

文章编号: 1004-0609(2005)07-1040-05

不同成分对 C/C-SiC 材料摩擦磨损行为的影响与机理^①

肖 鹏, 熊 翔, 任芸芸

(中南大学 粉末冶金国家重点实验室, 长沙 410083)

摘 要: 采用温压-原位反应法制备 C/C-SiC 复合材料, 研究了 SiC、石墨和树脂炭成分对 C/C-SiC 材料摩擦磨损行为的影响及其机理。结果表明: SiC 在摩擦表面摩擦膜的形成过程中起骨架作用, 提高 SiC 的含量有利于提高摩擦系数, 降低磨损率; 树脂炭在材料中具有粘结各成分和提高摩擦系数的作用, 但其成膜性较差, 易增大磨损率; 石墨粉在制动过程中起润滑作用, 适量石墨粉有助于形成稳定的摩擦膜降低磨损率; 摩擦表面摩擦膜的形成有利于减少 C/C-SiC 材料的磨损率。

关键词: C/C-SiC; 制动材料; 摩擦磨损; 摩擦机理

中图分类号: TB 331; TH 117.3

文献标识码: A

Effect and mechanism of different components of C/C-SiC composites on friction and wear behaviors

XIAO Peng, XIONG Xiang, REN Yur-yun

(State Key Laboratory of Powder Metallurgy, Central South University,
Changsha 410083, China)

Abstract: C/C-SiC composites were fabricated by warm compacted-in situ reacted process, and the effect and mechanism of SiC, graphite and resin carbon on friction and wear behaviors of C/C-SiC composites were investigated. The results indicate that, SiC acts as a framework in the course of forming friction film on the surface of a sample, and SiC is propitious to improve friction coefficient and lighten wear. Resin carbon makes all components compacted and enhances the friction coefficient, but with resin carbon increasing the wear is prone to increase. Graphite is a lubricant and its moderate content helps to forming friction film and to decrease wear. In the course of braking, to form film on the frictionizing surface of C/C-SiC composites is in favor of decreasing wear.

Key words: C/C-SiC; brake materials; friction and wear; friction mechanism

制动材料从合成材料、粉末冶金材料、C/C 复合材料发展到了 C/C-SiC 复合材料^[1~4]。C/C-SiC 复合材料具有密度低(约为 2.0 g/cm³)、耐磨性好、摩擦系数高、制动平稳、抗腐蚀、抗氧化、耐高温、环境适应性强(如湿态下摩擦系数不衰退)和寿命长等优点, 引起了飞机、汽车和高速列车等领域的极大关注^[5~9]。研究报道^[10~12]的 C/C-SiC 复合材料制备方法主要有热压-烧结法(HP-Sinter)、化学气相

渗透法(CVI)、聚碳硅烷转化法(PIP)和熔 Si 浸渗法(RMI)。CVI 和 PIP 法工艺周期长, 主要用于高强度热结构 C/C-SiC 复合材料的制备; HP-Sinter 法成形性较差, 碳纤维损伤大; 国外普遍采用成形性较好和周期较短的 RMI 法制备 C/C-SiC 制动材料, 并对其摩擦磨损性能进行了初步研究^[13~15], 但对每种成分在摩擦磨损过程中的作用及其机理缺乏研究。从推广应用的角度看, RMI 法制备 C/C-SiC

① 基金项目: 国家教育部科学技术研究重点资助项目(02148)

收稿日期: 2005-02-17; 修订日期: 2005-05-09

作者简介: 肖 鹏(1971-), 男, 教授, 博士。

通讯作者: 肖 鹏, 教授; 电话: 0731-8830131; E-mail: xiaopeng@mail.csu.edu.cn

制动材料成本高, 目前仅用于保时捷等高级轿车、跑车和高速列车试用线, 一辆保时捷轿车的 C/C-SiC 刹车副价值 8 000 多美元。因此发展高性能 C/C-SiC 制动材料的低成本制造技术是推广其在制动领域应用的关键。本文作者在国内外首次探索采用温压-原位反应法制备 C/C-SiC 复合材料, 发现与前述方法相比制备周期大大缩短, 成本大幅度降低。本文作者研究了 SiC、石墨和树脂炭等成分对温压-原位反应法制备 C/C-SiC 材料的摩擦磨损性能影响及其机理, 以期为温压-原位反应法制备高摩擦磨损性能 C/C-SiC 制动材料奠定应用基础。

1 实验

1.1 C/G-SiC 制动材料的制备

采用短切的东丽 T700 碳纤维为增强相, 长度为 3~10 mm; 基体成分来源于石墨粉(粒度 ≤ 0.075 mm)、呋喃树脂、含 99.3% Si 的硅粉(粒度 ≤ 0.053 mm)和高含炭量粘结剂。在制备过程中将 Si 粉、石墨粉、树脂、短碳纤维和粘结剂按一定配比均匀混合, 温压成形后通过原位反应在坯体中生成 SiC 相得到最终 C/C-SiC 复合材料, 工艺过程如图 1 所示。

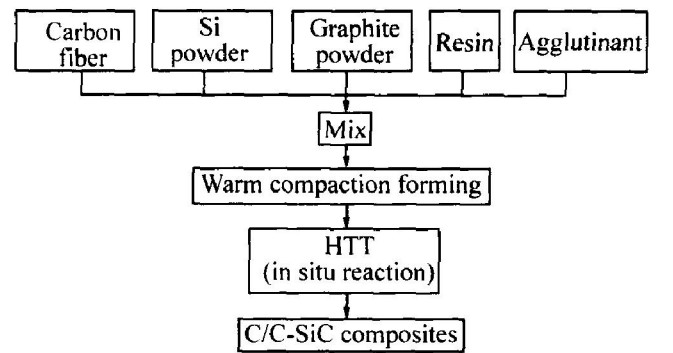


图 1 C/G-SiC 复合材料的制备工艺
Fig. 1 Fabrication process of C/G-SiC composites

1.2 分析测试

采用排水法测定 C/C-SiC 复合材料的体积密度。在 MM-1000 型摩擦试验机上进行摩擦磨损性能的测试, 以 C/C-SiC 复合材料作为静盘, 钢对偶件为动盘。试样和对偶件大小为 $d75\text{ mm} \times d53\text{ mm} \times 16\text{ mm}$ 。采用摩擦热冲击法, 将动环通过键槽与驱动主轴相连并随驱动主轴和惯性飞轮一同加速到规定的制动速度下, 施加一定的压力使静环和旋转的动环发生摩擦而实现制动刹车, 通过测量制动力

矩可计算制动摩擦系数。制动条件为: 惯量 0.1 kg/m^2 、刹车压力 0.5 MPa 、制动线速度 22 m/s 。用螺旋测微器测量试环上 5 点处摩擦前后尺寸的变化, 取平均值得到线性磨损。每种条件实验 10 次, 取每组数据的数学平均值。采用 JSM-5600LV 和 KYKY2800 型 SEM 设备对摩擦表面进行微观观察分析。

2 结果与分析

2.1 实验结果

试样主要成分和摩擦磨损性能试验结果列于表 1 中。从表 1 中 1 号~3 号试样的成分和摩擦性能可看出, 在其他成分相同的情况下, 增大 SiC 的体积含量, 可提高材料的摩擦系数, 降低材料磨损率。而从 5 号~8 号试样的成分和摩擦试验结果中看到, 在碳纤维含量和石墨粉含量分别相等的情况下, 随树脂炭体积含量的增加, SiC 含量的减少并没有使材料摩擦系数下降, 说明树脂炭具有增大摩擦系数的作用; 同时, 从对磨损率来看, 树脂炭的影响不明显。对比 4 号和 5 号试样的成分和摩擦性能可发现, 尽管 SiC 含量和碳纤维含量相同, 石墨粉和树脂炭的总量基本相同, 但是两个试样的摩擦系数和磨损率相差很大, 表明石墨粉和树脂炭虽然都是炭基体, 但两者因结构不同而对摩擦磨损性能具有不同的作用机制。从表 1 中还可知, SiC 含量最高的 1 号试样具有最高的摩擦系数 0.39 , 最低的磨损率 $1.1\text{ }\mu\text{m/次}$, 而 SiC 含量最低、石墨含量最高的 4 号试样摩擦系数最低 0.20 , 磨损率最高达 $12.7\text{ }\mu\text{m/次}$ 。

在相同的刹车条件下, 不同成分的试样具有不同的摩擦表面形貌(如图 2 所示), SiC 含量越高, 试样表面的摩擦膜越趋于完整; 树脂炭含量对试样表面摩擦膜形成的影响不明显; 石墨含量最低的 1 号和 3 号试样均形成了较好的摩擦膜, 含量最高的 4 号试样摩擦表面凹凸不平, 出现了堆积成团的磨屑, 总的来看石墨对摩擦膜形成的影响取决于 SiC 和树脂炭的含量。摩擦膜形貌表明了不同成分具有不同的摩擦磨损机制, 在它们的综合作用下表现出不同的摩擦表面形貌。

2.2 SiC 的作用

SiC 硬度高、耐磨、耐蚀、高导热、高强度, X 射线衍射结果表明在所有试样中均以面心立方 β -SiC 形式存在。在摩擦过程中, 高硬度的 SiC 以硬

表 1 C/C-SiC 材料的主要成分和摩擦性能

Sample No.	Main components, w / %				Density/ (g • cm ⁻³)	Friction property		
	SiC	Graphite	Resin	C fiber		μ/μ_m	δ/μ_m	ω/μ_m
1	37.0	12.1	20.8	15.6	2.070	0.39	1.1	0.63
2	30.0	12.1	20.8	15.6	1.839	0.35	1.8	0.65
3	22.0	12.1	20.8	15.6	1.600	0.33	2.2	0.68
4	10.0	52.5	10.7	15.6	1.740	0.20	12.7	0.74
5	10.0	19.4	41.4	15.6	1.700	0.30	2.7	0.68
6	20.0	19.4	26.8	15.6	1.760	0.28	1.5	0.57
7	26.0	19.4	17.1	15.6	1.780	0.27	2.0	0.54
8	33.0	19.4	6.3	15.6	1.810	0.29	2.0	0.56

μ —Friction coefficient; δ —Wear rate per brake; ω —Stabilization coefficient.

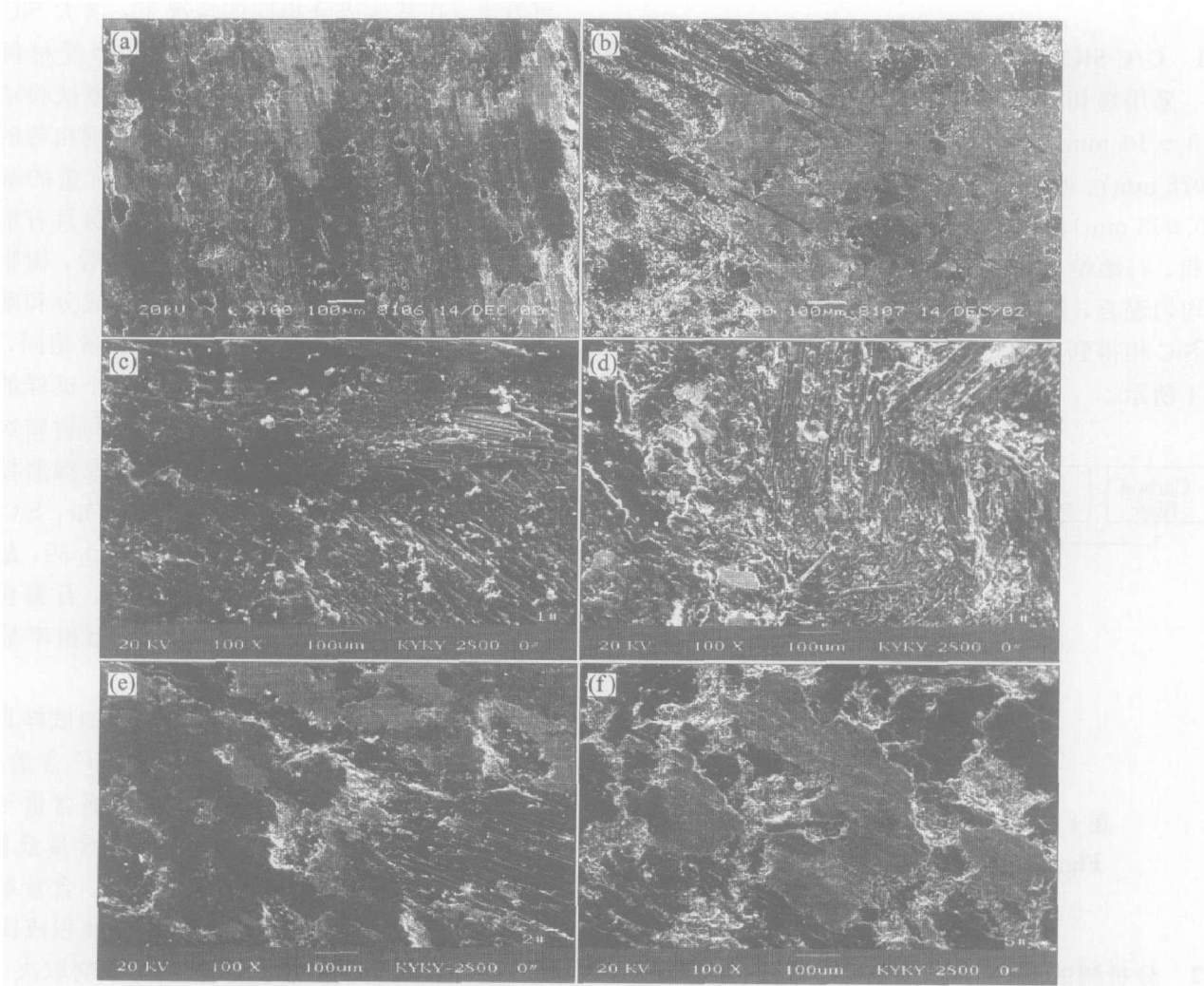


图 2 试样摩擦表面形貌的 SEM 照片

Fig. 2 SEM images of friction surfaces

(a) —Sample 1; (b) —Sample 3; (c) —Sample 4; (d) —Sample 5; (e) —Sample 6; (f) —Sample 8

质点形式存在，形成骨架起增摩和固定磨屑的作用；而试样中硬度和强度较低的石墨、树脂炭和碳纤维，易被剪切形成大量的磨屑，聚集在摩擦表面填充于硬质 SiC 骨架中，形成摩擦膜起调节摩擦系

数的作用。SiC 含量越高，摩擦表面 SiC 骨架形成的空隙越小，表面游离的炭质磨屑越易镶嵌在 SiC 骨架的空隙中形成摩擦膜，从而磨损率越低。

从图 2(a)~ 2(c) 的 SEM 照片可知，在 SiC 含

量较高的 1 号试样中, 被剪切的磨屑易镶嵌在 SiC 骨架中, 形成较为完整的摩擦膜; SiC 含量较低的 3 号试样中, 大量的磨屑在空隙较大的 SiC 骨架中难以聚集成膜而脱落, 因而形成不完整的摩擦膜; SiC 和树脂炭含量均最低的 4 号试样中, 由于缺乏足够的硬质相形成骨架, 摩擦表面没有形成摩擦膜, 磨屑脱落导致较大的磨损率。结合表 1 中 1 号、3 号和 4 号试样的摩擦系数和磨损率可知, 完整摩擦膜的形成有利于摩擦面通过膜与对偶表面紧密接触, 使真实接触面积增大, 产生粘着磨损, 增大摩擦力, 使摩擦系数增大; 同时较为完整的摩擦膜又阻止了对材料的进一步磨损, 因而材料的磨损较小。相比之下摩擦膜不完整使摩擦面的真实接触面积较小, 导致摩擦系数较小; 同时由于摩擦表面骨架与磨屑间成膜性较差, 磨屑脱落导致材料磨损较大。

2.3 石墨粉的作用

对比石墨粉含量高的 4 号试样与树脂炭含量高的 5 号试样的摩擦系数变化曲线(图 3)可知, 高石墨粉体积含量为 52.5% 的 4 号试样摩擦系数曲线平稳, 没有产生振动, 而树脂炭体积含量为 41.4% 的 5 号试样摩擦系数曲线振动很大, 并且 4 号试样的摩擦系数为 0.2, 明显低于 5 号试样的 0.3。这表明具有六角形网格层面规格堆积而成的层状晶体结构的石墨粉, 由于晶体层间易于滑移, 在制动过程中可防止刹车片产生振动。

在试样制备过程中石墨以粉末的形式加入, 依靠 Si-C 反应和树脂炭进行粘结, 其粘结强度取决于 SiC 和树脂炭的含量。4 号试样中石墨粉体积含量高达 52.5%, 粘结强度较低, 在摩擦过程中石墨粉容易剥离形成磨屑。从图 2(c) 的试样摩擦表面 SEM 照片可观察到, 石墨磨屑在摩擦表面团聚, 由于骨架相 SiC 和树脂炭的含量较低不能固定磨屑成膜, 大块的磨屑团在摩擦过程中脱落, 导致较大的磨损率。由此可见, 石墨磨屑虽易于成膜, 但在试样中骨架相含量较低的情况下, 石墨并不能成膜起到降低磨损的作用, 因此只有在适量骨架相的固定作用下, 石墨才能成膜降低磨损率。

2.4 树脂炭的作用

树脂炭晶体结构不发达, 结晶程度较低, 为无定形炭, 其硬度和强度均高于石墨, 在试样中主要起粘结各成分和调整摩擦系数的作用, 在摩擦过程中易被剪切成细小的磨粒。由于树脂炭磨粒较硬成

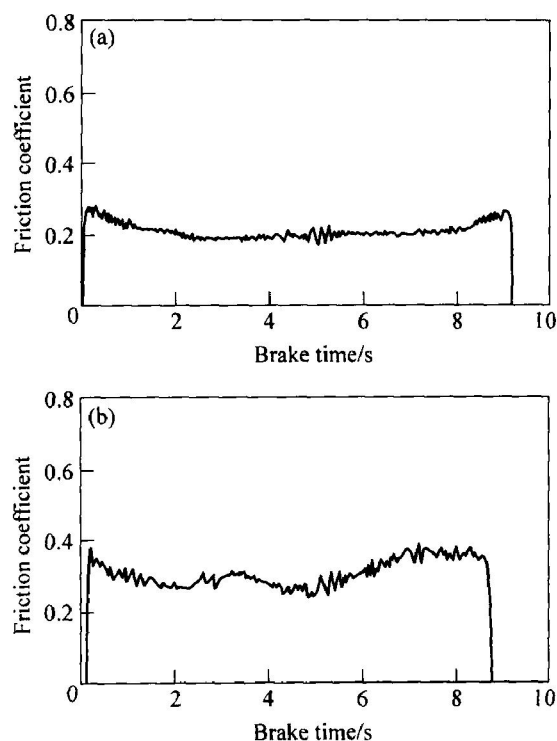


图 3 不同试样摩擦系数的变化曲线

Fig. 3 Friction coefficient curves of different samples

(a) —Sample 4; (b) —Sample 5

膜性差, 因此以磨粒形式增大摩擦力, 提高摩擦系数; 如果没有足够 SiC 骨架固定和适量的石墨的辅助成膜, 游离的树脂炭磨粒将进一步剪切变细而脱落, 增大磨损率。在树脂炭体积含量高达 41.4%、而从 SiC 体积含量只有 10% 的 5 号试样的摩擦表面 SEM 照片(图 2(d))可观察到, 磨粒作用于表面形成犁沟状划痕, 而没有形成摩擦膜。

2.5 SiC、树脂炭和石墨粉的综合作用

由表 1 可知, 5 号~8 号试样的石墨粉和碳纤维的体积含量相同, SiC 和树脂炭的含量不同, 从摩擦实验结果可以看出, 4 种试样的摩擦系数变化不大, 5 号试样的磨损最大, 6 号试样最小, 7 号、8 号试样磨损接近。从图 2 试样的摩擦面 SEM 照片可以看出, 不同试样的摩擦状况有较大的区别: 5 号试样的摩擦面凹凸不平, 有犁沟状的划痕, 摩擦表面没有形成摩擦膜; 6 号试样的摩擦面形成了一定的摩擦膜, 但摩擦膜不完整, 中间有剥落现象; 7 号试样摩擦面上形成了不连续摩擦膜。这表明摩擦膜的形成有利于减少 C/C-SiC 材料的磨损率。

从 5 号~8 号试样的摩擦实验结果及摩擦面形貌可以看出, 在 SiC 含量变化较大时, 试样的摩擦系数并没有明显的变化, 这表明树脂炭具有增大摩

擦系数的作用。在 SiC 含量较低时, 较硬的树脂炭颗粒以磨粒磨损的形式增大摩擦力, 使试样的摩擦系数没有因 SiC 较低而明显下降。综合分析全部试样的实验结果可知, SiC 有利于提高摩擦系数, 降低磨损率; 树脂炭在提高摩擦系数的同时也易提高磨损率; 石墨有助于形成摩擦膜降低磨损率, 同时降低摩擦系数; 三者相互影响, 共同作用, 在已有的实验中, 当 SiC、石墨粉和树脂炭的体积含量分别为 37%、12.1% 和 20.8% 时, 摩擦系数和磨损率分别达到最大值 0.39 与最小值 1.1 $\mu\text{m}/\text{次}$ 。

3 结论

1) C/C-SiC 材料在摩擦磨损过程中, SiC 对摩擦膜的形成起骨架作用, 有利于提高摩擦系数和降低磨损率; 树脂炭起粘结各成分和提高摩擦系数的作用, 但易增大磨损率; 石墨粉起润滑作用, 适量石墨含量有助于形成摩擦膜降低磨损率。

2) 摩擦过程中试样表面摩擦膜的形成有利于减少 C/C-SiC 材料的磨损率。

3) 采用温压-原位反应法制备的 C/C-SiC 制动材料的摩擦系数和磨损率可分别达到 0.39 和 1.1 $\mu\text{m}/\text{次}$ 。

REFERENCES

[1] 齐海波, 樊云昌, 籍凤秋. 高速列车制动盘材料的研究现状与发展趋势[J]. 石家庄铁道学院学报, 2001, 14(1): 52-57.
 QI Hai-bo, FAN Yun-chang, JI Feng-qiu. Researching situation and developing trends of brake discs' materials for high speed train[J]. Journal of Shijiazhuang Railway Institute, 2001, 14(1): 52-57.

[2] 石宗利, 李重庵, 杜心康, 等. 高速列车粉末冶金制动闸片材料研究[J]. 机械工程学报, 2002, 38(6): 119-122.
 SHI Zong-li, LI Chong-an, DU Xin-kang. Study on braking lining materials by powder metallurgy for high-speed train[J]. Chinese Journal of Mechanical Engineering, 2002, 38(6): 119-122.

[3] 任志俊. 粉末冶金摩擦材料的研究进展概况[J]. 机车车辆工艺, 2001(6): 1-5.
 REN Zhi-jun. A review of R&D of powder metallurgic friction materials[J]. Locomotive & Rolling Stock Technology, 2001(6): 1-5.

[4] 徐丽秀, 刘汝让. 德国高速列车的几种制动方式及特性[J]. 国外铁道车辆, 2000, 37(2): 42-44.
 XU Li-xiu, LIU Ru-rang. Several braking modes and

their characteristics for high speed trains in Germany [J]. Foreign Rolling Stock, 2000, 37(2): 42-44.

- [5] Krenkel W, Heidenreich B, Renz R. C/C-SiC composites for advanced friction systems[J]. Advanced Engineering Materials, 2002, 4(7): 427-436.
- [6] 肖鹏, 熊翔, 王林山, 等. C/C-Si 陶瓷刹车制动材料的制备及其性能[J]. 中南工业大学学报, 2002, 33(2): 118-121.
 XIAO Peng, XIONG Xiang, WANG Lin-shan. Research on fabrication and properties of C/C-Si ceramic braking materials[J]. Journal of Central South University of Technology, 2002, 33(2): 118-121.
- [7] Speicher M, Gadow R. Short fiber C/SiC composites with intermetallic matrix for disk brakes[A]. AcerS 101st Annual Meeting[C]. Indianapolis, USA, 1999. 25-28.
- [8] Gadow R, Kienzle A. Processing and manufacturing of C-fibre reinforced SiC-composites for disk brakes[A]. Proc 6th Int Symp on Ceramic Mat and Components for Engines[C]. Arita, Japan, 1997. 412-418.
- [9] Krenkel W, Henke T. Design of high performance CMC brake discs[J]. Key Engineering Materials, 1999, 164-165: 421-424.
- [10] XU Yong-dong, CHENG Lai-fei, ZHANG Li-tong. Carbon/silicon carbide composites prepared by chemical vapor infiltration combined with silicon melt infiltration[J]. Carbon, 1999, 37: 1179-1187.
- [11] 宋麦丽, 王涛, 闫联生, 等. 高性能 C/SiC 复合材料的快速制备[J]. 新型炭材料, 2001, 16(2): 57-60.
 SONG Ma-li, WANG Tao, YAN Lian-sheng, et al. Rapid fabrication of C/SiC composites with high performance[J]. New Carbon Materials, 2001, 16(2): 57-60.
- [12] 余惠琴, 陈长乐, 邹武, 等. C/C-SiC 复合材料的制备与性能[J]. 宇航材料工艺, 2001(2): 28-32.
 YU Hui-qin, CHEN Chang-le, ZOU Wu, et al. Fabrication and properties of C/C-SiC matrix composites[J]. Aerospace Materials & Technology, 2001(2): 28-32.
- [13] Heidenreich B, Krenkel W. Development of C/C-SiC materials for friction applications[A]. Euromat 99[C]. Munich, 1999. 27-30.
- [14] Srivastava V K. Wear behaviour of C/C-SiC composites sliding against high-Cr steel discs[J]. Z Metallkd, 2003, 94(4): 458-462.
- [15] Gadow R. Current status and future prospects of CMC brake composites and their manufacturing technologies[J]. Ceramic Engineering and Society Proceeding, 2000, 21(3): 15-29.

(编辑 陈爱华)