引文格式：陈楚童，李逸征，李永明，等. 碳化硅陶瓷前驱体–聚碳硅烷的合成与应用研究进展[J]. 航空制造技术，2026，69(21)：26020282.

CHEN Chutong，LI Yizheng，LI Yongming，et al. Developments in synthesis and application of polycarbosilanes for silicon carbide ceramic[J]. Aeronautical Manufacturing Technology，2026，69(21)：26020282.

碳化硅陶瓷前驱体–聚碳硅烷的合成与应用研究进展

陈楚童[1,2]，李逸征[2,3]，李永明[2]，张宗波[2,3]，徐彩虹[2,3]

（1. 中国航发北京航空材料研究院 陶瓷基复合材料研究所，北京 100095；
2. 中国科学院化学研究所 中国科学院极端环境高分子材料重点实验室，北京 100190；
3. 中国科学院大学，北京 100049）

[摘要] 碳化硅（SiC）陶瓷因其优异的高温力学、热稳定性及抗氧化耐腐蚀等特性，在航空航天等高端制造领域中具有重要的应用价值。聚合物前驱体转化陶瓷（PDCs）为SiC陶瓷及复合材料的制备提供了组分原子级可控、工艺适应性强的技术路径，其中作为前驱体的聚碳硅烷的合成与调控是决定陶瓷性能的关键。本文系统综述了聚碳硅烷的主要合成方法，包括热缩合法（Yajima法）、Wurtz偶联法、格氏偶联法、开环聚合法、硅氢加成法及电化学合成法，分析了各方法的反应机制、优缺点及研究进展；进一步总结了聚碳硅烷在连续SiC纤维、陶瓷基复合材料、陶瓷涂层等典型航空制造相关应用中的研究现状，为该材料的工程应用提供参考。

关键词：碳化硅（SiC）；聚碳硅烷；陶瓷前驱体；聚合物衍生陶瓷；SiC纤维

中图分类号：V25；O634.41　　**文献标志码：**A　　**DOI：**10.16080/j.issn1671-833x.26020282



陈楚童

工程师，博士，研究方向为陶瓷前驱体合成与应用。

碳化硅（SiC）陶瓷是一类典型的高性能结构材料，凭借其卓越的综合性能，在航空航天、核能、半导体及化工等关键领域展现出广阔的应用价值[1]。从晶体结构上看，SiC由第四周期第Ⅳ主族的硅元素与碳元素通过强共价键结合而成，这种独特的共价键合方式赋予其一系列优异的物理化学特性[2]。在力学性能方面，SiC是已知材料中硬度第四高的物质，仅次于金刚石、立方氮化硼和碳化硼，高纯高致密度SiC的硬度可达27.5~32.7 GPa。并且，SiC兼具优异的高温稳定性、高导热率与低热膨胀系数，使其在极端热环境下仍能保持结构完整性，并具备出色的抗热振能力[3–4]。此外，SiC还表现出优异的抗氧化、耐腐蚀和耐辐照性能，对酸碱介质呈现化学惰性[5]。因此，SiC陶瓷在航空航天热结构及热防护系统[6–8]、核燃料包覆材料[7]、半导体精密部件[9–11]及高速机车制动系统等高端领域获得日益广泛的应用。

聚合物前驱体转化陶瓷（Polymer-derived ceramics，PDCs）技术是制备SiC陶瓷及其复合材料的一种重要技术，其核心原理在于利用具有特定元素组成的聚合物作为前

收稿日期：2026-07-01；**退修日期：**2026-07-29；**录用日期：**2026-08-12

通信作者：李永明，研究员，博士，主要研究方向为聚碳硅烷的合成与应用。
张宗波，研究员，博士，主要研究方向为聚合物陶瓷前驱体的合成制备及应用。

驱体，通过高温热解使有机结构逐步转化为无机陶瓷[12–15]。该方法具有工艺性能优异、元素组成可调控等突出优势，因此在SiC纤维、陶瓷基复合材料、涂层等的制备中得到了广泛关注与深入应用[16–17]。PDCs法制备SiC陶瓷，其核心在于聚合物前驱体的分子设计与可控转化。前驱体的化学结构与组成不仅决定了热解产物的陶瓷产率、元素分布及微观组织，还直接影响到最终SiC陶瓷的性能表现[18–20]。因此，围绕SiC陶瓷前驱体的合成策略、结构调控及应用，国内外研究者们已经开展了系统研究。本文旨在系统梳理前驱体的合成方法及其应用研究进展，以期为高性能SiC陶瓷前驱体的设计、制备与应用提供参考。

1 SiC陶瓷前驱体的合成

SiC陶瓷前驱体是一类以Si—C为主链结构的聚合物，一般称之为聚碳硅烷（PCS），其经高温热解后可转化为以硅、碳为主的无机陶瓷材料。PCS的合成路线不仅决定了其自身的结构与元素组成，更对后续陶瓷产率、热解产物元素分布、微观组织、宏观性能具有决定性作用[21]。经过多年发展，研究人员已针对不同应用需求和成本控制目标，开发出多种聚碳硅烷的合成路线。

1.1 热解重排法（Yajima法）

1975年，Yajima等[22]以二甲基二氯硅烷为原料，首先合成十二甲基环己硅烷中间体，随后通过Kumada重排反应制备得到固态PCS，该产物具有良好的可溶可熔加工性能；以此PCS为原料，研究者进一步通过干法纺丝与高温热解工艺成功制得连续SiC陶瓷纤维。自此，通过热解重排制备PCS的“Yajima法”受到研究者的广泛关注，其反应示意图如图1所示。为进一步优化固态PCS的合成工艺，提升其生产效率并拓宽其在不同纺丝工艺中的适用性[23]，该团队在后续研究中改进了合成路线：仍以二甲基二氯硅烷为原料，先制备聚二甲基硅烷（PDMS）中间体，再在常压高温条件下通过Kumada重排反应将其转化为具有—[SiMeH—CH_2]$_n$—结构、合成产率35%、数均分子量（M_n）约950 g/mol的固态PCS，最后通过采用470 ℃加压反应14 h和减压蒸馏脱除低分子部分，得到了合成产率59%，M_n为1750 g/mol的Mark I型固态PCS。该前驱体不仅显著降低了合成成本，还可适用于熔融纺丝工艺，显著拓展了PCS的工艺适用性，为其工程化应用奠定了重要基础。

为进一步提升固态PCS的可纺丝性，Yajima等[24–25]在聚二甲基硅烷（PDMS）中加入少量$(SiPh_2)_n$，或在二甲基二氯硅烷中添加少量二苯基二氯硅烷，同样采用Kumada重排制备得到结构更规整的固态PCS，可制备拉伸强度3 GPa和模量200 GPa的SiC纤维。后续，为规避PCS制备过程中所需的高压条件，Yajima等[26]在PDMS中加入少量聚硼二苯基硅氧烷，于常压、高温条件下成功制备出Mark Ⅲ型固态PCS；该方法制备的PCS分子结构中含部分Si—Si键，分子量分布更宽，合成产率及所得的纤维力学性能不及Mark I型PCS。

国内研究人员针对Yajima法制备PCS也开展了系统研究，国防科技大学赵哲[27]和程祥珍[28–30]等系统考察了以PDMS裂解所得聚硅烷（LPS）为原料的高温高压合成工艺，发现反应温度与时间对产物结构与性能具有显著影响：当反应温度460 ℃、反应时间3～4 h，或450 ℃下反应6～7 h时，可获得软化点为210～230 ℃、Si—H键/Si摩尔比大于0.9、可纺性优良的固态PCS。近年来，针对Yajima法制备PCS的研究主要集中在改进反应条件、提高收率及产品利用率等方面。其中，PDMS的常压重排因无需高压设备，操作安全且易于工业化生产而备受关注，成为该领域的重要研究方向。例如，张卫中等[31]采用未经处理的PDMS粗产物为原料，通过常压裂解合成PCS，所得产物性能与高压Yajima法制备的经典产品相近，但显著简化了工艺流程，缩短了合成周期并降低了成本。杨潇淦[32]针对PDMS重排制备PCS，发展了一种新型催化常压重排体系，与已有方法相比，该体系能够在更低温度下实现PDMS的重排反应，同时缩短反应时间，显著提高合成收率，从而有效降低了聚碳硅烷的综合制备成本。章颖[33]将PDMS的裂解产物LPS与二乙烯基苯（DVB）混合，在常压高温条件下通过热解重排反应，制备出以Si—C为主链、侧链含苯环结构的PCS；同时，利用DVB中乙烯基与LPS中Si—H键之间的硅氢加成反应，进一步提高了PCS的分子量。

Yajima法聚碳硅烷发展较早，应用广泛，是如今最为成熟的碳化硅前驱体。目前，国内相关企业，如福建

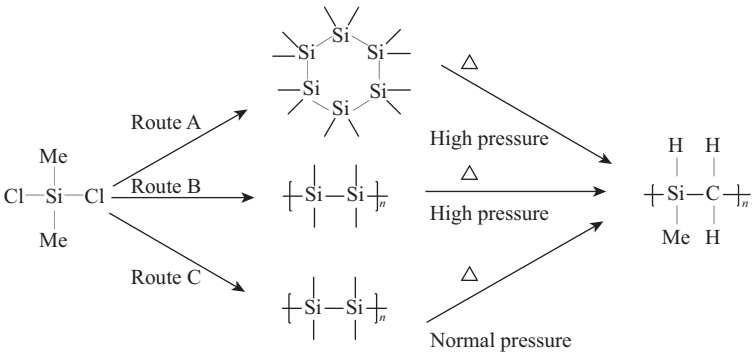


图1 Yajima法PCS合成路线[22]

Fig.1 Synthetic route of PCS via the Yajima process[22]

立亚化学有限公司、苏州赛力菲陶纤有限公司和宁波众兴新材料科技有限公司等，都已成功实现了 Yajima 法制备固态 PCS 的商品化生产。表 1 总结了国内外代表性固态 PCS 的基本性能。

1.2 Wurtz 偶联法

Wurtz 偶联反应主要通过氯硅烷与碱金属（如钠或锂）之间的缩合反应来构建聚合物的主链。其原理是利用高活性的碱金属还原氯硅烷单体，生成活性中间体，随后聚合形成长链聚合物，Wurtz 偶联反应机理如图 2 所示。该合成路线操作简便、物料成本低，并且可通过不同共聚单体的共缩聚来有效调控前驱体的结构与性能。

在 Wurtz 偶联法中，由于突出的低成本优势，最受关注的是聚甲基硅烷（PMS）和改性 PMS 的制备研究。Seyferth 等[34]以甲基氢二氯硅烷为原料，将其缓慢加入钠砂与正己烷/四氢呋喃的混合体系中，在回流温度下反应，制得分离产率约 60%~70%、可溶于有机溶剂的 PMS。后续 Czubarow 等[35]进一步采用超声活化对该方法进行改进，在超声活化条件下，反应温度可控制在 80 ℃以下，单体转化率超过 65%，且所得 PMS 的分子量也有所提高。由于采用 $MeHSiCl_2$ 单一原料得到的 PMS 裂解产物富硅，同时陶瓷产率不同、储存稳定性不佳，因此，在尽可能保持 PMS 低成本的前提下，通过引入次单体、封端和添加催化剂（或稳定剂）等综合改进方法，提升其储存稳定性、提高陶瓷产率并优化调控裂解产物 C/Si 比，成为研究热点之一。Boury 等[36]采用硼酸酯催化 Wurtz 偶联反应制备 PMS 和 PVS（聚乙烯硅烷），通过两者的共混得到了裂解产物接近化学计量比、陶瓷产率达到 73% 的液态碳化硅前驱体，同时加入抗氧剂 BHT 降低该前驱体的其空气敏感性。Kho 等[37]通过 PMS 与 1% 的聚硼嗪在 70 ℃进行回流处理，可得到陶瓷产率 75%~78% 的可溶解和可熔融拉丝的 PMS 产物。Wang 等[38–39]以 $MeHSiCl_2$ 和 $ClCH_2MeSiCl_2$ 为单体，通过 Wurtz 偶联反应，并采用乙烯基氯化镁（ViMgCl）进行封端，制备了聚（甲基硅烷–碳硅烷），其 1000 ℃陶瓷产率为 64%，且通过共聚单体调控可进一步提高至 78%，裂解产物 C/Si 比达 1.21，兼具经济性与良好的加工稳定性；研究表明，$ClCH_2MeSiCl_2$ 的引入有效提高了前驱体分子的支化程度，增大了分子量及其分散系数；同时，乙烯基封端策略可显著提升前驱体的陶瓷产率。国防科技大学较早地系统开展了聚甲基硅烷的合成、功能化改性和初步放大制备研究；在聚甲基硅烷的规模化生产方面，湖南博望碳陶有限公司采用微米级钠砂制备、Wurtz 反应阶段控温和接枝改性等新工艺技术措施，解决了聚甲基硅烷分子量及分子结构可控的难题，在国内率先实现了批量生产，产品可用于 SiC 陶瓷基复合材料基体和涂层。虽然 PMS 本体树脂仍对空气较敏感，但含 30% 甲苯溶剂的产品储存稳定性得到了明显改善，由于其突出的低成本优势，已成功应用于热场结构件和摩擦件的制备。

Wurtz 偶联法也是合成超支化聚碳硅烷的重要路线之一。曹适意等[40]以 $Cl_2CHSiMeCl_2$ 为单体，在金属钠作用下经 Wurtz 偶联反应合成了超支化聚碳硅烷，但所得产物为不溶于有机溶剂的固体；由于该反应过程中除形成 Si—C 键外，还可能生成 C—C 键和 Si—Si 键，因此所得聚合物可能具有聚碳硅烷/聚硅烷复合结构，该前驱体陶瓷产率可达 79%，但不溶的固体性质限制了其后续加工与应用。Habel 等[41]则采用 $PhSiCl_3$、Ph_2SiCl_2 与 CH_2Br_2 进行 Wurtz 偶联反应，合成了超支化聚碳硅烷；该聚合物在 $AlCl_3$ 催化下与 HCl 反应，可将 Si—Ph 基团转化为 Si—Cl；氯代产物再经 $LiAlH_4$ 还原，进一步转化为氢化聚碳硅烷，其陶瓷产率约为 30%。郭洪亮等[5]以甲基氢二氯硅烷、甲基乙烯基二氯硅烷、二溴甲烷、金属钠为原料，经 Wurtz 缩合反应一步制备了具有 Si—C 键主链结构，含部分 Si—Si 键并含乙烯基的液态聚碳硅烷，其合成收率和 1200 ℃的陶瓷产率分别达到 90% 和 48.8%。

表 1 国内外代表性固态 PCS 产品及其性能参数

Table 1 Representative domestic and international solid polycarbosilane (PCS) products and their performance parameters

生产商（牌号）	软化点/℃	熔程/℃	数均分子量/（g/mol）	陶瓷产率/%	氧质量分数/%
日本 Nippon Carbon（Nicalon 级）	210~300	≤20	约 1500	约 60	<2
福建立亚化学（Cansas PCS–220）	180~235	≤30	1100~1500	>52	<1.5
苏州赛力菲（SLF–PCS）	180~220	≤20	1000~2000	>57	<2
宁波众兴新材（ZX–PCS）	200~220	≤15	1300~1700	60~68	<1.5

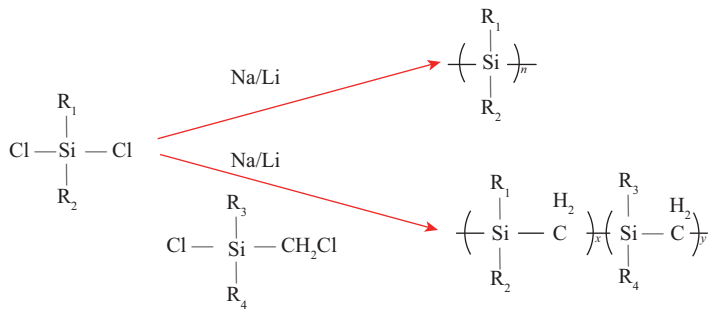


图2　Wurtz法合成SiC陶瓷前驱体示意图

Fig.2　Schematic diagram of SiC ceramic precursors prepared by the Wurtz process

1.3　格氏偶联–还原法

格氏偶联反应法制备PCS的基本原理是：利用金属镁选择性地与含卤素碳原子反应生成格氏试剂，再与含硅卤键（Si—X）的化合物发生脱卤偶联反应，从而在碳与硅之间形成Si—C键。格氏偶联反应机理如图3所示。

在早期研究中，乙醚是格氏偶联–还原反应常用的溶剂。1991年，Whitmarsh等[42]以氯甲基三氯硅烷（$ClCH_2SiCl_3$）为原料，与金属镁反应生成格氏试剂$ClMgCH_2SiCl_3$，三官能团$SiCl_3$与单官能团—CH_2MgCl发生头尾偶联反应，构筑得到具有超支化结构的聚氯碳硅烷；随后经$LiAlH_4$还原，最终得到液态超支化结构聚碳硅烷（HBPCS）。但是溶剂乙醚沸点较低，使用时存在安全风险，并且该反应合成周期较长。后续，研究者们将溶剂换成沸点更高的四氢呋喃（THF）。1993年，Michalczyk[43]以THF为溶剂，以氯甲基甲基二氯硅烷（$ClCH_2SiMeCl_2$）和甲基乙烯基二氯硅烷（$MeViSiCl_2$）为原料，成功制备出具有乙烯基结构的PCS，在未进行交联处理的情况下，其陶瓷产率可达到46%~69%。后续Froehling等[44]同样以THF为溶剂、AB_2型单体$ClCH_2MeSiCl_2$为原料，成功实现了格氏偶联–还原反应；通过调控还原剂的用量，分别合成了完全还原的—$[MeSiH—CH_2]_n$—前驱体以及部分还原的—$[ClSiMe—CH_2]_n$—前驱体，其中，部分还原产物还可进一步与格氏试剂反应，生成超支化大分子聚合物。利用格氏反应还可合成含有乙烯基、乙炔基、烯丙基等不饱和基团的PCS，这些不饱和基团的引入能够有效提高前驱体的陶瓷产率。例如，Interrante等[45]在前人的基础上，利用含有乙烯基或烯丙基官能团的格氏试剂与—$[SiCl_2—CH_2]_n$—结构中的Si—Cl键反应，首次制备了侧链含乙烯基的乙烯基氢聚碳硅烷（VHPCS）和侧链含烯丙基的烯丙基氢聚碳硅烷（AHPCS）。在国内，2007年Huang等[46]以$ClCH_2SiCl_3$、$ClCH_2SiMeCl_2$和烯丙基氯（CH_2=$CHCH_2Cl$）为原料，通过一锅法成功制备了烯丙基聚碳硅烷，该前驱体在1000 ℃热解后的陶瓷产率达到70%。后续研究者们为避免氯硅烷单体原料的湿气高敏感性、强腐蚀性和与溶剂醚键的副反应，采用烷氧基硅烷作为起始原料。2015年，中国科学院化学所的He等[47]以$ClCH_2Si(OEt)_3$为单体原料，并与乙烯基溴化镁（ViMgBr）进行格氏偶联反应，随后经$LiAlH_4$还原，最终以94%的高收率成功合成了含乙烯基官能团的液态聚碳硅烷VPCS，其陶瓷产率高达89.6%。后续，荆楚凡等[48]以液态聚碳硅烷为基础，系统研究了不同分子结构（侧甲基、乙烯基、烯丙基含量）对固化、热解及结晶行为的影响，发现适量不饱和基团可显著提高陶瓷产率（75%~89%）并降低固化温度，而甲基含量则影响甲烷释放量及陶瓷产物C/Si比（1.15~1.70），所得陶瓷均展现良好的高温抗氧化性。

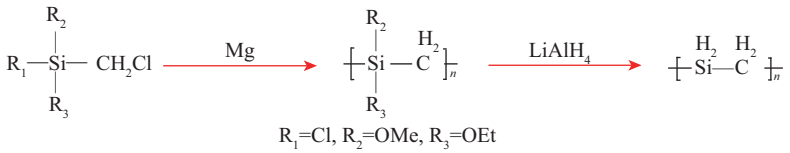


图3　格氏偶联法制备SiC陶瓷前驱体示意图

Fig.3　Schematic diagram of SiC ceramic precursors prepared by the Grignard coupling process

厦门大学Yu等[49–51]采用格氏偶联–还原法合成了一系列液态超支化聚碳硅烷前驱体，并围绕其低温交联改性开展了系统研究，研究人员以CHP–CN为氧化还原引发体系、二乙烯基苯（DVB）为交联剂，在室温下通过乙烯基自由基共聚实现HBPCS的高效交联，有效抑制低分子量寡聚物挥发，使1000 ℃陶瓷产率由45%显著提升至70.1%；研究人员进一步向HPCS主链引入丙炔基侧基，制备了丙炔基取代聚碳硅烷（PHPCS），利用Si—H与C≡C之间的热交联反应实现固化，在1400 ℃条件下陶瓷产率达82.5%，并通过调控原料配比获得C/Si比接近1.05的近化学计量比SiC陶瓷。此外，采用9–BBN对格氏偶联法制备的烯丙基氢聚碳硅烷（AHPCS）进行硼氢化改性，将硼元素以B—C键形式引入侧链，当硼质量分数低于1%时，1000 ℃陶瓷产率提高至75%，同时可在高温条件下显著抑制β-SiC晶粒长大，并促进陶瓷致密化。上述工作表明，以格氏偶联法构建的液态聚碳硅烷平台，结合侧基官能化与温和交联策略，可有效提升陶瓷产率并调控最终产物的组成与微观结构。研究表明，由于

$ClCH_2SiCl_3$的路易斯酸性较强，当使用THF或乙醚作为溶剂时，会与溶剂中醚键发生副反应，导致烷氧基团进入聚碳硅烷分子中；而以$ClCH_2Si(OMe)_3$或$ClCH_2Si(OEt)_3$为原料时，反应产物的小分子环体部分偏高，合成产率较低。为避免引入醚键的副反应，以及调控分子结构及分子量，Shen等[52]以部分甲醇化的$ClCH_2Si(OMe)_xCl_{3-x}$为单体，经格氏偶联–还原反应法制备出低含氧量、低黏度的液态超支化结构全氢聚碳硅烷（HPCS），并通过引入适量烯丙基双键官能团降低了HPCS衍生物的自固化温度、提高了陶瓷产率。基于该技术，美国Starfire公司（星火公司）在20世纪90年代率先开发了一种牌号为SMP–10的液态聚碳硅烷，具有黏度低、可在250 ℃左右自固化、陶瓷产率高、工艺适配性好等优点，成为全球高性能液态碳化硅前驱体商业化发展的里程碑。SMP–10首先应用于美国航天飞机的外太空表面修复，还作为基体树脂应用在NASA耐温等级最高的SiC/SiC陶瓷复合材料系统N26A中。以SMP–10为基础，星火公司后续又推出了SMP–500、SMP–730等不同黏度和元素组成的系列化产品（表2），涵盖浸渍剂用低黏度前驱体，以及适配预浸料工艺的高黏度或低熔点前驱体，其中SMP–850的热解产物C/Si比为1.05，接近化学计量比，更适用于需要高温长期抗氧化的使役环境。

近年来，国内中国科学院化学研究所在高支化结构液态聚碳硅烷的规模化制备方面取得了显著进步。表3为目前中国科学院化学研究所已定型的主要液态碳化硅前驱体产品，可见在低黏度、高陶瓷产率聚碳硅烷方面，其技术指标已达到国外先进水平。但在化学计量比前驱体、中高黏度及热熔预浸料碳化硅前驱体批量制备方面还存在明显差距。

1.4 开环聚合法

通过开环聚合反应可以合成结构较为规整、分子量更高的PCS，例如聚硅乙烯（PSE）和聚硅丙烯（PSP）。该类反应通常以含有不同侧基的硅杂环丁烷为原料，在铂催化剂作用下，于惰性溶剂中经低温长时间加热，使四元环开环并发生聚合，最终生成PCS。开环聚合制备SiC陶瓷前驱体示意图见图4。

Smith等[53]以氯铂酸为催化剂，催化1,3–二硅环丁烷在正庚烷中发生开环聚合，成功制备了主链骨架为Si—C交替规则排列的线性聚碳硅烷PSE，其反应式如图4所示。该聚合物在高温裂解过程中，Si—H键与C—H键之间发生脱氢缩合反应，形成交联结构。在氩气气氛下，900 ℃时的陶瓷产率达到85%。后续Wu等[54]在此基础上以1,1,3,3–四氯–1,3–二硅环丁烷为开环单体、氯铂酸为催化剂，先开环聚合后再经$LiAlH_4$还原得到了PSE，该前驱体的陶瓷产率约为87%。Wu等[55]还以氯甲基甲基二氯硅烷为起始原料，先经格氏反应等步骤合成得到1,3–二氯–1,3–二甲基–1,3–二硅环丁烷中间体（$[ClSi(CH_3)CH_2]_2$），随后通过开环聚合反应和还原反应，制备得到PSP，该聚合物经400 ℃高温处理后，在惰性气氛下的陶瓷产率为66%。Bacque等[56]也对开环聚合制备PSP开展了相关研究，研究人员以1,1,3,3–四甲基–1,3–二硅环丁烷为开环单体，氯铂酸为催化剂，完成开环聚合后，向所得产物中加入三甲基氯硅烷，再经$LiAlH_4$还原，最终得到PSP，然而，该前驱体的陶瓷产率仅为5%。

开环聚合法可制备线性结构的高分子量PCS，具有分子链结构可控性高、陶瓷产率较高的优点，但其环状中间体原料合成困难，产率低，导致该方法成本过高，难以实现商业化。

1.5 硅氢加成法

硅氢加成反应制备PCS是指在加热、紫外光照射、有机过氧化物自由基引发或过渡金属及其配合物催化等条件下，Si—H键与烯烃、炔烃等不饱和基团发生的加成反应。硅

表2 Starfire公司的碳化硅陶瓷前驱体产品

Table 2 SiC ceramic precursor products from Starfire systems

产品型号	类型和特点	室温黏度/(mPa·s)	固化温度/℃	陶瓷产率/%	裂解产物C/Si比
SMP–10	基准型AHPCS	40~100	180~400	72~78	1.15~1.2
SMP–500	室温高黏度，可回收再利用	3000~10000	150~350	65~70	微富碳
SMP–730	室温固体，可用于预浸料	150~300	≥300	65~67	含苯基,富碳
SMP–750	热熔型AHPCS	—	200~350	77~82	约1.1
SMP–800	热熔预浸料用	1000~8000	150~350	78~83	1.10~1.20
SMP–850	近计量比	230~280	200~350	74~76	约1.05
SMP–877	富碳，韧性好	40~120	150~300	58~62	约1.8

氢加成法制备 SiC 陶瓷前驱体示意图见图 5。

1990 年，Muzafarov 等[57]首次报道，以 $AlCl_3$/HCl 为催化剂，使烯丙基二氯硅烷或烯丙基二苯基硅烷发生硅氢加成反应，得到氯代聚合物；该聚合物再经 $LiAlH_4$ 还原，最终制得 PSP，其陶瓷产率为 40%~50%。Xiao 等[58]发现，甲基二乙炔基硅烷在光或热诱导下发生硅氢加成反应并交联，可得到具有超支化结构的有机硅聚合物；该聚合物在氮气气氛下、1300 ℃时的陶瓷产率可达 87%。Pirious 等[59]以 1,4–双（二甲基硅基）苯和四烯丙基硅烷为原料，在卡斯特催化剂作用下，以 94% 的反应收率合成了分子结构中同时含有苯环和丙基基团的高黏度聚碳硅烷。Interrante 等[60]以甲基二乙炔基硅烷为原料，在卡斯特催化剂作用下通过自交联反应制备了超支化固态 PCS；该前驱体在惰性气氛下的陶瓷产率约为 87%，但由于该前驱体使用了较多的炔类单体、碳含量较高，导致热解所得陶瓷产物中碳富集，抗氧化性能不佳。

表 3　国内主要的液态碳化硅陶瓷前驱体产品

Table 3　Major domestic liquid silicon carbide ceramic precursor products

牌号（简称）	室温黏度/（mPa·s）	固化温度/℃	陶瓷产率/%	裂解产物 C/Si 比
KH–VHPCS–1（V1）	15~100	130~300	78~85	1.1~1.15
KH–VHPCS–1S（V1S）	20~100	150~300	84~91	1.15~1.20
KH–AHPCS–1（A1）	15~100	160~300	65~78	1.2~1.3
KH–VHPCS–2（V2）	20~100	150~250	80~87	1.3~1.35
KH–AHPCS–3（A3）	20~100	200~300	70~78	1.70~1.90

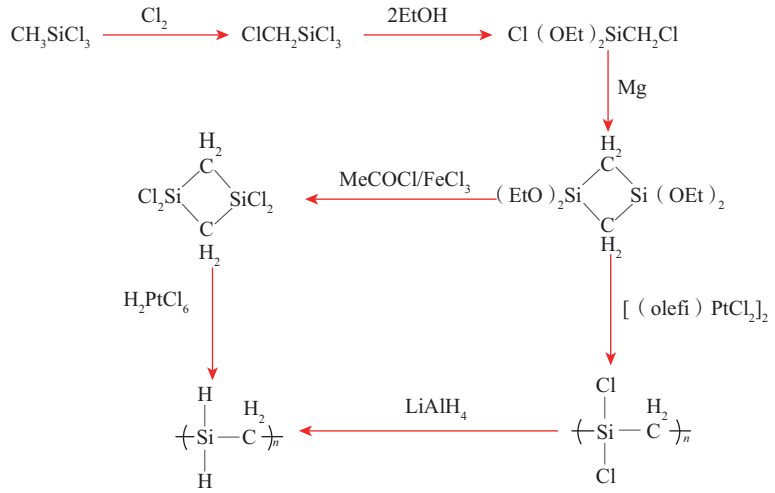


图 4　开环聚合法制备 SiC 陶瓷前驱体示意图

Fig.4　Schematic diagram of SiC ceramic precursors prepared by the ring-opening polymerization method

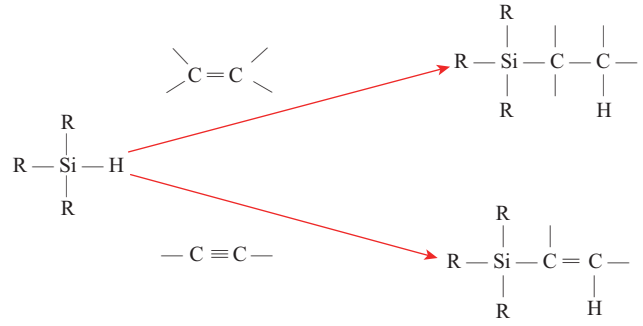


图 5　硅氢加成法制备 SiC 陶瓷前驱体示意图

Fig.5　Schematic diagram of SiC ceramic precursors prepared by the silicon hydride addition method

1.6　电化学合成法

电化学法合成 SiC 陶瓷前驱体的原理是在有机溶剂中，以镁或铂为工作电极，在季铵盐或锂盐支持电解质存在下，通过阴极还原断裂含硅单体中的 Si—Cl 或 Si—H 键，生成硅自由基或硅阴离子活性中间体，进而发生 Si—Si 偶联聚合得到聚硅烷。电化学法合成聚甲基硅烷的机理如图 6 所示，该路线可在室温或温和条件下实现聚合过程，避免了传统 Wurtz 型缩聚反应中强还原剂金属钠的使用及剧烈放热问题，且产物结构可通过单体设计和电化学参数调控。

早期研究以氯代硅烷单体的电还原聚合为起点，Umezawa 等[61]率先

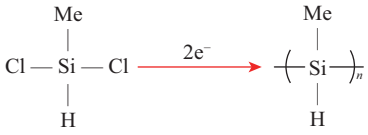


图 6　电化学法制备聚甲基硅烷示意图

Fig.6　Schematic diagram of the electrochemical preparation of PMS

将混合氯代单硅烷在Mg/$LiClO_4$/THF体系中进行电解，证实了Si—Cl键的阴极断裂及随后的Si—Si偶联反应，获得了含硅主链的聚硅烷。Kimata等[62]将单体范围扩展至氢硅烷化合物，在类似的条件下实现了Si—H键的活化与聚合，避免了氯气副产物的生成，使反应更加环境友好。Vermeulen等[63]则采用烷基三氯硅烷为单体，通过控制电流密度获得了更高支化度的含硅主链聚合物，聚合度和分子量分布得到有效调控。Kashimura等[64]进一步引入不同官能团（如芳基、烯基等）到硅烷单体中，成功合成了功能化聚硅烷，为前驱体的热解行为、陶瓷产率及最终SiC微结构的调控提供了分子设计手段。在上述工作的基础上，后续研究进一步引入硼、锆等杂原子单体，通过共聚获得含硼聚硅烷和含锆聚硅烷前驱体。这些前驱体经高温裂解后分别生成SiC及SiC–ZrC复合陶瓷，充分展现了电化学法在定制化SiC陶瓷前驱体合成中的独特优势[65]。

综合上述合成方法可以看出，Yajima法已实现商业化，但产物的C/Si比调控能力有限；Wurtz法和格氏偶联法在液态前驱体方面具有成本或结构设计优势，但前者稳定性差，后者成本高；开环聚合和硅氢加成法产物结构规整，但前者单体合成困难，后者易导致富碳；电化学法绿色温和，但尚处发展初期，各方法优劣势详细总结于表4。对比国内外水平，我国在固态PCS及液态超支化PCS的产业化方面已取得突破，但在近化学计量比液态前驱体（对标SMP–850），以及适用于预浸料工艺的高黏度液态前驱体或低熔点前驱体等方面仍存在差距，亟需在分子结构精准设计、低成本规模化制备及批次稳定性控制上取得突破。在此背景下，为进一步规范聚碳硅烷产品质量、引导行业有序发展，我国于2026年正式发布了GB/T 46904—2026《聚碳硅烷》，该标准对前驱体的质量控制指标及工业化生产流程提出了统一技术要求，为上述目标的实现提供了重要支撑。

2 SiC陶瓷前驱体的应用

SiC陶瓷前驱体已在陶瓷纤维、陶瓷基复合材料以及陶瓷涂层/胶粘剂等领域得到广泛应用（图7）。

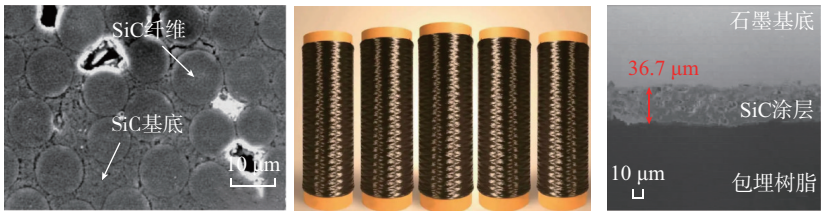
2.1 SiC陶瓷前驱体制备SiC纤维

1975年，Yajima等[22]首次报道，以二甲基二氯硅烷为原料，经钠缩合反应制得PDMS，再通过高温Kumada重排获得可熔可溶的PCS；随后，研究人员利用熔融纺丝、不熔化处理及高温热解等工艺，成功制备出连续SiC陶瓷纤维[24]，该纤维的拉

表4 SiC陶瓷前驱体主要合成路线比较

Table 4 Comparison of main synthesis routes for SiC ceramic precursors

合成方法	反应机理	反应特点	主要产物及产物结构	优势	局限
Yajima法	聚二甲基硅烷（PDMS）高温Kumada重排反应	原料成本低，高温热解重排	固态PCS，主链为—Si—C—交替结构，含Si—H、Si—CH_3侧基，线性结构为主	工业化最成熟，产品性能稳定	高压重排，对设备要求高，常压重排合成产率低；产物富碳较多、C/Si比不易调控
Wurtz法	碱金属还原偶联卤代硅烷，生成聚硅烷	反应剧烈，产物分子量分布宽	聚甲基硅烷或聚硅烷，主链含Si—Si键，侧基为H或烷基，结构为线性或支化	原料易得，成本较低	含Si—Si键成分，储存稳定性不佳
格氏偶联–还原法	格氏试剂与卤代硅烷（Si—X）的亲核取代，构建Si—C聚合物主链	分子结构可设计性强	液态PCS，主链为—Si—C—，可引入乙烯基、烯丙基等官能团，可制备超支化结构	分子结构可设计性强，可精准调控C/Si比	还原剂贵、成本较高
开环聚合法	环状硅杂环丁烷单体在催化剂作用下开环聚合，形成—Si—C—主链	产物结构规整，分子量分布窄	线型PCS，主链为较规整的—Si—C—交替线性结构	可得到高分子量产物	环状单体合成产率低、成本高，不适合大规模生产
硅氢加成法	含Si—H键的硅烷与含不饱和键的化合物，在催化剂作用下加成聚合	步骤经济性好，原子利用率高	液态PCS，主链含—Si—C—C，侧基多样化，可超支化	反应简单、产物结构可控	产物往往富碳过高；催化剂残留可能影响陶瓷化产物的高温性能
电化学法	在电解池中，通过阴极还原硅烷单体生成活性自由基，进而偶联形成Si—Si主链的聚硅烷	反应条件温和，官能团容忍度更高	液态聚硅烷，主链为—Si—Si—，可制备有序结构，可引入杂原子	绿色安全，产物结构有序，分子量分布窄	难得到高分子量产物，多为低–中分子量齐聚物，技术仍不成熟



（a）陶瓷基复合材料　（b）陶瓷纤维　（c）陶瓷涂层[16]

图7　SiC陶瓷前驱体的主要应用领域示意图

Fig.7　Schematic diagram of the main application fields of SiC ceramic precursor

伸强度达到2.5~3.5 GPa，弹性模量为180~220 GPa；此后，通过在原料中引入少量二苯基二氯硅烷或聚硼二苯基硅氧烷，研究人员进一步开发了Mark–II型和Mark–III型PCS，显著改善了纤维的可纺性与力学性能[26]。由于SiC陶瓷前驱体经熔融纺丝所得原丝的强度极低（<5 MPa），若直接进行高温热解，纤维在完全无机化之前便会发生熔融，丧失纤维形态。因此，原丝在热解之前必须进行不熔化处理。SiC陶瓷前驱体用于制备SiC纤维的工艺过程如图8所示。

前驱体转化法作为制备SiC陶瓷纤维的重要技术路线之一，已受到国内外研究者的广泛关注，并系统发展出第一代、第二代及第三代SiC陶瓷纤维。第一代SiC纤维采用空气不熔化处理[66–67]，产物中氧含量较高[68]。尽管研究者尝试在前驱体中引入其他元素进行改性[69–71]，但仍未能根本解决第一代SiC纤维中氧含量过高、力学强度不足的关键问题[72–73]。后续研究者们开发了利用非氧不熔化制备第二代SiC陶瓷纤维的关键技术[74–75]。第二代SiC纤维的主要特点是其组成中氧含量极低，因此在惰性气氛下、1500 ℃以内，其拉伸强度和模量较高；然而，由于所用PCS本身的碳硅比（C/Si）较高，热解后所得SiC纤维的碳硅比也偏高[76]。

国内外研究者已围绕前驱体转化法制备SiC纤维开展了系统研究并发表了大量综述，因此本文不再赘述早期工作，而将重点聚焦于第三代SiC纤维的研究现状与发展趋势。表5总结了三代SiC纤维代表性产品、制备工艺、组成与性能。

针对第二代SiC纤维中过量碳及结晶不完善的不足，研究者们开始开发第三代SiC纤维，其目标特征是近化学计量比的组成以及大尺寸β-SiC结晶的微观结构。例如，Nippon Carbon公司在Hi–Nicalon纤维的基础上，发展出在H_2气氛中热解制备近化学计量比SiC陶瓷纤维的工艺[77]。通过调控热解温度、H_2浓度等参数，研究人员成功获得了近化学计量比的Hi–Nicalon S纤维。该纤维的C/Si比为1.05，β-SiC晶粒尺寸达20 nm，模量提高至340 GPa。与此同时，纤维的抗氧化性能也得到显著提升：Hi–Nicalon S在干燥空气中经1400 ℃处理10 h之后，拉伸强度仍保持1.8 GPa，而Hi–Nicalon纤维在相同条件下仅剩0.7 GPa。

研究者发现，在前驱体中加入少量异质元素有助于脱氧并促进纤维致密化。例如，Lipowitz等[78]以聚钛碳硅烷为前驱体，经熔融纺丝和空气不熔化处理后，在烧成过程中通过含硼化合物引入硼元素，得到含B的SiCO纤维。其中，钛的引入可在高温下形成TiC相，有助于纤维的高温致密化；同时，钛与硼的协同作用能够抑制SiC_xO_y相的分解和β-SiC的结晶。该纤维在1400 ℃以上先发生SiC_xO_y相分解，脱除氧和过剩碳，并于1700 ℃以上在B的作用下实现致密化。Dow Corning公司由此制得近化学计量比的Sylramic连续SiC纤维，其β-SiC晶粒大于50 nm，模量达400 GPa。然而，Yun等[79]发现该纤维表面存在约150 nm的富硼层，



图8　前驱体转化法制备陶瓷纤维的工艺过程

Fig.8　Craft process for producing ceramic fibers via PDCs route

表5　三代SiC陶瓷纤维的代表性产品、制备工艺、组成与性能对比

Table 5　Comparison of representative products, processing, composition and properties of three generations of SiC fibers

代际	代表产品	不熔化方式	氧质量分数/%	C/Si比	拉伸强度/GPa	主要特点
第一代	Nicalon NL–2000	空气氧化	约12	约1.3	3.0	含氧高，耐温有限
第二代	Hi–Nicalon	电子束辐照	<1	约1.4	2.8	低氧，但富碳
第三代	Hi–Nicalon S	电子束+氢气处理	<1	1.05	2.6	近化学计量，高结晶
	Tyranno SA	电子束+烧结助剂	~0.3	1.08	2.5~3.0	近化学计量，高密度

且在空气中450~1000 ℃出现明显增重。这归因于硼氧化物的生成及SiC的氧化，因此硼元素的引入对纤维的抗氧化性能有不利影响。Ishikawa等[80–81]通过乙酰丙酮铝与PCS反应合成聚铝碳硅烷（PACS），经熔融纺丝、空气不熔化及热解得到SiCO（Al）纤维；高温下SiC_xO_y相分解脱除氧和过剩碳，于1700 ℃以上致密化，制得近化学计量比的SiC纤维，其β-SiC晶粒尺寸达60 nm，室温拉伸强度2.8 GPa，模量370 GPa，在氩气中2000 ℃处理1 h后强度保留80%，空气中1000 ℃和1300 ℃处理100 h后强度分别保留100%和55%。袁钦等[82–84]同样通过在前驱体中引入Al元素制备PACS，并采用复合不熔化方法控制纤维氧含量，经高温转化与烧成工艺优化，实现SiCO（Al）纤维的烧结致密化，制得近化学计量比、高结晶特征的SiC（Al）纤维，其拉伸强度约1.5 GPa，密度为2.96 g/cm^3，直径为8.95 μm，C/Si比为1.28，β-SiC晶粒尺寸为45 nm。Gou等[85]以PACS为前驱体制备的高结晶近化学计量比SiC纤维，在惰性气氛中于1900 ℃保温1 h后，拉伸强度未出现下降；在空气中于1300 ℃保温1 h后，强度保留率仍高达97%。Wang等[86]通过调控氧含量，揭示了氧含量过高时SiC（Al）纤维皮芯结构的形成机理：在空气固化中引入过量氧气会在近化学计量比多晶SiC纤维中形成皮芯结构，而通过梯度氧引入与表征，严格控制氧气后可获得具有穿晶断裂行为及优异高温性能的纤维，其在1800 ℃暴露1 h和10 h后的拉伸强度保持率分别达91%和61%。除Al元素外，B元素也是常用的异质元素，与Lipowitz等[78]在烧结过程中加入含硼化合物不同，Sacks等[87]在高分子量PCS的纺丝液中加入含硼纳米粉体，经干法纺丝制得原丝，并于100~200 ℃下进行氧化处理，引入适量氧元素；随后通过SiC_xO_y相分解与烧结致密化过程，获得近化学计量比的SiC纤维。表6总结了典型已商品化的第三代SiC陶瓷纤维性能。

2.2 SiC陶瓷前驱体制备SiC陶瓷及其复合材料

前驱体浸渍热解转化法（PIP）是制备SiC陶瓷基复合材料的重要工艺路线之一，其突出优势体现在以下几个方面：（1）工艺适应性强，制备温度相对较低，可有效减轻纤维在高温下所受的热损伤；（2）机械损伤小，热压压力低，对纤维造成的机械损伤也相应较小；（3）结构与组成可设计性好，通过对前驱体进行分子结构设计，能够调控陶瓷基体的组成与微观结构，从而优化复合材料的整体性能。然而，在PIP工艺的高温裂解过程中，小分子气体的逸出及低聚物的分解会导致基体发生显著收缩，易产生裂纹与孔洞，使材料孔隙率偏高。因此，为实现材料的致密化，通常需要经历多个浸渍–裂解循环，制备周期较长。前驱体浸渍热解转化法制备SiC陶瓷基复合材料的过程如图9所示[88]。

Kumar等[89–90]以碳纤维为增强体，采用PIP工艺，经过6次浸渍–热解循环，制备出密度为1.7~1.75 g/cm^{3}的C_f/SiC陶瓷基复合材料；该复合材料中SiC基体相分布均匀，其平均弯曲强度和剪切强度分别为338 MPa和14.5 MPa，弯曲模量约为73 GPa。Zhong等[91]对比了采用固态PCS与

表6 典型商品化第三代SiC陶瓷纤维的性能

Table 6 Performance of typical commercialized third-generation SiC ceramic fibers

性能	Hi–Nicalon–S（Nippon Carbon公司）	Tyranno SA（UBE公司）
氧含量/%	<1.0	0.3
碳硅比（C/Si）	1.05	1.08
纤维直径/mm	12	8~10
拉伸模量/GPa	340	300
断裂应变/%	0.6	0.7
密度/（g/cm^3）	2.85	3.10
有氧环境使用温度/℃	1400	~1500

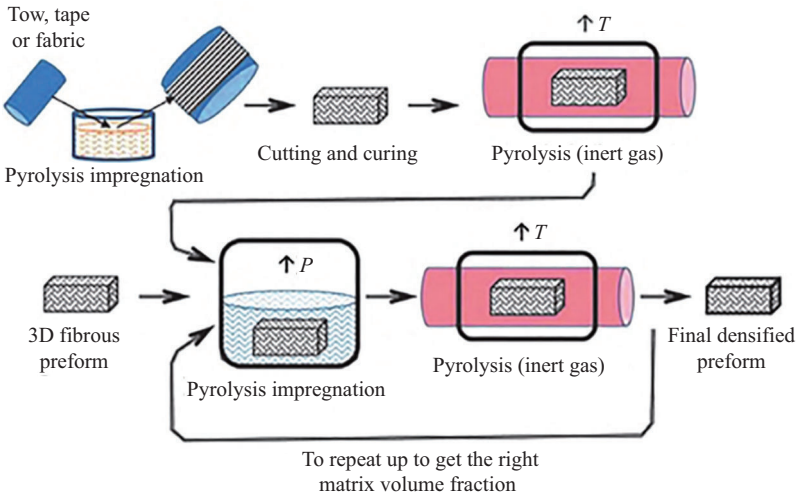


图9 前驱体浸渍热解制备陶瓷基复合材料过程示意图[88]

Fig.9 Schematic diagram of the process of preparing ceramic matrix composites by PIP[84]

新型液态聚碳硅烷（LPCS）通过PIP工艺制备的C/SiC复合材料，结果表明，采用高陶瓷产率的LPCS可显著提高C_f/SiC复合材料的增密效率和综合性能：13次PIP工艺得到的PCS–C/SiC复合材料和6次PIP工艺得到的LPCS–C/SiC复合材料的开孔孔隙率分别为10.7%和6.3%，密度分别为1.87 g/cm^{3}和2.13 g/cm^3，弯曲强度分别为412 MPa和535 MPa，弯曲模量分别为29 GPa和60 GPa，而断裂韧性相当（17.216.8 MPa·m$^{1/2}$）。Sreeja等[92]对比了固态PCS与AHPCS作为前驱体制备C/SiC复合材料的性能，结果表明，采用AHPCS前驱体的体系在热处理后体积收缩率和最终孔隙率均更低，所需的PIP循环次数也相应减少。

在PIP工艺中，采用高陶瓷产率的前驱体并添加适当填料，可有效减少浸渍次数、缩短制备周期，从而弥补该工艺在效率方面的不足。Wang等[93]将PCS与50 nm SiC填料共同球磨，并以二乙烯基苯为溶剂，制备出了SiC前驱体浆料，用于浸渍纤维预制体；经6次PIP循环后，所得复合材料的孔隙率降至5%以下，密度达到2.02 g/cm^3，弯曲强度为326 MPa；而未添加填料的样品需进行12次PIP循环才能获得相近的性能。Dong等[94]以带有热解碳（PyC）界面的碳化硅纤维板为增强体，将纳米SiC填料与固态PCS的正己烷溶液混合，配制出固含量为质量分数50%的SiC前驱体基浆料；随后，在1720~1780 ℃下进行热压烧结，成功制备出SiC纤维增强SiC陶瓷基复合材料，密度高达2.93 g/cm^3，孔隙率降低至3.4%，并展现出优异的力学性能：弯曲强度达700 MPa，拉伸强度达400 MPa。Wang等[95]通过向液态PCS中添加纳米硅，不仅实现了1600 ℃裂解陶瓷产率由72.0%提高至81.8%，产物C/Si由1.14降至0.99，而且其SiC结晶性与SiC_p/SiC复合材料的热导率均显著提升。

近年来，采用化学气相渗透（CVI）与PIP混合工艺制备高性能SiC_f/SiC复合材料的研究取得重要进展。Han等[96]以二维编织体为预制体，考察了CVI–SiC与PIP–SiC基体体积比（1∶3、1∶1、3∶1）对材料致密化、力学性能及界面行为的影响，当基体体积比为3∶1时，复合材料密度达2.52 g/cm^3，弯曲强度和断裂韧性分别高达720.1 MPa和34.2 MPa·m$^{1/2}$，显著优于单一PIP工艺；研究表明，CVI基体在纤维束内形成连续刚性骨架，PIP基体填充束间大孔，二者协同实现高致密化；同时，基体残余应力从拉应力向压应力转变，适度增强了BN弱界面剪切强度（达34.1 MPa），促进了裂纹偏转与纤维拔出等增韧机制。Wei等[97]则采用单向纤维预制体，系统研究了PIP热解温度（1100 ℃、1300 ℃、1500 ℃）对微观结构与性能的影响，结果表明，1100 ℃下纤维热稳定性良好且界面剪切强度较高，裂纹不仅可在纤维/BN界面偏转，还可在CVI–SiC/PIP–SiC界面（因存在自由碳层）发生偏转，从而获得超高的室温力学性能：拉伸强度901 MPa、弯曲强度2186 MPa、断裂韧性80.6 MPa·m$^{1/2}$。值得注意的是，1300 ℃制备的复合材料在1350 ℃下仍能保持1529 MPa的弯曲强度，展现出优异的高温承载能力。两项研究共同表明，CVI–PIP混合工艺通过基体比例和热解温度的优化，可实现强度与韧性的协同提升，为高性能SiC/SiC复合材料的设计提供了新途径。

2.3 SiC陶瓷前驱体制备涂层及胶粘剂

除了纤维和复合材料，前驱体转化法也可用于制备高性能的SiC基涂层和胶粘剂[16]。Yang等[98]以自合成的PDMS为原料，经常压裂解得到PCS，并采用前驱体转化法在石墨基体上制备出结构致密的SiC涂层。然而，由于PCS主链中硅碳原子比为1∶2，远高于SiC的化学计量比（1∶1），导致高温裂解产物中残留了大量的自由碳，严重制约了涂层的抗氧化性能与导热性能。李静等[99]以PCS、玻璃粉及其他助剂为原料，制备了抗烧蚀涂层，该涂层能够承受3000 ℃氧乙炔焰烧蚀4 s，以及在531 W/cm^{2}激光功率密度下照射4 s。陶杰等[100]以PCS、二乙烯基苯和无机填料为原料，在铝合金基板上制备出聚碳硅烷复合涂层，结果表明，所制涂层具有优异的抗激光烧蚀性能，添加的无机填料也起到了吸收激光能量的作用。

Zheng等[101]以AHPCS为原料，并添加少量碳化硅粉，制备出用于连接碳化硅陶瓷的耐高温连接剂，在连接过程中不施加外部压力，所得接头的室温平均弯曲强度为239 MPa；当在连接剂中加入少量硼粉后，接头的平均强度提升至323 MPa。胡继东等[102]以PCS、无机填料及其他助剂为原料，制备出一种高温粘结剂，结果表明，该粘结剂性能优异，具有高强度和良好的耐温性能，经高温处理后平均粘结强度可达23.4 MPa。Khalifa等[103]以聚碳硅烷为原料制备碳化硅，并研究了中子辐照前后接头剪切强度的变化，经1500 ℃热解后，未辐照接头的剪切强度为77.7 MPa；而热解后再经730 ℃高通量同位素中子辐照的接头，其剪切强度增至81.3 MPa。美国国家航空航天局（NASA）制备了一种以氢化聚碳硅烷为基体、SiC粉末为填料的耐高温胶粘剂，用于修复航天飞机机翼与机头在极端高温环境下产生的裂纹。该胶粘剂涂覆于裂纹处，在太空环境中初步固化后，在轨道飞行器飞行过程中因温度升高发生前驱体向陶瓷的转化，从而实现对损伤部位的原位修复[7]。

3 结论与展望

经过数十年发展，SiC陶瓷前驱

体聚碳硅烷的研究已取得显著进展。以Yajima高温重排缩合法为代表的成熟路线已实现商品化，但其高温反应条件与分子结构可调性不足等局限仍待克服；Wurtz偶联、格氏偶联、开环聚合及硅氢加成等新兴方法则为前驱体的分子设计提供了丰富途径。当前，SiC前驱体已广泛应用于连续纤维、复合材料及涂层等领域，但面向航空发动机、高超声速飞行器等高端装备的严苛需求，国内在产业化与基础研究层面仍面临诸多挑战。未来研究应着重围绕以下方向展开。

（1）产业化稳定制备与降本增效。围绕原料纯化、合成工艺及分离设备等环节，提升固态与液态PCS的批次一致性，降低综合成本。针对液态超支化PCS，重点优化还原剂替代方案及分离纯化效率，并探索连续流工艺的安全性；针对固态PCS，优化常压催化重排技术，降低反应温度并提高产率，为规模化应用奠定基础。

（2）面向极端工况的新型前驱体开发。针对可重复使用热结构及长寿命热端部件，需研制高陶瓷产率、近化学计量比、低氧含量且兼具自愈合功能的液态PCS，并发展适用于干法预浸料的工艺型前驱体，推进牌号系列化。同时，面向超高温防热需求，与难熔金属前驱体的结合以进一步提高高温稳定性，也是重要的研究方向。

（3）应用性能评价与使役行为研究。加强碳化硅前驱体研制与材料应用单位的协同攻关，建立涵盖高温氧化、热冲击、烧蚀及辐照等极端环境的系统性能评价体系，深入揭示SiC及复合材料在服役条件下的性能衰减与失效机理，为材料选型及前驱体改进提供依据。

（4）构效关系深化与数据驱动融合。系统研究SiC陶瓷前驱体固化、交联、裂解全过程的热效应、体积收缩及结构演变规律，建立“分子结构–裂解制度–高温性能”关联模型。积累服役条件下构件性能数据库，构建SiC陶瓷前驱体完整评价体系，并引入机器学习等数据驱动方法，加速新型前驱体分子设计与工艺优化。尤其在杂原子掺杂改性等研究领域，借助人工智能突破传统试错研发瓶颈。

（5）工艺组合优化与前驱体协同复配。针对PIP工艺制备周期长的问题，结合纳米填料复配与高压浸渍策略，减少循环次数、缩短周期并降低孔隙率，同时探索PIP与CVI、RMI的组合工艺，实现按需匹配。鉴于全新前驱体研发周期长，应充分利用固态PCS、液态PCS及PMS等现有体系间的互补特性，通过复配优化化学计量比、流变特性或引入自愈合功能，加速SiC复合材料的研制与应用。

综上，未来研究需从工程化制备、新型前驱体设计、服役行为评价及数据驱动方法等多维度协同推进，以突破当前应用瓶颈，满足高端装备对高性能SiC陶瓷前驱体的迫切需求。

参 考 文 献

[1] 李缨, 黄凤萍, 梁振海. 碳化硅陶瓷的性能与应用[J]. 陶瓷, 2007(5): 36–41.

Li Ying, Huang Fengping, Liang Zhenhai. The application and performance for SiC-ceramics[J]. Ceramics, 2007(5): 36–41.

[2] Xu W W, Xia F F, Chen L J, et al. High-temperature mechanical and thermodynamic properties of silicon carbide polytypes[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2018, 768: 722–732.

[3] 董博, 余超, 邓承继, 等. 碳化硅陶瓷导热性能的研究进展[J]. 材料工程, 2023, 51(1): 64–75.

Dong Bo, Yu Chao, Deng Chengji, et al. Research progress in thermal conductivity of SiC ceramics[J]. Journal of Materials Engineering, 2023, 51(1): 64–75.

[4] 雷海波. 再结晶碳化硅陶瓷抗氧化及抗热震性能研究[D]. 长沙: 湖南大学, 2010.

Lei Haibo. Research on oxidation resistance and thermal shock resistance of recrystallized silicon carbide ceramics[D]. Changsha: Hunan University, 2010.

[5] 郭洪亮, 王小宙. 液态聚碳硅烷的一步超声缩合制备及其表征[J]. 硅酸盐学报, 2024, 52(9): 2800–2805.

Guo Hongliang, Wang Xiaozhou. One-step ultrasonic condensation preparation and characterization of liquid polycarbosilane[J]. Journal of the Chinese Ceramic Society, 2024, 52(9): 2800–2805.

[6] Cheng X Y, Liu R Z, Liu M L, et al. Applications of carbide ceramics in nuclear reactors[J]. Kexue Tongbao/Chinese Science Bulletin, 2021, 66(24): 3154–3170.

[7] 陈楚童, 罗永明, 徐彩虹. 硅基陶瓷前驱体用于耐高温连接材料研究进展[J]. 材料导报, 2023, 37(11): 83–91.

Chen Chutong, Luo Yongming, Xu Caihong. Research progress of silicon-based ceramic precursors for high-temperature connection materials[J]. Materials Reports, 2023, 37(11): 83–91.

[8] 杜元阳. 碳化硅电力电子器件在电力系统的应用展望[J]. 湖北农机化, 2019(10): 21–22.

Du Yuanyang. Application prospect of silicon carbide power electronic devices in power system[J]. Hubei Agricultural Mechanization, 2019(10): 21–22.

[9] 刘巧沐, 黄顺洲, 何爱杰. 碳化硅陶瓷基复合材料在航空发动机上的应用需求及挑战[J]. 材料工程, 2019, 47(2): 1–10.

Liu Qiaomu, Huang Shunzhou, He Aijie. Application requirements and challenges of CMC–SiC composites on aero-engine[J]. Journal of Materials Engineering, 2019, 47(2): 1–10.

[10] 胡继东, 许艺芬, 李媛, 等. 航天先进复合材料用特种陶瓷前驱体研究进展[J]. 高分子通报, 2025, 38(10): 1451–1462.

Hu Jidong, Xu Yifen, Li Yuan, et al. Research progress on special ceramic precursors for advanced aerospace composite materials[J]. Polymer Bulletin, 2025, 38(10): 1451–1462.

[11] 谢征芳, 陈朝辉, 李永清, 等. 活性填料在先驱体转化制备陶瓷材料中的应用[J]. 无机材料学报, 2000, 15(2): 200–208.

Xie Zhengfang, Chen Zhaohui, Li Yongqing, et al. Applications of active filler in the preparation of preceramic polymer derived ceramics[J]. Journal of Inorganic Materials, 2000, 15(2): 200–208.

[12] Santhosh B, Ionescu E, Andreolli F, et al. Effect of pyrolysis temperature on the microstructure and thermal conductivity of

polymer-derived monolithic and porous SiC ceramics[J]. Journal of the European Ceramic Society, 2021, 41(2): 1151–1162.

[13] Vakifahmetoglu C, Zeydanli D, Colombo P. Porous polymer derived ceramics[J]. Materials Science and Engineering: R: Reports, 2016, 106: 1–30.

[14] 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.

[15] Colombo P, Mera G, Riedel R, et al. Polymer-derived ceramics: 40 years of research and innovation in advanced ceramics[J]. Journal of the American Ceramic Society, 2010, 93(7): 1805–1837.

[16] 李红彬, 崔步鑫, 吴迪, 等. 聚碳硅烷应用的研究进展[J]. 山东陶瓷, 2021, 44(4): 16–18.

Li Hongbin, Cui Buxin, Wu Di, et al. Research progress in the application of polycarbosilane[J]. Shandong Ceramics, 2021, 44(4): 16–18.

[17] 崔步鑫. 聚碳硅烷复合涂层的制备和性能评价[D]. 大连: 大连工业大学, 2022.

Cui Buxin. Preparation and performance evaluation of polycarbosilane composite coatings[D]. Dalian: Dalian Polytechnic University, 2022.

[18] 孙维朋, 顾竹灵, 高占臣, 等. 不饱和聚碳硅烷的研究进展[J]. 中国材料进展, 2018, 37(3): 178–184, 189.

Sun Weipeng, Gu Zhuling, Gao Zhanchen, et al. Recent advances of unsaturated polycarbosilane[J]. Materials China, 2018, 37 (3): 178–184, 189.

[19] 郭香, 潘振雪, 张宗波, 等. 硅基聚合物前驱体转化陶瓷微观结构研究进展[J]. 化学通报, 2022, 85(1): 14–24.

Guo Xiang, Pan Zhenxue, Zhang Zongbo, et al. Microstructures of polymer-derived silicon-based ceramics[J]. Chemistry, 2022, 85 (1): 14–24.

[20] 唐浩. 聚碳硅烷的改性及其抑晶行为研究[D]. 西安: 西安工业大学, 2017.

Tang Hao. Modification and crystallization inhibition of polycarbosilane[D]. Xi'an: Xi'an Technological University, 2017.

[21] 郑春满, 李效东, 余煜玺, 等. SiC陶瓷纤维先驱体设计原则及合成研究进展[J]. 高分子材料科学与工程, 2005, 21(6): 6–10.

Zheng Chunman, Li Xiaodong, Yu Yuxi, et al. Principle of design and advance in synthesis of SiC ceramic fibers precursor[J]. Polymer Materials Science & Engineering, 2005, 21(6): 6–10.

[22] Yajima S, Hayashi J, Omori M. Continuous silicon carbide fiber of high tensile strength[J]. Chemistry Letters, 1975, 4 (9): 931–934.

[23] Yajima S, Omori M, Hayashi J, et al. Simple synthesis of the continuous SiC fiber with high tensile strength[J]. Chemistry Letters, 1976, 5(6): 551–554.

[24] Yajima S, Hasegawa Y, Hayashi J, et al. Synthesis of continuous silicon carbide fibre with high tensile strength and high Young's modulus: Part 1 Synthesis of polycarbosilane as precursor[J]. Journal of Materials Science, 1978, 13(12): 2569–2576.

[25] Yajima S. Development of ceramics, especially silicon carbide fibres, from organosilicon polymers by heat treatment[J]. Philosophical Transactions of the Royal Society of London Series A, Mathematical and Physical Sciences, 1980, 294(1411): 419–426.

[26] Yajima S, Hasegawa Y, Okamura K, et al. Development of high tensile strength silicon carbide fibre using an organosilicon polymer precursor[J]. Nature, 1978, 273(5663): 525–527.

[27] 赵哲, 高强, 韩成, 等. 聚锆碳烷/聚碳硅烷杂化先驱体转化制备ZrC–SiC复相陶瓷[J]. 材料工程, 2023, 51(8): 102–109.

Zhao Zhe, Gao Qiang, Han Cheng, et al. Preparation of ZrC–SiC multiphase ceramics by pyrolysis of polyzrocarbonane/polycarbosilane hybrid precursor[J]. Journal of Materials Engineering, 2023, 51(8): 102–109.

[28] 程祥珍, 宋永才, 谢征芳, 等. 液态聚硅烷高温高压合成聚碳硅烷工艺研究[J]. 国防科技大学学报, 2004, 26(4): 62–67.

Cheng Xiangzhen, Song Yongcai, Xie Zhengfang, et al. Synthesis of polycarbosilane from liquid polysilane at the high temperature and under high pressure[J]. Journal of National University of Defense Technology, 2004, 26(4): 62–67.

[29] 程祥珍, 谢征芳, 宋永才, 等. 反应温度对聚二甲基硅烷高压合成聚碳硅烷性能的影响[J]. 高分子学报, 2005, 36(6): 851–855.

Cheng Xiangzhen, Xie Zhengfang, Song Yongcai, et al. Influence of reaction temperature on the properties of polycarbosilane synthesized from polydimethylsilane under high pressure[J]. Acta Polymerica Sinica, 2005, 36(6): 851–855.

[30] 程祥珍, 肖加余, 谢征芳, 等. 聚二甲基硅烷高压合成聚碳硅烷的组成与结构分析[J]. 国防科技大学学报, 2005, 27(2): 20–23.

Cheng Xiangzhen, Xiao Jiayu, Xie Zhengfang, et al. Composition and structure characterization of polycarbosi lane synthesized from polydimethylsilane under high pressure[J]. Journal of National University of Defense Technology, 2005, 27(2): 20–23.

[31] 张卫中, 杜亮, 付大禹, 等. 聚碳硅烷的环保高效型工业合成方法研究[J]. 航空制造技术, 2014, 57(6): 86–88.

Zhang Weizhong, Du Liang, Fu Dayu, et al. Study of environmental and high effective synthetic method of PCS precursor for industrial production[J]. Aeronautical Manufacturing Technology, 2014, 57(6): 86–88.

[32] 杨潇淦. 聚碳硅烷的催化重排制备研究[D]. 北京: 中国科学院化学研究所, 2015.

Yang Xiaogan. Study on the preparation of polycarbosilane by catalytic rearrangement[D]. Beijing: Institute of Chemistry, Chinese Academy of Science, 2015.

[33] 章颖. 聚碳硅烷改性合成研究[D]. 长沙: 国防科学技术大学, 2005.

Zhang Ying. Improved synthesis of polycarbosilane[D]. Changsha: National University of Defense Technology, 2005.

[34] Seyferth D, Strohmann C, Tracy H J, et al. Synthesis and useful reactions of organosilicon polymeric precursors for ceramics[J]. MRS Online Proceedings Library, 1991, 249(1): 3–14.

[35] Czubarow P, Sugimoto T, Seyferth D. Sonochemical synthesis of a poly(methylsilane), a precursor for near-stoichiometric SiC[J]. Macromolecules, 1998, 31(2): 229–238.

[36] Boury B, Bryson N, Soula G. Stoichiometric silicon carbide from borate-catalyzed polymethylsilane-polyvinylsilane formulations[J]. Applied Organometallic Chemistry, 1999, 13(6): 419–430.

[37] Kho J G, Min D S, Kim D P. Polymethylsilane post-treated with a polyborazine promotor as a precursor to SiC with high ceramic yield[J]. Journal of Materials Science Letters, 2000, 19(4): 303–305.

[38] Wang X L, Chen Y, Li Y M, et al. Evaluation of poly(methylsilane-carbosilane) synthesized from methyl-dichlorosilane and chloromethyldichloromethylsilane as a precursor for SiC[J]. Journal of Applied Polymer Science,

2018, 135(34): 46610.

[39] Wang X L, Chen Y, Li Y M, et al. A new SiC precursor with high ceramic yield: Synthesis and characterization of CH_xMeSiH_2-containing poly(methylsilane-carbosilane) [J]. Journal of Applied Polymer Science, 2019, 136 (23): 47618.

[40] 曹适意, 王军, 王浩. 液态超支化聚碳硅烷的合成及应用进展[J]. 化工进展, 2012, 31(8): 1745–1750.

Cao Shiyi, Wang Jun, Wang Hao. Advance in the synthesis and application of liquid hyperbranched polycarbosilane[J]. Chemical Industry and Engineering Progress, 2012, 31 (8): 1745–1750.

[41] Habel W, Harnack B, Nover C, et al. Synthese, charakterisierung und folgereaktionen von verzweigten poly(phenylcarbosilanen) [J]. Journal of Organometallic Chemistry, 1994, 467 (1): 13–19.

[42] Whitmarsh C K, Interrante L V. Synthesis and structure of a highly branched polycarbosilane derived from (chloromethyl) trichlorosilane[J]. Organometallics, 1991, 10(5): 1336–1344.

[43] Michalczyk M J. Silicon carbide precursors and their preparation and use: US5270429[P]. 1993–12–14.

[44] Froehling P E. Synthesis and properties of a new, branched polyhydridocarbosilane as a precursor for silicon carbide[J]. Journal of Inorganic and Organometallic Polymers, 1993, 3 (3): 251–258.

[45] Interrante L V, Whitmarsh C W, Sherwood W, et al. High yield polycarbosilane precursors to stoichiometric SiC. Synthesis, pyrolysis and application[J]. MRS Online Proceedings Library, 1994, 346(1): 593–603.

[46] Huang T H, Yu Z J, He X M, et al. One-pot synthesis and characterization of a new, branched polycarbosilane bearing allyl groups[J]. Chinese Chemical Letters, 2007, 18 (6): 754–757.

[47] He L J, Zhang Z B, Yang X G, et al. Liquid polycarbosilanes: Synthesis and evaluation as precursors for SiC ceramic[J]. Polymer International, 2015, 64(8): 979–985.

[48] 荆楚凡, 猴新岳, 张宗波, 等. 液态SiC陶瓷前驱体分子结构与固化热解行为[J]. 硅酸盐学报, 2024, 52(9): 2780–2788.

Jing Chufan, Gou Xinyue, Zhang Zongbo, et al. Molecular structure of liquid SiC ceramic precursors and their curing and pyrolysis behavior[J]. Journal of the Chinese Ceramic Society, 2024, 52(9): 2780–2788.

[49] Yu Z J, Zhan J Y, Huang M H, et al. Preparation of a hyperbranched polycarbosilane precursor to SiC ceramics following an efficient room-temperature cross-linking process[J]. Journal of Materials Science, 2010, 45(22): 6151–6158.

[50] Yu Z J, Huang M H, Fang Y H, et al. Modification of a liquid polycarbosilane with 9-BBN as a high-ceramic-yield precursor for SiC[J]. Reactive and Functional Polymers, 2010, 70(6): 334–339.

[51] Yu Z J, Li R, Zhan J Y, et al. Synthesis and characterization of a propargyl-substituted polycarbosilane with high ceramic yield[J]. Journal of Applied Polymer Science, 2011, 121(6): 3400–3406.

[52] SHEN Q, SHERWOOD W J. Silicon carbide precursors and uses thereof: EP1940922[P]. 2008–07–09.

[53] SMITH T L. Process for the production of silicon carbide by the pyrolysis of a polycarbosilane polymer: US4631179[P]. 1986–12–23.

[54] Wu H J, Interrante L V. Preparation of poly(dichlorosilaethylene) and poly(silaethylene) via ring-opening polymerization[J]. Macromolecules, 1992, 25 (6): 1840–1841.

[55] Wu H J, Interrante L V. Preparation of a polymeric precursor to silicon carbide via ring-opening polymerization: Synthesis of poly [(methylchlorosilylene)methylene] and poly (silapropylene) [J]. Chemistry of Materials, 1989, 1(5): 564–568.

[56] Bacque E, Pillot J P, Birot M, et al. New polycarbosilane models. 1. Poly [(methylchlorosilylene)methylene], a novel, functional polycarbosilane[J]. Macromolecules, 1988, 21(1): 30–34.

[57] Muzafarov A M, Gorbatsevich O B, Rebrov E A, et al. Organosilicon dendrimers-volume-growing polyallylcarbosilanes[J]. Vysokomolekulyarnye Soedineniya Seriya A Seriya B, 1993, 35(11): 1575–1578.

[58] Xiao Y X, Wong R A, Son D Y. Synthesis of a new hyperbranched poly (silylenevinylene) with ethynyl functionalization [J]. Macromolecules, 2000, 33(20): 7232–7234.

[59] Piriou C, Viers L, Lucas R, et al. Rheological and thermal behaviours of a hyperbranched polycarbosilane[J]. Applied Organometallic Chemistry, 2018, 32(9): e4443.

[60] Interrante L V, Rushkin I, Shen Q. Linear and hyperbranched polycarbosilanes with $Si—CH_2—Si$ bridging groups: A synthetic platform for the construction of novel functional polymeric materials[J]. Applied Organometallic Chemistry, 1998, 12(10–11): 695–705.

[61] Umezawa M, Takeda M, Ichikawa H, et al. Electroreductive polymerization of mixtures of chloromonosilanes[J]. Electrochimica Acta, 1991, 36(3–4): 621–624.

[62] Kimata Y, Suzuki H, Satoh S, et al. Electrochemical polymerization of hydrosilane compounds[J]. Organometallics, 1995, 14(5): 2506–2511.

[63] Vermeulen L A, Smith K, Wang J B. Electrochemical polymerization of alkyltrichlorosilane monomers to form branched Si backbone polymers[J]. Electrochimica Acta, 1999, 45(7): 1007–1014.

[64] Kashimura S, Ishifune M, Bu H B, et al. Electroreductive synthesis of some functionalized polysilanes and related polymers[J]. Tetrahedron Letters, 1997, 38 (26): 4607–4610.

[65] Samorodnova A P, Khrizanforov M N, Zagidullin A A. Electrochemical approaches to the synthesis of silicon-containing polymers[J]. Polymer, 2025, 317: 127925.

[66] 程祥珍, 宋永才, 谢征芳, 等. 聚碳硅烷纤维的不熔化工艺研究[J]. 硅酸盐学报, 2004, 32(11): 1352–1355, 1360.

Cheng Xiangzhen, Song Yongcai, Xie Zhengfang, et al. Study on curing process of polycarbosilane fiber[J]. Journal of the Chinese Ceramic Society, 2004, 32(11): 1352–1355, 1360.

[67] Lei Y P, Wang Y D, Song Y C. Ammonia curing behavior of poly [(alkylamino) borazine] fiber[J]. Materials Letters, 2012, 71: 91–93.

[68] 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.

[69] 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.

[70] Song Y C, Hasegawa Y, Yang S J, et al. Ceramic fibres from polymer precursor containing Si – O – Ti bonds: Part 1 The formation mechanism and the pyrolysis of the polymer[J]. Journal of Materials Science, 1988, 23(6): 1911–1920.

[71] Hasegawa Y, Feng C X, Song Y C, et al. Ceramic fibres from polymer precursor containing Si–O–Ti bonds: Part II Synthesis of various types of ceramic fibres[J]. Journal of Materials Science, 1991, 26(13): 3657–3664.

[72] Chen X H, Sun Z G, Niu X M, et al. Evolution of the structure and mechanical performance of Cansas – II SiC fibres after thermal treatment[J]. Ceramics International, 2021, 47(19): 27217–27229.

[73] You B J, Wang X, Li B, et al. Microstructural evolution and phase transformation of cansas 3303 SiC fibers during thermal shock at 1200 ℃[J]. Ceramics International, 2024, 50(21): 42035–42044.

[74] Sugimoto M, Shimoo T, Okamura K, et al. Reaction mechanisms of silicon carbide fiber synthesis by heat treatment of polycarbosilane fibers cured by radiation: I, evolved gas analysis[J]. Journal of the American Ceramic Society, 1995, 78(4): 1013–1017.

[75] Sugimoto M, Shimoo T, Okamura K, et al. Reaction mechanisms of silicon carbide fiber synthesis by heat treatment of polycarbosilane fibers cured by radiation: II, free radical reaction[J]. Journal of the American Ceramic Society, 1995, 78(7): 1849–1852.

[76] 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.

[77] Takeda M, Urano A, Sakamoto J I, et al. Microstructure and oxidation behavior of silicon carbide fibers derived from polycarbosilane[J]. Journal of the American Ceramic Society, 2000, 83(5): 1171–1176.

[78] Lipowitz J, Rabe J A, Zangvil A, et al. Structure and properties of Sylramic™ silicon carbide fiber—A polycrystalline, stoichiometric β-SiC composition[M]//Proceedings of the 21st Annual Conference on Composites, Advanced Ceramics, Materials, and Structures: A: Ceramic Engineering and Science Proceedings. Hoboken: John Wiley & Sons, Inc., 2008: 147–157.

[79] Yun H M, Dicarlo J A. Comparison of the tensile, creep, and rupture strength properties of stoichiometric SiC fibers[M]// 23nd Annual Conference on Composites, Advanced Ceramics, Materials, and Structures: A: Ceramic Engineering and Science Proceedings. Hoboken: John Wiley & Sons, Inc., 2008: 259–272.

[80] Ishikawa T, Kohtoku Y, Kumagawa K, et al. High-strength alkali-resistant sintered SiC fibre stable to 2, 200 ℃[J]. Nature, 1998, 391(6669): 773–775.

[81] Ishikawa T, Kajii S, Hisayuki T, et al. New type of SIC–sintered fiber and its composite material[M]//22nd Annual Conference on Composites, Advanced Ceramics, Materials, and Structures: A: Ceramic Engineering and Science Proceedings. Hoboken: John Wiley & Sons, Inc., 2008: 283–290.

[82] 袁钦, 宋永才. Si(Al)C纤维先驱体聚铝碳硅烷的合成[J]. 国防科技大学学报, 2017, 39(1): 182–188.

Yuan Qin, Song Yongcai. Synthesis of precursor polyaluminocarbosilane for Si(Al)C fibers[J]. Journal of National University of Defense Technology, 2017, 39(1): 182–188.

[83] 袁钦, 宋永才, 王国栋. 不同Al含量聚铝碳硅烷纤维空气不熔化及氧含量控制研究[J]. 高分子学报, 2016, 47(2): 155–163.

Yuan Qin, Song Yongcai, Wang Guodong. Studies on the air curing and oxygen control of polyaluminocarbosilane fibers with different Al contents[J]. Acta Polymerica Sinica, 2016, 47 (2): 155–163.

[84] 袁钦, 宋永才. SiC_xO_y相分解方式对SiCO(Al)纤维烧结致密化的影响[J]. 无机材料学报, 2016, 31(12): 1320–1326.

Yuan Qin, Song Yongcai. Effect of SiC_xO_y decomposition on densification of SiCO(Al) fibers during sintering process[J]. Journal of Inorganic Materials, 2016, 31(12): 1320–1326.

[85] Gou Y Z, Jian K, Wang H, et al. Fabrication of nearly stoichiometric polycrystalline SiC fibers with excellent high-temperature stability up to 1900 ℃[J]. Journal of the American Ceramic Society, 2018, 101(5): 2050–2059.

[86] Wang P R, Gou Y Z, Wang H, et al. Revealing the formation mechanism of the skin-core structure in nearly stoichiometric polycrystalline SiC fibers[J]. Journal of the European Ceramic Society, 2020, 40(6): 2295–2305.

[87] Sacks M D, Morrone A A, Scheiffele G W, et al. Characterization of polymer-derived silicon carbide fibers with low oxygen content, near-stoichiometric composition, and improved thermomechanical stability[J]. Ceramic Engineering and Science Proceedings, 2008, 18 (3): 159–169.

[88] 关洪达, 张涛, 何新波. C/SiC陶瓷基复合材料研究与应用现状[J]. 材料导报, 2023, 37(16): 66–75.

Guan Hongda, Zhang Tao, He Xinbo. Current status of the research and applications of C/SiC ceramic matrix composites[J]. Materials Reports, 2023, 37(16): 66–75.

[89] Kumar S, Bablu M, Ranjan A, et al. Fabrication of 2D C/C – SiC composites using PIP based hybrid process and investigation of mechanical properties degradation under cyclic heating[J]. Ceramics International, 2017, 43(3): 3414–3423.

[90] Kumar S, Bablu M, Mishra M K, et al. Fabrication and characterization of PIP based C/SiC composites having improved mechanical properties using high modulus M40J carbon fiber as reinforcement[J]. Ceramics International, 2017, 43(11): 8153–8162.

[91] Zhong H, Wang Z, Zhou H J, et al. Properties and microstructure evolution of C_f/SiC composites fabricated by polymer impregnation and pyrolysis (PIP) with liquid polycarbosilane[J]. Ceramics International, 2017, 43(10): 7387–7392.

[92] Sreeja R, Swaminathan B, Painuly A, et al. Allylhydridopolycarbosilane (AHPCS) as matrix resin for C/SiC ceramic matrix composites[J]. Materials Science and Engineering: B, 2010, 168(1–3): 204–207.

[93] Wang J J, Lin W S, Duan L H, et al. Carbon fiber reinforced SiC matrix composites fabricated by preceramic impregnation and pyrolysis process combining SiC nano powder infiltration[C]//Innovative Materials: Engineering and Applications. Singapore: World Scientific Publishing, 2014.

[94] Dong S M, Katoh Y, Kohyama A. Preparation of SiC/SiC composites by hot pressing, using Tyranno-SA fiber as reinforcement[J]. Journal of the American Ceramic Society, 2003, 86(1): 26–32.

[95] Wang Y J, Ma L K, Pei X L, et al. Residual carbon trapping effect of nano Si for stoichiometric SiC derived from polycarbosilane

and its application in SiC_f/SiC composites with largely improved thermal conductivity[J]. Journal of the European Ceramic Society, 2024, 44(13): 7482–7489.

[96] Han D C, Qi L, Yang R, et al. Obtaining high-performance SiC_f/SiC by combined CVI and PIP processes with moderately enhanced BN weak interphase[J]. Composites Part A: Applied Science and Manufacturing, 2025, 192: 108768.

[97] Wei Y C, Ye F, Zhang Y, et al. Ultrahigh room and high-temperature mechanical properties of SiC_f/SiC composites prepared by hybrid CVI and PIP methods: Effects of PIP temperature[J]. Composites Part A: Applied Science and Manufacturing, 2025, 188: 108502.

[98] Yang H, Pei X L, Zhang K H, et al. Investigation of the corrosion resistance of SiC ceramic composite coatings on nuclear graphite spheres for high-temperature reactor fuel elements[J]. Nuclear Engineering and Design, 2025, 443: 114336.

[99] 李静, 张金栋, 张玉忠, 等. 耐高温抗激光烧蚀涂层研制与性能表征[J]. 航空材料学报, 2014, 34(1): 34–38.

Li Jing, Zhang Jindong, Zhang Yuzhong, et al. Development and characterization of high-temperature and laser ablation resistant coating[J]. Journal of Aeronautical Materials, 2014, 34(1): 34–38.

[100] 陶杰, 承涵, 陈照峰, 等. 聚碳硅烷复合涂层抗激光烧蚀研究[J]. 宇航材料工艺, 2008, 38(2): 39–42.

Tao Jie, Cheng Han, Chen Zhaofeng, et al. Laser ablation-resistance of polycarbosilane composite coatings[J]. Aerospace Materials & Technology, 2008, 38(2): 39–42.

[101] Zheng J, Akinc M. Green state joining of SiC without applied pressure[J]. Journal of the American Ceramic Society, 2001, 84(11): 2479–2483.

[102] 胡继东, 陶孟, 周延春. 新型高温黏结剂的制备及性能研究[J]. 宇航材料工艺, 2013, 43(6): 41–44.

Hu Jidong, Tao Meng, Zhou Yanchun. Preparation and performance of high temperature adhesive[J]. Aerospace Materials & Technology, 2013, 43(6): 41–44.

[103] Khalifa H E, Koyanagi T, Jacobsen G M, et al. Radiation stable, hybrid, chemical vapor infiltration/preceramic polymer joining of silicon carbide components[J]. Journal of Nuclear Materials, 2017, 487: 91–95.

Developments in Synthesis and Application of Polycarbosilanes for Silicon Carbide Ceramic

CHEN Chutong[1,2], LI Yizheng[2,3], LI Yongming[2], ZHANG Zongbo[2,3], XU Caihong[2,3]

(1. Ceramic Matrix Composites Research Institute, AECC Beijing Institute of Aeronautical Materials, Beijing 100095, China;

2. Key Laboratory of Science and Technology on High-tech Polymer Materials, Institute of Chemistry, Chinese Academy of Sciences, Beijing 100190, China;

3. University of Chinese Academy of Sciences, Beijing 100049, China)

[ABSTRACT] Silicon carbide (SiC) ceramics possess excellent high-temperature mechanical properties, thermal stability, oxidation resistance, and corrosion resistance, making them highly valuable for advanced manufacturing fields such as aerospace. The polymer-derived ceramics (PDCs) method offers a technically feasible route with molecular designability and strong process adaptability for the fabrication of SiC ceramics and their composites. In this route, the synthesis and regulation of polycarbosilane precursors are key factors determining the performance of the resulting ceramics. This paper systematically reviews the main synthesis methods for polycarbosilanes, including thermal condensation (the Yajima method), Wurtz coupling, Grignard coupling, ring-opening polymerization, hydrosilylation, and electrochemical synthesis. The reaction mechanisms, advantages, disadvantages, and research progress of each method are analyzed. Furthermore, the current research status of polycarbosilane in typical aerospace-related applications such as continuous SiC fibers, ceramic matrix composites, and ceramic coatings is summarized, providing a reference for the engineering application of this material.

Keywords: Silicon carbide (SiC); Polycarbosilane; Ceramic precursors; Polymer derived ceramics; SiC fiber

（责编　七七）