第 49 卷第 9 期
2021 年 9 月

硅 酸 盐 学 报
JOURNAL OF THE CHINESE CERAMIC SOCIETY

Vol. 49，No. 9
September，2021

http://www.gxyb.cbpt.cnki.net

**DOI**：10.14062/j.issn.0454-5648.20200838

综 合 评 述

# 碳纤维增韧陶瓷基摩擦材料的研究现状、挑战与展望

张梦航，段俊杰，王晶晶，陈鹏举，李金伟，李 专，肖 鹏，李 杨

(中南大学粉末冶金研究院，长沙 410083)

**摘 要**：碳纤维增韧炭基和陶瓷基双基体复合材料(碳陶摩擦材料)，因其具有密度低(≤2.5 g/cm$^3$)、耐高温(耐温性可达1 600 ℃)、抗氧化、耐腐蚀、耐摩擦等特点，作为高性能摩擦材料，在高铁和重型卡车等高速、重载装备的制动领域具有十分广阔的前景。结合国内外的研究进展以及作者所在研究团队前期 10 余年的工作基础，阐述了当前碳陶摩擦材料的制备方法、微结构设计、摩擦磨损机理、改性和应用等方面的研究现状及其所存在的挑战，并对其未来的发展方向进行了展望。

**关键词**：碳陶摩擦材料；摩擦磨损性能；碳纤维
**中图分类号**：TB33　　**文献标志码**：A　　**文章编号**：0454–5648(2021)09–1878–20
**网络出版时间**：2021–07–23



# Research Status, Challenges and Prospects of High-Performance Carbon Fiber Reinforced Ceramic Matrix Friction Materials

*ZHANG Menghang*, *DUAN Junjie*, *Wang Jingjing*, *CHEN Pengju*, *LI Jinwei*, *LI Zhuan*, *XIAO Peng*, *LI Yang*
(Powder Metallurgy Research Institute, Central South University, Changsha 410083, China)

**Abstract:** Carbon fiber reinforced carbon and ceramic dual-matrix composites (C/C–SiC) have the characteristics of low density (≤2.5g/cm$^3$), high-temperature resistance (to 1 600 ℃), good oxidation resistance, corrosion resistance, and excellent friction and wear resistance. As high-performance friction materials, C/C–SiC composites present a promising application potential in the fields of high-speed and heavy-duty equipment. Recent work on the preparation methods, microstructure design, friction and wear mechanism, modification and application of C/C–SiC friction materials were summarized, and the prospects for development of C/C–SiC composites were also proposed.

**Keywords:** carbon ceramic composite; friction and wear performance; carbon fiber

近年来，中国交通运输行业得到了迅速的发展。虽然中国高铁的发展起步较晚，但自 2003 年后期高铁进入运输市场后飞速发展，高铁总里程数由 2015 年的 19 838 km 增长至 2018 年的 29 904 km，在铁路总里程中由 2015 年的 16.4%增长至 2018 年的 22.7%，在铁路客运总量中由 2015 年的 37.9%增长至 2018 年的 60.9%。截至 2019 年底，中国高铁总里程数已突破 35 000 km，超过世界高铁总里程的 2/3[1]。目前，中国商业高速铁路的最高运行速率已达 350 km/h，并有望在不久的将来提高至约 500 km/h[2]。越来越高的运行速度使其对制动系统的依赖越来越大，制动系统的稳定性、制动能力已逐渐成为制约高速铁路进一步提速的因素之一。在紧急制动的过程中，制动器摩擦副的最大局部表面温度可超过 1 100 ℃[3]，已接近传统金属基制动材料的使用极限。且由于热应力存在，易在摩擦副表面

收稿日期：2020–11–06。　修订日期：2020–12–11。
基金项目：湖南省自然科学基金(2019JJ50768)资助。
第一作者：张梦航(1998—)，男，硕士研究生。
通信作者：李 杨(1987—)，男，副教授。

**Received date:** 2020–11–06.　**Revised date:** 2020–12–11.
**First author:** ZHANG Menghang (1998–), male, Master candidate.
**E-mail:** menghangzhang_nju@163.com
**Correspondent author:** LI Yang (1987–), male, Ph.D., Associate Professor.
**E-mail:** liyang_csu@126.com and liyang16@csu.edu.cn

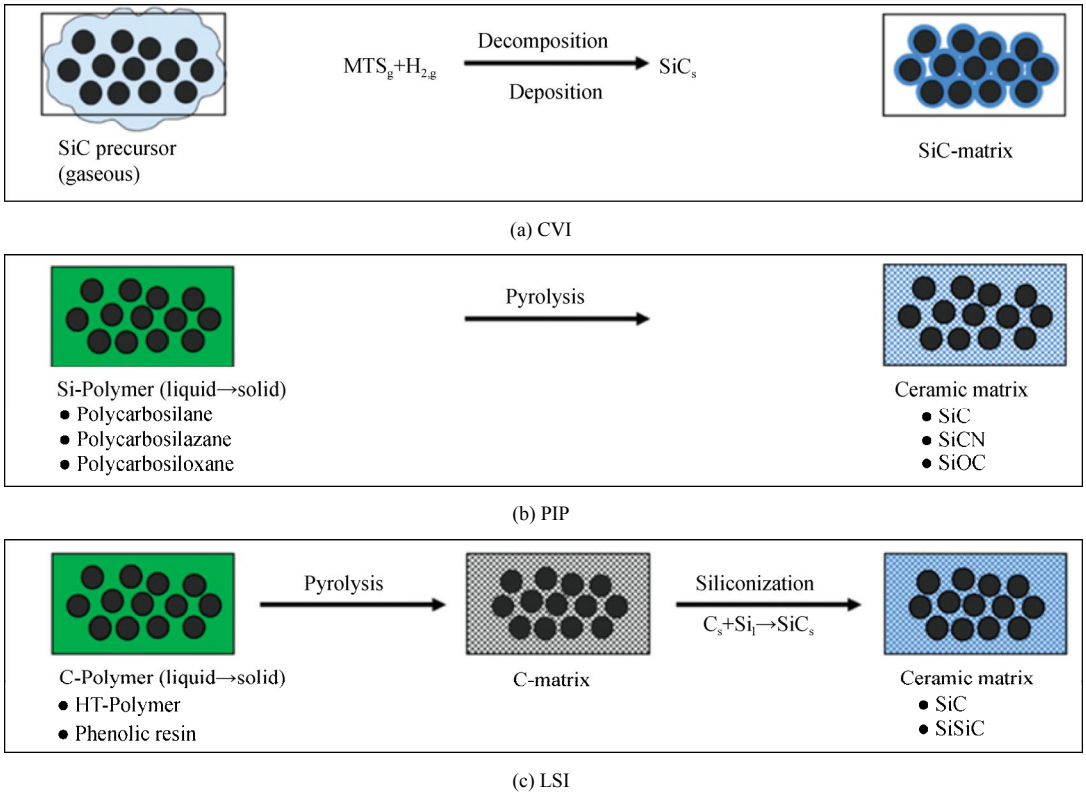
产生裂纹[4]。越来越严苛的使用环境对摩擦制动材料提出了更高的要求，需要更高性能的新一代制动材料以匹配交通运输业的飞速发展。

碳纤维增韧炭基和碳化硅基双基体复合材料(C/C–SiC)作为新一代陶瓷基摩擦复合材料的典型代表，具备十分广阔的发展空间于应用潜力。与碳纤维增强碳基复合材料(C/C)相比，C/C–SiC 复合材料既保留了 C/C 复合材料轻质、耐高温和耐腐蚀等特点，同时具备更好的力学性能，且克服了 C/C 复合材料静态和湿态摩擦系数低且不稳定和高温抗氧化能力差等问题[5]，是高速列车、重型卡车等高速/重载等装备制动系统的理想摩擦材料。

本工作综合阐述了国内外学者以及本课题组在 C/C–SiC 摩擦材料的制备工艺、微结构设计、摩擦磨损机理和性能优化等方面的所做的研究，并讨论了 C/C–SiC 复合材料在工程化应用中所存在的挑战，并对其未来的发展方向进行了展望。

## 1　C/C–SiC 摩擦材料制备方法

C/C–SiC 摩擦材料制备过程中最关键的工序之一就是在碳纤维预制体中引入陶瓷基体组元。图 1 为德国宇航中心(DLR)制备 C/C–SiC 摩擦材料的几种方法示意图[6]。目前，C/C–SiC 摩擦材料的制备方法主要有 3 种：化学气相渗透法(Chemical Vapor Infiltration, CVI)、聚合物浸渗热解法(Polymer Infiltration and Pyrolysis, PIP)和反应熔渗法(Reactive Melt Infiltration, RMI)。




CVI is chemical vapor infiltration;PIP is polymer infiltration and pyrolysis; RMI is reactive melt infiltration; LSI is liquid silicon infiltration.

图 1　DLR 制备 C/C–SiC 复合材料的不同方法示意图[6]

Fig. 1　Schematic overview of the different methods used for preparation of C/C–SiC composites in DLR[6]

### 1.1　化学气相渗透法

1.1.1　原理简介　　化学气相渗透法是在化学气相沉积(CVD)的基础上拓展的复合材料制备方法[7–9]。此材料制备方法与 CVD 的区别在于，CVD 为在材料表面沉积涂层，CVI 可将特定气体渗入多孔预制体内部，在材料内部发生化学反应并附着沉积。其具体的制备工艺流程如图 2 所示。

化学气相渗透法被广泛应用于制备 C/C–SiC 复合材料。首先以 $C_3H_6$ 为碳源、辅以 $H_2$ 和 $N_2$ (或 Ar)等气体分别做为载气或稀释气体，在纤维预制体中的碳纤维表面沉积一层热解碳(PyC)，然后再以(MTS)为硅源、辅以 $H_2$ 和 $N_2$ (或 Ar)气体，渗入碳纤维预制体，发生 MTS 高温分解，原位沉积出 SiC 基体[10–11]。反应式如下：

$$C_3H_6 \rightarrow PyC + C_xH_y$$

$$CH_3SiCl_3 + H_2 \rightarrow SiC + 3HCl + H_2$$

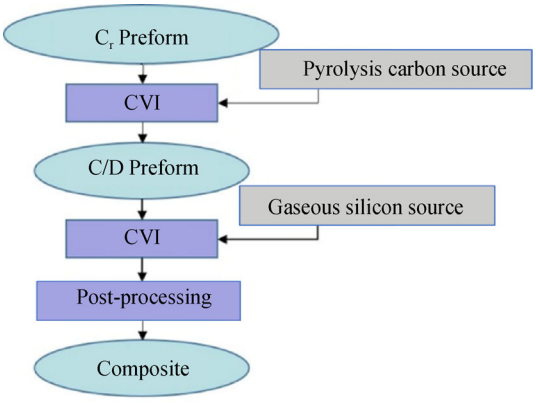



图 2 化学气相渗透法工艺流程图
Fig. 2 Flow chart of CVI process

CVI 方法所用气体较为广泛，并不局限于单一气源，含有碳或碳硅元素、其沸点在合适温度的有机物均可作为气源，凡是化学性质稳定，不影响 CVI 过程中的化学反应，均可作为辅助气体，如 Ar，起到保护、稀释作用。有学者以 $SiCl_4$、$CCl_4$、$H_2$ 混合气体共沉积，同样得到了热解碳和 SiC 基体[12]。

1.1.2 问题及解决途径 CVI 过程主要涉及气体传输和化学反应 2 方面，由于气体传输进入预制体内部的距离较远，因此相较于外部沉积较困难，当外部沉积层逐渐增厚，预制体的气体通道被阻塞而影响气体向内部的扩散，出现“瓶颈效应”，从而导致最终的复合材料内外成分不均匀，内部存在大量孔洞，外部沉积过多 SiC 而凝结成壳的现象[13]。

常规处理凝结壳的方法是通过机械打磨或者激光加工等机加工去除表面结皮，重新贯通孔洞，然后再次进行 CVI，如此循环数次可基本解决密度梯度问题。但 CVI 过程存在着气体利用率低、增密速度慢等问题，这些因素大大延长了材料的制备周期，极大地增大制备成本。通常，CVI 过程可达 300～1000 h，而一个完整的制备周期往往可持续数周甚至数月，这无疑极大限制了 CVI 所制备 C/C–SiC 摩擦材料的发展应用。

如何在解决密度梯度问题的同时大幅缩短制备周期是 CVI 方法能否制备具有优异性能 C/C–SiC 复合材料的关键。为此，人们提出了许多有效的方法，如将 CVI 法与 RMI 法相结合[14–15]，沉积过程中采用热梯度(TCVI)[16]、强对流(FCVI)[17]、脉冲(PCVI)[18]和激光辅助(LA–CVI)[19]等。另外，还有学者在结合了诸多方法的同时，提出通过改变前驱体的组成，在一定程度上可实现加快沉积的目的。Wang 等使用蒸发煤油作前驱体进行热梯度化学气相渗透，极大的缩短了制备时间[20]。

CVI 过程不仅周期长、成本高，还极具危险性，制备过程中所用到的原料存在腐蚀性、毒性、爆炸性等问题，在实际的生产过程中有着很大的安全隐患，这使得 CVI 生产对设备安全性、人员基本操作素养等均提出了很高的要求。单一的 CVI 工艺由于其低效率、高成本等问题，目前很少用于制备低成本高性能的 C/C–SiC 摩擦材料。但在航空航天等对成本不敏感的领域，CVI 制备的陶瓷基复合材料作为结构件正发挥越来越重要的作用。

### 1.2 聚合物浸渗热解法

1.2.1 原理简介 PIP 法是以含硅有机物作为 SiC 陶瓷源，在一定温度和压力条件下，使液态有机先驱体渗透进入碳纤维预制体内并与碳纤维基体交联固化，后通过高温热处理，使先驱体发生裂解获得 SiC 陶瓷的方法。具体的制备工艺流程如图 3 所示：

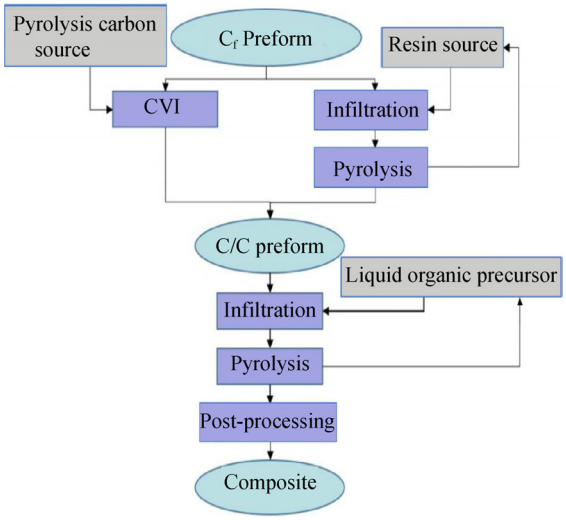



图 3 PIP 工艺流程图
Fig. 3 Flow chart of PIP process

PIP 法制备 C/C–SiC 复合材料中的界面形成可分为 3 个阶段：第 1 阶段为先驱体与碳纤维接触与润湿过程；第 2 阶段为液态先驱体的干燥固化；第 3 阶段为先驱体高温裂解转化为 SiC。前驱体高温裂解的过程中，除了生成 SiC 基体外，通常还会产生气体。

先驱体种类繁多，常见有聚硅氧烷(PSO)、聚碳硅烷(PCS)、聚硅氮烷(PSZ)等。根据裂解气氛、温度等条件的不同，先驱体的裂解产物有所不同，聚

硅氧烷多为 SiOC，聚碳硅烷多为 SiC，聚硅氮烷多为 SiCN。聚硅氧烷价格低廉、合成简单，被认为是低成本制备 1 400 ℃使用的陶瓷基复合材料的最佳先驱体[21]。聚碳硅烷可完全转化为 SiC，使 PIP 成为制备 C/C–SiC 复合材料的有效途径之一，且流动性好、陶瓷产率高，受到了诸多学者的广泛关注[22]。聚硅氮烷用途广泛[23]，可作为先驱体制备 C/SiCN 复合材料[24]，抗氧化、抗磨损陶瓷涂层[25]，多孔陶瓷材料[26]，黏结陶瓷[27]，温度/压力传感器陶瓷[28]等。

1.2.2　问题及解决途径　　PIP 制备 C/C–SiC 复合材料的过程中，影响最终制品性能的因素主要有：1) 由于先驱体裂解而产生体积收缩，可引起较大的内应力甚至出现裂纹；2) 由于先驱体裂解产生的体积收缩和质量损失，使最终的制品难以达到完全的致密化；3) 热处理时先驱体的裂解使碳纤维产生一定程度的损伤；4) 由于先驱体裂解时的质量损失，要使制品达到一定的密度，需进行多次浸渗–裂解，由此造成碳纤维的高温损伤累积。

先驱体的裂解过程对碳纤维会造成一定的损伤，其损伤机理主要包括[29–30]：1) 化学反应对碳纤维的损伤，在裂解过程中产生的氧化性裂解气体对碳纤维的氧化作用、具有很高活性的碳纤维表面缺陷与先驱体中的有机活性基团发生反应、杂质原子与碳纤维发生反应；2) 界面扩散对碳纤维的损伤，主要过程为高温下活性原子向碳纤维内部扩散造成的截面积减小；3) 物理作用对碳纤维的损伤：主要为热应力，产生热应力的因素包括先驱体裂解造成的体积收缩、SiC 基体与碳纤维之间热膨胀系数存在差异。

单次的 PIP 过程并不能达到复合材料致密度要求。通常需要多次 PIP 过程循环，不断提升密度、减小孔隙率，以达到最终的要求。浸渗次数对复合材料的密度、表观气孔率和比表面积有着显著的影响，随浸渗次数的增加，表观孔隙率逐渐降低、孔洞逐渐圆润化、密度逐渐增大、比表面积逐渐减小、力学性能逐渐提高[31]。但多次的浸渍裂解处理会造成纤维损伤的累积，严重损失碳纤维对基体的增强作用。

如何尽可能减少浸渍次数、快速提升制品的致密度是 PIP 法能否制备优异性能 C/C–SiC 复合材料的关键。许多工艺参数也可直接影响 C/C–SiC 复合材料的最终性能，如浸渍液浓度、预制体密度、裂解温度、浸渍工艺方法等[32]，较为有效的方法为，在浸渍的过程中辅以真空、加热、超声[33]等，可有效提高浸渍效率、减小纤维损伤、缩短制备周期。从原料的角度出发，目前，较为可行的解决途径主要有：采用陶瓷产量更高的前驱体、引入惰性填料抑制收缩、引入活性填料。较为有效的方法是向浆料中引入活性填料，其基本原理为活性填料在热处理的过程中与先驱体裂解产物或保护性气氛发生反应生成第三相，以提高陶瓷产率、降低气孔率、产生体积膨胀抵消前驱体裂解产生的体积收缩等。引入的活性填料如 B 粉[34]、Ti 粉[35]、$TiSi_2$[36]、Cr 粉[37]、W 粉[38]、Al 粉[39]等。但这会引入第三相，第三相的引入同样会对 C/C–SiC 复合材料的综合性能产生影响，因此需要进一步更细致深入的研究。相较于 CVI 工艺会产生结壳的现象，PIP 在制备厚壁工件时更具优势。PIP 法可制备大批量厚壁，复杂形状构件。

### 1.3　反应融渗法

1.3.1　原理简介　　反应熔渗法，又称为熔融渗硅法(Molten/Liquid Silicon Infiltration，简称 MSI/LSI)，是在高温下以毛细管作用力将液态 Si 渗入多孔碳纤维预制体内，液态 Si 与碳反应生成 SiC，并最终制得 C/C–SiC 复合材料。具体的制备工艺流程如图 4 所示：

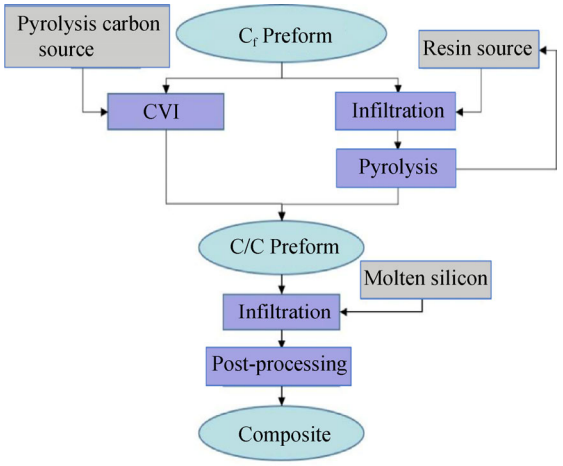



图 4　反应融渗法工艺流程图

Fig. 4　Flow chart of LSI process

关于熔渗机理，目前主要有溶解–沉淀机理[40]、扩散机理[41]等。溶解–沉淀机理认为，液态 Si 与固态 C 接触时，C 首先溶解进入液态 Si 中，此过程放热进而加速 C 的溶解，后在低温区溶解度达到饱和并优先沉积在 C 的缺陷部位。扩散机理认为：液态 Si 与固态 C 接触后，在很短的时间内就可形成 SiC 层，SiC 层的形成阻碍了 Si 与 C 的进一步

反应，只能通过 Si 与 C 在 SiC 层中的扩散实现 SiC 的沉积生长。研究表明：这 2 种机理在实际过程中同时出现。

1.3.2 问题及解决途径 相比 CVI 和 PIP，RMI 大幅缩短了制备周期和成本，且制备的 C/C–SiC 开孔率低，具备相对较好的工程适用性。高温条件下液 Si 易与碳纤维或基体碳生成 SiC 基体。液硅对无涂层保护碳纤维的侵蚀造成碳纤维强度大幅下降，最终导致 C/C–SiC 摩擦材料力学性能偏低[42]。因此在进行熔融渗硅前多采用 CVI、浆料渗透(Slurry Infiltration，简称 SI)等方法在碳纤维表面制备抗硅化保护层，如 SiC[43]、BN[44]、热解碳[45]等。此外，在碳纤维表面沉积涂层还可起到改变界面性质的作用，使界面结合强度既不太强也不太弱，进而促进裂纹偏转和载荷传递，形成原子扩散屏障和松弛残余应力等，材料断裂时纤维拔出以实现增韧效果[46]。

采用 RMI 法制备 C/C–SiC 复合材料的过程中，由于不能保证所有溶渗进入碳纤维预制体内部的液态 Si 全部与 C 发生反应形成 SiC 基体，因此，最终的复合材料内部可能存在一定量的残余 Si，残余 Si 的存在对 C/C–SiC 复合材料的综合性能有一定影响[47]。陈飞雄等[48]研究了残余硅对 C/C–SiC 复合材料摩擦磨损性能的影响。结果表明：在摩擦系数方面，有降低摩擦系数但增大摩擦系数波动的趋势，在磨损量方面，有降低磨损量但提高磨损量稳定性的趋势。

因此，如何合理控制各相的相对含量、整体分布以及微观结构是 RMI 法能否制备优异性能 C/C–SiC 复合材料的关键。目前，为了防止出现残余硅、尽量削弱残余硅的影响，研究学者多采用硅合金融渗，如 Si–Mo 合金[49]、Si–Cr 合金[50]、Si–Zr 合金[51]等，但这会引入第三相，第三相的引入同样会对 C/C–SiC 复合材料的综合性能产生影响。

有学者采用其他方法如包埋法去除 C/C–SiC 复合材料内部的残余硅。包埋法为将材料置于包埋料中，在惰性气氛中高温处理，包埋料与材料基体发生反应从而制备涂层或达到其他目的的方法。Chen 等[52]以 RMI 法制备 C/C–SiC 复合材料，并采用包埋法完全去除 C/C–SiC 内部的残余硅，研究了去除残余硅前后材料的微观结构和力学性能。结果表明：包埋法去除残余硅后，材料密度下降、孔隙度增大、形成了大量的微裂纹和微孔洞，各项力学性能均有所下降。综上所述，目前主流的的制备方法所制备的 C/C–SiC 复合材料在成分组成、微观形貌等方面存在些许不同。

图 5 为各制备方法所制备的 C/C–SiC 复合材料的微观结构示意图。由图 5 可见，不同的制备方法所制备的 C/C–SiC 复合材料成分组成与微观结构的不同使得复合材料的性能存在较大差异。表 1 对比了不同制备方法的各项指标。

## 2 C/C–SiC 摩擦材料微结构设计

### 2.1 碳纤维预制体结构设计

目前，制备 C/C–SiC 摩擦材料最典型的碳纤维预制体结构有短纤维模压和 2.5D 针刺结构。最初制备的 C/C–SiC 摩擦材料采用的是 2D 碳布叠层结构，但由于其层间剪切强度较低，且在垂直摩擦面方向热导率较低，造成摩擦性能不稳定[53]，遂逐渐被 2.5D 针刺结构所取代。而其他 3D 针织或编织等结构由于成本高昂而较少在 C/C–SiC 摩擦材料上采用。

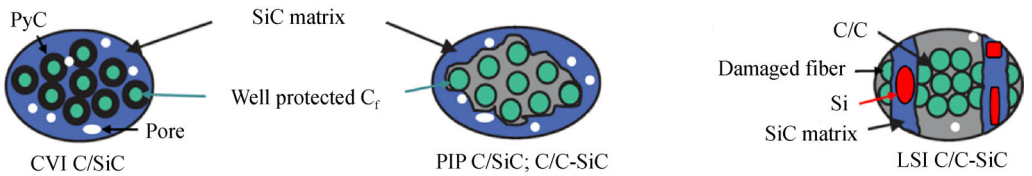



图 5 CVI、PIP 和 LSI 制备 C/C–SiC 复合材料典型显微结构示意图[6]

Fig. 5 Typical microstructure schematic diagram of carbon ceramic fabricated by CVI, PIP and LSI process[6]

**表 1 不同制备方法的各项参数对比**

**Table 1 Comparison of various parameters of different preparation methods**

| Preparation mothod | Cost | Preparation time/h | Mechanical properties | Porosity/% | Residual phase |
|---|---|---|---|---|---|
| CVI | High | 300–1 000 | Best | 10–15 | |
| PIP | Relatively high | 200 | Excellent | 10–15 | |
| RMI/LSI | Relatively low | 30–50 | Average | 2–5 | 4%–8% Si |

2.5D 针刺结构，如图 6 所示，是按照“0°无纬布–网胎–90°无纬布–网胎”方式铺层到一定厚度时，采用接力式针刺，通过带有倒钩的针将垂直方向碳纤维刺入，从而把多层纤维连成整体。通过调整刺针型号、倒钩数量、针刺密度和深度来控制垂直方向纤维含量。但针刺工艺会对平面内纤维造成损伤，因此必须合理控制工艺参数。2.5D 针刺结构改善了 2D 碳布叠层横向热导率较低的不足，又在保证摩擦材料所需的力学性能范围内相对降低了成本，因此成为目前国内最常用的结构之一。

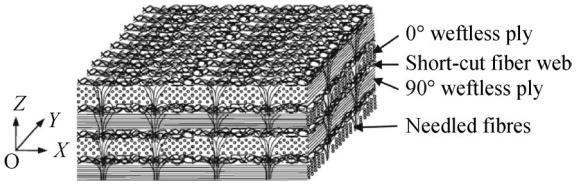



图 6　2.5D 针刺碳纤维结构示意图[54]

Fig. 6　Schematic of 2.5D needle-punched carbon fiber[54]

短纤维模压制备 C/C–SiC 摩擦材料，其成型工艺简单，能实现近净尺寸成型，且制备成本较低。短纤维长度必须大于某一临界值，才能起到增强增韧效果[55]，改善基体的力学性能。并且由于无法控制纤维的宏观排列方向，因此用此法制备的 C/C–SiC 摩擦材料具有各向同性的特点。短纤维含量也需控制在合适地范围内，纤维含量过高会使得在模压成型时纤维变形储存大量的残余应力，造成炭化时坯体分层开裂，纤维含量过低则无法充分体现增强作用。同时在保证材料性能的前提下，尽可能降低纤维体积分数是控制材料成本的重要手段。此外，短纤维 C/C–SiC 摩擦材料强韧性的不足，也极大限制了其在高频振动和高速旋转耦合作用环境下的应用。

### 2.2　基体微结构设计

C/C–SiC 摩擦材料具有碳和碳化硅两种基体，其与 C/C 复合材料相比，具有更高且更稳定的摩擦系数。硬质的 SiC 通过增强制动过程中的磨粒摩擦作用，即“犁沟效应”，使得摩擦系数增加[56]。在温压原位反应法制备的 C/C–SiC 摩擦材料中，连续的 SiC 形成骨架，在摩擦过程中基体碳和碳纤维易被剪切形成磨屑，填充在骨架间隙并固定，形成摩擦膜[55]。摩擦膜的形成使得摩擦面与对偶面之间通过膜紧密接触，增加了有效接触面积，进一步提高了摩擦系数。较高的 SiC 含量会使摩擦表面上 SiC 骨架之间的间隙变小，使磨屑更易于固定，从而更容易形成摩擦膜，增摩的同时降低磨损率，磨损机制也由磨粒磨损逐渐转变为粘着磨损。相反，较低的 SiC 含量会使得骨架空隙较大，形成的摩擦膜不完整。此外，表层 SiC 在高温下可被氧化成 $SiO_2$，覆盖在材料表面，阻止进一步氧化，降低了氧化磨损。并且，SiC 对水分子的吸附能力较弱[57]，因此对潮湿环境不敏感，保证了其在湿态环境中的摩擦稳定性。

根据制备方法不同，基体碳一般可分为热解炭(乱层石墨结构)、树脂炭(无定形碳)，以及沥青炭，并在 1 800 ℃以上开始逐渐石墨化。由于石墨是层状晶体结构，其层间剪切强度相对较低，因此具有一定石墨化度的基体碳易被剪切形成磨屑以及摩擦膜，提高摩擦系数稳定性，起润滑作用。然而，摩擦系数和摩擦稳定性与基体碳的关系并非是线性的。根据 Shi 等[58]的研究，随着热解碳含量的进一步增加到一定值，使 SiC 含量降低到某临界值，减弱“犁沟效应”，热解碳产生的润滑作用占主导地位，导致摩擦系数降低以及磨损率的增加。

综上，通过设计调节基体成分，可实现 SiC 增摩与基体碳润滑的协同，调节摩擦系数。

## 3　C/C–SiC 摩擦材料摩擦磨损机理

### 3.1　摩擦机理

C/C–SiC 复合材料的摩擦过程极其复杂，与材料内部特征组元(纤维、基体与界面)以及摩擦方式(摩擦参数、对偶件材质等)息息相关。从不同方面，可延伸出不同的解读方法，分别从宏观性能表征分析和微观物相结构分析的角度出发进行探讨，为解析其摩擦机理提供参考。

3.1.1　宏观性能表征分析　　C/C–SiC 摩擦材料和 C/C 复合材料在干态下典型的制动曲线图如图 7 所示。由图 7 可见，与 C/C 复合材料制动曲线前期“冲锋”、后期“拖尾”不同，C/C–SiC 摩擦材料的刹车曲线呈现典型的“倒梯形”，在高速摩擦阶段(初始阶段)，C/C–SiC 摩擦材料所提供的摩擦力矩较低，不容易导致轮胎“抱死”和打滑现象。随着摩擦的进行，速率不断降低，此时材料提供的摩擦力矩随之提高。这种力矩响应特征不仅能保证摩擦过程的平稳性、舒适性和安全性，而且能提高摩擦效率。

在制动初期，由于制动压力的快速加载，对偶摩擦面上的微凸起相互接触、啮合，经过变形、剪切、破断，使摩擦力矩迅速增大。随着摩擦的进行，破碎掉落的微凸体形成磨屑，在压力作用下发生形

变，并填隙在硬质的 SiC 相之间，开始形成摩擦膜，使得对偶面间的实际接触面积进一步增加，黏着摩擦机制逐渐发挥作用，使摩擦力矩进一步增加。在制动后期，由于滑动速度降低，黏着摩擦机制进一步加强，在一些情况下制动曲线出现“翘尾”现象。

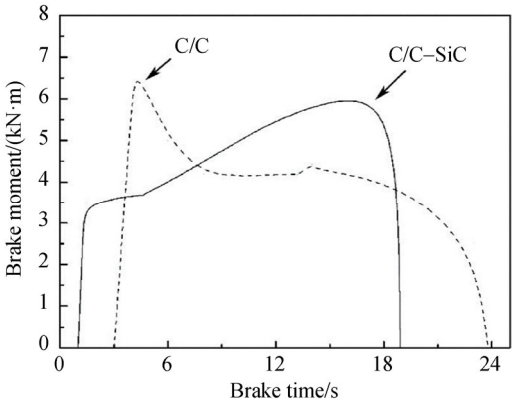



图 7 干态下典型 C/C–SiC 和 C/C 制动曲线[5]

Fig. 7 Typical brake curves of C/C–SiC and C/C composites[5]

此外，C/C–SiC 摩擦材料开孔率较低、吸湿性较差，在湿态摩擦环境下，摩擦副之间的水分可迅速蒸干，在制动过程中接触面之间几乎不存在水分，受湿态环境的影响很小，摩擦系数的衰减很小，湿态环境下依然可以保持很好的制动性能[62]。

3.1.2 微观物相结构分析 由微结构角度进行分析，在 C/C–SiC 摩擦表面的主要相组成有：与摩擦面平行的碳纤维、与摩擦面垂直的碳纤维、SiC 陶瓷基体、第三相(相较于 SiC 陶瓷基体第三相一般为软韧相)，此外还存在较多的微孔洞、微裂纹以及少量的大裂纹。在摩擦过程中，摩擦制动对的摩擦表面将产生剧烈的物相转移。Wang 等[61]采用 CVI+LSI 法制备的 C/C–SiC 摩擦材料制动盘在制动前的表面微观形貌，如图 8 所示。由图 8 可见，碳纤维与包裹纤维的热解炭组成的纤维束平行分布在表面，基体碳和 SiC 相存在于纤维束间，而残余 Si 作为第三相分布于 SiC 相中，表面伴随有微裂纹和孔隙。

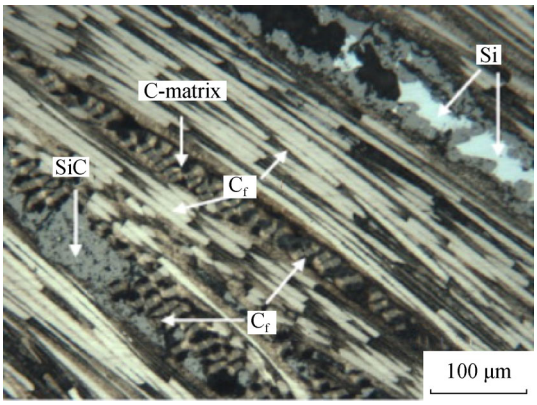
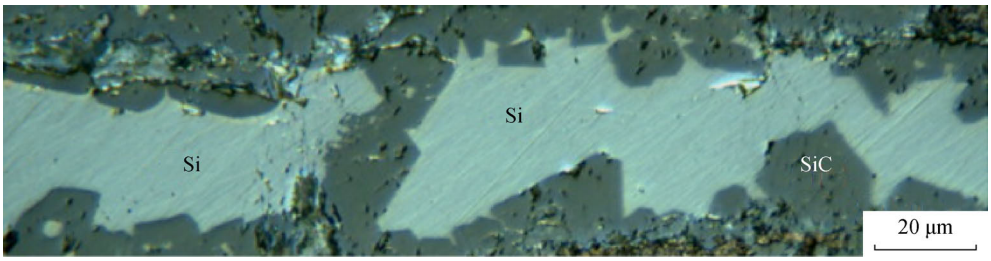


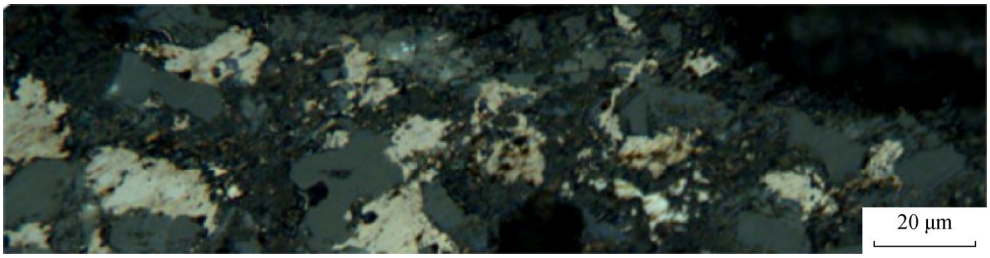

图 8 C/C–SiC 制动前表面微观形貌[61]

Fig. 8 Surface micro-morphology of C/C–SiC composites before braking[61]

图 9 为 C/C–SiC 摩擦材料盘与铁铜合金片对磨前后 Si 相区的微观形貌。由图 9 可见，在硅相区域，随制动时间与次数的增加，硅相表面逐渐被混合相所掩盖，混合相中元素混杂，富含大量的铁、铜，少量的氧、镁以及一些其他元素，表面形态较为粗糙，存在大量坑洞、孔隙与裂纹。




(a) Before braking

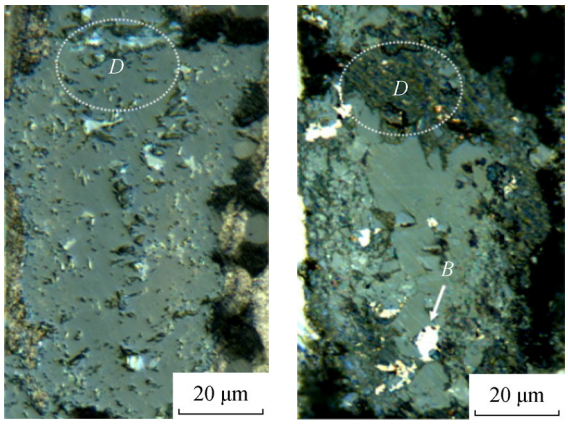



(b) After braking 49 cycles

图 9 制动前后 Si 相区表面微观形貌[61]

Fig. 9 Surface micro-morphology of Si region[61]

图 10 为制动前后 SiC 相区的微观形貌。由图 10 可见，在碳化硅相区域，该相在摩擦制动前通常存在大量小凹坑，在摩擦制动的过程中，碳化硅作为强硬相很难被磨损，混合相往往嵌入凹坑中并在凹坑聚集区域掩盖碳化硅相(*B* 区域)，在凹坑以外的平滑区域则存在有一层非常薄的 Cu–Si 摩擦膜，随摩擦过程的加深，碳化硅相表面由于剧烈的摩擦作用以及疲劳等因素逐渐产生微裂纹发生机械损坏(*D* 区域)并脱落下新的碳化硅硬质颗粒，同时形成新的凹坑，以此形成了新的循环。

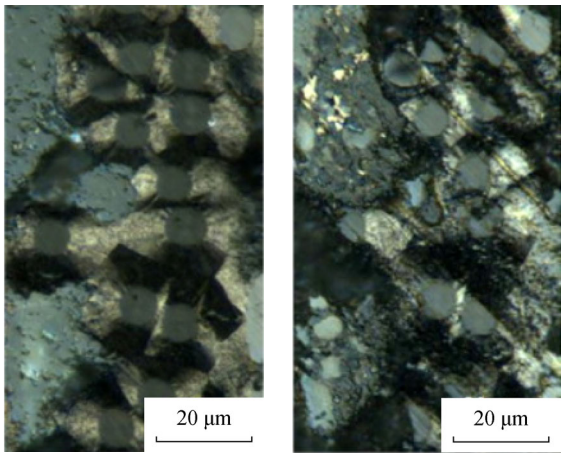



(a) Before braking　　(b) After braking 49 cycles

图 10　制动前/后 SiC 相区表面微观形貌[61]

Fig. 10　Surface micro-morphology of SiC region before and after braking test[61]

图 11 为制动前/后垂直碳纤维相区的微观形貌。由图 11 可见，在垂直碳纤维区域，摩擦制动过程对碳基质有着强烈的机械破坏作用，在破坏区域尤其是界面结合区域充满着转移的少量混合相，但在碳纤维横截面上没有转移的物相覆盖。

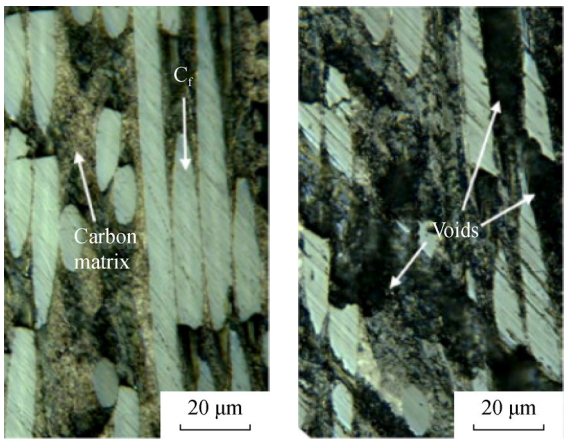



(a) Before braking　　(b) After braking 49 cycles

图 11　制动前/后垂直摩擦面的碳纤维相区表面微观形貌[61]

Fig. 11　Surface micro-morphology of carbon fiber perpendicular to the friction surface before and after braking test[61]

图 12 为制动前/后平行碳纤维相区的微观形貌。由图 12 可见，在平行碳纤维区域，摩擦制动过程同样对碳基质有着强烈的机械破坏作用，同样在碳纤维的裸露区域几乎没有转移的物相，少量的混合相主要集中在碳纤维之间的基质表面。




(a) Before braking　　(b) After braking 49 cycles

图 12　制动前/后平行摩擦面的碳纤维相区表面微观形貌[61]

Fig. 12　Surface micro-morphology of carbon fiber parallel to the friction surface before and after braking test[61]

图 13 为制动前/后孔洞与裂纹区域的微观形貌。由图 13 可见，在孔洞与裂纹区域，1 次制动后就可完全被转移的混合相完全填满，转移的物相混杂了制动对各相的碎屑以及硬质颗粒。

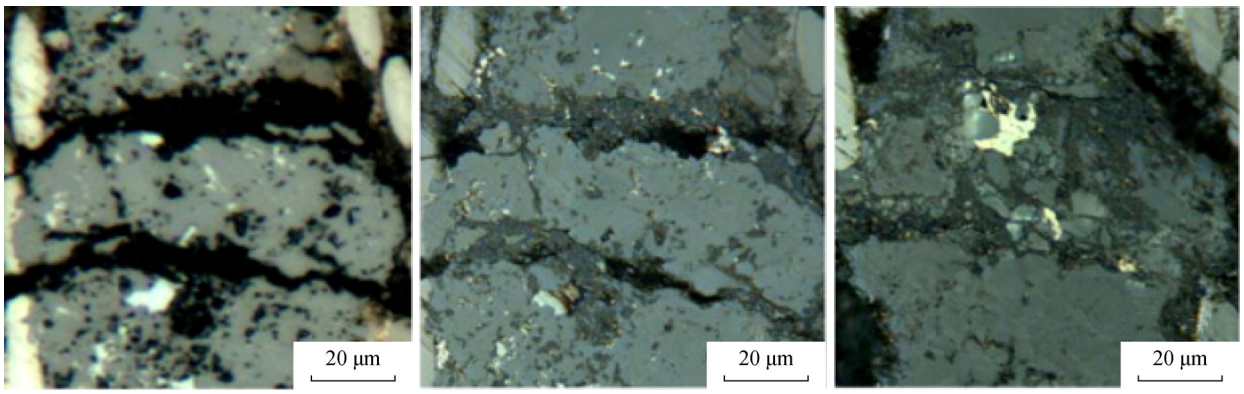
在摩擦制动的过程中，摩擦膜局部混杂、整体均匀地存在于制动对之间，在制动结束后，各相表面产生了差异。硅相表面的摩擦膜与基体结合牢固，不易脱落，能够稳定存在；碳化硅相与碳纤维区域表面的摩擦膜与基体附着力差，很容易脱落，其寿命主要取决于转移物相与基体间的界面耐久度；孔洞与裂纹区域表面的转移物相相对较稳定，其寿命主要取决于凹坑内转移物相自身的凝聚性。部分摩擦膜不能长久稳定的存在，造成了每次摩擦制动初期都需要产生新的摩擦膜，这有着很大的阻力；摩擦膜形成后进去稳定期；在制动后期，相对运动速度下降，黏着作用与犁削作用加剧，部分结合较弱的摩擦膜脱落，产生能量消耗。

### 3.2　磨损机理

C/C–SiC 摩擦材料中复杂的物相组成造就了其复杂的磨损机理，目前被广泛接受的磨损机理主要有以下 4 方面[63–65]。

3.2.1　磨粒磨损　　在摩擦制动初期，表面的微突起起到了磨粒的作用，微突起与对偶件之间产生应力接触并产生划痕，产生磨粒磨损。微突起

在强烈的摩擦作用下发生剪切、破碎而产生微颗粒，其中的硬质颗粒对摩擦表面有着强烈的犁削作用，产生磨粒磨损，如图 14 所示。由图 14 可见，SiC 作为强硬相，其破碎产生的 SiC 颗粒可产生强烈的犁削作用，产生磨粒磨损。磨粒磨损主要发生在硬度较低、容易破坏的软韧区域如碳纤维区域、硅相区域以及非 C/C–SiC 的摩擦制动对表面。




(a) Before braking (b) After braking 1 cycle (c) After braking 49 cycles

图 13 制动前/后孔洞与裂纹区域表面微观形貌[61]

Fig. 13 Surface micro-morphology of holes and cracks region before and after braking test [61]

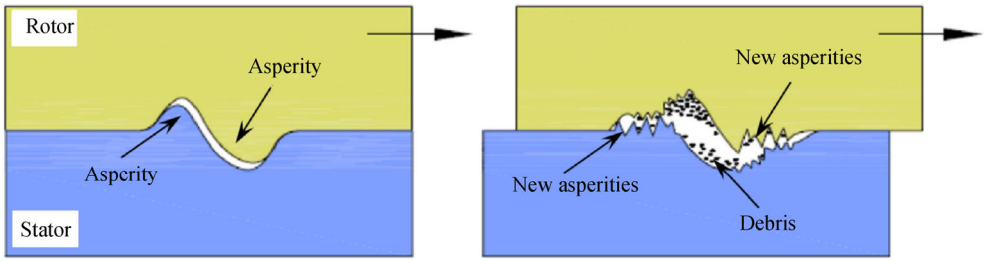



图 14 犁沟效应示意图[64]

Fig. 14 Schematic diagram of plough effect[64]

3.2.2 黏着磨损 在摩擦制动的过程中，产生的磨屑在高温高压的作用下不断发生破碎、挤压、黏合的过程，并以摩擦表面的微凸体为“钉扎点”形成摩擦膜[63]。同时，摩擦表面不断破碎脱落产生新鲜表面，新鲜表面与对偶件发生摩擦作用形成新的摩擦膜，摩擦膜经历强烈的摩擦作用再次产生新鲜表面，若制动时间较长，这个过程中的局部区域可能由于高温而发生焊合作用，产生黏着磨损，如图 15 所示。对于 C/C–SiC 复合材料而言这一过程主要发生在熔点较低的第三相区域如残余硅相，对于制动对偶件如铁铜合金，由于其本身熔点较低，这一现象将普遍存在。

3.2.3 疲劳磨损 在摩擦制动的过程中，C/C–SiC 复合材料经历强烈的摩擦作用，局部区域承受不断循环的很高的压力和温度，在经历较长的制动时间后，材料将产生疲劳并形成微裂纹，微裂纹扩展使表面局部区域被破坏，产生疲劳磨损。这一现象主要发生在硬度很高、难以破坏的 SiC 相区域。

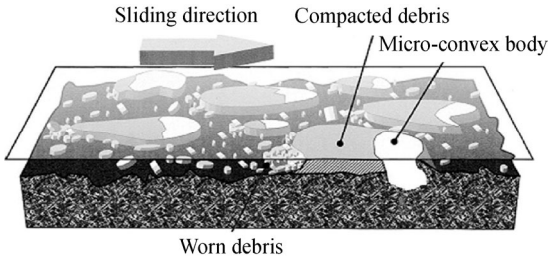



图 15 C/C–SiC 复合材料摩擦表面状况示意图[65]

Fig. 15 Schematic diagram of C/C–SiC composites friction surface[65]

3.2.4 氧化磨损 剧烈的摩擦作用将产生很高的温度，局部区域甚至可能液化，这为各相的氧化过程提供了很强的动力学基础，C 极易被氧化生成气体，Si 可被氧化生成 $SiO_2$，$SiO_2$ 膜的形成可阻止材料表面的进一步氧化，但强烈的摩擦作用可以轻易破坏 $SiO_2$ 膜，使氧化磨损过程继续进行。在摩擦制动期间，制动对摩擦区域与空气的接触面积很小，因此该过程主要发生在制动刚结束时。

以上几种形式的磨损并不彼此割裂，在实际的摩擦制动过程中同时存在，且彼此促进。根据材料物相组成、微观结构、使用环境等因素的不同，不同的磨损机理占据主导地位，如对于温压原位反应法制备的 C/C–SiC，在干态下的磨损机制以“犁沟效应”导致的磨粒磨损为主，而在湿态下则逐渐变为黏着磨损以及氧化磨损[60]。再如 C/C–SiC–钢制动对在低转速和高转速下的磨损机理也不同，低速下以磨粒磨损为主，而高速下产生的局部高温使得钢对偶面局部熔融黏着，形成黏着磨损[66]。

## 4　C/C–SiC 摩擦材料的性能优化

C/C–SiC 复合材料在摩擦制动领域展现出了优异的综合性能。为进一步改善 C/C–SiC 复合材料的摩擦磨损性能，研究学者进行了大量尝试，复合材料的摩擦磨损性能从整体上可分为 3 类：改善制备工艺、调整成分组成、调整材料结构。

### 4.1　制备工艺优化

部分研究学者尝试通过改善制备工艺以达到削弱甚至消除各制备方法所存在的缺陷，同时提升 C/C–SiC 复合材料的综合性能。制备工艺的调整又可从多个角度，如基础原料、工艺参数、制备流程等。

Wang 等[67]将以蒸发煤油作前驱体的热梯度 CVI 法和 RMI 法相结合，使制备 C/C–SiC 复合材料的时间缩短至数个小时，研究了采用该方法制备的 C/C–SiC 复合材料的微观结构和机械性能，结果表明：获得的 C/C–SiC 复合材料机械性能良好。

图 16 为 CVI 和 RMI 联合工艺制备 C/C–SiC 复合材料的微观形貌。由图 16 可见，Jiang 等[68]将 PIP 法、石墨化和 RMI 法相结合，石墨化即为在约 2 500 ℃的温度下处理使材料内部部分炭结构发生石墨化转变的热处理过程，研究了石墨化对 C/C–SiC 复合材料微观结构和摩擦磨损性能的影响。结果表明：石墨化过程使裂解的树脂碳产生大量裂纹、材料开孔率增大且发生质量损失，但这增大了液硅融渗驱动力，使最终制品的孔隙度很低，石墨化后的样品在摩擦表面形成了均匀连续的碎屑膜，这减弱了犁削作用，使摩擦稳定性显著提高，但磨损率也相应有所上升。

### 4.2　成分组成优化

研究学者尝试通过调整成分组成以达到削弱甚至消除各制备方法所存在的缺陷，同时提升 C/C–SiC 复合材料的综合性能。成分组成的调整又可从多个角度，如成分占比、组元分布、第三相等。目前，引入第三相受到了很多学者的关注，引入的第三相有 $FeSi_2$、$Ti_3SiC_2$、$Cu_3Si$、石墨等。

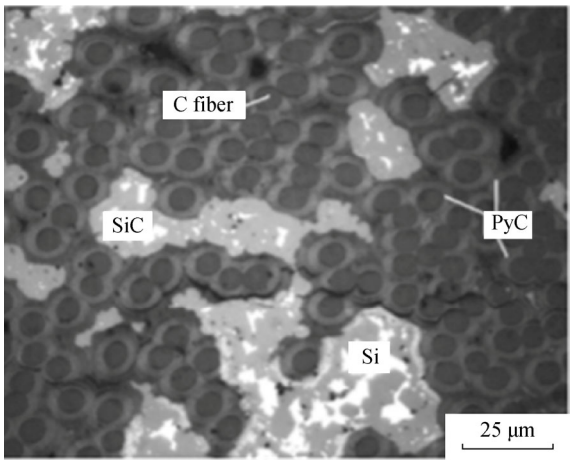


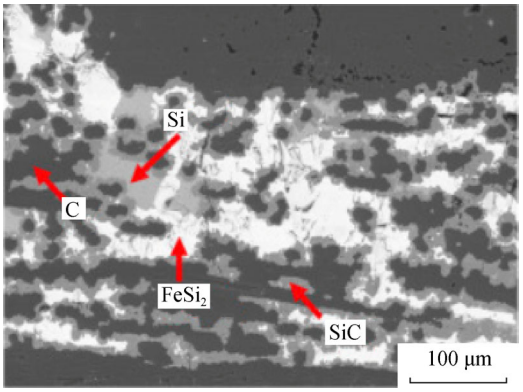

图 16　CVI 和 RMI 工艺制备 C/C–SiC 复合材料微观形貌[67]

Fig. 16　Micro-morphology of C/C–SiC fabricated by the combination process of CVI and RMI[67]

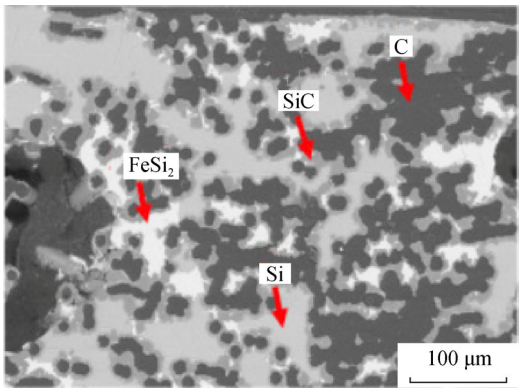
Ning 等将 CVI 法和 RMI 法相结合，在制备了 C/C 多孔体的基础上，采用了比 Si 熔点更低、价格更便宜的 Fe-Si 合金进行反应融渗制备 $FeSi_2$ 改性 C/C–SiC[69–72]，其结果表明，采用 FeSi75、FeSi85 和 FeSi95 合金粉末和纯 Si 粉末进行融渗能制备具有不同第三相含量的 $FeSi_2$ 改性 C/C–SiC 复合材料 (C/SiC–$FeSi_2$)，其微结构如图 17 所示；研究 $FeSi_2$ 的引入对 C/C–SiC 微观结构及摩擦磨损性能的影响，发现：$FeSi_2$ 可降低表面粗糙度、提高摩擦膜完整性、减弱犁削作用，使线磨损率、摩擦系数显著降低，但 $FeSi_2$ 的过度引入会使摩擦系数严重衰减。针对此问题，Fan 等[70]采用高温退火热处理增加 SiC 含量，增强犁削作用，以增大摩擦系数，但会造成弯曲强度、断裂韧性等力学性能的降低。

Fan 等[73]将 CVI、浆料浸渗和 RMI 法相结合，浸渗浆料为 TiC，融渗液态硅，制备了 C/SiC–$Ti_3SiC_2$ 复合材料，研究了 $Ti_3SiC_2$ 的引入对 C/C–SiC 复合材料微观结构和摩擦磨损性能的影响。结果表明：$Ti_3SiC_2$ 的存在使摩擦表面形成了自润滑的薄膜碎片，使复合材料具有更高的摩擦稳定性、更低的磨损率。图 18 为引入第三相 $Ti_3SiC_2$ 的 C/C–SiC 复合材料的微观形貌[73]。图 19 为制动压力和速率对样品重量磨损率的影响[73]。

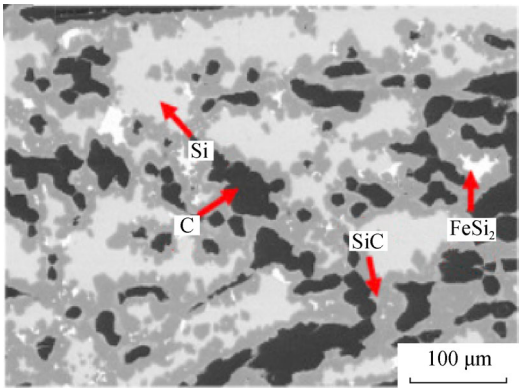
Li 等[74]将 CVI 和 RMI 法相结合，融渗过程采用 Si–Cu 混合粉末，制备了 C/C–SiC–$Cu_3Si$ 复合材



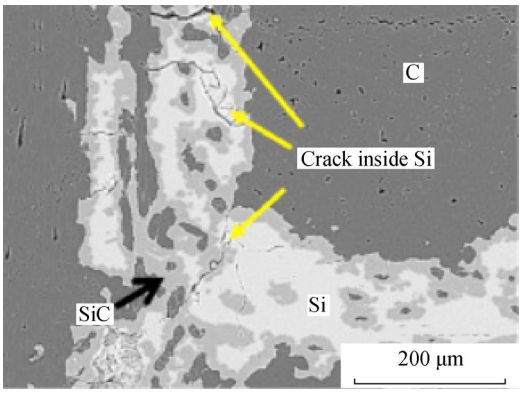

(a) FeSi75




(b) FeSi85




(c) FeSi95




(d) Si100

图 17 引入第三相 $FeSi_2$ 的 C/C–SiC 微观形貌[71]

Fig. 17 Micro-morphology of carbon ceramic modified by $FeSi_2$[71]

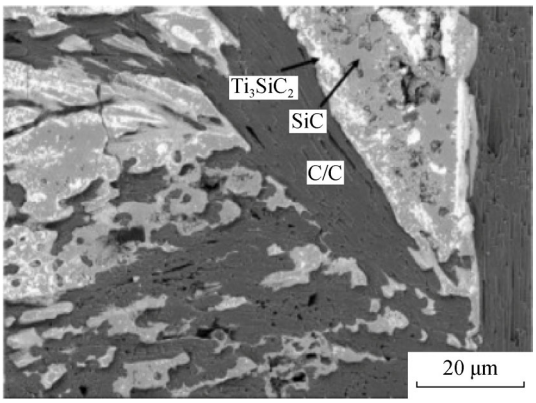
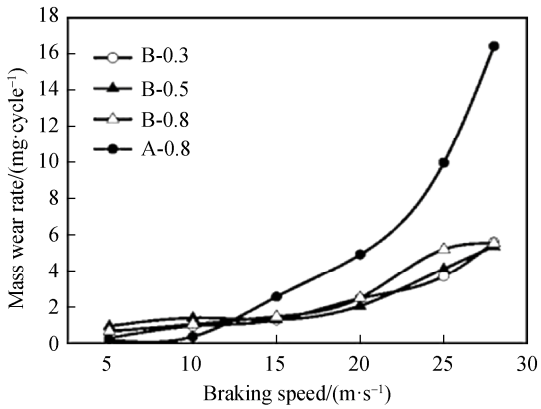



图 18 引入第三相 $Ti_3SiC_2$ 的 C/C–SiC 复合材料微观形貌[73]

Fig. 18 Micro-morphology of carbon ceramic modified by $Ti_3SiC_2$[73]



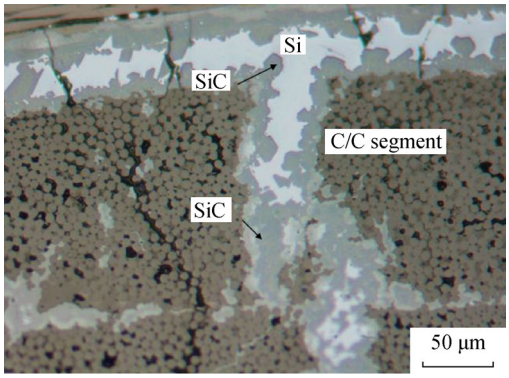

A is modified by $Ti_3SiC_2$; B is unmodified by $Ti_3SiC_2$.

图 19 制动压力和速率对样品质量磨损率的影响[73]

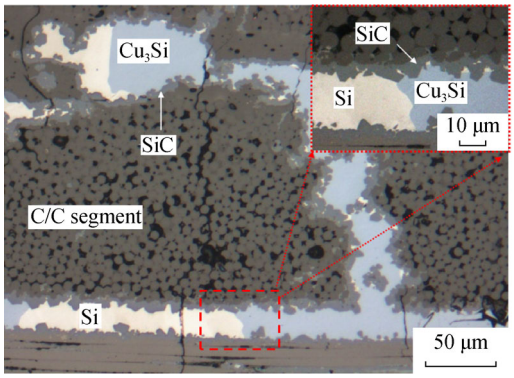
Fig. 19 Effect of braking speed and pressure on mass wear rate[73]

料，研究了 $Cu_3Si$ 的引入对 C/C–SiC 复合材料微观结构和摩擦磨损性能的影响。结果表明：$Cu_3Si$ 的引入降低了材料硬度，使复合材料在低制动速度下表现出稳定的摩擦系数和低的磨损率。图 20 为引入第三相 $Cu_3Si$ 的 C/C–SiC 复合材料的微观形貌[75]。

Zhang 等[76]将 CVI、浆料渗透和 RMI 法相结合，浸渗浆料为石墨蒸馏水溶液，制备了石墨改性的 C/C–SiC 复合材料，研究了石墨对 C/C–SiC 复合材料微观结构和摩擦磨损性能的影响。结果表明：石墨改性能有效降低残余硅的含量，并使残余硅分散分布，使制动曲线平滑，有效降低线磨损率。图 21 为石墨改性的 C/C–SiC 复合材料的微观形貌。图 22 为石墨改性前后 C/C–SiC 复合材料的制动曲线。石墨改性后，复合材料的制动过程中的“前峰”现象消失。表 2 为石墨改性前后 C/C–SiC 复合材料的摩擦磨损性能。显然，石墨改性后，复合材料的线磨损率降低，湿态制动性能衰退得到明显改善。




(a) C/C–SiC




(b) C/C–SiC–$Cu_3Si$

图 20　引入第三相 $Cu_3Si$ 前后 C/C–SiC 微观形貌对比[75]

Fig. 20　Comparison of carbon ceramic micro-morphology before and after the introduction of the third phase $Cu_3Si$[75]

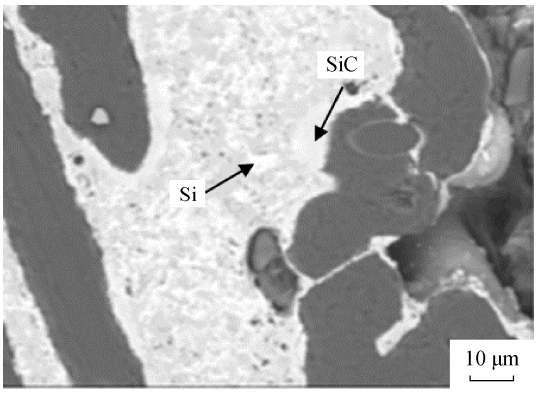



图 21　石墨改性的 C/C–SiC 复合材料微观形貌[76]

Fig. 21　Micro-morphology of carbon ceramic modified by graphite[76]

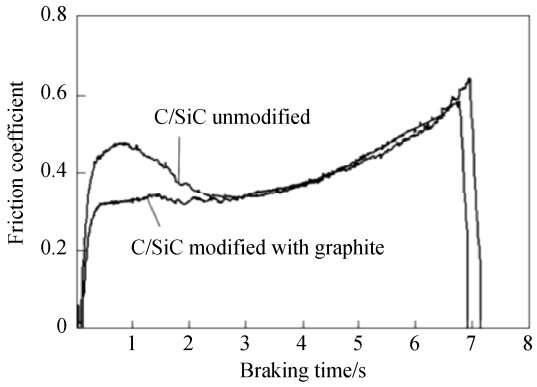



图 22　石墨改性前后 C/C–SiC 复合材料的制动曲线[76]

Fig. 22　Braking curves of carbon ceramic modified and unmodified by graphite[76]

**表 2　石墨改性前后 C/C–SiC 复合材料的摩擦磨损性能[76]**

**Table 2　Friction and wear properties of carbon ceramic modified and unmodified by graphite[76]**

| Specimen | Average friction coefficient (dry) | Average friction coefficient (wet) | Wet fading ratio/% | Static friction coefficient | Linear wear rate /μm |
|---|---|---|---|---|---|
| Modified by graphite | 0.34 | 0.34 | 0 | 0.45–0.51 | 1.40 |
| Unmodified | 0.38 | 0.34 | 10 | 0.45–0.68 | 2.16 |

### 4.3　材料结构优化

部分研究学者尝试通过调整材料结构以达到削弱甚至消除各制备方法所存在的缺陷，同时提升 C/C–SiC 复合材料的综合性能。材料结构的调整又可从多个角度出发，如各部位结构差异、涂层技术等。Fan 等[77]将 CVI、浆料浸渗和 RMI 法相结合，浸渗浆料为石墨蒸馏水溶液，融渗液态硅，制备了具有“三明治”结构的 C/C–SiC 复合材料，其具有以 SiC 陶瓷基体为主的表层摩擦功能层(区域 *A*)和以碳纤维为主的芯部力学功能层(区域 *B*)，研究了其微观结构和摩擦磨损性能，结果表明：具有夹层结构的 C/C–SiC 相结构分布均匀，有少量残余硅分布于表层结构中，相较于常规 C/C–SiC 复合材料具有更优的湿摩擦性能、更高的静摩擦系数和线性磨损率、以及更高的制动效率。

图 23 为“三明治”结构的 C/C–SiC 复合材料外观形貌[77]。由图 23 可见，这种结构比一般的针刺预制体更容易 CVI 致密化，产品密度高，密度均匀，可以使用 CVI 一次致密，无需中间热处理，机加等工艺，将 C/C 刹车盘生产周期降低了 55%，将预制体的生产成本降低了 43%[78]。

雷玥等[79]采用 RMI 法制备了 C/C–SiC 复合材料，并采用 CVD 法在 C/C–SiC 复合材料表面沉积了热解碳涂层，研究了热解碳涂层对 C/C–SiC 复合材料微观结构和摩擦磨损性能的影响。结果表明：热解碳涂层可有效降低孔隙率、提高硬度、减小摩

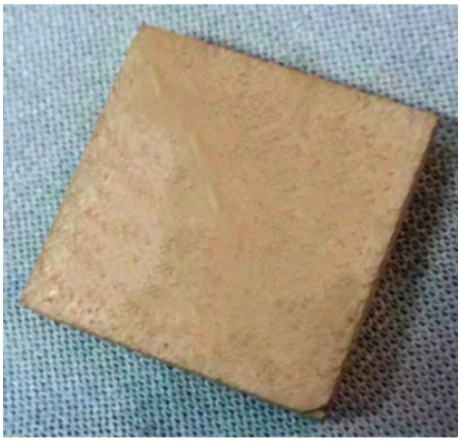
擦系数。图 24 为沉积热解碳前后的 C/C–SiC 复合材料的外观形貌。图 25 为沉积热解碳前后 C/C–SiC 复合材料的各项性能(试样编号根据密度由低至高排列)。




图 23 具有“三明治”结构的 C/C–SiC 复合材料[77]
Fig. 23 Carbon ceramic with the structure of “sandwich”[77]



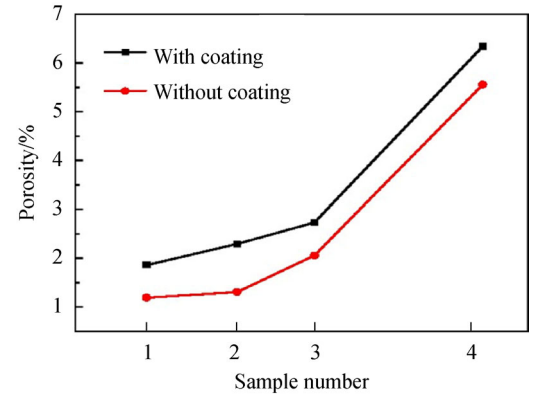
(a) With PyC coating



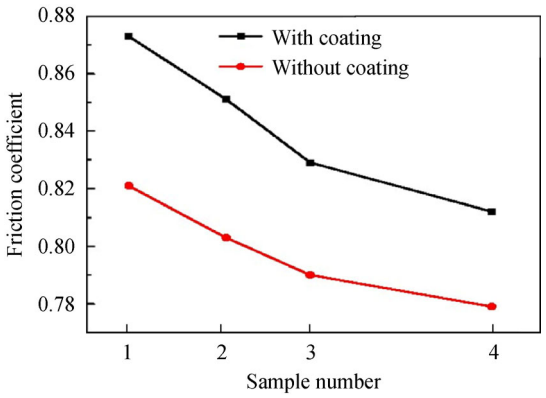
(b) Without PyC coating

图 24 沉积热解碳前后的 C/C–SiC 复合材料[79]
Fig. 24 Carbon ceramic composites[79]

Fan 等[80]将 CVI 和 RMI 法相结合，制备了 C/C–SiC 复合材料，并采用磷酸盐溶液浸渍法在 C/C–SiC 复合材料表面制备了磷酸盐抗氧化涂层，研究了磷酸盐涂层对 C/C–SiC 复合材料微观结构和摩擦磨损性能的影响。结果表明：在干燥环境中磷酸盐涂层降低了线磨损率、提高了摩擦系数稳定性，且对摩擦系数的大小几乎没有影响，在湿态环境中磷酸盐涂层对水分的吸附力较强，对摩擦膜有一定的破坏作用，这使得摩擦磨损性能有所下降。




(a) Porosity




(b) Friction coefficient

图 25 沉积热解碳前后 C/C–SiC 复合材料的性能[79]
Fig. 25 Properties of carbon ceramic composites before and after depositing PyC[79]

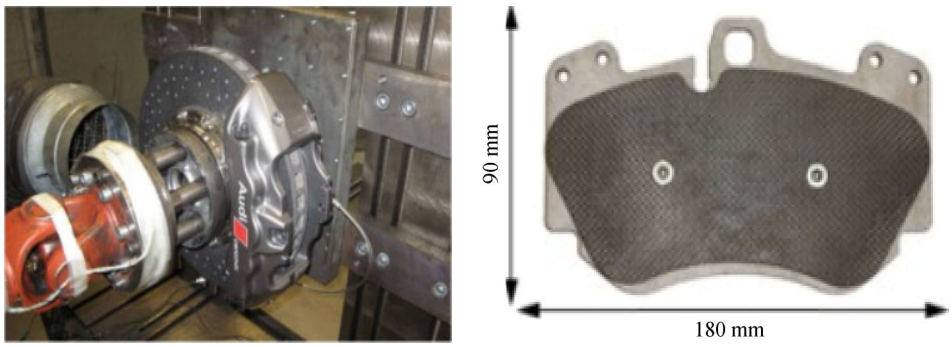
### 4.4 全 C/C–SiC 摩擦材料摩擦副

目前，C/C–SiC 复合材料摩擦副多由 C/C–SiC 制动盘和有机或金属基垫片组成，不能完全发挥 C/C–SiC 复合材料优异的摩擦磨损性能[81]，全碳陶摩擦副是未来极具潜力的发展方向。

Nico 等[82]采用 RMI 法制备了 C/C–SiC 制动盘并和混合金属纤维复合材料、C/C–SiC 复合材料、焦炭改性 C/C–SiC 复合材料制动垫片配对，研究了不同摩擦副配对的微观结构和摩擦磨损性能，研究表明：全陶瓷摩擦副对摩擦表面存在的自由硅产生强烈的磨粒磨损、黏着磨损，SiC 硬质颗粒造成摩擦深槽，这使其有着更高的摩擦系数、更低的摩擦稳定性和更高的磨损率，焦炭的引入可有效降低摩擦系数、降低磨损率。图 26 为全 C/C–SiC

摩擦副实物图。表 3 为不同垫片制动对的摩擦磨损性能。

Ma 等[83]将 CVI 和 RMI 法相结合制备了常规 C/C–SiC 复合材料和 $FeSi_2$ 改性 C/C–SiC 复合材料，研究了 C/C–SiC 制动盘与 C/C–SiC 制动片和、$FeSi_2$ 改性 C/C–SiC 制动片的摩擦磨损性能。结果表明：在高速制动下，$FeSi_2$ 的引入能使摩擦副的摩擦系数、磨损率显著降低，耐磨性得到提高。




(a) Full carbon ceramic brake pair　　(b) Carbon ceramic brake pad

图 26　全 C/C–SiC 摩擦副照片[82]

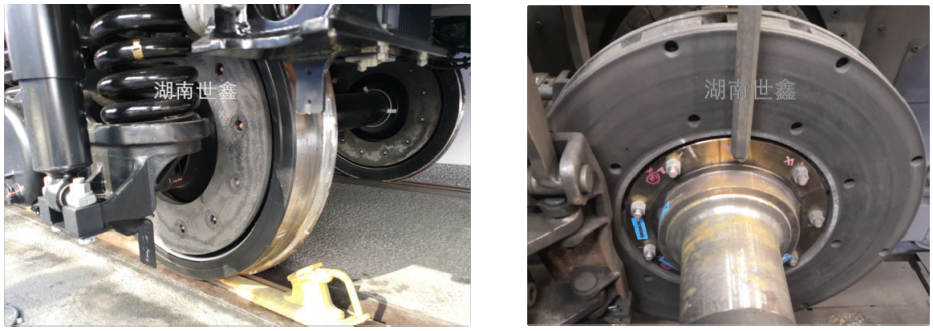
Fig. 26　Photographs of full carbon ceramic brake[82]

**表 3　C/C–SiC 制动盘匹配不同摩擦片的摩擦磨损性能[82]**

**Table 3**

| Pad type | Lab-scale test rig | | Full-scale inertia dynamometer | |
|---|---|---|---|---|
| | $\mu$ | Wear rate×$10^3$/($mm^3 \cdot J^{-1}$) | $\mu$ | Wear/mm |
| Low met reference | 0.20–0.42 | 4.4 | 0.28–0.44 | 0.58 |
| C/SiC SF | 0.24–0.63 | 7.4 | 0.27–0.58 | 1.48 |
| C/SiC SF 11 coke | 0.28–0.64 | 1.3 | 0.31–0.49 | 0.80 |

$\mu$ is coefficient of friction.




(a) Wheel mounted brake disk　　(b) Axle brake disk

图 27　湖南世鑫开发的轨道交通用 C/C–SiC 制动材料产品

Fig. 27　Carbon–ceramic composite products for trains, manufactured by Hunan Shixin New Material Co., Ltd

## 5　C/C–SiC 摩擦材料应用现状

### 5.1　轨道交通制动材料

国内 2016 年湖南世鑫新材料有限公司率先开展了 C/C–SiC 摩擦材料在轨道交通领域的产业化应用研究工作，开发出时速覆盖 80~600 km/h 不同速率等级轨道交通制动系统用 C/C–SiC 摩擦材料产品，应用于我国下一代时速 160 km/h 地铁、中低速磁悬浮列车、时速 400 km/h 级复兴号动车组以及时速 600 km/h 级高速磁悬等轨道交通制动系统。

此外，前期由德国雄克碳素公司提供的 C/C–SiC 复合材料在上海磁悬浮列车的刹车系统中也得到应用，其要求在最大时速 500 km/h 的时候，摩擦系数低于 0.3，且具有非常低的磨损率，如图 28 所示。

### 5.2　汽车制动材料

20 世纪 90 年代，德国航空航天中心(DLR)率先开发了短纤维增强 C/C–SiC 复合材料[85]。同一时期 Porsche、SGL Carbon(Germany)、Daimler 等均开展

了相关的研究开发工作，2000 年 Daimler 将 C/C–SiC 复合材料装配在轿车制动系统中，2001 年 SGL Carbon 开始为 Porsche 911 GT2 系列轿车稳定提供 C/C–SiC 复合材料刹车片，自此 Porsche 成为将 C/C–SiC 复合材料稳定应用于汽车制动系统的汽车生产商[86]。在此之后，C/C–SiC 复合材料作为新一代陶瓷基摩擦复合材料被逐步广泛应用于高速制动领域，越来越多的跑车、高性能豪华轿车、SUV 等装配 C/C–SiC 复合材料刹车系统，如图 29(a)所示[85]。C/C–SiC 复合材料制动系统拥有超过 300 000 km 的使用寿命，比金属基制动系统的使用寿命高 4 倍，且具有更优的制动性能[87]。2001 年仅约 1 000 个 C/C–SiC 复合材料刹车片被装配于 Porsche 911 GT2，2006 年约 60 000 个 C/C–SiC 复合材料刹车片被装配于各类汽车，至 2014 年，Porsche、Audi、BMW、Ferrari 等不同的汽车制造商每年用到的 C/C–SiC 复合材料刹车片共计超过 10 万个，且呈不断增长的趋势[88–90]。

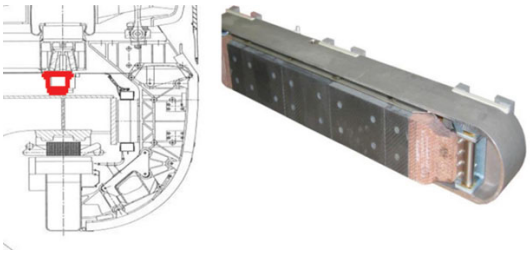


图 28 上海磁悬浮高速列车用 C/C–SiC 复合材料滑撬[84]

Fig. 28 Carbon ceramic composite skid for Shanghai maglev high-speed train[84]

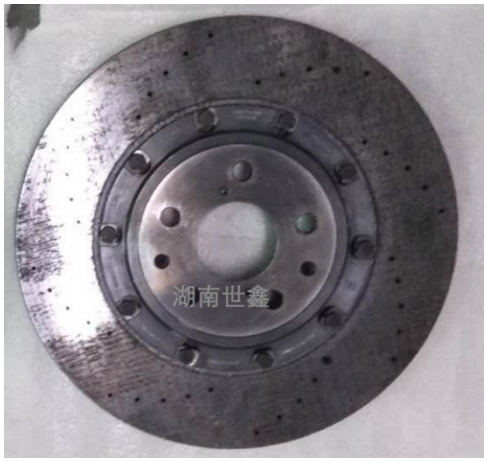
作为国内 C/C–SiC 摩擦材料的典型研发与生产型企业代表，湖南世鑫新材料有限公司前期研制的 C/C–SiC 摩擦材料制动盘(如图 29(b)所示)相比于国外 Brembo 公司的短纤维增韧的 C/C–SiC 摩擦材料制动盘在力学性能和摩擦磨损性能上具备明显优势，同时在大批量生产后价格上有望比目前国外 C/C–SiC 摩擦材料制动盘低 20%以上。前期在 20 000 km 试驾过程中，制动性能表现良好，制动过程中未出现跑偏、异响 、抖动和制动力不足等不良表现，展现了极其良好的应用潜力。

### 5.3 高速电梯制动材料

图 30 为高速电梯的制动系统，如果高速电梯的运行速度超过 10 m/s，在刹车过程中，刹车片上的温度可达 1 200 ℃以上，此时传统的金属刹车片不能满足刹车过程和刹车过程稳定性的要求，但 C/C–SiC 复合材料能满足高速电梯的制动过程[91]。




(a) From Brembo Co., Ltd.[84]



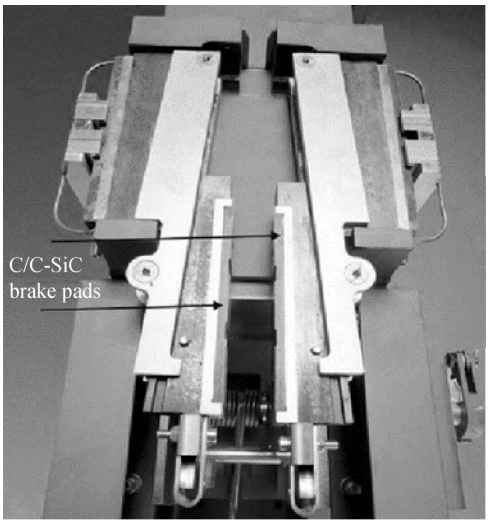

(b) From Hunan Shixin New Material Co., Ltd

图 29 国内外汽车用 C/C–SiC 复合材料刹车盘

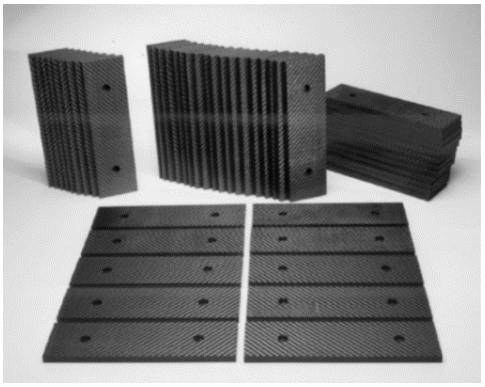
Fig. 29 Carbon ceramic composite brake discs for automobiles

### 5.4 坦克、重载汽车离合器摩擦材料

对于质量较大的坦克，要想充分利用其发动机功率以期获得更好的机动性能，在很大程度上取决于坦克的传动装置，而坦克传动的关键材料之一即为离合器材料。离合器摩擦片是实现车辆变速、转向、停车、变距闭锁的关键原件，按照工作状态可分为湿式和干式。干式摩擦片工作寿命短，湿式摩擦片在润滑条件下工作，制动温度、寿命长，具有良好的摩擦性能，在各国新型坦克上普遍应用。数据表明：摩擦片失效的主要形式为翘曲变形、黏着、断裂等，根本原因为摩擦片冷却不充分，摩擦过程产生的热量超过了摩擦材料的热容导致。基于 C/C–SiC 复合材料研制的摩擦副(见图 31)具有的耐磨性能好，耐热稳定性高，热膨胀系数低，散热快，制动性能好的优点便得到体现。其使用寿命是粉末冶金摩擦材料的 4 倍以上，且可实现 32°坡稳定驻车。




(a) Emergency brake system of elevators



(b) C/C–SiC brake pads for high-performance elevators

图 30　高性能电梯紧急制动系统用 C/C–SiC 复合材料[91]

Fig. 30　Emergency brake system for high-performance elevators and C/C–SiC brake pads[91]

### 5.5　飞机旋翼(直升机、螺旋桨飞机)刹车片和机轮刹车盘

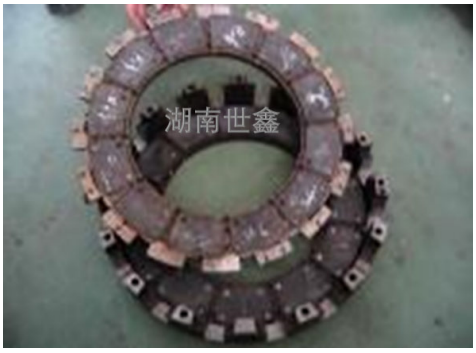
在大型运输机上，螺旋桨制动器用来在着陆后快速停止螺旋桨，并在停车和维修期间避免螺旋桨的运动。由意大利 Umbra Cuscinetti 公司制造的 A400M 螺旋桨飞机 C/C–SiC 复合材料多盘制动系统如图 32 所示，在不到 8 s 的时间可将直径为 5.3 m 螺旋桨的速度从 650 r/min 降低到 0。

### 5.6　高档摩托车刹车材料

Brembo 公司将 C/C–SiC 复合材料应用于高档摩托车的刹车上，并提供给改装摩托车售后市场，如应用于 Ducati 1199 Panigale 和 BMW S1000 RR 摩托车[6]。与此同时，其他高档摩托车上也开始陆续试用 C/C–SiC 复合材料制动碟片（见图 33），包括 Yamaha、BMW、Ducati 等。



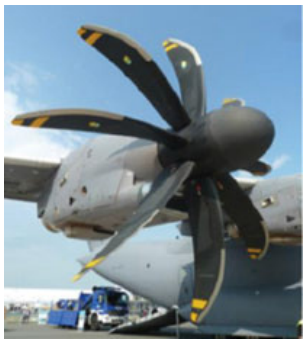

(a) C/C–SiC brake pads for armored vehicles




(b) C/C–SiC brake disks for armored vehicles

图 31　坦克、装甲车用 C/C–SiC 摩擦材料

Fig. 31　Carbon ceramic composite materials for tanks and armored vehicles



(a) Propeller of the A 400M



(b) Multidisc brake system



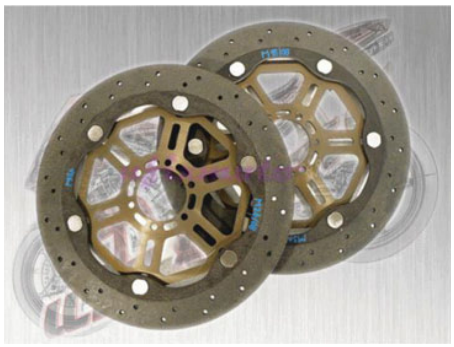
(c) C/C–SiC brake pads

图 32　A400M 螺旋桨飞机 C/C–SiC 复合材料多盘制动系统[6]

Fig. 32　Carbon ceramic composite multi-disc brake system of A400M propeller aircraft[6]



(a) For Ducati 1199 Panigale



(b) For BMW S1000 RR

图 33 摩托车用 C/C–SiC 制动碟[6]

Fig. 33 C/C–SiC brake disks for motorcycles[6]

### 5.7 化工用高温料浆泵轴套、口环材料

目前高温浆料泵在石油化工、煤化工等领域的使用非常广泛，但是在使用中因关键零件的磨损而使泵的性能下降，严重的会产生偏磨、断轴、叶轮和密封部位的大面积损坏，使泵报废。目前浆料泵的轴套、口环(叶轮和泵体上的密封环)等零件广泛使用金属制品，如 304、20Cr13 等钢材，或是在金属零件表面喷涂耐磨涂层来解决磨损问题。在实际应用中，仅靠金属本身的耐磨性肯定很难达到要求，而喷涂的零件在高温和颗粒较多的情况下也容易产生脱落，使用效果并不明显。随着 C/C–SiC 复合材料的推广和价格的大幅下降，在特殊的化工离心泵上应用该材料也是可行的。

赵先起等[92]在 HTE100–315 型号的卧式离心泵上试用了 C/C–SiC 复合材料制作的口环和轴套，流体介质为 160 ℃的 PTA 料浆，并与金属材料的进行了对比。结果表明：1 个月后金属和 C/C–SiC 复合材料口环和轴套使用效率差不多，同为 74%。但金属材质泵的振动和噪声加大；运行 3 个月后，金属材质效率下降到 70%，C/C–SiC 复合材料效率继续维持在 74%；6 个月后，金属材质的口环和轴套已经失去作用，而 C/C–SiC 复合材料口环和轴套效率仅仅下降了 0.5%，振动和噪音都没有明显增加；C/C–SiC 复合材料口环和轴套的使用寿命比金属提高了 3~5 倍，还起到了节能作用，在特种泵行业(如潜水泵、轴封泵等)具有非常好的推广价值。

## 6 总结与展望

对国内外关于 C/C–SiC 摩擦材料的制备工艺、微结构设计、摩擦磨损机理、性能优化等方面的研究进行了讨论，并对 C/C–SiC 摩擦材料的当前应用进行了初步归纳总结。目前，基于 CVI 法制备的 C/C–SiC 摩擦材料具有更优的力学性能，而 RMI 法更具成本优势。通过 CVI 和 RMI 等 2 种或多种制备方法联用，可获得材料性能和制备成本的平衡。通过调整碳纤维结构及含量、基体成分和微结构等来精确调整 C/C–SiC 摩擦材料的微结构可满足不同工况下的应用。同时，针对基体的改性也使得 C/C–SiC 摩擦材料在力学和摩擦性能上具有更大调控空间。

尽管 C/C–SiC 摩擦材料近十年来已获得了较多的工程化应用，但如果不解决高制造成本的关键问题，其应用将仍局限于高端小众汽车制动或高速/重载轨道交通制动系统等市场。近年来对于低成本制备已有一些富有成效的研究，如开发短纤维模压制备方法、以 $FeSi_{75}$ 替代硅粉熔渗、“三明治”结构优化等。随着国产碳纤维低成本化和性能稳步提升、低成本炭源前驱体的应用、C/C–SiC 复合材料生产逐步自动化、规模化、定制化以及产品良率的提升，高性能 C/C–SiC 摩擦材料有望获得更广泛的应用，并推动相关产业的快速发展。

**参考文献**:

[1] 国家统计局. 中国统计年鉴[M]. 北京:中国统计出版社, 2019.

[2] ZHOU L, SHEN Z. Progress in high-speed train technology around the world[J]. J Mod Transport, 2011(19): 1–6.

[3] SUTTER G, RANC N. Flash temperature measurement during dry friction process at high sliding speed[J]. Wear, 2010(268): 1237–1242.

[4] WANG Z, HAN J, DOMBLESKY J P, et al. Crack propagation and microstructural transformation on the friction surface of a high-speed railway brake disc[J]. Wear, 2019(428–429): 45–54.

[5] 田广来, 徐永东, 范尚武, 等. 高性能C/SiC刹车材料及其优化设计[J]. 复合材料学报, 2008(2): 101–108.
TIAN Guanglai, XU Yongdong, FAN Shangwu, et al. Acta Mater Compos Sin(in Chinese), 2008, 25(2): 101–108.

[6] BANSAL N P, LAMON J. Ceramic Matrix Composites: Materials, Modeling and Technology[M]. New Jersey: John Wiley & Sons Inc., 2015: 147–216.

[7] 肖鹏, 徐永东, 黄伯云. CVI法快速制备C/SiC复合材料[J]. 硅酸盐学报, 2002(2): 240–243.

XIAO Peng, XU Yongdong, HUANG Boyun. J Chin Ceram Soc, 2002(2): 240–243.

[8] STINTON D, CAPUTO A J, LOWDEN R. Synthesis of fiber-reinforced SiC composites by chemical vapor infiltration[J]. Am Ceram Soc Bull, 1986, 65(2): 347–350.

[9] BANG K H, CHUNG G Y, KOO H H. Preparation of C/C composites by the chemical vapor infiltration (CVI) of propane pyrolysis[J]. Korean J Chem Eng, 2011, 28(1): 272–278.

[10] 刘文川, 邓景屹. C/C, C/C—SiC梯度基, 纳米基, 双元基复合材料微观结构特征[J]. 中国科学: B辑, 1998, 28(5): 471–476.
LIU Wenchuan, DENG Jingyi. Science In China (Series B) (in Chinese), 1998, 28(5): 471–476.

[11] LIU W, WEI Y, DENG J. Carbon-fiber-reinforced C–SiC binary matrix composites[J]. Carbon, 1995, 33(4): 441–447.

[12] MAZDIYASNI K S. Fiber reinforced ceramic composites: materials, processing and technology[M]. New Jersey. Noyes publications, 1990: 397–445.

[13] GUPTE S M. Densification of porous materials by chemical vapor infiltration[J]. J Electrochem Soc, 1989, 136(2): 555–561.

[14] 肖鹏, 谢建伟, 熊翔, 等. CVI–RMI法制备C/SiC复合材料的微观结构与弯曲性能[J]. 中南大学学报(自然科学版), 2007(3): 381–385.
XIAO Peng, XIE Jianwei, XIONG Xiang, et al. J Centr South Univ(in Chinese), 2007(3): 381–385.

[15] XU Y, CHENG L, ZHANG L. Carbon/silicon carbide composites prepared by chemical vapor infiltration combined with silicon melt infiltration[J]. Carbon, 1999, 37(8): 1179–1187.

[16] 卫保群. 碳/碳复合材料TCVI工艺过程温度控制研究[D]. 西安: 西北工业大学, 2005.
WEI Baoqun. Research on temperature control of thermal gradient chemical vapor infiltration process of carbon/carbon composites(in Chinese, dissertation). Xi'an: Northwestern Polytechnical University, 2005.

[17] 朱时珍, 汪树军. FCVI工艺制备SiC$_f$/SiC复合材料结构与性能研究[J]. 材料工程, 2001(4): 37–39.
ZHU Shizhen, WANG Shujun. J Mater Eng(in Chinese), 2001, (4): 37–39.

[18] 韩立民, 李春阳, 魏永良, 等. 离子渗入沉积法(PCVI)制备碳/碳复合材料[J]. 天津大学学报, 1992(S1): 40–45.
HAN Limin, LI Chunyang, WEI Yongliang, et al. J Tianjin Univ(in Chinese), 1992(S1): 40–45.

[19] 王晶. LA–CVI法制备C/SiC陶瓷基复合材料的微结构设计与性能调控[D]. 西安: 西北工业大学, 2018.
WANG Jing. Microstructure design and performance control of C/SiC composites fabricated by LA–CVI process(in Chinese, dissertation). Xi'an: Northwestern Polytechnical University, 2018.

[20] WANG J, QIAN J, JIN Z, et al. Microstructure of C/C composites prepared by chemical vapor infiltration method with vaporized kerosene as a precursor[J]. Mater Sci Eng A–Struct, 2006, 419(1–2): 162–167.

[21] 简科, 林红吉, 陈朝辉, 等. 先驱体转化法制备低成本碳纤维增强陶瓷基复合材料研究[J]. 宇航材料工艺, 2004(5): 6–9.
JIAN Ke, LIN Hongji, CHEN Zhaohui, et al. Aerosp Mater Technol(in Chinese), 2004(5): 6–9.

[22] 李可琢, 张海军, 苑高千, 等. 聚碳硅烷制备SiC陶瓷研究进展[J]. 耐火材料, 2020, 54(3): 260–265.
LI Kezhuo, ZHANG Haijun, YUAN Gaoqian, et al. Refractories (in Chinese), 2020, 54(3): 260–265.

[23] 张宗波, 曾凡, 罗永明, 等. 聚硅氮烷的应用研究进展[J]. 有机硅材料, 2013, 27(3): 216–222.
ZHANG Zongbo, ZENG Fan, LUO Yongming, et al. Silicone Mater(in Chinese), 2013, 27(3): 216–222.

[24] ZIEGLER G, RICHTER I, SUTTOR D. Fiber-reinforced composites with polymer-derived matrix: processing, matrix formation and properties[J]. Compos Part A Appl Sci Manuf, 1999, 30(4): 411–417.

[25] KERN F, GADOW R. Liquid phase coating process for protective ceramic layers on carbon fibers[J]. Surf Coat Tech, 2002, 151–152: 418–423.

[26] WANG H, ZHENG S Y, LI X D, et al. Preparation of three-dimensional ordered macroporous SiCN ceramic using sacrificing template method[J]. Micropor Mesopor Mat, 2005, 80(1–3): 357–362.

[27] 刘洪丽, 田春英, 吴明忠. 陶瓷先驱体聚硅氮烷连接C$_f$/SiC工艺及连接性能[J]. 中国有色金属学报, 2008(2): 92–95.
LIU Hongli, TIAN Chunying, WU Mingzhong. Chin J Nonf Met(in Chinese), 2008(2): 92–95.

[28] 马百胜. 聚硅氮烷转化SiCN陶瓷结构性能及传感器应用[D]. 西安: 西北工业大学, 2018.
MA Baisheng. Research on microstructures and properties of polysilizane derived SiCN ceramics and their applications in sensors(in Chinese, dissertation). Xi'an: Northwestern Polytechnical University, 2018.

[29] 王建方. 碳纤维在PIP工艺制备陶瓷基复合材料过程中的损伤机理研究[D]. 长沙: 中国人民解放军国防科学技术大学, 2003.
WANG Jianfang. Damage mechanism of carbon fibers during preparation of ceramic matrix composites by precursor infiltration pyrolysis(in Chinese, dissertation). Changsha: National University of Defense Technology, 2003.

[30] 王建方, 吴文健, 胡碧茹, 等. PIP法制备C$_f$/SiC复合材料过程中碳纤维的化学损伤[J]. 高等学校化学学报, 2006(10):1982–1985.
WANG Jianfang, WU Wenjian, HU Biru, et al. Chem J Chin Univ(in Chinese), 2006(10):1982–1985.

[31] 高朋召, 李骏驰, 汪文祥, 等. PIP法制备孔径可调的有序多孔C/SiC复合材料[J]. 湖南大学学报:自然科学版, 2010, 37(10): 63–66.
GAO Pengzhao, LI Junchi, WANG Wenxiang, et al. J Hunan Univ:Nat Sci(in Chinese), 2010, 37(10): 63–66.

[32] 杜红娜. 先驱体转化法制备C/C–SiC复合材料的研究[D]. 西安: 西北工业大学, 2006.
DU Hongna. Research of C/C–SiC composites used precursor infiltration pyrolysis(in Chinese, dissertation). Xi'an: Northwestern Polytechnical University, 2006.

[33] 姜凯, 刘瑞祥, 王艳艳, 等. PIP法制备C/C–SiC复合材料的工艺研究[J]. 现代技术陶瓷, 2019, 40(3): 207–214.
JIANG Kai, LIU Ruixiang, WANG Yanyan, et al. Adv Ceram(in Chinese), 2019, 40(3): 207–214.

[34] 王震, 董绍明, 高乐, 等. 活性填料法制备C$_f$/SiC–BN复合材料[J]. 稀有金属材料与工程, 2009, 38(S2): 541–543.
WANG Zhen, DONG Shaoming, GAO Le, et al. Rare Metal Mater Eng(in Chinese), 2009, 38(S2): 541–543.

[35] ERNY T, SEIBOLD M, JARCHOW O, et al. Microstructure development of oxycarbide composites during active-filler-controlled polymer pyrolysis[J]. J Am Ceram Soc, 2010, 76(1): 207–213.

[36] VIJAY V, JAYALATHA T, BIJU V M, et al. Effect of titanium silicide active filler on the ceramic conversion of polycarbosilane[J]. Mater Today: Proceed, 2018, 5(11): 25085–25091.

[37] 谢征芳, 陈朝辉, 李永清, 等. 活性填料铬在聚碳硅烷裂解陶瓷中的应用[J]. 材料科学与工程, 2000(2): 38–42.
XIE Zhengfang, CHEN Zhaohui, LI Yongqing, et al. Mater Sci Eng(in Chinese), 2000(2): 38–42.

[38] 谢征芳, 陈朝辉, 李永清, 等. 活性填料钨在聚碳硅烷转化陶瓷中的应用[J]. 特种铸造及有色合金, 2000, 10(1): 1–3.
XIE Zhengfang, CHEN Zhaohui, LI Yongqing, et al. Special-cast Non-ferr Alloys (in Chinese), 2000, 10(1): 1–3.

[39] 张教强, 陈少杰, 季铁正, 等. 铝粉在聚硅氮烷裂解制备陶瓷材料中的应用[J]. 有机硅材料, 2010, 24(4): 211–214.
ZHANG Jiaoqiang, CHEN Shaojie, JI Tiezheng, et al. Silicone Mater(in Chinese), 2010, 24(4): 211–214.

[40] PAMPUCH R, WALASEK E, BIALOSKÓRSKI J. Reaction mechanism in carbon–liquid silicon systems at elevated temperatures[J]. Ceram Int, 1986, 12(2): 99–106.

[41] ZHOU H, SINGH R N. Kinetics model for the growth of silicon carbide by the reaction of liquid silicon with carbon[J]. J Am Ceram Soc, 2010, 78(9): 2456–2462.

[42] 闫联生, 李贺军, 崔红, 等. 内部硅化法制备低成本C/SiC复合材料[J]. 材料工程, 2005(9): 41–44+52.
YAN Liansheng, LI Hejun, CUI Hong, et al. J Mater Eng(in Chinese), 2005(09): 41–44+52.

[43] 庞菲, 李辉, 吴小军, 等. C/C坯体结构对RMI制备C/SiC复合材料的影响[J]. 炭素, 2018, 176(3): 5–9.
PANG Fei, LI Hui, WU Xiaojun, et al. Carbon(in Chinese), 2018, 176(3): 5–9.

[44] LI Y, CHEN S, HU H, et al. Influence of BN interphase on the flexural properties of C/SiC composites[C]//第二届中国国际复合材料科技大会, 镇江, 2015: 159–166.
LI Y, CHEN S, HU H, et al. Influence of BN interphase on the flexural properties of C/SiC composites[C]//2nd China International Composite Materials Technology Conference (in Chinese), Zhenjiang, 2015: 159–166.

[45] WANG D, DONG S, ZHOU H, et al. Effect of pyrolytic carbon interface on the properties of 3D C/ZrC–SiC composites fabricated by reactive melt infiltration[J]. Ceram Int, 2016, 42(8): 10272–10278.

[46] NASLAIN R R. The design of the fibre–matrix interfacial zone in ceramic matrix composites[J]. Compos Part A Appl Sci Manuf, 1998, 29(9–10): 1145–1155.

[47] LANGHOF, N, VOIGT, R, MUCHA, H, et al. The Effect of Residual Silicon in CMC Brake Pads on Friction and Wear[C]//In 6th European Conference on Braking JEF, Lille, 2010: 1–8.

[48] 陈飞雄, 郝文琦, 符蓉, 等. 残余Si对C/C–SiC(C/C–SiC)复合材料摩擦磨损性能的影响[J]. 中国金属通报, 2019 (5): 292–295.
CHEN Feixiong, HAO Wenqi, FU Rong, et al. China Metal Bull (in Chinese), 2019 (5): 292–295.

[49] ESFEHANIAN M, GUENSTER J, HEINRICH J G, et al. High-temperature mechanical behavior of carbon—silicide—carbide composites developed by alloyed melt infiltration[J]. J Eur Ceram Soc, 2008, 28(6): 1267–1274.

[50] KIM S, HAN I S, SEONG Y H, et al. Mechanical properties of C–SiC composite materials fabricated by the Si–Cr alloy melt-infiltration method[J]. J Compos Mater, 2014, 49(24): 3057–3066.

[51] YANG X, SU Z, HUANG Q, et al. Microstructure and mechanical properties of C/C–ZrC–SiC composites fabricated by reactive melt infiltration with Zr,Si mixed powders[J]. J Mater Sci Technol, 2013, 29(8): 702–710.

[52] CHEN P, XIAO P, LI Z, et al. Effect of residual silicon on the oxidation resistance of bilayer $Yb_2Si_2O_7$/SiC coated C/SiC composites at high temperature[J]. Corros Sci, 2020, 170: 108676.

[53] 范尚武, 徐永东, 张立同, 等. C/SiC摩擦材料的制备及摩擦磨损性能[J]. 无机材料学报, 2006, 21(4):927–934.
FAN Shangwu, XU Yongdong, ZHANG Litong, et al. J Inorg Mater (in Chinese), 2006, 21(4):927–934.

[54] CAI Y, CHENG L, YIN X, et al. Thermophysical properties of three-dimensional ceramic-filler-modified carbon/carbon composites[J]. Ceram Inter, 2018, 45.

[55] 肖鹏, 熊翔, 任芸芸. 不同成分对C/C–SiC材料摩擦磨损行为的影响与机理[J]. 中国有色金属学报, 2005, 15(7): 1040–1044.
XIAO Peng, XIONG Xiang, REN Yunyun. T Nonferr Metal Soc (in Chinese), 2005, 15(7): 1040–1044.

[56] XU Y, ZHANG Y, CHENG L, et al. Preparation and friction behavior of carbon fiber reinforced silicon carbide matrix composites[J]. Ceram Int, 2007, 33(3):439–445.

[57] FOUQUET S, ROLLIN M, PAILLER R, et al. Tribological behaviour of composites made of carbon fibres and ceramic matrix in the Si–C system [J]. Wear, 2008, 264(9–10): 850–856.

[58] SHI Q, XIAO P. Effect of pyrolytic carbon content on microstructure and tribological properties of C/C–SiC brake composites fabricated by isothermal chemical vapor infiltration[J]. Solid State Sci, 2012, 14(1): 26–34.

[59] ZHOU X, ZHU D, XIE Q, et al. Friction and wear properties of C/C–SiC braking composites[J]. Ceram Int, 2012, 38(3): 2467–2473.

[60] XIAO P, LI Z, ZHU Z, et al. Preparation, Properties and application of C/C–SiC composites fabricated by warm compacted–*in situ* reaction[J]. J Mater Sci Technol, 2010, 26(3): 283–288.

[61] WANG Y, WU H. Friction surface evolution of carbon fibre reinforced carbon/silicon carbide ($C_f$/C–SiC) composites[J]. J Eur Ceram Soc, 2010, 30(15): 3187–3201.

[62] BIAN G, WU H. Friction surface structure of a $C_f$/C–SiC composite brake disc after bedding testing on a full-scale dynamometer[J]. Tribol Int, 2016, 99: 85–95.

[63] 李波, 崔园园, 李爱军等. C/C–SiC摩擦材料的研究进展[J]. 上海金属, 2015, 37(1): 43–46.
LI Bo, CUI Yuanyuan, LI Aijun, et al. Shanghai Met (in Chinese), 2015, 37(1): 43–46.

[64] FAN S, ZHANG L, CHENG L, et al. Wear mechanisms of the C/SiC brake materials[J]. Tribol Int, 2011, 44(1):25–28.

[65] 李专, 肖鹏, 熊翔. 熔融渗硅法制备C/C–SiC复合材料的干态摩擦磨损行为及机制[J]. 摩擦学学报, 2012, 32(4): 332–337.
LI Zhuan, XIAO Peng, XIONG Xiang. Tribology (in Chinese), 2012, 32(4): 332–337.

[66] LI Z, LIU Y, ZHANG B, et al. Microstructure and tribological characteristics of needled C/C–SiC brake composites fabricated by simultaneous infiltration of molten Si and Cu[J]. Tribol Int, 2016, 93: 220–228.

[67] WANG J, LIN M, XU Z, et al. Microstructure and mechanical properties of C/C–SiC composites fabricated by a rapid processing method[J]. J Eur Ceram Soc, 2009, 29(14): 3091–3097.

[68] JIANG G, YANG J, XU Y, et al. Effect of graphitization on microstructure and tribological properties of C/SiC composites prepared by reactive melt infiltration[J]. Compos Sci Technol, 2008, 68(12): 2468–2473.

[69] NING Y, FAN S, WANG L, et al. Effect of $FeSi_2$ content on

tribological properties of C/C–SiC–$FeSi_2$ composites[J]. Ceram Int, 2019, 45(17).

[70] FAN S, NING Y, MA X, et al. The effects of high-temperature annealing on microstructure and performance of $C_f$/C–SiC composites modified by $FeSi_2$[J]. Ceram Int, 2018, 44(13): 15200–15207.

[71] FAN S, NING Y, MA X, et al. Microstructure and mechanical properties of Fe–Si alloy modified C/C–SiC composites[J]. Ceram Int, 2019, 45(17): 21579–21589.

[72] FAN S, DU Y, HE L, et al. Microstructure and properties of $\alpha$-$FeSi_2$ modified C/C–SiC brake composites[J]. Tribol Int, 2016, 102: 10–18.

[73] FAN X, YIN X, HE S, et al. Friction and wear behaviors of C/C–SiC composites containing $Ti_3SiC_2$[J]. Wear, 2012, 274–275(none): 188–195.

[74] LI Z, LIU Y, ZHANG B, et al. Microstructure and tribological characteristics of needled C/C–SiC brake composites fabricated by simultaneous infiltration of molten Si and Cu[J]. Tribol Int, 2015: 220–228.

[75] LI Y, XIAO P, ZHOU W, et al. Microstructure and properties of plain-weave carbon fabric reinforced ceramic composites containing Cu–Si alloy[J]. Compos Part B–Eng, 2018, 145: 129–135.

[76] ZHANG J, FAN S, ZHANG L, et al. Microstructure and frictional properties of 3D needled C/SiC brake materials modified with graphite[J]. T Nonferr Metal Soc, 2010, 20(12): 2289–2293.

[77] FAN S, ZHANG L, CHENG L, et al. Microstructure and frictional properties of C/SiC brake materials with sandwich structure[J]. Ceram Int, 2011, 37(7): 2829–2835.

[78] 杨云鹏, 崔红, 何轩宇, 等. 低成本C/C复合材料研究进展[J]. 炭素, 2018(3): 10–16, 34.
YANG Yunpeng, CUI Hong, HE Xuanyu, et al. Carbon (in Chinese), 2018(3): 10–16, 34.

[79] 雷玥, 李瑞珍, 解惠贞. 热解炭涂层对C/C–SiC复合材料性能的影响[J]. 航天制造技术, 2018(1): 27–30.
LEI Yue, LI Ruizhen, XIE Huizhen. Aerosp Manuf Technol (in Chinese), 2018(1): 27–30.

[80] FAN S, YANG C, HE L, et al. The effects of phosphate coating on friction performance of C/C and C/SiC brake materials[J]. Tribol Int, 2017, 114: 337–348.

[81] STADLER Z, KRNEL K, KOSMA T. Friction and wear of sintered metallic brake linings on a C/C–SiC composite brake disc[J]. Wear, 2008, 265(3): 278–285.

[82] LANGHOF N, RABENSTEIN M, ROSENLOCHER J, et al. Full-ceramic brake systems for high performance friction applications[J]. J Eur Ceram Soc, 2016, 36(15): 3823–3832.

[83] MA X, FAN S, SUN H, et al. Investigation on braking performance and wear mechanism of full-carbon/ceramic braking pairs[J]. Tribol Int, 2019, 142: 105981.

[84] BANSAL N P, LAMON J. Ceramic Matrix Composites: Materials, Modeling and Technology[M]. New Jersey: John Wiley & Sons Inc.

[85] KRENKEL W, HEIDENREICH B, RENZ R. C/C–SiC composites for advanced friction systems[J]. Adv Eng Mater, 2002, 4(7): 427–436

[86] BANSAL N P, LAMON J. Ceramic Matrix Composites: Materials, Modeling and Technology[M]. New Jersey: John Wiley & Sons Inc., 2015: 647-671.

[87] MUHLRATZER A, LEUCHS M. Applications of Non-Oxide CMCs[C]// KRENKEL W, NASLAIN R, SCHNEIDER H ed. High Temperature Ceramic Matrix Composites. Weinheim: Wiley–VCH Verlag GmbH & Co.KGaA, 2006: 288–298.

[88] KRENKEL W. Ceramic Matrix Composites[M]. Weinheim: Wiley–VCH Verlag GmbH & Co.KGaA, 2008: 69–112.

[89] 魏明坤, 宋剑敏. 纤维增强陶瓷摩擦材料研究现状[J]. 江苏陶瓷, 2006, 39(3): 1–3.
WEI Mingkun, SONG Jianmin. Jiangsu Ceram (in Chinese), 2006, 39(3): 1–3.

[90] KRENKEL W, BERNDT F. C/C–SiC composites for space applications and advanced friction systems[J]. Mat Sci Eng A–Struct, 2005, 412(1–2): 177–181.

[91] EL–HIJA H A, KRENKEL W, HUGEL S. Development of C/C–SiC Brake Pads for High-Performance Elevators[J]. Int J Appl Ceram Technal, 2005, 2: 105–113.

[92] 赵先起. C/C–SiC复合材料在高温浆料泵中的应用[J]. 通用机械, 2014(3): 46–47.
ZHAO Xianqi. Gener Mach (in Chinese), 2014(3): 46–47.