

一维 SiC 粉体合成方法研究进展

种小川, 乔佳其, 肖国庆, 丁冬海

(西安建筑科技大学材料科学与工程学院, 西安 710055)

摘 要: 一维陶瓷相可通过“拔出”、“裂纹桥接”和“裂纹偏转”等增强机制实现对陶瓷材料强韧化的目的。碳化硅具有高硬度、高热导率、优异的化学稳定性和高电导率, 特别是一维形貌的碳化硅作为增强相在陶瓷材料、复合材料和耐火材料等领域广泛应用, 但一维形貌的碳化硅制备工艺复杂、成本高, 特别是高比表面积及易团聚严重限制了其应用及强韧化效果。因此, 制备高纯、易分散与高长径比的一维碳化硅更有意义。生长机制及制备工艺对一维碳化硅的形貌特征影响显著, 分析一维碳化硅生长机制为其形貌特征的调控提供理论依据, 进一步通过制备方法的优化可提高碳化硅粉体纯度, 改善形貌单一、易团聚等问题。本文对一维碳化硅合成相关研究进行综述, 分析了不同制备方法中一维碳化硅的生长条件、热力-动力学基础、工艺特征及生长机制, 对比了碳热还原法、静电纺丝法、自蔓延高温合成法、熔盐法等制备产物的形貌特征, 最后对高性能一维碳化硅合成进行了展望。

关键词: 一维碳化硅; 生长机制; 合成方法; 形貌特征

中图分类号: TQ174.7 文献标志码: A 文章编号: 0454-5648(2026)06-2157-14

网络出版时间: 2026-05-13



陶瓷材料因其高硬度、耐高温及优异的化学稳定性等特性, 已成为航空航天、电子信息、能源等领域关键设备和器件的重要材料^[1]。然而, 传统陶瓷材料固有脆性成为限制其广泛应用的关键因素。因此, 陶瓷材料的强韧化是拓宽其应用领域, 实现服役过程长寿命化和安全稳定性的前提。研究发现, 引入一维陶瓷相作为增强体, 通过在裂纹尖端处形成桥接区产生闭合应力、使裂纹扩展路径与方向发生偏转, 以及一维陶瓷相从基体拔出时克服界面机械阻力做功等机制, 可有效消耗裂纹扩展能量、阻止裂纹失稳扩展, 从而显著提升陶瓷材料的力学性能^[2-7]。

碳化硅(SiC)具有高硬度、高热导率、优异的化学稳定性和高电导率, 特别是一维形貌的 SiC, 因其可通过引入裂纹桥接、拔出、偏转等增韧机制, 在陶瓷基复合材料、耐火材料及功能涂层的强韧化领域展现出巨大应用潜力^[8, 9]。一维 SiC 形貌通常有 SiC 晶须^[10]、SiC 纳米线、SiC 纳米管^[11]等形态。当一维 SiC 作为增强相引入基体时, 其高长径比可有

效分散应力, 构建连续的载荷传递路径, 协同多种强韧化机制提升复合材料的综合性能。但诸多限制因素制约了一维 SiC 的实际应用: 一方面, 其制备工艺涉及高温、气相沉积、模板构建等复杂流程, 导致生产成本居高不下^[12]; 另一方面, 一维 SiC 的高比表面积引发的严重团聚现象, 不仅破坏材料的均匀分散性, 还显著降低其强韧化效率, 限制了增强效果的充分发挥。此外, 现有制备方法常伴随形貌单一、纯度不足等问题^[13], 难以满足高端应用场景对材料性能的严苛要求。因此, 现有研究聚焦于探索高纯、易分散且高长径比一维 SiC 的制备路径, 以提高其强化效率、拓宽其应用领域。图 1 为一维 SiC 微观形貌及其合成机理。

生长机制为合成方法的选择提供理论指导, 而制备工艺的优化则直接影响粉体的显微形貌与对陶瓷材料的强韧化效率。通过阐明 SiC 生长机制、优化制备工艺, 能够有效解决一维 SiC 易团聚的问题, 实现对一维 SiC 微观形貌的精准调控。本文基于最

收稿日期: 2025-08-04。 修订日期: 2025-09-25。

基金项目: 国家自然科学基金(52272027, 52372034); 陕西省重点研发计划(2023-YBGY-421, 2023-GHZD-51); 陕西省自然科学基金(2025JC-YBQN-480)。

第一作者: 种小川(1994), 男, 博士, 讲师。

通信作者: 丁冬海(1983), 男, 博士, 教授。

Received date: 2025-08-04. Revised date: 2025-09-25.

First author: CHONG Xiaochuan (1994-), male, Ph.D., Lecturer.

E-mail: chongxiaochuan@xauat.edu.cn

Correspondent author: DING Donghai (1983-), male, Ph.D., Professor.

E-mail: dingdongxauat@163.com

新文献报道对一维 SiC 的合成方法进行了综述, 首先分析一维 SiC 的生长机制, 探究其热力-动力学可行性; 其次介绍了不同方法的工艺原理, 最后对比了各工艺的特点并对一维碳化硅制备的研究方向进行展望。

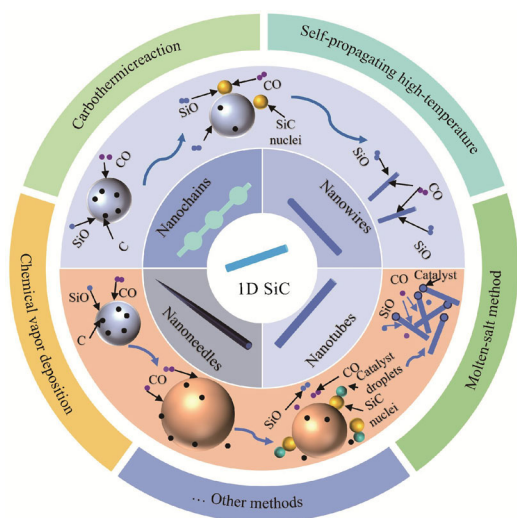


图1 一维 SiC 微观形貌及其合成机理

Fig. 1 1D SiC micromorphology and synthesis mechanism

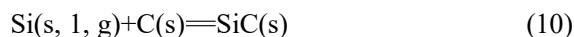
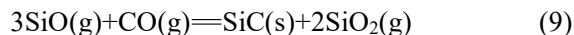
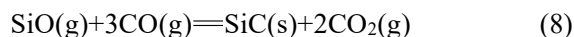
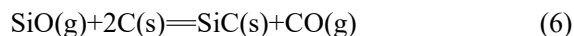
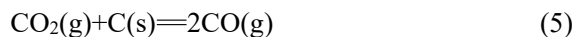
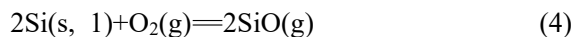
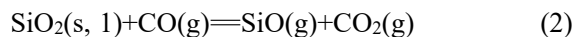
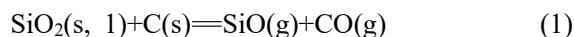
1 一维 SiC 生长机理分析

一维 SiC 生长是热力学驱动、动力学调控与结构生成协同作用的结果, 深入分析一维 SiC 生长机理, 需从“热力学可行性—动力学速率—结构生成”三维构建理论链条, 明确温度、压力、气相组分、催化剂等关键参数对生长过程的定量影响, 为实现一维 SiC 形貌与性能的精准调控提供理论支撑。这对合成性能优良的一维 SiC, 进而提高对陶瓷材料的增韧化效率, 具有重要意义。一维 SiC 的生长机制有 2 种途径: 一种是模板法, 一维 SiC 的尺寸及其生长过程受到模板的制约, 例如碳纳米管以及聚合物纤维等结构; 在另一种一维 SiC 的形成机制中, 其生长涉及 2 个主要阶段, 成核与生长。在此过程中, SiC 的成核倾向于在具备最低生长能量的方向上展开^[14–16]。

1.1 气固(V-S)生长机理

气固(V-S)生长机理是指在高温环境中, 原始硅碳源经历蒸发过程, 产生气相产物, 该产物通过气相与固相或气相之间的相互作用, 构建了一维 SiC 的生长模型, 其核心特征是“气相输运—固相沉积”的非催化性生长, 热力学可行性由反应吉布斯自由能(ΔG)决定, 动力学速率受气相扩散与表面反应控制, 结构生成则依赖基底晶面导向与气相过饱和度

调控。V-S 生长机理的热力学核心是明确 Si—C—O 体系中各关键反应的 ΔG 与温度、压力的定量关系, 筛选出 $\Delta G < 0$ 的自发反应路径, 为生长过程提供能量驱动。基于 Chen 等^[17]对 Si—C—O 体系碳热还原反应的热力学分析, 反应(1)~反应(11)为存在的反应方程式。研究表明, 在 Si—C—O 体系碳热还原法合成 SiC 纳米线过程中, 可将反应分为 3 类: SiO 生成反应、CO 生成反应及 SiC 生成反应。SiO 的生成可通过固-固、气-固等反应实现, 如图 2a 所示, 反应(4)这一气-固反应在 <2000 K 的较低温度下更易发生, 炉内残留氧气能促进其提升过饱和度, 而反应(1)~反应(3)需在常压、温度超 2000 K 时才会发生; CO 主要经反应(7)生成, 如图 2b 所示, 该反应在宽温区的吉布斯自由能变化(ΔG)均为负值, 热力学优势显著, 同时反应(5)~反应(7)也能生成 CO 并使 CO 在宽温区达到高过饱和度; SiC 生成的关键反应为气-气反应(9), 如图 2c 和图 2f 所示, 其在全温区均可进行且温度对 ΔG 影响较小, 高 SiO 分压下可稳定进行, 低 CO 分压还能降低反应温度并伴随一维 SiC 生成, 而反应(8)如图 2c 和图 2e 所示仅在 <1200 K 低温下可行, 常压下高于该温度则难以发生, 高压(如 200 KPa)可扩展其适用温度范围; 压力对反应存在明显调控作用, 如图 2d 所示, 前期低压(如 0.5 KPa)利于 SiO 生成, 能推动反应(1)在约 1600 K 的较低温度发生, 如图 2f 所示, 后期高压则有助于气相反应生成 SiC, 促进一维 SiC 生长。基于上述结果, 研究首次提出“两步生长机理”, 即先通过气-固反应(6)与固-固反应(10), 如图 2c 所示, 二者在 1100~2000 K 全温区均可发生, 在碳基底表面异质形核生成初始 SiC 晶核, 再通过气-气反应(8)~反应(9)使新 SiC 沉积于初始晶核上, 形成一维 SiC 纳米线, 且一维 SiC 生长依赖于 SiO/CO 分压比与过饱和度, 这直接影响纳米线的形貌与产量。



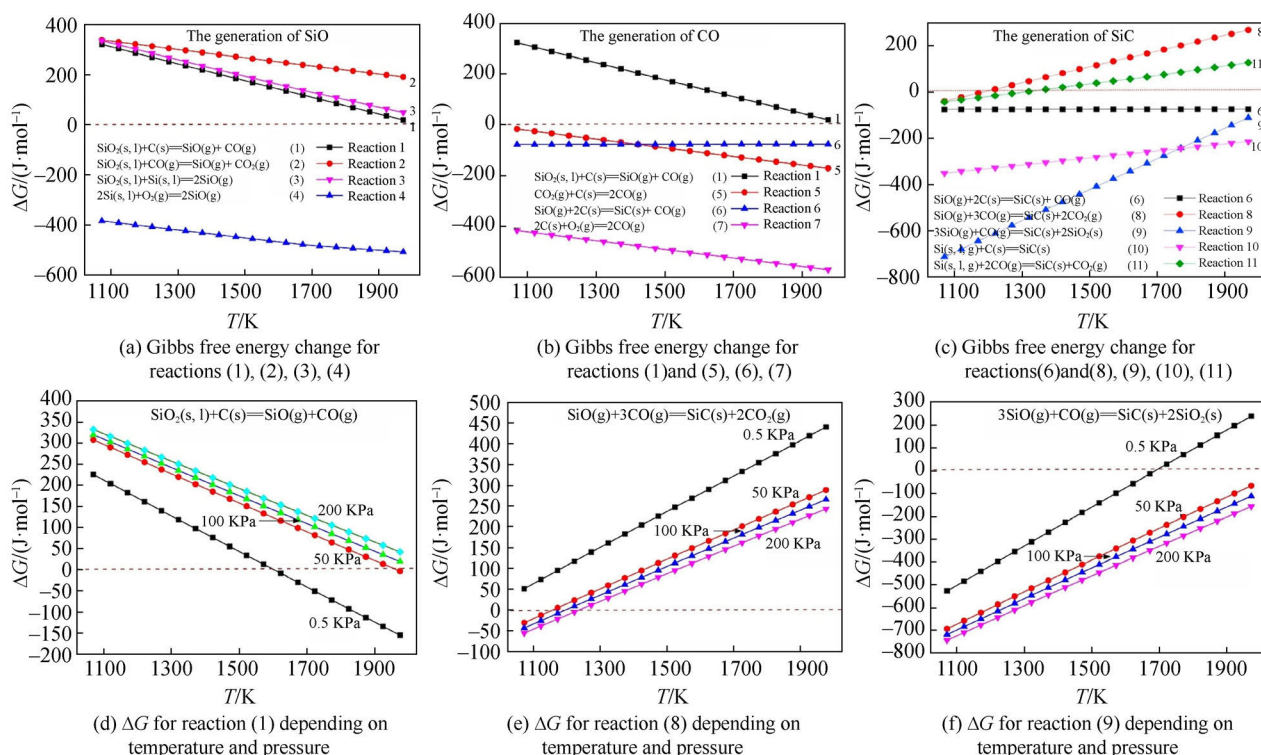
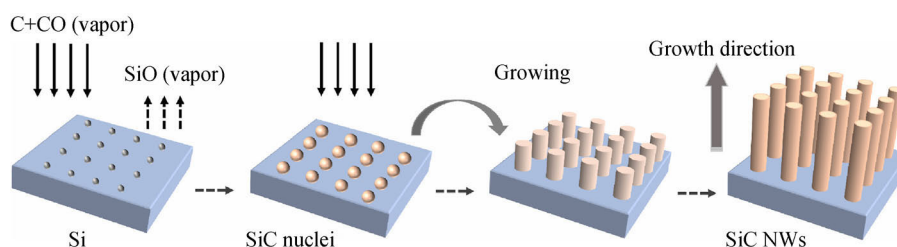
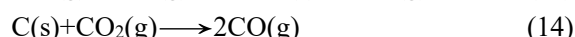
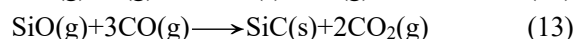
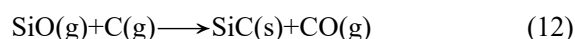
图 2 Si—C—O 体系中 SiC 纳米线合成反应的吉布斯自由能变化与温度、压力的关系^[17]Fig. 2 Variation of Gibbs free energy with temperature and pressure for the synthesis reactions of SiC nanowires in the Si—C—O system^[17]

图 3 为 V-S 生长机理示意图。由图 3 可见, 与 V-L-S 生长机制不同, V-S 机制不需要引入催化剂, 生长的纳米线产品尖端不存在液滴, 产品纯度通常较高, 且需要基体为纳米线的生长提供基础^[18-19]。潘建梅等^[20]采用多孔聚氨酯海绵作为模板材料, 经有机硅树脂浸渍处理后, 在氩气保护环境下实现 SiC 纳米线的原位合成。在高温热解反应阶段, 有机硅树脂经历一系列复杂的分解过程, 生成包括气态 SiO 和 CO 在内的多种挥发性组分, 同时伴随无定形碳的沉积现象。由于聚氨酯海绵具有独特的多

孔网络结构, 部分气态产物被限域于模板孔隙中。根据反应式(12)的揭示, SiC 晶核得以逐步形成。伴随着 SiO 与 CO 气体的持续累积, 两相逐步趋向饱和状态, 最终通过反应(13)的驱动, SiC 纳米线得以成功合成。在裂解反应阶段, 反应(14)为生成的 CO₂ 与无定形碳发生相互作用, 由此生成了 CO 气体, 该气体为 SiC 纳米线的合成提供了必要条件。

图 3 SiC 纳米线气-固生长机理图^[19]Fig. 3 Diagram of the V-S growth mechanism of SiC nanowires^[19]

Yang 等^[21]在 Si(100)衬底上通过 V-S 机制生长 β -SiC 纳米线时, 纳米线沿(111)晶向生长, 直径约 30~100 nm; 而在 Si(111)衬底上, 纳米线沿(100)晶向生长, 直径增至 100~200 nm。原因是 Si(111)衬底

的表面能低于 Si(100), 更低的表面能促进晶体横向扩展, 导致直径增大。Zhang 等^[22]对比 Ar 和 N₂ 作为载气时发现, Ar 气氛下生长的 SiC 纳米线长度显著长于 N₂ 气氛。因为 N₂ 会与 Si 反应生成 Si₃N₄,

消耗气相硅源, 导致衬底表面硅源供应不足。而 Ar 为惰性气体, 无副反应, 可提升硅源转化效率。Wang 等^[23]在 6H-SiC(0001)衬底上, 通过 V-S 机制生长的 SiC 纳米线为无位错单晶; 而在 Al₂O₃(0001)衬底上, 纳米线界面处出现大量位错和堆垛层错, 这是因为晶格匹配度高时, 衬底可引导 SiC 原子有序排列, 减少界面应力导致的缺陷。Li 等^[24]通过聚合物热解合成 β -SiC 纳米线, 在 1300 °C 保温 2 h, 纳米线长度约 2~5 μm ; 当保温时间延长至 4 h, 长度增至 10~15 μm 。温度需维持在催化剂液滴的熔点以上, 若温度低于熔点, 液滴将凝固失去催化活性, 生长终止。因此, 1300~1500 °C 的稳定温度区间与长时间保温, 是制备超长 SiC 纳米线的关键。

1.2 气液固(V-L-S)生长机理

气液固(V-L-S)机制是众多合成方法中常用于纳米材料生长的机制, 由 Wagner 等^[25]在探究含有杂质的硅晶体定向生长过程中首次阐述。在高温环境中, 源自反应物蒸发或裂解过程的含硅气相分子与熔融态金属颗粒相互作用, 形成固溶体结构。当该固溶体达到过饱和状态时, SiC 从催化剂中析出并形成晶核。随着气相分子持续不断地进入液态金属并经历溶解与析出过程, 晶体得以逐步生长, 最终形成一维纳米材料结构。通过调控催化剂液滴的尺寸实现对一维纳米材料直径的精准调控。基于 V-L-S 机制, 能够制备出直径及成分均一性较高的纳米材料^[26–27]。与 V-S 生长机制相比, V-L-S 具有活化能较低的特点, 其生长速率不在于 V-S 界面的成核势垒, 而取决于蒸气过饱和度^[28]。由三元相图(图 4)可知, Fe—Si—C 三元体系中存在 FeSi_{2.3}、FeSi、Fe₂Si、SiC、Fe₃C 等二元物相及 Fe₆SiC 三元物相。当以 Fe 为催化剂时, 局部区域内 Si 和 C 为饱和相, 因此, Fe₆SiC 会转变为二元化合物。基于热力学数据计算可能发生反应的吉布斯自由能-温度(ΔG - T)变化曲线, 结果如图 5 所示。由图 5 可见, Fe 和 Si 反应形成 FeSi 的标准吉布斯自由能在 2200 K 以下为负, 而 Fe 和 C 形成 Fe₃C 的标准吉布斯自由能在较宽的温度范围内为正, 且当为负时, 其绝对值远小于形成 FeSi 时的吉布斯自由能绝对值^[29]。

根据布都阿尔(Boudouard)反应, 燃烧过程中, 高温、富碳的情况下, C 趋向于生成 CO。根据图 5, 结合 Boudouard 反应特征可得出结论, C 的气相产物主要是 CO, 但是 SiC 比 CO 的生成在热力学上更有利, 因此, 在该体系中 C 气化生成的 CO 趋向于

生成 SiC。反应过程中, 由于 Si—Fe 合金的熔点低于 Si 元素, 形成 Si—Fe 合金后系统中的液相含量增加, 反应过程中液相赋存的周期延长, 导致 Si—C—O 体系中不同状态、不同组分的溶解、反应和析出, 特别是促进 CO 和其他组分在 Si—Fe 液相中的溶解反应, 从而减少 C 的气相损失。在这个过程中, 更多的 SiC_{nw} 从液态 Si—Fe 中生成晶核并沿径向生长。因此, 可以得出结论, Fe 基催化剂的加入不仅可以减少残余 Si 和 C 的损失, 而且可以促进 SiC_{nw} 的生长。

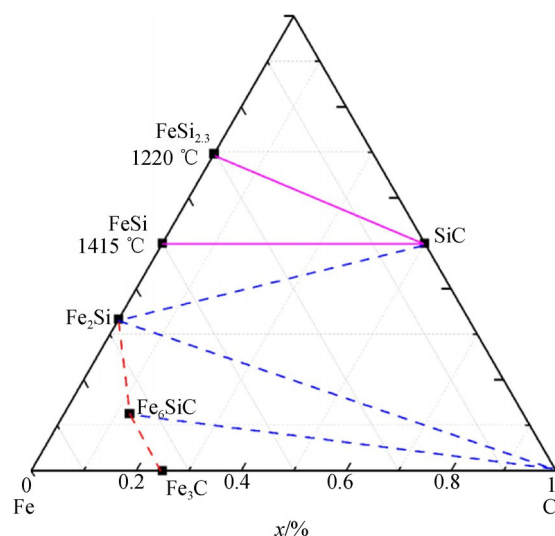


图 4 Fe—Si—C 三元相图^[29]

Fig. 4 Fe—Si—C ternary phase diagram^[29]

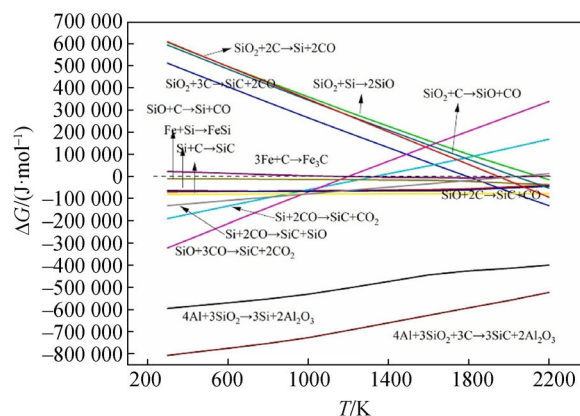


图 5 燃烧合成中可能存在反应的吉布斯自由能曲线^[30]

Fig. 5 Curves of the Gibbs free energy of reactions that may exist during combustion^[30]

图 6 为合金液滴催化的 V-L-S 生长机制。由图 6 可见, 在合金催化剂形成阶段(图 6a), 在加热条件下, 固态 Ni 与气态 Si 发生化学反应, 生成 Ni₃Si₂ 合金液滴, 这些液滴可以作为活性位点, 为后续反

应提供催化界面。如图 6b 所示, 气态 CO 和 Si 原子被吸附并溶解于 Ni—Si 合金液滴中, 形成 Ni—Si—O—C 多组分流相体系, 通过精确调控高温热解过程中的冷却速度来调控一维 SiC 的微观形貌。在一维 SiC 生长过程中(图 6c), 一维 SiC 通过固相生长机制合成, 沿着 Ni—Si 合金液滴表面最低能晶面持续析出。与此同时, SiO₂ 沿一维 SiC 边缘析出, 形成连续的非晶相包覆层包裹一维 SiC, 在这一过程中, 温度变化引起的催化液滴溶解和汽化影响一维 SiC 的生长尺寸。更快的冷却速度有利于更高的过饱和度, 导致催化液滴尺寸更快地减小; 较慢的冷却速度表明在较高的温度下汽化程度较低, 这导致催化液滴的尺寸减小较慢。通过控制催化剂液滴的大小, 可以设计出具有预期形貌的一维 SiC。

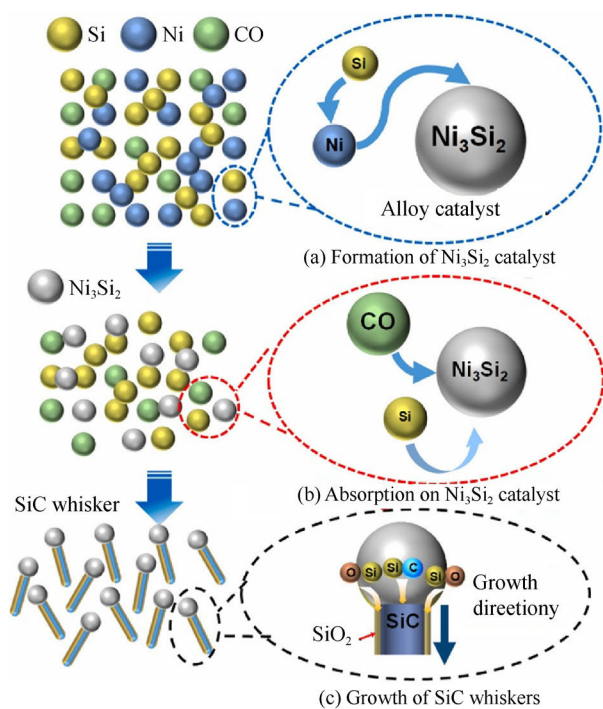
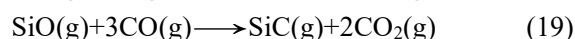
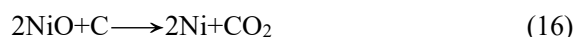
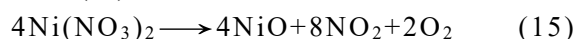


图 6 碳化硅晶须合金催化剂辅助 V-L-S 生长机理图^[31]
Fig. 6 Diagram of the V-L-S growth mechanism of silicon carbide whisker alloy catalyst^[31]

Gao 等^[32]通过调节前驱体中铝异丙醇盐(AIP)的含量, 在 FeCl₂ 催化的聚合物热解过程中, 控制 Al 掺杂 SiC 纳米线的直径。AIP 含量从 0.2%(质量分数)增至 5%时, 纳米线直径从 150 nm 增至 300 nm。AIP 作为 Al 源与催化剂 FeCl₂ 形成合金液滴, AIP 用量增加将导致液滴数量增多、尺寸增大, 进而使析出的 SiC 纳米线直径同步增大。Chen 等^[33]以 Co 合金为催化剂, 通过调节高温热解后的冷却速率,

实现 SiC 纳米针尖端直径的调控。快速冷却(如 50 °C/min)时, 催化剂液滴因温度骤降快速凝固, 尺寸急剧收缩, 形成尖端直径仅数纳米的纳米针; 缓慢冷却(如 10 °C/min)时, 液滴缓慢挥发, 尺寸渐变, 纳米针尖端直径增至数十纳米, 这一过程中, 冷却速率通过影响液滴的“溶解-挥发平衡”, 改变其在生长末期的尺寸, 最终决定纳米线/针的直径分布。Wu 等^[14]通过熔融盐辅助化学气相沉积法在相对低温(1200 °C)条件下, 成功在碳纤维表面直接生长出大规模碳化硅纳米线阵列。并基于实验分析, 提出 SiC 纳米线的 V-L-S 生长机制如下: 高温下, 反应(15)中 Ni(NO₃)₂ 受热分解生成 NiO, 随后发生反应(16), 在碳纤维表面形成熔融态 Ni 催化液滴; 与此同时, NaCl 与 NaF 混合固体盐受热熔化, 为 Si 粉提供迁移与蒸发的液相介质, 催化反应(17)生成 SiO 蒸气。生成的 SiO 与碳纤维裂解产生的 C 扩散并溶解于 Ni 液滴, 形成 Ni—Si—O—C 四元体系。随着反应物持续溶解, 液滴内溶质浓度达到过饱和状态, 通过反应(18)~反应(19)形成 SiC 晶核。



2 制备方法

2.1 碳热还原合成法

采用碳热还原法合成一维 SiC, 其核心过程在于将富含硅元素的原料与碳源物质相结合, 置于高温环境中, 促使二者发生还原反应, 最终形成一维纳米结构的碳化硅材料, 该过程遵循 V-S 机制, 气相中间产物在固态基底表面沉积并结晶, 最终形成一维纳米 SiC 结构。不同的反应温度会促使 SiC 发生晶型转变。在 2100 °C 以下, SiC 以 β-SiC 形式存在; 在 2100 °C 以上, β-SiC 通过再结晶缓慢转变为 α-SiC; 在 2300~2400 °C 时原子热运动能量显著增强, 扩散速率大幅提升, β-SiC 迅速转变为 α-SiC。通过调控反应物种类、加热方式、反应温度及保温时间等参数来优化反应动力学过程, 最终制备出纯度较高、粒度较小的一维 SiC。

碳热还原法在当前 SiC 纳米线的制备过程中, 占据着极为重要的地位。碳热还原法展现出显著的优势, 其对环境友好且经济效益显著, 具备大

规模试验的可行性及操作性；然而，该方法制备的一维 SiC 存在杂质含量较高、形貌非均匀性明显的问题，导致后期产物分离过程复杂，且实验重现性较低^[18]。因此，可通过结合其他方法，探索更直接、更可行的工艺制备一维 SiC，并通过引入均相前驱体与复合硅源，提升产物纯度并改善形貌。Chen 等^[31]通过 Ni 合金催化的碳热还原反应，成功实现了直径 70~280 nm、长径比 50~300 的 SiC 晶须可控制备，如图 7a 所示。Pan 等^[34]采用溶胶-凝胶法结合碳热还原法，通过改变 SiO₂/C 的比值，在不同温度下分别制备了绿色、蓝色和白色 SiC 纳米线。Huang 等^[35]以 FeSi 为中间催化剂，通过稻草的碳热还原反应成功制备 SiC 纳米线。无催化剂时，以稻草为原料制备的 SiC 纳米线长径比不足 20，且存在大量交叉缠绕。以 FeSi 为催化剂时，稻草碳热还原产物的 SiC 纳米线长径比提升到 50

以上，且因 FeSi 催化的定向生长，缠绕现象减少。Wu 等^[36]使用竹浆纸作为碳源和模板，Si 和 SiO₂ 粉末作为复合硅源，在 1450 °C 通过碳热还原反应制备了高度结晶的 β -SiC 纳米线，如图 7b 所示。Liu 等^[37]使用膨胀石墨和稻壳灰作为原材料，通过无催化剂碳热还原法在 1400 °C 制备核壳结构的 SiC/SiO₂ 纳米线，如图 7c 所示。通过细化原料颗粒可以降低反应温度，为高能球磨机中机械活化引发的固化过程提供有利条件，从而对 SiC 的合成作出了积极的贡献^[38]。虽然较多研究使用不同方法都能成功制备 SiC 纳米线，但由于纳米线的高比表面积使其在应用时易团聚、难分散，显著影响其性能的发挥。制备含 SiC 纳米线的粉体可有效缓解团聚问题，使纳米线分布更均匀，当引入陶瓷基复合材料时能更有效发挥强化作用。表 1 对比了不同工艺下碳热还原法制备一维 SiC 的研究结果。



图 7 碳热还原法合成产物的微观形貌^[31, 36–37]

Fig. 7 Microscopic morphology of products synthesized by carbothermal reduction ^[31, 36–37]

表 1 不同工艺下碳热还原法制备一维 SiC 对比

Table 1 Comparison of the preparation of one-dimensional SiC by carbothermal reduction with different processes

Method	Reactants	Process parameters	Product			Reference
			Length/ μm	Diameter/nm	Aspect Ratio	
Ni catalysis carbon thermal reduction	Silicon powder, nano-activated carbon, nickel-based catalysts	1300 °C, 2 h, Ar	–	70–280	50–300	[31]
Sol-gel	SiO ₂ /C xerogel	1600 °C, 2 h, Ar	~10	~180	–	[34]
Catalyst-free	Rice husk, expanded graphite	1400 °C, 2 h, Ar	~0	60	–	[37]

2.2 自蔓延高温合成法

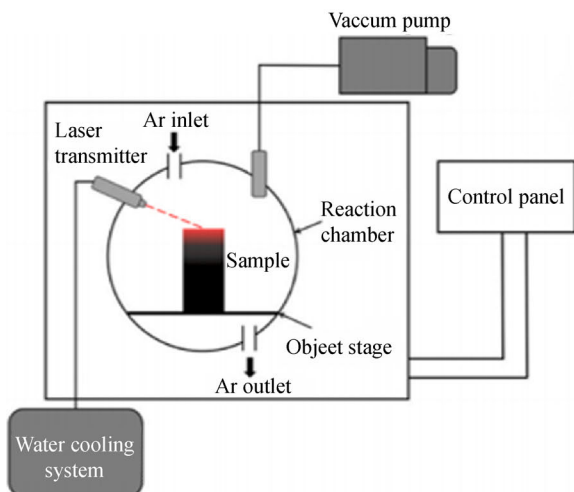
自蔓延高温合成法(又称燃烧合成法, SHS)是一种依靠化学反应自身释放的热量来维持反应持续进行的材料制备技术。该技术手段通过引燃反应物，触发剧烈的氧化还原反应，所释放的热能促使反应自行维持，直至目标产物得以形成。通过硅源与碳源的氧化还原反应释放热量，维持反应的持续进行，通过气相前驱体的碳化反应生成 SiC，并在催化剂作用下定向生长为纳米线，如图 8a 所示。

实验装置由真空泵、实验用氩气、可控气氛反应室、水冷单元、中央控制面板和激光发射器组成，如图 8b 所示。

自蔓延高温合成法，因其反应速率迅速、温度峰值高，致使在反应进程及产物微观形态的调控方面存在显著困难，同时，所生成产物的粒度分布亦呈现出明显的不均匀性。相关研究聚焦于多个方面：1) 通过调整配比、压力等工艺参数，旨在提升产物的纯度水平；2) 利用辅助手段或低温燃烧合成技

术, 增强反应过程的可控性, 进而细化产物粒度并改善其粒度分布的均匀性; 3) 变更原料种类或形貌, 以制备具备多样化形貌特征的产物。Chong^[39]等将原料按比例混合后, 利用燃烧反应的高温和催化剂作用, 催化 SiC 纳米线在 Al_2O_3 基体上原位生长。合成的产物呈簇状结构, 包含大量直径小于 50 nm、长径比约为 40 的 SiC 纳米线, 均匀分布在 Al_2O_3 颗粒周围, 且通过界面结合形成复合粉体(CSSA)。通过添加 $\text{SiC}_{\text{nw}}/\text{Al}_2\text{O}_3$ 复合粉体增强低碳 $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-C}$ 耐火材料抗氧化性能, 添加 6% $\text{SiC}_{\text{nw}}/\text{Al}_2\text{O}_3$ 的试样其氧化指数与氧化速率常数分别较基准样降低 26.0% 与 34.5%。在 1000~1400 °C 温度区间内, $\text{SiC}_{\text{nw}}/\text{Al}_2\text{O}_3$ 的引入使材料抗氧化性能持续改善。Guo 等^[40]在 1300 °C 通过碳模板原位合成法制备出高纯、高各向同性的 SiC 纳米线, 在三维空间中可自发均匀分布, 形成泡沫状交联结构, 纳米线长度约 100 μm 、

直径 50~200 nm, 通过工艺调控体积分数可达 18.66%~26.05%, 且微观上纳米线间形成节点连接结构, 孔隙分布均匀, 宏观上其力学性能、吸波性能等沿任意方向无显著差异, 具有高各向同性。此外, XRD 谱和高分辨 TEM 照片证实其为单晶 3C-SiC 相, 仅表面有极薄无定形层, 化学成分上 EDS 分析显示内部主要含 Si 和 C, 仅含微量 O, 无其他杂相或杂质污染。Yan 等^[41]通过燃烧合成法, 以镁粉、铝粉、硅灰和炭黑为原料, 以二茂铁为催化剂, 合成了含有碳化硅纳米线的 $\text{SiC}/\text{MgAl}_2\text{O}_4$ 复合粉末(图 9a), 提高了 SiC 纳米线在陶瓷基质中的分散性。Chong 等^[30]采用一步燃烧合成法, 以硅灰、铝粉和炭黑为原料, 以二茂铁为催化剂, 制备了含 SiC 纳米线的 $\text{SiC}/\text{Al}_2\text{O}_3$ 复合粉体, 形貌如图 9b 所示。表 2 对比了不同工艺下自蔓延高温合成法制备一维 SiC 的研究结果。



(a) Schematic diagram of the experimental setup



(b) Self-spreading high-temperature synthesis reactors

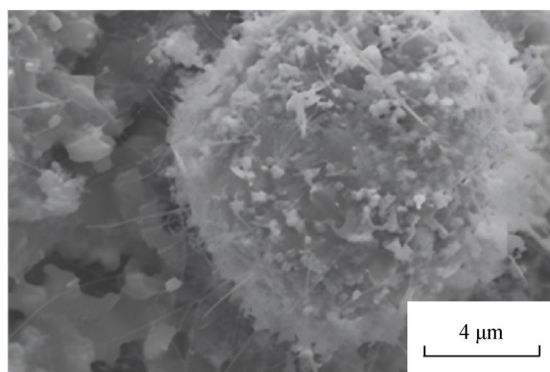
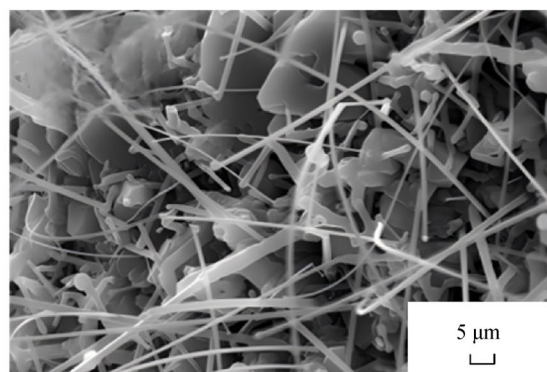
图 8 自蔓延高温合成反应示意图及仪器^[41]Fig. 8 Schematic diagram and apparatus of self-propagation high-temperature synthesis^[41](a) $\text{SiC}/\text{MgAl}_2\text{O}_4$ nanocomposite powder(b) $\text{SiC}/\text{Al}_2\text{O}_3$ nanocomposite powder图 9 自蔓延高温合成产物的微观形貌^[30, 41]Fig. 9 Microscopic morphology of products synthesized by self-propagation high-temperature synthesis^[30, 41]

表 2 不同工艺下自蔓延高温合成法制备一维 SiC 的对比

Table 2 Comparison of the preparation of one-dimensional SiC by SHS with different processes

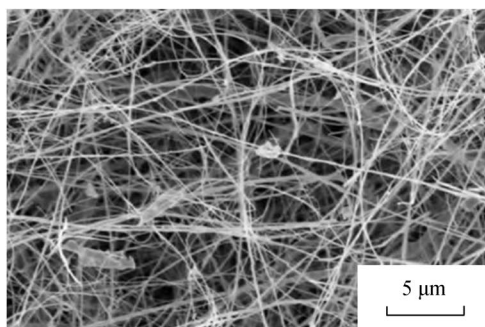
Method	Reactants	Process parameters	Product			Reference
			Length/ μm	Diameter/nm	Aspect Ratio	
SHS	Al, Silica, Carbon black, $\text{C}_{10}\text{H}_{10}\text{Fe}$	Ar		<50	About 40	[39]
SHS	Mg, Al, Silica, Carbon black	Ar		20–200	200	[41]
SHS	Silica, Al, Carbon black, $\text{C}_{10}\text{H}_{10}\text{Fe}$	Ar		20–30		[30]

2.3 化学气相沉积法

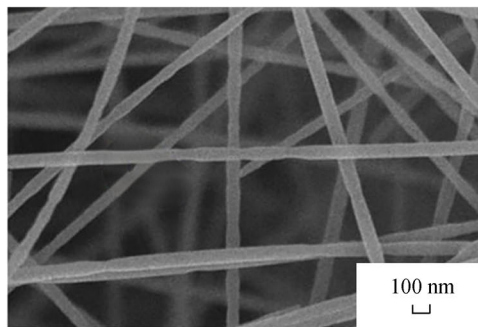
化学气相沉积法(CVD)依据催化剂的引入与否,可划分为2大类别:一类为无催化剂参与的CVD方法;另一类则为催化剂辅助的CVD技术。尽管在无催化剂条件下制备的一维SiC展现出较高的纯度,然而其形貌、尺寸及结晶取向的调控存在显著难度,且反应进程较为迟缓,产率也较低。与无催化剂制备的一维SiC的V-S生长机制不同,在催化剂辅助的体系中,反应动力学过程显著加速,纳米线的形核与生长过程遵循V-L-S生长机制。目前,基于V-L-S机理,利用催化剂辅助CVD方法合成了各种类型的纳米线。使用CVD法合成一维SiC时,虽能通过调节温度、气源、衬底与催化剂等参数实现对形貌的精准调控,但这也使工艺操作相对复杂。同时,为维持稳定的高温反应环境及精准控制气相组分,其能耗相较于其他低温合成方法更高。

通过引入催化剂、熔盐及氧化物作为辅助手段,SiC纳米线的合成温度显著降低,反应速率及产率得以提升,然而,此过程亦不可避免地在SiC纳米

线结构中引入杂质成分^[42]。研究者通过优化CVD参数和引入新型催化剂,制备具有可重复性、高结晶速率和产品纯度的SiC纳米线^[43]。Lei等^[44]以淀粉和硅溶胶为原料,采用化学气相沉积技术成功制备了SiC纳米线,该纳米线具有较好的吸波性能,在频率6~10 GHz、厚度4~8 mm内均有吸波能力,微波吸收的带宽为4.16 GHz。最大反射损耗值为44.7 Db,出现在厚度4.0 mm、频率9.2 GHz处。随着厚度的不断增大,最大反射损耗值将出现在更小频率下,所制得的纳米线纯度较高、长度较长,形成了网状结构(图10a)。Chen等^[45]以硅粉、纳米SiO₂颗粒为硅源,采用酚醛树脂作为碳源,在氩气环境下,通过无催化剂辅助的化学气相沉积方法,于1400 °C的高温条件下成功合成了 β -SiC纳米线。该纳米线具有良好的结晶度,直径约为80~650 nm、长度为几十微米,且有节状、链状等多种形貌(图10b)。Deepika等^[46]以六氯二硅烷(HCDS)和丙烷作为原料,实验中以蒸发铁膜作为催化剂,在1100 °C的硅衬底上成功制备了 β -SiC纳米线。表3对比了不同反应条件下化学气相沉积法制备一维SiC的研究结果。



(a) Reticular structure SiC nanowires



(a) Segmented structure SiC nanowires

图 10 化学气相沉积法产物的微观形貌^[44–45]Fig. 10 Microscopic morphology of products synthesized by chemical vapor depositions^[44–45]

表 3 化学气相沉积法制备一维 SiC 的对比

Table 3 Comparison of the preparation of one-dimensional SiC by chemical vapor deposition

Method	Reactants	Process parameters	Product			Reference
			Length/ μm	Diameter/nm	Aspect ratio	
Catalyst-free	Starch, silica sol	1300 °C, 6 h, Ar	>100			[44]
Co catalysis	Co, SiO ₂ , phenolic resin	1400 °C, 3 h, Ar		80–650		[45]
Fe catalysis	Si ₂ Cl ₆ , iron, Si wafers	1100 °C, 15 min, H ₂		17–19		[46]

2.4 熔盐法

熔盐法利用一种乃至多种具有较低熔点的盐类物质, 作为化学反应的介质平台。在初始反应体系中, 引入熔点较低的盐类物质, 作为催化反应的介质环境, 能够显著降低体系的反应活化能, 从而降低反应温度, 抑制高温下晶粒的异常粗化。同时, 低熔点盐形成的液相介质可以加快反应物原子的扩散, 实现原料在原子尺度上的均匀混合。通过控制熔盐种类、配比及反应动力学参数, 可定向诱导一维 SiC 晶须、纳米线等结构的形成^[47]。

通过熔盐法制造的一维 SiC 结合了工艺简单、反应温度低和产物化学组成均匀的优点^[48-49]。但方法中添加的熔盐难以完全去除, 且增加了制备过程的复杂性, 通常涉及多步骤制备过程、杂质引入等

问题。并且熔盐法具有再现性差、产物与熔盐介质分离差、纳米线形态不均匀和尺寸不可控的缺点。Chen 等^[47]采用简单的熔盐法成功制备了链状珠状 SiC 晶须(图 11 a)。Wu 等^[14]通过熔盐辅助化学气相沉积法, 在 1200 °C, 直接在碳纤维表面合成了大规模的 SiC 纳米线阵列(图 11 b)。Liu 等^[50]采用以硅粉、石墨为主要成分, 并按照 Si/C 比例为 1/2 的混合熔盐作为反应介质, 在 1300 °C 烧结 3 h 合成 C/SiC 复合粉末。Wu 等^[51]通过多壁碳纳米管(MWCNT)与硅蒸气在熔盐介质中于 1250 °C 反应合成 SiC 纳米线。Weng 等^[52]采用熔盐辅助电化学法以稻壳(RHs)为原料, 在 NaCl-CaCl₂ 熔融盐体系中实现了 SiC_{nm}/C 复合材料的一步无模板合成。表 4 对比了不同工艺下熔盐法制备一维 SiC 的研究结果。

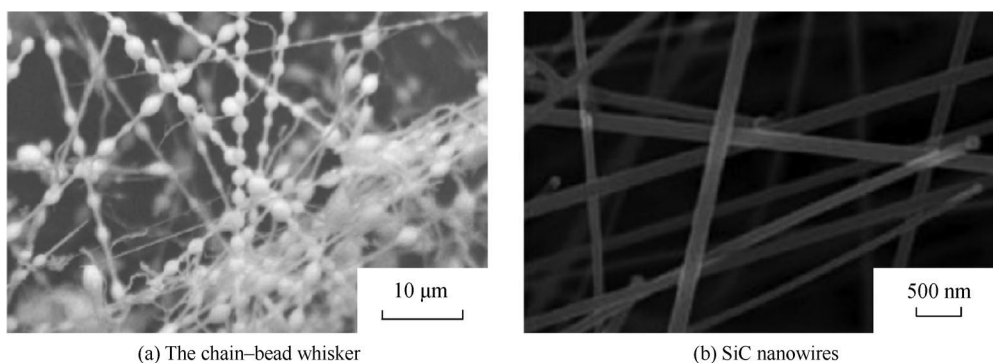


图 11 熔盐法产物的微观形貌^[14, 47]

Fig. 11 Microscopic morphology of products synthesized by molten salt method^[14, 47]

表 4 不同工艺下熔盐法制备一维 SiC 的对比

Table 4 Comparison of the preparation of one-dimensional SiC by molten salt method with different processes

Method	Reactants	Process parameters	Product			Reference
			Length/μm	Diameter/nm	Aspect ratio	
Molten-salt	Rice husk, KCl, NaCl	1400 °C, 3 h, Ar	200–330	140(whisker) 404(chain-bead)		[47]
CVD	Carbon fabric, Si, Ni (NO ₃) ₂ , NaCl, NaF	1200 °C, 6 h, Ar	>10	50–100		[14]
Molten-salt	Silicon powder, flake graphite, NaCl, NaF	1300 °C, 3 h, Ar	10–50			[50]
Electrochemical	Rice husks, NaCl, CaCl ₂	800 °C, 2 h, 2.6 eV	>1	10–30		[52]

2.5 溶胶-凝胶法

溶胶-凝胶法主要基于碳热还原反应, 且能够实现分子尺度上的混合、有效改善粉末烧结性, 从而促进反应。溶胶-凝胶法制备含一维 SiC 粉体一般以液态含硅材料作为硅源, 以酚醛树脂、聚乙二醇等作为碳源。合成过程主要分为 2 个步骤。首先, 通过水解、凝胶化和干燥过程得到反应前驱体, 随后将反应前驱体在高温下进行热处理以合成 SiC。

相较于传统碳热还原法等高温工艺, 溶胶-凝胶

法结合后续碳热还原时, 可通过前驱体的均匀性降低反应活化能, 降低了合成温度, 减少高温下晶粒的异常粗化, 有利于保持一维结构的完整性。然而溶胶-凝胶法的水解和凝胶化过程较慢, 因此需要添加催化剂来加速反应的进行。王嘉琳^[53]通过水热法制备碳微球(图 12a)作为直接碳源, 或直接通过水热法制备 C/SiO₂ 凝胶前驱体, 均成功制备了含一维 SiC 粉体(图 12b), 水热法直接形成凝胶前驱体能显著缩短实验时间与步骤, 是很有应用前景的一种新型制备

方法。Li 等^[54]将水溶性酚醛树脂与硅溶胶混合后凝胶化制得有机-无机杂化前驱体。通过碳热还原法, 利用酚醛树脂碳化二氧化硅制备了纳米级 β -SiC 晶须(图 12c)。Lin 等^[55]采用溶胶-凝胶辅助碳热还原法,

在不使用任何催化剂的情况下合成了 3C-SiC 纳米线。其中, 硅源来自溶胶-凝胶法合成, 碳源来自等温化学气相渗透(ICVI)工艺合成。表 5 对比了不同工艺下溶胶-凝胶法制备一维 SiC 的研究结果。

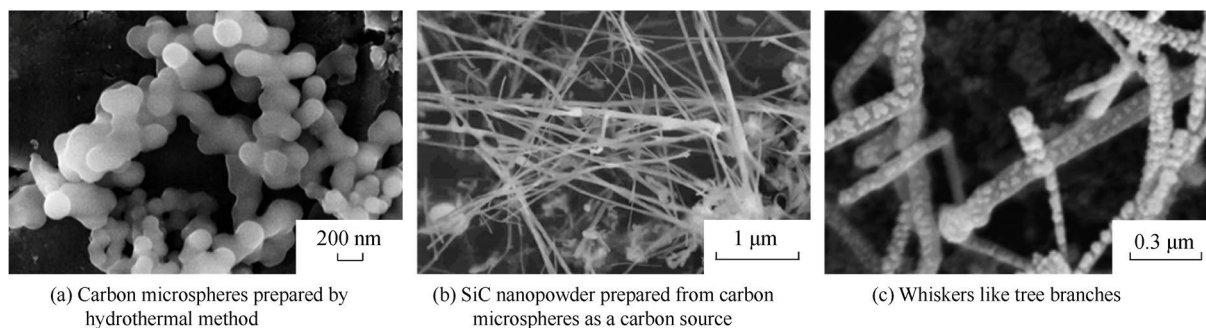


图 12 溶胶-凝胶法产物的微观形貌^[53–54]

Fig. 12 Microscopic morphology of products synthesized by sol-gel method^[53–54]

表 5 不同工艺下溶胶-凝胶法制备一维 SiC 的对比

Table 5 Comparison of the preparation of one-dimensional SiC by sol-gel method with different processes

Method	Reactants	Process parameters	Product			Reference
			Length/ μm	Diameter/nm	Aspect ratio	
Hydrothermal	$\text{C}_6\text{H}_{12}\text{O}_6$, ethyl silicate	1500 $^\circ\text{C}$, 4 h, Ar		200		[53]
Sol-gel	Phenolic resin, silica sol	1500 $^\circ\text{C}$, 1 h, Ar	>1	30–150		[54]
Carbothermal reduction	Silica sol, carbon felt, carbon paper	1550 $^\circ\text{C}$		80–200		[55]

2.6 其他合成方法

随着对一维 SiC 合成方法研究的不断深入, 除了传统的合成方法得到改进外, 近年来还出现一些新的合成方法, 如静电纺丝法、气-固反应法、单步热等离子体辅助热解法等。

静电纺丝法是一种利用电场生产直径可达纳米级的超细纤维的有效方法(制备工艺见图 13), 通过调节制备条件, 可得到不同形貌的纤维, 如核-壳结构纳米纤维、纳米线、空心纤维等。Wang 等^[56]通过使用静电纺丝结合聚碳硅烷(PCS)前驱体的高温热解制备了形状可控的 C/SiC 混合纳米线。Yu^[57]采用前驱体转化结合静电纺丝法, 经溶液配制、纺丝、交联固化和高温热解, 制得具有多重损耗机制且阻抗匹配效果良好的 SiC 微纳纤维材料。Yao 等^[58]通过乙烯基改性聚碳硅烷(Vi-PCS)的静电纺丝、惰性气氛下热固化及高温热解工艺成功制备 SiC 超细纤维。然而目前适用的溶液体系和参数繁杂, 缺乏系统研究, 制备的纤维机械性能不足、疏水性欠佳, 还易出现收缩和变形, 且工艺复杂、成本较高, 在制备过程中还面临前驱体转化不充分、纤维直径难以精确控制、杂质引入影响产品纯度等问题, 这些问题均有待解决。

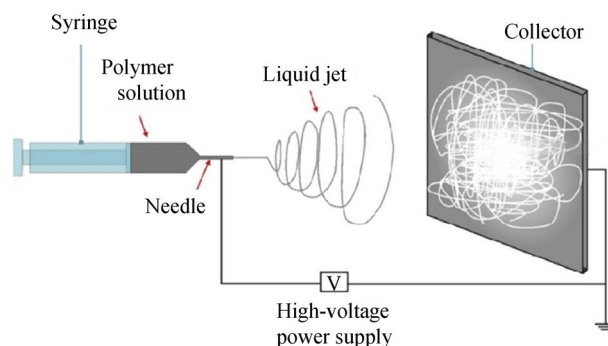


图 13 静电纺丝法制备纳米纤维的工艺示意图^[59]

Fig. 13 Schematic diagram of the process of preparing nanofibers by electrospinning method^[59]

气-固反应法主要用于 SiC 纤维或 SiC 晶须的制备, 基于碳热还原技术, 引入熔点相对较低的 Fe、Co、Ni 等金属元素或其相应的金属复合物, 充当催化介质以提升反应效率。Garg 等^[60]通过炭黑与二氧化硅蒸气在氩气氛围中发生气固反应制备含一维 SiC 粉体。Li 等^[61]通过在石墨坩埚中对 Si_3N_4 粉末进行热处理, 在氩气气氛中, 于 1800 $^\circ\text{C}$ 的温度和 190 MPa 的压力下发生气-固反应合成了 SiC 纤维, 这些合成的 SiC 产物主要由长度为几十到几百微

米、直径约为 200~800 nm 的 SiC 纤维组成, 以及一些长度为 3~15 μm 的 SiC 晶须。

Jangale 等^[62]提出了一种创新的单步热等离子体辅助热解技术, 可将稻壳转化为 SiC-SiO₂ 核壳纳米结构纳米线。热等离子体辅助热解法通过热等离子体提供高温、高能环境, 促使含 C 和 Si 的前驱体快速热解, 有机组分分解为活性炭源、水合 SiO₂ 转化为活性硅源, 进而反应形成 SiC 粉体。等离子体的引入可显著降低反应活化能、加速反应速率, 并调控产物的形貌与性能。

一维 SiC 不同合成方法优缺点对比如表 6 所示。由表 6 可知, 碳热还原法因其设备构型简单、原料适用性强、成本低及连续化生产兼容性优异等优势广泛应用于大规模制备, 但其存在产物纯度偏低, 易残留游离碳、无定形 SiO₂ 等杂相, 且纳米结构的直径均一性、长径比调控精度不足, 易发生团聚等问题, 可通过精准调控 Si/C 摩尔比以抑制碳残留与 SiO₂ 过度生成、引入硅粉-硅溶胶复合硅源提升反应活性、结合溶胶-凝胶法构建均一相前驱体体系等方法, 实现产物形貌与纯度的协同优化, 适用

于对成本敏感、追求高产能, 且对纯度及形貌均一性要求中等的工业化场景; 自蔓延高温合成法依托反应自放热驱动、能耗低及反应速率快的优势, 适合低成本快速制备, 但反应过程剧烈, 难以精确调控, 产物易无规则团聚、形貌可控性差, 且局部过热易增加产物晶型缺陷, 可通过优化原料粒度与压实密度、结合模板法等进行优化, 适用于对产物形貌精度要求较低的粗放型增强材料等场景; 化学气相沉积法能够制备纯度高、可精准调控纳米线直径与长径比的产物, 是高纯度、特定形貌一维 SiC 的核心制备手段, 但其设备投资与运行成本高, 且气相反应传质效率低, 难以规模化, 可通过开发高效催化剂、优化反应参数、引入熔盐辅助技术等突破瓶颈, 适用于对高纯度、特定形貌有需求的场景; 熔盐法以熔盐为反应介质, 可降低体系熔点与反应活化能, 且能提供均相反应环境利于产物形貌调控, 适用于中低温合成场景, 但存在反应后熔盐与产物分离难度大、残留熔盐易引发产物表面腐蚀的问题, 可通过选用易挥发熔盐、调控熔盐组分与浓度等优化后处理工艺与反应体系。

表 6 一维 SiC 合成方法技术指标与工业化适配性对比

Table 6 Comparison of technical indicators and industrial adaptability of one-dimensional SiC synthesis methods

Method	Large-scale production potential	Product purity	Morphology controllability	Energy consumption	Economy
Carbothermal reduction	High	Medium	Relatively low	Medium	High
SHS	Relatively high	Medium	Low	Low	Relatively high
CVD	Low	High	High	High	Low
Molten-salt	Medium	Medium	Medium	Medium	Medium
Sol-gel	Medium	Relatively high	Medium	Medium	Medium
Electrospinning	Relatively low	Relatively high	High	Medium	Relatively low

3 结论与展望

一维 SiC 因高比表面积带来的高表面能、颗粒间强范德华力与静电吸附, 加之一维结构长径比大易缠绕搭接的几何特性, 共同导致其易团聚难分散, 显著影响强韧化效率。碳热还原法设备简单、成本低, 但产物杂质多、形貌不均, 因此, 可通过优化原料配比、引入均相前驱体与复合硅源, 提升反应体系中硅、碳组分的混合均匀性, 提升产物纯度并改善形貌, 避免局部硅源/碳源浓度过高导致的一维 SiC 集中生长团聚; 自蔓延高温合成法反应速度快, 但产物形貌难以调控, 可通过引入催化剂通过催化剂形成的活性位点引导一维 SiC 有序生长, 减少无规则团聚, 或通过模板的空间限域作用, 引导一维 SiC 在模板表面或孔隙内定向生长, 改善产物形貌

可控性, 限制一维 SiC 之间的自由团聚; 化学气相沉积法能制备高纯度纳米线, 但产率低、能耗高, 可以优化反应温度、气相组分分压与载气流速, 控制一维 SiC 的形核密度与生长速率, 避免因形核过于密集导致的团聚; 熔盐法可降低反应温度, 但熔盐分离困难, 可优化后处理工艺以实现熔盐高效分离与 SiC 纳米线可控合成。

低成本、低能耗且尺寸、形貌、纯度可控的一维 SiC 合成研究方向包括: 1) 结合不同辅助手段和催化剂的研究阐明反应机理; 2) 探索低成本、杂质易去除、形貌可调的硅源和有机碳源; 3) 基于一维 SiC 生长机制理论, 结合分子动力学实现一维 SiC 微观形貌的精准调控; 4) 制备含一维 SiC 复合相, 解决粉体易团聚等问题, 并通过构筑异质结构, 以满足材料基体对增强相不同界面结合的需求。

参考文献:

- [1] YANG W, ARAKI H, TANG C, et al. Single-crystal SiC nanowires with a thin carbon coating for stronger and tougher ceramic composites[J]. *Adv Mater*, 2005, 17(12): 1519–1523.
- [2] 段元旭, 刘敬, 章健, 等. 纳米增韧陶瓷涂层的研究进展[J]. *功能材料*, 2024, 55(10): 10030–10037.
- DUAN Y X, LIU J, ZHANG J, et al. *J Funct Mater*, 2024, 55(10): 10030–10037.
- [3] CUI K K, ZHANG Y Y, FU T, et al. Toughening mechanism of mullite matrix composites: A review[J]. *Coatings*, 2020, 10(7): 672.
- [4] GARNIER V, FANTOZZI G, NGUYEN D, et al. Influence of SiC whisker morphology and nature of SiC/Al₂O₃ interface on thermomechanical properties of SiC reinforced Al₂O₃ composites[J]. *J Eur Ceram Soc*, 2005, 25(15): 3485–3493.
- [5] HUANG J F, ZHOU L, CAO L Y, et al. Effect of the incorporation of SiC nanowire on mullite/SiC protective coating for carbon/carbon composites[J]. *Corros Sci*, 2016, 107: 85–95.
- [6] DAI W, YU J H, LIU Z D, et al. Enhanced thermal conductivity and retained electrical insulation for polyimide composites with SiC nanowires grown on graphene hybrid fillers[J]. *Compos Part A Appl Sci Manuf*, 2015, 76: 73–81.
- [7] YANG W S, DONG R H, YU Z H, et al. Strengthening behavior in high content SiC nanowires reinforced Al composite[J]. *Mater Sci Eng A*, 2015, 648: 41–46.
- [8] 陈张伟, 屈飘, 季泽宇. 增材制造 SiC 基陶瓷及其强韧化研究进展[J]. *航空制造技术*, 2025, 68(8): 26–43.
- CHEN Z W, QU P, JI Z Y. *Aeronaut Manuf Technol*, 2025, 68(8): 26–43.
- [9] 马浩林, 吴晓晨, 甄霞丽, 等. SiC_p/SiC 陶瓷基复合材料增韧机理及界面相微区性能测试方法研究进展[J]. *航空材料学报*, 2024, 44(5): 174–186.
- MA H L, WU X C, ZHEN X L, et al. *J Aeronaut Mater*, 2024, 44(5): 174–186.
- [10] FENG J, SONG K X, LIANG S H, et al. Mechanical properties and electrical conductivity of oriented-SiC-whisker-reinforced Al₂O₃/Cu composites[J]. *J Mater Res Technol*, 2022, 20: 1470–1480.
- [11] BARGHI S H, TSOTSIS T T, SAHIMI M. Hydrogen sorption hysteresis and superior storage capacity of silicon-carbide nanotubes over their carbon counterparts[J]. *Int J Hydrog Energy*, 2014, 39(36): 21107–21115.
- [12] LI C Y, CHEN J J, LI X H, et al. Flash joule heating enables rapid synthesis of silicon carbide nanowires[J]. *Mater Lett*, 2025, 398: 138990.
- [13] EL-AMIR A A M, EL-MADDAH A A, EWAIS E M M, et al. Sialon from synthesis to applications: An overview[J]. *J Asian Ceram Soc*, 2021, 9(4): 1390–1418.
- [14] WU R B, YANG Z H, FU M S, et al. *In-situ* growth of SiC nanowire arrays on carbon fibers and their microwave absorption properties[J]. *J Alloys Compd*, 2016, 687: 833–838.
- [15] LIANG J J, GUO W M, LIU J X, et al. Synthesis of *in situ* SiC nanowires by self-assembly nanoparticles on carbon fibers and their photoluminescence properties[J]. *J Alloys Compd*, 2019, 797: 101–109.
- [16] ZHANG X N, CHEN Y Q, LIU W, et al. Growth of n-type 3C-SiC nanoneedles on carbon fabric: Toward extremely flexible field emission devices[J]. *J Mater Chem C*, 2013, 1(39): 6479–6486.
- [17] CHEN J J, DING L J, XIN L P, et al. Thermochemistry and growth mechanism of SiC nanowires[J]. *J Solid State Chem*, 2017, 253: 282–286.
- [18] 张妍彬. 竹节状碳化硅纳米线及其复合材料制备与吸波性能研究[D]. 西安: 西安建筑科技大学, 2023.
- ZHANG Y B. Preparation and microwave absorbing properties of bamboo-like silicon carbide nanowires and their composites[D]. Xi'an: Xi'an University of Architecture and Technology, 2023.
- [19] WEI J, ZHANG Y B, LI X T, et al. Recent progress in synthesis, growth mechanisms, and electromagnetic wave absorption properties of silicon carbide nanowires[J]. *Ceram Int*, 2022, 48(24): 35966–35985.
- [20] 潘建梅, 程晓农, 严学华, 等. 多孔 SiCO 陶瓷中 SiC 纳米线的原位合成及生长机理[J]. *无机材料学报*, 2013, 28(5): 474–478.
- PAN J M, CHENG X N, YAN X H, et al. *J Inorg Mater*, 2013, 28(5): 474–478.
- [21] YANG G Z, CUI H, SUN Y, et al. Simple catalyst-free method to the synthesis of β -SiC nanowires and their field emission properties[J]. *J Phys Chem C*, 2009, 113(36): 15969–15973.
- [22] ZHANG M, LI Z J, ZHAO J, et al. Amorphous carbon coating for improving the field emission performance of SiC nanowire cores[J]. *J Mater Chem C*, 2015, 3(3): 658–663.
- [23] WANG H T, LIN L, YANG W Y, et al. Preferred orientation of SiC nanowires induced by substrates[J]. *J Phys Chem C*, 2010, 114(6): 2591–2594.
- [24] LI G Y, LI X D, CHEN Z D, et al. Large areas of centimeters-long SiC nanowires synthesized by pyrolysis of a polymer precursor by a CVD route[J]. *J Phys Chem C*, 2009, 113(41): 17655–17660.
- [25] WAGNER R S. Defects in silicon crystals grown by the VLS technique[J]. *J Appl Phys*, 1967, 38(4): 1554–1560.
- [26] DAI J X, SHA J J, ZU Y F, et al. Synthesis and growth mechanism of SiC nanofibres on carbon fabrics[J]. *CrystEngComm*, 2017, 19(9): 1279–1285.
- [27] 李公义. 碳化硅和氮化硅超长纳米线的制备与性能研究[D]. 长沙: 国防科学技术大学, 2010.
- LI G Y. Preparation and properties of ultra-long nanowires of silicon carbide and silicon nitride [D]. Changsha: National University of Defense Technology, 2010.
- [28] MA R Q, SHI J H, LIN W X, et al. Synthesis and sintering of nanocrystalline SiC ceramic powders[J]. *Mater Chem Phys*, 2020, 253: 123445.
- [29] 种小川. 催化燃烧合成 SiC_{nw}/Al₂O₃ 复合粉及其对低碳含碳耐火材料性能的影响[D]. 西安: 西安建筑科技大学, 2023.
- CHONG X C. Catalytic combustion synthesis of SiC_{nw}/Al₂O₃ composite powders and their effects on the performances of low-carbon carbon containing refractories [D]. Xi'an: Xi'an University of Architecture and Technology, 2023.
- [30] CHONG X C, XIAO G Q, DING D H, et al. Combustion synthesis of SiC/Al₂O₃ composite powders with SiC nanowires and their growth mechanism[J]. *Ceram Int*, 2022, 48(2): 1778–1788.
- [31] CHEN C, LI W H, ZHEN Q, et al. Controlled synthesis of silicon carbide whiskers via nickel-based alloy catalyst-assisted carbothermal reduction unraveling vapor–liquid–solid growth and Ni₃Si₂ droplet dynamics[J]. *Ceram Int*, 2025, 51(19): 29770–29780.
- [32] GAO F M, YANG W Y, WANG H T, et al. Controlled Al-doped single-crystalline 6H-SiC nanowires[J]. *Cryst Growth Des*, 2008, 8(5): 1461–1464.
- [33] CHEN S L, YING P Z, WANG L, et al. Controlled growth of SiC flexible field emitters with clear and sharp tips[J]. *RSC Adv*, 2014, 4(16): 8376–8382.
- [34] PAN Z S, WENG C C, GAO M X, et al. Syntheses and photoluminescence properties of SiC nanowires with different colors[J]. *J Alloys Compd*, 2020, 842: 155768.
- [35] HUANG C N, LEE J Y, WANG C C. On the 2H- to 3C-type transformation and growth mechanism of SiC nanowires upon carbothermal reduction of rice straws[J]. *ACS Omega*, 2022, 7(6):

- 5039–5052.
- [36] WU Z H, ZHENG H K, ZHANG G L, et al. Synthesis of diameter-fluctuating silicon carbide nanowires for excellent microwave absorption[J]. *Mater Chem Phys*, 2020, 244: 122648.
- [37] LIU G Z, SU G W, WANG W, et al. A novel method for preparation of SiC/SiO₂ nanocables and photoluminescence performance study[J]. *Appl Phys A*, 2021, 128(1): 72.
- [38] ASHIRI R. On the solid-state formation of BaTiO₃ nanocrystals from mechanically activated BaCO₃ and TiO₂ powders: Innovative mechanochemical processing, the mechanism involved, and phase and nanostructure evolutions[J]. *RSC Adv*, 2016, 6(21): 17138–17150.
- [39] CHONG X C, LUO J Y, DING D H, et al. Nanoscale toughening of low carbon Al₂O₃-C refractories by means of SiC_{nw}/Al₂O₃ composite reinforcement[J]. *J Am Ceram Soc*, 2023, 106(11): 6891–6910.
- [40] GUO C C, CHENG L F, YE F. Synthesis of multifunctional foam-like isotropic high volume fraction SiC nanowires preform *via* a simple method[J]. *Ceram Int*, 2021, 47(7): 9569–9577.
- [41] YAN P Y, DING D H, XIAO G Q, et al. One-step catalytic combustion synthesis of SiC/MgAl₂O₄ composite powders containing SiC nanowires[J]. *Ceram Int*, 2024, 50(3): 4480–4491.
- [42] 刘显刚, 安建成, 孙佳佳, 等. 化学气相沉积法制备 SiC 纳米线的研究进展[J]. *材料导报*, 2021, 35(11): 11078–11083.
- LIU X G, AN J C, SUN J J, et al. *Mater Rep*, 2021, 35(11): 11078–11083.
- [43] VERNARDOU D. Special issue: Advances in chemical vapor deposition[J]. *Materials*, 2020, 13(18): 4167.
- [44] 雷煜, 徐慢, 朱丽, 等. 碳化硅纳米线的制备及其吸波性能表征[J]. *建材世界*, 2024, 45(2): 7–9.
- LEI Y, XU M, ZHU L, et al. *World Build Mater*, 2024, 45(2): 7–9.
- [45] CHEN X Y, QIN Y M, JIA Q L, et al. Synthesis of blue-green photoluminescent β -SiC nanowires *via* a simple catalyst-free CVD technique[J]. *Mater Lett*, 2019, 234: 187–190.
- [46] DEEPIKA K N, JACOB C. Iron thin film assisted 3C-SiC nanowire growth by CVD at lower temperatures[J]. *Solid State Commun*, 2025, 397: 115816.
- [47] CHEN Y, WU Z, LOU X M, et al. Controllable synthesis of chain-bead SiC whiskers from rice husk powders *via* molten-salt method[J]. *Adv Powder Technol*, 2024, 35(6): 104508.
- [48] CHOI J H, KIM H K, JIN E M, et al. Facile and scalable synthesis of silicon nanowires from waste rice husk silica by the molten salt process[J]. *J Hazard Mater*, 2020, 399: 122949.
- [49] MAO Y H, YANG X W, GONG W B, et al. A dopant replacement-driven molten salt method toward the synthesis of sub-5-nm-sized ultrathin nanowires[J]. *Small*, 2020, 16(23): e2001098.
- [50] LIU Z L, DENG C J, YU C, et al. Preparation of *in situ* grown silicon carbide whiskers onto graphite for application in Al₂O₃-C refractories[J]. *Ceram Int*, 2018, 44(12): 13944–13950.
- [51] WU R B, ZHOU K, YANG Z H, et al. Molten-salt-mediated synthesis of SiC nanowires for microwave absorption applications[J]. *CrystEngComm*, 2013, 15(3): 570–576.
- [52] WENG W, WANG S B, XIAO W, et al. Direct conversion of rice husks to nanostructured SiC/C for CO₂ photoreduction[J]. *Adv Mater*, 2020, 32(29): e2001560.
- [53] 王嘉琳. 新型微纳复合 SiC 粉体的调控制备及应用研究[D]. 郑州: 河南工业大学, 2024.
- WANG J L. Study on preparation and application of a new micro-nano composite SiC powder [D]. Zhengzhou: Henan University of Technology, 2024.
- [54] LI B, SONG Y C, ZHANG C R, et al. Synthesis and characterization of nanostructured silicon carbide crystal whiskers by Sol-gel process and carbothermal reduction[J]. *Ceram Int*, 2014, 40(8): 12613–12616.
- [55] LIN H J, LI H J, SHEN Q L, et al. Catalyst-free growth of high purity 3C-SiC nanowires film on a graphite paper by Sol-gel and ICVI carbothermal reduction[J]. *Mater Lett*, 2018, 212: 86–89.
- [56] WANG P, CHENG L F, ZHANG Y N, et al. Electrospinning of graphite/SiC hybrid nanowires with tunable dielectric and microwave absorption characteristics[J]. *Compos Part A Appl Sci Manuf*, 2018, 104: 68–80.
- [57] 俞婷友. 静电纺丝制备 SiC 微纳纤维及其吸波性能研究[D]. 西安: 西安建筑科技大学, 2024.
- YU T Y. Preparation of SiC micro/nano fibers by electrospinning and its microwave absorbing properties [D]. Xi'an: Xi'an University of Architecture and Technology, 2024.
- [58] YAO B, LU B, HUANG Q, et al. The preparation of SiC ultrafine fibers containing low amount of oxygen by the electrospinning and pyrolysis of vinyl-modified polycarbosilane[J]. *Ceram Int*, 2020, 46(7): 9894–9900.
- [59] SHEPA I, MUDRA E, DUSZA J. Electrospinning through the prism of time[J]. *Mater Today Chem*, 2021, 21: 100543.
- [60] GARG R, GHOSH A, ARYA A K. Synthesis of nano-silicon carbide by SiO-C reaction[J]. *Ceram Int*, 2024, 50(20): 39080–39087.
- [61] LI F, CUI W, ZHANG J, et al. Synthesis, characterization and growth mechanism of SiC fibers[J]. *Mater Chem Phys*, 2022, 291: 126703.
- [62] JANGALE S D, KAMBLE S A, BHOPALE S R, et al. Single-step, catalyst-free conversion of rice husk into one-dimensional core-shell nanocrystalline silicon carbide-silicon oxide using thermal plasma-assisted pyrolysis method for field emission application[J]. *Bioresour Technol*, 2025, 427: 132441.

作者贡献声明:

种小川: 论文构思, 数据综合分析, 项目资助, 审阅与修订

乔佳其: 背景分析, 初稿撰写, 绘制图表

肖国庆: 提供资源, 项目资助, 审阅与修订

丁冬海: 项目资助, 分析数据, 监督指导, 审阅与修订

Research Progress on Synthesis of One-Dimensional SiC Powders

CHONG Xiaochuan, QIAO Jiaqi, XIAO Guoqing, DING Donghai

(College of Materials Science and Engineering, Xi'an University of Architecture and Technology, Xi'an 710055, China)

Extended Abstract

One-dimensional ceramic phases can effectively fulfill the objective of strengthening and toughening ceramic materials *via* strengthening mechanisms including "pull-out", "crack bridging", and "crack deflection". These mechanisms enhance material

performance *via* forming a bridge zone at the crack tip, which generates closing stresses, alters the crack propagation path, and dissipates energy through work done against interfacial mechanical resistance during fiber pullout. This significantly improves the mechanical properties and service stability of ceramics, thereby enabling their broader application in high-end fields such as aerospace, electronics, information technology, and energy systems. Silicon carbide (SiC) demonstrates an irreplaceable value in ceramic matrix composites, refractory components, and toughened functional coatings due to its exceptional combination of high hardness, thermal conductivity, chemical stability, and electrical conductivity. In particular, one-dimensional SiC with a high aspect ratio can effectively distribute stress, establish continuous load transfer pathways, and synergistically interact with multiple strengthening and toughening mechanisms, thus meeting the stringent mechanical and functional demands under extreme operating conditions. However, the large-scale application of one-dimensional SiC still faces several technical challenges, *i.e.*, synthesis methods often require high-temperature sintering or vapor deposition processes, along with complex template-assisted fabrication techniques, resulting in high production costs. Moreover, the high specific surface area of one-dimensional SiC leads to severe agglomeration, which compromises dispersion uniformity and markedly reduces the efficiency of reinforcement and toughening. Meanwhile, the existing synthesis processes are prone to yielding products with limited morphological diversity and insufficient purity, thereby failing to meet the stringent material performance requirements of high-end applications. Consequently, developing one-dimensional SiC preparation technologies that integrate high purity, excellent dispersibility, and high aspect ratio becomes a critical strategy for overcoming the existing application barriers. The morphological features and functional properties of one-dimensional SiC are fundamentally governed *via* the growth mechanisms and the precision of process control during synthesis. A thorough understanding of these growth mechanisms can provide an essential theoretical guidance for achieving precise morphological regulation. It is thus possible to establish a systematic correlation among "process parameters, microstructural morphology, and macroscopic properties" *via* elucidating the thermodynamic principles across various synthesis systems and identifying the effects of key parameters on SiC crystal growth. Optimizing the synthesis process can thus enhance the purity of one-dimensional SiC and effectively address common challenges such as morphological uniformity and particle agglomeration. Based on this framework, this review systematically represents recent advances on SiC synthesis, with a particular emphasis on major preparation methods including carbothermal reduction, electrospinning, self-propagating high-temperature synthesis, and molten salt synthesis. The review analyzes their respective growth conditions, thermal mechanisms, process characteristics, and dynamic growth mechanisms. Furthermore, the review clarifies the advantages and limitations of each technological pathway and outlines future research direction *via* comparing the resulting product morphologies and key performance indicators such as purity across these methods.

Summary and prospects This review systematically compares the advantages and disadvantages of various synthetic methods. The existing challenges such as complex synthesis processes, high production costs, significant impurity content in products, non-uniform morphology, and a tendency toward particle agglomeration remain prominent. Exploring low-cost silicon and organic carbon sources with effective impurity removal capabilities and tunable morphological properties thus represents a key direction for future research and development. Furthermore, the construction of core-shell and other structures can solve a problem of agglomeration. Consequently, advancing composite phase preparation technologies and designing sophisticated nanostructures, including core-shell configurations, are anticipated to be critical future developments. Elucidating the influence of key parameters (*i.e.*, gas-phase partial pressure ratios) on the growth behavior of one-dimensional SiC materials, and establishing a process-morphology correlation model through molecular dynamics simulations can enable a precise control over product characteristics and hold a substantial potential for future applications.

Keywords one-dimensional silicon carbide; growth mechanism; synthesis method; morphological characteristics