

文章编号: 1004 - 0609(2003) 01 - 0211 - 05

熔融渗硅对二维编制炭/炭复合材料摩擦特性的影响^①

马运柱, 熊 翔, 李江鸿, 黄伯云, 肖 鹏, 黄启忠, 易茂中

(中南大学 粉末冶金国家重点实验室, 长沙 410083)

摘 要: 为了改善航空刹车副用炭/炭复合材料的摩擦磨损性能, 对二维编制 C/C 复合材料的摩擦机理进行了深入的研究; 对比了试样渗 Si 后及渗 Si 前的实验结果, 着重研究了试样不同的渗 Si 量对摩擦磨损行为及特性的影响。结果发现渗 Si 的试样比没有渗 Si 试样摩擦曲线线型好, 并且摩擦试验过程中的振动现象也得到了解决。但摩擦因数随着所生成 SiC 含量的增加, 由 0.35 $\rightarrow$ 0.32 $\rightarrow$ 0.28 呈下降趋势; 磨损量随着所生成 SiC 含量的增加而增大; 当有大量的不均匀的 SiC 颗粒生成时, C/C 复合材料的摩擦表面将会被剥落, 并从材料的微观性能及摩擦机理方面给予了深入的分析。

关键词: 炭/炭复合材料; 熔融渗 Si; 摩擦磨损机理; 二维编制

中图分类号: TQ 050.4; TH 117

文献标识码: A

炭/炭(以下简称 C/C)复合材料是一种新型高温结构材料, 它由碳纤维和炭基体两部分组成, 拥有非常优异的性能, 如高强高模性、高温热稳定性、高导热导电性、低密度、低热膨胀系数、使用寿命长、对环境适应性强等特点, 特别是它随着温度升高依然保持其室温下材料力学性能的特性, 被大量用于航空航天等诸多高新领域^[1, 2]。在航空刹车副方面, C/C 刹车副是其今后的主导发展方向。而航空刹车副是确保飞机起降和滑行安全的关键性制动部件, 每一次制动都会给刹车副带来一定的振动和磨损^[3]。为了改善刹车副的振动和磨损行为, 保证具有较长的使用寿命, 并进一步弄清 C/C 复合材料在制动过程中的摩擦磨损机理。本文作者将模拟飞机正常降落时的制动刹车过程, 对熔融渗 Si 后的二维编制炭/炭复合材料在制动过程中的摩擦磨损机理进行深入的研究。

1 实验

1.1 试样

在实验过程中, 所用试样是先经 CVD 增密到约 1.68 g/cm³, 再浸渍中温沥青, 经 2 200 °C 1 h 热处理, 其最终密度为 1.75 g/cm³ 的炭盘。把该炭盘制成 $d_{内}$ 为 53 mm、 $d_{外}$ 为 75 mm、厚度为 17 mm 编号分别为 A₁、A₂、A₃、A₄、A₅、A₆ 6 个等规

格试样盘, 其中试样 A₁、A₃、A₅ 作静盘, 试样 A₂、A₄、A₆ 分别作 A₁、A₃、A₅ 摩擦配耦的动盘。

1.2 试剂

1) Si 粉, 其纯度为 99.9%; 2) 94%~98% Si 粉+ 2%~6% 催化剂 (粒度 < 74 μ m)。

1.3 工艺

本实验在 MM-1000 型摩擦实验机上进行实验; 对试样采用手工涂覆(用溶剂先把粉剂调成浆状, 再手工涂覆试样), 分别进行试样+ Si 及试样+ Si+ 催化剂的处理。所用的热处理工艺条件为:

室温 $\rightarrow$ 1 450 °C(保温 2 h) $\rightarrow$ 1 700 °C(保温 2 h) $\rightarrow$ 2 100 °C(保温 1 h)

2 结果及分析

通过进行试样+ Si 及试样+ Si+ 催化剂对比实验, 发现试样中都有 SiC 存在, 且均为 β -SiC, 没有发现 Si 单质, 这是因为当热处理温度达到或超过 2 100 °C 时, SiC 才由 β -SiC 向 α -SiC 转化^[4]。其中, 加催化剂的试样中 β -SiC 含量明显高于没有加催化剂的试样, 这是因为催化剂颗粒阻止了 Si 粉的挥发, 使得 Si 停留时间延长, 从而 Si 与 C 更能有效地进行反应生成 β -SiC; 在有催化剂的试样中 β -SiC 颗粒尺寸明显小于没有催化剂的试样的颗粒

① 基金项目: 国家高科技发展重点工业性试验项目[计高技(1998)1817]

收稿日期: 2002-04-16; 修订日期: 2002-06-04

作者简介: 马运柱(1975-), 男, 博士生
实验室, 邮编: 410083

通讯联系人: 马运柱, 电话: 0731-8830363(home); 地址: 中南大学 粉末冶金国家重点实验室

粒径, 因为催化剂减缓了反应速度, 抑制了颗粒的长大。因此, 在渗 Si 实验中部分选用添加催化剂的工艺方案。

2.1 实验结果

对 A₁、A₂ 试样先考察没有渗 Si 时的摩擦磨损实验。实验结果如表 1 及图 1 所示:

表 1 试样 A₁ 和 A₂ 的实验结果

Table 1 Experimental results of samples A₁ and A₂

Sample	$n/(r \cdot \min^{-1})$	p/MPa	μ
A ₁	7 500	1	0.32~0.37
A ₂	7 500	1	0.32~0.37

Sample	μ_{cp}	Per cycle	
		$\Delta\delta/\mu\text{m}$	$\Delta m/\text{mg}$
A ₁	0.35	1.1	15.2
A ₂	0.35	0.8	17.9

n —Maximal brake rotation speed; p —Brake press; μ —Instantaneous friction coefficient; μ_{cp} —Average friction coefficient; $\Delta\delta$ —Average linear wear per cycle; Δm —Average mass wear per cycle

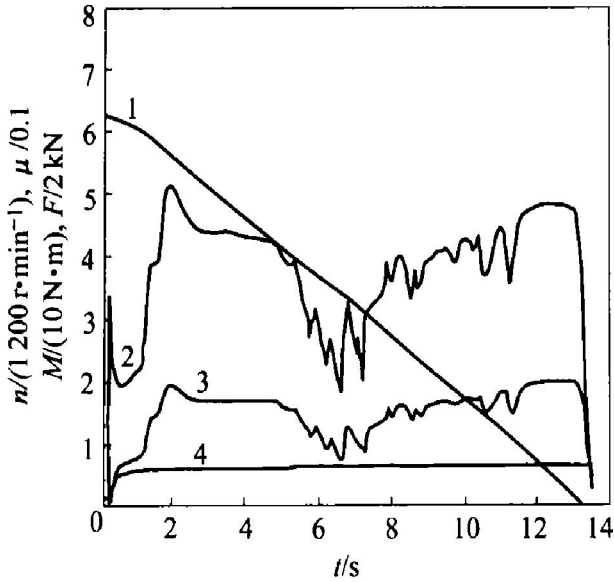


图 1 A₁ 和 A₂ 试样的摩擦曲线

Fig. 1 Friction curves of samples A₁ and A₂

1—Rotate speed; 2—Friction coefficient;
3—Moment; 4—Press

从实验结果可以看出, 模拟制动刹车过程有较强的振动现象, 样件没有出现红带, 这说明摩擦试验时摩擦表面最高温度不高于 800 ℃, 低温有利于样件正常工作和具有较长的使用寿命。为了进一步改善这种振动现象, 选择编号分别为 A₃、A₄、A₅、A₆ 的试样来考察涂覆渗 Si 及不同 Si 涂层厚度的 C/C 复合材料对摩擦磨损性能的影响。其处理工艺如表 2 所示:

表 2 试样 A₃、A₄、A₅、A₆ 处理工艺

Table 2 Treatment procedure of samples A₃、A₄、A₅ and A₆

Sample	Si coating thickness / mm	Holding time/h			Note
		1 450 ℃	1 700 ℃	2 100 ℃	
A ₃ and A ₄	0.5~1.0	2	2	1	94% Si+6% catalyst
A ₅ and A ₆	1.0~1.5	2	2	1	94% Si+6% catalyst

在不同 Si 涂层厚度试样的摩擦试验过程中, A₃ 和 A₄ 摩擦副有短时间红带出现, 这说明摩擦试验时样件表面温度可能高达 800 ℃以上。A₅ 和 A₆ 摩擦副有较长时间红带出现, 估计这两个匹配样件摩擦表面温度已经高达 1 000 ℃~1 200 ℃以上。摩擦测试结果详见表 3 及图 2~5。

表 3 试样的测试结果

Table 3 Surveying results of samples

Sample	$n/(r \cdot \min^{-1})$	p/MPa	μ
A ₃	7 500	1	0.30~0.34
A ₄	7 500	1	0.30~0.34
A ₅	7 500	1	0.27~0.28
A ₆	7 500	1	0.27~0.28

Sample	μ_{cp}	Per cycle	
		$\Delta\delta/\mu\text{m}$	$\Delta m/\text{mg}$
A ₃	0.32	20.2	83.1
A ₄	0.32	22.3	236.1
A ₅	0.28	48.9	162.4
A ₆	0.28	52.6	426.9

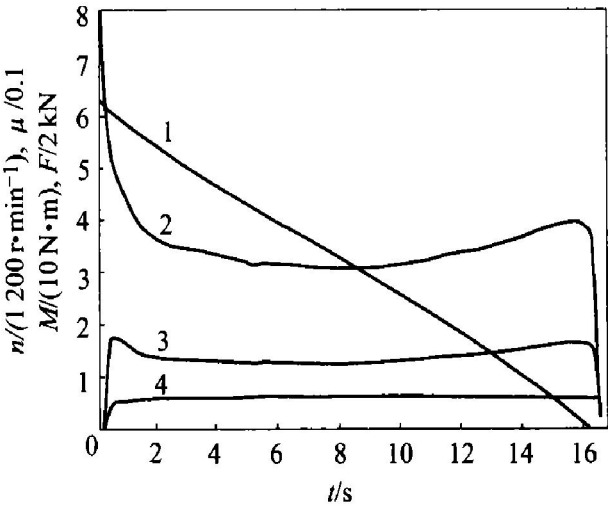


图 2 A₃ 和 A₄ 试样的摩擦曲线

Fig. 2 Friction curves of samples A₃ and A₄

(Si coating thickness: 0.5~1.0 mm)

1—Rotate speed; 2—Friction coefficient;
3—Moment; 4—Press

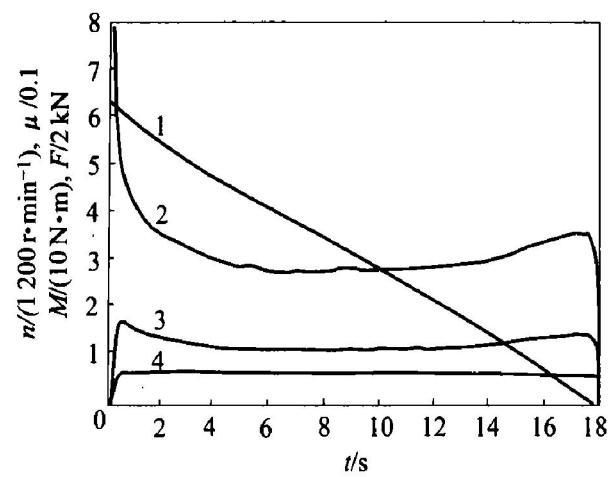


图 3 A₅ 和 A₆ 试样的摩擦曲线

Fig. 3 Friction curves of samples A₅ and A₆
(Si coating thickness: 1.0~ 1.5 mm)

1—Rotate speed; 2—Friction coefficient;
3—Moment; 4—Press



图 5 A₆ 试样摩擦表面的显微组织

Fig. 5 Friction surface optical morphology
of sample A₆

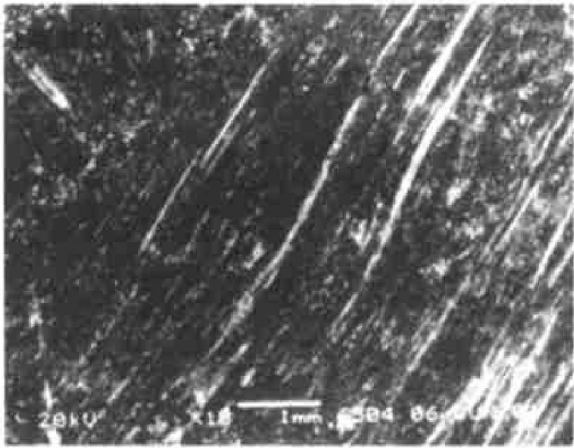


图 4 A₅ 试样摩擦表面的形貌(SEM)

Fig. 4 Friction surface morphology
of sample A₅

2.2 结果分析

由图 1 与图 2、图 3 对比可以看出, 渗 Si 后, 解决了试样摩擦时的振动问题, 且线型也较好。但摩擦因数有所降低, A₃ 和 A₄ 摩擦副的 μ_{cp} 为 0.32, A₅ 和 A₆ 摩擦副的 μ_{cp} 为 0.28, 均比 A₁ 和 A₂ 摩擦副的 μ_{cp} = 0.35 低。其线性磨损量都有所增加, A₃ 的 $\Delta\delta$ = 20.2 μm , A₄ 的 $\Delta\delta$ = 22.3 μm , A₅ 的 $\Delta\delta$ = 48.9 μm , A₆ 的 $\Delta\delta$ = 52.6 μm , 均比 A₁ 的 $\Delta\delta$ = 1.1 μm , A₂ 的 $\Delta\delta$ = 0.8 μm 的高, 质量磨损量也有相应的变化。

在同样处理温度制度下, Si 涂层厚度及样品中 $\beta\text{-SiC}$ 含量对摩擦磨损性能也有较大的影响。在表 3 中, A₁ 和 A₂ 样是没有渗 Si 处理的样品, A₃ 和 A₄ 的涂层厚度是 0.5~ 1.0 mm, A₅ 和 A₆ 的涂层厚度

是 1.0~ 1.5 mm。经高温处理后, 用 XRD 进行比强度测试, A₅ 和 A₆ 表面 $\beta\text{-SiC}$ 含量为 13.1%, A₃ 和 A₄ 表面 $\beta\text{-SiC}$ 的含量为 3.6%, A₁ 和 A₂ 表面 $\beta\text{-SiC}$ 的含量为 0。由以上分析及表 3 可见, 随着 SiC 含量的降低, 其摩擦因数有所增加, 由 0.28 $\rightarrow$ 0.32 $\rightarrow$ 0.35, 静盘线性磨损量有所降低, 由 48.9 μm $\rightarrow$ 20.2 μm $\rightarrow$ 1.1 μm , 动盘线性磨损量也有所降低由 52.6 μm $\rightarrow$ 22.3 μm $\rightarrow$ 0.8 μm , 质量磨损量也有相应的降低。另外从图 4 和图 5 可以清楚地看到, 摩擦表面是一层层剥落, 还可看到有一条条的划痕。这一结果主要有以下几种原因:

1) 试样原有基体材料是经 CVD 增密到约 1.68 g/cm³, 再浸渍中温沥青, 使最终密度达 1.75 g/cm³。浸渍中温沥青后进行热处理时, 沥青残留炭率约 50% 左右, 且沥青易收缩形成较大的孔隙^[5], 孔隙又不均匀, 这就使得渗 Si 后形成的 SiC 颗粒尺寸较大, 不均匀, 见图 6 所示。

2) 高温处理时所生成的 $\beta\text{-SiC}$ 呈多种形状, 其横截面多为三角形和六角形, 端面往往是尖的, $\beta\text{-SiC}$ 晶体的强度和硬度也比 $\alpha\text{-SiC}$ 晶体的高得多^[6]。 $\beta\text{-SiC}$ 作为一种磨料, 而 C/C 复合材料是一种质地较软的材料, 在摩擦试验过程中遇到含有颗粒分布不均匀, 强度、硬度又较高的 $\beta\text{-SiC}$ 晶体时, 很容易产生划痕。特别是随着 $\beta\text{-SiC}$ 含量的增加, $\beta\text{-SiC}$ 颗粒的增大, 这种磨损行为更明显。

3) C/C 复合材料的微观分子结构是由层状结构的分子组成, 如图 7。其层与层之间是较弱的范德华分子间力; 同时所用实验材料是二维编制的碳纤维骨架, 二维编制就是碳纤维束在一个平面内呈垂直状态编制。这就使得在摩擦过程中, $\beta\text{-SiC}$ 颗粒会一层一层地把 C/C 复合材料剥落, 从而产生较

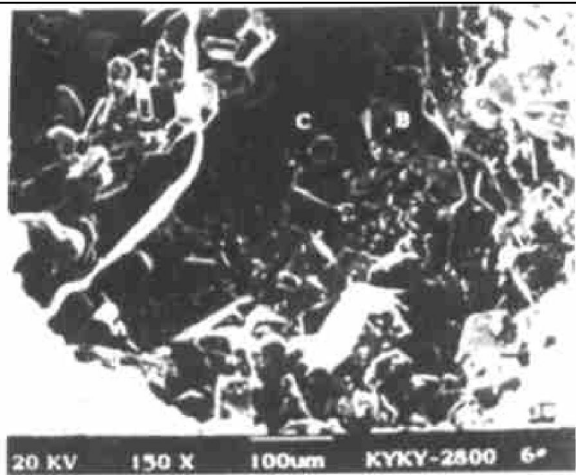


图 6 试样渗 Si 形貌(SEM)

Fig. 6 Morphology of infiltrating Si in sample

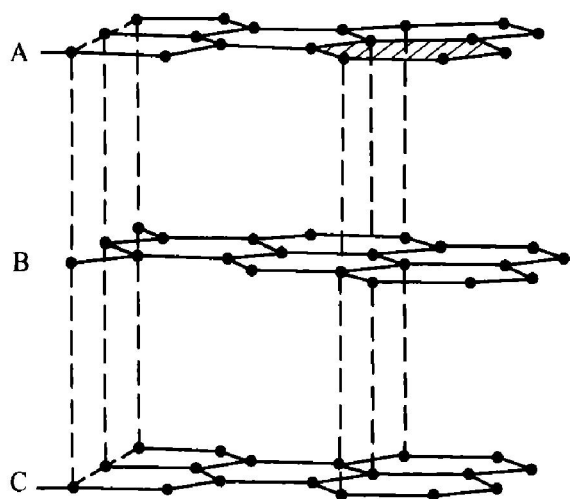


图 7 C/C 复合材料的微观分子结构

Fig. 7 Microstructure of C/C composites

大的磨损量, 这种趋势随着 β -SiC 生成量的增加而增大。产生的大量粉尘填补在试验盘表面的小槽中, 此时摩擦磨损行为由“正常磨损”转化为“粉尘磨损”^[7, 8], 使摩擦表面过于光滑, 摩擦因数大大降低。

4) β -SiC 的导热系数远小于 C 的导热系数^[9], 这导致摩擦面局部区域急剧升温, 局部温度达 1 000~1 200 °C 以上, 使得作用面所吸附的水分子、氧分子等迅速解吸, 致使磨损行为在较短的时间内由“正常磨损”过渡到“粉尘磨损”, 而且磨粒磨损占据了主导地位^[10, 11]。局部区域温度的急剧升高, 加快了材料的氧化, 使损失率增大^[7, 12]。这种趋势随 β -SiC 含量的增加有所增大。

3 结论

渗 Si 后比渗 Si 前的摩擦磨损曲线的线型好, 并解决了试样摩擦试验中的振动问题。但摩擦因数

随着所生成 β -SiC 含量的增加而降低, 磨损量随着所生成 β -SiC 含量的增加而增大; 当有大量的不均匀的 β -SiC 颗粒生成时, C/C 复合材料的摩擦表面将会被一层一层的剥落, 并有大量的划痕出现。

REFERENCES

- [1] 张晓虎, 霍肖旭, 马伯信. 一种快速制备 C/C 材料方法的探索研究[J]. 宇航材料工艺, 2000, 1: 27-29.
ZHANG Xiao-hu, HUO Xiao-xu, MA Bo-xin. A new rapid densification process for preparation of carbon-carbon composites [J]. Aerospace Materials and Technology, 2000, 1: 27-29.
- [2] 罗瑞盈. 结构炭/炭复合材料力学性能及微观结构研究[J]. 炭素技术, 2000, 2: 11-14.
LUO Rui-ying. A study of mechanical properties and microstructure for structural carbon/carbon composites [J]. Carbon Techniques, 2000, 2: 11-14.
- [3] 马运柱, 熊翔, 黄伯云, 等. 炭/炭复合材料熔融渗 Si 研究[J]. 中南工业大学学报, 2002, 33(1): 49-52.
MA Yun-zhu, XIONG Xiang, HUANG Bai-yun, et al. Study of melting and infiltrating Si for the C/C composites [J]. Journal of Central South University of Technology, 2002, 33(1): 49-52.
- [4] 王零森. 特种陶瓷[M]. 长沙: 中南工业大学出版社, 1994. 160-166.
WANG Ling-sen. Special Type Ceramics[M]. Changsha: Press of Central South University of Technology, 1994. 160-166.
- [5] 雷毅, 王俊山. 碳/碳复合材料用基体先驱体研究进展[J]. 宇航材料工艺, 2000, 5: 6-9.
LEI Yi, WANG Jun-shan. Development of carbon matrix precursors for carbon/carbon composite materials [J]. Aerospace Materials and Technology, 2000, 5: 6-9.
- [6] 刘玲, 亢茂青, 王心葵. SiC 晶须表面化学与力学性能的研究[J]. 兵器材料科学与工程, 2000, 23(5): 59-64.
LIU Ling, KANG Mao-qing, WANG Xin-kui. Research on surface chemistry and mechanical properties of SiC whisker [J]. Ordnance Material Science and Engineering, 2000, 23(5): 59-64.
- [7] 邹林华. 航空刹车用 C/C 复合材料的结构及其性能[D]. 长沙: 中南工业大学, 1999.
ZOU Lin-hua. Structure and Properties of Carbon/Carbon Composites for Aircraft Brake [D]. Changsha: Central South University of Technology, 1999.
- [8] HOU Xiang-hui, LI He-jun, WANG Can, et al. Inter-

- nal friction behavior of Carbon-Carbon composites [J]. Carbon, 2000, 38: 2095 - 2101.
- [9] 曹文斌, 武安华, 李江涛, 等. SiC/C 功能梯度材料的制备[J]. 北京科技大学学报, 2001, 23(1): 32 - 34. CAO Wen-bin, WU An-hua, LI Jiang-tao, et al. Fabrication of SiC/C functionally graded material [J]. Journal of University of Science and Technology Beijing, 2001, 23(1): 32 - 34.
- [10] Park H S, Kweon D W, Lee J Y. The effect of SiC codeposition on the structure and mechanical properties of carbon/carbon composites prepared by chemical vapor deposition[J]. Carbon, 1992, 30(6): 939 - 941.
- [11] Appiah K A, Wang Z L, Lackey W J. Characterization of interfaces in C fiber-reinforced C-SiC matrix composites [J]. Carbon, 2000, 38: 831 - 838.
- [12] 杨海峰, 王 惠, 冉新权. C/C 复合材料的高温抗氧化研究进展[J]. 炭素技术, 2000, 6: 22 - 28. YANG Hai-feng, WANG Hui, RAN Xin-quan. Overview on oxidation resistance of Carbon/Carbon composites at high temperature [J]. Carbon Techniques, 2000, 6: 22 - 28.

Influence of infiltrating Si on friction properties of two dimension weaving C/C composites

MA Yun-zhu, XIONG Xiang, LI Jiang-hong, HUANG Bai-yun,
XIAO Peng, HUANG Qi-zhong, YI Mao-zhong

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

Abstract: In order to improve the friction-wear properties of the C/C composites for aircraft brake pairs, the friction mechanism of two dimension C/C composites was studied deeply. The influence of the different Si smearing thickness on friction properties was investigated. Results show that samples of infiltrating Si are improved in comparasion with no infiltrating Si, such as friction curve, vibration. But the friction coefficient reduces from 0.35 to 0.28 with the increasing of SiC content, the wear increases with the increasing of SiC content. Friction surface of C/C composites has obvious nick, when a lot of SiC is produced. The results is analyzed deeply by C/C composites micro-properties and friction mechanism.

Key words: C/C composite; molting infiltrating Si; friction mechanism; two dimension weaving

(编辑 朱忠国)