

航空发动机用 SiC_f/SiC 陶瓷基复合材料及防护涂层研究进展王慧明¹, 罗文东², 王杰民³, 吴 贞³, 罗颐秀³, 孙鲁超³, 王京阳³(1. 辽宁材料实验室燃氢防护技术研究所, 沈阳 110167; 2. 中国航空制造技术研究院, 北京 100024;
3. 中国科学院金属研究所, 沈阳材料科学国家研究中心, 沈阳 110016)

摘 要: 碳化硅纤维增强碳化硅(SiC_f/SiC)陶瓷基复合材料具有低密度、高比强、高比模、耐高温等优点, 同时克服了 SiC 陶瓷断裂韧性低和抗外部冲击载荷性能差的缺陷, 作为航空发动机结构部件应用能减少发动机热端部件气体冷却需求, 并减轻发动机重量、提升推重比和部件耐久性, 在先进航空发动机热端部件上的应用趋势日益明显。美国通用、普惠和法国赛峰集团等国外企业已实现 SiC_f/SiC 复合材料部件的大规模生产, 并成功应用于各类航空发动机燃烧室火焰筒内外环、高压涡轮外环、导向器等核心部件。同时, 随着航空发动机服役温度的不断突破, 陶瓷基复合材料热端部件面临的高温腐蚀问题日趋严重, 发展 SiC_f/SiC 复合材料用防护涂层显得尤为重要。

关键词: 陶瓷基复合材料; 碳化硅纤维; 腐蚀; 防护涂层

中图分类号: TB32 文献标志码: A 文章编号: 0454-5648(2026)06-2113-24

网络出版时间: 2026-05-12



航空发动机如同飞机的“心脏”, 是决定飞机性能的最复杂、最核心部件之一, 其设计、研发和制造映射着国家的尖端科技水平。先进发动机技术的主要研发目标是超大推重比、超高效率以及超长寿命。其中, 提高推重比是当前发动机技术突破的最关键因素, 实现方式主要落实于 2 个角度: 1) 使用轻质高强结构材料, 提高结构效率; 2) 使用耐高温结构材料, 提高单位推力/功率。然而, 传统的高温合金材料不仅密度较大, 其使用温度和服役性能也已经达到瓶颈(1100 °C), 难堪下一代高性能航空发动机高温部件的重任。

在各类新型耐 1100 °C 以上高温的材料中, 连续碳化硅纤维增强碳化硅(SiC_f/SiC)陶瓷基复合材料凭借低密度、高强度、高模量、耐高温、耐腐蚀、抗氧化和抗热震等优异性能^[1-3], 突破了 SiC 陶瓷断裂韧性低和抗外部冲击载荷性能差的先天缺陷, 在先进航空发动机热端部件上的应用趋势日益明显。21 世纪以来, SiC_f/SiC 复合材料已被广泛应用于制造航天飞机部件、高性能发动机等高温结构材料的

制造, 可见其在先进航空、航天及高技术领域的重要地位^[4-9]。由于 SiC_f/SiC 复合材料典型的军事应用背景, 国际上从产品到技术均对中国实行严格的封锁, 中国必须自主研发 SiC_f/SiC 复合材料技术。

1 SiC_f/SiC 复合材料发展历程

SiC 陶瓷具有高强度、高硬度、低膨胀系数、高导热系数等优异的热物理性能, 被广泛应用于航空航天领域。使用缠绕、铺层、针刺、缝合等编织方式制备多种结构的 SiC 纤维预制体^[10], 再将 SiC 陶瓷基体填充至纤维预制体内部空隙, 引入界面相作为连接两者的纽带, 便构成了 SiC_f/SiC 复合材料^[11]。通过连续 SiC 纤维的增强增韧、分担载荷和转移应力等作用, 可以显著提升 SiC 基体的力学性能。

当外力作用于 SiC_f/SiC 复合材料, 导致其内部产生微裂纹并开始扩展时, 连续纤维能够与基体发生脱黏、拔出, 释放尖端应力, 减缓裂纹扩展。同时, 纤维的桥连现象会在扩展区域中裂纹表面产生压应力, 可与外加拉应力相互抵消, 进一步阻碍

收稿日期: 2025-07-17。 修订日期: 2025-09-10。

基金项目: 国家自然科学基金(U21A2063); 中国航发集团产学研合作项目(HFZL2023CXY022)。

第一作者: 王慧明(1999—), 男, 硕士, 初级工程师。

通信作者: 罗文东(1987—), 男, 硕士, 高级工程师;

孙鲁超(1984—), 男, 博士, 研究员。

Received date: 2025-07-17. Revised date: 2025-09-10.

First author: WANG Huiming (1999—), male, Master, Junior Engineer.

E-mail: hmwang@lam.ln.cn

Correspondent author: LUO Wendong (1987—), male, Master, senior Engineer.

SUN Luchao (1984—), male, Ph.D., Researcher.

E-mail: lwd524057@163.com; lcsun@imr.ac.cn

裂纹扩展。并且,裂纹在扩展过程中一般难以穿过 SiC 纤维,而是绕过纤维并沿其表面扩展,这种裂纹偏转作用能够降低裂纹扩展的拉应力,延长扩展路径^[12]。外加载荷在基体与纤维之间传递的“工程师”即为界面相,它使纤维的承载能力和增强作用得到充分发挥。此外,当材料在高温氧化环境中服役时,该“工程师”还兼任保护与缓冲的工作,即缓解纤维与基体之间因热膨胀系数不匹配形成的热应力,降低高温复合过程中的纤维损伤以保留纤维强度,避免造成过强的界面结合。而且,若 SiC 基体中产生裂纹,界面相能够在裂纹扩展时发生解离,偏转基体裂纹,耗散裂纹能量,起到增韧作用^[13]。目前,常用的 SiC_f/SiC 界面相材料包括热解碳(PyC)、六方氮化硼、(SiC/PyC)_n 复合相和(SiC/BN)_n 复合相等材料体系^[14–16]。

1.1 SiC 纤维

SiC 纤维技术的进步,对 SiC_f/SiC 复合材料的发展起到了最为关键的推动作用,可以说, SiC_f/SiC 复合材料是随着 SiC 纤维产业逐渐成熟而诞生的关键性新材料。1975 年,日本东北大学的 Yajima 团队开创了制备连续 SiC 纤维的有机先驱体转化法^[14],从此踏入有机聚合物制备无机陶瓷的新大陆。随后,日本政府先后组织了约 20 个科研、生产机构进行技术攻关,总投资约 20 亿美元。直至 1986 年,日本カーボン株式会社の初代 SiC 纤维产品 Nicalon 200 系列的问世,日本才真正实现 SiC 纤维的产业化。随后, Nippon Carbon 公司致力于进一步提升产品耐热性,分别于 1996 年、2005 年开发出了第 2 代、第 3 代 SiC 纤维,这 2 代产品开始应用于陶瓷基复

合材料(CMC)的增强体。目前,日本宇部兴产株式会社(UBE)、Nippon Carbon 公司以及美国道康宁(Dow Corning)公司采用不同的技术路线,均实现了第 3 代近代化学计量比 SiC 纤维的产业化。

初代 SiC 纤维的典型代表是通用型 Nicalon NL202,其主要特征是高氧、高碳以及 SiC 无定形态[氧含量约 10%(质量分数),碳硅比约 1.4]。Nicalon NL202 在有氧环境下的长期使用温度为 1050 °C,惰性气体中为 1200 °C,若温度过高,纤维中较多的 SiO_xC_y 杂质相将发生分解反应并伴随着迅速地结晶生长,导致纤维强度急剧降低^[17–19]。针对初代 SiC 纤维耐热性不足的问题,日、美通过不同的技术路线研发了迭代产品。第 2 代纤维的根本特征是氧含量低于 1%,富碳近 20%,因此也称为低氧高碳型 SiC 纤维。第 2 代纤维的抗蠕变性和抗氧化性都得到提高,空气下的长期使用温度约为 1250 °C,其典型代表是 Nippon Carbon 公司采用电子束辐照方法制得的 Hi-Nicalon 系列纤维和 UBE 公司的 Tyranno ZE 系列纤维^[2,20–22]。第 3 代 SiC 纤维的主要特征是“近代化学计量比”,纤维中杂质氧、游离碳含量进一步降低,碳硅比达到了 1.05~1.10,结构上也不再是前两代的 β-SiC 微晶或中等结晶状态,而成了高结晶状态。因此,这代 SiC 纤维的结晶度远高于第 1 代和第 2 代 SiC 纤维,抗高温蠕变性和抗氧化性也更优异,在空气中使用温度达到了 1300~1800 °C。其典型代表是 Nippon Carbon 的 Hi-Nicalon S 系列纤维、UBE 的 Tyranno SA 系列^[23]。表 1^[24]显示了典型第 2 代、第 3 代 SiC 纤维的性能。

表 1 典型第 2 代和第 3 代 SiC 纤维的性能^[24]
Table 1 Properties of typical 2nd and 3rd generation SiC fibers^[24]

Property		Second-generation SiC fibers			Third-generation SiC fiber		
		Cansas 3200 series (Leadasia)	Hi-Nicalon	Tyranno ZE	Indexes	Hi-Nicalon S	Tyranno SA
Component	O content/%	<0.4	1.2	2.0	≤1.0	<1.0	0.3
	C/Si		1.39	1.34	1.05±0.1	1.05	1.08
Fiber diameter/mm		13±1	14	11	11±2	12	8~10
Tensile modulus/GPa		280	250	233	≥320	340	300
Fracture strain/%		1.0	1.3	1.5	>0.6	0.6	0.7
Density/(g·cm ⁻³)		2.75	2.65	2.55	≥2.85	2.85	3.1
Temperature for use in an aerobic environment/°C		1250	1250	1250	>1350	1400	~1500

20 世纪 70 年代,美国大规模展开 SiC 纤维的开发,国防部、海军部和能源部等先后投入资金约 10 亿美元,研发速度与日本几乎同步。1972 年,

Aviation Corporation(AVCO)公司通过化学气相沉积技术(CVD)初步实现了大直径碳丝的制备,开发出了低成本、高经济效益、高性能的连续 SiC 纤维,

正式将 CVD 法碳化硅纤维制备技术应用到实际生产。1980 年, Dow Corning 公司采用前驱体浸渍裂解工艺(PIP)生产了 Sylramic 系列纤维, 实现 SiC 纤维的工业化制备, 该系列纤维在惰性气体环境下使用温度达到 1500 °C, 属于第 3 代 SiC 纤维。AVCO 公司于 1985 年被美国德事隆(Textron Systems)公司收购, 目前 Textron Systems 仍是世界上研发利用 CVD 法制备 SiC 纤维最著名的公司。

由于高性能连续 SiC 纤维是航空、航天和高性能武器装备发展迫切需要的关键原材料, 发达国家投入大量人力物力开展基础研究和应用研究。特别是日、美, 已实现了高性能连续 SiC 纤维的工业化生产, 奠定了其在高性能陶瓷基复合材料研究和应用上的优势地位。长期以来, 发达国家一直对中国采取严格的技术和产品的封锁。中国从“十五”开始实施陶瓷基复合材料在航空发动机的应用基础研究, 开展相关研究的单位主要包括航空工业制造院复合材料中心、中国人民解放军国防科技大学、西北工业大学、北京航空材料研究院等。由于受 SiC 纤维技术限制, 早期只能采用碳纤维作为替代, 直到“十二五”之后, 中国才开始 SiC_f/SiC 复合材料发动机热端部件的研制。航空工业制造院复合材料中心和西北工业大学均参与了某型在研航空发动机 SiC_f/SiC 复合材料热端部件的研制, 其中, 航空工业制造院复合材料中心研制的 SiC_f/SiC 复合材料热端部件通过了地面装机考核及高空台试车, 状态良好。中国人民解放军国防科技大学和厦门大学分别突破了第 3 代近化学计量比 SiC 纤维制备的关键技术, 并建立了公斤级试验线, 其生产的纤维性能基本达到了 Hi-Nicalon S 纤维的水平。但是, 此时纤维的年产能仅有百公斤级, 批次间纤维性能的离散系数也比较大。也意味着中国第 3 代近化学计量比 SiC 纤维的生产能力、产品性能和产品稳定性还不能完全满足型号研制需求。

“十三五”期间, 中国布局了高性能航空发动机静止件的研发目标, 开展了 SiC_f/SiC 复合材料中温中载件和高温中载件的应用考核与验证。为了满足新一代高推重比发动机静止热端部件的性能需求, 航空工业制造院复合材料中心等研究单位开展了 SiC_f/SiC 复合材料复杂异型高温中载件的设计与研制, 初步建立起高温中载件的材料体系以及构件的设计准则, 并初步对构件试验件进行了考核验证, 技术成熟度达到 4~5 级, 为陶瓷基复合材料在新一代航空发动机静止热端部件的应用奠定了坚实的材

料和技术基础。同时, 厦门大学/福建立亚新材料有限公司团队相继突破了第 2、3 代连续 SiC 纤维的工业化生产, 产品性能与 Hi-Nicalon 和 Hi-Nicalon S 纤维接近, 产品质量也处于国际领先水准, 打破了发达国家在连续 SiC 纤维材料领域的技术垄断, 实现了中国在耐高温特种陶瓷纤维材料领域的自主可控。

1.2 SiC_f/SiC 复合材料界面相

在纤维增强陶瓷基复合材料的发展初期, 纤维与基体直接接触并通过原子扩散、化学反应等形式形成结合较强的界面, 这种界面极易导致复合材料在承载过程中发生类似于单相陶瓷的脆性断裂。为了探明导致这种灾难性失效的机理, He 等研究了裂纹在 2 种材料之间的扩展行为, 提出了裂纹在界面偏转的 H-H 模型^[25]; Cook 等以库克-戈登(Cook-Gordon)裂纹扩展机制为基础^[26], 提出了从应力的角度判断是否发生裂纹偏转以及界面脱黏的判据^[27]。最终, 研究人员通过在纤维表面沉积一层较薄(厚度为 0.1~1.0 μm)的“润滑性”材料, 适当减弱纤维与基体之间的界面结合, 促进纤维与基体之间的裂纹偏转, 形成力学熔断作用, 从而实现了复合材料的韧性断裂。此外, 该“润滑性”材料还发挥着其他多种重要作用, 如: 作为载荷传递区, 通过界面剪切应变将基体载荷传递至纤维, 保证纤维发挥增强机制, 提高复合材料的强度; 作为缓冲区, 释放纤维与基体之间因热膨胀差异而产生的热应力, 避免直接损伤纤维; 作为保护层, 隔绝氧气直接接触纤维, 保护纤维免受高温水氧等腐蚀^[28-29]。因此, 这种沉积在纤维表面的材料得到研究人员的广泛关注, 并正式被命名为“界面相”。

根据结构特征的不同, 界面相可分为 5 种基本类型。第 1 种为弱界面相, 如图 1a 所示, 这种界面相与纤维的界面结合较弱, 传递载荷和偏转裂纹的能力有限, 对复合材料的强韧化效果并不理想^[30]; 第 2 种为具有层状结构的界面相, 如图 1b 所示, 由于层状结构的层间结合较弱, 裂纹易在内部逐级偏转, 大幅度增加能量损耗, 对复合材料的增韧效果显著, 是目前应用最普遍的界面相类型; 第 3 种为(X-Y)_n 复合界面相^[31], 如图 1c 所示, 通过合理设计 X、Y 2 种界面相的组成、厚度和层数等, 裂纹可以在 X、Y 内部或两者界面处偏转, 这类界面相具有良好的可设计性, 但因为影响因素众多, 设计和制备的可控性较差, 尚未实现广泛应用。

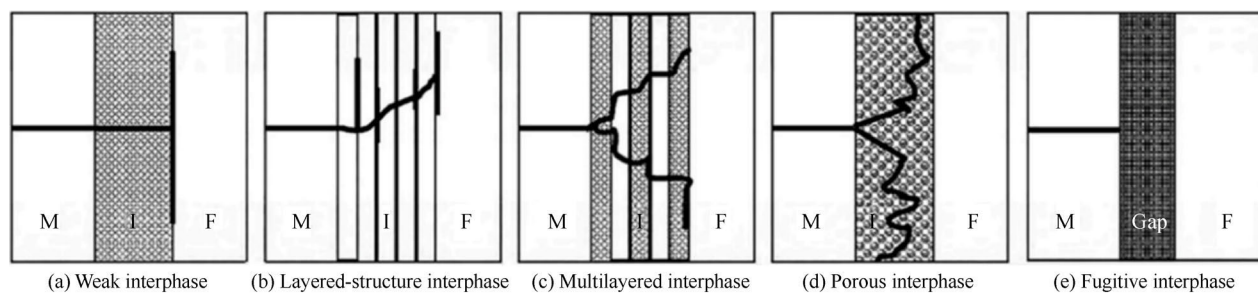


图 1 5 种典型 SiC_f/SiC 陶瓷基复合材料界面结构
Fig. 1 Five types of basic interphase structure for SiC_f/SiC CMCs

第 4 种为多孔界面相^[32], 如图 1d 所示, 孔表面为裂纹提供了大量的扩展路径, 有利于裂纹偏转和分叉。但是, 多孔的存在降低了复合材料的强度; 第 5 种为“牺牲”界面相, 如图 1e 所示, “牺牲”表明消耗自身, 通过在纤维/基体的界面处留下间隙直接阻断裂纹向纤维扩展的途径, 但是这种作用并不能长时间维持, 最终也会因纤维与基体形成强结合界面导致脆性断裂^[33]。

为了提升复合材料的抗氧化性能, 在保证界面相发挥力学熔断和载荷传递作用的基础上, 使其自身具有一定抗氧化性能, 也是界面相结构设计的重要考虑因素。目前, 提高界面相抗氧化性能的最主要方式是在界面相中引入自愈合介质, 如硼(B)、硅(Si)、铝(Al)等元素, 并利用氧化产物的流动性熔融状态自发地填充裂纹和孔洞, 从而达到阻隔或减缓氧化性介质扩散、消耗氧化性介质、弥合或封填裂纹的效应, 这种效应类似于生物领域的自愈合效应, 指的是材料在不被外界激发的情况下自主恢复或重建其初始性能的能力。对于复合材料, 这种效应称为裂纹自愈合效应^[34]。

目前, SiC_f/SiC 复合材料中应用最广泛的界面相材料为 PyC^[35]和 BN^[36], 它们具有与 SiC 纤维、SiC 基体合适的界面结合强度, 良好的高温稳定性, 以及成熟的制备工艺。但是, PyC 和 BN 易在高温水氧环境中发生氧化而失效, 尤其是 PyC 界面相, 在 500 °C 左右就开始氧化且氧化产物 CO₂ 直接挥发, 导致纤维与基体暴露于氧化性环境中, 最终形成强结合界面而发生脆性断裂。相比于 PyC 界面相, BN 界面相的起始氧化温度更高(~800 °C)且能够发挥裂纹自愈合效应, 但是对水蒸气的敏感性仍然是应用的瓶颈问题。为了满足抗水氧腐蚀性能的需求, 研究人员开始探索一些新型界面相材料。如 ZrO₂(CTE_{ZrO₂} 约为 8~11×10⁻⁶ K⁻¹)^[37]、稀土硅酸盐(CTE_{X₁-RE₂SiO₅} 约为 8~9×10⁻⁶ K⁻¹; CTE_{X₂-RE₂SiO₅} 约为 7~8×10⁻⁶ K⁻¹;

CTE_{β-RE₂Si₂O₇} 约为 4.5×10⁻⁶ K⁻¹; CTE_{γ-RE₂Si₂O₇} 约为 3.0×10⁻⁶ K⁻¹)^[38-39]、多元陶瓷 SiBCN(CTE_{SiBCN} 约为 2.5×10⁻⁶~4.5×10⁻⁶ K⁻¹)^[40]等, 这些新型界面相材料虽表现出一定的发展优势, 但是也存在一些亟待解决的问题, 如稀土单硅酸盐和氧化锆的热膨胀系数较大, 与 SiC 差异比较明显; 氧化物不具备类似 PyC 和 BN 界面相的层状结构, 实现力学熔断作用的机制还有待探索; 多元陶瓷的成分与结构复杂多变, 制备过程影响因素众多, 可控性较差。此外, 目前适用的新型界面相制备方法, 如溶胶-凝胶法和电泳法^[41]等基本处于实验的可行性验证阶段, 无法满足大规模、高效率的实际制备需求。

综合考虑界面相的功能与结构, 理想的界面相应具备以下特征: 1) 与 SiC 纤维、SiC 基体具有合适的界面结合强度, 并且与两者的热膨胀系数差异不宜过大, 同时各组元具有良好的相容性, 避免内部热应力过大; 2) 具有合适的剪切强度, 不仅可以使基体载荷有效地传递至纤维, 还可以使基体裂纹在界面相内部偏转, 既兼顾力学熔断和传递载荷的双重任务, 同时提高复合材料的强度和韧性; 3) 具有良好的高温稳定性, 在服役环境中不会发生结构相变和成分分解, 同时还具有一定的抗氧化性能, 有效地抵抗高温水氧腐蚀; 4) 界面相的制备工艺要尽量减少对 SiC 纤维的损伤并且满足高效制备的应用需求。

界面相使 SiC 纤维与基体的性能得到充分发挥, 优化界面相设计理论以及制备工艺, 是提升 SiC_f/SiC 复合材料综合性能的重要途径之一。总之, 界面相在陶瓷基复合材料中扮演着不可替代的角色。

1.3 SiC_f/SiC 复合材料制备工艺

1.3.1 化学气相渗透工艺 化学气相渗透^[42] (CVI) 是制备 SiC_f/SiC 复合材料的核心工艺之一。该工艺通过将前驱气体渗透至纤维预制体内部, 使气体在高温下发生热解或化学反应^[43], 生成固态 SiC 并沉

积在纤维预制体的孔隙中, 最终形成致密的复合材料。气态前驱体的主要成分为甲基三氯硅烷(CH₃SiCl₃), 反应过程通常需要载气(H₂), 反应温度一般在 800~1200 °C。

CVI 工艺过程中沉积的 SiC 基体纯度高, 耐高温和抗氧化性能优异, 而且, 纤维预制体对于复杂三维结构的可加工性使得该工艺具有制备复杂形状部件的能力。但是, CVI 工艺仍存在部分缺陷, 如单次 CVI 循环需要数百小时, 多次循环成本较高; 前驱体利用率低, 尾气处理复杂; 材料成品孔隙率高, 需辅助工艺致密化等。为了提高 CVI 工艺的效率, 一些变体技术逐渐发展起来^[44], 如加速内部沉积速度的热梯度等压 CVI(TG-CVI), 改善气体渗透的热梯度、强制对流 CVI(F-CVI), 降低表面气体封闭的脉冲 CVI, 提升致密化速率的液相渗透 CVI(LI-CVI)等。通过 CVI 工艺制备的 SiC_f/SiC 复合材料兼具轻量化、高强度和耐极端环境等特性, 是未来高温结构材料的重要发展方向。然而, CVI 工艺的成本与效率仍需进一步突破, 以满足大规模应用需求。

1.3.2 前驱体浸渍裂解工艺 前驱体浸渍裂解工艺(PIP)是将有机溶剂中的聚碳硅烷(PCS)基聚合物前驱体在低压下渗透到纤维预制体中, 然后在高温和气氛下对浸渍预制体进行裂解, 使前驱体转化为 SiC 基体, 最终形成致密的 SiC_f/SiC 复合材料^[45]。此工艺过程中, 前驱体裂解温度远低于同种陶瓷的烧结温度, 有效降低了对纤维的损伤, 且浸渍过程可以同时引入多种陶瓷, 具有良好的工艺可设计性。但是, 该工艺过程伴随体积收缩、孔隙和裂纹产生, 需反复循环浸渍实现致密化^[46], 且裂解过程易产生 SiO_xC_y 无定形基体, 降低复合材料的纯度、结晶度和密度^[47]。Akaoglu 等^[48]提出了一种颗粒增强 PIP(PE-PIP)方法, 将含有非晶二氧化硅层的 SiC 微粒(SiC_p)掺入 PCS 基前驱体中, 该工艺将 SiC_f/SiC 复合材料的开放孔隙率降低至 7.6%(体积分数), 同时将热解状态下的相对密度提高到 82%(常规状态下的相对密度为 76%)。刘星煜等^[49]基于自制 Zr_{0.5}Hf_{0.5}C 前驱体, 在 1400 °C 通过 PIP 工艺成功制备了 C/Zr_{0.5}Hf_{0.5}C-SiC 复合材料。该材料在弯曲加载中呈现假塑性断裂, 断裂韧性超过了 15.6 MPa·m^{1/2}, 且密度最大达到了 2.07 g/cm³。与 CVI 工艺相比, PIP 的生产成本更低、制备周期更短, 而且在制备厚壁结构样件或大批量生产复杂构件方面, PIP 具有显著的优势。

1.3.3 反应熔渗工艺 反应熔渗法(RMI)工艺源于反应烧结碳化硅和多孔体的封填^[50], 具有高效率、低成本、高致密度和近净成型等优势, 其制备周期远低于 CVI 和 PIP 工艺, 所用原材料 SiC 和硅粉成本也远低于 CVI 和 PIP 工艺使用的 CH₃SiCl₃ 和 PCS 等前驱体, 因此得到了快速发展。该工艺将液相或气相的金属或合金渗入多孔碳基体或含碳中间体中, 经过液固或气固反应生成 SiC 陶瓷基体。其中, 液相渗硅是利用毛细管力进行渗透, 而气相渗硅是以气相硅作为反应物和渗透物质, 相对于液相渗透, 气相渗透的渗透速度更快, 深度更大。然而, RMI 工艺的熔体温度较高, 对纤维损伤大, 易导致复合材料力学性能下降, 且基体内会残留金属, 劣化复合材料高温力学、抗氧化和耐烧蚀性能^[51]。Guo 等^[52]分别用 CVI 和 RMI 制备了以氮化硼(BN)作为界面相的 SiC_f/SiC 复合材料, 结果表明, RMI 中的高温过程增加了 SiC 和 BN 的结晶度, 导致 RMI SiC_f/SiC 复合材料的纤维原位模量和界面剪切强度均低于 CVI SiC_f/SiC。

1.3.4 组合工艺 考虑到上述各工艺均表现出各自的优点和缺点, 在某些情况下, 单一工艺往往不能够满足高品质 SiC_f/SiC 复合材料制备需求。因此, 将多种工艺组合已成为制备 SiC_f/SiC 复合材料的发展趋势之一, 目前, 主流的组合工艺有 CVI+PIP、CVI+RMI 和 PIP+RMI 等^[53]。在 CVI+PIP 组合工艺中, 前期 CVI 快速致密化, 后续由 PIP 裂解产生的 SiC 填充 CVI 后基体内的残余孔隙, 进一步提高材料致密度, 陈婧等^[54]采用 CVI-PIP 组合工艺制备了 SiC_f/SiC 复合材料, 复合材料密度为 2.5 g/cm³, 孔隙率为 6%。CVI+RMI 能够缩短制备周期, 同时对纤维损伤较小, 弥补了 RMI 工艺所得材料力学性能较低的缺点。Li 等^[55]采用 CVI+RMI 组合工艺制备了 SiC_f/SiC-SiYC 复合材料, 复合材料密度为 2.94 g/cm³, 孔隙率为 2.0%。在 1300 °C 水氧环境腐蚀 20 h 后, 抗弯强度保持率达到 114.2%。在 PIP+RMI 组合工艺中, 通常先以 PIP 对材料预处理获得多孔陶瓷, 结合 RMI 进一步致密化获得高性能复合材料。如朱明明等^[56]以 BCl₃ 和 NH₃ 为反应气源, 采用化学气相沉积工艺在 SiC_f 表面制备 h-BN 界面, 再以 PCS 为前驱体, 通过 PIP 制备 SiC_f/SiC 多孔陶瓷, 并采用酚醛树脂浸渍多孔陶瓷, 经裂解获得填充碳, 最后采用 RMI 进行致密化, 该组合工艺制备的 SiC_f/SiC 复合材料的力学性能得到明显提升, 抗弯强度和断裂韧性分别达到了 207 MPa 和

8.63 MPa·m^{1/2}。Dong 等^[57]也通过 PIP–RMI 工艺制备了 C/C–HfC–ZrC 复合材料, 结果表明, 与单一的 PIP 或 RMI 工艺相比, 复合材料耐烧蚀性能得到明显提升。近年来, 一些新的工艺也不断出现, 如 Lao 等^[58]开发了颗粒增强聚合物渗透热解(PEPIP)SiC_f/SiC 复合材料制备技术, 相较于传统 PIP, 提高了 SiC 基体的结晶度和致密度。韩国庆南大学的 Fitriani 等^[59]采用基于真空浸渍、电泳沉积和热压的混合加工路线, 制备了致密且坚韧的 SiC_f/SiC 复合材料。通过加入 10%(质量分数)的 Al₂O₃–Sc₂O₃ 烧结添加剂, 在 1750 °C 和 20 MPa 条件下热压 2 h, 实现了接近 95% 理论密度的致密化。

1.3.5 计算材料学辅助复合材料开发 现代工业技术对材料性能的需求正快速提高, 新材料的研发成本和难度呈几何级增长, 传统实验方法已经难以满足新材料研发的需要。依托计算机技术的提高, 将算法、仿真、模拟等与传统实验相结合, 对提升新材料的研发速度意义重大^[60]。自 2011 年美国总统奥巴马提出“材料基因组计划”以来, “数据+计算”驱动的材料研发模式以飞快的速度发展。美国空军实验室基于有限元计算理论与机器学习, 综合考虑纤维间距、直径和界面相厚度等微观结构与宏观力学性能的映射关系, 建立了预测极端环境下 SiC 基复合材料横向基体裂纹萌生及损伤概率的计算模型。在高温水氧服役环境中, 由于界面相的扩散、溶解等演化过程, 基于传统有限元方法计算提出的裂纹扩展/偏转判据将不再有效。因此, 还需要从原子尺度综合揭示界面相成分与结构对其力学性能、抗水氧腐蚀性能的作用机制, 才能对界面相的设计及优化提供有效参考^[61–63]。分子动力学(MD)计算能有效建立材料微观结构和宏观性能之间的关系, 如 Weng 等^[64]等在纳米晶铜(Cu)的{111}面均匀插入石墨层, 讨论了石墨烯复合的层数对纳米单晶铜{111}面抗压性能的影响, 发现石墨烯能显著提升抗压强度和延伸率, 当每隔 1.25 nm 间距插入 1 层石墨烯时, 屈服强度相对于纯铜提高了约 30 GPa。但是, MD 存在经验势函数无法获取或精度不高的问题, 基于第一性原理计算构建机器学习分子动力学势函数可解决势函数难题, 实现高精度、原子尺度界面相高通量计算, 进而从微观角度揭示界面相结构和性能对界面相应力状态、缺陷演化和失效机制的影响规律, 提高界面相的精准设计与研发效率, 缩短研发周期^[65]。如 Lu 等^[66]构建了包含 Ni 基体(5×5 个单胞)和 F 相(1×1 个单胞)的原子尺度模型,

计算了氢原子在体系间隙位置的溶解性能。结果表明, 在氢环境下, F 相/基体界面的界面相互作用能明显降低, 在高位错密度的位置, 如在界面和晶界处堆积的位错, 氢热波动和氢–位错相互作用会导致氢浓度高到足以引发裂纹, 这一计算结果预测了导致晶间断裂的关键原因。

利用机器学习结合界面相高通量设计与模拟, 可深入挖掘界面相组分–工艺–微观结构–宏观性能之间的映射关系, 为 SiC_f/SiC 复合材料界面相的高通量制备、力学性能表征和材料筛选等提供支撑。

1.4 SiC_f/SiC 复合材料在航空发动机的应用

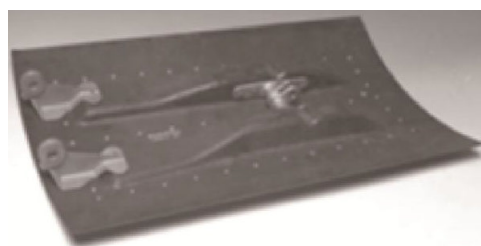
SiC_f/SiC 复合材料具有优异的高温稳定性和高温力学性能, 且密度较低, 抗氧化性强, 自诞生就注定成为航空发动机高温结构部件的首选材料。SiC_f/SiC 复合材料抗冲击性能良好, 可长时重复使用, 潜在使用温度可达 1600 °C, 被认为是大推重比、大功重比航空发动机发展的关键热结构材料^[67]。除美国、日本外, 欧盟许多国家也相继实施各种战略性政策, 投入巨资开展陶瓷基复合材料在航空发动机热端部件应用的关键技术研究^[68–73]。陶瓷基复合材料发动机构件的应用经历了从低温到高温、从静止件到转动件的研发历程。最先发展的是中温中载静止件(700~1000 °C, <120 MPa), 如尾喷管调节片/密封片、内锥体构件等, 然后是高温中载静止件(1000~1300 °C, <120 MPa), 如导向叶、涡轮外环、火焰筒和火焰稳定器等, 最后是高温高载转动件(1000~1300 °C, >120 MPa), 主要为高压涡轮转子件。高压涡轮转子是将燃料内能转化为动能的精密装置, 是涡轮发动机的最核心部件之一, 在运行过程中, 涡轮转子承受着发动机内最极端的工况条件, 如极端的高温环境, 高转速带来的巨大离心力。与此同时, 涡轮叶片作为高温流道的关键部件, 必须耐受燃气冲击载荷、高温氧化腐蚀等多重恶劣环境的综合作用。因此, 高压涡轮转子的性能与寿命往往最能体现出发动机热端部件的技术成熟度。

经过半个世纪的发展, SiC_f/SiC 复合材料已在国外先进航空发动机的部分中温中载和高温中载静止件上得到应用。其中, 美国通用电气(GE)公司旗下的 GE9X 发动机、国际发动机(CFM)公司的 LEAP 系列发动机均采用了 SiC_f/SiC 复合材料制造的关键热端部件, 包括涡轮外环、内外燃烧室衬套和高压涡轮喷嘴等核心组件。截至 2025 年, 装配 SiC_f/SiC 复合材料涡轮外环的 LEAP 发动机已部署于全球 4000 余架商用飞机, 累计安全飞行时间超过 5×10⁷ h,

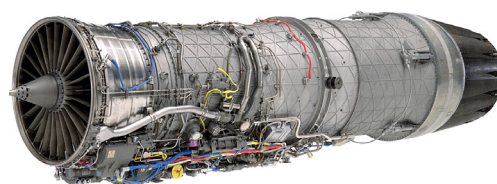
创造了商业航空史上最快装机爬坡记录^[72-75], 充分证明了 SiC_f/SiC 复合材料在先进航空发动机中工程化应用的可行性和可靠性。

20 世纪 80 年代, 法国斯奈克玛(SNECMA)公司为了提高航空发动机喷管构件的高温力学性能, 相继开展了 C/SiC 复合材料和 SiC_f/SiC 复合材料的应用技术攻关, 成功研制出了 Cerasepr A300 系列 SiC_f/SiC 复合材料和 Sepcarbinoxr A262 系列 C/SiC 复合材料。1996, 法国阵风战斗机 M88-2 发动机的

喷管外调节片使用了 SNECMA 的新材料, 发动机重量大幅减轻, 标志着法国实现陶瓷基复合材料在航空发动机热端部件领域的首次应用^[69], 如图 2a 所示^[76]。随后, SNECMA 公司又开发了 A500 C/SiBC 系列、A410 SiC/SiBC 系列和 A416 SiC/SiBC 系列复合材料体系, 其中, A410 SiC/SiBC 体系被用于制备 F15/F16 战斗机 F100-PW-229 发动机的喷管外调节片, 如图 2b 所示^[77], 该构件通过了 265 h 的考核试验^[71]。



(a) M88-2 engine nozzle flap



(b) F100-PW-229 Engine nozzle flap

图 2 使用 SiC_f/SiC 复合材料作为调节片的发动机尾喷管^[76-77]
Fig. 2 Using SiC_f/SiC composite materials as the nozzle flap for the engine tail nozzle^[76-77]



(a) Examination of ceramic matrix composite nozzle flap and seal in F119 engine



(b) Assessment of ceramic matrix composite nozzle in F135 engine

图 3 陶瓷基复合材料喷管的应用考核^[78-79]
Fig. 3 Application assessment of ceramic matrix composite nozzle^[78-79]

20 世纪 90 年代, SNECMA 公司研制的自愈合 SiC_f/SiC 复合材料燃烧室衬套通过了 180 h 的发动机测试(包含 600 个循环、100 h 的最大运行状态), 火焰稳定器通过了 1180 °C 温度条件下服役 143 h 的应用测试。2005 年, SNECMA 公司与法国萨基姆(SAGEM)公司合并, 成立了赛峰集团(SAfran)。SAfran 制造的陶瓷基复合材料尾喷管于 2015 年 4 月通过了欧洲航空安全局(EASA)商业飞行使用认证^[80], 并于 2015 年 6 月搭载在 CFM56-5B 发动机上完成了首次商业飞行。

20 世纪末, 陶瓷基复合材料在国际上已经被公

认为是航空发动机高温结构件的理想候选材料, 是研发高性能航空发动机必须攻克的技术难点。彼时, 美国相继实施了美国国家航空航天局(NASA)的先进高温发动机材料技术(HITEMP)、超高效发动机技术(UDET)、多用途经济可承受的先进涡轮发动机计划(VAATE)等大型项目, 对航空发动机先进材料与结构技术产业投入大量人力、物力和财力, 以表明对陶瓷基复合材料技术研发的全力支持。受益于政府的支持, 特别是综合高性能涡轮发动机技术计划(IHPTET)的巨大成功, NASA 和 GE 研制的陶瓷基复合材料以最快速度实现了产品化, 成功应用到

F100、F414、F110 等军用发动机上。普拉特·惠特尼 (P&W) 公司基于 IHPTET 计划的技术成果, 采用经过验证的陶瓷基复合材料喷管调节片和密封片, 对 F119 这一全球顶尖航空发动机进行了技术升级^[81], 如图 3a 所示^[78]。采用新调节片后, 发动机质量显著降低, 运行成本减少, 耐久性也得到提高。此外, 在为 F35 战斗机/联合攻击机研制的 F135 发动机上, P&W 公司也使用了陶瓷基复合材料, 主要用于 F135-PW-600 喷管的外侧构件, 为 F135 成为有史以来最大推力喷气式发动机战斗机奠定了基础, 图 3b 显示了 F135 的喷管实验^[79]。

IHPTET 计划中大量的演示验证了 SiC_f/SiC 复合材料燃烧室火焰筒和内外衬的极限服役能力。其中, 涂覆环境障涂层 (EBC) 涂层的自愈合基体 SiC_f/SiC 复合材料, 实现了最高 1200°C , 服役 5000 h 的考核。而且, 该材料制备的燃烧室火焰筒在具有 JTAGG (联合涡轮先进发动机燃气发生器计划) 第 I 阶段温度水平的 XTE65/2 验证机中被试装, 发现其在壁温 1480°C 时仍能工作, 图 4^[82]为 IHPTET 计

划中研制的 SiC_f/SiC 复合材料燃烧室衬套和火焰筒。NASA 格伦 (Glenn) 研究中心开发的 SiC_f/SiC 复合材料涡轮导向叶片模拟件在测试中表现优异, 使冷却需求量降低约 20%。该材料通过了燃烧室出口气流速度 60 m/s 、6 个大气压 (约 $6\times 10^5\text{ Pa}$) 及 1200°C 高温环境中的考核, 验证了其在极端条件下的可靠性能。GE 成立了专研组, 在 F136 发动机高空试验台上测试了由 GE 公司制备的第 3 级低压涡轮导向叶片, 该叶片工作时冷却量需求降低了 50%, 并通过了 1200°C 工作环境的验证考核^[83]。

随着 SiC_f/SiC 复合材料在航空发动机中温中载件的应用取得巨大成功, 其在高温中载件的应用也紧随其后。GE 的 LEAP-X 系列发动机采用了 SiC_f/SiC 复合材料研制的高压涡轮外环, 首次将 SiC_f/SiC 复合材料实际应用于发动机核心部件, 这不仅明显降低了高压涡轮的质量, 而且还大幅提高了效率和耐久性, 如图 5 所示^[84]。2015 年 5 月, 搭载 LEAP-1A 发动机的空客 A320neo 客机完成首飞,



(a) SiC_f/SiC composite material combustion outer case



(b) SiC_f/SiC composite material flame tube

图 4 IHPTET 计划中研制的 SiC_f/SiC 复合材料燃烧室衬套和火焰筒^[82]

Fig. 4 SiC_f/SiC composite combustor chamber outer case and flame tube developed in IHPTET program^[82]



(a) SiC_f/SiC 1st stage HPT shroud for LEAP-1A



(b) SiC_f/SiC 1st stage HPT shroud for LEAP-1B

图 5 LEAP-1A 和 LEAP-1B 发动机用 SiC_f/SiC 复合材料制造的第 1 阶段高压涡轮外壳^[84]

Fig. 5 SiC_f/SiC composite HPT shroud for LEAP-1A and LEAP-1B engines^[84]

随后, LEAP 系列正式投入商业运营, 推出 LEAP-1B 和 LEAP-1C 发动机, 分别适配于波音 737MAX 和中国商飞 C919 种商用客机。2016 年, GE 公司开展 GE9X 发动机首轮地面测试, 该发动机的燃烧室火焰筒内外环、第 1 级高压涡轮外环、第 2 级涡轮导向器均采用了 SiC_f/SiC 复合材料, 涵道比为 9.9:1 至 10.3:1, 推重比达 5.2。2018 年, 搭载 GE9X 发动机的波音 777X 客机完成首飞, 同年 9 月获得 FAA 认证, 正式投入商业运营, 图 6 为 GE9X 航空发动机的照片^[85]。



图 6 GE9X 航空发动机^[85]
Fig. 6 GE9X aero engine^[85]

SiC_f/SiC 复合材料在航空发动机静止件中的应用取得了巨大成功, 发动机燃烧室温度在 10 年内提高了 80 °C 以上。基于此技术成果, 若 SiC_f/SiC 复合材料成功应用于核心转子件, 至少还能带来 25% 的推力以及 10% 的燃油效率提升。GE 公司的 SiC_f/SiC 复合材料工业应用技术一直处于世界领先水平, 因此, GE 最先系统开始了 SiC_f/SiC 涡轮转子件的应用研究。GE 制造的第 1 代产品采用了分体制备、集成装配的涡轮叶盘设计方法, 中心盘体使用金属材料, 外沿高温部分使用 SiC_f/SiC 复合材料, 如图 7 所示^[86]。SiC_f/SiC 涡轮转子叶片的问世, 表明发动机转子件也从“镍合金时代”走向了“陶瓷基复合材料时代”, 这一步对于航空产业意义巨大, 将使发动机设计发生革命性变化。2015 年 2 月, 搭载 SiC_f/SiC 低压涡轮转子叶片的 F414 上涡轮风扇发动机完成了 500 次抗热冲击、抗腐蚀等极端环境作业循环, 表现出优异的耐高温持久能力^[87]。随后, GE 将 SiC_f/SiC 涡轮转子叶片应用于集成新材料和新制造技术的 XA100 发动机, 该发动机起源于美国空军和海军联合启动的自适应多功能发动机技术(ADVENT)项

目, 发动机内部的静止件和转动件均大量使用了 SiC_f/SiC 复合材料。2020 年 12 月, XA100 发动机首次点火试车, 世界上首台具备了六代机核心技术的三涵道自适应循环发动机正式诞生^[88]。2022 年 9 月, GE 宣布第 2 台 XA100 自适应循环发动机的测试已经完成, 预计在 2027 年搭载在 F35 系列战机上。2023 年 10 月, GE 公司向美国陆军交付了大量使用陶瓷基复合材料的配装未来攻击侦察机(FARA)原型机的首批 2 台飞行试验发动机 T901。



图 7 GE 公司制备的 F414 发动机低压涡轮转子叶片^[86]
Fig. 7 Turbine blade of F414 engine produced by GE^[86]

2 SiC_f/SiC 复合材料用防护涂层

陶瓷基复合材料热端部件在航空发动机极端燃气环境中工作时, 由于高温水氧、高温熔盐和熔融氧化物 CaO-MgO-Al₂O₃-SiO₂ (CMAS) 的综合作用, 部件表面会发生腐蚀, 导致结构部件材料性能迅速衰退或过早失效。因此, 需要在其表面施加有效保护手段, 即涂覆耐典型燃气环境腐蚀的防护涂层, 保证陶瓷基复合材料热端部件长期可靠地服役。要实现壁面温度超过 1500 °C 的新一代大推重比航空发动机技术突破, 发展高质量涂层的成分、结构设计以及全流程制备技术也是重中之重。

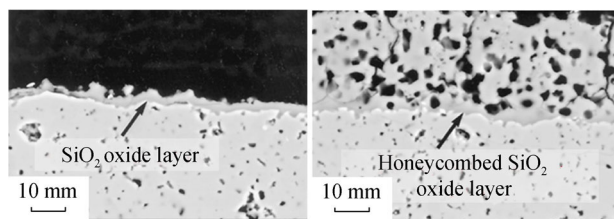
2.1 航空发动机复合材料热端部件典型腐蚀环境

2.1.1 高温水氧腐蚀 航空发动机燃料的主要成分为烷烃类有机物, 其燃气中含有水蒸气, 高温下水蒸气易与 SiO₂ 发生反应, 生成挥发性 Si(OH)₄, 这一过程是导致材料性能迅速衰退的主要罪魁祸首之一, 通称高温水氧腐蚀。高温水氧腐蚀的反应式如下:



More 等^[89]进行了 1200 °C 高温空气和高温 10% 水蒸气环境下水氧腐蚀实验, 腐蚀时间为 100 h。实验结果表明, 高温水氧耦合环境下, SiO₂ 氧化层已转变为易损的蜂窝状, 无法起到保护作用, SiC 腐蚀严重, 如图 8 所示。NASA 的一份早期报告^[90]指出, 在 1200 °C、10 个大气压、气流速度为 300 m/s 的燃

气环境下, SiC 陶瓷表面腐蚀速率约为 $500 \mu\text{m}/\text{kh}$ 。



(a) SiC after 1 hour of oxidation (b) SiC after 100 hours of oxidation

图8 SiC 在 90%空气/10%水蒸气环境下 $1200^\circ\text{C}/10\text{atm}/1/100\text{h}$ 水氧腐蚀后的微观形貌^[89]

Fig. 8 Microstructure of SiC after water oxygen corrosion at $1200^\circ\text{C}/10\text{atm}/1/100\text{h}$ in 90% air /10% water vapor environment^[89]

2.1.2 高温 CMAS 腐蚀 由于高速气流的作用, 一些钙镁铝硅酸盐(CMAS)颗粒物, 如沙粒、火山灰等会不可避免地被吸入发动机内, 这些 CMAS 颗粒在高温下会熔融腐蚀 SiC_f/SiC 复合材料, 导致材料性能迅速衰退。

美国海军航空系统司令部测试了 Hi-Nicalon 系列和 Sylramic 系列 2 种 SiC 纤维通过熔融浸渗 (MI) 工艺制成的 SiC_f/SiC 复合材料的耐 CMAS 腐蚀强度^[91], 研究表明, 2 种 SiC_f/SiC 复合材料在 1200°C 温度下, 经组分为 35%(摩尔分数) $\text{CaO}-10\%\text{MgO}-7\%\text{Al}_2\text{O}_3-48\%\text{SiO}_2$ 的 CMAS 腐蚀 10 h 后, 其室温弯曲强度保留率分别为 69%和 86%, 如表 2 所示。

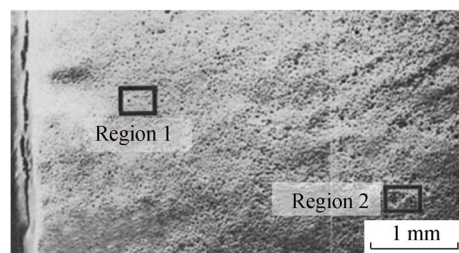
表 2 2 种 MI 工艺制备的 SiC_f/SiC 复合材料^[91]

Table 2 SiC_f/SiC composites prepared by two MI processes^[91]

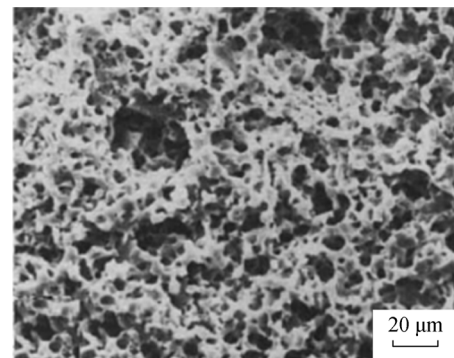
SiC _f /SiC composites sample	Fibrous preform	Volume fraction of fiber/%	Interphase	Manufacturer
1	Sylramic SiC fiber	33	BN	GE
2	Hi-nicalon fiber	39	BN	GE

2.1.3 高温熔盐腐蚀 由于海水波动、海浪拍岸等作用, 海洋大气环境中存在大量的 NaCl 盐雾, 其被吸入发动机后会与燃气中的硫化物反应生成 Na_2SO_4 。 Na_2SO_4 在高温下 (900°C 以上) 对 SiC_f/SiC 复合材料具有强烈的腐蚀作用。 NASA 先进燃气轮机 (Advanced Gas Turbine) 项目中测试了 SiC 陶瓷高温盐雾环境下的耐腐蚀强度, 结果表明, α -SiC 陶瓷经过在 1000°C 、4 个大气压、气流速度为 94 m/s , 燃料中硫含量约为 0.05%、Na 离子含量为 2 ppm 的盐雾环境下高温腐蚀 40 h 后, 室温弯曲强度保留率为 73%~77%, 图 9 显示

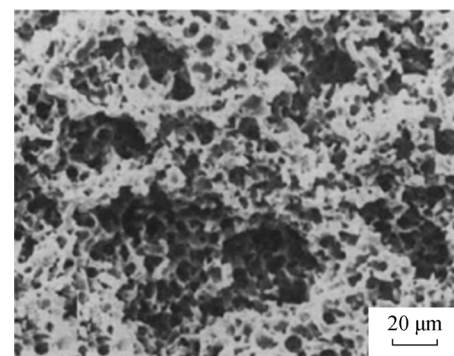
了其高温腐蚀后的微观形貌^[92]。



(a) Surface macroscopic morphology after corrosion



(b) High-power micromorphology of region 1



(c) High-power micromorphology of region 2

图9 α -SiC 陶瓷试样高温腐蚀试验后的微观形貌^[92]

Fig. 9 Microstructure of α -SiC ceramic specimen after high temperature corrosion test^[92]

2.2 SiC_f/SiC 复合材料用防护涂层

解决 SiC_f/SiC 复合材料腐蚀问题最有效的途径就是在其表面涂覆防护涂层, 在 SiC_f/SiC 复合材料和高温燃气环境(水氧、腐蚀性介质、高速气流冲刷等)间建立一道屏障, 以改善其抗水氧/盐/燃气腐蚀和耐高温的性能, 减小发动机环境对 SiC_f/SiC 复合材料性能的影响, 保证 SiC_f/SiC 复合材料热端部件长期可靠地服役。根据制备工艺和用途的不同, 防护涂层主要包含以下几类。

2.2.1 高温抗氧化涂层 受制备工艺条件制约, 采用 PIP 工艺制备的 SiC_f/SiC 复合材料中的 SiC 基体纯度不高, C/Si 原子比为 1.10~1.15, 并且还含有

孔隙和裂纹,而孔隙和裂纹在高温氧化环境中成了氧进入复合材料的通道,削弱了复合材料在高温热力氧化环境中的整体抗氧化能力,制约了 SiC_f/SiC 复合材料在高推重比航空发动机上的长寿命应用。

抗氧化层的功能受涂层材料氧扩散系数、抗冲击和耐腐蚀性能、自愈合能力、涂层与基体间的物理和化学相容性等多种因素影响^[93],如图 10 所示。

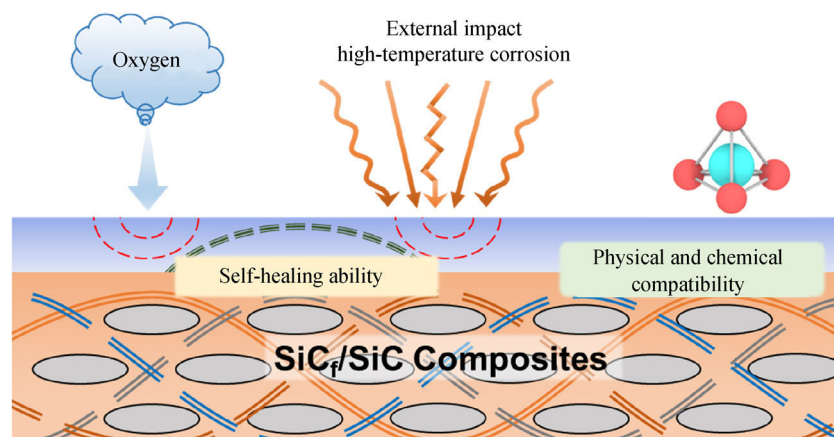


图 10 高温抗氧化涂层性能的主要影响因素

Fig. 10 Principal influence factors of high temperature oxidation resistant coating properties

随着航空发动机对高温抗氧化层性能要求的不断提高,面对 1600 °C 以上的燃烧室温度,多组元复相涂层结构也已经无法满足其性能需求,因此需要采用发展多层复合体系,通过将功能不同的抗氧化涂层结合起来,使各涂层相互协调,发挥各自的作用。如通过 CVD 制备的成分梯度 SiC 抗氧化涂层,其组分由内而外分别是富碳 SiC 、高纯 SiC 和富硅 SiC 层,该涂层的优势在于富碳的 SiC 层能够实现与 SiC_f/SiC 复合材料的良好结合,致密高纯的 SiC 层用来阻隔氧气通道、满足涂层抗氧化要求,富硅 SiC 层在高温下与空气中的 O_2 反应生成 SiO_2 ,愈合高温热震时产生的微裂纹,同时具有与硅的良好化学相容性,实现与后续 EBC 涂层黏结层的结合。

2.2.2 环境障涂层 含 SiC 涂层的 SiC_f/SiC 复合材料虽具有良好的高温稳定性和高温力学性能,但对水/氧/盐耦合的高温燃气环境腐蚀缺乏有效的防护,这会使 SiC_f/SiC 复合材料性能迅速衰退,导致复合材料热端部件失效,为此,必须采用环境障涂层(EBC)对 SiC_f/SiC 复合材料进行防护,解决 SiC_f/SiC 复合材料由于高温腐蚀造成的性能退化问题。

目前,EBC 多为通过等离子喷涂或电子束物理气相沉积等方法在 SiC_f/SiC 复合材料表面制备的多

在高温复合材料抗氧化层研究的初始阶段,主要采用单一涂层结构,如 SiC 涂层、 Si_3N_4 涂层等,单层涂层的耐受温度仅在 1200~1300 °C。为了进一步提高涂层耐受温度,有研究者提出了复相多组分涂层体系,如成来飞等^[94-95]利用液相法制备了 Si-Mo 、 Si-W 涂层,该涂层被证明可以在 1500 °C 以下的氧化环境中长时间服役。

层结构涂层^[96-102],该涂层通常由黏结层、过渡层(视具体设计需求)和面层组成。黏结层可以提高复合材料基体与 EBC 涂层的结合强度,起到抗氧化、提高涂层高温韧性和裂纹自修复的作用。过渡层的热膨胀系数与其他各层相近、与各层的化学相容性较好,起到改善层间热膨胀匹配和化学相容的作用,提高涂层的整体可靠性和寿命。面层具有优异的高温稳定性和抗高温氧化性能,以及优异的耐高温水氧、熔盐和 CMAS 腐蚀性能。

国际上主要的 EBC 研究机构包括美国航空航天局(NASA)、GE、罗尔斯-罗伊斯公司(Rolls-Royce)、欧瑞康美科公司(Oerlikon Metco)等。国外对 SiC_f/SiC 复合材料用 EBC 涂层的研究已超过 30 年^[103-112],并已经在 LEAP 和 GE9X 等航空发动机上实现了工程化的应用,其主要发展历程如图 11 所示。据报道,国外 EBC 研发最初主要从抗氧化性能考虑,多采用能够生成玻璃相的化合物,包括 Si 、 B 、 Hf 的化合物及其硅酸盐等。同时考虑抗氧化和抗腐蚀一般选取的涂层材料包括氧化硅、氧化锆、莫来石、BSAS、硅酸盐、氧化铝、氧化钇稳定的氧化锆(YSZ)、稀土铝酸盐、稀土锆酸盐、 SiC 、 HfC 、 ZrC 、 ZrB_2 、 HfB_2 、 MoSi_2 及其复合涂层。大多数材料在经过高温环境后会产生裂纹直至

剥离, 而 Si、莫来石、BSAS、SiC 涂层与 CMC 材料具有较好的热膨胀系数匹配性, 抗剥离效果较好, 使其成为重要的早期 EBC 材料。但莫来石的抗水氧腐蚀能力不佳, 且由于其模量较高, 不可避免的产生裂纹, 使得 EBC 的耐久性差。为了改善 EBC 的抗水氧腐蚀性能, 第 2 代 EBC

体系采用低模量且抗水氧腐蚀优良的 BSAS ($1-x\text{BaO}-x\text{SrO}-\text{Al}_2\text{O}_3-2\text{SiO}_2$, $0 \leq x \leq 1$), 此类涂层在 1300°C 以下具有良好的耐久性。BSAS 具有较低的热膨胀系数及弹性模量, 与 SiC 基体有较好的物理化学匹配性, 基本可以满足发动机 1300°C 以下燃气环境对 EBC 涂层材料的要求。

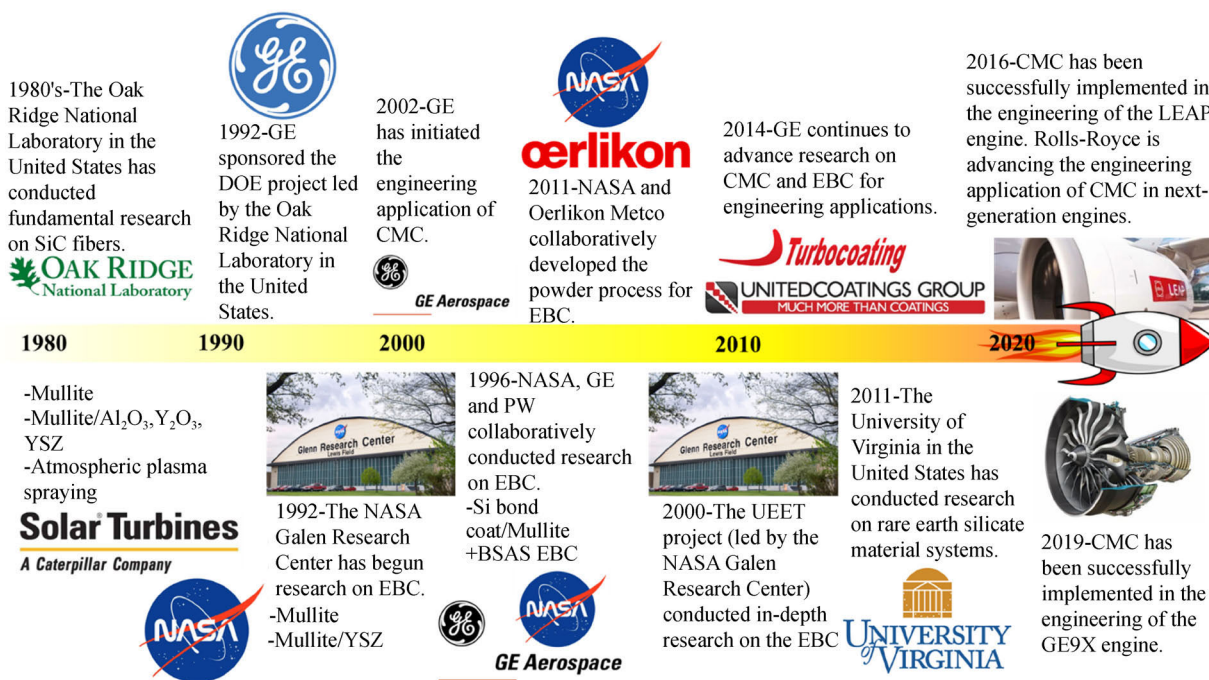


图 11 国外 EBC 涂层技术的发展历程

Fig. 11 Development of foreign EBC coating technology

第 3 代 EBC 材料主要为稀土硅酸盐, 其具有较低的热膨胀系数、良好的高温相稳定性和较低的 SiO_2 活度, 在 1500°C 条件下的抗水蒸气腐蚀能力远优于 BSAS^[106,113], 展现出优异的耐水蒸气腐蚀性能。而且, 稀土硅酸盐多型结构丰富, 不同温度下能发生多型转变, 主要存在形式为稀土单硅酸盐 RE_2SiO_5 和稀土双硅酸盐 $\text{RE}_2\text{Si}_2\text{O}_7$ 2 种类型的化合物。对于 RE_2SiO_5 来说, 根据稀土元素可分为 X1- RE_2SiO_5 ($\text{RE}=\text{La}$ 、 Ce 、 Pr 、 Nd 、 Pm 、 Sm 、 Eu 和 Gd) 和 X2- RE_2SiO_5 ($\text{RE}=\text{Dy}$ 、 Ho 、 Er 、 Tm 、 Yb 和 Lu) 2 种晶型, 而 $\text{RE}_2\text{Si}_2\text{O}_7$ 则可能形成 7 种晶型^[114]。不同种类稀土硅酸盐的性能, 包括热学、力学、耐水蒸气腐蚀以及耐 CMAS 腐蚀已经被大量研究。稀土单硅酸盐的热膨胀系数为: $\text{CTE}_{\text{X1-RE}_2\text{SiO}_5}$ 约为 $8\sim 9 \times 10^{-6} \text{ K}^{-1}$; $\text{CTE}_{\text{X2-RE}_2\text{SiO}_5}$ 约为 $7\sim 8 \times 10^{-6} \text{ K}^{-1}$, 稀土双硅酸盐 $\beta\text{-RE}_2\text{Si}_2\text{O}_7$ ($\text{RE}=\text{Y}$, Er , Yb 和 Lu) 和 $\gamma\text{-RE}_2\text{Si}_2\text{O}_7$ ($\text{RE}=\text{Y}$ 和 Ho) 的热膨胀系数分别为: $\text{CTE}_{\beta\text{-RE}_2\text{Si}_2\text{O}_7}$ 约为 $4.5 \times 10^{-6} \text{ K}^{-1}$ 和

$\text{CTE}_{\gamma\text{-RE}_2\text{Si}_2\text{O}_7}$ 约为 $3.0 \times 10^{-6} \text{ K}^{-1}$ 。相比之下, 稀土双硅酸盐具有与 SiC (CTE_{SiC} 约为 $4.0 \times 10^{-6} \text{ K}^{-1}$) 更为接近的热膨胀系数^[115–116]。弗吉尼亚大学的 Richards 等^[111]研究了 $\text{Si-Yb}_2\text{SiO}_5$ 和 $\text{Si-Yb}_2\text{Si}_2\text{O}_7$ EBC 在 SiC/SiC 基体上的耐水氧腐蚀能力, 将涂层其置于 $90\% \text{ H}_2\text{O}-10\% \text{ O}_2$ 气氛, 在室温至 1316°C 温度范围内进行了长达 2000 h 的热循环实验。结果表明, Yb_2SiO_5 面层由于具有较高的热膨胀系数, 在热循环过程中易产生贯穿面层的纵向裂纹。这些裂纹成为氧和水蒸气的快速扩散通道, 加速了硅黏结层的氧化与热生长氧化物(TGO)的形成, 最终导致涂层在较短时间内发生剥落。NASA 设计的面向 1650°C 服役温度、用于保护发动机 CMC 燃烧室和涡轮叶片组件的多层涂层结构, 以先进 ZrO_2 和 HfO_2 基氧化物为面层, 以稀土硅酸盐和稀土铝硅酸盐为环境障层, 在 1650°C 的热梯度循环测试中表现出 300 h 的循环耐久性和出色的抗水蒸气腐蚀性能, 如图 12 所示^[117]。Yilmaz 等^[118]研究了电泳沉积(EPD)技术制

备 $\text{Yb}_2\text{Si}_2\text{O}_7$ EBC 的抗水蒸气腐蚀能力, 在制备过程中, 为了简化涂层系统, 硅片被用来作为基材并代表着 EBC 系统中的硅黏结层, 该涂层的抗氧化性能和热循环性能优异, 有希望达到大气等离子喷涂 (APS) 技术制备的 $\text{Yb}_2\text{Si}_2\text{O}_7$ EBC 涂层的性能水平。法国的 Arnal 等^[119]量化了晶粒尺寸和晶界表面积对离子电导率、抗氧扩散性、挥发速率和表面退缩等特性的影响, 建立了其与 EBC 抗氧化能力的构效关系。

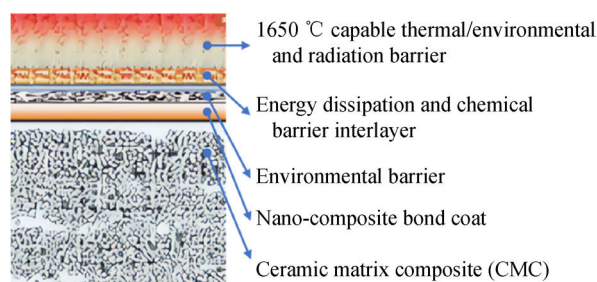


图 12 用于保护 SiC_f/SiC CMC 发动机部件的涂层结构^[117]
Fig. 12 Multi-layer coating structure used for protecting SiC_f/SiC CMC engine components^[117]

伴随着 SiC_f/SiC 陶瓷基复合材料制备技术的持续突破, 中国 EBC 相关研究也发展迅速, 在基础研究、工艺开发到工程验证等各关键环节取得了长足进步。以西北工业大学、北京航空航天大学、北京理工大学、武汉理工大学、西安交通大学、国防科技大学、哈尔滨工业大学、中国科学院金属研究所、中国科学院上海硅酸盐研究所、广东省科学院新材料研究所、航天材料及工艺研究所、中航工业北京航空制造工程研究所及中国航发北京航空材料研究院为代表的科研机构, 分别在稀土硅酸盐环境障涂层的成分设计、结构设计、制备工艺探索与模拟服役性能评价等方面获得了突破性进展。在环境障涂层成分设计方面, 文献[120]针对稀土双硅酸盐 EBC 的制备和性能开展了一系列工作, 研究了 $\text{Y}_2\text{Si}_2\text{O}_7$ 和 $\text{Yb}_2\text{Si}_2\text{O}_7$ 作为 EBC 在 1150、1200 °C 和 1250 °C 高温水蒸气环境下的腐蚀速率及涂层微结构演变, 分析了 TGO 与涂层中氧扩散能力的关系, 提出稀土硅酸盐化学键越强, 耐水氧腐蚀能力越强。文献[121–122]报道了钪硅酸盐和镧硅酸盐在 1400 °C 高温水蒸气环境下的优异稳定性。文献[123–128]基于第一性理论计算和快速实验验证相结合的方法, 发现了稀土硅酸盐热导率、热膨胀、抗高温水氧腐蚀和 CMAS 性能与稀土离子种类密切相关, 建立了具有自主知识产权的稀土硅酸盐 EBC 性能数据库。为克服以 $\text{Yb}_2\text{Si}_2\text{O}_7$ 为代表的传统稀土硅酸盐因 1300 °C 以上温度 CMAS

腐蚀抗性不足而无法满足新一代航空发动机 EBC 需求的性能局限, 国内研究者基于高熵设计策略, 开发了一系列性能优异的多元稀土改性硅酸盐 EBC 材料。文献[129–133]均报道了多元稀土通过促进“反应溶解–晶化析出”过程中 Ca-RE-Si 环硅酸盐结晶析出形成连续致密反应层, 从而提升稀土双/单硅酸盐抗 CMAS 腐蚀抗性的作用机制。为解决双硅酸盐多元掺杂而面临的相稳定性问题, 文献[134–137]报道了用高通量理论模拟结合实验验证, 研究了多稀土主元双硅酸盐的相形成及演变机理, 提出了通过构型熵描述符和多元稀土等效离子半径等来预判和控制相结构的普适方法, 建立了新型稀土双硅酸盐高温稳定相结构设计准则, 并据此设计并制备了一系列高稳定性及抗腐蚀性能优异的稀土硅酸盐新材料。除了基于高熵化设计的稀土硅酸盐材料性能优化之外, 采用单/双稀土硅酸盐组合的复相涂层体系方案也被广泛用于提升涂层的抗高温水氧和 CMAS 腐蚀能力。如国防科技大学 Wang 等^[138]均基于高温水蒸气腐蚀实验, 验证了复相体系组分比例对 $\text{Yb}_2\text{Si}_2\text{O}_7\text{-Yb}_2\text{SiO}_5$ 复相涂层结构完整性的决定性作用。Jian 等^[139]制备了 $\text{Yb}_2\text{Si}_2\text{O}_7\text{-Yb}_2\text{SiO}_5$ 质量比分别为 75 : 25、50 : 50 和 25 : 75 的 3 种不同比例复相涂层, 通过 1300 °C 水蒸气腐蚀实验揭示了相组成对复相涂层失效机制的调控规律。研究发现, 当 Yb_2SiO_5 相质量分数从 25% 提升至 75% 时, 涂层因热膨胀系数失配而导致涂层应力集中, 并最终开裂失效。王顺等^[140]研究了大气等离子喷涂制备的 $\text{Yb}_2\text{Si}_2\text{O}_7\text{-Yb}_2\text{SiO}_5$ 复相涂层与成分为 33Ca–9Mg–13Al–45Si 的 CMAS 在 1350 °C、空气环境下的腐蚀反应, 发现涂层的抗腐蚀能力与 $\text{Yb}_2\text{Si}_2\text{O}_7\text{-Yb}_2\text{SiO}_5$ 复相涂层的微观结构密切相关。

除涂层材料成分设计外, 环境障涂层的结构设计对于其在极端服役环境下的长期可靠性和性能至关重要。当前成熟的环境障涂层体系通常采用多层结构设计, 例如, 以稀土双硅酸盐作为面层, 隔绝高温水氧等腐蚀介质; 同时以硅作为黏接层, 提供与陶瓷基复合材料基体的良好化学相容性和强黏结力。为实现环境障涂层性能的进一步提升, 研究者还开展了纳米结构设计^[141–142]、多层复合结构设计^[143,144]等前沿结构设计研究。例如, Xiao 等^[141]通过纳米粉体再造粒技术成功制备了具有纳米结构的喂料, 并采用 APS 技术制备了具有低孔隙率和良好界面附着力的纳米结构 $\text{Yb}_2\text{O}_3\text{-Yb}_2\text{SiO}_5$ /莫来石/Si EBC, 该涂层具备出色的抗水蒸气腐蚀能力, 在

1350 °C 腐蚀 500 h 后, Si 层与 SiC 基体之间界面仍保持完好结合。Guo 等^[142]采用 APS 技术制备了 Si/Lu₂Si₂O₇/Lu₂SiO₅ 纳米结构 EBC 涂层。该涂层在 1400 °C 持续 50 h 的 CMAS 腐蚀后仍保持完整。腐蚀过程中 Lu₂SiO₅ 层被熔融溶解, 形成致密的磷灰石层, 使 CMAS 难以进入 Lu₂Si₂O₇ 层, 提高了涂层的耐蚀性。Meng 等^[143]设计了单层结构 Yb₂O₃-Al₂O₃-SiO₂ 环境障涂层, 该涂层在 1350 °C 和 50%H₂O-50%O₂ 环境下, 经历 50 次热冲击循环实验后, 表面未出现穿透性裂纹。美国橡树岭国家实验室的 Kane 等^[145]对比了单层 Yb₂Si₂O₇ 和双层结构 Si/Yb₂Si₂O₇ EBC 的高温蒸汽环境热冲击性能, 结果表明, 在暴露于高温蒸汽环境之前, 单层 Yb₂Si₂O₇ 涂层表现出较大程度的非典型 APS 孔隙, 在 1300 °C 持续 90%H₂O-10% Air 环境中经历 500 次热冲击循环后, 单层体系比多层体系形成更薄的二氧化硅 TGO, 并且表现出更少的开裂现象。但在 1425 °C 热冲击循环时, 单层 Yb₂Si₂O₇ 会从基体上剥离, 导致涂层失效。Xiao 等^[146]采用 APS 技术在 SiC_f/SiC 复合材料基体上制备了 LaMgAl₁₁O₁₉/Yb₂SiO₅/Si 三层复合结构 EBCs, 研究了其 CMAS 腐蚀性能。结果表明, 该涂层在 1300 °C 的短腐蚀下, 生成可以有效减缓 CMAS 侵透的连续致密 CaAl₂Si₂O₈ 钙长石层, 当腐蚀时间延长(超过 25 h), CMAS 沿 LaMgAl₁₁O₁₉ 涂层缺陷渗透, 溶解表层, 与 Yb₂SiO₅ 层发生反应, 形成 Yb₃Al₅O₁₂ 石榴石和 Ca₂(Yb, La)₈(SiO₄)₆O₂ 磷灰石。此外, 通过多层复合结构还可使 EBC 不再局限

于传统抗腐蚀功能, 如可磨耗/环境障一体化涂层、热/环境障一体化涂层等, 使 EBC 同时具备耐热、耐磨等能力。

稀土硅酸盐 EBC 制备技术研究方面, 文献[147–149]报道了采用大气等离子喷涂技术制备了一系列稀土硅酸盐 EBC, 并系统研究了涂层显微结构的高温演化及对力学、热学性能影响。文献[150]报道了采用大气等离子喷涂工艺在 SiC_f/SiC 基体上制备了 Y₂SiO₅ 涂层, 发现 Si/Y₂SiO₅ 涂层在短时腐蚀期间始终以一定的速率增重, 经 193 h 腐蚀后涂层表面才开始少量剥落, 表现出良好的耐水氧腐蚀性能。文献[99,151–152]报道了对比了 APS 和等离子-物理气相沉积(PS-PVD) 2 种技术所制备的稀土硅酸盐 EBC, 发现采用 PS-PVD 技术所获得的涂层更为致密, 表现出更好的抗腐蚀性能。肖杰等研究了 PS-PVD 工艺参数对 Yb₂SiO₅ 涂层微观组织结构的影响, 发现通过功率/压力工艺组合调整, 可以实现涂层由基于气相沉积形成的柱状结构向基于液相沉积形成的层状结构调控^[153]。作者所在团队采用自主研发的双硅酸锆及多元稀土改性硅酸盐粉体原料, 系统性开展了基于大气等离子喷涂、悬浮液等离子喷涂和低压等离子喷涂等多种沉积技术的稀土硅酸盐 EBC 研究, 掌握了具有自主知识产权的热/环境障涂层粉体喂料制备技术和高温防护涂层形貌控制技术, 所制备的 RE₂SiO₅/RE₂Si₂O₇ EBC, 具有热膨胀系数匹配、热循环寿命长、耐高温水氧和抗 CMAS 腐蚀性能优异等优势^[154–158]。图 13 所示为涂

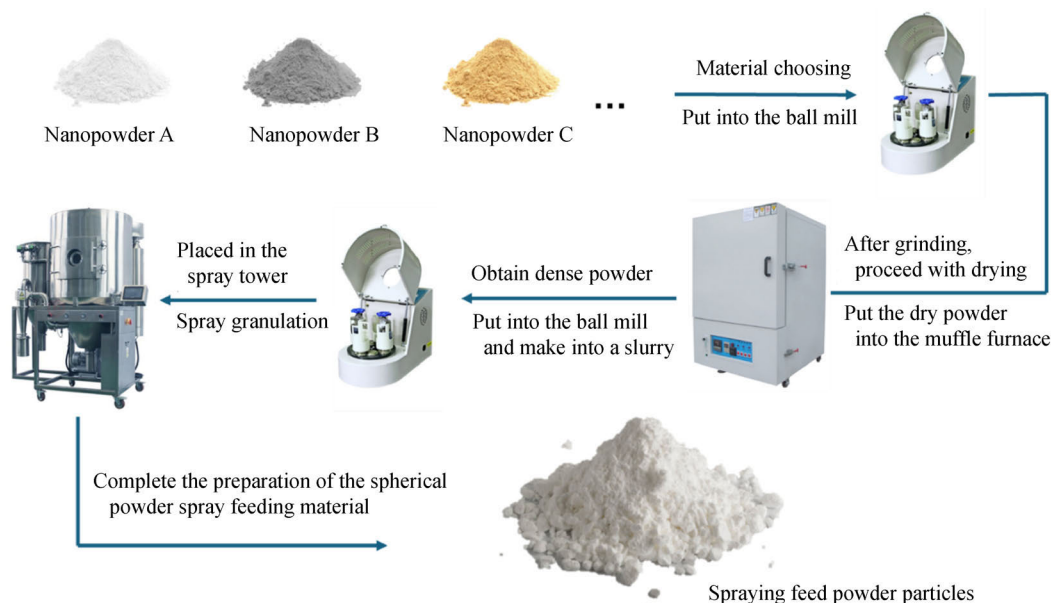
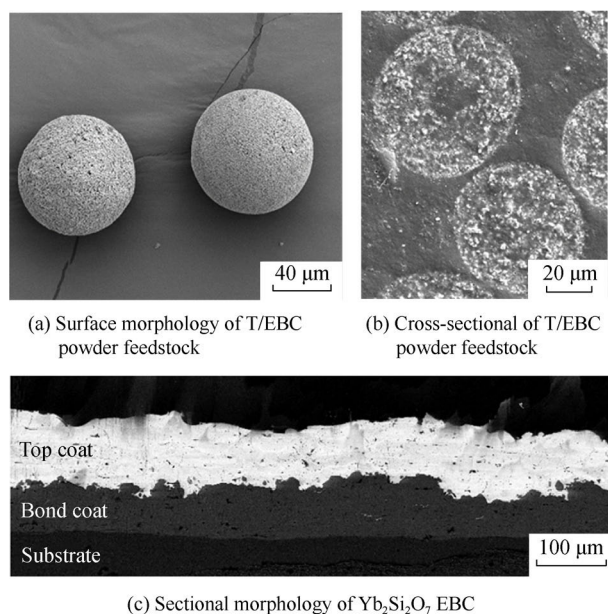


图 13 热/环境障涂层粉体喂料制备流程

Fig. 13 Process for preparing T/EBC powder feedstock

图 14 热/环境障涂层的形貌表征^[154]Fig. 14 Morphological characterization of T/EBC^[154]

层粉体喂料制备主要流程, 选用 2 种或多种高纯度纳米级原料粉体, 使用有机溶剂制成悬浮液并通过球磨机将原料充分混合。混合后的浆料经过干燥、高温烧结后即成为热/环境障涂层粉体原料。再将这些原料通过喷雾造粒制成球型粉末, 可获得能直接使用的粉体喂料, 如图 14a~图 14b 所示。

涂层形貌对抗腐蚀性能影响重大, 如柱状晶结构能有效抑制裂纹的横向扩展, 提高涂层的抗热震性能并延长服役寿命。微裂纹的存在允许涂层在应力下发生微小的位移和调整, 通过裂纹的张开和闭合来吸收和释放这些应力, 而不是让应力累积导致整个涂层剥落, 提高涂层承受热冲击的能力。但过多的裂纹为高温氧气提供了直达黏结层的快速通道, 加速涂层氧化腐蚀。在作者所在团队中, 通过喂料粉体化学定量、针对性调控喷涂参数、控制涂层退火条件等 APS 制备技术相关工艺手段, 实现了涂层形貌的优化调控, 如获得由细双相区、粗 $\text{Yb}_2\text{Si}_2\text{O}_7$ 区和少量 Yb_2SiO_5 区组成的层状结构面层; 呈飞溅状的由非晶相多组分 $\text{RE}_2\text{Si}_2\text{O}_7$ 、 RE_2SiO_5 和 $\text{RE}_{4.67}(\text{SiO}_4)_3\text{O}$ 致密面层等, 这些涂层被证明具有优秀的高温抗腐蚀性能。图 14c 为作者所在团队制备的高结合强度、低裂纹密度的 $\text{Yb}_2\text{Si}_2\text{O}_7$ EBC 涂层截面^[154]。

2.2.3 可磨耗/环境障一体化涂层 现代航空和固定式燃气涡轮发动机已被设计成具有比早期型号高得多的压气机压力比和推重比, 而这些性能的提升受到旋转部件和固定部件之间热运行间隙的强烈

影响。为了减小发动机运行时涡轮叶片与外环之间的径向气流间隙、减少发动机内部气体泄漏, 以获得最大压差、保证发动机的稳定性和安全性, 需要在涡轮外环表面制备可磨耗封严涂层来控制并调节叶片与外环间的径向间隙。对于 SiC_f/SiC 复合材料涡轮外环, 此构件不仅需要在表面制备 EBC 涂层, 还需在 EBC 涂层上制备可磨耗封严涂层 (ASC), 即可磨耗/环境障一体化涂层^[159-164]。为满足 SiC_f/SiC 复合材料涡轮外环的应用需求, 可磨耗/环境障一体化涂层以氧化物陶瓷材料如钡锆铝硅酸盐 $\text{Ba}_{1-x}\text{Sr}_x\text{Al}_2\text{Si}_2\text{O}_8$ (BSAS) 为耐高温基相材料, 结合造孔剂、润滑相等, 优化涂层的表面硬度, 通过等离子喷涂技术在 EBC 涂层上制备具有一定孔隙率和硬度的可磨耗封严涂层。

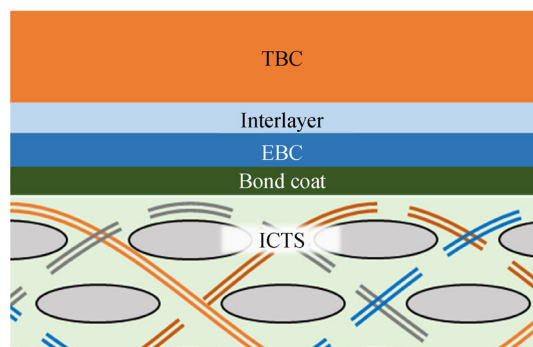
事实上, 自 20 世纪 60 年代末, 热喷涂 ASC 已应用于航空发动机的压气机模块。20 世纪 70 年代, NASA 就提出了使用等离子喷涂 ASC 缓冲间隙密封的方案, 发现 ASC 服役 10 000 h 可至少减少 1.5% 的燃料消耗。经过半个世纪的发展, 金属基 ASC 已广泛应用于航空发动机, 从冷风扇部分到低压压气机 (LPC) 和高压压气机 (HPC) 阶段, 甚至到低于 1000 °C 的低压涡轮 (LPT) 阶段。由于未来航空发动机进气温度的提高, SiC_f/SiC 复合材料的发展取代了涡轮应用中现有的高温合金部件, 对陶瓷耐磨材料提出了更高的温度要求 (约 1200 °C)。 SiC_f/SiC 复合材料具有比传统金属系统更低的热膨胀系数, 这表明类似于 HPT 中用于金属密封的 TBC 基耐磨材料不能直接应用于基体。基于 EBC 的陶瓷耐磨材料可用于实现 SiC_f/SiC 复合材料密封, 但与 EBC 的气密要求不同, ASC 的耐磨性要求允许涂层内部存在孔隙, 因此, 将可磨耗层与 EBC 结合起来设计成为当前该领域的重点研究方向^[165]。Lynam 等^[166]采用常压等离子喷涂法制备了 3 种孔隙率分别为 8%、15% 和 22% 的双硅酸钇 ($\text{Yb}_2\text{Si}_2\text{O}_7$) 可磨 EBC。然后将这些涂层在高温下暴露于 CMAS 中 0.5、4.0 h 和 100.0 h。结果表明, 增加总体孔隙率对暴露期间涂层中 CMAS 的渗透程度和相互作用的影响最小。与 CMAS 的反应是通过溶解-沉淀机制发生的, 反应产物只有再沉淀的二硅酸镱和镱磷灰石 $[\text{Ca}_2\text{Yb}_8(\text{SiO}_4)_6\text{O}_2]$ 晶体。

中国国内 ASC 涂层的研究起步较晚, 主要的研究单位有北京航空航天大学、武汉理工大学、中国科学院上海硅酸盐研究所和中国科学院金属研究所等。Guo 等^[167]采用大气等离子喷涂技术 (APS), 在

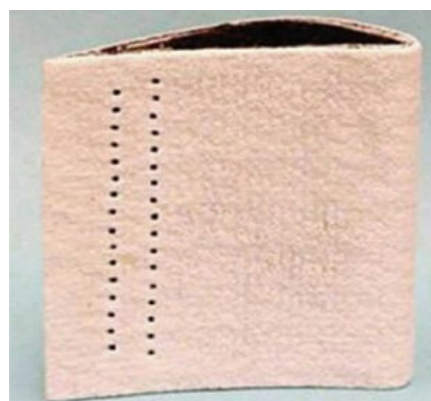
SiC–CMC 基体上设计并制备了(A/EBC)涂层, 该涂层由 Si 黏结层、过渡层(莫来石/BSAS)、BSAS 层和附加多孔耐磨 BSAS 层组成。在 1100 °C、侵蚀速率为 30 $\mu\text{m/s}$ 、叶尖速度为 450 m/s 的条件下进行耐磨性能测试, 结果表明, 裸 CMC 的侵蚀深度比为 86.1%, 而聚苯脂含量为 8% 的 A/EBC 涂层仅为 22.4%。Wang 等^[168]采用 APS 技术制备了 CaF_2 润滑相双层 ASCs($\text{Yb}_2\text{SiO}_5\text{--CaF}_2$ 和 $\text{Yb}_2\text{Si}_2\text{O}_7\text{--CaF}_2$), 涂层的孔隙率均小于 10%, 且具有防止 CMC 降解和缓解热膨胀失配的功能。 $\text{Yb}_2\text{Si}_2\text{O}_7\text{--CaF}_2$ 涂层在室温和 900 °C 的摩擦磨损测试中表现出优异的耐磨性。在 1300 °C 进行 100 h 的长期氧化试验和 1100 °C 温度下进行 40 次热冲击后, $\text{Yb}_2\text{SiO}_5\text{--CaF}_2$ 和 $\text{Yb}_2\text{Si}_2\text{O}_7\text{--CaF}_2$ 涂层的结构仍然保持完整。Huang 等^[169]通过 APS 在 SiC_f/SiC 复合材料上制备了 YSZ 可磨耗封严涂层, 并采用多层 $\text{Si}/\text{Yb}_2\text{Si}_2\text{O}_7/\text{LaMgAl}_{11}\text{O}_{19}$ 涂层作为过渡层, 以缓解基体与面层之间的热膨胀系数失配问题。该涂层体系在 1200 °C 显示出优秀的高温硬度稳定性, 恒温暴露 100 h 后表面洛氏硬度仅增加了 1.34%。ASC 的滑动磨损试验结果表明, 在遇到硬度高、导热性低的 Si_3N_4 陶瓷球时, 疲劳磨损主要发生在磨损痕迹处; 而当遇到硬度低、导热性高的 GCr15 钢球时, 则会发生黏着磨损。Xu 等^[170]采用大气等离子喷涂法制备了高孔隙率的 $\text{Yb}_2\text{Si}_2\text{O}_7$ 基可磨耗封严涂层, 并研究了喷涂电流对涂层成分、结构和性能的影响。结果表明: 随着喷涂电流的增大(从 300 A 增至 500 A), 退火态涂层中 X2– Yb_2SiO_5 的相比比例略有升高, 但主相均为 $\beta\text{-Yb}_2\text{Si}_2\text{O}_7$; 伴随着涂层孔隙率从 35.5% 降至 23.3%, 涂层的硬度从 77.9 HR15Y 增至 82.5 HR15Y, 结合强度从 7.8 MPa 增至 9.0 MPa。此外, 抗冲蚀性能研究发现, 经 30° 冲蚀角、160 m/s 的线速度高速冲击后, 涂层质量损失率仅为 1.66%, 表明该 $\text{Yb}_2\text{Si}_2\text{O}_7$ 封严涂层可有效抵抗高速气流和固体颗粒的冲蚀, 有望成为下一代航空发动机用耐高温(>1300 °C)可磨耗封严涂层。

2.2.4 热/环境障一体化涂层 随着先进航空发动机涡轮前温度不断地升高, SiC_f/SiC 复合材料构件表面的最高服役温度也从 1200 °C 提升至 1600 °C, 而目前 SiC 纤维增强改性 SiC 基体的复合材料最高使用温度为 1450 °C, 这就要求涂层还需具有约 150 °C 的隔热性能, 意味着需要在 EBC 涂层上制备热障涂层, 即热/环境障一体化涂层(T/EBC)^[171–176]。T/EBC 是在 SiC_f/SiC 复合材料高压涡轮部件表面实施的直接隔绝部件基体和发动机恶劣环境(超高温、热冲

击、腐蚀性介质、高速燃气冲刷等)的最重要屏障, 是阻止或减缓发动机高温燃气环境对 SiC_f/SiC 复合材料部件侵蚀的关键技术, 也是国际上针对发动机防护涂层体系研究采用的前沿方案。NASA 采用了多层结构涂层设计来满足发动机部件的使用要求。具体来说, 基体上第 1 层为黏结层; 第 2 层为致密的、具有低热膨胀系数的环境障层, 最外层为具有高稳定、低导热率、高应变耐受性和良好抗 CMAS 腐蚀能力的 T/EBC 面层, 如图 15a 所示。此外, 在 NASA 的第 3~第 5 代涂层设计中, 还会根据实际需求在 T/EBC 面层之下针对性引入抗应变中间过渡层^[177]。图 15b 显示了 NASA 设计的面向 1650 °C 服役温度、用于保护发动机 CMC 燃烧室和涡轮叶片组件的多层涂层结构及叶片实物^[72]。据报道, 该涂层体系以先进 ZrO_2 和 HfO_2 基氧化物为面层, 以稀土硅酸盐和稀土铝硅酸盐为环境障层, 在 1650 °C 的热梯度循环测试中表现出 300 h 的循环耐久性和出色的抗水蒸气腐蚀性能^[117]。



(a) T/EBC multi-layer system structure



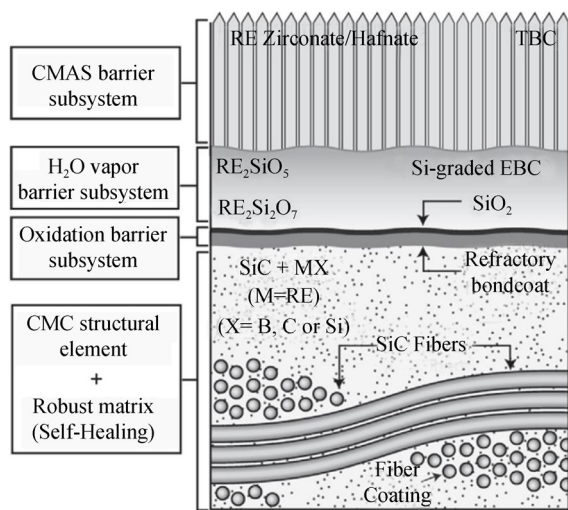
(b) Coated CMC blades

图 15 NASA CMC 燃烧室和涡轮叶片组件的多层 T/EBC 涂层结构^[177]

Fig. 15 NASA CMC combustor and turbine blade assembly Multilayer T/EBC coating structure^[177]

目前 SiC_f/SiC 复合材料用 T/EBC 研究正处于技

术前沿阶段, 涂层材料体系尚未形成统一标准, 但以稀土锆酸盐、稀土钽酸盐和稀土铪酸盐为代表的复杂氧化物陶瓷, 凭借其优异的高温稳定性和低热导率特性, 已成为极具竞争力的面层候选材料。Spitsberg 等^[175]和 Poerschke 等^[178]提出了以稀土锆/铪酸盐为面层材料的 T/EBC 涂层方案, 其结构如图 16 所示。该体系第 1 层为黏结层, 服役过程中可氧化形成具有保护性的 SiO_2 热生长氧化物层; 第 2 层为梯度设计的环境障层, 一般采用热喷涂制备技术, 其中下部为热膨胀系数较小的稀土双硅酸盐 $\text{RE}_2\text{Si}_2\text{O}_7$, 上部是热膨胀系数较大的稀土单硅酸盐 RE_2SiO_5 , 致密的稀土硅酸盐层可以有效阻止高温水蒸气对 CMC 基底的腐蚀; 最外层为热障层, 由稀土铪酸盐或稀土锆酸盐构成, 该层可提供一定的隔热性能, 同时减轻 CMAS 腐蚀带来的影响, 一般采用电子束物理气相沉积/定向气相沉积(EB-PVD/DVD)制备。涂层体系的多层设计和梯度设计, 可以有效减少热循环过程中的热应力^[179]。此外, 通过添加多组元稀土元素, 设计高熵陶瓷材料, 也是当今 T/EBC 材料的主流研究方向之一。多组元的稀土元素掺杂会带来更全面的性能提升, 如掺杂 La 或 Hf 元素可以明显降低材料的比热容, 掺杂 La、Gd 和 Yb 等稀土元素可以降低材料的声子平均自由程, 从而有效降低热扩散系数。

图 16 先进 T/EBC 多层体系结构示意图^[179]Fig. 16 Advanced T/EBC multi-layer structure^[179]

3 未来发展趋势

虽然中国在耐高温特种陶瓷纤维材料领域实现了自主可控, 但航空发动机用 SiC_f/SiC 复合材料涡轮转子技术仍处于起步阶段, 与国外存在较大差距。

因此, 急需从 SiC_f/SiC 复合材料技术、以涡轮转子为代表的复合材料构件设计制备, 以及复合材料用高温防护涂层技术及评价等方面开展系统的研究工作。中国国内航空发动机用 SiC_f/SiC 陶瓷基复合材料相关研究有以下发展趋势:

3.1 耐高温高强韧性 SiC_f/SiC 复合材料技术

中国目前已经实现第 3 代 SiC 纤维的小批量生产, 采用第 3 代 SiC 纤维制备的 SiC_f/SiC 复合材料耐温等级达到 1350°C , 基本满足发动机静止件使用温度。但是涡轮转子件承受发动机最大的热负荷、气动负荷和机械负荷, 因此要求材料耐更高温度、更高强度和韧性。要达到 SiC_f/SiC 复合材料在 1500°C 工作环境下的高强度使用要求, 需要对复合材料各个组成单元, 包括纤维预制体设计、界面、基体和表面防护层以及协同化的耐高温强韧化性能开展优化研究。针对预制体设计, 必须考虑更利于载荷传递的直纤维的预制体设计形式; 对于界面, 需要发展新的更耐高温水氧环境的界面层材料; 对于基体, 需要引入耐高温抗氧化组元, 同时开展微纳尺度增强体的协同强韧化, 提高基体的韧性和强度。

3.2 航空发动机复杂构件成型及高效低损伤加工技术

当前, 中国国内航空发动机用 SiC_f/SiC 复合材料构件的工程化应用仍面临系统性挑战, 其中复杂形状构件的近净成形及高效低损伤加工构成关键技术瓶颈。以高压涡轮导向叶片为例, 其极端服役工况对部件构型完整性及性能提出严苛要求, 如何在保证缘板、叶身和叶根等结构完整性的前提下, 实现部件承载方向上纤维的连续性以发挥纤维拉伸强度高的优势, 是 SiC_f/SiC 复合材料部件的核心制造技术。因此, 航空发动机用复杂形状 SiC_f/SiC 复合材料部件的制造必须充分考虑复合材料特性, 系统解决包括基于复杂曲面构件的纤维预制体编制的近净成形技术, 复合材料基体致密化均匀性控制技术, 及集成激光、超声和电解加工等特种加工技术的高效低损伤加工技术等 3 类关键技术, 形成结构设计、构件成型及高效低损伤加工的一体化制造技术方案。

3.3 多功能陶瓷基复合材料表面防护涂层技术

考虑到第 3 代 SiC 纤维的 SiC_f/SiC 复合材料耐温极限约为 1400°C , 而新一代航空发动机的燃烧室壁面温度要求已经超过 1600°C 。为保证 SiC_f/SiC 复合材料热端部件在高温燃气和腐蚀环境中的长期稳定服役, 兼具耐高温、强隔热、超耐蚀等特性的多

功能防护涂层的设计与制备技术已成为新一代航空发动机研发迭代的重要突破口之一。

研发新一代航空发动机热端部件用多功能防护涂层必须依托于新型涂层成分高效筛选设计技术、涂层创新结构设计及涂层组织精准调控技术、涂层喷涂喂料粉体宏量制备技术、典型服役环境下防护涂层体系性能评价与失效过程控制技术等, 相关技术对于自主研发出更加可靠的多功能涂层技术, 提升中国在大推重比航空发动机研发和制造领域的竞争力至关重要。

参考文献:

- [1] SHIH C, KATOH Y, LEONARD K J, et al. Determination of interfacial mechanical properties of ceramic composites by the compression of micro-pillar test specimens[J]. *J Mater Sci*, 2013, 48(15): 5219–5224.
- [2] BUNSELL A R, PIANT A. A review of the development of three generations of small diameter silicon carbide fibres[J]. *J Mater Sci*, 2006, 41(3): 823–839.
- [3] SNEAD L L, NOZAWA T, KATOH Y, et al. Handbook of SiC properties for fuel performance modeling[J]. *J Nucl Mater*, 2007, 371(1/3): 329–377.
- [4] 向宇, 余金山, 王洪磊, 等. 碳化硅纤维高温抗氧化性研究进展[J]. *硅酸盐通报*, 2022, 41(9): 3234–3242.
XIANG Yu, YU Jinshan, WANG Honglei, et al. *Bull Chin Ceram Soc*, 2022, 41(9): 3234–3242.
- [5] GOU Y Z, WANG H, JIAN K, et al. Preparation and characterization of SiC fibers with diverse electrical resistivity through pyrolysis under reactive atmospheres[J]. *J Eur Ceram Soc*, 2017, 37(2): 517–522.
- [6] CAO Y, XIANG D P, LI H, et al. Rapid preparation of SiC fibers by spark plasma assisted vapor silicon infiltration[J]. *J Alloys Compd*, 2018, 740: 836–843.
- [7] HAY R S. SiC fiber strength after low PO₂ oxidation[J]. *J Am Ceram Soc*, 2018, 101(2): 831–844.
- [8] HUANG Q, LEI G H, LIU R D, et al. Microstructure, hardness and modulus of carbon-ion-irradiated new SiC fiber (601–4)[J]. *J Nucl Mater*, 2018, 503: 91–97.
- [9] WING B L, HALLORAN J W. Subsurface oxidation of boron nitride coatings on silicon carbide fibers in SiC/SiC ceramic matrix composites[J]. *Ceram Int*, 2018, 44(14): 17499–17505.
- [10] 杨甜甜, 张典堂, 邱海鹏, 等. SiC_f/SiC 纺织复合材料微观结构及力学性能研究进展[J]. *航空材料学报*, 2020, 40(5): 1–12.
YANG Tiantian, ZHANG Diantang, QIU Haipeng, et al. *J Aeronaut Mater*, 2020, 40(5): 1–12.
- [11] 罗瀚, 陈博文, 黄鹤飞, 等. 连续碳化硅纤维增强碳化硅陶瓷基复合材料在先进核能领域的发展研究[J]. *中国工程科学*, 2024, 26(3): 53–62.
LUO Han, CHEN Bowen, HUANG Hefei, et al. *Strateg Study CAE*, 2024, 26(3): 53–62.
- [12] 姜卓钰, 吕晓旭, 周怡然, 等. PIP 工艺制备 SiC 晶须增强 SiC_f/SiC 复合材料的性能[J]. *航空材料学报*, 2021, 41(2): 82–88.
JIANG Zhuoyu, LYU Xiaoxu, ZHOU Yiran, et al. *J Aeronaut Mater*, 2021, 41(2): 82–88.
- [13] 蔡利辉, 马青松, 刘海韬, 等. 连续纤维增强碳化硅复合材料界面区研究进展[J]. *硅酸盐通报*, 2013, 32(5): 878–883.
CAI Lihui, MA Qingsong, LIU Haitao, et al. *Bull Chin Ceram Soc*, 2013, 32(5): 878–883.
- [14] SHIMODA K, KOHYAMA A, HINOKI T. High mechanical performance SiC/SiC composites by NITE process with tailoring of appropriate fabrication temperature to fiber volume fraction[J]. *Compos Sci Technol*, 2009, 69(10): 1623–1628.
- [15] MORE K L, AILEY K S, LOWDEN R A, et al. Evaluating the effect of oxygen content in BN interfacial coatings on the stability of SiC/BN/SiC composites[J]. *Compos Part A Appl Sci Manuf*, 1999, 30(4): 463–470.
- [16] YU H J, ZHOU X G, ZHANG W, et al. Mechanical behavior of SiC_f/SiC composites with alternating PyC/SiC multilayer interphases[J]. *Mater Des* 1980 2015, 2013, 44: 320–324.
- [17] YAJIMA S, HAYASHI J, OMORI M, et al. Development of a silicon carbide fibre with high tensile strength[J]. *Nature*, 1976, 261: 683–685.
- [18] YAJIMA S, HAYASHI J, OMORI M. Continuous silicon carbide fiber of high tensile strength[J]. *Chem Letters*, 1975(9): 931–934.
- [19] MAH T, HECHT N L, MCCULLUM D E, et al. Thermal stability of SiC fibres (nicalon®)[J]. *J Mater Sci*, 1984, 19(4): 1191–1201.
- [20] GIETL H, KARAKOC O, KOYANAGI T, et al. Emerging continuous SiC fibers for high-temperature applications[J]. *Ceram Int*, 2024, 50(18): 32893–32904.
- [21] VAHLAS C, MONTHIOUX M. On the thermal degradation of lox-M tyranno® fibres[J]. *J Eur Ceram Soc*, 1995, 15(5): 445–453.
- [22] ISHIKAWA T, KOHTOKU Y, KUMAGAWA K, et al. High-strength alkali-resistant sintered SiC fiber stable to 2200 °C[J]. *Nature*, 1998, 391: 773–774.
- [23] WANG P R, LIU F Q, WANG H, et al. A review of third generation SiC fibers and SiC_f/SiC composites[J]. *J Mater Sci Technol*, 2019, 35(12): 2743–2750.
- [24] 陈明伟, 谢巍杰, 邱海鹏. 连续碳化硅纤维增强碳化硅陶瓷基复合材料研究进展[J]. *现代技术陶瓷*, 2016, 37(6): 393–402.
CHEN Mingwei, XIE Weijie, QIU Haipeng. *Adv Ceram*, 2016, 37(6): 393–402.
- [25] HE M Y, HUTCHINSON J W. Crack deflection at an interface between dissimilar elastic materials[J]. *Int J Solids Struct*, 1989, 25(9): 1053–1067.
- [26] COOK J, EVANS C C, GORDON J E, et al. A mechanism for the control of crack propagation in all-brittle systems[J]. *Proc R Soc Lond A*, 1964, 282(1391): 508–520.
- [27] POMPIDOU S, LAMON J. Analysis of crack deviation in ceramic matrix composites and multilayers based on the Cook and Gordon mechanism[J]. *Compos Sci Technol*, 2007, 67(10): 2052–2060.
- [28] WU S, CHEN J, ZHANG X, et al. Recent advances in interphase engineering for improved behavior of SiC_f/SiC composites[J]. *J Eur Ceram Soc*, 2024, 44(12): 6797–6814.
- [29] NASLAIN R R, F PAILLER R J, LAMON J L. Single- and multilayered interphases in SiC/SiC composites exposed to severe environmental conditions: An overview[J]. *Int J Appl Ceram Technol*, 2010, 7(3): 263–275.
- [30] DAVIS J B, HAY R S, MARSHALL D B, et al. Influence of interfacial roughness on fiber sliding in oxide composites with La-monzite interphases[J]. *J Am Ceram Soc*, 2003, 86(2): 305–316.
- [31] BERTRAND S, PAILLER R, LAMON J. Influence of strong fiber/coating interfaces on the mechanical behavior and lifetime of Hi-Nicalon / (PyC/SiC)_n/SiC minicomposites[J]. *J Am Ceram Soc*, 2001, 84(4): 787–794.

- [32] BOCKMEYER M J, KRÜGER R. Influence of precursor densification on strength retention of zirconia-coated nextel™ 610 fibers[J]. J Am Ceram Soc, 2008, 91(4): 1070–1076.
- [33] WANG Y, LIU H T, CHENG H F, et al. Effective fugitive carbon coatings for the strength improvement of 3D Nextel™ 440/aluminosilicate composites[J]. Mater Lett, 2014, 126: 236–239.
- [34] KADAM S, CHAVAN S, KANU N J. An insight into advance self-healing composites[J]. Mater Res Express, 2021, 8(5): 052001.
- [35] PANG X, ZHANG M S, HONG W, et al. Fabrication process and growth mechanism of novel micro-stack PyC interphase with different textures[J]. J Am Ceram Soc, 2023, 106(12): 7400–7410.
- [36] CHEN M W, QIU H P, ZHAO Y L, et al. Effect of BN interfacial layer on the mechanical behavior of SiC fiber reinforced SiC ceramic matrix composites[J]. Int J Appl Ceram Technol, 2024, 21(3): 1892–1904.
- [37] BOCANEGRA-BERNAL M H, DE LA TORRE S D. Phase transitions in zirconium dioxide and related materials for high performance engineering ceramics[J]. J Mater Sci, 2002, 37(23): 4947–4971.
- [38] BOAKYE E E, MOGILEVSKY P, HAY R S, et al. Rare-earth disilicates As oxidation-resistant fiber coatings for silicon carbide ceramic-matrix composites[J]. J Am Ceram Soc, 2011, 94(6): 1716–1724.
- [39] BOAKYE E E, MOGILEVSKY P, PARTHASARATHY T A, et al. Processing and testing of RE₂Si₂O₇ fiber-matrix interphases for SiC-SiC composites[J]. J Am Ceram Soc, 2016, 99(2): 415–423.
- [40] SUN X, LIU H T, LI J S, et al. Effects of CVD SiBCN interphases on mechanical and dielectric properties of SiC_f/SiC composites fabricated via a PIP process[J]. Ceram Int, 2016, 42(1): 82–89.
- [41] YOSHIDA K, KASAKURA M, GUBAREVICH A, et al. Mechanical properties of SiC_f/SiC composites with h-BN interphase formed by the electrophoretic deposition method[J]. Int J Appl Ceram Technol, 2024, 21(4): 2730–2737.
- [42] 汤哲鹏, 王梦千, 董凯. 碳化硅 CVI 工艺沉积动力学模拟研究[J]. 中国陶瓷工业, 2023, 30(1): 1–6.
- TANG Zhepeng, WANG Mengqian, DONG Kai. China Ceram Ind, 2023, 30(1): 1–6.
- [43] SATO N, FUNATO Y, SHIMA K, et al. Elementary gas-phase reactions of radical species during chemical vapor deposition of silicon carbide using CH₃SiCl₃[J]. Int J Chem Kinet, 2021, 53(5): 638–645.
- [44] 焦健, 刘善华. 化学气相渗透工艺(CVI)制备陶瓷基复合材料的进展研究[J]. 航空制造技术, 2015, 58(14): 101–104.
- JIAO Jian, LIU Shanhua. Aeronaut Manuf Technol, 2015, 58(14): 101–104.
- [45] HUANG D, ZHANG M Y, HUANG Q Z, et al. Mechanical property, oxidation and ablation resistance of C/C-ZrB₂-ZrC-SiC composite fabricated by polymer infiltration and pyrolysis with preform of C_f/ZrB₂[J]. J Mater Sci Technol, 2017, 33(5): 481–486.
- [46] LUO Z, ZHOU X G, YU J S. Mechanical properties of SiC/SiC composites by PIP process with a new precursor at elevated temperature[J]. Mater Sci Eng A, 2014, 607: 155–161.
- [47] WANG H L, ZHOU X G, PENG S M, et al. Fabrication, microstructures and properties of SiC_f/SiC composites prepared with two kinds of SiC fibers as reinforcements[J]. New Carbon Mater, 2019, 34(2): 181–187.
- [48] AKAOGLU C, LAO J Q, WEI K R, et al. Highly crystalline SiC_f/SiC composites produced by particle enhanced polymer impregnation and pyrolysis (PE-PIP)[J]. Mater Des, 2025, 249: 113551.
- [49] 刘星煜, 万帆, 高世涛, 等. PIP 工艺制备 C/Zr_{0.5}Hf_{0.5}C-SiC 复合材料及其微观结构和弯曲性能[J]. 材料工程, 2023, 51(8): 155–161.
- LIU Xingyu, WAN Fan, GAO Shitao, et al. J Mater Eng, 2023, 51(8): 155–161.
- [50] 全永刚. Si-Zr 二元系合金反应熔渗改性 C/C 复合材料及其性能研究[D]. 长沙: 国防科学技术大学, 2015.
- TONG Yonggang. Study on C/C composites modified by reactive infiltration of Si-Zr binary alloy and its properties [D]. Changsha: National University of Defense Technology, 2015.
- [51] LIU L, ZHANG L L, FENG W, et al. Microstructure and properties of C/C-SiC composites prepared by reactive melt infiltration at low temperature in vacuum[J]. Ceram Int, 2020, 46(6): 8469–8472.
- [52] GUO G D, YE F, CHENG L F, et al. Thermal stability of CVI and RMI SiC/SiC composites adopting Cansas 3303 SiC fibers[J]. J Eur Ceram Soc, 2025, 45(3): 117004.
- [53] 商剑钊, 吴小飞, 曹晔洁, 等. 连续纤维增强碳化硅陶瓷基复合材料低成本制备工艺研究进展[J]. 材料工程, 2025, 53(1): 15–27.
- SHANG Jianzhao, WU Xiaofei, CAO Yejie, et al. J Mater Eng, 2025, 53(1): 15–27.
- [54] 陈婧, 吕熙睿, 张佳平, 等. CVI+PIP 复合工艺制备 SiC_f/SiC 复合材料的微观结构和水氧腐蚀行为研究[J]. 陶瓷学报, 2022, 43(6): 1030–1036.
- CHEN Jing, LYU Xirui, ZHANG Jiaping, et al. J Ceram, 2022, 43(6): 1030–1036.
- [55] LI J X, LIU Y S, HE F, et al. Preparation and properties of SiC/SiC-SiYC with excellent water-oxygen corrosion resistance[J]. J Eur Ceram Soc, 2023, 43(14): 6606–6611.
- [56] 朱明明, 易舒政, 陈建军. 碳含量对 PIP-RMI 工艺制备 SiC_{nf}/SiC 复合材料力学性能的影响[J]. 航空材料学报, 2023, 43(6): 98–106.
- ZHU Mingming, YI Shuzheng, CHEN Jianjun. J Aeronaut Mater, 2023, 43(6): 98–106.
- [57] DONG Z J, YU H Z, ZHANG Y, et al. C/C-HfC-ZrC composites with excellent long-term ablation performance prepared by combining PIP and RMI[J]. Ceram Int, 2024, 50(8): 13912–13923.
- [58] LAO J Q, AKAOGLU C, WEI K R, et al. The characterisation of SiC_f/SiC composites made by conventional and particle enhanced polymer infiltration pyrolysis[J]. J Eur Ceram Soc, 2026, 46(2): 117789.
- [59] FITRIANI P, SEPTIADI A, YOON D H, et al. Fabrication of tough SiC_f/SiC composites by electrophoretic deposition using a fabric coated with FeO-catalyzed phenolic resin[J]. J Eur Ceram Soc, 2017, 37(4): 1311–1320.
- [60] 宿彦京, 付华栋, 白洋, 等. 中国材料基因工程研究进展[J]. 金属学报, 2020, 56(10): 1313–1323.
- SU Yanjing, FU Huadong, BAI Yang, et al. Acta Metall Sin, 2020, 56(10): 1313–1323.
- [61] BRAGINSKY M, PRZYBYLA C P. Simulation of crack propagation/deflection in ceramic matrix continuous fiber reinforced composites with weak interphase via the extended finite element method[J]. Compos Struct, 2016, 136: 538–545.
- [62] PATEL D K, PARTHASARATHY T, PRZYBYLA C. Predicting the effects of microstructure on matrix crack initiation in fiber reinforced ceramic matrix composites via machine learning[J]. Compos Struct, 2020, 236: 111702.
- [63] PARTHASARATHY T A, COX B, SUDRE O, et al. Modeling environmentally induced property degradation of SiC/BN/SiC ceramic matrix composites[J]. J Am Ceram Soc, 2018, 101(3): 973–997.
- [64] WENG S Y, NING H M, FU T, et al. Molecular dynamics study of

- strengthening mechanism of nanolaminated graphene/Cu composites under compression[J]. *Sci Rep*, 2018, 8(1): 3089.
- [65] LI W F, OU Q, CHEN Y X, et al. DeePKS + ABACUS as a bridge between expensive quantum mechanical models and machine learning potentials[J]. *J Phys Chem A*, 2022, 126(49): 9154–9164.
- [66] LU X, MA Y, MA Y, et al. Unravelling the effect of F phase on hydrogen-assisted intergranular cracking in nickel-based Alloy 725: Experimental and DFT study[J]. *Corros Sci*, 2023, 225: 111569.
- [67] 江义军. 推重比 12~15 发动机技术途径分析[J]. *航空动力学报*, 2001, 16(2): 103–107.
JIANG Yijun. *J Aerosp Power*, 2001, 16(2): 103–107.
- [68] COFER C G, ECONOMY J. Oxidative and hydrolytic stability of boron nitride: A new approach to improving the oxidation resistance of carbonaceous structures[J]. *Carbon*, 1995, 33(4): 389–395.
- [69] CHRISTIN F. Design, fabrication, and application of thermostructural composites (TSC) like C/C, C/SiC, and SiC/SiC composites[J]. *Adv Eng Mater*, 2002, 4(12): 903–912.
- [70] BEESLEY C P. The application of CMCs in high integrity gas turbine engines[J]. *Key Eng Mater*, 1996, 127–131: 165–176.
- [71] BERDOYES I, THEBAULT J, BOUILLON E. Improved SiC/SiC and C/C materials applications parts[C] // *EUROMAT 2005 "European Congress on Advanced Materials and Processes"*, Le haillan, France, 2005:1–7.
- [72] PADTURE N P. Advanced structural ceramics in aerospace propulsion[J]. *Nature Mater*, 2016, 15:804–809.
- [73] KATOH Y, SNEAD L L, HENAGER C H, et al. Current status and recent research achievements in SiC/SiC composites[J]. *J Nucl Mater*, 2014, 455(1/3): 387–397.
- [74] CFM International. Macquarie airfinance signs agreement for 40 LEAP-1B engines[EB/OL]. [2024-07-23]. <https://www.cfmaeroengines.com/press-articles/macquarie-airfinance-signs-agreement-for-40-leap-1-b-engines>.
- [75] CFM International. Gulf air extends CFM LEAP-1A services agreement[EB/OL]. [2025-06-18]. <https://www.cfmaeroengines.com/press-articles/gulf-air>.
- [76] 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. *J Mater Eng*, 2019, 47(2): 1–10.
- [77] Pratt & Whitney Group. F100 Engine[EB/OL]. [2015-05-13]. <https://www.prattwhitney.com/en/products/military-engines/f100>.
- [78] Aircraft Wiki. Pratt & Whitney F119[EB/OL]. [2025-05-13]. https://aircraft.fandom.com/wiki/Pratt_%26_Whitney_F119.
- [79] F-16.net. Pratt & Whitney F135 program reaches 5,000 SDD test hours[EB/OL]. [2006-04-26]. <https://www.f-16.net/f-35-news-article1764.html>.
- [80] Safran. Safran reports first-quarter 2015 adjusted revenue growth of 14.3% (2.4% organic) mostly driven by aerospace services and security activities[EB/OL]. [2015-04-22]. <https://www.safran-group.com/pressroom/safran-reports-first-quarter-2015-adjusted-revenue-growth-143-24-organic-mostly-driven-aerospace-2015-04-22>.
- [81] Pratt & Whitney Group. Pratt & Whitney's F119 powers F-22 raptor to 500,000 engine flight hours[EB/OL]. [2017-06-20]. <https://www.prattwhitney.com/newsroom/news/2017/06/20/pratt-whitneys-f119-powers-f-22-raptor-to-500-000-engine-flight-hours>.
- [82] 曾青华, 陈炫午, 曾琦, 等. 燃烧室陶瓷基复合材料火焰筒应用与技术分析[J]. *航空动力学报*, 2024, 39(9):20220629.
- ZENG Q H, CHEN X W, ZENG Q, et al. Application and technical analysis of ceramic composite combustor liner[J]. *J Aerospace Power*, 2024, 39(9):20220629.
- [83] GENERAL ELECTRIC (GE) Aerospace. GE aviation moving to apply ceramic matrix composites to the heart of future engines[EB/OL]. [2009-03-09]. <https://www.geaerospace.com/news/press-releases/other-news-information/ge-aviation-moving-apply-ceramic-matrix-composites-heart>.
- [84] 李龙彪. 陶瓷基复合材料在航空发动机应用与适航符合性验证研究进展[J]. *复合材料学报*, 2025, 42(1): 54–87.
LI Longbiao. *Acta Mater Compos Sin*, 2025, 42(1): 54–87.
- [85] MTU Aero Engines AG. GE9X: Powering the Boeing 777X[EB/OL]. [2016-01-01]. <https://www.mtu.de/en/engines/commercial-aircraft-engines/widebody-jets/ge9x/>.
- [86] GE Aerospace. GE Successfully Tests World's First Rotating Ceramic Matrix Composite Material for Next-Gen Combat Engine[EB/OL]. [2015-02-10]. <https://www.geaerospace.com/news/press-releases/defense-engines/ge-successfully-tests-worlds-first-rotating-ceramic-matrix-composite>.
- [87] GE Aerospace. GE successfully tests world's first rotating ceramic matrix composite material for Next-Gen combat engine[EB/OL]. [2015-02-10]. <https://www.geaerospace.com/news/press-releases/defense-engines/ge-successfully-tests-worlds-first-rotating-ceramic-matrix-composite>.
- [88] GE Aerospace. GE completes latest adaptive cycle engine tests, successfully concludes Adaptive Engine Transition Program efforts[EB/OL]. [2022-09-12]. <https://www.geaerospace.com/news/press-releases/defense-engines/ge-completes-latest-adaptive-cycle-engine-tests-successfully>.
- [89] MORE K L, TORTORELLI P F, FERBER M K, et al. Observations of accelerated silicon carbide recession by oxidation at high water-vapor pressures[J]. *J Am Ceram Soc*, 2000, 83(1): 211–13.
- [90] OPILA E J. High temperature corrosion of silicon carbide and silicon nitride in water vapor[C] // *10th International Conferences on Modern Materials and Technologies (CIMTEC 2002)*, Florence, Italy 2002.
- [91] FAUCETT D C, CHOI S R. Strength degradation of oxide/oxide and SiC/SiC ceramic matrix composites in CMAS and CMAS/salt exposures[C]// *ASME 2011 Turbo Expo: Turbine Technical Conference and Exposition*, Vancouver, British Columbia, Canada, 2011: 497–504.
- [92] FOX D S, SMIALEK J L. Burner rig hot corrosion of silicon carbide and silicon nitride[J]. *J Am Ceram Soc*, 1990, 73(2): 303–311.
- [93] 彭浩然, 张鑫, 贾成科, 等. 高温复合材料表面抗氧化防护涂层研究进展[J]. *热喷涂技术*, 2011, 3(2): 47–51.
PENG Haoran, ZHANG Xin, JIA Chengke, et al. *Therm Spray Technol*, 2011, 3(2): 47–51.
- [94] CHENG L F, XU Y D, ZHANG L T, et al. Oxidation behavior of C-SiC composites with a Si-W coating from room temperature to 1500°C[J]. *Carbon*, 2000, 38(15): 2133–2138.
- [95] 成来飞, 张立同, 徐永东, 等. 液相法制备碳碳复合材料 Si-W 涂层表面氧化层的结构[J]. *硅酸盐学报*, 1997, 25(5): 537–541.
CHENG Laifei, ZHANG Litong, XU Yongdong, et al. *J Chin Ceram Soc*, 1997, 25(5): 537–541.
- [96] 王纯, 周海滨, 李其连, 等. 一种用于陶瓷基复合材料基体的环境障碍涂层及制备方法[P]. *CN Patent*, 105384467A. 2016-03-09.
WANG Chun, ZHOU Haibin, LI Qilian et al. An environmental barrier coating for ceramic matrix composites matrix and its preparation method (in Chinese). *CN Patent*, 105384467A. 2016-03-09.
- [97] 张晰, 李建章, 王鹏, 等. 一种多层结构稀土硅酸盐环境屏障涂层

- 及其制备方法[P]. CN Patent, 110983233A. 2020-04-10.
- ZHANG Xi, LI Jianzhang, WANG Peng, et al. Rare earth silicate environment shield coating with multi-layer structure and preparation method thereof(in Chinese). CN Patent, 110983233A. 2020-04-10.
- [98] 范金娟, 常振东, 陶春虎, 等. Si/Mullite/Er₂SiO₅ 新型环境障涂层的 1350℃氧化行为[J]. 材料工程, 2014, 42(10): 90-95.
- FAN Jinjuan, CHANG Zhendong, TAO Chunhu, et al. J Mater Eng, 2014, 42(10): 90-95.
- [99] 张小锋, 周克崧, 刘敏, 等. 等离子喷涂-物理气相沉积 Si/莫来石/Yb₂SiO₅ 环境障涂层[J]. 无机材料学报, 2018, 33(3): 325-330.
- ZHANG Xiaofeng, ZHOU Kesong, LIU Min, et al. J Inorg Mater, 2018, 33(3): 325-330.
- [100] ZHU D. Engineered ceramics: current status and future prospects[M]. Columbus: John Wiley & Sons, 2015.
- [101] GRADY J E. CMC Research at NASA Glenn in 2015: Recent progress and plans[C] //Annual Conference on Composites, Materials and Structures, Florida, America, 2015.
- [102] ZHU D. The development of 2700-3000 °F environmental barrier coatings for SiC/SiC ceramic matrix composites: challenges and opportunities[C] //The 11th International Conference on Ceramic Materials and Components for Energy and Environmental Applications, Cleveland, America, 2015.
- [103] MORE K L, TORTORELLI P F, WALKER L R, et al. High-temperature stability of SiC-based composites in high-water-vapor-pressure environments[J]. J Am Ceram Soc, 2003, 86(8): 1272-1281.
- [104] MORE K L, TORTORELLI P F, WALKER L R. Effects of high water vapor pressures on oxidation of SiC-based fiber-reinforced composites[J]. Mater Sci Forum, 2001, 369-372: 385-394.
- [105] EATON H E, LINSEY G D. Accelerated oxidation of SiC CMC's by water vapor and protection via environmental barrier coating approach[J]. J Eur Ceram Soc, 2002, 22(14/15): 2741-2747.
- [106] LEE K N, FOX D S, BANSAL N P. Rare earth silicate environmental barrier coatings for SiC/SiC composites and Si₃N₄ ceramics[J]. J Eur Ceram Soc, 2005, 25(10): 1705-1715.
- [107] ABDUL-AZIZ A, BHATT R T, GRADY J E, et al. Environmental barrier coating (EBC) durability modeling: an overview and preliminary analysis[C] //Processing and Properties of Advanced Ceramics and Composites IV: The American Ceramic Society, Cleveland, America, 2012.
- [108] RAMASAMY S, TEWARI S N, LEE K N, et al. Mullite-gadolinium silicate environmental barrier coatings for melt infiltrated SiC/SiC composites[J]. Surf Coat Technol, 2011, 205(12): 3578-3581.
- [109] AL NASIRI N, PATRA N, HORLAIT D, et al. Thermal properties of rare-earth monosilicates for EBC on Si-based ceramic composites[J]. J Am Ceram Soc, 2016, 99(2): 589-596.
- [110] LU M H, XIANG H M, FENG Z H, et al. Mechanical and thermal properties of Yb₂SiO₅: A promising material for T/EBCs applications[J]. J Am Ceram Soc, 2016, 99(4): 1404-1411.
- [111] RICHARDS B T, YOUNG K A, DE FRANCQUEVILLE F, et al. Response of ytterbium disilicate-silicon environmental barrier coatings to thermal cycling in water vapor[J]. Acta Mater, 2016, 106: 1-14.
- [112] KEDIR N, GARCIA E, KIRK C, et al. Impact damage of narrow silicon carbide (SiC) ceramics with and without environmental barrier coatings (EBCs) by various foreign object debris (FOD) simulants[J]. Surf Coat Tech, 2021, 407: 126779.
- [113] EL SHAFEE K, KASSEM R, AL NASIRI N. Diffusion behaviour and corrosion rate of rare earth monosilicate-based EBCs under CMAS exposure[J]. Ceram Int, 2023, 49(23): 38544-38555.
- [114] FELSCH J. The crystal chemistry of the rare-earth silicates[C]// Rare Earths. Berlin, Heidelberg: Springer Berlin Heidelberg, 1973: 99-197.
- [115] FERNÁNDEZ-CARRIÓN A J, ALLIX M, BECERRO A I. Thermal expansion of rare-earth pyrosilicates[J]. J Am Ceram Soc, 2013, 96(7): 2298-2305.
- [116] 田志林. 几种稀土硅酸盐陶瓷的预测、制备和性能研究[D]. 沈阳: 中国科学院金属研究所, 2016.
- TIAN Z L. Prediction, preparation and properties of several rare earth silicate ceramics[D]. Shenyang: Institute of Metal Research, Chinese Academy of Sciences, 2016.
- [117] ZHU D M. Advanced environmental barrier coatings for SiC/SiC ceramic matrix composite turbine components[C] //Engineered ceramics:current status and future prospects. Hoboken: John Wiley & Sons, 2015.
- [118] YILMAZ E, PAKSOY A H, SCOTSON D, et al. Steam oxidation behaviour of electrophoretically deposited (EPD) Yb₂Si₂O₇ environmental barrier coatings (EBCs)[J]. Corros Sci, 2025, 252: 112853.
- [119] ARNAL S, FOURCADE S, MAUVY F, et al. Design of a new yttrium silicate Environmental Barrier Coating (EBC) based on the relationship between microstructure, transport properties and protection efficiency[J]. J Eur Ceram Soc, 2022, 42(3): 1061-1076.
- [120] LU Y H, WANG Y G. Formation and growth of silica layer beneath environmental barrier coatings under water-vapor environment[J]. J Alloys Compd, 2018, 739: 817-826.
- [121] HONG Z L, CHENG L F, ZHANG L T, et al. Water vapor corrosion behavior of scandium silicates at 1400℃[J]. J Am Ceram Soc, 2009, 92(1): 193-196.
- [122] 洪智亮, 成来飞, 鲁琳静, 等. Lu-Si-O 体系在高温水蒸气环境中的腐蚀行为[J]. 无机材料学报, 2010, 25(2): 186-190.
- HONG Zhiliang, CHENG Laifei, LU Linjing, et al. J Inorg Mater, 2010, 25(2): 186-190.
- [123] LUO Y X, SUN L C, WANG J M, et al. Tunable thermal properties in yttrium silicates switched by anharmonicity of low-frequency phonons[J]. J Eur Ceram Soc, 2018, 38(4): 2043-2052.
- [124] LUO Y X, SUN L C, WANG J M, et al. Material-genome perspective towards tunable thermal expansion of rare-earth di-silicates[J]. J Eur Ceram Soc, 2018, 38(10): 3547-3554.
- [125] LI Y R, LUO Y X, TIAN Z L, et al. Theoretical exploration of the abnormal trend in lattice thermal conductivity for monosilicates RE₂SiO₅ (RE = Dy, Ho, Er, Tm, Yb and Lu)[J]. J Eur Ceram Soc, 2018, 38(10): 3539-3546.
- [126] TIAN Z L, ZHENG L Y, WANG J M, et al. Theoretical and experimental determination of the major thermo-mechanical properties of RE₂SiO₅ (RE = Tb, Dy, Ho, Er, Tm, Yb, Lu, and Y) for environmental and thermal barrier coating applications[J]. J Eur Ceram Soc, 2016, 36(1): 189-202.
- [127] TIAN Z L, ZHENG L Y, LI Z J, et al. Exploration of the low thermal conductivities of γ-Y₂Si₂O₇, β-Y₂Si₂O₇, β-Yb₂Si₂O₇, and β-Lu₂Si₂O₇ as novel environmental barrier coating candidates[J]. J Eur Ceram Soc, 2016, 36(11): 2813-2823.
- [128] TIAN Z L, REN X M, LEI Y M, et al. Corrosion of RE₂Si₂O₇ (RE=Y, Yb, and Lu) environmental barrier coating materials by molten calcium-magnesium-alumino-silicate glass at high temperatures[J]. J Eur Ceram Soc, 2019, 39(14): 4245-4254.

- [129] DONG Y, REN K, LU Y H, et al. High-entropy environmental barrier coating for the ceramic matrix composites[J]. *J Eur Ceram Soc*, 2019, 39(7): 2574–2579.
- [130] ABRAR S, MA Z, LIU L, et al. Improved CMAS resistance of a newly developed high entropy ceramics monosilicate: A potential environmental barrier coating material[J]. *Surf Coat Technol*, 2023, 465: 129618.
- [131] WANG X, MENG M Y, XU F H, et al. $(\text{Lu}_{1/7}\text{Yb}_{1/7}\text{Sc}_{1/7}\text{Er}_{1/7}\text{Y}_{1/7}\text{Ho}_{1/7}\text{Dy}_{1/7})_2\text{Si}_2\text{O}_7$ high entropy rare-earth disilicate with low thermal conductivity and excellent resistance to CMAS corrosion[J]. *J Adv Ceram*, 2024, 13(5): 549–560.
- [132] WEI P, LIU Y W, LIU Y, et al. High-throughput composition screening of high-entropy rare-earth monosilicates for superior CMAS corrosion resistance up to 1873 K[J]. *Corros Sci*, 2024, 235: 112172.
- [133] WEI P, BAI H, LIU Y, et al. Composition engineering of high-entropy rare-earth monosilicates enables remarkable CMAS corrosion resistance[J]. *J Materomics*, 2025, 11(4): 100967.
- [134] LUO Y X, SUN L C, WANG J M, et al. Phase formation capability and compositional design of β -phase multiple rare-earth principal component disilicates[J]. *Nat Commun*, 2023, 14(1): 1275.
- [135] SUN L C, LUO Y X, REN X M, et al. A multicomponent γ -type $(\text{Gd}_{1/6}\text{Tb}_{1/6}\text{Dy}_{1/6}\text{Tm}_{1/6}\text{Yb}_{1/6}\text{Lu}_{1/6})_2\text{Si}_2\text{O}_7$ disilicate with outstanding thermal stability[J]. *Mater Res Lett*, 2020, 8(11): 424–430.
- [136] SUN L C, REN X M, LUO Y X, et al. Exploration of the mechanism of enhanced CMAS corrosion resistance at 1500 °C for multicomponent $(\text{Er}_{0.25}\text{Tm}_{0.25}\text{Yb}_{0.25}\text{Lu}_{0.25})_2\text{Si}_2\text{O}_7$ disilicate[J]. *Corros Sci*, 2022, 203: 110343.
- [137] SUN L C, LUO Y X, TIAN Z L, et al. High temperature corrosion of $(\text{Er}_{0.25}\text{Tm}_{0.25}\text{Yb}_{0.25}\text{Lu}_{0.25})_2\text{Si}_2\text{O}_7$ environmental barrier coating material subjected to water vapor and molten calcium–magnesium–aluminosilicate (CMAS)[J]. *Corros Sci*, 2020, 175: 108881.
- [138] WANG Y W, NIU Y R, ZHONG X, et al. Water vapor corrosion behaviors of plasma sprayed ytterbium silicate coatings[J]. *Ceram Int*, 2020, 46(18): 28237–28243.
- [139] JIAN Y J, WANG Y F, LIU R J, et al. Property evolutions of Si/mixed $\text{Yb}_2\text{Si}_2\text{O}_7$ and Yb_2SiO_5 environmental barrier coatings completely wrapping up SiC/SiC composites under 1300 °C water vapor corrosion[J]. *Ceram Int*, 2021, 47(16): 22373–22381.
- [140] 王顺, 郭东辉, 徐宝升. 热处理对 $\text{Yb}_2\text{Si}_2\text{O}_7$ – Yb_2SiO_5 复相涂层抗 CMAS 腐蚀性能的影响[J]. *热喷涂技术*, 2024, 16(4): 46–54.
WANG Shun, GUO Donghui, XU Baosheng. *Therm Spray Technol*, 2024, 16(4): 46–54.
- [141] XIAO F, YAN M F, WANG Y, et al. Water vapor corrosion behaviours of nanostructured Yb_2O_3 – Yb_2SiO_5 /mullite/Si environmental barrier coatings[J]. *Ceram Int*, 2025, 51(1): 279–289.
- [142] GUO D H, JIN R Z, SHI B L, et al. Interaction of nanostructured $\text{Lu}_2\text{Si}_2\text{O}_7/\text{Lu}_2\text{SiO}_5$ double-ceramic layer environmental barrier coatings with CMAS[J]. *Surf Coat Technol*, 2025, 502: 131994.
- [143] MENG X Y, LIANG C X, GUO C, et al. Water–oxygen corrosion and thermal shock behavior of a single-layer Yb–Al–Si–O glass–ceramics environmental barrier coating on SiC/SiC at 1350 °C[J]. *Surf Coat Technol*, 2025, 509: 132228.
- [144] WAGHMARE G, HASTAK V, GANDHI A S. Functionally multilayered Yb–silicate EBCs fabricated using slurry spraying-reactive sintering technique[J]. *J Am Ceram Soc*, 2024, 107(10): 6583–6595.
- [145] KANE K A, GARCIA E, UWANYUZE S, et al. Steam oxidation of ytterbium disilicate environmental barrier coatings with and without a silicon bond coat[J]. *J Am Ceram Soc*, 2021, 104(5): 2285–2300.
- [146] XIAO F R, LIU S, XIA J, et al. Corrosion of tri-layer $\text{LaMgAl}_{11}\text{O}_{19}/\text{Yb}_2\text{SiO}_5/\text{Si}$ environmental barrier coatings with molten calcium–magnesium–alumina–silicate (CMAS)[J]. *Corros Sci*, 2024, 227: 111781.
- [147] ZHONG X, NIU Y R, LI H, et al. Thermal shock resistance of tri-layer $\text{Yb}_2\text{SiO}_5/\text{Yb}_2\text{Si}_2\text{O}_7/\text{Si}$ coating for SiC and SiC–matrix composites[J]. *J Am Ceram Soc*, 2018, 101(10): 4743–4752.
- [148] ZHONG X, NIU Y R, HUANG L P, et al. Microstructure and thermal properties of atmospheric plasma-sprayed $\text{Yb}_2\text{Si}_2\text{O}_7$ coating[J]. *J Therm Spray Technol*, 2017, 26(1): 203–210.
- [149] ZHONG X, ZHU T, NIU Y R, et al. Effect of microstructure evolution and crystal structure on thermal properties for plasma-sprayed RE_2SiO_5 (RE = Gd, Y, Er) environmental barrier coatings[J]. *J Mater Sci Technol*, 2021, 85: 141–151.
- [150] 马壮, 刘玲, 郑伟. 航空发动机环境障涂层: 材料及性能[J]. *现代技术陶瓷*, 2019, 40(5): 331–344.
MA Zhuang, LIU Ling, ZHENG Wei. *Adv Ceram*, 2019, 40(5): 331–344.
- [151] 张小锋. PS–PVD 制备 Yb_2SiO_5 环境障涂层及水蒸气腐蚀性能研究[C]//第九届 国际稀土开发与应用研讨会暨 2019 中国稀土学会学术年会. 北京, 2019.
ZHANG X F. Yb_2SiO_5 environmental barrier coatings prepared by PS–PVD and water vapor corrosion performance research[C] //The 9th International Rare Earth Development and Application Symposium and 2019 Annual Conference of Chinese Society of Rare Earths. Beijing, 2019.
- [152] 钟鑫, 牛亚然, 郑学斌, 等. 稀土硅酸盐环境障涂层耐水氧腐蚀研究进展[J]. *中国材料进展*, 2025, 44(2): 134–145.
ZHONG Xin, NIU Yaran, ZHENG Xuebin, et al. *Mater China*, 2025, 44(2): 134–145.
- [153] 肖杰. 等离子物理气相沉积 Yb_2SiO_5 环境障涂层制备及其抗高温腐蚀性能研究[D]. 北京: 北京航空航天大学, 2020.
XIAO J. Preparation and high temperature corrosion resistance of Yb_2SiO_5 environmental barrier coatings by plasma spray–physical vapor deposition[D]. Beijing: Beihang University, 2020.
- [154] WANG H Y, ZHANG J, SUN L C, et al. Microstructure and phase composition evolution of dual-phase ytterbium silicate coatings plasma sprayed from stoichiometric $\text{Yb}_2\text{Si}_2\text{O}_7$ feedstock powder[J]. *Surf Coat Technol*, 2022, 437: 128373.
- [155] WANG H Y, LUO Z X, SUN L C, et al. Comprehensive microstructural characterization and CMAS infiltration resistance of ytterbium disilicate coatings with lamellar and quasi-columnar structures[J]. *Corros Sci*, 2023, 221: 111316.
- [156] PENG Y, LUO Z X, WANG H Y, et al. Crystallization and phase evolution in novel $(\text{Gd}_{1/6}\text{Tb}_{1/6}\text{Dy}_{1/6}\text{Tm}_{1/6}\text{Yb}_{1/6}\text{Lu}_{1/6})_2\text{Si}_2\text{O}_7$ environmental barrier coating[J]. *Int J Appl Ceram Technol*, 2023, 20(2): 896–905.
- [157] YAN L X, PENG Y, LUO Z X, et al. Thermal shock resistance of a novel $(\text{Gd}_{1/6}\text{Tb}_{1/6}\text{Dy}_{1/6}\text{Tm}_{1/6}\text{Yb}_{1/6}\text{Lu}_{1/6})_2\text{Si}_2\text{O}_7$ environmental barrier coating[J]. *J Am Ceram Soc*, 2024, 107(8): 5637–5646.
- [158] WANG K Y, WANG Z Y, DU T F, et al. An in-depth exploration of microstructural characteristics and phase evolution in RE-silicates (RE = $\text{Er}_{0.25}\text{Tm}_{0.25}\text{Yb}_{0.25}\text{Lu}_{0.25}$) multiphase environmental barrier coatings utilizing digital image processing techniques[J]. *J Eur Ceram Soc*, 2025, 45(8): 117276.
- [159] ROSENZWEIG L S, JOHNSON C A, MESCHTER P J, et al.

- Environmental Barrier Coating with Abradable Coating for Ceramic Matrix Composites[P]. US Patent, 2016/0265367A1. 2016-09-15.
- [160] CYBULSKY M, LEE K N, SINATRA R J. Abradable Layer including A Rare Earth Silicate[P]. US Patent, 8124252B2. 2010-05-27.
- [161] SPORER D, WILSON S, GIOVANNETTI I, et al. On the potential of metal and ceramic based abrasives in turbine seal applications[C]//Turbomachinery Symposium 2007, Houston, America, 2007.
- [162] STEINKE T, MAUER G, VABEN R, et al. Process design and monitoring for plasma sprayed abradable coatings[J]. J Therm Spray Technol, 2010, 19(4): 756-764.
- [163] FARAOUN H I, GROSIDIER T, SEICHEPINE J L, et al. Improvement of thermally sprayed abradable coating by microstructure control[J]. Surf Coat Technol, 2006, 201(6): 2303-2312.
- [164] SPORER D, DORFMAN M, XIE L, et al. Processing and properties of advanced ceramic abradable coatings[C] //Thermal Spray 2007: Proceedings from the International Thermal Spray Conference. Beijing, China: ASM International, 2007:495-500.
- [165] HUANG J Q, CAO X Q, CHEN W B, et al. A comprehensive review of thermally sprayed abradable sealing coatings: Focusing on abradability[J]. Chin J Aeronaut, 2024, 37(10): 1-25.
- [166] LYNAM A, ROMERO A R, ZHANG B, et al. Abradable ytterbium disilicate environmental barrier coatings: A story of CMAS and combined CMAS-erosion performance[J]. Surf Coat Technol, 2024, 494: 131502.
- [167] GUO M Q, CUI Y J, WANG C L, et al. Design and characterization of BSAS-polyester abradable environmental barrier coatings (A/EBCs) on SiC/SiC composites[J]. Surf Coat Technol, 2023, 465: 129617.
- [168] WANG J T, HONG D, ZHONG X, et al. High temperature performances of abradable sealing coating for ceramic matrix composites[J]. Ceramics International, 2025, 51(9): 11722-11734.
- [169] HUANG J, LIU R, HU Q, et al. High temperature abradable sealing coating for SiC_f/SiC ceramic matrix composites[J]. Cera Int, 2023, 49:1779-1790.
- [170] XU M J, LUO Z X, HOU X Y, et al. Porous Yb₂Si₂O₇ coating: A new-type high-temperature-resistant abradable seal coating[J]. Int J Appl Ceram Technol, 2024, 21(6): 3829-3834.
- [171] ZHU D, NASA Glenn Research Center, Environmental barrier coating development for SiC/SiC ceramic matrix composites: recent advances and future directions[C] //International Conference and Exhibition on Advanced Ceramics and Composites, Cleveland, America, 2016.
- [172] KRAMER S, FAULHABER S, CHAMBERS M, et al. Mechanisms of cracking and delamination within thick thermal barrier systems in aero-engines subject to calcium-magnesium-alumino-silicate (CMAS) penetration[J]. Mater Sci Eng A, 2008, 490(1-2): 26-35.
- [173] POERSCHKE D L, LEVI C G. Effects of cation substitution and temperature on the interaction between thermal barrier oxides and molten CMAS[J]. J Eur Ceram Soc, 2015, 35(2): 681-691.
- [174] KRÄMER S, YANG J, LEVI C G, et al. Thermochemical interaction of thermal barrier coatings with molten CaO-MgO-Al₂O₃-SiO₂ (CMAS) deposits[J]. J Am Ceram Soc, 2006, 89(10): 3167-3175.
- [175] SPITSBERG I, STEIBEL J. Thermal and environmental barrier coatings for SiC/SiC CMCs in aircraft engine applications[J]. Int J Appl Ceram Technol, 2004, 1(4): 291-301.
- [176] POERSCHKE D L, HASS D D, EUSTIS S, et al. Stability and CMAS resistance of ytterbium-silicate/hafnate EBCs/TBC for SiC composites[J]. J Am Ceram Soc, 2015, 98(1): 278-286.
- [177] VAN ROODE M, PRICE J, KIMMEL J, et al. Ceramic matrix composite combustor liners: A summary of field evaluations[J]. J Eng Gas Turbines Power, 2007, 129(1): 21-30.
- [178] POERSCHKE D L, VAN SLUYTMAN J S, WONG K B, et al. Thermochemical compatibility of ytterbia-(hafnia/silica) multilayers for environmental barrier coatings[J]. Acta Mater, 2013, 61(18): 6743-6755.
- [179] STRANGMAN T E. Thermal barrier coatings for turbine airfoils[J]. Thin Solid Films, 1985, 127(1/2): 93-106.

作者贡献声明:

王慧明: 论文构思、验证、撰写初稿、调查研究、数据管理、绘制图表、综合数据并推导结论、审阅与修订

罗文东: 论文构思、提供资源、调查研究、数据管理、获取资助、审阅与修订

王杰民: 审阅与修订、调查研究、数据管理

吴 贞: 审阅与修订、调查研究、绘制图表

罗颐秀: 软件使用、绘制图表、审阅与修订

孙鲁超: 监督指导、审阅与修订

王京阳: 监督指导、项目管理

Research Progress on SiC_f/SiC Ceramic Matrix Composites and Protective Coatings in Aero Engines

WANG Huiming¹, LUO Wendong², WANG Jiemin³, WU Zhen³, LUO Yixiu³, SUN Luchao³, WANG Jingyang³

(1. Hydrogen fuel protection Technology Institute, Liaoning Academy of Materials, Shenyang 110167, China; 2. Manufacturing Technology Institute, Aviation Industry Corporation of China, Beijing 100024, China; 3. Institute of Metal Research, Chinese Academy of Sciences, Shenyang 110016, China)

Extended Abstract

Silicon carbide fiber reinforced silicon carbide (SiC_f/SiC) ceramic matrix composite material exhibits exceptional mechanical properties (*i.e.*, low density, high specific modulus, high temperature resistance, *etc.*) due to the direct and complex interactions among the matrix, fibers, and interface phases, thus overcoming the low fracture toughness and poor performance against external impact load defects of original SiC ceramic. Consequently, SiC_f/SiC composites used as aeroengine structural components can significantly reduce the need for gas cooling in the engine's hot-end components, leading to decreased engine weight, enhanced thrust-to-weight ratio, and improved component durability.

Some international enterprises like General (GE), Pratt & Whitney (PW) and SAFRAN Group of France have realized the large-scale production of SiC/SiC composite components, which are successfully applied to the inner and outer rings of various aero engine combustion chamber flame tubes, high pressure turbine outer rings, guides and other core components. For instance, the ceramic matrix composite seal/regulator developed by GE is commercialized and applied to military engines such as F100, F414 and F110. Pratt & Whitney (PW) adapts the F119 engine of the world's most advanced fighter jet, the F22, with ceramic matrix composite nozzle regulator and seal validated under the IHPTET program. SNECMA develops composite systems such as A500 C/SiBC, A410 SiC/SiBC (1200 °C) and A416 SiC/SiBC (1400 °C). The F100-PW-229 engine nozzle regulator of F15/F16 fighter jet is prepared by A410 SiC/SiBC system and is needed to pass the 265-h test.

When the hot-end components made of the ceramic matrix composite are used in the extreme gas environment of aircraft engine, the surface of the components can be faced with corrosion from high-temperature water vapor, high-temperature molten salt, and molten oxide $\text{CaO-MgO-Al}_2\text{O}_3\text{-SiO}_2$ (CMAS), leading to a rapid performance degradation of SiC/SiC composites and premature failure of structural components. Therefore, protective coatings that are resistant to typical gas environment are needed to protect the SiC/SiC components, such as high-temperature oxidation resistance coating, environmental barrier coating, abrasion resistance coating, *etc.*. These functional coatings are expected to provide a long-term and reliable protection for SiC/SiC components. An investigation on the design of high-quality coatings and advanced coating preparation technology is thus an essential method to reduce damage to the SiC/SiC composite matrix and a critical factor in achieving breakthroughs in next-generation high thrust-to-weight ratio aeroengine technology.

Summary and Prospects The existing domestic research and applications of SiC/SiC composites on static parts of turbine engines is not mature yet, and that on rotor parts is still in a preliminary research stage. For instance, the working conditions for the rotor blade are extremely harsh and its configuration is complex, which make the component structure design a core and critical technology. The turbine rotor blade must ensure the structural integrity of the blade body and tenon, as well as the continuity of the fiber in the bearing direction due to the huge centrifugal mechanical load, thereby leveraging a high tensile strength of the fibers. The structural design of turbine rotor thus must consider the characteristics of composite materials, forming a structure/material integration design method.

The upper limit of long-term service temperature for SiC/SiC composites based on the third-generation SiC fibers is approximately 1400 °C. However, the wall temperature requirements for the combustion chambers of the new generation of aero-engines exceed 1600 °C. To ensure the long-term service reliability of SiC/SiC composite hot-end components in high-temperature gas and corrosive environments, the design and preparation of high-quality protective coatings become one of the key breakthroughs in the technological iteration of aero-engine research and development. The development of protective coatings for the hot-end components of the new generation of aero-engines must rely on advanced technologies such as efficient screening and design of new multi-functional coating materials, innovative coating structure design and precise control of coating microstructure, large-scale preparation of coating feedstock powders, and performance evaluation and failure control of coating systems under typical service environments.

In summary, there remains a significant gap between domestic SiC/SiC composite materials and protective coatings, as compared with those of the Western developed countries such as the United States. There is an urgent need to systematically and progressively develop the application technology for ceramic matrix composite materials suitable for aero engines, accelerate the establishment of technical reserves, and provide competitive hot-end components materials and technological support for the high-performance aero engines in China.

Keywords ceramic matrix composites; silicon carbide silicon carbide fiber; corrosion; protective coating