

## 碳/碳-碳化硅复合材料的摩擦磨损行为与机理

周海军<sup>1,2</sup>, 董绍明<sup>1,2</sup>, 何平<sup>1,2,3</sup>, 胡建宝<sup>1,3</sup>, 吴斌<sup>1,3</sup>

(1. 中国科学院 上海硅酸盐研究所, 结构陶瓷与复合材料工程研究中心, 上海 200050; 2. 中国科学院 高性能陶瓷和超微结构国家重点实验室, 上海 200050; 3. 中国科学院大学, 北京 100049)

**摘 要:** 以液相渗硅工艺为手段制备了 C/C-SiC 复合材料。分别采用 MMW-1A 与 MM-1000 型试验机对复合材料的摩擦磨损性能进行了研究。结果表明: 在实验室条件下, 当压力恒定在 0.48 MPa 时, 转速对复合材料的摩擦磨损的性能影响甚微, 摩擦系数为 0.15~0.16, 且磨损率接近; 当转速恒定在 0.3 m/s 时, 不同压力条件下的摩擦系数相近, 为 0.13~0.15, 但磨损率存在较大差异, 材料磨损以磨粒磨损为主。在近工况条件下, C/C-SiC 复合材料的摩擦系数达到 0.50, 磨损率达到 5.95 mg/次, 摩擦曲线表现为典型的马鞍形曲线, 试验前期材料磨损主要表现为磨粒磨损, 试验后期为粘着磨损。

**关 键 词:** C/C-SiC 复合材料; 液相渗硅工艺; 摩擦磨损性能

中图分类号: TB332

文献标识码: A

## Tribological Behaviors and Anti-wear Mechanisms of Carbon/ Carbon-silicon Carbide Composites

ZHOU Hai-Jun<sup>1,2</sup>, DONG Shao-Ming<sup>1,2</sup>, HE Ping<sup>1,2,3</sup>, HU Jian-Bao<sup>1,2</sup>, WU Bin<sup>1,3</sup>

(1. Structural Ceramics and Composites Engineering Research Center, Shanghai Institute of Ceramics Chinese Academy of Sciences, Shanghai 200050, China; 2. State Key Laboratory of High Performance Ceramics and Superfine Microstructure, Shanghai Institute of Ceramics Chinese Academy of Sciences, Shanghai 200050, China; 3. University of Chinese Academy of Sciences, Beijing 100049, China)

**Abstract:** C/C-SiC composites were prepared by liquid silicon infiltration (LSI) process. The tribological properties were investigated using MMW-1A and MM-1000 test machine, respectively. Under experimental conditions, the rotation speed had limited impact on the tribological properties of C/C-SiC composites when the pressure was 0.48 MPa. The pressure had approximately the same effect on the wear rate when the rotation speed was 0.3 m/s. The wear mechanism was mainly abrasive grain wear. While under real brake conditions, the coefficient of friction (COF) of C/C-SiC composites reached 0.50 and the wear rate was up to 5.95 mg/times. The COF curves showed the typical saddle shapes brake curves. Abrasive grain wear mechanism and adhere wear mechanism appeared in the early and last stages in real brake conditions.

**Key words:** C/C-SiC composites; liquid silicon infiltration process; friction and wear properties

随着现代交通工具朝着高速化、大型化迅猛发展, 制动系统的安全可靠性受到人们越来越高的重视。传统的金属刹车片材料在苛刻的制动环境下将出现熔融状态, 难以反复使用, 已不能满足现代交通工具制动系统的要求。碳化硅陶瓷基(C/C-SiC)复合材料具有优异的摩擦磨损性能和高温力学性能, 且在高速高能制动环境下, C/C-SiC 复合材料对裂纹不敏感, 不会发生灾难性破坏, 具有较高的安全

系数, 耐磨性高出传统制动材料 5 倍, 具有更高的摩擦性能与更长的使用寿命, 同时具有受环境的影响因素小等优点而提高制动系统的安全可靠性, 成为一种新型的刹车材料, 在高速列车、民用航空等领域具有广阔的应用前景<sup>[1-4]</sup>。

在国外, C/C-SiC 复合材料在制动系统中的应用研究进行的较早。法国波尔多大学通过化学气相渗透工艺(Chemical Vapor Infiltration, CVI), 在碳/碳

复合材料中引入少量 SiC, 改善其摩擦系数和抗磨损性能<sup>[5]</sup>。德国宇航院(DLR)Krenkel 等采用液相渗硅(Liquid Silicon Infiltration, LSI)原位反应工艺, 制备出具有优良摩擦性能和较长使用寿命的 C/C-SiC 复合材料刹车片<sup>[6-11]</sup>。IABG 和美国 Aircraft braking systems, Goodrich, Honeywell 和 Parker-Hannifin 等公司也相继进行了 C/C-SiC 飞机刹车片的研制, 已在一些大型客机和战斗机中开始试应用<sup>[12]</sup>。一些汽车公司也开始了 C/C-SiC 复合材料在制动系统中的应用研究, 保时捷公司利用航天技术推出了 C/C-SiC 复合材料刹车片, 已在其赛车中得到成功应用<sup>[13]</sup>。目前国内还没有关于 C/C-SiC 复合材料刹车片在民用领域的应用报道。西北工业大学徐永东等通过 CVI 工艺设计 C/C 预成型体再经渗硅原位反应制备 C/C-SiC 复合材料, 研究了材料的力学和摩擦学性能<sup>[14-17]</sup>; 中南大学熊翔等也对渗硅原位反应制备 C/C-SiC 复合材料的摩擦学性能进行了研究<sup>[18-20]</sup>。

本研究以 SiC 纳米粉浆料浸渍制备的预成型体经液相渗硅原位反应工艺所制备的 C/C-SiC 复合材料为研究对象, 研究材料的力学性能, 并在 MMW-1A 及 MM-1000 型试验机上进行摩擦试验, 研究两种不同测试条件下 C/C-SiC 复合材料的摩擦磨损性能, 探讨 C/C-SiC 复合材料抗摩擦磨损机理。

## 1 实验

采用三维针刺 T700 碳纤维为增强体, 体积密度为 0.3~0.5 g/cm<sup>3</sup>; 以 2130 热固性酚醛树脂为碳源前驱体, 碳产率约为 45%, 无水乙醇为溶剂, 纳米 SiC 为惰性填料, 配制碳前驱体浆料。材料在制备前首先采用 CVI 进行多层 C-SiC 界面设计, 保护碳纤维在渗硅原位反应过程中免受液相硅的侵蚀, 保证材料强度。

C/C-SiC 复合材料制备主要通过以下三个步骤: (1)首先, 采用配制纳米 SiC 颗粒的碳前驱体浆料, 通过真空浸渍方法引入到三维针刺增强体中, 再在 100~130 °C 下保温 3 h 进行固化处理; (2)将所获得的样品材料在高于 900 °C 惰性气氛条件下裂解, 获得多孔 C/C 预成型体; (3)采用液相渗硅原位反应工艺制备 C/C-SiC 复合材料, 其中, 液相渗硅温度: 1550 °C, 保温时间: 30 min, 在真空(<1 Pa)条件下制备。

采用国产环块恒压强制驱动 MMW-1A 型万能摩擦试验机(山东济南益华摩擦学测试技术有限公司)测试 C/C-SiC 复合材料在实验室条件下的摩擦磨损性能, 所制备样品为 φ33 mm×φ25 mm×10 mm 的

环状试样。测试条件为: 压力 0.48 MPa, 转速 0.3 m/s。复合材料的摩擦系数  $\mu$  通过以下公式计算:

$$\mu = \frac{F}{P} = \frac{T}{P\bar{r}} \quad (1)$$

$$\bar{r} = \frac{2(r_2^3 - r_1^3)}{3(r_2^2 - r_1^2)} \quad (2)$$

其中  $T$  为实验机扭矩,  $P$  为实验机压力,  $\bar{r}$  为平均半径。

质量磨损率  $W$  通过以下公式计算:

$$W = \frac{\Delta m}{M} \quad (3)$$

其中  $\Delta m$  为测试前后样品的质量变化,  $M$  为样品试验前质量。

通过 MM-1000 型试验机(西北工业大学)测试 C/C-SiC 复合材料在近工况条件下的摩擦磨损性能。测试条件为: 转速 4032 r/min, 刹停压力 0.8 MPa。在测试过程中, 采用复合材料其中一个试环模拟动盘, 在主轴的带动下, 达到设定的转速; 另一个则模拟静盘, 刹车开始后, 在一定的压力条件下与高速转动的动盘相互贴合, 直到两者刹停。

另外, 采用三点弯曲方式在 Instron-5566 万能材料试验机测试材料的力学性能, 并通过扫描电镜(SEM, JXA-8100, JEOL, Tokyo, Japan)与光学超景深显微镜(OM, VHX-600, Keyence, Japan)对材料制备过程的微观结构演变及摩擦磨损形貌进行表征。

## 2 结果与讨论

### 2.1 C/C-SiC 复合材料微观结构与力学性能

向酚醛树脂中添加纳米 SiC 颗粒作为惰性填料, 由于 SiC 颗粒在裂解过程中体积不发生改变且占据了复合材料纤维预制体中的部分孔隙, 减小了裂解过程中预成型体内部体积收缩, 因而能够减少预成型体内孔隙的含量, 可实现对纤维束间孔隙的高效填充, 获得比较均匀的预成型体微观结构, 如图 1(a)所示。从图 1(a)可以看出, 添加纳米 SiC 颗粒的复合材料预成型体基体中, 基体结构比较疏松, 这主要是由于纳米 SiC 颗粒和酚醛树脂裂解碳基体之间存在热膨胀系数差异, 使复合材料预成型体基体中产生热应力, 产生微裂纹。由于纳米粉体具有尺寸小, 比表面积大, 增加了裂解碳基体和 SiC 粉体之间的界面, 导致微裂纹宽度变窄和微裂纹数量的增加。经液相渗 Si 反应后, 复合材料密度则达到 2.05 g/cm<sup>3</sup>。主要是由于预成型体中引入大量的微裂纹, 为液相 Si 扩散提供扩散通道, 有利于复合材料的致密化, 因而复合材料致密度提高, 如图 1(b)所示。

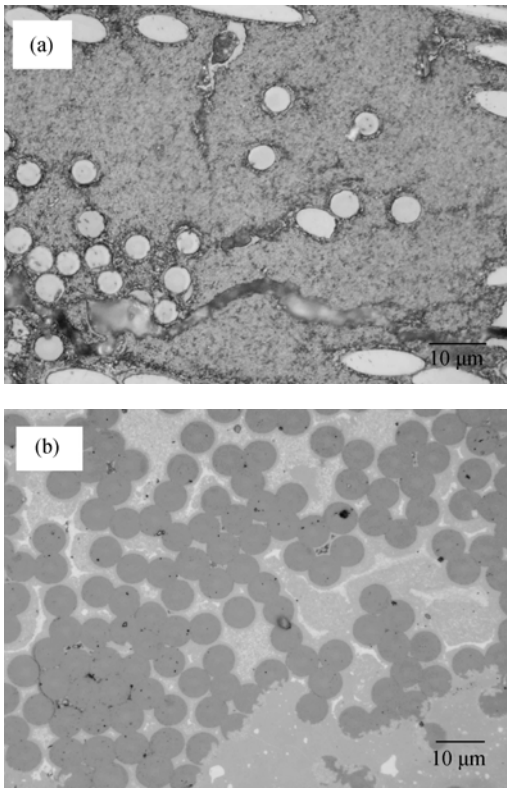


图 1 C/C-SiC 复合材料预成型体与复合材料微观结构  
Fig. 1 Microstructures of C/C-SiC performance (a) and composites (b)

从图 2 可以看出, 复合材料断裂强度达到 250 MPa。断面存在大量的纤维拔出, 且纤维的拔出长度较长, 纤维表面存在多层界面拔出。由此可见, 在纤维表面制备多层界面层后, 当复合材料裂纹扩展至界面处, 裂纹垂直于纤维轴向扩展, 界面层外层破坏, 由于界面层各层间的结合状态较弱, 裂纹沿着平行于纤维轴向的方向扩展, 当应力进一步增加时, 纤维破坏。表明在纤维表面制备多层界面层时, 增加了裂纹的扩展路径, 提高了复合材料的断裂韧性, 增加断裂功。

2.2 实验室条件下的摩擦磨损性能

不同的试验条件对复合材料的摩擦磨损行为存在一定的影响, 在实验室条件下, 本试验考虑压力与转速对复合材料摩擦磨损性能的影响。首先压力负荷恒定在 0.48 MPa 时, 调节转速后复合材料的摩擦磨损性能如表 1 所示。不同转速条件下摩擦系数表现相当, 磨损率接近, 达到  $4.0\times10^{-5}\text{wt}\%$  左右。微观结构观察发现材料摩擦试验后表面均覆盖一定量的薄膜, 如图 3 所示。表明在 0.48 MPa 压力条件下, 复合材料表面微突点在剪切作用下脱落, 形成磨屑粒子, 这些具有自润滑性能的磨屑粒子(含碳相)在压力作用下形成润滑膜, 提高了摩擦副表面啮合程度, 降低了磨损及提高了摩擦平稳性, 因此在一定的范围内改变转速对复合材料的摩擦系数与磨损率影响较小。

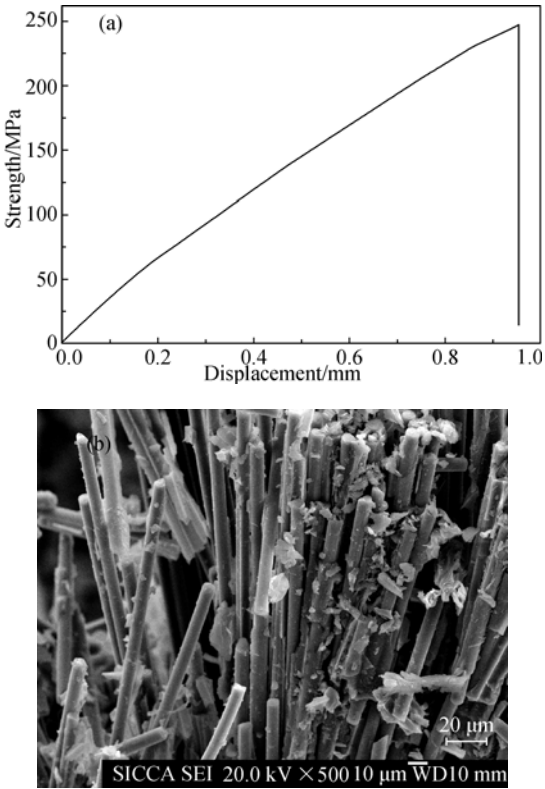


图 2 C/C-SiC 复合力学性能曲线(a)与断面形貌(b)  
Fig. 2 Stress-displacement curve (a) and fracture surface morphology (b) of C/C-SiC composites

当转速恒定在 0.3 m/s, 改变压力负荷后复合材料的摩擦磨损性能如表 2 所示。随着压力增加, 平均摩擦系数表现相当, 摩擦系数在 0.13~0.15 之间, 但磨损率存在较大差异, 压力为 0.16 MPa 时, 质量磨损率仅为  $0.71\times10^{-5}\text{wt}\%$ , 当压力增至 0.48 MPa 时, 质量磨损率高达  $4.26\times10^{-5}\text{wt}\%$ , 是 0.16 MPa 压力条件下的 6 倍, 表明在 0.3 m/s 转速条件下, 平均摩擦系数受压力影响小, 但磨损率受压力影响较大。随着摩擦材料压力负荷增加, 摩擦副表面接触面积存在一定量的增加, 表面微突体剪切加剧导致磨损率升高。摩擦后材料表面形貌无明显差异, 材料表面也局部覆盖一层润滑膜, 如图 4 所示。

2.3 近工况条件下的摩擦磨损性能

通过 MM-1000 试验机模拟工况测试条件, 设定转

表 1 0.48 MPa 压力、不同转速条件下 C/C-SiC 复合材料的摩擦磨损性能

Table 1 Friction and wear properties of C/C-SiC composites at various speeds under 0.48 MPa		
Rotation speed/ (m·s <sup>-1</sup> )	Friction coefficient, $\mu$	Wear rate/ wt%
0.075	0.152±0.006	$3.55\times10^{-5}$
0.150	0.163±0.020	$3.55\times10^{-5}$
0.300	0.149±0.021	$4.26\times10^{-5}$

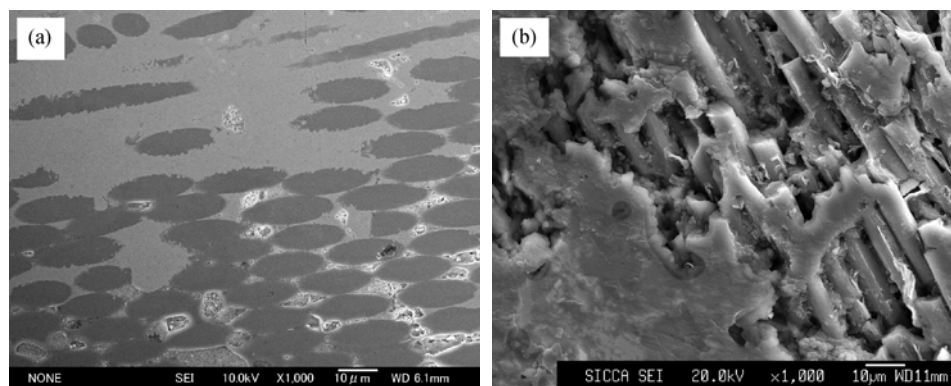


图 3 0.48 MPa 压力下 C/C-SiC 复合材料摩擦试验前(a)后(b)表面形貌  
Fig. 3 Surface morphologies of C/C-SiC composites before (a) and after (b) friction test under 0.48 MPa

速为 4032 r/min(线速度为 14 m/s)、压力为 0.8 MPa, C/C-SiC 复合材料的平均摩擦系数达到 0.50, 平均磨损率为 5.95 mg/次, 摩擦曲线表现为具有典型刹车条件下的马鞍形曲线, 如图 5 所示。在初始的制动阶段, 摩擦系数保持较高的数值; 随着刹车过程的进行, 摩擦系数降低并出现波动; 在刹车过程后期, 摩擦系数又增加, 出现典型的“翘尾”现象。由于摩擦副表面微突体的存在使得摩擦系数在初始刹车过程出现高值即所谓的“冲锋”现象。随后由于在较高的载荷条件下, 剪切形成了大量磨屑, 磨屑在压力的作用下形成润滑膜起到了一定的减摩作用, 所以摩

擦系数减小。在刹车的最后阶段, 刹车速率减小, 剪切磨屑数量减少, 摩擦系数又增大。刹车后期高的摩擦系数可以保证在较低的压力下提供足够的制动力矩以实现制动刹车, 缩短刹车距离。在材料表面可以观察到大量的划痕, 这是由于摩擦副表面微突体因剪切作用产生的硬质 SiC 颗粒在高速摩擦试验过程中, 由于犁沟效应而产生的, 如图 6 所示。

表 2 0.3 m/s 转速时不同压力条件下 C/C-SiC 复合材料的摩擦磨损性能

Table 2 Friction and wear properties of C/C-SiC composites under various pressures at 0.3 m/s rotation speed

Pressure /MPa	Friction coefficient, $\mu$	Wear rate /wt%
0.16	0.144±0.030	0.71×10 <sup>-5</sup>
0.32	0.133±0.015	2.41×10 <sup>-5</sup>
0.48	0.149±0.021	4.26×10 <sup>-5</sup>

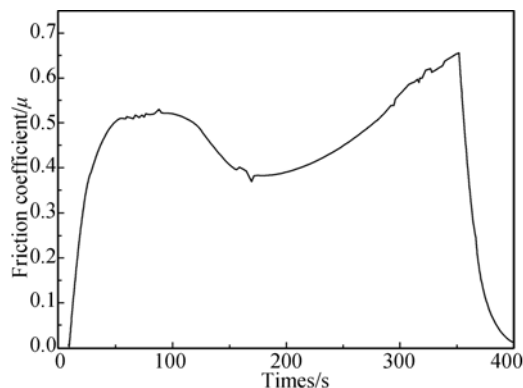


图 5 C/C-SiC 复合材料的高能刹车曲线  
Fig. 5 COF curves of C/C-SiC composites under high inertia

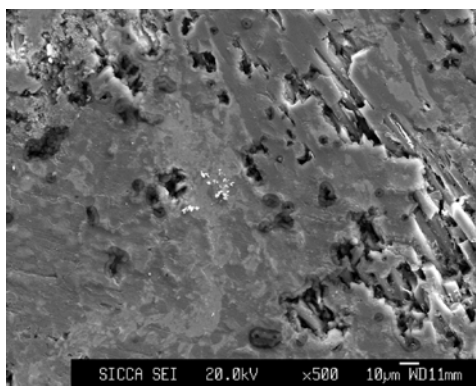


图 4 0.3 m/s 转速下 C/C-SiC 复合材料摩擦试验后表面形貌  
Fig. 4 Surface morphology of C/C-SiC composites after friction test at 0.3 m/s

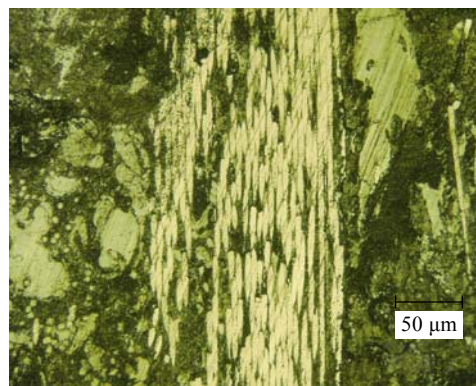


图 6 C/C-SiC 复合材料的高能刹车后表面形貌  
Fig. 6 Surface morphology of C/C-SiC composites after friction test under high inertia

## 2.4 摩擦磨损机理

不同试验条件对 C/C-SiC 复合材料的摩擦性能影响存在差别。复合材料摩擦副在实验室条件下, 接触面积小, 啮合程度低, 表面微突体不断发生剪切、脱落, 磨损产生的磨屑粒子(含碳相)在摩擦副表面形成一层自润滑膜, 降低了摩擦力, 提高摩擦系数的稳定性。材料磨损主要以磨粒磨损为主, 且受压力大小影响较大。

近工况条件下, 由于采用 SiC 粉体颗粒浆料制备的复合材料, 基体中第二相 SiC 与反应 SiC 之间存在微裂纹, 两相结合较弱, 在摩擦测试过程中易脱落在摩擦副表面形成磨屑粒子, SiC 属于硬质相, 随着摩擦测试的进行, SiC 磨屑粒子在复合材料表面纤维区域产生的犁沟效应, 生成划痕; 在近工况试验条件下, 试验前期材料磨损以磨粒磨损为主, 后期由于试验条件苛刻, 材料温度升高, 塑性增强, 磨损由磨粒磨损转变为粘着磨损<sup>[20]</sup>, 大块裂解碳基体在摩擦试验过程中脱落, 形成孔洞, 如图 6 所示。

## 3 结论

1) SiC 颗粒的引入对复合材料密度和力学性能影响较大。复合材料密度达到  $2.05 \text{ g/cm}^3$ , 断裂强度为  $250 \text{ MPa}$ 。

2) 在实验室试验条件下复合材料的摩擦磨损性能结果表明, 压力恒定在  $0.48 \text{ MPa}$  时, 转速的影响较小, 复合材料摩擦系数波动小、磨损率接近。转速恒定在  $0.3 \text{ m/s}$  时, 压力对复合材料摩擦系数影响甚微, 但对复合材料的磨损率的影响较大。材料磨损主要以磨粒磨损为主。

3) 在近工况条件下, 材料的摩擦磨损性能表现为典型的马鞍形摩擦曲线, 平均摩擦系数为  $0.50$ , 磨损率为  $5.95 \text{ mg/次}$ 。试验前期材料磨损为磨粒磨损, 试验后期转变为粘着磨损。

## 参考文献:

- [1] Krenkel W, Henke T. Designing of high performance CMC brake discs. *Key Engineering Materials*. 1999, **164-165**: 421-424.
- [2] Heidenreich B, Krenkel W. Development of C/C-SiC Materials for Friction Applications. IEKC6, Stuttgart(MPI), September 13-15, 1998.
- [3] Xu Y, Cheng L, Zhang L. Carbon/silicon carbide composites prepared by chemical vapor infiltration combined with silicon melt infiltration. *Carbon*, 1999, **37(8)**: 1179-1187.
- [4] Fan S, Zhang L, Xu Y, *et al.* Microstructure and properties of 3D needle-punched carbon/silicon carbide brake materials. *Compos. Sci. Technol.*, 2007, **67(11/12)**: 2390-2398.
- [5] NASLAIN R. Design, preparation and properties of non-oxide CMCs for application in engines and nuclear reactors: an overview. *Compos. Sci. Technol.*, 2004, **64**: 155-170.
- [6] Bernhard Heidenreich, Walter Krenkel, Bernd Lexow. Development of cmc-materials for lightweight armor. *Ceramic Engineering & Science Proceedings*, 2003, **24**: 375-381.
- [7] FrieB Martin, Huang Xiangdong, Krenkel Walter. Diamond and other hard materials in fibre reinforced ceramic matrix composites. *Ceramic Engineering & Science Proceedings*, 2003, **24**: 605-611.
- [8] Krenkel Walter. Cost Effective Processing of CMC Composites by Melt Infiltration (LSI-process). 25th Annual Conference on Composites, Advanced Ceramics, Materials, and Structures: A, Cocoa Beach, Florida; USA, January 21-27, 2001: 443-454.
- [9] Krenkel Walter. From polymer to ceramics: low cost manufacturing of ceramic matrix composite materials. *Molecular Crystals and Liquid Crystals Science and Technology. Section A*, 2000, **354**: 353-364.
- [10] Krenkel W, Renz R. C/C-SiC Components for High Performance Applications. European Conference on Composite Materials, (ECCM-8), June 3-6, Naples, Italy 1998.
- [11] Krenkel W. CMC Materials for High Performance Brakes. ISATA Conference on Supercars, Oct 31-Nov 4, 1994.
- [12] SUNDAR V, MARK P, TERENCE W, *et al.* C/SiC Materials Evaluation for Aircraft Applications. Proceedings of the 4th Int Conference on HTCMC. Munich, Germany: Wiley Annee, 2001.
- [13] Krenkel W, Heidenreich B, Renz R. C/C-SiC composites for advanced friction systems. *Adv. Eng. Mater.*, 2002, **4(8)**: 427-436.
- [14] Xu Yongdong, Zhang Yani, Cheng Laifei, *et al.* Preparation and friction behavior of carbon fiber reinforced silicon carbide matrix composites. *Ceramics International*, 2007, **33(3)**: 439-445.
- [15] Cai Y Z, Xu Y D, Li B, *et al.* Low-cost preparation and frictional behavior of a three-dimensional needled carbon/silicon carbide composite. *J. Eur. Ceram. Soc*, 2009, **29(3)**: 497-503.
- [16] FAN Shang-wu, ZHANG Li-tong, CHENG Lai-fei, *et al.* Wear mechanisms of the C/SiC brake materials. *Tribol. Int.*, 2011, **44**: 25-28.
- [17] ZHANG Ya-ni, XU Yong-dong, LOU Jian-jun, *et al.* The analysis of friction and wear performance of C/C-SiC composites. *Journal of Aeronautical Materials*, 2005, **25(2)**: 49-54.
- [18] LI Zhuan, XIAO Peng, XIONG Xiang, *et al.* Manufacture and characterization of carbon fibre reinforced C/SiC dual matrix composite. *Tribology*, 2010, **30(3)**: 273-278.
- [19] LI Zhuan, XIAO Peng, XIONG Xiang, *et al.* Tribological behavior and mechanism of carbon fibre reinforced carbon and SiC dual-matrice composites. *Tribology*, 2012, **32(4)**: 332-337.
- [20] YANG Yang, XIONG Xiang, XIAO Peng, *et al.* Friction and wear properties of short carbon fiber reinforced C/C-SiC braking materials. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*, 2007, **17(8)**: 1260-1265.