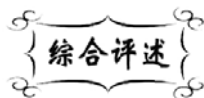


中图分类号: TB332
文献标识码: A

文献编号: 1005-1198 (2016) 06-0393-10
DOI: 10.16253/j.cnki.37-1226/tq.2016.07.004



连续碳化硅纤维增强碳化硅陶瓷基 复合材料研究进展

陈明伟, 谢巍杰, 邱海鹏
中航复合材料有限责任公司, 北京 101300

摘要: 碳化硅纤维增强碳化硅陶瓷基 (SiC/SiC) 复合材料具有轻质、耐高温、抗氧化的优异特性, 在航空领域, 如航空发动机的热端构件、高温结构功能一体化构件, 航天及空天飞行器热防护结构部件、动力系统热端部件等领域具有广泛的应用前景, 受到美国、欧洲、日本等国研究人员的广泛关注。本文从组成、制备工艺、加工工艺和考核应用等方面, 综述了 SiC/SiC 复合材料的国内外研究进展, 并指出了目前面临的问题和机遇。

关键词: SiC/SiC 复合材料; 耐高温; 抗氧化; 热端构件

连续碳化硅纤维增强碳化硅陶瓷基复合材料 (SiC/SiC 复合材料) 是指在 SiC 陶瓷基体中引入 SiC 纤维作为增强相, 进而形成以 SiC 纤维为增强相和分散相、以 SiC 陶瓷为基体相和连续相的复合材料。SiC/SiC 复合材料的结构和组分特征决定了该类材料继承保留了碳化硅陶瓷材料耐高温、抗氧化、耐磨耗、耐腐蚀等优点, 同时通过发挥 SiC 纤维增强增韧机理, 克服了材料固有的韧性差和抗外部冲击载荷性能差的先天缺陷^[1-10]。

SiC/SiC 复合材料综合性能优异, 在航空、航天、核能等领域具有广泛的应用前景, 特别是在航空发动机燃烧室内衬、燃烧室筒、喷口导流叶片、机翼前缘、涡轮叶片和涡轮壳环等热端部位。

本文首先从结构上介绍 SiC/SiC 复合材料的三个组成部分, 即 SiC 增强纤维、界面层和 SiC 陶瓷基体, 进而从制备工艺、加工工艺、考核应用以及面临的问题和机遇等方面阐述 SiC/SiC 复合材料的研究进展。

1 SiC 纤维

SiC 纤维是继 C 纤维之后发展迅速的一种极具潜力的高性能纤维制品, 具有优异的力学性能、

收稿日期: 2016-07-29

收到修改稿日期: 2016-09-27

通讯作者: 陈明伟 (1984-), 男, 山东泰安人, 高级工程师。E-mail: beijingsmartcity@sohu.com。

抗氧化性能、高温稳定性以及与金属和陶瓷基体之间良好的物理化学相容性, 是目前高温复合材料常用的增强增韧材料。

目前 SiC 纤维的研发主要采用先驱体转化法。日本学者 Yajima 教授于 20 世纪 70 年代末率先采用该工艺成功研制出连续 SiC 纤维^[11], 为 SiC 纤维的工业化生产奠定了技术基础。按照工艺流程, 先驱体转化技术主要包括聚合物 SiC 陶瓷先驱体的合成、先驱体的熔融纺丝、原纤维的不熔化处理和碳化纤维的高温烧成等步骤^[12-14]。

1.1 碳化硅纤维的分类

目前国际上 SiC 纤维的生产企业主要集中在日本, 包括日本碳公司 (Nippon Carbon) 和日本宇部公司 (Ube Industries)。

根据结构组成和性能, SiC 纤维主要分为三代。

第一代是高氧高碳 SiC 纤维, 工业化产品以 Nippon Carbon 公司的 Nicalon 200 纤维和 Ube Industries 公司的 Tyranno LOX-M 纤维为代表。一代 SiC 纤维氧含量在 10 wt% 以上, 纤维含有部分 SiC_xO_y 相和游离碳。在惰性气氛中较高温度 (高于 1200°C) 下, 该纤维内部的 SiC_xO_y 相会发生分解反应, 并伴随 SiC 晶粒的粗化, 纤维内部产生大量孔洞和裂纹等缺陷, 导致纤维力学性能急剧下降。在氧化气氛中, SiC_xO_y 相分解的同时, 纤维表面开始氧化, 生成的 SiO_2 和逸出的 CO 导致部分孔洞的形成, 严重影响纤维的力学性能。在氧化温度为 1200°C 时, 纤维性能变得非常差, 难以作为复合材料的增强纤维使用^[15-17]。

第二代为低氧、高碳含量 SiC 纤维, 工业化产品以 Nippon Carbon 公司的 Hi-Nicalon 纤维和 Ube Industries 公司的 Tyranno LOX-E 纤维、Tyranno ZM 纤维 和 Tyranno ZE 纤维为代表^[18-20]。基于一代纤维中高氧高碳结构对热力学稳定性的影响, 研究人员采用电子辐照等技术改进了不熔化处理工序, 大幅降低了交联过程中氧元素的引入。相比于第一代 Nicalon 型 SiC 纤维, Hi-Nicalon 纤维氧含量很低, 无 SiC_xO_y 相存在, 但是依旧富碳, 主要由 β -SiC、无定型 SiC 以及游离碳相组成, 提升了材料的高温稳定性。

第三代为近化学计量比 SiC 纤维, 工业化产品以 Nippon Carbon 公司的 Hi-Nicalon S 纤维、Ube Industries 公司的 Tyranno SA 纤维和美国 Dow Corning 公司的 Sylramic 纤维等为代表^[21-26]。基于第二代纤维游离碳较多对纤维高温氧化气氛中稳定性的影响, Nippon Carbon 公司在 Hi-Nicalon 纤维的基础上进一步降低游离碳含量, 研制成功接近 SiC 化学计量比的第三代 SiC 纤维, 即 Hi-Nicalon S 纤维。该纤维主要组成为晶粒尺寸为亚微米级的 β -SiC 晶粒, 此外包含少量游离碳和痕量氧。近化学计量比的组成形态显著提升了 SiC 纤维的模量, 同时纤维晶间相含量的降低则明显改善了材料的抗蠕变性能。以 Hi-Nicalon S 纤维为代表的第三代 SiC 纤维具有优异抗氧化性能和抗蠕变性能, 显著拓宽了其在航空航天热端构件领域的应用。

1.2 碳化硅纤维的国内外研究现状

日本 Nippon Carbon 公司和 Ube Industries 公司是国际市场最主要的 SiC 纤维生产厂家, 总产量占到全球的 80% 左右。目前第一代、第二代和第三代 SiC 纤维均实现了工业化生产, 其中 Nippon Carbon 公司的纯 SiC 纤维 (牌号 Nicalon) 和 Ube Industries 公司的含钛、含锆、含铝等类型的 SiC 纤维 (牌号 Tyranno) 产量均达到 100 吨级, 且基本保持稳定。

据报道, 美国 Dow Corning 公司研制成功含硼的 SiC 纤维, 牌号为 Sylramic, 目前该技术已转给美国 COI 陶瓷公司, 产量不详。德国 Bayer AG 公司通过聚硼硅氮烷聚合物先驱体的热分解反应制备了 SiBN_3C 纤维, 尚未有工业化生产的报道。

国内 SiC 纤维产业化发展主要包括“十一五”和“十二五”两个五年计划，研制单位主要包括国防科技大学、厦门大学（含火炬电子科技股份有限公司）和苏州赛力菲陶纤有限公司。在国家大力支持和相关科研单位的努力下，已经实现了第一代 SiC 纤维工程化生产，突破了第二代 SiC 纤维研制关键技术。目前国内第二代 SiC 纤维处于中试阶段，生产能力达到 1 吨/年^[27,28]。图 1 示出了国产第一代和第二代 SiC 纤维的显微形貌。

总体而言，国内 SiC 纤维研究基础较弱，起步较晚，虽然取得了显著进步，但在质量稳定性和工业化能力方面与日本等发达国家的先进水平差距巨大。

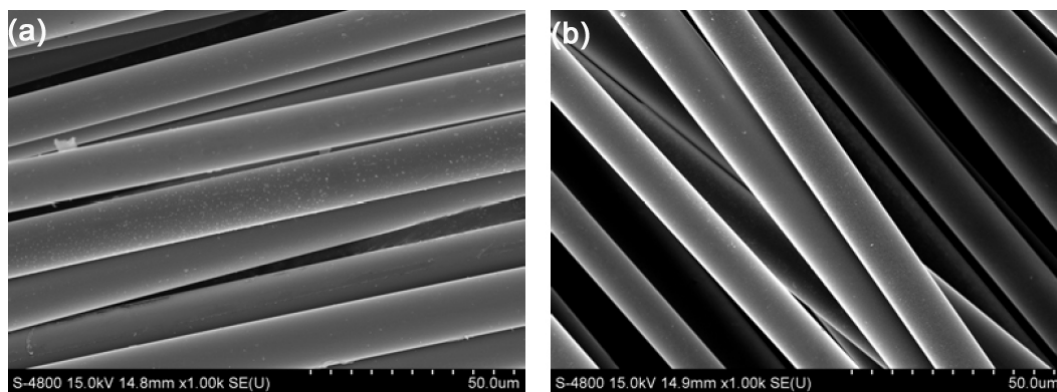


图 1 国产第一代 SiC 纤维 (a) 和第二代 SiC 纤维 (b) 显微形貌

Figure 1 SEM photos of the domestic (a) first generation and (b) second generation SiC fibers

2 碳化硅基体

根据制备工艺和组分的差异，SiC/SiC 复合材料的陶瓷基体包括纯 SiC 陶瓷和 SiC 基复相陶瓷。其中，前者可以通过聚碳硅烷的高温裂解以及三氯甲基硅烷的化学气相沉积获得，后者可以通过掺杂改性，在 SiC 基体中引入 B、Zr、Hf 等其他元素制备。鉴于 SiC/SiC 复合材料的陶瓷基体的技术成熟远远高于 SiC 纤维，本文不再一一赘述。

3 界面层

界面层，又称界面相，是陶瓷基复合材料内部连接连续相基体和增强相纤维的桥梁，是调节纤维与基体之间结合强度的关键因素。界面层的组分和结构很大程度上决定了陶瓷基复合材料力学性能，特别是材料的韧性。

界面层的作用包括四部分^[29–32]：(1) 隔离作用：在高温或者有氧环境下，界面层可以抑制基体和纤维之间的扩散反应，导致结合强度增加，保持材料优异的韧性；(2) 传递作用：界面层需要具备一定的强度，将载荷由基体传递至主承力结构增强纤维；(3) 应力缓释作用：裂纹由基体传递至界面层时，在界面处或者界面层内部发生偏转，拓展裂纹传递的途径，提升材料的强度和韧性；(4) 保护作用：减缓和避免纤维在制备过程中因高温或化学反应引起的损伤。

3.1 陶瓷基复合材料的增韧机制

陶瓷基复合材料在外部载荷冲击下，基体首先承载发生变形，进而产生裂纹；随着载荷增加，裂纹持续扩展，并在连续相基体和增强相纤维连接界面处发生偏转。当外部载荷超过纤维承载能力时，纤维相继拔出和断裂，材料失效^[33]。

通过上述受力过程的分析可知, 陶瓷基复合材料的应力释放机制具体表现为^[34,35]:

(1) 基体残余应力: 陶瓷基复合材料的制备温度较高 (一般大于 1000°C), 当工作温度低于制备温度时, 复合材料内部存在沿纤维轴向的残余收缩应力, 这一残余应力的存在有利于抑制基体开裂, 有利于提升材料的强度和韧性;

(2) 裂纹扩展受阻: 若纤维/基体界面结合力较强, 基体承载的载荷强度不足以引起纤维/基体界面脱离时, 裂纹的扩展无法持续, 在界面处被阻止;

(3) 界面解离和裂纹偏转: 若纤维/基体界面结合强度较弱, 外部载荷导致的基体裂纹传递到界面处时, 界面发生解离。裂纹偏离固有的扩展方向, 裂纹扩展路径的拓展有利于应力释放, 增加陶瓷基复合材料材料的强度和韧性;

(4) 纤维桥联: 陶瓷基复合材料基体开裂后, 纤维并未立即断裂, 而是在基体的裂纹之间架桥, 此时桥联的纤维依靠自身的轴向收缩促使裂纹闭合。上述闭合作用与纤维/基体之间的相容性以及界面层的结构关系密切, 这是材料陶瓷基复合材料结构设计需要重点关注的方面;

(5) 纤维断裂和纤维断头拔出: 应力集中引起结合强度较弱的纤维/基体界面解离后, 若应力持续增加, 纤维发生断裂, 进而由基体中拔出。

上述增韧机制的存在有助于应力的释放和材料韧性的提升。

图 2 所示为 SiC/SiC 复合材料典型的断裂形貌。

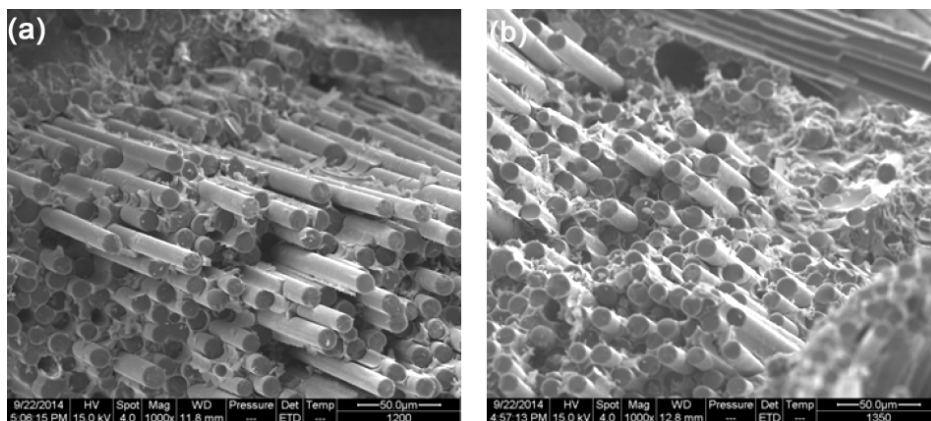


图 2 SiC/SiC 复合材料断裂后截面形貌: (a) 韧性断裂; (b) 脆性断裂

Figure 2 Fracture behaviors of SiC/SiC ceramic composites: (a) ductile fracture; (b) brittle rupture

3.2 界面层类型

基于上述关于陶瓷基复合材料的增韧机制分析可以看出, 界面层结构和组分是影响材料力学性能和断裂行为的重要因素。理想的界面层能够拓展载荷传递和裂纹扩展的途径, 显著提升材料的强度和韧性^[36-38]。

按照结构差异, 理想的界面层包括以下三种:

(1) 层状结构界面层。该类界面层与基体的结合强度较大, 裂纹直接穿透至界面层内部, 进而在界面层内部发生偏转。该类界面层较为常见, 以热解碳 (Pyrolytic carbon, PyC) 界面层和六方氮化硼界面层 (h-BN) 为代表。PyC 界面层 [图 3 (a)] 的优势在于制备工艺简单, 成本较低, 基体裂纹在界面层内部逐次偏转, 劣势在于其抗氧化性能较差, PyC 界面层在空气中或者氧气气氛中 500°C 就开始发生氧化反应, 严重影响了材料和构件的稳定性。h-BN 界面层 [图 3 (b)] 与 PyC 具有类似的层状结构, 层与层之间结合力较弱, 抗氧化性能优异, 是较为理想的陶瓷基复合材料界面层材料, 但其

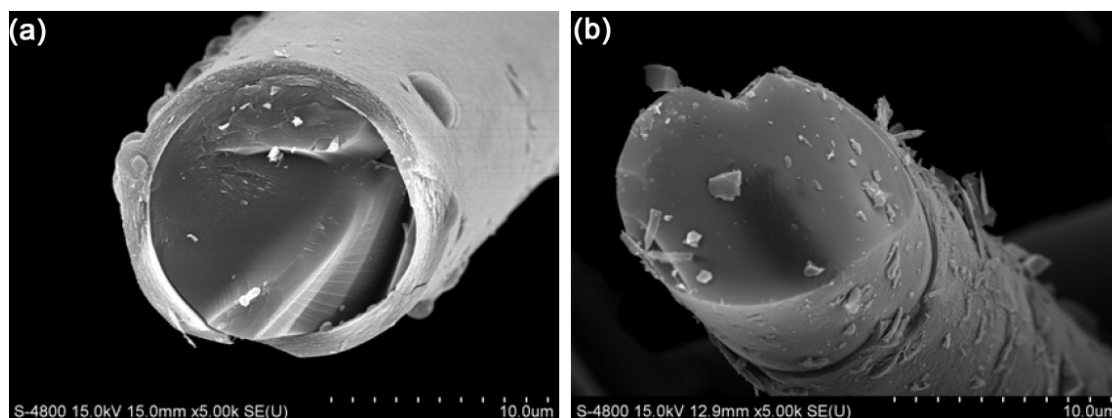


图 3 SiC/SiC 复合材料界面层: (a) 热解碳; (b) 氮化硼

Figure 3 Interphase in SiC/SiC ceramic composites: (a) pyrolytic carbon interphase; (b) BN interphase

制备工艺复杂, 成本较高。

(2) 多孔结构界面相。裂纹在该类界面层内部沿孔隙间阻力较小的途径扩展, 有助于提升材料的韧性。由前述增韧途径可知, 界面层内部孔结构、孔分布是影响材料力学性能的重要因素。

(3) 复合界面层。该界面层以 $(\text{SiC-PyC})_n$ 和 $(\text{BN-SiC})_n$ 代表, 兼具 SiC 陶瓷抗氧化保护作用和 PyC/BN 层状促进裂纹偏转、调节界面结合强度作用的优势, 是一种理想的陶瓷基复合材料界面层体系, 是近年来研究的重点和热点。

4 制备工艺

SiC/SiC 陶瓷基复合材料的制备工艺主要包括聚合物浸渍裂解工艺 (Polymer Infiltration and Pyrolysis, PIP)、化学气相渗透工艺 (Chemical Vapor Infiltration, CVI) 和反应浸渗工艺 (Reaction Infiltration, RI) 等^[39-41]。

PIP 工艺的优点包括: 制备温度低、纤维损伤小、陶瓷基体可设计性强、易于通过近净尺寸成型实现大型复杂构件的制造; 其缺点则在于制备过程基体收缩较大、材料孔隙率高、对材料蠕变性能有一定影响等。针对上述缺点, 可采用高陶瓷产率的先驱体或者加入填料优化工艺。

CVI 工艺制备的材料纯度高、基体一般具有完整晶体结构, 力学性能优异。缺点在于工艺复杂、制备周期长、成本较高。为了提升 CVI 工艺的沉积效率, 美国研究人员采用了强制流动热梯度技术, 其传质过程通过强制对流实现, 大幅提升了沉积效率, 缩短了致密化周期。

RI 工艺的优势很明显, 制造成本低、周期短、材料气孔率低, 是发展 SiC/SiC 复合材料低成本、工程化制造技术理想的选择。该工艺缺点在于液相渗硅反应温度高 (一般高于 1400°C), 超过目前第一代和第二代 SiC 纤维的长期使用温度, 对 SiC 纤维会产生一定损伤, 同时基体中残留硅, 易导致材料脆性较高。针对上述缺点, 一般在纤维表面制备保护层或加入助溶剂, 减缓渗硅过程纤维的高温损伤^[42,43]。

日本是开展聚碳硅烷 (PCS) 和连续 SiC 纤维研究最早的国家, 其 PIP 制备工艺优势显著。德国和美国利用反应熔融渗透 (Reactive Melt Infiltration, RMI) 技术实现了 SiC/SiC 复合材料构件的批量化生产。法国以 CVI 技术为主, 水平世界领先。中航工业复材中心和西北工业大学分别采用 PIP 工艺和 CVI 工艺进行 SiC/SiC 复合材料的研制, 上海硅酸盐所和中南大学在 RMI 工艺方面取得了显著的技术突破^[44-46]。

5 加工工艺

SiC/SiC 复合材料硬度高, 材料由基体、纤维等多部分构成, 具有明显的各向异性, 加之复合材料的表面形貌、尺寸精度和位置精度等对构件的安全性、可靠性和使用寿命等都有重要影响, 一般采用传统机械加工技术和特种加工技术相结合的方式实现材料的精确加工。日本在陶瓷基复合材料铣削、切削、磨削、钻削等传统加工领域方面优势明显, 美国、德国、英国、俄罗斯等国家在超声波加工、电火花加工、水射流加工以及激光加工等领域进行了深入研究^[47-49]。

传统机械加工就是基于传统的铣削、切削、磨削、钻削等金属材料加工技术, 选择高硬度的金刚石刀具和加工程序对 SiC/SiC 复合材料进行加工, 加工工艺的优化、刀具的选择、加工余量的设计是影响加工效果的重要因素^[50]。一般而言, 传统机械加工工艺适宜于 SiC/SiC 复合材料机的型面加工, 外形尺寸易于控制, 材料表面光洁度高。但不适宜于小尺寸、孔结构的加工。研究表明, 采用钻削制孔加工获得的 SiC/SiC 复合材料孔结构表面不平整, 存在微裂纹。

超声波技术是利用超声波振子引发工具产生超声频的纵向振动, 在材料表面与高速运动的磨砂粒子撞击, 从而对被加工表面进行抛磨, 实现材料的微加工。该工艺加工损伤较小, 加工质量高, 但加工效率低, 适宜于孔结构和型腔成型加工^[51-53]。

激光加工技术主要以原子跃迁过程中释放出来的高能光子为热源, 照射到材料表面, 光能转化为极高密度的热能, 产生局部瞬时高温, 导致材料熔化甚至气化实现去除。激光加工过程无需刀具和模具, 属于非接触性加工技术。然而, 激光加工过程伴随较大的热应力, 可能导致微裂纹的产生。此外, 该工艺成本较高, 不利于实现工程化应用^[54,55]。

高压水射流技术是在高压高速水射流中加入超硬磨粒, 形成高速冲击的液固两相高速射流, 实现材料的加工。该工艺属于冷态切割, 无热影响, 不会产生热应力。但是该工艺分辨率低 (一般高于 0.5 mm), 高速超硬磨粒的冲击易引起崩边等结构缺陷及损伤, 仅适用于复合材料的粗加工^[56]。

电火花加工技术是利用电极之间脉冲放电热效应实现对材料的去除加工。加工材料和工具无直接接触、无刀具磨损问题。对于非导电陶瓷材料, 可采用电解液法和高压电法。但该工艺在加工过程中存在有较大热影响, 导致加工工件出现微裂纹和电极产生损耗等问题^[57]。

6 考核及应用

SiC/SiC 复合材料应用广泛, 主要包括航空 (含航空发动机)、航天以及核能领域, 具体为航空发动机燃烧室、喷口导流叶片、涡轮叶片、涡轮壳环、尾喷管, 空天飞行器机翼前缘、舵面以及核燃料包壳管等部位。美国、欧盟、日本等国家在陶瓷基复合材料领域投入大量人力物力, 开展了多个国家级的研究计划, 例如 NASA 的 IHPTET (High Performance Turbine Engine Technology)、UEET (Ultra-Efficient Engine Technology) 计划和日本的 AMG (Advanced Materials Gas-Generator) 计划, 对陶瓷基复合材料在航空航天领域特别是航空发动机热端部位的应用进行了详细的规划研究。其中在 NASA N+3 先进发动机项目中, GE 公司对先进材料在未来 (2030 ~ 2035) 航空发动机领域的应用进行了梳理和预研。如图 4 所示, 陶瓷基复合材料的应用包括燃烧室、涡轮导向叶片、高压涡轮叶片、低压涡轮叶片、高压涡轮罩环等发动机静止和转动部位^[58-61]。

实际应用方面, 法国 SNECMA 公司于 20 世纪 80 年代成功研制出牌号为 CERASEPR 系列的 SiC/SiC 复合材料, 并率先应用于 M88-2 发动机尾喷管部位。随着材料制备、加工以及考核验证技术的逐渐完善, SiC/SiC 复合材料的应用日趋广泛, 目前已经实现在多型号航空发动机热端构件领域的应用, 如 F110-GE-129 发动机尾喷管, EJ200 发动机的燃烧室、火焰稳定器、尾喷管调节, Trent800

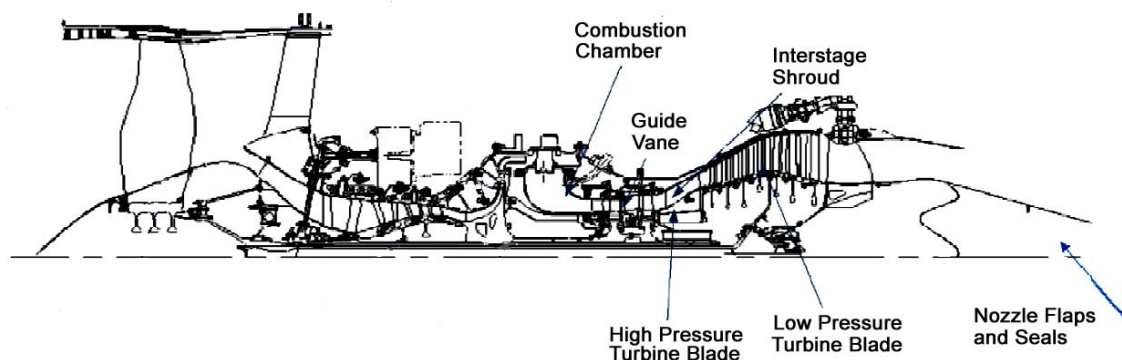


图 4 NASA N+3 先进发动机项目中先进新材料应用情况
Figure 4 Application of ceramic matrix composites in NASA N+3 advanced engine project

发动机涡轮外环以及 F136 发动机涡轮导向叶片等发动机热端构件。采用 SiC/SiC 复合材料热端构件后, 可以大幅节省冷却气量, 提高工作温度, 降低结构重量, 提高使用寿命。此外, 美国 GE 公司与 CFM 公司合作研制的 SiC/SiC 复合材料涡轮罩环已经成功应用于空客 A320 和波音 737MAX 飞机的 LEAP 发动机, 这也是 SiC/SiC 复合材料首次应用于商用发动机高压涡轮部件。GE 航空公司于 2015 年初通过 F414 涡航空发动机验证机首次验证了陶瓷基复合材料低压涡轮叶片的应用, 这是世界上首个陶瓷基复合材料航空发动机转动部件。同时, GE9X 发动机将把陶瓷基复合材料的应用扩展到燃烧室外衬套、高压涡轮一级和二级导向器以及一级罩环上。总体而言, 中温中载的 SiC/SiC 复合材料尾喷管构件已经实现实际应用和批量生产; 高温中载的燃烧室构件正在进行装机验证, 近期有望实现应用; 涡轮转子和涡轮叶片等高温高载转动件研制技术发展较快, 部分关键技术已取得突破。

国内 SiC/SiC 复合材料构件研制始于 20 世纪 80 年代, 主要研制单位包括中航工业复材中心、航天材料及工艺研究所、西北工业大学、国防科学技术大学等单位, 目前已经具备构件研制和小批量生产能力, 但在工程产业化方面与西方发达国家尚存在明显差距。

7 面临的问题和机遇

我国 SiC/SiC 复合材料研究起步较晚, 通过近 20 年特别是“十二五”计划期间国家的支持, 国内多个研究单位和高校在包括设计考核、构件研制、原材料生产在内的多个方面都取得了显著的成果, 但在关系到材料工程化应用的几个方面尚需进行深入研究。

(1) 高性能 SiC 连续纤维的批量稳定生产: 国内 SiC 纤维研究基础较弱, 起步较晚, 目前已经突破第二代 SiC 纤维研制的关键技术, 目前处于中试阶段, 但在质量稳定性和工业化能力方面与日本等国家的先进水平的差距巨大。

(2) SiC/SiC 复合材料研制全产业链中的关键技术突破: 目前国内 SiC/SiC 复合材料的研制与国际先进水平差距不大, 但构件工程化生产能力不足。此外, SiC/SiC 复合材料与金属件连接、环境屏障涂层以及无损检测等方面亦需继续进行深入研究。

(3) SiC/SiC 复合材料构件的修复: SiC/SiC 复合材料成本高, 构件服役苛刻, 可能在强气动加热和气动载荷作用下产生损伤, 复合材料的修复工作意义重大。但在该方面国内研究基础近乎空白, 亟需通过典型件试验, 开展材料修复机理和寿命评估研究, 降低 SiC/SiC 复合材料构件的修复成本。

目前国家两机专项和空天飞行器项目已经启动, 国家对新材料、新工艺领域的研究十分重视。SiC/SiC 复合材料在航空发动机领域的型号和在空天飞行器方面的实际应用面临前所未有的机遇。我

们应坚持先静止件后转动件、先低温件后高温件的原则, 在前期中温中载静止件的研制基础上, 积极开展中温中载转动件和高温中载静止件的研制, 同时积极建设“材料-工艺-设计”一条龙模式的 SiC/SiC 复合材料构件全产业链, 拓展 SiC/SiC 复合材料的应用领域。

参考文献

- [1] 张立同, 成来飞. 连续纤维增韧陶瓷基复合材料可持续发展战略探讨[J]. 复合材料学报, 2007, (24): 1-6.
- [2] NASLAIN R. Design, preparation and properties of non-oxide CMCs for application in engines and nuclear reactors: an overview [J]. *Composites Science and Technology*, 2004, 64 (2): 155-170.
- [3] 张立同. 纤维增韧碳化硅陶瓷复合材料: 模拟、表征与设计[M]. 北京: 化学工业出版社, 2009.
- [4] EVANS AG, MARSHALL DB. The mechanical behavior of ceramic matrix composites [J]. *Acta Materialia*, 1989, 37 (10): 2567-2583.
- [5] CHEN MW, QIU HP, JIAO J. Preparation of high performance SiC_f/SiC composites through PIP process [J]. *Key Engineering Materials*. 2013, 544: 43-47.
- [6] 梁春华. 纤维增强陶瓷基复合材料在国外航空发动机上的应用[J]. 航空制造技术, 2006, 26(3): 40-45.
- [7] MADAR R. Silicon carbide in contention [J]. *Nature*, 2004, 430: 974-975.
- [8] LIU G, YANG K, LI J, Combustion synthesis of nanosized β -SiC powder on a large scale [J]. *The Journal of Physical Chemistry C*, 2008, 112: 6285-6292.
- [9] LIU XF, ANTONIETTI M, GIORDANO M. Manipulation of phase and microstructure at nanoscale for SiC in molten salt synthesis [J]. *Chemistry of Materials*, 2013, 25: 2021-2027.
- [10] SUYAMA S, KAMEDA T, ITOH Y. Effect of structure of interfacial coating layer on mechanical properties of continuous fiber reinforced reaction sintered silicon carbide matrix composite [J]. *Journal of Materials Science*, 2002, 37 (6): 1101-1106.
- [11] YAJIMA S, OKAMURA K, HAYASHI J, et al. Synthesis of continuous SiC fibers with high tensile strength [J]. *Journal of the American Ceramic Society*, 1976, (59): 324-327.
- [12] 杨大祥, 宋永才. 先驱体法制备连续 SiC 纤维的特性及其应用[J]. 兵器材料科学与工程, 2007, 30 (6): 64-69.
- [13] YAJIMA S. Development of ceramics, especially silicon carbide fibres, from organosilicon polymers by heat treatment [J]. *Philosophical Transactions of the Royal Society of London A*, 1980, 294: 419-426.
- [14] LAINE RM, BABONNEAU F. Pre-ceramic polymer routes to silicon carbide [J]. *Chemistry of Materials*, 1993, 5: 260-279.
- [15] YAJIMA S, HAYASHI J, OMORI M, et al. Development of a silicon carbide fiber with high tensile strength [J]. *Nature*, 1976, 261:683-685.
- [16] YAJIMA S, HAYASHI J, OMORI M. Continuous silicon carbide fiber of high tensile strength [J]. *Chemistry Letters*, 1975, 9: 931-934.
- [17] MAH T, HECHT NL, CULLUM DE, et al. Thermal stability of SiC fibres (Nicalon) [J]. *Journal of Materials Science*, 1984, 19 (4): 1191-1201.
- [18] BUNSELL AR, 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.
- [19] VAHALAS C, MONTHIOUX M. On the thermal degradation of Lox-M Tyranno fibres [J]. *Journal of the European Ceramic Society*, 1995, 15: 445-453.
- [20] ISHIKAWA T, KOHTOKU Y, KUMAGAWA K, et al. High-strength alkali-resistant sintered SiC fibre stable to 2200°C [J]. *Nature*, 1998, 391: 773-774.
- [21] DONG SM, CHOLLON G, LABRUGERE C. Characterization of nearly stoichiometric SiC ceramic fibers [J]. *Journal of Materials Science*, 2001, 36: 2371-2381.
- [22] YAMAMURA T, MASAKI S, ISHIKAWA T. Improvement of Si-Ti(Zr)-C-O fiber and a precursor polymer for high temperature CMC [J]. *Ceramic Engineering and Science Proceedings*, 1996, 17 (4): 184-191.
- [23] CHEN LF, ZHANG L, CAI ZH. Effects of oxidation curing and sintering additives on the formation of polymer-derived near-stoichiometric silicon carbide fibers [J]. *Journal of the American Ceramic Society*,

- 2008, 91 (2): 428-436.
- [24] LIPOWITZ J, RABE A, ZANGVIL A, et al. Structure and properties of SylramicTM silicon carbide fiber-apolycrystalline, stoichiometric β -SiC composition [J]. Ceramic Engineering and Science Proceedings, 1997, 18 (3): 147-157.
- [25] ZHENG CM, LI XD, WANG H, et al. Evolution of crystallization and its effects on properties during pyrolysis of Si-Al-C-O precursor fibers [J]. Journal of Materials Science, 2008, 43: 3314-3319.
- [26] YU YX, ZHANG Y, YANG JM. Synthesis and characterization of ceramic precursor aluminum-containing polycarbosilane and its pyrolysis [J]. Journal of Inorganic and Organometallic Polymers and Materials, 2007, 17 (3): 569-575.
- [27] 马小民, 冯春祥, 田秀梅. 国产连续碳化硅纤维的进展及应用[J]. 高科技纤维与应用, 2013, 38 (5): 47-50.
- [28] 王浩, 王军, 宋永才. 先驱体转化连 SiC 纤维研究进展[J]. 航空制造技术, 2014, (6): 41-44.
- [29] 刘毅佳, 马拯. 陶瓷基复合材料界面相设计[J]. 固体火箭技术, 2003, 26 (4): 60-64.
- [30] 何新波, 杨辉, 张长瑞, 等. 连续纤维增强陶瓷基复合材料概述[J]. 材料科学与工程, 2002, 20 (2): 273-278.
- [31] NASLAIN R. The concept of layered interphases in SiC/SiC [R]. A96-26539 06-24. Santa Barbara: The 2nd International Conference on High-Temperature Ceramic-Matrix Composites, 1995.
- [32] 张振东, 庞来学. 陶瓷基复合材料的强韧化研究进展[J]. 江苏陶瓷, 2006, 39 (2): 8-10.
- [33] 姜勇刚, 张长瑞, 曹峰, 等. 短切石英纤维增强氮化物基复合材料的微观结构及强韧化机理[J]. 稀有金属材料与工程, 2007, 36 (s1): 696-699.
- [34] PRASAD NE, LOIDL D, KROMP K. Elastic properties of silica-silica continuous fibre-reinforced, ceramic matrix composites [J]. Scripta Materialia, 2004, 50: 1121-1126.
- [35] 闫联生, 李贺军, 崔红. 连续纤维补强增韧碳化硅陶瓷复合材料研究进展[J]. 材料导报, 2005, 19 (1): 60-63.
- [36] NASLAIN RR. The design of the fibre-matrix interfacial zone in ceramic matrix composites [J]. Composites A, 1998, 29: 1145-1155.
- [37] 李建章. 纤维增韧碳化硅陶瓷基复合材料的界面区研究[J]. 稀有金属材料与工程, 2007, 36 (9): 1539-1543.
- [38] KERANS RJ. Issues in the control of fiber-matrix interface properties in ceramic composites [J]. Scripta Metallurgica et Materialia, 1994, 31 (8): 1079-11084.
- [39] LUO Z, ZHOU XG, YU JS, et al. Mechanical properties of SiC/SiC composites fabricated by PIP process with a new precursor polymer [J]. Ceramics International, 2014, 40: 1939-1944.
- [40] YANG W, ARAKI H, KOHYAMA A. Effects of heat treatment on the microstructure and flexural properties of CVI-Tyranno-SA/SiC composite [J]. Ceramics International, 2007, 33: 141-146.
- [41] 谢征芳, 陈朝辉, 肖加余. 先驱体陶瓷[J]. 高分子材料科学与工程, 2000, 16 (6): 7-12.
- [42] 马青松, 陈朝辉, 郑文伟. 先驱体转化法制备连续纤维增强陶瓷基复合材料的研究[J]. 材料科学与工程, 2001, 19 (4): 110-115.
- [43] KATOH Y, NOZAWA T, SNEAD LL. Property tailorability for advanced CVI silicon carbide composites for fusion [J]. Fusion Engineering and Design, 2006, 81: 937-944.
- [44] KOTANI M, INOUE T, KOHYAMA A. Consolidation of polymer-derived SiC matrix composites: processing and microstructure [J]. Composites Science and Technology, 2002, 62 (16): 2179-2188.
- [45] Rosso M. Ceramic and metal matrix composites: routes and properties [J]. Journal of Materials Processing Technology, 2006, 175: 364-375.
- [46] Wang HL, Zhou XG, Yu JS, et al. Fabrication of SiC_f/SiC composites by chemical vapor infiltration and vapor silicon infiltration [J]. Materials Letters, 2010, 64: 1691-1693.
- [47] 朱海红, 卢宏, 程祖海. 激光加热辅助切削工程陶瓷研究及应用现状[J]. 激光与光电子学进展, 2006, 43 (6): 59-63.
- [48] 严春雷. 超高温陶瓷基复合材料制备工艺研究进展[J]. 宇航材料工艺, 2012, 42 (4): 7-12.
- [49] PUERTAS I, LUIS CJ. A study on the electrical discharge machining of conductive ceramics [J]. Journal of Materials Processing Technology, 2004, 153-154: 1033-1038.
- [50] 池宪, 吴凡, 锁小红. C/SiC 陶瓷基复合材料磨削参数优化研究[J]. 航空精密制造技术, 2012, (1): 41-43.
- [51] 于思远, 林滨, 林彬. 国内外先进陶瓷材料加工技术的进展[J]. 金刚石与磨料模具工程, 2001, (4):

