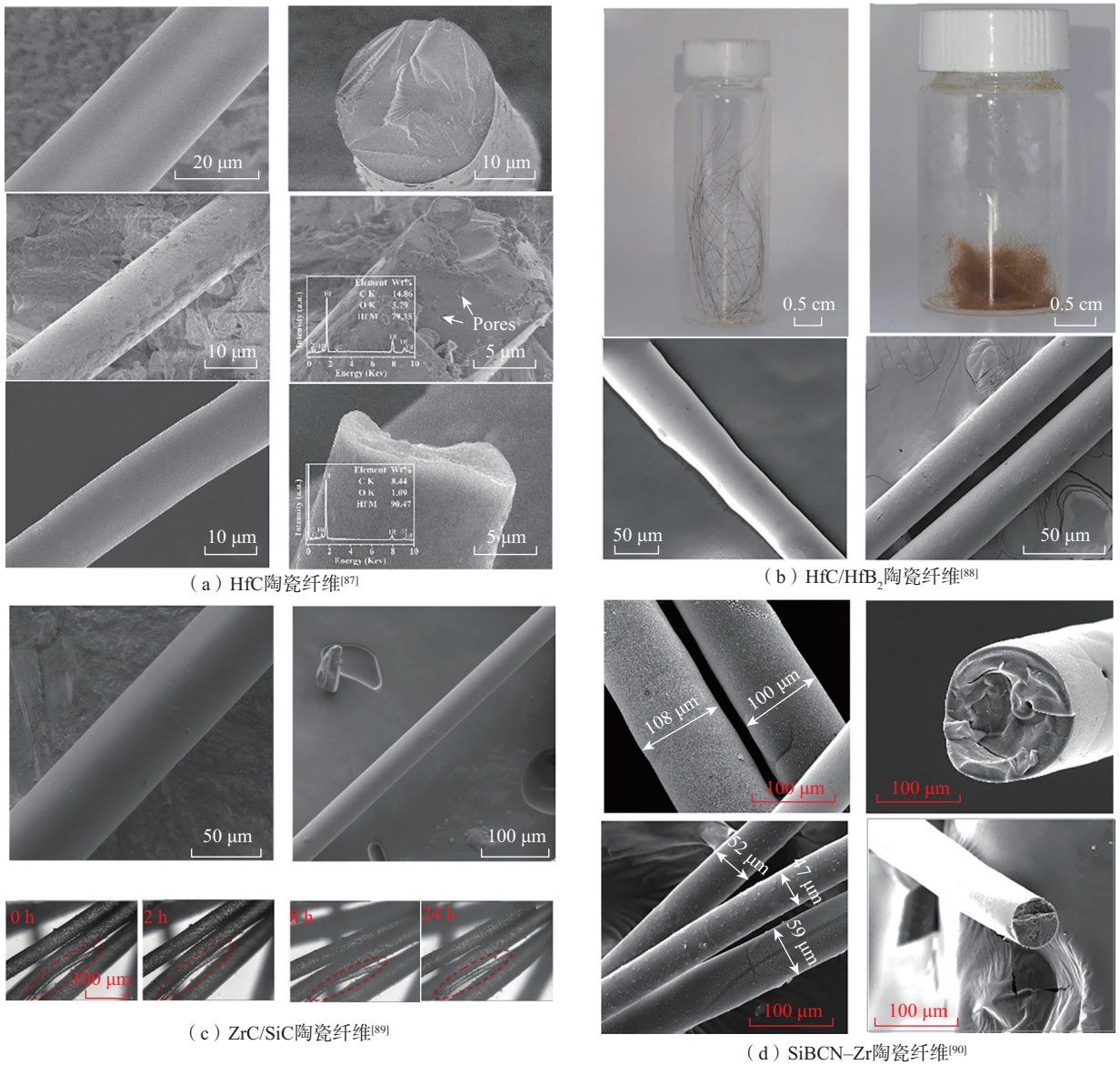
（c）HfC纤维形貌　（d）HfC无机纤维

图6 超高温陶瓷纤维宏观形貌与微观结构[15]

Fig.6 Macroscopic morphology and microstructure of ultra-high temperature ceramic fibers[15]

到熔融纺丝、高温热处理的全链条能力。对于HfC–2000X系列陶瓷纤维而言，碳原子与铪原子的比例会影响无机纤维晶粒大小以及纤维强度，原子比例为2时，无机纤维的晶粒最小，此时纤维强度最高，平均拉伸强度为1.7 GPa，平均弹性模量为497 GPa[15]。但上述纤维的先驱体合成路线等技术细节，目前仍缺乏系统性报道。

超高温陶瓷纤维形貌图如图7所示。国防科技大学Cheng等[87]合成了Hf–N主链先驱体，通过熔融拔丝法制备了直径25 μm的原纤维，经紫外光交联和1200~1600 ℃热解后，获得直径13 μm的HfC基陶瓷纤维，该研究为超高温陶瓷纤维的连续化制备奠定了基础（图7(a)）。Hu等[88]以$B(NHCH_3)_3$、$ClCH_2CN$和$HfCl_4$为原料，通过脱卤代取代反应设计合成了新型聚Hf–B–C–N先驱体（PHBCN），利用配体的配位效应和BN_3芳香体系的共轭效应调控Hf中心电子环境，提高了先驱体的耐水氧稳定性。PHBCN具有优异的可熔融纺丝性能，在185~200 ℃范围内可稳定纺丝，获得直径20~35 μm、表面光滑的原纤维，1600 ℃热解后完全转化为HfC/HfB_2纳米复相陶瓷，晶粒尺寸20~37 nm，Hf质量分数高达75.71%；该团队Long等[89]还通过低分子量聚硼硅氮烷（LPBSZ）与Cp_2ZrCl_2反应，合成了SiBNC–Zr陶瓷先驱体，经熔融纺丝、BCl_3不熔化和1400 ℃热解，获得直径约50 μm的SiBNC–Zr陶瓷纳米复相纤维，纤维内部均匀弥散着10~20 nm的ZrC_xN_y和Si_3N_4纳米晶，Zr元素的引入显著提高了纤维的抗氧化性能。



（a）HfC陶瓷纤维[87]　（b）HfC/HfB_2陶瓷纤维[88]

（c）ZrC/SiC陶瓷纤维[89]　（d）SiBCN–Zr陶瓷纤维[90]

图7　超高温陶瓷纤维形貌图

Fig.7　Morphology of ultra-high temperature ceramic fibers

Gao 等[90]合成了 Zr–C–Si–N 主链的可熔聚锆硅烷前驱体，可熔融纺丝制得原纤维，热解后获得 ZrC/SiC 纳米晶与石墨碳构成的 SiZrNC 多元陶瓷纤维。

超高温陶瓷纤维的进一步发展面临以下几方面的技术挑战。在先驱体合成方面，兼具高陶瓷产率、良好可纺性和储存稳定性的金属有机聚合物仍较为缺乏，部分先驱体体系对水氧高度敏感，限制了连续纺丝的可行性和工艺稳定性。在高温转化与致密化方面，热解过程中有机基团脱除形成的大量纳米孔隙与晶粒的快速生长之间存在竞争关系，如何在促进致密化的同时抑制晶粒异常长大，是实现纤维力学性能提升的关键工艺难题。此外，与 SiC 纤维相比，超高温陶瓷纤维体系中晶粒尺寸、晶界相组成与分布、残余孔隙率等微观结构参量与宏观力学性能之间的定量构效关系仍缺乏系统性研究。

5 结论与展望

本文系统综述了先驱体转化法制备高性能陶瓷纤维的研究进展，涵盖 SiC 纤维、氮化物透波纤维及超高温陶瓷纤维 3 大类材料。(1)在 SiC 纤维方面，三代纤维的演进以降低氧含量、优化 C/Si 比和提高结晶度为主线，第三代近化学计量比 SiC 纤维已在 1400 ℃以上实现长期服役，并可通过电阻率调控赋予吸波功能。(2)氮化物透波纤维兼具低介电常数、低介电损耗和优异的耐高温性能，其中 SiNO 纤维的耐温性突破 1700 ℃，展现出在高温透波领域的应用潜力。(3)超高温陶瓷纤维的研究尚处于起步阶段，初步实现 HfC、ZrC 等纤维的可控制备，为极端热防护材料提供了关键增强体。

从各类纤维当前的研究现状来看，后续工作可在以下几个方向继续推进。对于 SiC 纤维而言，近化学计量比产品的组成控制已趋于成熟，但围绕更长寿命和更高可靠性的需求，仍有一些关键问题值得深入。例如，纤维在 1300~1500 ℃氧化气氛中长时间服役时，氧化物层与 SiC 基体界面的微观结构形成及演化机制对强度衰减的定量影响，可以通过系统的长时间热暴露试验结合原位表征来进一步厘清；又如，晶界处微量烧结助剂(Al、B 等)在高温蠕变过程中的扩散和偏析行为，以及其对晶界滑动的抑制作用，可能成为进一步提升第三代纤维抗蠕变性能的重要切入点，相关工作可借助原子探针层析和高温原位力学测试等手段开展。

对于氮化物透波纤维，未来的研究工作可以更多聚焦于使役性能的深化认识和工艺可重复性的提升。例如，针对 SiBN 纤维在高温有氧环境中的氧化层结构演变，可以系统研究不同 B 含量和氧化温度条件下 SiO_2 层与 BN 层的生长速率、层间界面的元素扩散行为及其对纤维整体介电性能的影响，为优化纤维的抗氧化–透波一体化设计提供依据。在 SiNO 纤维方面，近化学计量比组成的纤维在 1700 ℃以上出现的 Si_2N_2O 晶粒结构与纤维强度保留率之间的关联值得继续深入，探讨是否可以通过微调 N/O 比例或引入微量稳定元素来调控晶粒形核与生长速率，延缓强度下降。工艺方面，建立更精细的 NH_3 氮化工序控制方法和更灵敏的在线氧含量监测手段，有助于提升批次间组成和介电性能的重复性。

对于超高温陶瓷纤维，当前的研究重心正从“能否制备”向“如何制备出性能可靠的纤维”过渡，后续可朝向以下几个方向着力推进。在先驱体方面，针对 HfC、ZrC 等典型体系，可以结合量子化学计算和分子动力学探索不同配位基团和桥连结构对金属有机聚合物熔融可纺性和陶瓷产率的影响规律，逐步建立起面向可纺性需求的先驱体分子设计准则。在高温转化和致密化方面，可系统考察升温制度、气氛选择和微量烧结助剂对碳化物晶粒生长速率和孔隙愈合速率的调控作用，寻找平衡致密化与抑制晶粒粗化的工艺窗口。此外，针对 HfC–SiC、ZrC–SiC 等复相纤维，可以开展不同相比例和微观结构对纤维力学性能和抗氧化性能影响的系统研究，逐步积累超高温陶瓷纤维组成–结构–性能关系的基础数据，为后续工程化应用提供较为完整的材料筛选和工艺优化依据。

参 考 文 献

[1] 蔡德龙, 陈斐, 何凤梅, 等. 高温透波陶瓷材料研究进展[J]. 现代技术陶瓷, 2019, 40(1): 4–120.

Cai Delong, Chen Fei, He Fengmei, et al. Recent progress and prospestion on high-temperature wave-transparent ceramic materials[J]. Advanced Ceramics, 2019, 40(1): 4–120.

[2] 焦健, 陈明伟. 新一代发动机高温材料——陶瓷基复合材料的制备、性能及应用[J]. 航空制造技术, 2014, 57(7): 62–69.

Jiao Jian, Chen Mingwei. New generation of high-temperature material for engine—Preparation, property and application of ceramic matrix composites[J]. Aeronautical Manufacturing Technology, 2014, 57(7): 62–69.

[3] Cooke T F. Inorganic fibers—A literature review[J]. Journal of the American Ceramic Society, 1991, 74(12): 2959–2978.

[4] Bunsell A R, Berger M H. Fine diameter ceramic fibres[J]. Journal of the European Ceramic Society, 2000, 20(13): 2249–2260.

[5] Bunsell A R, Piant A. A review of the development of three generations of small diameter silicon carbide fibres[J]. Journal of Materials Science, 2006, 41(3): 823–839.

[6] 吴爽, 苟燕子, 王永寿, 等. 高温热处理对国产 KD–SA 型 SiC 纤维组成结构与力学性能的影响[J]. 无机材料学报, 2023, 38(5): 569–576.

Wu Shuang, Gou Yanzi, Wang Yongshou, et al. Effect of heat treatment on composition, microstructure and mechanical property of domestic KD – SA SiC fibers[J]. Journal of Inorganic Materials, 2023, 38(5): 569–576.

[7] Zhao Z Q, Liao W, Chen J, et al.

Advanced research on the preparation and application of carbide ceramic fibers[J]. Journal of Advanced Ceramics, 2024, 13(9): 1291–1336.

[8] Yajima S, Hayashi J, Omori M, et al. Development of a silicon carbide fibre with high tensile strength[J]. Nature, 1976, 261 (5562): 683–685.

[9] 王永寿, 王小宙, 王应德. 先驱体法连续碳化硅纤维及其氧化行为研究进展[J]. 硅酸盐学报, 2022, 50(11): 3081–3090.

Wang Yongshou, Wang Xiaozhou, Wang Yingde. Research progress on precursor continuous silicon carbide fiber and its oxidation behaviors[J]. Journal of the Chinese Ceramic Society, 2022, 50(11): 3081–3090.

[10] Kamimura S, Seguchi T, Okamura K. Development of silicon nitride fiber from Si-containing polymer by radiation curing and its application[J]. Radiation Physics and Chemistry, 1999, 54(6): 575–581.

[11] Arai M, Funayama O, Nishii H, et al. High-purity silicon nitride fibers: US4818611[P]. Official Gazette, 1989–11–11.

[12] Yokoyama Y, Nanba T, Yasui I, et al. X-ray diffraction study of the structure of silicon nitride fiber made from perhydropolysilazane[J]. Journal of the American Ceramic Society, 1991, 74(3): 654–657.

[13] Baldus P, Jansen M, Sporn D. Ceramic fibers for matrix composites in high-temperature engine applications[J]. Science, 1999, 285(5428): 699–703.

[14] Toury B, Miele P, Cornu D, et al. Boron nitride fibers prepared from symmetric and asymmetric alkylaminoborazines[J]. Advanced Functional Materials, 2002, 12(3): 228.

[15] Pope E. Introducing HfC-2000X structural ceramic fiber[EB/OL]. (1989–01–01) [2026–07–10]. http://www.matechgsm.com.

[16] Ionescu E, Bernard S, Lucas R, et al. Polymer-derived ultra-high temperature ceramics (UHTCs) and related materials[J]. Advanced Engineering Materials, 2019, 21(8): 1900269.

[17] Takeda M, Imai Y, Ichikawa H, et al. Thermal stability of SiC fiber prepared by an irradiation-curing process[J]. Composites Science and Technology, 1999, 59(6): 793–799.

[18] Clauss B, Schawaller D. Modern aspects of ceramic fiber development[C]//Advanced Inorganic Fibrous Composites V. Trans Tech Publications Ltd, 2006.

[19] Christensen V L, Ericks A R, Silverstein R, et al. Oxidation of SiC fibers in water vapor[J]. Journal of the American Ceramic Society, 2024, 107(11): 7086–7104.

[20] Binner J, Porter M, Baker B, et al. Selection, processing, properties and applications of ultra-high temperature ceramic matrix composites, UHTCMCs—A review[J]. International Materials Reviews, 2020, 65(7): 389–444.

[21] Hou W B, Li H X, Feng T, et al. The evolution and degradation mechanisms of microstructure, mechanical and microwave absorption performance in RA SiC fibers[J]. Materials Characterization, 2025, 225: 115172.

[22] Braun J, Fellah C, Labrugère C, et al. Characterization of the Tyranno SA4 third generation SiC fiber surface and comparison with Tyranno SA3 and HNS fibers[J]. International Journal of Applied Ceramic Technology, 2025, 22(3): e14988.

[23] Bhatt R T, Sola'F, Evans L J, et al. Microstructural, strength, and creep characterization of Sylramic™ Sylramic™–iBN and super Sylramic™ – iBN SiC fibers[J]. Journal of the European Ceramic Society, 2021, 41(9): 4697–4709.

[24] Avincola V A, Opila E. High-temperature oxidation of BN-coated sylramic SiC fibers in dry and wet atmosphere[J]. Journal of the American Ceramic Society, 2023, 106(6): 3704–3719.

[25] Sha J J, Nozawa T, Park J S, et al. Effect of heat treatment on the tensile strength and creep resistance of advanced SiC fibers[J]. Journal of Nuclear Materials, 2004, 329–333: 592–596.

[26] 王堋人, 苟燕子, 王浩. 第三代 SiC 纤维及其在核能领域的应用现状[J]. 无机材料学报, 2020, 35(5): 525–531.

Wang Pengren, Gou Yanzi, Wang Hao. Third generation SiC fibers for nuclear applications[J]. Journal of Inorganic Materials, 2020, 35(5): 525–531.

[27] Wang Y S, Wang X Z, Wu S, et al. Effect and mechanism analysis of free carbon on the oxidation behaviour of SiC fibres[J]. Ceramics International, 2023, 49(22): 35488–35495.

[28] Zhao W X, Gan Y F, Wang X Z. Effects of firing process on the composition, structure, and properties of near stoichiometric SiC fiber[J]. Materials & Design, 2024, 247: 113427.

[29] Wang Y S, Wang X Z, Wu S, et al. Degradation mechanism of near stoichiometric SiC fibers after air and Ar–H_2O–O_2 corrosion at 1000 – 1500 ℃ [J]. Journal of the American Ceramic Society, 2023, 106(5): 3175–3187.

[30] Wang Y S, Wang X Z, Wang Y D. Effects of the Ar flow rate on the composition, structure, and properties of near-stoichiometric SiC fibres that were annealed at 1600 ℃[J]. Ceramics International, 2022, 48(17): 24571–24581.

[31] Wu S, Gou Y Z, Xiang Y, et al. Effect of long-time annealing at high temperature on the microstructure and mechanical properties of different types of SiC fibers[J]. Composites Part A: Applied Science and Manufacturing, 2024, 185: 108291.

[32] Chen J, Zhao Z Q, Wu S, et al. Relationship of defects and mechanical performance of high-crystalline SiC fibers after ultra-high-temperature annealing[J]. Journal of the American Ceramic Society, 2025, 108(12): e20540.

[33] Xiang Y, Wu S, Yu J S, et al. Long-time oxidation behavior of the nearly stoichiometric polycrystalline SiC fibers under air atmosphere at different temperatures[J]. Journal of the European Ceramic Society, 2024, 44(6): 3569–3578.

[34] Chen Y H, Chen Z K, Zhang R Q, et al. Structural evolution and mechanical properties of Cansas – III SiC fibers after thermal treatment up to 1700 ℃[J]. Journal of the European Ceramic Society, 2021, 41(10): 5036–5045.

[35] Xiao Y, Ma C L, Xu H, et al. Mechanical properties and microstructural evolution of Cansas–III SiC fibers after thermal exposure in different atmospheres[J]. Ceramics International, 2022, 48(22): 32804–32816.

[36] Zhang S N, Hua Y, Wang Q, et al. Effects of oxygen on the thermal stability of silicon nitride fibers[J]. Journal of the European Ceramic Society, 2022, 42(6): 2691–2698.

[37] Liu F H, Liu J P, Pang T M, et al. Evolution of microstructure and tensile strength of novel doped polycrystalline SiC fibers during air oxidation[J]. Ceramics International, 2026, 52(5): 5527–5543.

[38] Deng C M, Yang H Y, Huang J T, et al. High-temperature oxidation degradation mechanism of novel Zr-containing SiC fibers[J]. Journal of Non – Crystalline Solids, 2024, 631: 122928.

[39] Sun Q, Zhang H, Ge M, et al. Investigation on high-temperature evolution

and heat resistance of nearly stoichiometric polycrystalline SiC – ZrB_2 fibers[J]. Journal of the European Ceramic Society, 2025, 45(9): 117300.

[40] 张潇, 陈建军, 李晓鸿, 等. 含钇铝碳化硅陶瓷纤维的制备及性能[J]. 硅酸盐学报, 2024, 52(9): 2789–2799.

Zhang Xiao, Chen Jianjun, Li Xiaohong, et al. Fabrication and performance of SiC ceramic fibers containing yttrium and aluminum[J]. Journal of the Chinese Ceramic Society, 2024, 52 (9): 2789–2799.

[41] Jian K, Song Y C, Wang D Y. Effect of composition and structure on the specific resistivity of continuous silicon carbide fibers[J]. Journal of Inorganic Materials, 2012, 27(2): 162.

[42] Yamamura T, Ishikawa T, Shibuya M, et al. Development of a new continuous Si–Ti–C–O fibre using an organometallic polymer precursor[J]. Journal of Materials Science, 1988, 23(7): 2589–2594.

[43] Ishikawa T. Recent developments of the SiC fiber Nicalon and its composites, including properties of the SiC fiber Hi – Nicalon for ultra-high temperature[J]. Composites Science and Technology, 1994, 51 (2): 135–144.

[44] Shimoda K, Colin C. Evaluation of heat resistance of SiC-based ceramic fibers via in situ elastic modulus and electrical conductivity measurement at elevated temperatures[J]. Journal of the European Ceramic Society, 2024, 44(2): 802–814.

[45] Shimoda K, Colin C. In situ monitoring of the mechanical and electrical property changes of amorphous Si – Al – C – O fibers during heating to 1900 ℃ and correlation of these changes with the accompanying structural and crystallinity changes[J]. Journal of the European Ceramic Society, 2025, 45(2): 116889.

[46] Smith C, Morscher G. Determination of silicon carbide fiber electrical resistivity at elevated temperature[J]. International Journal of Applied Ceramic Technology, 2017, 14(2): 228–235.

[47] Gou Y Z, Wang H, Jian K, et al. Preparation and characterization of SiC fibers with diverse electrical resistivity through pyrolysis under reactive atmospheres[J]. Journal of the European Ceramic Society, 2017, 37(2): 517–522.

[48] Liu M Y, Zhao W X, Qi T C, et al. Fabrication and characterization of SiC fibers with continuously tunable resistivity and thermal stability at 1400 ℃ [J]. Ceramics International, 2025, 51(28): 58875–58886.

[49] Long X, Shao C W, Wang J. Continuous SiCN fibers with interfacial SiC_xN_y phase as structural materials for electromagnetic absorbing applications[J]. ACS Applied Materials & Interfaces, 2019, 11(25): 22885–22894.

[50] 黄小忠, 袁钦, 龚玲婷, 等. 一种原位调控纤维表层碳制备SiC纤维的方法: CN202411029405.8[P]. 2024–10–15.

Huang Xiaozhong, Yuan Qin, Gong Lingting, et al. A method for in−situ regulation of fiber surface carbon to prepare SiC fibers: CN202411029405.8[P]. 2024−10−15.

[51] 卢国权, 蔡武集, 崔冰峡, 等. 一种电阻率可调的碳化硅纤维的制备方法: CN202511480939.7[P]. 2025–12–19.

Lu Guoquan, Cai Wuji, Cui Bingxia, et al. A preparation method of silicon carbide fiber with tunable resistivity: CN202511480939.7[P]. 2025−12−19.

[52] Tan J Q, Wen S P, Lin X Q, et al. Hierarchical rGO/MXene aerogels assembled with SiC nanowires for excellent electromagnetic wave absorption and multifunctionality[J]. Chemical Engineering Journal, 2025, 526: 170964.

[53] Jin Y Z, Fan C M, Zhang Q L, et al. Constructing core-shell SiC@C nanofiber network structures to enhance conductive loss for efficient microwave absorption[J]. Inorganic Chemistry Frontiers, 2025, 12(23): 7590–7602.

[54] Ma C, Duan J S, Liang F R, et al. Hollow SiC sphere-embedded mullite fibers for infrared shielding and electromagnetic wave absorption[J]. Chemical Engineering Journal, 2026, 529: 172934.

[55] Okamura K, Sato M, Hasegawa Y. Silicon nitride fibers and silicon oxynitride fibers obtained by the nitridation of polycarbosilane[J]. Ceramics International, 1987, 13(1): 55–61.

[56] Flores O, Schmalz T, Krenkel W, et al. Selective cross-linking of oligosilazanes to tailored meltable polysilazanes for the processing of ceramic SiCN fibres[J]. Journal of Materials Chemistry A, 2013, 1(48): 15406.

[57] Hu X, Shao C W, Wang J, et al. Characterization and high-temperature degradation mechanism of continuous silicon nitride fibers[J]. Journal of Materials Science, 2017, 52(12): 7555–7566.

[58] Hu X, Shao C W, Wang J, et al. Effects of residual radicals on compositional and structural stability of silicon nitride fibers[J]. Journal of the European Ceramic Society, 2017, 37(15): 4497–4503.

[59] Hou Y B, Li B, Shao C W, et al. Effect of high-temperature annealing in air and N_2 atmosphere on the mechanical properties of Si_3N_4 fibers[J]. Materials Science and Engineering: A, 2018, 724: 502–508.

[60] Sun X, Liu H T, Cheng H F. Oxidation behavior of silicon nitride fibers obtained from polycarbosilane fibers: Via electron beam irradiation curing[J]. RSC Advances, 2017, 7(75): 47833–47839.

[61] Li Y, Gao J C. Preparation of silicon nitride ceramic fibers from polycarbosilane fibers by γ-ray irradiation curing[J]. Materials Letters, 2013, 110: 102–104.

[62] Zhang Y P, Tian Z L, Zheng L Y, et al. Effects of BN coating on the oxidation and crystallization behavior of Si_3N_4 fibers[J]. Corrosion Science, 2024, 240: 112434.

[63] Dong X C, Guo C Q, Liu X Y, et al. Processing, characterization and properties of novel gradient Si_3N_4/SiC fibers derived from polycarbosilanes[J]. Journal of the European Ceramic Society, 2019, 39(13): 3613–3619.

[64] Bernard S, Salameh C, Miele P. Boron nitride ceramics from molecular precursors: Synthesis, properties and applications[J]. Dalton Transactions, 2016, 45(3): 861–873.

[65] 杜贻昂, 张韵铂, 宋曲之, 等. 先驱体转化法制备氮化硼陶瓷纤维研究进展[J]. 硅酸盐学报, 2024, 52(9): 2875–2888.

Du Yiang, Zhang Yunbo, Song Quzhi, et al. Advances in preparation of boron nitride ceramic fiber via polymer-derived ceramics[J]. Journal of the Chinese Ceramic Society, 2024, 52(9): 2875–2888.

[66] Kimura Y, Kubo Y, Hayashi N. High-performance boron-nitride fibers from poly(borazine) preceramics[J]. Composites Science and Technology, 1994, 51(2): 173–179.

[67] Okano Y, Yamashita H. Boron nitride fiber and process for production thereof: US5780154[P]. 1998–07–14.

[68] Miele P, Bernard S, Cornu D, et al. Recent developments in polymer - derived ceramic fibers (PDCFs): Preparation, properties and applications—A review[J]. Soft Materials,

2007, 4(2–4): 249–286.

[69] Toutois P, Miele P, Jacques S, et al. Structural and mechanical behavior of boron nitride fibers derived from poly [(methylamino) borazine] precursors: Optimization of the curing and pyrolysis procedures[J]. Journal of the American Ceramic Society, 2006, 89(1): 42–49.

[70] Lei Y P, Wang Y D, Xue J G, et al. Influence of pyrolysis conditions on fabrication of polymer-derived BN fiber for wave transparent application[J]. Composites Part B: Engineering, 2013, 51: 254–259.

[71] Lei Y P, Wang Y D, Song Y C, et al. Nearly stoichiometric BN fiber by curing and thermolysis of a novel poly (alkylamino) borazine[J]. Ceramics International, 2011, 37 (6): 1795–1800.

[72] Du Y A, Wang B, Li W, et al. Design and synthesis of a novel spinnable polyborazine precursor with high ceramic yield via one-pot copolymerization[J]. Journal of the American Ceramic Society, 2021, 104 (11): 5509–5520.

[73] Du Y A, Wang B, Meng F X, et al. Nearly stoichiometric BN fiber with high crystallinity achieved by boron trichloride assisted curing process[J]. Journal of the American Ceramic Society, 2022, 105(1): 82–89.

[74] Zhang Y B, Wang B, Meng F X, et al. Influence of micro-tension on fiber orientation and crystallization in continuous polymer-derived boron nitride fiber[J]. Ceramics International, 2024, 50(2): 3270–3275.

[75] Wang Z G, Ge M, Qi X L, et al. Pyrolysis process for boron nitride fiber derived from tris(methylamino)borane: Evolution of the molecular structure[J]. Journal of the American Ceramic Society, 2023, 106(7): 4469–4479.

[76] Wang Z G, Ge M, Yu S Q, et al. Microstructures and properties of polymer-derived hexagonal boron nitride fibers with initial gradient oxygen contents[J]. Materials Characterization, 2024, 207: 113503.

[77] 齐学礼, 徐浩南, 李茹, 等. 一种氮化硼纤维及其制备方法: CN202211564168.6[P]. 2023–01–20.

Qi Xueli, Xu Haonan, Li Ru, et al. A boron nitride fiber and its preparation method: CN202211564168.6[P]. 2023–01–20.

[78] Funayama O, Nakahara H, Tezuka A, et al. Development of Si–B–O–N fibres from polyborosilazane[J]. Journal of Materials Science, 1994, 29(8): 2238–2244.

[79] 唐云, 王军, 李效东, 等. 先驱体转化法制备高性能Si–B–N陶瓷纤维[J]. 化学学报, 2009, 67(23): 2750–2754.

Tang Yun, Wang Jun, Li Xiaodong, et al. Preparation of high performance Si–B–N ceramic fibers by polymer derived method[J]. Acta Chimica Sinica, 2009, 67(23): 2750–2754.

[80] Long X, Shao C W, Wang Y D. The formation of chemical/structural gradients in strong covalent bonded SiBN fibers under active nitrogen atmosphere[J]. Journal of the European Ceramic Society, 2021, 41(6): 3333–3340.

[81] Long X, Wu Z Y, Shao C W, et al. High-temperature oxidation behavior of SiBN fibers in air[J]. Journal of Advanced Ceramics, 2021, 10(4): 768–777.

[82] Sekine M, Katayama S, Mitomo M. Preparation of silicon oxynitride glass fibers by ammonolysis of silica gels[J]. Journal of Non–Crystalline Solids, 1991, 134(3): 199–207.

[83] Sato M, Okamura K. Manufacturing and high temperature mechanical properties of Si–N–O ceramic fibers[J]. Journal of the Ceramic Society of Japan, 1998, 106(1231): 248–255.

[84] 邹春荣, 张长瑞, 肖永栋, 等. 高性能透波陶瓷纤维的研究现状和展望[J]. 硅酸盐通报, 2013, 32(2): 274–279.

Zou Chunrong, Zhang Changrui, Xiao Yongdong, et al. Progress and prospect of high performance wave-transparent ceramic fibers[J]. Bulletin of the Chinese Ceramic Society, 2013, 32 (2): 274–279.

[85] Liu Z Q, Long X, Zhang Q S, et al. High-temperature structural evolution and mosaic-shell formation of sinoite fibers resistant to 1700 °C [J]. Journal of Advanced Ceramics, 2026, 15(4): 9221265.

[86] Pope E J A, Kratsch K M. Preceramic polymers to hafnium carbide and hafnium nitride ceramic fibers and matrices: US20020165332[P]. 2002–11–07.

[87] Cheng J, Wang X Z, Wang J, et al. Synthesis of a novel single-source precursor for HfC ceramics and its feasibility for the preparation of Hf-based ceramic fibres[J]. Ceramics International, 2018, 44(6): 7305–7309.

[88] Hu W S, Han C, Zhao Z, et al. Synthesis of HfBCN single-source precursor and its spinning feasibility for deriving ultra-high temperature ceramic fibers[J]. Journal of the European Ceramic Society, 2026, 46(2): 117842.

[89] Long X, Shao C W, Wang H, et al. Single-source-precursor synthesis of SiBNC–Zr ceramic nanocomposites fibers[J]. Ceramics International, 2016, 42(16): 19206–19211.

[90] Gao Q, Han C, Wang X Z, et al. Synthesis of a meltable polyzirconosilane precursor for SiZrNC multinary ceramics[J]. Journal of the European Ceramic Society, 2022, 42(6): 2577–2585.

Research Progress on Fabrication of High-Performance Ceramic Fibers via Polymer-Derived Method

WANG Xu, ZHAO Wenxing, LIU Mingyang, WANG Xiaozhou

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

[ABSTRACT] Ceramic fibers represented by silicon carbide (SiC), silicon nitride (Si_3N_4), and hafnium carbide (HfC) possess low density, high strength, excellent high-temperature resistance and oxidation resistance, as well as tunable

electromagnetic functionalities. They serve as critical raw materials for developing high-temperature structural-functional integrated composites in aerospace and nuclear energy sectors, and have attracted extensive research interest worldwide. The polymer-derived method for fabricating ceramic fibers offers distinct advantages including strong molecular designability, low processing temperatures, and facile engineering production of fine-diameter continuous fibers, establishing it as the mainstream approach for advancing high-performance ceramic fibers. This review, centered on the polymer-derived fabrication route and the composition-structure-property relationships of the fibers, systematically summarizes the research progress on three categories of high-performance continuous ceramic fibers: Silicon carbide fibers, nitride fibers, and ultra-high temperature ceramic fibers. The evolutionary logic of thermal-structural and electromagnetic wave-absorbing SiC fibers, the composition design and high-temperature stabilization strategies for nitride fibers, and the key technical challenges facing ultra-high temperature ceramic fibers are reviewed, aiming to provide a systematic reference for the design, development, and application of high-performance ceramic fibers.

Keywords: High-performance ceramic fibers; Polymer-derived method; SiC fibers; Nitride fibers;
Ultra-high temperature ceramic fibers

（责编　七七）