

引文格式: 刘永胜, 刘明扬, 周喆, 等. 陶瓷基复合材料连接和修复技术研究进展与发展趋势[J]. 航空制造技术, 2025, 68(19): 24-40.

LIU Yongsheng, LIU Mingyang, ZHOU Zhe, et al. Research progress and development trend of ceramic matrix composites joining and repair technology[J]. Aeronautical Manufacturing Technology, 2025, 68(19): 24-40.

# 陶瓷基复合材料连接和修复技术研究进展与发展趋势

刘永胜<sup>1</sup>, 刘明扬<sup>1</sup>, 周喆<sup>1</sup>, 王羽熙<sup>1</sup>, 李旭勤<sup>2</sup>, 王雪<sup>3</sup>, 刘斌<sup>4</sup>, 张毅<sup>1</sup>

(1. 西北工业大学超高温结构复合材料重点实验室, 西安 710072;

2. 成都工业学院, 成都 611730;

3. 中航沈飞股份有限公司, 沈阳 110034;

4. 西北工业大学航空学院, 西安 710072)

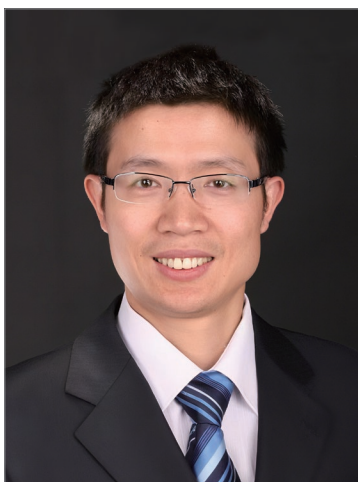
**[摘要]** 陶瓷基复合材料是国际公认的新一代热结构材料, 已建立完善材料牌号标准, 并形成了系统化的积木式设计方法, 在航空航天领域多个热端部件中实现了广泛应用和验证。随陶瓷基复合材料由实验室研制阶段进入工程化应用和批量化生产阶段, 连接和修复技术成为推动该复材批量化应用的关键技术。鉴于连接和修复技术之间的关联性, 本文对陶瓷基复合材料连接和修复技术的研究进展和发展趋势进行了系统总结。针对连接技术需要解决的化学相容性与物理匹配性问题, 综述了活性钎焊连接、金属扩散连接、纳米渗透与瞬态共晶连接、反应渗硅焊接和胶粘剂连接的研究进展。针对陶瓷基复合材料表面损伤快速高效修复需求, 梳理了自修复技术、化学气相沉积、浆料涂刷法和激光熔覆技术的应用进展。最后, 展望了陶瓷基复合材料连接修复一体化设计的发展趋势。

**关键词:** 陶瓷基复合材料; 连接; 表面修复; 制备工艺; 自愈合

中图分类号: TB35; V257

文献标志码: A

DOI: 10.16080/j.issn1671-833x.2025.19.024



刘永胜

教授, 博士生导师, 研究方向为纤维增强陶瓷基复合材料; 先进陶瓷及其复合材料增材制造技术(3D打印、4D打印); 先进陶瓷及其复合材料激光加工技术。

陶瓷基复合材料(CMC-SiC, 包含 C/SiC 和 SiC/SiC)采用连续纤维对脆性陶瓷进行增韧补强, 具有轻质、优异高温力学性能和缺口不敏感等特性, 是国际公认的新一代热结构材料。CMC-SiC 综合了金属材料、陶瓷材料和碳材料的优点, 克服了金属耐温性差、密度高; 陶瓷材料脆性高、可靠性低; 碳材料抗氧化性不足、强度低等不足, 有效解决了传统材料在高温、强度、可靠性以及抗氧化性能等方面的难题, 为工程应用提供了更具优势的材料选择方案<sup>[1]</sup>。根据使用温度(-180~2800℃)和服役寿命(数千小时到瞬时), CMC-SiC 应用领域可分为空间探测低膨胀轻

质热结构、航空发动机长寿命热结构、刹车制动摩擦磨损热结构、核能热结构、航天热防护与热结构以及隐身功能热结构等方向。

20世纪70年代, 法国波尔多大学纳兰教授首次在国际上研发出连续碳纤维增强碳化硅陶瓷基复合材料(C/SiC)。随后, 美国购得该专利, NASA于1987年启动“HITEMP”计划(高温发动机材料计划)系统, 开展SiC/SiC复合材料研究。此后, 美国又陆续开展高性能涡轮发动机技术(IHPTET)、超高效发动机技术(UETT)、先进涡轮发动机(VAATE)等一系列重大项目, 充分验证了CMC-SiC在先进航空发动机中的战

略性地位,并在 CMC-SiC 走向工程应用之前开展了大量 CMC-SiC 材料和模拟件在真实发动机平台上的考核验证。2016 年美国材料与试验协会 (ASTM) 发布的 SiC/SiC 复合材料分类标准 (ASTM C1835-16), 采用 8 位“数字+字母”组合表示该材料基本属性,即“SC2-x1n1x2-n2x3n3-n4n5”,其中“SC2”是 SiC/SiC 复合材料的缩写,“x1”“n1”“x2”分别代表纤维种类、增强方式、致密化工艺,“n2”“x3”“n3”分别代表纤维体积分数、密度、孔隙率,“n4”“n5”分别代表强度和模量<sup>[2]</sup>。目前,美国 SiC/SiC 复合材料在航空发动机上的应用已成熟,2019 年 GE 公司制备的 SiC/SiC 复合材料构件服役时间总计达 230 万 h,还出版了相关陶瓷基复合材料手册、检测规范和牌号标准等。因此,CMC-SiC 复合材料体系已发展齐备,应用成熟且实现了规模化研制与生产,已经由实验室研制阶段进入了工程化应用和批生产阶段。

根据材料的制备工艺和应用需求,CMC-SiC 构件多为具有不规则外形的复杂薄壁构件,传统纤维整体编织技术在成型和加工这类构件时面临困难,且存在性能分散、生产周期长、成本高以及无法维修等问题。因此,发展基于零件拆分与组装的集成制造技术成为必然趋势。经过多年发展,该技术已成功应用于航空发动机用内锥体、航天发动机用整体燃烧室,空天飞行器用襟翼、副襟翼、垂尾、方向舵,遥测卫星用镜筒、锁定臂等。美国复合材料手册提出的 CMC-SiC 组合装配成型技术的积木式设计原理共分为 5 个层次,其中第一层次为材料级,仅反映材料基本力学行为与失效机制而不含结构特征;第二层次为单元级,仅包含一个典型结构特征,例如螺栓连接或铆接单元以及梁、轴等;第三层次为细节级,具有非典型结构特征;第四层次为子件级,由单元级和细节级组合

而成;第五层次是 CMC-SiC 薄壁构件,经由子件级通过螺栓或铆钉等紧固件连接而成<sup>[3]</sup>。

研究表明,连接部位的强度是集成组装构件中最为薄弱的环节。CMC-SiC 的连接技术成为构件组合装配成型过程中的关键技术。CMC-SiC 作为一种新型材料,适用于其结构特点和应用需求的连接技术是缺失的。CMC-SiC 连接面临的关键共性难题主要有:(1)连接件与 CMC-SiC 的物理和化学失配问题;(2)连接部位降低 CMC-SiC 的结构强度和韧性问题;(3)连接结构的复杂性影响气动外形问题;(4)连接部位难以适应高温服役环境问题。

CMC-SiC 及其构件在实际应用中,需承受高温、高压、腐蚀等严酷服役环境并长期反复使用。在振动、离心力和流体力等复杂力学载荷联合作用下,其易产生裂纹、磨损、腐蚀坑等损伤,进而导致构件失效<sup>[4]</sup>。针对 CMC-SiC 复合材料而言,高温环境可能会造成氧化损伤并影响其力学性能,制备过程中的热失配以及高温服役环境下的热膨胀系数 (Coefficient of thermal expansion, CTE) 不匹配均会导致 CMC-SiC 复合材料中产生裂纹,部分纤维通过裂纹直接与外界环境接触而氧化损伤,从而引起构件在重复使用过程中发生提前失效,甚至是发生灾难性破坏。针对 CMC-SiC 热结构件而言,安装过程中的异物掉落冲击,或飞行过程中的空间碎片碰撞都能引发材料结构损伤甚至局部结构失效,为保障飞行安全需要对损伤部位进行更换。而在装备运行期间,受制于备件、操作条件等限制须对发现的损伤部位进行修补或修复,保障系统能够继续顺利运行。因此,CMC-SiC 修复技术也成为构件组合装配成型过程中的关键技术。

CMC-SiC 修复技术路径包括损伤识别、快速修复和修复后评价 3

个部分。当前在前两个部分取得了进展。在损伤识别方面,国内重庆大学通过分析加工损伤的扫描电子显微镜 (Scanning electron microscope, SEM) 图片,采用深度学习算法实现了对 CMC-SiC 的加工损伤识别;西北工业大学超高温结构复合材料重点实验室通过微米计算机断层扫描对内部损伤进行分析,采用 U-net 深度学习算法实现了对 CMC-SiC 的损伤识别。尽管如此,在 CMC-SiC 修复技术方面应用的公开报道仍然较少。CMC-SiC 修复面临的关键共性难题主要有:(1)损伤形式及其影响评估;(2)修复材料及修复工艺的设计与选择;(3)修复机理与效果评价。

本文针对基于零件拆分和组装的 CMC-SiC 集成制造技术中面临的连接和修复技术发展需要,鉴于连接和修复技术之间的关联性,系统总结 CMC-SiC 连接和修复技术的研究进展和发展趋势。CMC-SiC 连接技术主要包含钎焊、扩散焊、瞬间液相连接、自蔓延高温合成焊、摩擦焊、玻璃封接和反应形成/结合等,其焊接界面具有可定制的微观结构和可控性,尤其是可定制成类似于 SiC 陶瓷的中间层。修复的主要思路即在损伤处增材填补,以消除局部应力不均,同时恢复 CMC-SiC 的其他高温性能。因此,大量研究聚焦于 CMC-SiC 的连接技术,以扩展应用于损伤修复。在快速修复阶段,已发展了基于高温胶的修复技术,主要用于高温粘接需求,通过涂覆涂层或者贴片修复损伤区域。

## 1 陶瓷基复合材料连接技术

连接技术作为实现 CMC-SiC 构件间以及与其他类型材料连接的关键手段,在 CMC-SiC 工程领域应用中起着至关重要的作用。理想的 CMC-SiC 连接材料需满足以下要求:首先,连接材料应在连接界面处与 SiC 基体发生化学反应,形成稳定

且牢固的化学键,从而实现可靠的连接;其次,连接材料的 CTE、模量等物理性能应尽可能与母材相近,避免连接过程中因体积和温度变化而产生较大的残余应力;此外,连接材料还应具备良好的高温稳定性和抗氧化性能,以确保连接部位在高温环境下的长期可靠性;最后,连接工艺应简单可行,能够适应不同形状和尺寸的 CMC-SiC 构件,同时对母材的损伤应尽可能小,以保证构件的整体性能。目前,常用的连接技术包括活性钎焊、金属扩散连接、纳米渗透与瞬态共晶、反应渗硅法和胶粘剂连接等。

### 1.1 活性钎焊

活性钎焊 (Brazing) 因其工艺简单、连接温度低等特点,已成为目前应用最广泛的一种连接技术。该技术选用熔点低于母材的活性金属作为中间层,通过将连接件加热至金属熔点以上、母材熔点以下的温度,实现 CMC-SiC 之间以及 CMC-SiC 与金属间的连接。然而,陶瓷基体与金属在物理化学性质上存在较大差异,导致金属钎料在陶瓷基体表面的润湿性较差,难以实现良好的连接效果。活性钎焊技术巧妙地利用能与陶瓷基体发生反应的活性金属,在界面处与陶瓷基体形成化学键合,从而显著提高连接的可靠性和强度。在活性钎焊工艺中, Ti、Cu 和 Ni 3 种典型的活性金属元素被广泛研究和应用。Ti 元素具有较强的活性,能够与 SiC 基体发生化学反应,形成牢固的化学键合,从而增强陶瓷基体与金属钎料之间的结合能力; Cu 元素以其良好的延展性和可塑性著称,作为中间层的主要填充材料, Cu 不仅能够有效填充接头间隙,还能在一定程度上释放残余应力,进而提高接头的可靠性; Ni 元素作为高温合金中的一种重要组成成分,其在活性钎焊中的应用主要体现在对中间层熔点的有效调控上,使连接接头能够更好地适应高温环境下

的服役要求。表 1 为活性钎焊连接 CMC-SiC 数据汇总。

目前,提高活性钎焊接头可靠性的相关研究主要集中在两个方面:添加中间层和表面改性。相较于调整中间层,表面改性方法在提高接头强度方面更具优势。Wang 等<sup>[12]</sup>通过对 C/SiC 复合材料进行预氧化,开发了一种表面蜂窝改性方法,并采用 AgCuTi 填料对表面蜂窝改性后的 C/SiC 复合材料和 304 不锈钢进行钎焊。结果表明,改性后的接头强度高达 158 MPa,显著高于未进行表面蜂窝改性的接头。在钎焊过程中,液体填料渗入孔隙形成渗透区,不仅显著增加了反应层与 C/SiC 复合材料之间的结合面积,而且由于钉扎效应,有效阻碍了裂纹的扩展,从而显著提高了接头的强度。Chen 等<sup>[13]</sup>通过 Ar 离子轰击对 SiC 表面微观结构进行改性,并在 900 °C 真空中钎焊 10 min,成功制备了可靠的 SiC/AgCu-Ti/SiC 接头。该研究表明,离子轰击改性改善了 SiC 表面的润湿性和反应活性,从而提高接头结合强度与可靠性。

电场辅助烧结技术 (Electric

current field assisted sintering, FAST) 是一种基于低电压、直流脉冲电场和压力辅助的烧结技术,也被称作放电等离子烧结技术 (Spark plasma sintering, SPS)。核心原理是利用大电流产生的焦耳热及脉冲电流引发的粒子间放电,促进原子扩散和物质迁移,从而实现材料的连接。与传统烧结技术相比,SPS 能够在较低的温度和较短的时间内实现材料的致密化和连接,已被广泛应用于多种 CMC-SiC 连接技术中,其原理如图 1 所示<sup>[14]</sup>。SPS 与活性钎焊相结合,可实现低温快速连接,这种连接方式被称为“闪焊 (Flash brazing)”。Zhou 等<sup>[15]</sup>在 400 °C 的超低炉温下,使用 Ag-Cu-Ti 合金在空气气氛中成功实现了 SiC 间的连接。在 SPS 的辅助下,连接界面温度以极快的速度达到 900 °C 以上,当连接时间为 60 s 时,接头强度达到最大值 70 MPa。

### 1.2 金属扩散连接

金属扩散连接技术是在真空或惰性气氛中,于高温和加压条件下,使连接件与金属中间层表面紧密接触,通过较长时间的保温处理,促使母材和界面区域发生相互扩散及化

表 1 活性钎焊连接 CMC-SiC 数据汇总  
Table 1 Summary of data on brazing of CMC-SiC

连接材料	中间层	连接条件	力学性能/MPa	参考文献
SiC/SiC	Cu-15Ni-10Ti	1100 °C、10 min	剪切强度 ~84	Yang <sup>[4]</sup>
	AuCuTiB	1050 °C、10 min	剪切强度 ~92.5	Yang <sup>[5]</sup>
C/SiC	AlCoCr FeNi2.1 EHEA filler + Ti foil	1450 °C、10 min	剪切强度 ~21.15	Wang <sup>[6]</sup>
SiC/SiC与C/C	Si-10Zr	1460 °C、10 min	剪切强度 ~38	He <sup>[7]</sup>
SiC	FeCoCrNiCu	900 °C、15 s	剪切强度 ~73	Zhou <sup>[8]</sup>
	Ni-28Mo	1300 °C、40 min	弯曲强度 ~174	Wang <sup>[9]</sup>
	CoFeCrNiCu	1180 °C、60 min	剪切强度 ~60	Wang <sup>[10]</sup>
	CoCrFeNiTiMo	1400 °C、60 min	剪切强度 ~137	Huang <sup>[11]</sup>

学反应,最终形成致密的扩散层和反应层,实现 SiC 与金属有效连接的技术。该技术主要分为金属固态扩散连接 (Solid-state diffusion bonding, SSDB) 和瞬态液相扩散 (Transient Liquid Phase, TLP) 连接<sup>[16-20]</sup>。表 2 为 CMC-SiC 金属扩散连接数据汇总。

SSDB 能有效避免钎焊过程中可能出现的偏析、固化开裂以及表面界面反应等缺陷。目前,以过渡金属元素 (Ti、Nb 等) 为基础制备的中间层材料已成功应用于 CMC-SiC 的连接。然而,该工艺需在高温高压条件下长时间保持,以确保连接层原子充分扩散,但这可能导致母材性能发生退化。研究发现,通过调整工艺参数、中间层成分和界面相组成,例如添加软性夹层或采用纳米级多层结构,减小母材与连接层的 CTE 差异,可显著提高 SSDB 的可靠性。Zhao 等<sup>[17]</sup>采用 Ti-Nb-Ti 多层金属中间层(图 2 (a)),实现了 C/SiC 复合材料间的可靠连接。其中, Ti 与 SiC 的二元反应生成  $Ti_3SiC_2$  韧性相,而 Nb 凭借其良好的延展性和韧性,通过适度变形有效缓解了 CTE 失配问题。

TLP 连接即在中间层中引入低熔点组元(如 Ni、Cu),以促使连接过程中产生少量液相,从而提高润湿性、降低连接温度并缩短连接时间。Zhao 等<sup>[18]</sup>在 Ti-Nb-Ti 体系中加入低熔点组元 Ni,形成 Ni-Ti-Nb 梯度中间层(图 2 (b))。液相 Ni 加快了 SiC 在中间层间的扩散,最终形成了锯齿状界面,使接头剪切强度达到  $(108 \pm 5)$  MPa,显著高于 Ti-Nb-Ti 中间层。同样地,通过在 Ti 中间层中加入低熔点组元 Cu,形成的 Ti-Cu 体系与 SiC 基体具有良好的润湿性,在连接过程中, Cu 熔化并渗入 C/SiC 复合材料表面的孔隙与裂纹,可实现 C/SiC 复合材料的表面修复<sup>[19]</sup>。

### 1.3 纳米渗透与瞬态共晶连接

纳米渗透与瞬态共晶 (Nano-infiltration and transient eutectic, NITE)

技术通过将纳米粉末渗透至预制件中,并利用瞬态共晶烧结原理形成致密且高性能的连接层(图 3<sup>[25]</sup>)。该技术选用 SiC 纳米粉末作为主要原料,常见的液相烧结添加剂体系包括  $Al_2O_3-Y_2O_3$ 、 $Al_2O_3-Y_2O_3-SiO_2$  和  $Al_2O_3-Y_2O_3-MgO$  等。表 3 为 NITE 连接 CMC-SiC 数据汇总。NITE 技术形成的接头对 neutron 辐射和热液环境具有良好的抵抗力,接头强度接近甚至优于 SiC 基体,有望实现核领域

CMC-SiC 的集成制造。Kato 等<sup>[20]</sup>使用  $Al_2O_3-Y_2O_3$  作为 NITE 相烧结助剂,在 1900 °C 和 20 MPa 的条件下实现了 SiC 陶瓷与 SiC/SiC 复合材料的连接,其接头的剪切强度超过 300 MPa。

NITE 相连接技术在连接过程中需要高温高压条件,这可能导致母材中产生较大的残余应力,从而对母材的性能产生不利影响。为降低连接过程的温度和压力,同时确保

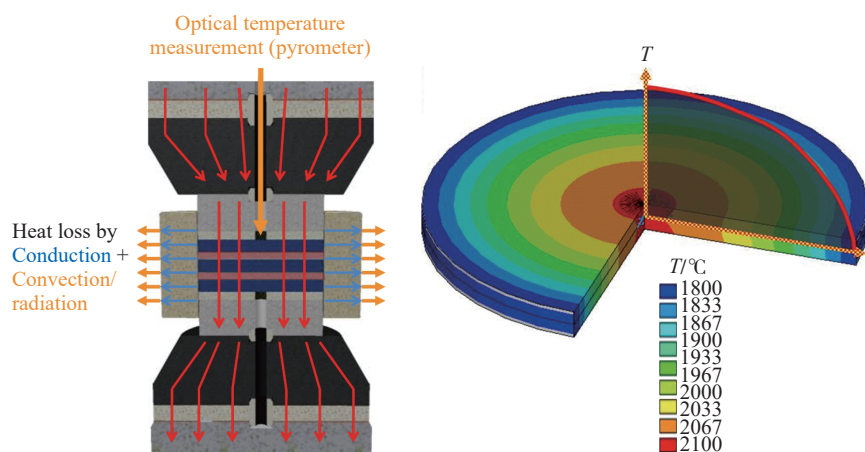


图 1 SPS 原理示意图<sup>[14]</sup>

Fig.1 Schematic diagram of SPS principle<sup>[14]</sup>

表 2 CMC-SiC 金属扩散连接数据汇总

Table 2 Summary of data on metal diffusion bonding of CMC-SiC

连接材料	中间层	连接条件	剪切强度/MPa	参考文献
C/SiC	Ti-Nb-Ti	1200 °C、50 MPa、5 min	~61	Zhao <sup>[17]</sup>
	Ni-Ti-Nb	1400 °C、50 MPa、5 min	~108	Zhao <sup>[18]</sup>
SiC	Ta-5W	1600 °C、30 MPa、5 min	~122	Li <sup>[21]</sup>
	Ti foil	1400 °C、30 MPa、10 min	~109	Wu <sup>[22]</sup>
	Ti powder	1200 °C、30 MPa、30 min	~41	Wu <sup>[23]</sup>
	W powder	1780 °C、20 MPa、120min	~90	Son <sup>[24]</sup>

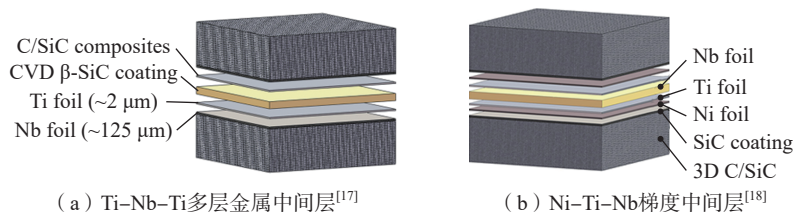
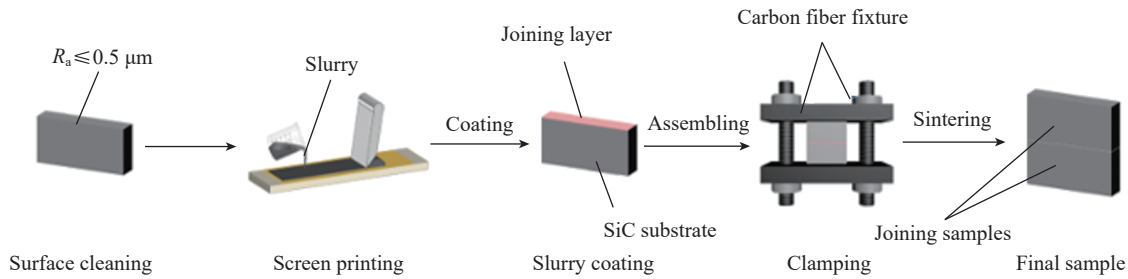


图 2 SSDB 向 TLP 的转变

Fig.2 Transition from SSDB to TLP

图3 NITE 连接 SiC 陶瓷过程示意图<sup>[25]</sup>Fig.3 Schematic diagram of NITE bonding process for SiC ceramics<sup>[25]</sup>

接头具有良好的强度,研究者们提出以下几种优化思路:引入 SPS 技术、开发新型烧结剂以及调控中间层厚度。Kim 等<sup>[31]</sup>报道了  $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-Y}_2\text{O}_3\text{-MgO-CaO}$  是一种有效的 SiC 烧结添加剂体系,其理论共晶温度低于  $1170\text{ }^\circ\text{C}$ ,但要获得良好的接头,仍需要将温度升高至  $1750\text{ }^\circ\text{C}$  以上。Zhan 等<sup>[26]</sup>通过引入 SPS 技术,成功实现了  $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-Y}_2\text{O}_3\text{-MgO-CaO}$  在  $1650\text{ }^\circ\text{C}$  下连接 SiC 陶瓷。此外,通过将中间层的厚度从  $\sim 60\text{ }\mu\text{m}$  减小到  $\sim 10\text{ }\mu\text{m}$ ,有效去除了接头中的孔隙和裂纹,接头强度达到  $(69.5 \pm 8.9)\text{ MPa}$ 。

#### 1.4 反应渗硅焊接

反应渗硅法 (Reaction-bonded SiC, RBSC) 是一种通过将熔融 Si 润湿到 C 和 SiC 基体上,随后利用 Si 和 C 之间的反应形成 SiC。其典型代表是美国 NASA 发展的 ARCJoinT (Affordable Robust Ceramic Joining Technology)<sup>[32]</sup>。RBSC 克服了 SiC 基体与中间层间的 CTE 差异,同时通过 Si-C 反应键合实现了高强度的连接接头。表 4 为 RBSC 连接 SiC 数据汇总。

RBSC 连接工艺简单,但要实现高接头强度,必须综合考虑以下因素:(1) SiC/C 填料成分,需最大限度地减少游离硅;(2) 基体表面粗糙度;(3) 中间层厚度;(4) 接头处的典型缺陷;(5) 连接温度、时间和气氛等工艺参数。Park 等<sup>[33]</sup>使用  $10\text{-}100\text{ }\mu\text{m}$  不同厚度的 SiC/C 填充带连接 SiC,并将 SiC 基体的表面

粗糙度分为 4 个级别,随后在真空、 $1500\text{ }^\circ\text{C}$  条件下熔融 Si 渗透 1 h,实现了 SiC 陶瓷间的连接(图 4)。研究发现,接头处形成了气孔、局部偏析和游离硅线性偏析 3 种典型缺陷。随着焊缝厚度增加,接头强度逐渐下降,这主要是因为较厚填料更容易产生缺陷。通过将填料质量分数调控为 SiC/C=70%/30%,成功消除了接头中的游离 Si,使接头强度从  $(198 \pm 12)\text{ MPa}$  提高至  $(284 \pm 17)\text{ MPa}$ 。

#### 1.5 胶粘剂连接

胶粘剂连接技术是一种更具成本效益的连接方法,其有效解决了高温环境下钎焊接头热应力大的问题,并具有应力分布均匀、比强度高、不损伤基材、粘接缝绝缘、耐腐蚀等优点。目前,已开发出两种类型的耐高温胶粘剂:有机-无机杂化胶粘剂和无机陶瓷胶粘剂。

##### 1.5.1 聚合物转化陶瓷胶粘剂

聚合物先驱体转化陶瓷 (Polymer

表 3 NITE 连接 CMC-SiC 数据汇总

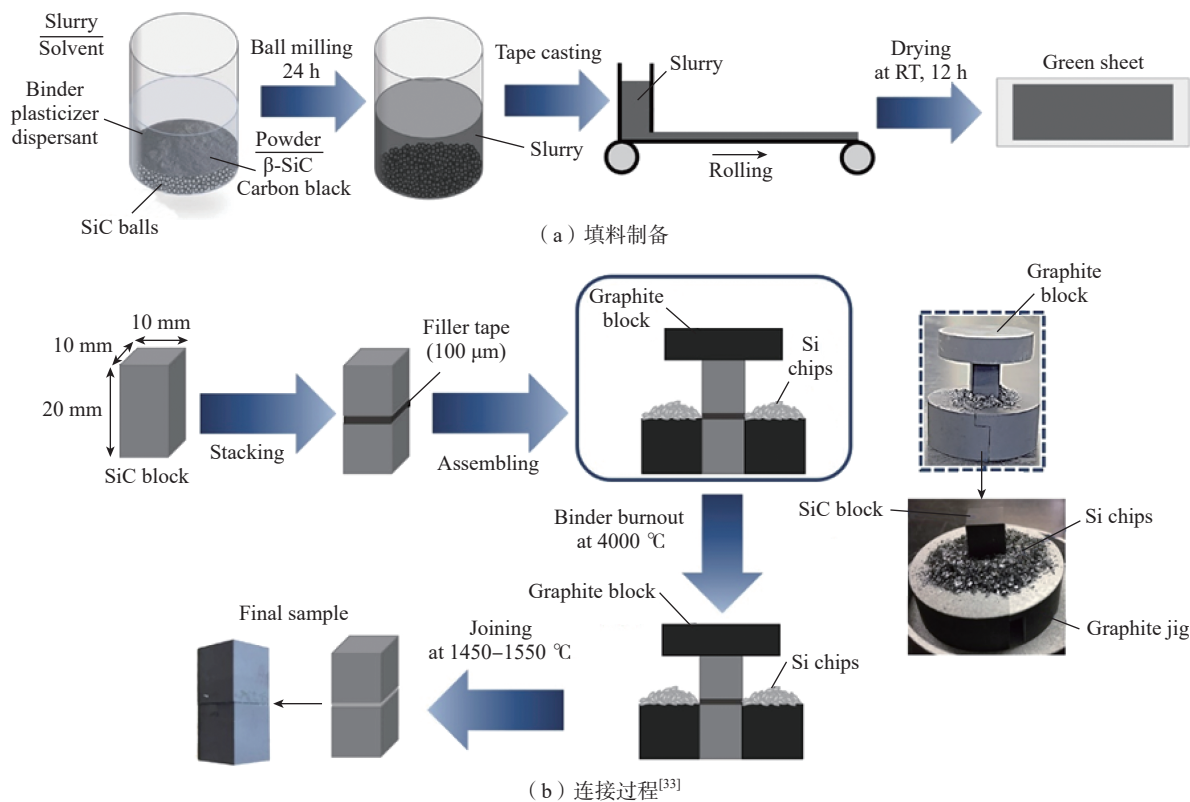
Table 3 Summary of data on NITE bonding for CMC-SiC

连接材料	中间层	连接条件	力学性能/MPa	参考文献
SiC/SiC	$\text{AlN-Y}_2\text{O}_3$	$1750\text{ }^\circ\text{C}$ 、 120 min	弯曲强度 $\sim 320.5$	Zhou <sup>[25]</sup>
SiC	$\text{Al}_2\text{O}_3\text{-Y}_2\text{O}_3\text{-MgO-CaO}$	$1650\text{ }^\circ\text{C}$ 、 30 MPa、10 min	剪切强度 $\sim 69.5$	Zhan <sup>[26]</sup>
	$\text{CaO-Al}_2\text{O}_3\text{-MgO-SiO}_2$	$1550\text{ }^\circ\text{C}$ 、 30 MPa、10 min	剪切强度 $\sim 108.2$	He <sup>[27]</sup>
	$\text{Al}_2\text{O}_3\text{-Ho}_2\text{O}_3$	$1700\text{ }^\circ\text{C}$ 、 20 MPa、10 min	剪切强度 $\sim 157.8$	Niu <sup>[28]</sup>
	$\text{Al}_2\text{O}_3\text{-Y}_2\text{O}_3\text{-MgO}$	$1850\text{ }^\circ\text{C}$ 、 20 MPa、60 min	弯曲强度 $\sim 343$	Kim <sup>[29]</sup>
SiC (Hexoloy-SA)	$\text{Al}_2\text{O}_3\text{-Y}_2\text{O}_3\text{-SiO}_2$	$1800\text{ }^\circ\text{C}$ 、 20 MPa、60 min	连接强度 $\sim 343$	Jung <sup>[30]</sup>

表 4 RBSC 连接 SiC 数据汇总

Table 4 Summary of data on RBSC bonding for SiC

连接材料	中间层	连接条件	弯曲强度/MPa	参考文献
SiC	SiC : C = 7 : 3	$1500\text{ }^\circ\text{C}$ 、60 min	$\sim 284$	Park <sup>[33]</sup>
	SiC : C = 7 : 3	$1500\text{ }^\circ\text{C}$ 、60 min	$\sim 254.5$	Fitriani <sup>[34]</sup>
	SiC : C = 10 : 5	$1450\text{ }^\circ\text{C}$ 、30 min	$\sim 346$	Luo <sup>[35]</sup>
	SiC : C = 6 : 4	$1500\text{ }^\circ\text{C}$ 、60 min	$\sim 245$	Sung <sup>[36]</sup>

图4 RBSC连接示意图<sup>[33]</sup>Fig.4 Schematic diagram of RBSC<sup>[33]</sup>

derived ceramics, PDCs) 是一种由化学合成方法制备的有机聚合物, 经过交联固化形成热固性聚合物后, 再经高温裂解最终转化为陶瓷材料<sup>[36-37]</sup>。在 PDCs 中加入无机添加剂 (如  $B_4C$ ), 形成有机-无机杂化胶粘剂。常见的先驱体聚合物包括聚碳硅烷、聚硅氮烷、聚硅氧烷、聚硼硅氮烷等, 这些硅基聚合物经固化裂解后可生成 SiC、SiCN、SiOC 和 SiBCN 等陶瓷材料。由于其优异的热稳定性、抗氧化性、耐腐蚀性、抗热震性和耐磨性, PDCs 已成为高温应用中 CMC-SiC 的首选胶粘剂<sup>[38]</sup>。PDCs 裂解所得到的陶瓷材料在热物理化学性质上与 CMC-SiC 具有高度相似性, 连接接头处的热残余应力较小。此外, 作为一种有机高分子材料, PDCs 具有很强的可设计性, 通过精准调控聚合物分子结构、合理添加填料及精细控制裂解工艺等手段, 可实现 CMC-SiC 的可靠连接<sup>[39]</sup>。表 5 为

PDCs 连接 CMC-SiC 数据汇总。

然而, 在陶瓷先驱体裂解时, 体积收缩易导致连接层出现空隙缺陷, 削弱中间层与母材的有效连接面积, 进而降低 PDCs 的连接强度。此外, 由于不同连接条件下陶瓷先驱体的降解程度存在差异, PDCs 连接强度也表现出一定的分散性。因此, 需进一步改进陶瓷先驱体结构与成分设

计, 优化连接工艺参数, 以提升 PDCs 连接接头的整体性能。Khalifa 等<sup>[45]</sup> 通过应用 SMP-10 烯丙基聚碳硅烷预陶瓷聚合物浆料, 并以 1:1 的质量比加入了 SiCw, 制备了在辐照和 700~800 °C 条件下不发生降解的连接层, 提高 PDCs 连接的耐高温性能提供了一种有效途径。此外, 引入 SPS 技术也是一种可选方案。Biesuz

表 5 PDCs 连接 CMC-SiC 数据汇总  
Table 5 Data summary on PDCs joining CMC-SiC

连接材料	中间层	连接条件	力学性能/MPa	参考文献
SiC	Polymethylsilane + $B_4C$	1200 °C、120 min	剪切强度 ~50.8	Wang <sup>[40]</sup>
	SiHfBCN + SiCnws	1000 °C、120 min	剪切强度 ~12.5	Luan <sup>[41]</sup>
	SiHfBCN + $TiB_2$ and polysiloxane	1000 °C、120 min	剪切强度 ~9.49	Luan <sup>[42]</sup>
SiBON	Polyborosilazane + $B_4C$	800 °C、60 min	粘接性能 ~12.9	Xue <sup>[43]</sup>
	Polysilazane + $B_4C$	1100 °C、60 min	剪切强度 ~16.0	Xue <sup>[44]</sup>

等<sup>[46]</sup>选用 SiOC 作为中间层,在连接过程中引入 SPS 技术实现了无预热连接 C/SiC 复合材料,接头断裂韧性和断裂能分别达到了  $(1.0 \pm 0.2) \text{ MPa} \cdot \text{m}^{0.5}$  和  $(40.6 \pm 9.8) \text{ J/m}^2$ 。

### 1.5.2 玻璃陶瓷胶粘剂

玻璃陶瓷 (Glass-ceramics) 由几种氧化物以特定比例混合烧结而成,因其良好热稳定性、高机械性能、易于连接及性能可设计性 (如玻璃化转变、CTE、结晶度、熔点等),被认为是一种极具应用潜力的无机粘接剂材料。表 6 为玻璃陶瓷连接 CMC-SiC 数据汇总。目前,关于玻璃陶瓷粘接剂的研究主要集中于  $\text{Y}_2\text{O}_3\text{-Al}_2\text{O}_3\text{-SiO}_2$  (YAS) 和  $\text{CaO-Al}_2\text{O}_3\text{-SiO}_2$  (CAS) 等体系。Malinverni 等<sup>[53]</sup>使用 YAS 连接了 SiC/SiC 复合材料,并在室温条件下进行单搭接偏移剪切试验。结果表明,玻璃陶瓷与 SiC/SiC 复合材料之间具有出色的附着力, SiC/SiC 复合材料分层是失效的主要原因。Sun 等<sup>[54]</sup>采用 CAS 体系连接 SiC 陶瓷,在  $1400 \text{ }^\circ\text{C}$  下保持 10 min,得到的 SiC/CAS/SiC 接头剪切强度达到 56 MPa。

玻璃陶瓷连接接头的力学稳定性取决于良好的界面结合及中间层与 SiC 基体之间的 CTE 匹配度。玻璃陶瓷组分中各相的热 CTE 失配将

在接头处引入微裂纹,从而降低接头强度。目前的改进方法主要是在原有体系中引入新的组分。Smeacetto 等<sup>[55]</sup>在  $70.4\text{SiO}_2\text{-}2.1\text{Al}_2\text{O}_3\text{-}17.5\text{B}_2\text{O}_3\text{-}10\text{BaO}$  中加入  $\text{YbO}_2$  粉末调节 CTE,连接了 C/SiC 复合材料与 SiC/SiC 复合材料,并且实现了粘接层的自修复,其机制如图 5 所示。当在系统冷却或机械应力期间有裂纹形成时,重新加热后,富含 BaO 的玻璃相 (具有较低的软化温度) 可以作为部分或全部裂纹愈合剂。此外, Fang 等<sup>[56]</sup>通过在 CAS 体系中加入  $\text{Li}_2\text{O}$  组元,开发了一种适用于 SiC 陶瓷的中间层。结果表明,通过控制  $\text{Li}_2\text{O}$  含量和结晶处理,可在一定范围内调节 CAS 体系的 CTE,当  $\text{Li}_2\text{O}$  质量分数为 3% 时,与 SiC 陶瓷的 CTE 匹配度最佳。

### 1.5.3 MAX 相胶粘剂

MAX 相是一类层状三元碳化物陶瓷,其中 M 代表前过渡金属, A 代表 IIIA 和 IVA 元素, X 为 C 或 N。MAX 相具有良好的导电性、导热性、抗氧化性、耐腐蚀性、耐辐照性<sup>[57]</sup>,利用其在高温下的扩散或化学反应,可实现 CMC-SiC 之间的可靠连接。表 7 汇总了 MAX 相连接 CMC-SiC 数据。

MAX 相连接接头强度高,可达到母材的 80% 以上,并为实现无缝连

接提供了一种可行方法。 $\text{Yb}_3\text{Si}_2\text{C}_2$ 、 $\text{Y}_3\text{Si}_2\text{C}_2$  等连接填料和 SiC 基体反应形成原位三元层状结构陶瓷,并在  $1600 \text{ }^\circ\text{C}$  左右转化为液相。其中,析出的 SiC 与 SiC 基体完全烧结,而液相则在  $1900 \text{ }^\circ\text{C}$  的高温下,被施加的单轴压力挤出连接区域,从而形成几乎无缝的接头配合,极大程度地减小了 CTE 对接头强度的影响<sup>[66]</sup>。Zhou 等<sup>[67]</sup>在 SiC 表面上涂布 500 nm 的 Y 作为初始连接填料,通过与 SiC 基体的适当界面反应,获得所需的  $\text{Y}_3\text{Si}_2\text{C}_2$  层过渡相;在  $1900 \text{ }^\circ\text{C}$  的温度下形成了无缝接头 (图 6),其弯曲强度高达  $(134.8 \pm 2.1) \text{ MPa}$ ,与母材的强度相当。此外,采用  $\text{Re}_3\text{Si}_2\text{C}_2$ 、 $\text{Pr}_3\text{Si}_2\text{C}_2$  等类 MAX 相作为中间层,并结合 SPS 技术,可实现在  $1500 \text{ }^\circ\text{C}$  以下的快速无缝连接<sup>[68]</sup>。

### 1.5.4 自愈合胶粘剂

CMC-SiC 复合材料因其在极宽温度范围和氧化氛围中的应用需求,发展了具有自愈合特性的  $\text{B}_4\text{C}$  基体改性技术,即  $\text{B}_4\text{C}$  基体在高温氧化过程中原位生成自愈合玻璃相封裂纹,阻止氧化介质对界面及纤维进行侵蚀<sup>[69]</sup>。由此可见,利用具有氧化自愈合保护机制的胶粘组元,如硼单质、硼碳化合物、硅硼化物和硅硼碳化物等,使其在高温氧化过程中逐渐生成硅硼玻璃自愈合,并对 CMC-SiC 起到粘接作用。同时,这也为发展 CMC-SiC 快速修复技术提供了新的思路。

李旭勤等<sup>[70]</sup>提出了一种新型无压自愈合高温胶,其主料为含硼粉体 (BN 粉体、 $\text{B}_4\text{C}$  粉体和硼酸粉体的混合物)。在  $1000\text{~}1500 \text{ }^\circ\text{C}$  的高温下,与空气中的氧气反应生成  $\text{B}_2\text{O}_3$  玻璃,从而实现粘接。主料、辅料和溶剂相互作用,使该高温胶在  $1000\text{~}1500 \text{ }^\circ\text{C}$  的空气环境中具有高的粘接强度。其优势在于:液态先驱体溶剂发挥低温粘接作用,含硼粉体主料在空气环境下氧化生成硅硼玻璃以实现高温

表 6 玻璃陶瓷连接 CMC-SiC 数据汇总

Table 6 Summary of data on glass-ceramic bonding of CMC-SiC

连接材料	中间层	连接条件	力学性能/MPa	参考文献
SiC	YAS	$1420 \text{ }^\circ\text{C}$ 10 min	剪切强度 ~48	Sun <sup>[47]</sup>
SiC/SiC	YAS	$1400 \text{ }^\circ\text{C}$ 30 min	剪切强度 ~51.7	Wang <sup>[48]</sup>
	YAS	$1400 \text{ }^\circ\text{C}$ 60 min	剪切强度 ~39.95	Fan <sup>[49]</sup>
	$\text{CaO-MgO-Al}_2\text{O}_3\text{-SiO}_2$	$1400 \text{ }^\circ\text{C}$ 60 min	剪切强度 ~45.7	Deng <sup>[50]</sup>
	YAS	$1375 \text{ }^\circ\text{C}$ 20 min	弯曲强度 ~112	Ferraris <sup>[51]</sup>
	$\text{CaO-Al}_2\text{O}_3$	$1500 \text{ }^\circ\text{C}$ 60 min	剪切强度 ~28	Katoh <sup>[52]</sup>

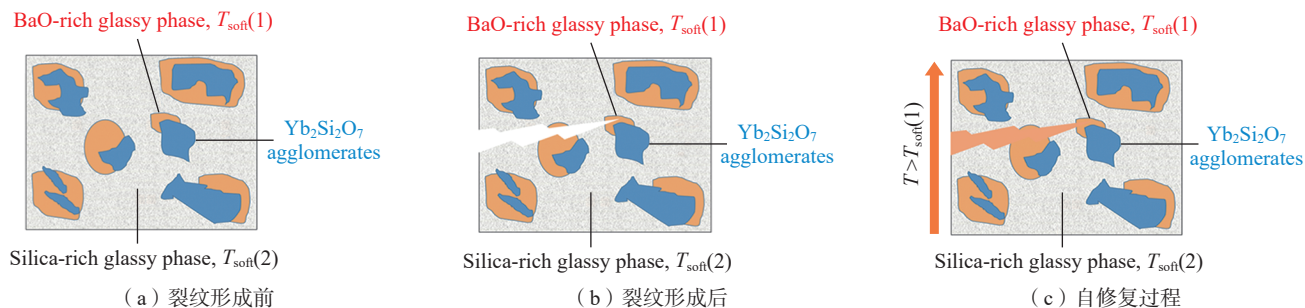
图5 玻璃陶瓷系统微观结构示意图<sup>[55]</sup>Fig.5 Schematic diagram of the microstructure of a glass-ceramic system<sup>[55]</sup>

表7 MAX相连接CMC-SiC数据汇总

Table 7 Summary on MAX phase joining of CMC-SiC

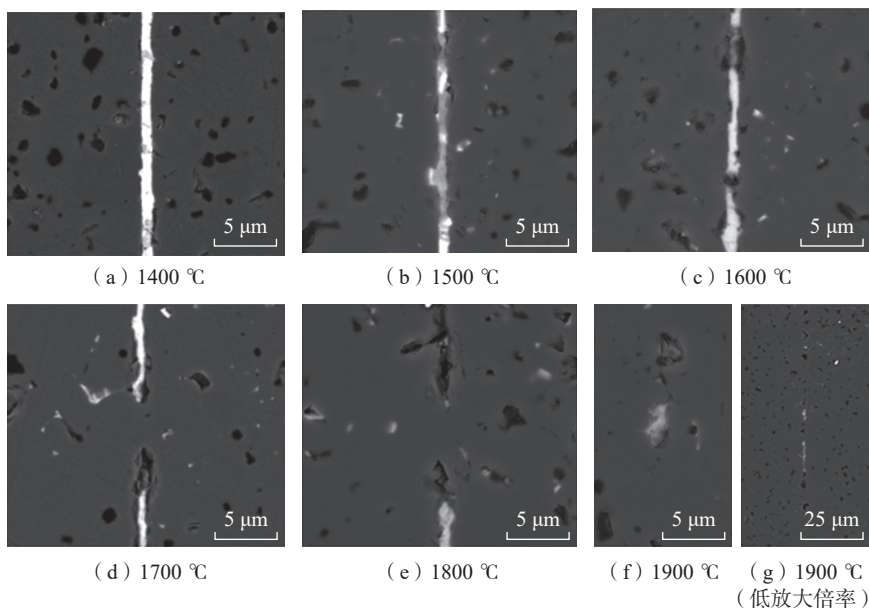
连接材料	中间层	连接条件	力学性能/MPa	参考文献
SiC/SiC	Ti <sub>3</sub> SiC <sub>2</sub> +SiCw	1400 °C 20 MPa 120 min	弯曲强度 ~198	Fitriani <sup>[58]</sup>
C/SiC	Ti <sub>3</sub> SiC <sub>2</sub>	1400 °C 50 MPa 5 min	剪切强度 ~51	Zhao <sup>[59]</sup>
SiC	Ti <sub>3</sub> SiC <sub>2</sub> +SiCw	1500 °C 50 MPa 10 min	弯曲强度 ~256	Yu <sup>[60]</sup>
	Al <sub>4</sub> SiC <sub>4</sub>	1800 °C 32 MPa 10 min	弯曲强度 ~240.5	Liu <sup>[61]</sup>
	Ti <sub>3</sub> SiC <sub>2</sub> +TiC	1500 °C 50 MPa 5 min	弯曲强度 ~155.8	Zhou <sup>[62]</sup>
	Ti <sub>3</sub> SiC <sub>2</sub>	1000 °C 30 MPa 5 min	弯曲强度 ~168.2	Yang <sup>[63]</sup>
	Ti <sub>3</sub> SiC <sub>2</sub>	1300 °C 50 MPa 5 min	弯曲强度 ~220.3	Tatarko <sup>[64]</sup>
	Ti <sub>3</sub> AlC <sub>2</sub>	1900 °C 3.5 MPa 300 min	弯曲强度 ~300	Fitriani <sup>[65]</sup>

粘接作用,惰性粉体辅料则填充液态先驱体裂解后的孔隙和微裂纹,起到传递载荷的作用。三者混合均匀经固化后,可形成良好的粘接接头。这种耐高温、高强度的高温胶配料简单,使用方便,经空气环境高温热处理后,其粘接强度可达到10 MPa以上,适合于大型薄壁复杂CMC-SiC构件的连接。

图7比较了不同连接技术所得接头的剪切强度与弯曲强度。钎焊、PDCs和玻璃陶瓷胶粘剂获得的接头,其剪切强度与弯曲强度仍显著低于母材(剪切强度<80 MPa),需重点优化界面反应层以提升强度;而NITE和金属扩散连接技术虽可实现高强度接头,但连接温度均在1200 °C以上,亟待开发低温工艺以降低热损伤风险;对于RBSC技术,其依赖SiC-C反应(约1500 °C),当前研究聚焦于工艺参数调控(如压力、保温时间)及反应填料成分设计;MAX相连接需极高温度(>1600 °C),虽可通过添加中间层(如Ti箔)将连接温度降至1000~1400 °C,但接头强度随之下降20%~40%,需权衡其强度与连接温度。

## 2 陶瓷基复合材料表面修复技术

在CMC-SiC的高温应用中,其结构完整性对安全和性能至关重要。由于陶瓷基体是脆性材料,对缺陷很敏感,在服役过程中受到热冲击或循

图6 不同温度下SiC/Y/SiC接头接合后抛光截面的SEM图像<sup>[67]</sup>Fig.6 SEM images of polished cross sections of SiC/Y/SiC joints at different temperatures<sup>[67]</sup>

环应力等作用时,易在基体中产生微裂纹。这些微裂纹会降低陶瓷结构的强度,并可能导致组件发生灾难性损毁。为确保 CMC-SiC 热结构件的服役安全性,通常对受到损伤的高温结构件进行替换与废弃。然而,CMC-SiC 制备成本高,这将会造成极大的资源浪费。随着其应用领域不断拓宽,部件和结构的维护和维修成为一项紧迫的工业挑战<sup>[71]</sup>,实现快速有效修复 CMC-SiC 的损伤迫在眉睫。以下列举了四种表面损伤修复技术。

## 2.1 自修复技术

自愈合 (Self-healing, SH) 材料能显著提高材料可靠性、延长使用寿命、降低更换成本并增强产品安全性,展现出巨大的工程应用潜力<sup>[72]</sup>。这类材料可在裂纹扩展至灾难性损毁前自行修复,从而有效延长材料的使用寿命,在实际工程应用中有广阔前景。陶瓷中的裂纹愈合主要通过化学反应和物理变化实现<sup>[73]</sup>。在化学反应中,愈合剂(主要以碳化物或氮化物的形式,如 SiC、TiC、AlN、Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub> 等)与氧气反应生成氧化物,氧

化物的形成伴随体积膨胀以填充裂纹,陶瓷基体和形成的氧化物之间也会发生牢固的结合,从而恢复其力学性能,同时,陶瓷基体通过生成的氧化物形成牢固结合。此外,在制造过程中将合适的修复剂分散在陶瓷材料中,可实现陶瓷的氧化诱导修复。

SiC 常以颗粒、晶须、纳米线等形式嵌入 CMC-SiC 基体中作为修复剂,主要通过压应力修复和氧化物封填修复等方式实现<sup>[74]</sup>。Chu 等<sup>[75]</sup>通过填充 SiC 颗粒修复 SiC 陶瓷表面的预制裂纹,其氧化产生的无定形二氧化硅显著恢复了其强度。同时,裂纹内的 SiO<sub>2</sub> 与周围 SiC 产生的残余热应力,对强度的增加也起到了重要作用。Korouš 等<sup>[76]</sup>研究了 3 种商用 SiC 陶瓷的裂纹自愈合机制,重点探讨了愈合温度、裂纹大小和测试温度的影响。研究发现,所有损伤材料在经过空气环境下的热处理后完全恢复了强度,且在 1400 °C 和 1500 °C 修复效果达到最佳。He 等<sup>[77]</sup>在 SiC<sub>f</sub>/SiC 表面制备了硅酸钇涂层并研究了其在高温空氧环境下的自修复性能,通过形成 SiO<sub>2</sub> 玻璃和 Y<sub>2</sub>Si<sub>2</sub>O<sub>7</sub> 等氧化产物实现了裂纹的填充,在 1100 °C 下氧化 100 h 后,复合材料的力学保持率为 110%,极大地改善了其力学性能。Monteverde 等<sup>[78]</sup>通过热压烧结法制备了一组 ZrB<sub>2</sub>-SiC 陶瓷,并在陶瓷粉末中添加了体积分数 5% 的 Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub>。在热压烧结过程中, Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 的存在有利于与杂质氧化物反应形成液相,可提升陶瓷基体的致密度。同时, Y 元素的存在使其在高温空氧环境中形成四方 / 立方氧化锆,阻碍了冷却过程中马氏体向单斜晶系转变时体积膨胀引起的微裂纹,也对表面氧化层的剥落起到了抑制作用。在 1923 K 之前, SiO<sub>2</sub> 玻璃相可以起到很好的封填性能,具有较强的自修复能力;而在 2278 K 时, SiC 的主动氧化超过了钝化保护机制,材料表面产生了更多孔洞。

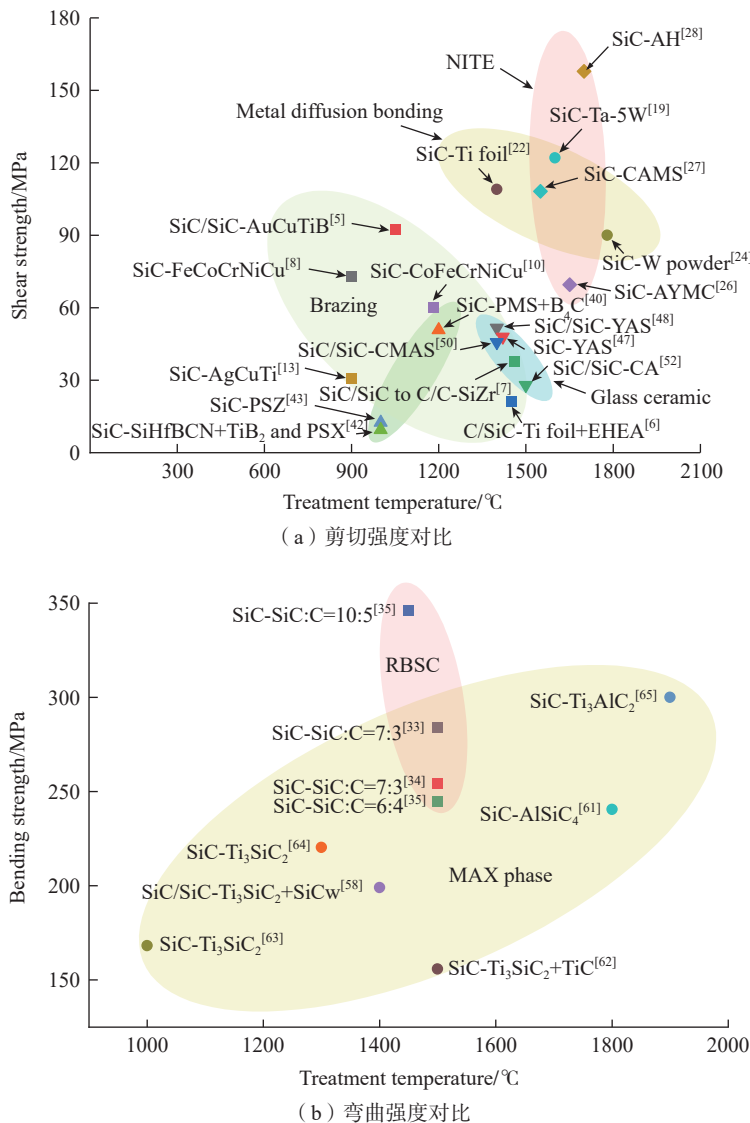


图7 不同 CMC-SiC 接头的剪切和弯曲强度

Fig.7 Comparison chart of shear strength and bending strength of different CMC-SiC joints

物理变化则主要通过相变和扩散来实现裂纹愈合,如图8所示<sup>[73]</sup>。在高温长时烧结后,裂纹与缺陷通过扩散作用逐渐消除。相变机制的应用范围较小,如四方氧化锆转变为单斜氧化锆时会发生3%~5%的体积膨胀<sup>[79]</sup>,类似材料的相变特性都可作为陶瓷修复提供研究思路。Takahashi等<sup>[80]</sup>在恒定应力和低氧分压下研究了 $\text{Si}_3\text{N}_4/\text{SiC}$ 复合材料的裂纹愈合行为,并对裂纹愈合行为进行了原位观察,发现在 $P_{\text{O}_2} \geq 500 \text{ Pa}$ 下氧化层厚度显著增加,裂纹被氧化产物填满,强度完全恢复。Kunz等<sup>[81]</sup>研究了一种环境阻隔涂层体系,发现将1%的SiC颗粒与Yb-双硅酸盐相结合时, SiC颗粒的氧化程度最低,可实现最高的自修复能力。这主要归因于SiC颗粒的分级氧化所施加的压缩表面应力。同时,随着双硅酸盐含量的增加,材料的强度和自修复能力也随之提高。

## 2.2 化学气相沉积

化学气相沉积法(Chemical vapor deposition, CVD)是一种将气态前驱体引入高温基底表面,使其发生化学反应生成固态沉积物的技术,其工

艺过程涵盖前驱体的运输、热分解、化学反应、沉积与成膜等环节<sup>[82]</sup>。CVD制备的陶瓷基体与涂层具有高纯度、高致密、优良的力学性能、成分可调控以及对复杂形状的高适应性等优势。CVD通过向高温反应室内通入修复层组元及其他所需气体,可实现表面损伤的填充与覆盖,其修复原理图如图9所示。

Park等<sup>[83]</sup>分别使用离子束轰击(Electron beam physical vapor deposition, EB-PVD)和CVD对SiC涂层进行再制备,以修复表面裂纹缺陷,修复效果如图10所示。结果表明,CVD的裂纹愈合效果更好。随后对修复后的材料进行了1173 K的氧化测试,发现在相同失重率下,使用CVD修复的样品具有更优的抗氧化性能。Mei等<sup>[84]</sup>利用CVD法在C/SiC复合材料表面沉积SiC,并通过测量失重率与剩余力学性能来评估修复后材料的抗氧化性能。结果表明,相比于聚硅氮烷涂层和未涂层样品, SiC涂层抗氧化性能更优。Liu等<sup>[85]</sup>使用CVD和反应熔体渗透(Reaction melt infiltration, RMI)相结合的方法,对增材制造的短切碳

纤维增强碳化硅(CCF/SiC)复合材料进行孔隙缺陷修复。选用甲基三氯氢硅和氢为前驱体,成功制备了高性能复杂结构的SiCnws-CCF/SiC复合材料,其中SiCnws在复合材料内原位生成了空间网络结构,有效地填充和分割了CCF/SiC复合材料的原始孔隙缺陷,显著降低了孔隙的体积分数。随后,借助RMI技术有效修复了细孔缺陷,进一步提升了材料的致密度。

化学气相渗透(Chemical vapor infiltration, CVI)是在CVD的基础上发展起来的一种技术,自20世纪70年代以来,已被广泛应用于CMC-SiC的制备<sup>[86]</sup>。CVI侧重于在三维结构内部进行渗透沉积,可填充内部多孔结构,适用于更深的基体损伤。然而, CVI技术存在成本高昂、沉积速率慢、需长时渗透等缺点,因此在CMC-SiC的修复领域应用较少。Hou等<sup>[87]</sup>使用气相渗硅的方法修复多孔SiC涂层,显著提高了涂层的致密度,并对修复前后的材料进行了抗热震与抗

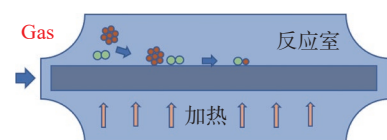


图9 CVD修复原理图

Fig.9 Crack healing mechanisms in ceramics

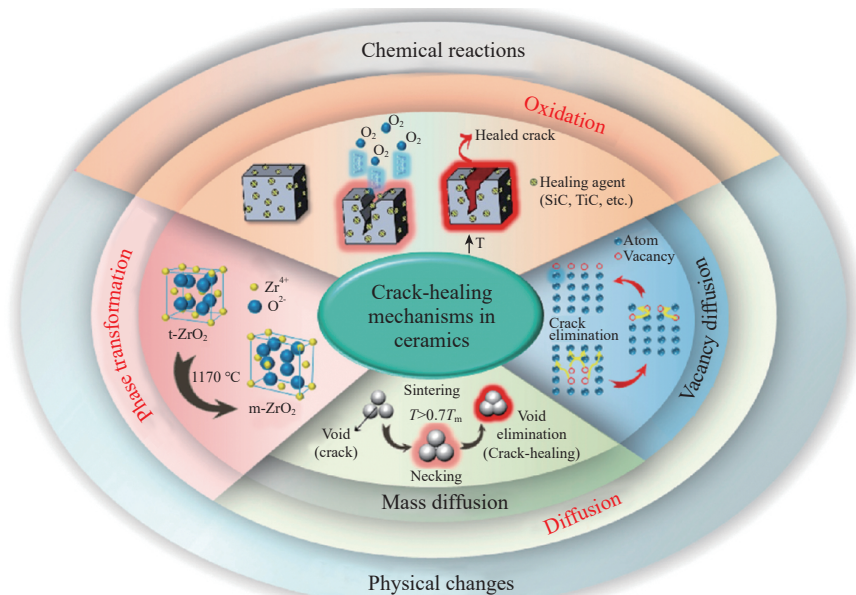
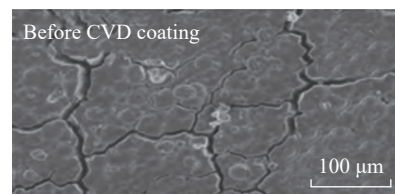
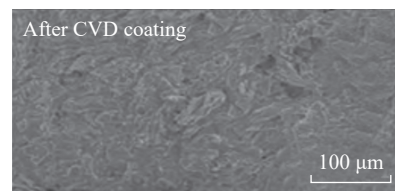


图8 陶瓷中的裂纹愈合机制<sup>[73]</sup>

Fig.8 Crack healing mechanisms in ceramics<sup>[73]</sup>



(a) 修复前



(b) 修复后

图10 CVD法修复表面裂纹<sup>[83]</sup>

Fig.10 SEM of CVD repair for surface cracks<sup>[83]</sup>

烧蚀性能测试。研究发现,气相渗硅后的涂层在高温氧化后生成了  $\text{SiO}_2$  玻璃相,可有效填充裂纹,且修复后材料的失重率明显降低。同时, Si 作为中间层可缓解涂层与基体之间的热失配,提高涂层的耐久性。

### 2.3 浆料涂刷法

浆料涂刷法 (Slurry brushing) 是将含有修复材料的浆料涂刷于待修复区域,随后经过干燥、固化、热处理,在复合材料表面制得修复基材,从而实现损伤区域的覆盖修复<sup>[88-89]</sup>。该技术工艺简单、易于操作,可实现高效修复。液态浆料具有良好的流动性,可有效填充复合材料表面产生的宏观裂纹、局部崩落与腐蚀凹坑等复杂形状的损伤区域进行良好的填充覆盖,其修复流程如图 11 所示。浆料涂刷法本质上属于胶粘剂连接技术的衍生应用,但其对浆料的均匀性、高温稳定性和与母材的 CTE 匹配性要求更为严格。根据修复基质的不同,该技术可分为聚合物基修复剂和无机修复剂两大类。

#### 2.3.1 聚合物基修复剂

由于 PDCs 分子量大,粘度高且润湿性好,可实现修复剂与待修复基材的良好粘附,从而有效修复 CMC-SiC 表面出现的宏观损伤。然而, PDCs 中含有大量的活性基团,在陶瓷化转变过程中会发生分子重排、缩聚及自由基反应,导致有机基团消除,体积收缩率最高可达 70%。陶瓷化产率较低<sup>[90]</sup>。此外,反应产生的

大量气态副产物挥发所留下的通道,会导致制备的陶瓷材料产生大量孔隙甚至裂纹,致密化程度较低。

目前,针对上述问题主要有两种改进方案:一种是采用聚合物浸渍裂解 (Polymer impregnation and pyrolysis, PIP) 技术提高陶瓷的致密化程度<sup>[91]</sup>;另一种则是在 PDCs 中加入填料,抑制或弥补其体积收缩,以提高修复剂陶瓷化产率(图 12)<sup>[92-93]</sup>。

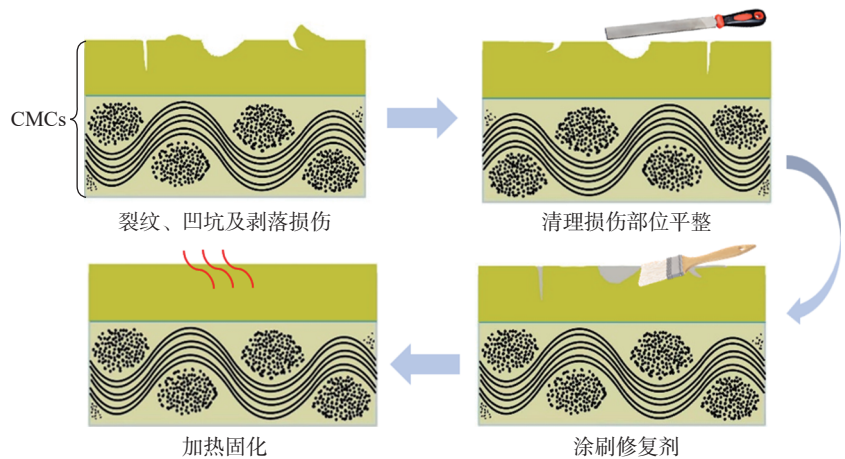


图 11 浆料涂刷法修复流程图

Fig.11 Slurry painting repair flow chart

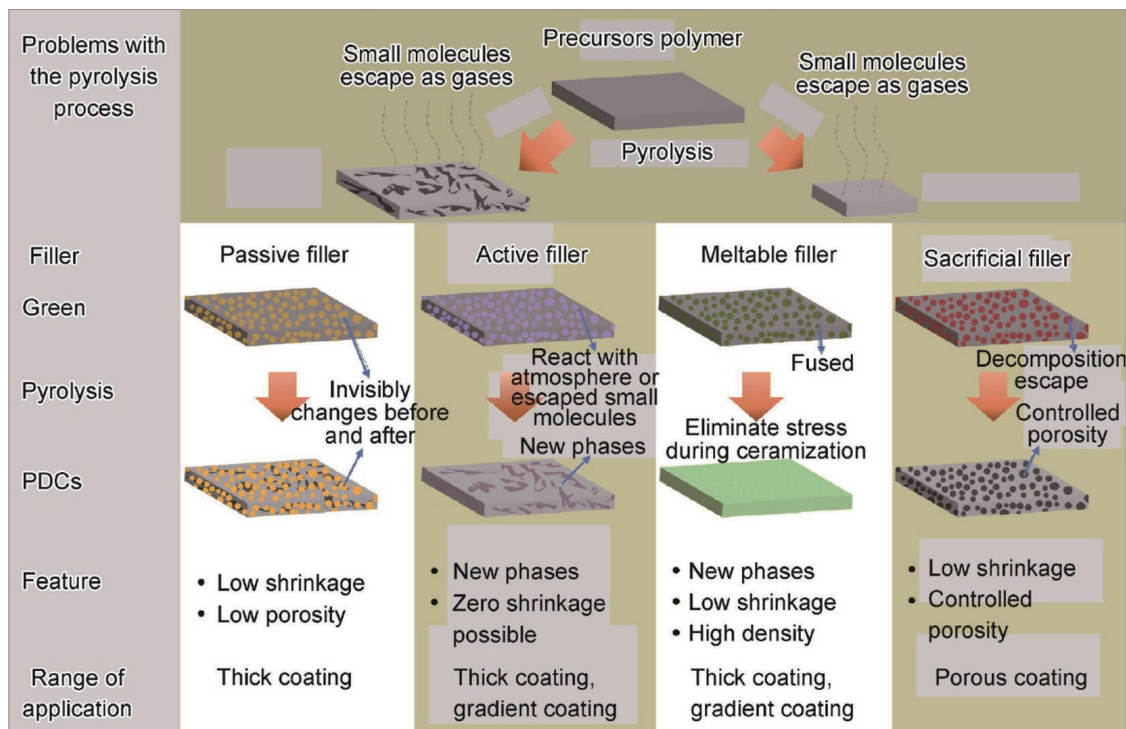


图 12 不同填料的作用机理及适用范围<sup>[93]</sup>

Fig.12 Mechanism and scope of different fillers<sup>[93]</sup>

但对 PDCs 进行多次浸渍裂解来实现修复损伤区域是不现实的,相比之下,添加填料的方法更有效。Schlier 等<sup>[94]</sup>以体积分数 50% 聚甲基硅半氧烷为粘结剂,体积分数 34% FeSiCr 粉末和 16% SiC 粉末为填料配制原料,制备了陶瓷质量分数大于 80%,孔隙率约 8% 的 SiOC/FeSiSiCr/SiC 陶瓷,通过维氏压痕引入表面裂纹后,在空气中进行氧化处理,观察到裂纹被有效填充,且材料强度得到了恢复,表明 PDCs 在陶瓷损伤修复方面拥有巨大的潜力。

### 2.3.2 无机修复剂

作为 CMC-SiC 修复材料,无机修复剂应满足以下要求:与 CMC-SiC 的 CTE 具有良好的匹配性,避免在修复的过程中产生较大的热应力,致使修复层开裂;与 CMC-SiC 表面具有良好的润湿性和粘结性,确保待修复基材结合紧密;能生成与基材物理化学相容的修复层,使修复完成的 CMC-SiC 在服役环境中具备一定自愈合能力。

基于上述要求,可供选择的修复剂材料有硼硅酸盐玻璃、硅硼化物和过渡族金属化合物等<sup>[95]</sup>。通过调控 SiO<sub>2</sub> 与 B<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 的比例,可获具有合适的粘度、流动性和自愈合能力的硼硅酸盐玻璃,从而有效封填裂纹、孔隙等损伤。SiC、Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>、B<sub>4</sub>C 和 BN 等硅硼化物与 CMC-SiC 基材的 CTE 相差不多,物理化学相容性较好,且在热处理修复过程中会形成 Si-B-C 相等多相陶瓷,恢复复合材料基材的承载能力,并且在二次损伤的过程中起到自愈合作用,延长 CMC-SiC 的使用寿命。ZrC、ZrB<sub>2</sub>、TiC、Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub>、Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 等过渡族金属化合物,可以抑制修复层在高温氧化环境下挥发失效,提高修复材料的强度、抗氧化性和耐烧蚀性等性能。Zhang 等<sup>[96]</sup>将 Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>、ZrO<sub>2</sub> 和 Al(OH)<sub>3</sub> 等粉体与液态 Na<sub>2</sub>SiF<sub>6</sub> 均匀混合配制成分多组分快速修复剂,用于修补 C/SiC 复合材料表面的 U 型

缺口。结果表明,该修复剂能有效填充纤维束间的孔隙,且对纬向纤维束间孔隙的填充效果优于经向纤维束间孔隙。修复后,C/SiC 复合材料弯曲强度从 91.07 MPa 恢复至 142.04 MPa,恢复率为 55.96%。

### 2.4 激光熔覆技术

激光熔覆(Laser cladding, LC)技术通过在复合材料待修复区域注入修复原料,利用高能激光束照射加热至融化,经快速冷却或者原位反应生成修复层,从而实现表面损伤区域的修复<sup>[97-98]</sup>,其原理如图 13 所示。LC 技术具有定位准确、自由度高、成型快、热影响区小、对基材损伤小、修复组织细密和适用范围广等一系列优势,适用于现场及复杂异形件的修复,修复后构件外形恢复程度高,其性能甚至超过原有基材<sup>[99-101]</sup>。Wang 等<sup>[102]</sup>发现 SiC 修复层需使用 Si 作粘结剂通过 LC 技术制备,得到的 Si-SiC 修复层表面光滑,结构致密,内部缺陷少。Lusquiños 等<sup>[103]</sup>以 SiC+Si 粉末为修复原料,对碳化硅陶瓷表面的 SiC/Si 复合涂层损伤进行 LC 修复,修复层为均匀、连续的界面。

同步送粉 LC 技术<sup>[104]</sup>修复效率高,但其粉末利用率低,对粉末粒径和流动性的要求高,修复原料粉末成本高昂。选择性激光烧结技术<sup>[105]</sup>在扫描铺层粉末的过程中,由激光作

用引起的热梯度极易产生较大的热应力及粉末的不充分熔化,导致脆性修复层中出现裂纹和孔隙。对此,有研究者<sup>[106-107]</sup>发现,水基浆料干燥后粉末密度,有利于提高熔覆层的致密度,浆料中粉末自由沉降,层与层之间没有明显的界面,均匀性较高。此外,水基浆料对原料粉末无严格要求,成本较低,且可通过优化成分组成来调控性能。因此,基于浆料法的 LC 技术有望实现 CMC-SiC 的有效修复。Wang 等<sup>[108]</sup>在 Si+SiC 浆料中加入 Mo 改性,采用连续波光纤激光器,在氩气保护下熔融干燥后的粉末,在受损区域激光诱导原位合成 Si-SiC-MoSi<sub>2</sub> 涂层。Mo 改性后,涂层中的游离硅、原位反应释放的热量和未熔颗粒减少,可获得组织致密、表面光滑的修复层。此外,修复层具有微裂纹自修复能力,有效延长了修复件的使用寿命。

## 3 总结与展望

CMC-SiC 构件的研制和批量生产能力的形成离不开连接和修复技术的深入发展。连接部位的强度是集成组装构件中最为薄弱的环节,连接技术成为制约 CMC-SiC 应用的关键技术。由于服役中不可避免地会产生损伤,修复技术也成为必须发展的应用技术。修复的主要思路即在损伤处进行增材填补,以消除局部应力不均,同时恢复 CMC-SiC 的其他高温性能。因此,CMC-SiC 的连接和损伤修复技术成了推动其批产应用的关键。

活性钎焊工艺简单、连接温度低,但接头耐热与强度不足;金属扩散连接强度高、耐高温,但需高温高压处理,且成本高,CTE 失配明显;NITE 连接和 RBSC 焊接可获得耐高温或低 CTE 失配接头,但对纳米粉体或反应控制要求苛刻,连接时间长且易产生孔隙或裂纹;胶粘剂连接则通过 PDC、玻璃陶瓷、MAX 相

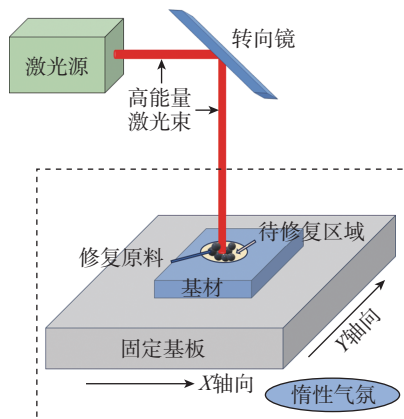


图 13 激光熔覆原理图

Fig.13 Laser cladding principle diagram

等中间层实现成分可调,但易开裂。CMC-SiC 连接的共性难题在于实现高强度、耐高温、长寿命的可靠界面,整体仍面临化学相容性与物理匹配性的双重挑战。这主要受限于:连接材料与 SiC 基体间显著的热膨胀系数失配导致的高残余应力和界面开裂风险;连接层在高温下易发生失效;连接界面在苛刻环境中的化学不稳定性(如元素扩散、有害脆性相形成);难以实现对复杂形状或三维多孔结构进行均匀、高强度的连接。未来的研究方向应聚焦于开发更高效、降低连接成本,不断提高接头的强度和可靠性,以满足复杂形状 CMC-SiC 构件在极端环境下的应用需求。具体可以从以下几个方面入手:(1)提升连接母材的性能;(2)提高液相中间层与母材的润湿性;(3)降低界面残余应力(使用模量较低或 CTE 与母材相近的中间层材料);(4)界面微结构设计,提高中间层与母材的接触面积(如表面蜂窝化处理);(5)调控扩散反应层。

自修复技术可在微裂纹出现时原位愈合,适应复杂工况,但仅对微小缺陷有效;CVD 能精确修复气孔微坑且组织致密,却受限于真空高温及沉积速率慢;浆料涂布法成本低、操作灵活,可处理较大剥落,但涂层均匀性与结合强度不足;LC 技术修复精度高、热影响区小,适用于宏观凹坑,但对设备与温控要求极高,便携性差。CMC-SiC 修复的关键共性难题在于实现损伤区域的原位、精准、长效恢复,集中体现在:修复材料需同时匹配基体化学性质并耐受极端服役环境;对亚表面微损伤(如微裂纹、孔隙)的精确定位与有效修复材料渗透困难,导致结合强度不足;修复层与基体界面在热力循环下因性能退化或 CTE 失配易发生剥离;修复过程中的体积变化难以控制,影响构件最终的几何完整性和尺

寸精度。目前的修复研究工作主要集中于评估弯曲强度的恢复与修复后材料高温性能的考核,为了系统有效地进行修复,未来需要考虑的因素还有很多,包括待修复材料的表征与预处理、修复剂的选择、修复机理的探究、修复区域与基体的界面结合与相容性等,面对更复杂的损伤情况,结构-功能一体化修复、涂层-基体一体化修复、多层梯度修复技术,也是提高 CMC-SiC 高温结构件应用可靠性的重要发展方向。此外,传统修复工艺受制于装备庞大、现场实施困难及复杂损伤修复耗时,难以实现高温结构件在不停机状态下的在线修复,需结合自愈合技术,实现损伤识别-自修复一体化构件设计,以提升 CMC-SiC 构件的应用可靠性及使用寿命。

CMC-SiC 连接与表面修复技术均依赖于母材的界面反应或扩散机制,要求连接层/修复层与母材具有良好的润湿性、良好的 CTE 匹配性,并能形成高强度的结合界面。工艺要求的高度相似,使得两类工艺的结合成为必然趋势。目前,连接与表面修复技术融合已取得实质性突破,通过开发自愈合界面层,同步实现制造连接的高强度结合与服役期损伤的自主修复,结合原位监测技术构建“制造-修复-再生”全周期闭环,推动 CMC-SiC 构件向高可靠、长寿命、低维护方向演进。

### 参考文献

- [1] 安庆龙,李晗,陈杰,等.陶瓷基复合材料多能场辅助高效低损伤铣削加工工艺[J].航空制造技术,2023,66(14):40-51.
- [2] 焦健,齐哲,吕晓旭,等.航空发动机用陶瓷基复合材料及制造技术[J].航空动力,2019(5):17-21.

JIAO Jian, QI Zhe, LÜ Xiaoxu, et al. The manufacture processing of SiC<sub>f</sub>/SiC composite materials and products for aero engine[J]. Aerospace Power, 2019(5): 17-21.

[3] 张毅. CVI-2D C/SiC 复合材料铆接单元的力学行为与失效机制[D]. 西安:西北工业大学,2017.

ZHANG Yi. Mechanical behavior and failure mechanism of CVI-2D C/SiC composite riveting unit[D]. Xi'an: Northwestern Polytechnical University, 2017.

[4] YANG J, FU M C, WU T, et al. Reactions mechanism and mechanical properties of a SiC<sub>f</sub>/SiC joint affected by Cu/Ni/Ti elements and inhomogeneous composites[J]. Journal of the European Ceramic Society, 2024, 44(3): 1470-1481.

[5] YANG J, ZHANG X Y, MA G L, et al. Microstructural control and reinforcement mechanism of the Mo and B inserts in the SiC<sub>f</sub>/SiC composites/Ni-based superalloy joint[J]. Journal of the European Ceramic Society, 2021, 41(7): 4025-4036.

[6] WANG R P, WANG G, RAN S L, et al. Microstructure and mechanical properties of C<sub>f</sub>/SiC composite joints joined using AlCoCrFeNi<sub>2.1</sub> eutectic high-entropy alloy filler via spark plasma sintering[J]. Journal of the European Ceramic Society, 2023, 43(5): 1853-1863.

[7] HE Z J, LI C, YANG B, et al. Interfacial reaction and brazing behaviour of SiC<sub>f</sub>/SiC with C<sub>f</sub>/C composites using Si-10Zr alloy at high temperatures[J]. Journal of the European Ceramic Society, 2021, 41(2): 1142-1150.

[8] ZHOU L, LI C, ZHANG C H, et al. Achieving SiC joints with outstanding high-temperature property via flash brazing using FeCoCrNiCu high-entropy alloy[J]. Journal of the European Ceramic Society, 2024, 44(6): 3767-3776.

[9] WANG Z K, LIU Y, ZHANG H, et al. Joining of SiC ceramics using the Ni-Mo filler alloy for heat exchanger applications[J]. Journal of the European Ceramic Society, 2021, 41(15): 7533-7542.

[10] WANG G, YANG Y L, HE R J, et al. A novel high entropy CoFeCrNiCu alloy filler to braze SiC ceramics[J]. Journal of the European Ceramic Society, 2020, 40(9): 3391-3398.

[11] HUANG C C, CHEN J, ZHANG H H, et al. In-situ fabrication of high-strength SiC joints

- utilizing a novel CoCrFeNiTiMo high-entropy alloy filler[J]. *Journal of the American Ceramic Society*, 2024, 107(12): 8583–8596.
- [12] WANG Y L, WANG W L, HUANG J H, et al. Joining of C<sub>r</sub>/SiC composite and 304 stainless steel assisted by surface honeycomb modification[J]. *Journal of the European Ceramic Society*, 2021, 41(14): 6824–6833.
- [13] CHEN Z B, HU S P, DUAN X K, et al. Study of ion bombardment of SiC ceramics: Surface and interfacial reaction modification[J]. *Journal of the European Ceramic Society*, 2020, 40(4): 1005–1013.
- [14] HENNICKÉ J, KESSEL T, MONTE S. Hybrid sintering — A new trend for innovative material solutions[J]. *CFI Ceramic Forum International*, 2018, 95(8): E27-E33.
- [15] ZHOU L, LI C, SI X Q, et al. Flash brazing of SiC using Ag–Cu–Ti alloy at ultra-low temperature in air via electric field assistance[J]. *Journal of the European Ceramic Society*, 2023, 43(16): 7708–7713.
- [16] 陈少峰, 李金国, 梁静静, 等. 激光修复在高温合金叶片及构件用装备中的应用及发展[J]. *特种铸造及有色合金*, 2021, 41(11): 1354–1360.
- CHEN Shaofeng, LI Jinguo, LIANG Jingjing, et al. Application and development of laser repair in superalloy blades and equipment for components[J]. *Special Casting & Nonferrous Alloys*, 2021, 41(11): 1354–1360.
- [17] ZHAO X, DUAN L Y, WANG Y G. Fast interdiffusion and Kirkendall effects of SiC-coated C/SiC composites joined by a Ti–Nb–Ti interlayer via spark plasma sintering[J]. *Journal of the European Ceramic Society*, 2019, 39(5): 1757–1765.
- [18] ZHAO X, DUAN L Y, LIU W, et al. Shear strength enhancement of SiC-coated 3D C/SiC composite joints with a Ni–Ti–Nb multi-interlayer by interfacial microstructure tailoring[J]. *Journal of the European Ceramic Society*, 2019, 39(16): 5473–5478.
- [19] XIONG J T, LI J L, ZHANG F S, et al. Joining of 3D C/SiC composites to niobium alloy[J]. *Scripta Materialia*, 2006, 55(2): 151–154.
- [20] KATOH Y, SNEAD L L, CHENG T, et al. Radiation-tolerant joining technologies for silicon carbide ceramics and composites[J]. *Journal of Nuclear Materials*, 2014, 448(1–3): 497–511.
- [21] LI H X, ZHONG Z H, ZHANG H B, et al. Microstructure characteristic and its influence on the strength of SiC ceramic joints diffusion bonded by spark plasma sintering[J]. *Ceramics International*, 2018, 44(4): 3937–3946.
- [22] WU L X, ZHU L L, GUO W M, et al. Effects of the joining process on the microstructure and properties of liquid-phase-sintered SiC–SiC joints formed with Ti foil[J]. *Journal of the European Ceramic Society*, 2021, 41(1): 225–232.
- [23] WU L X, GUO W M, NIU W B, et al. Pressureless joining of SiC ceramics at low temperature[J]. *Ceramics International*, 2019, 45(5): 6556–6559.
- [24] SON S J, PARK K H, KATOH Y, et al. Interfacial reactions and mechanical properties of W–SiC in situ joints for plasma facing components[J]. *Journal of Nuclear Materials*, 2004, 329: 1549–1552.
- [25] ZHOU H, ZHAO Z Y, ZHANG H, et al. Nano-infiltration and transient eutectic (NITE) joining of SiC ceramics applied for the harsh environments[J]. *Journal of the European Ceramic Society*, 2023, 43(6): 2366–2375.
- [26] ZHAN C T, HE S J, GUO W M, et al. Joining of SiC ceramics by combining NITE–SiC interlayer and its thickness control[J]. *Journal of the European Ceramic Society*, 2023, 43(8): 3070–3076.
- [27] HE S J, SU L F, ZHAN C T, et al. Low-temperature joining of SiC ceramics by NITE phase using CaO–Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>–MgO–SiO<sub>2</sub> glass as an additive combined with surface oxidation[J]. *Journal of the European Ceramic Society*, 2023, 43(14): 5863–5870.
- [28] NIU W B, XUE J X, WU L X, et al. Low-temperature joining of SiC ceramics using NITE phase with Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>–Ho<sub>2</sub>O<sub>3</sub> additive[J]. *Journal of the American Ceramic Society*, 2020, 103(2): 731–736.
- [29] KIM Y H, JANG S H, KIM Y W. Joining of silicon carbide ceramics using a silicon carbide tape[J]. *International Journal of Applied Ceramic Technology*, 2019, 16(4): 1295–1303.
- [30] JUNG H C, PARK Y H, PARK J S, et al. R&D of joining technology for SiC components with channel[J]. *Journal of Nuclear Materials*, 2009, 386: 847–851.
- [31] KIM H M, KIM Y W. Low temperature pressureless sintering of silicon carbide ceramics with alumina–yttria–magnesia–calcium[J]. *Journal of the Ceramic Society of Japan*, 2019, 127(4): 207–214.
- [32] SINGH M. Affordable, robust ceramic joining technology (arcjoint) for high temperature applications[C]//proceedings of the Joining of Advanced and Specialty Materials: Proceedings from Materials Solutions Conference'98 on Joining of Advanced and Specialty Materials. Rosemont: ASM International, 1998.
- [33] PARK S, JOO S, SONG J S, et al. Optimizing Si–C reaction bonding for SiC joining: Effects of filler composition, thickness, and surface roughness on joint strength[J]. *Journal of the European Ceramic Society*, 2025, 45(7): 117269.
- [34] FITRIANI P, ISKANDAR F, COLKESEN P, et al. Pressureless joining of SiC by molten Si infiltration to the SiC/C filler tape and residual stress analysis[J]. *Journal of the European Ceramic Society*, 2024, 44(9): 5370–5379.
- [35] LUO Z H, JIANG D L, ZHANG J X, et al. Development of SiC–SiC joint by reaction bonding method using SiC/C tapes as the interlayer[J]. *Journal of the European Ceramic Society*, 2012, 32(14): 3819–3824.
- [36] SUNG H W, KIM Y H, KIM D J et al. Joining of reaction bonded silicon carbide using self-infiltration of residual Si present in the RBSC[J]. *Ceramics International*, 2020, 46(18), 28800–28805.
- [37] COLOMBO P, MERA G, RIEDEL R, et al. Polymer-derived ceramics: 40 years of research and innovation in advanced ceramics[J]. *Journal of the American Ceramic Society*, 2010, 93(7): 1805–1837.
- [38] BARROSO G, LI Q, BORDIA R K, et al. Polymeric and ceramic silicon-based coatings—a review[J]. *Journal of Materials Chemistry A*, 2019, 7(5): 1936–1963.
- [39] 赵幸. C/SiC复合材料电场辅助连接工艺及机理研究[D]. 西安: 西北工业大学, 2020.
- ZHAO Xing. Study on electric field-assisted bonding technology and mechanism of C/SiC composites[D]. Xi'an: Northwestern Polytechnical University, 2020.
- [40] WANG X Z, WANG J, WANG H. Synthesis of a novel preceramic polymer (V-PMS) and its performance in heat-resistant organic adhesives for joining SiC ceramic[J]. *Journal of the European Ceramic Society*, 2012, 32(12): 3415–3422.
- [41] LUAN X G, ZHU X Y, DONG X C, et al. Strengthened and toughened SiHfBCN–

- based high-temperature resistant adhesive with SiC NWs[J]. Chinese Journal of Aeronautics, 2024, 37(7): 539–549.
- [42] LUAN X G, DONG X C, LI M, et al. Properties of TiB<sub>2</sub>-PSO modified SiHfBCN-based adhesive through polymer-derived-ceramic route[J]. Ceramics International, 2022, 48(21): 31627–31635.
- [43] XUE J, HOU Y Z, ZHANG L J, et al. Synthesis of novel vinyl preceramic polymer (PBSZ) adhesives and their performances in ceramic joints[J]. Ceramics International, 2024, 50(1): 1038–1049.
- [44] XUE J, HOU Y Z, CHU W, et al. Advanced pressurelessly prepared adhesive composites based on modified preceramic polymer for the joining of amorphous SiBON ceramics[J]. Ceramics International, 2023, 49(16): 26847–26859.
- [45] KHALIFA H E, KOYANAGI T, JACOBSEN G M, et al. Radiation stable, hybrid, chemical vapor infiltration/preceramic polymer joining of silicon carbide components[J]. Journal of Nuclear Materials, 2017, 487: 91–95.
- [46] BIESUZ M, SAUNDERS T G, GRASSO S, et al. Flash joining of conductive ceramics in a few seconds by flash spark plasma sintering[J]. Journal of the European Ceramic Society, 2019, 39(15): 4664–4672.
- [47] SUN L B, WANG S H, HOU C M, et al. Microstructure, mechanical property and bonding mechanism of SiC ceramic joint using a novel Y<sub>2</sub>Si<sub>2</sub>O<sub>7</sub>/Mullite glass-ceramic interlayer[J]. Ceramics International, 2023, 49(11): 17885–17893.
- [48] WANG L, FAN S W, SUN H D, et al. Pressure-less joining of SiC<sub>r</sub>/SiC composites by Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-SiO<sub>2</sub> glass: Microstructure and properties[J]. Ceramics International, 2020, 46(17): 27046–27056.
- [49] FAN S W, LIU J L, MA X, et al. Microstructure and properties of SiC<sub>r</sub>/SiC joint brazed by Y-Al-Si-O glass[J]. Ceramics International, 2018, 44(7): 8656–8663.
- [50] DENG J L, ZHENG B H, HU K Y, et al. Microstructure and mechanical properties of SiC<sub>r</sub>/SiC joints brazed using CaOMgOAl<sub>2</sub>O<sub>3</sub> SiO<sub>2</sub> glass[J]. Ceramics International, 2019, 45(7): 8890–8898.
- [51] FERRARIS M, CASALEGNO V, RIZZO S, et al. Effects of neutron irradiation on glass ceramics as pressure-less joining materials for SiC based components for nuclear applications[J]. Journal of Nuclear Materials, 2012, 429(1–3): 166–172.
- [52] KATOH Y, KOTANI M, KOHYAMA A, et al. Microstructure and mechanical properties of low-activation glass-ceramic joining and coating for SiC/SiC composites[J]. Journal of Nuclear Materials, 2000, 283: 1262–1266.
- [53] MALINVERNI C, SALVO M, ZIETARA M, et al. A yttrium aluminosilicate glass-ceramic to join SiC/SiC composites[J]. Journal of the European Ceramic Society, 2024, 44(6): 3579–3587.
- [54] SUN Z, CHEN X, MAO Y, et al. Joining of SiC ceramics using CaO-Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-SiO<sub>2</sub> (CAS) glass ceramics[J]. Journal of the European Ceramic Society, 2020, 40(2): 267–275.
- [55] SMEACETTO F, D'ISANTO F, CASALEGNO V, et al. Ytterbium disilicate-based glass-ceramic as joining material for ceramic matrix composites[J]. Journal of the European Ceramic Society, 2021, 41(2): 1099–1106.
- [56] FANG J, SUN L B, GUO S S, et al. Study of Li<sub>2</sub>O addition on crystallization behavior and thermal expansion properties of CaO-Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-SiO<sub>2</sub> (CAS) glass-ceramic and its application for joining SiC ceramic[J]. Journal of the European Ceramic Society, 2021, 41(3): 1817–1827.
- [57] TATARKO P, CASALEGNO V, HU C F, et al. Joining of CVD-SiC coated and uncoated fibre reinforced ceramic matrix composites with pre-sintered Ti<sub>3</sub>SiC<sub>2</sub> MAX phase using Spark Plasma Sintering[J]. Journal of the European Ceramic Society, 2016, 36(16): 3957–3967.
- [58] FITRIANI P, KWON H, ZHOU X B, et al. Joining of SiC<sub>r</sub>/SiC using a layered Ti<sub>3</sub>SiC<sub>2</sub>-SiCw and TiC gradient filler[J]. Journal of the European Ceramic Society, 2020, 40(4): 1043–1051.
- [59] ZHAO X, DUAN L Y, WANG Y G. Improved shear strength of SiC-coated 3D C/SiC composite joints with a tailored Ti-Si-C interlayer[J]. Journal of the European Ceramic Society, 2019, 39(4): 788–797.
- [60] YU T, KWON H, SHI L K, et al. Joining of Ti-coated monolithic SiC using a SiCw/Ti<sub>3</sub>SiC<sub>2</sub> filler by electric field-assisted sintering[J]. Journal of the European Ceramic Society, 2021, 41(3): 1834–1840.
- [61] LIU J W, ZHOU X B, TATARKO P, et al. High-strength SiC joints with a novel in situ formed SiC/Al<sub>4</sub>SiC<sub>4</sub> joining filler[J]. Journal of the European Ceramic Society, 2020, 40(15): 5172–5179.
- [62] ZHOU X B, LIU Z, LI Y F, et al. SiC ceramics joined with an in situ reaction gradient layer of TiC/Ti<sub>3</sub>SiC<sub>2</sub> and interface stress distribution simulations[J]. Ceramics International, 2018, 44(13): 15785–15794.
- [63] YANG H, ZHOU X B, SHI W, et al. Thickness-dependent phase evolution and bonding strength of SiC ceramics joints with active Ti interlayer[J]. Journal of the European Ceramic Society, 2017, 37(4): 1233–1241.
- [64] TATARKO P, CHLUP Z, MAHAJAN A, et al. High temperature properties of the monolithic CVD β-SiC materials joined with a pre-sintered MAX phase Ti<sub>3</sub>SiC<sub>2</sub> interlayer via solid-state diffusion bonding[J]. Journal of the European Ceramic Society, 2017, 37(4): 1205–1216.
- [65] FITRIANI P, SEPTIADI A, HYUK J D, et al. Joining of SiC monoliths using a thin MAX phase tape and the elimination of joining layer by solid-state diffusion[J]. Journal of the European Ceramic Society, 2018, 38(10): 3433–3440.
- [66] SHI L K, ZHOU X B, XU K, et al. Low temperature seamless joining of SiC using a Ytterbium film[J]. Journal of the European Ceramic Society, 2021, 41(15): 7507–7515.
- [67] ZHOU X B, LIU J W, ZOU S R, et al. Almost seamless joining of SiC using an in situ reaction transition phase of Y<sub>3</sub>Si<sub>2</sub>C<sub>2</sub>[J]. Journal of the European Ceramic Society, 2020, 40(2): 259–266.
- [68] ZHOU X B, YU T, XU J, et al. Ultrafast low-temperature near-seamless joining of C<sub>r</sub>/SiC using a sacrificial Pr<sub>3</sub>Si<sub>2</sub>C<sub>2</sub> filler via electric current field-assisted sintering technique[J]. Journal of the European Ceramic Society, 2022, 42(15): 6865–6875.
- [69] 单庆亮, 胡建宝, 李浩林, 等. 航空发动机用自愈碳化硅陶瓷基复合材料研究进展[J]. 航空制造技术, 2023, 66(19): 48–58.
- SHAN Qingliang, HU Jianbao, LI Haolin, et al. Progress on self-healing silicon carbide ceramic matrix composites[J]. Aeronautical Manufacturing Technology, 2023, 66(19): 48–58.
- [70] 李旭勤, 胡书春, 李波, 等. 耐高温高强度陶瓷高温胶及制备方法、应用: CN113174206B[P]. 2022–04–15.

- LI Xuqin, HU Shuchun, LI Bo, et al. High-temperature-resistant high-strength ceramic adhesive and its preparation method and application: CN113174206B [P]. 2022-04-15.
- [71] ZHANG C, WANG B, WANG Y F, et al. Technology roadmap for composite joining and repair[J]. *Composites Part B: Engineering*, 2025, 293: 112132.
- [72] ISLAM S, BHAT G. Progress and challenges in self-healing composite materials[J]. *Materials Advances*, 2021, 2(6): 1896-1926.
- [73] TAVANGARIAN F, HUI D, LI G Q. Crack-healing in ceramics[J]. *Composites Part B: Engineering*, 2018, 144: 56-87.
- [74] 王翰辉, 林长亮, 李恭楠, 等. 氧化防护陶瓷涂层自修复与再制造研究进展[J]. *航空制造技术*, 2024, 67(19): 125-134.
- WANG Hanhui, LIN Changliang, LI Gongnan, et al. Research progress on self-healing and remanufacturing of oxidation resistant ceramic coatings[J]. *Aeronautical Manufacturing Technology*, 2024, 67(19): 125-134.
- [75] CHU M C, CHO S J, LEE Y C, et al. Crack healing in silicon carbide[J]. *Journal of the American Ceramic Society*, 2004, 87(3): 490-492.
- [76] KOROUŠ J, CHU M C, NAKATANI M, et al. Crack healing behavior of silicon carbide ceramics[J]. *Journal of the American Ceramic Society*, 2000, 83(11): 2788-2792.
- [77] HE F, CAO Y J, LIU Y S, et al. Self-healing and failure behavior of yttrium silicate coated SiC<sub>z</sub>/SiC composites in air at elevated temperatures[J]. *Ceramics International*, 2023, 49(3): 5335-5344.
- [78] MONTEVERDE F, SARAGA F, REIMER T, et al. Thermally stimulated self-healing capabilities of ZrB<sub>2</sub>-SiC ceramics[J]. *Journal of the European Ceramic Society*, 2021, 41(15): 7423-7433.
- [79] MAMIVAND M, ASLE ZAEEM M, EL KADIRI H, et al. Phase field modeling of the tetragonal-to-monoclinic phase transformation in zirconia[J]. *Acta Materialia*, 2013, 61(14): 5223-5235.
- [80] TAKAHASHI K, JUNG Y S, NAGOSHI Y, et al. Crack-healing behavior of Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>/SiC composite under stress and low oxygen pressure[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2010, 527(15): 3343-3348.
- [81] KUNZ W, KLEMM H, MICHAELIS A. Crack-healing in ytterbium silicate filled with silicon carbide particles[J]. *Journal of the European Ceramic Society*, 2020, 40(15): 5740-5748.
- [82] VELTRI R D, CONDIT D A, GALASSO F S. Chemical vapor deposited sic matrix composites[J]. *Journal of the American Ceramic Society*, 1989, 72(3): 478-480.
- [83] PARK J W, KIM E S, KIM J U, et al. Enhancing the oxidation resistance of graphite by applying an SiC coat with crack healing at an elevated temperature[J]. *Applied Surface Science*, 2016, 378: 341-349.
- [84] MEI H, XU Y, TAO J, et al. Oxidation resistance comparison of coating repaired mechanical cracks in carbon fibre reinforced silicon carbide composite[J]. *Advances in Applied Ceramics*, 2016, 115(6): 322-326.
- [85] LIU T L, XIONG L J, CHEN Z F, et al. Pore defects repair of CCF/SiC composites fabricated by additive manufacturing[J]. *Ceramics International*, 2024, 50(13): 24358-24367.
- [86] FITZER P D E, HEGEN D D. Chemical vapor deposition of silicon carbide and silicon nitride—Chemistry's contribution to modern silicon ceramics[J]. *Angewandte Chemie International Edition in English*, 1979, 18(4): 295-304.
- [87] HOU J Q, CHEN R C, ZENG Y Y, et al. Thermal shock and ablation resistance of SiC coating repaired by gaseous silicon infiltration[J]. *Journal of Inorganic Materials*, 2025, 40(2): 168.
- [88] 陈举, 苏倩, 耿永祥, 等. 热障涂层失效行为及其修复再制造研究进展[J]. *航空工程进展*, 2021, 12(4): 25-35.
- CHEN Ju, SU Qian, GENG Yongxiang, et al. Research progress on failure behavior and repair remanufacturing of thermal barrier coatings[J]. *Advances in Aeronautical Science and Engineering*, 2021, 12(4): 25-35.
- [89] YANG X, ZHANG J, LU Z, et al. Removal and repair techniques for thermal barrier coatings: A review[J]. *Transactions of the IMF*, 2020, 98(3): 121-128.
- [90] 陈曼华, 陈朝辉. 聚碳硅烷先驱体的交联与陶瓷产率[J]. *材料科学与工程学报*, 2003, 21(3): 368-370.
- CHEN Manhua, CHEN Zhaohui. Study on cross-linking and ceramic yield of pre-ceramic of polycarbosilane/divinyl benzene[J]. *Materials Science and Engineering*, 2003, 21(3): 368-370.
- [91] MORAES K V, INTERRANTE L V. Processing, fracture toughness, and vickers hardness of allylhydridopolycarbosilane-derived silicon carbide[J]. *Journal of the American Ceramic Society*, 2003, 86(2): 342-346.
- [92] 李恩重, 郭伟玲, 徐滨士, 等. 填料增强先驱体转化法制备陶瓷涂层的研究进展[J]. *表面技术*, 2021, 50(10): 66-79.
- LI Enzhong, GUO Weiling, XU Binshi, et al. Research progress on preparation of polymer derived ceramic coatings reinforced by fillers[J]. *Surface Technology*, 2021, 50(10): 66-79.
- [93] 陈科吉, 李鹏飞, 徐彩虹, 等. 硅基聚合物耐高温衍生陶瓷涂层制备与应用研究进展[J]. *材料工程*, 2024, 52(4): 12-23.
- CHEN Keji, LI Pengfei, XU Caihong, et al. Research progress in preparation and application of silicon-containing polymer derived high temperature resistant ceramic coatings[J]. *Journal of Materials Engineering*, 2024, 52(4): 12-23.
- [94] SCHLIER L, FU Z W, HARRIS J, et al. Crack healing of ferrosilicochromium-filled polymer-derived ceramic composites[J]. *Journal of the European Ceramic Society*, 2018, 38(6): 2495-2501.
- [95] 胡凯悦. C/C飞机刹车材料外场防氧化修复涂层的制备及性能[D]. 西安: 长安大学, 2020.
- HU Kaiyue. Preparation and properties of field anti-oxidation repair coating for C/C aircraft brake materials[D]. Xi'an: Changan University, 2020.
- [96] ZHANG Z K, CHEN Z F, LU L, et al. Ceramic repair agents for damaged CMC: Assessing repair performance[J]. *Journal of the European Ceramic Society*, 2025, 45(4): 117108.
- [97] LI X B, LI T, SHI B W, et al. The influence of substrate tilt angle on the morphology of laser cladding layer[J]. *Surface and Coatings Technology*, 2020, 391: 125706.
- [98] ZHOU L, MA G Z, ZHAO H C, et al. Research status and prospect of extreme high-speed laser cladding technology[J]. *Optics & Laser Technology*, 2024, 168: 109800.
- [99] CHEN Z W, LI Z Y, LI J J, et al. 3D printing of ceramics: A review[J]. *Journal of the European Ceramic Society*, 2019, 39(4): 661-687.
- [100] ZOCCA A, LIMA P, DIENER S, et al. Additive manufacturing of SiSiC by layerwise slurry deposition and binder jetting (LSD-print)[J]. *Journal of the European Ceramic Society*, 2019, 39(13): 3527-3533.
- [101] RAHMAN RASHID R A, BARR

C J, PALANISAMY S, et al. Effect of clad orientation on the mechanical properties of laser-clad repaired ultra-high strength 300 M steel[J]. Surface and Coatings Technology, 2019, 380: 125090.

[102] WANG H H, LI H J, SHI X H, et al. Repair of SiC coating on carbon/carbon composites by laser cladding technique[J]. Ceramics International, 2020, 46(11): 19537–19544.

[103] LUSQUINOS F, POU J, QUINTERO F, et al. Laser cladding of SiC/Si composite coating on Si-SiC ceramic substrates[J]. Surface and Coatings Technology, 2008, 202(9): 1588–1593.

[104] BALLA V K, BOSE S, BANDYOPADHYAY A. Processing of bulk alumina ceramics using laser engineered net shaping[J]. International Journal of Applied Ceramic Technology, 2008, 5(3): 234–242.

[105] BEESE A M, CARROLL B E. Review of mechanical properties of Ti-6Al-4V made by laser-based additive manufacturing using powder feedstock[J]. JOM, 2016, 68(3): 724–734.

[106] CHEN Z, SUN X H, SHANG Y P, et al. Dense ceramics with complex shape fabricated by 3D printing: A review[J]. Journal of Advanced Ceramics, 2021, 10(2): 195–218.

[107] MÜHLER T, WIRTH C, ASCHERI

M, et al. Slurry-based powder beds for the selective laser sintering of silicate ceramics[J]. Journal of Ceramic Science and Technology, 2015, 6: 113–117.

[108] WANG H H, TENG L, XU J, et al. Enhanced oxidation resistance of Mo-modified Si-SiC coating on C/C composites by laser-inducing[J]. Applied Surface Science, 2022, 575: 151786.

通信作者: 张毅, 副研究员, 主要从事陶瓷基复合材料的设计与应用研究。

## Research Progress and Development Trend of Ceramic Matrix Composites Joining and Repair Technology

LIU Yongsheng<sup>1</sup>, LIU Mingyang<sup>1</sup>, ZHOU Zhe<sup>1</sup>, WANG Yuxi<sup>1</sup>, LI Xuqin<sup>2</sup>, WANG Xue<sup>3</sup>,  
LIU Bin<sup>4</sup>, ZHANG Yi<sup>1</sup>

(1. Science and Technology on Thermostructural Composite Materials Laboratory, Northwestern Polytechnical University, Xi'an 710072, China;

2. Chengdu Technological University, Chengdu 611730, China;

3. AVIC Shenyang Aircraft Company Limited, Shenyang 110034, China;

4. School of Aeronautics, Northwestern Polytechnical University, Xi'an 710072, China)

**[ABSTRACT]** Ceramic matrix composites (CMC) are internationally recognized as the next generation of thermal structural materials. CMC material designation standards have been established and modular design methods have been developed. CMC have been widely applied and validated in high-temperature end components in multiple aerospace fields. As ceramic matrix composites transition from laboratory research and development to engineering application and mass production, joining and repair technologies have become key to driving the application of these composites. Given the interconnection between joining and repair technologies, this paper systematically reviews the research progress and development trends in the joining and repair technologies for ceramic matrix composites. For joining technologies, which need to address both chemical and physical compatibility, this review summarizes the research progress on active brazing, metallic diffusion bonding, nano-Infiltration and transient eutectic bonding, reaction infiltration siliconization, and adhesive bonding. For the rapid and effective repair of surface damage in ceramic matrix composites, this review also covers the application progress of self-healing technologies, chemical vapor deposition, slurry coating, and laser cladding. Finally, the development trends of an integrated design approach for joining and repair of ceramic matrix composites are prospected.

**Keywords:** Ceramic matrix composites; Joining; Surface repair; Processing; Self-healing

(责编 大漠)