

## 三维机织 C/C 复合材料的摩擦磨损性能

杨彩云, 胡振英

(天津工业大学 纺织学院, 天津市和教育部共建先进纺织复合材料重点实验室, 天津 300160)

**摘要:** 采用碳纤维织造了三维角联锁和三向正交 2 种不同三维机织物, 首先采用化学气相渗透(CVI)使其致密, 再采用液相树脂浸渍/碳化的补充增密技术, 制备出粗糙层结构热解碳和树脂碳双元基体 C/C 复合材料; 对该 C/C 复合材料进行摩擦磨损实验, 采用光学显微镜、扫描电镜对三维机织物增强的 C/C 复合材料的摩擦面以及磨屑形貌进行观察, 对其磨损机理进行分析。结果表明: 三维角联锁 C/C 复合材料比三向正交 C/C 复合材料的摩擦因数低(分别为 0.40 和 0.48), 二者的摩擦性能均稳定, 后者比前者磨损量小, 说明 Z 向纤维束有利于提高摩擦因数并降低磨损量。

**关键词:** C/C 复合材料; 摩擦; 磨损; 三维机织预制体

**中图分类号:** TB 332      **文献标识码:** A

## Friction and wear properties of 3D woven reinforced C/C composites

YANG Cai-yun, HU Zhen-ying

(Tianjin and Ministry of Education Key Laboratory of Advanced Textile Composite Materials,  
School of Textile, Tianjin Polytechnic University, Tianjin 300160, China)

**Abstract:** Two different kinds of structural preforms were designed and manufactured using carbon fiber, which were 3D angle-interlock structure and 3D solid orthogonal panel structure. C/C composites with mix pyrolytic carbon and resin carbon matrix, were made firstly by chemical vapor infiltration (CVI) and then liquid resin impregnation for complementary. The tribological properties of the two 3D woven reinforced C/C composites were measured. The surface microstructure and wear debris on the wear-induced surfaces of 3D woven fabric C/C composites disks were investigated by optical microscopy and scanning electron microscopy. The friction and wear mechanism were researched. The results show that 3D angle-interlock weave reinforced C/C composites behaves lower average coefficients of friction than 3D solid orthogonal panel weave reinforced C/C composites of about 0.40 and 0.48, respectively, whereas the properties of friction are stable. The wear rate of the latter is less than that of the former. The existence of Z direction fiber is propitious to increasing the coefficients of friction and decreasing the wear rate.

**Key words:** carbon-carbon composites; friction; wear; 3D woven preform

C/C 复合材料是应航天和航空科技需要发展起来的一种新型先进复合材料, 能在 $-100\sim 2\,000\text{ }^{\circ}\text{C}$ 温度范围内工作<sup>[1]</sup>, 比强度、比模量和断裂韧性高, 密度低, 具有很好的抗烧蚀性、化学稳定性和尺寸稳定性, 同

时它还具有良好的摩擦磨损性能, 目前已成为飞机刹车盘的首选材料, 该材料的密度一般不高于 $2.0\text{ g/cm}^3$ , 仅为镍基高温合金的 $1/4$ , 陶瓷材料的 $1/2$ , 作为飞机刹车盘可以使每架飞机质量大大减小。另外, 作为优

基金项目: 天津市自然科学基金资助项目(06YFJMJC03000)

收稿日期: 2008-04-06; 修订日期: 2008-11-08

通讯作者: 杨彩云, 教授, 博士; 电话: 022-24514985; E-mail: yangcaiyun@tjpu.edu.cn

异的摩擦材料, C/C 复合材料导热性能优良, 热膨胀系数小, 比热容高, 为一般金属的 2.5 倍, 这使得刹车时刹车盘通过相对滑动摩擦吸收的巨大动能, 转化为热能并及时扩散出去, 降低摩擦表面的温度, 保证刹车盘摩擦性能稳定, 减少磨损<sup>[1-4]</sup>。

制备性能优良的 C/C 复合材料, 适宜的预制体结构是基础, 碳纤维的分布取向、编织结构对 C/C 复合材料的性能产生重要影响<sup>[5-8]</sup>, 因此, 国内外 C/C 复合材料研究单位和生产厂家对碳纤维坯体结构都非常重视。国外 C/C 复合材料刹车盘的预制体结构主要有短纤维模压、碳布叠层、针刺整体毡、碳布与针刺毡混合体以及三维整体织造等多种预制体<sup>[6-7]</sup>, 国内则以针刺毡为应用的主体, 如航天 43 所超码公司、中南大学等对针刺整体毡、针刺碳布进行了大量研究<sup>[4-6]</sup>, 一致认为针刺过程在垂直方向引入 Z 向纤维从而有利于提高刹车盘垂直方向导热, 保证了良好的摩擦磨损性能<sup>[8-9]</sup>, 但是, 针刺技术也存在一定缺陷, 例如, 为增加 Z 向纤维含量而增大针刺密度时, 平面内的纤维损伤程度也急剧增加, 不可避免降低刹车盘性能<sup>[9]</sup>。三维织物则可根据需要任意设计 X、Y 和 Z 这 3 个方向的纤维分布比例。然而, 三维织物中的 Z 向纤维分布与针刺毡、针刺碳布中的 Z 向纤维分布不同, 前者是纤维束状分布, 后者是分散的纤维状。目前, 有关三维织物增强的 C/C 复合材料在航空刹车方面的性能研究数据很少。

本文作者以自行设计、自行织造的三维机织物作为预制体, 首先采用化学气相渗透法(CVI)使其致密, 然后采用树脂浸渍/碳化补充增密制备 C/C 复合材料, 对其摩擦磨损性能进行探索性研究, 以揭示三维织物增强体的结构对其 C/C 复合材料在航空刹车性能方面的影响。

## 1 实验

### 1.1 三维机织预制体制备

碳纤维是日本东丽公司(Toray)生产的 PAN 基 T-300(6K)碳纤维, 设计制作 2 种孔隙结构、纤维体积分量不同的三维机织预制体, 分别是三维角联锁结构(JLS)和三向正交结构(SZJ), 其结构示意图如图 1 所示。图中符号“O”代表纬纱, 其余代表经纱。由图可知, JLS 结构的所有经纱均沿预制件的厚度方向弯折, 形成  $V_1$  和  $V_2$  2 个取向, 与 Z 向形成一定的夹角, 而 SZJ 结构的部分经纱完全穿过预制件的厚度, 形成标准的 Z 向纱。2 种预制体的结构参数列于表 1。表

中, Z、 $V_1$  和  $V_2$  纤维含量表明相应方向的纤维含量占总纤维量的百分数, 纬纱(经纱)密度的定义是单位长度内的纬纱(经纱)总根数, 6K×2 表明 2 根 6K 的碳纤维并股使用。

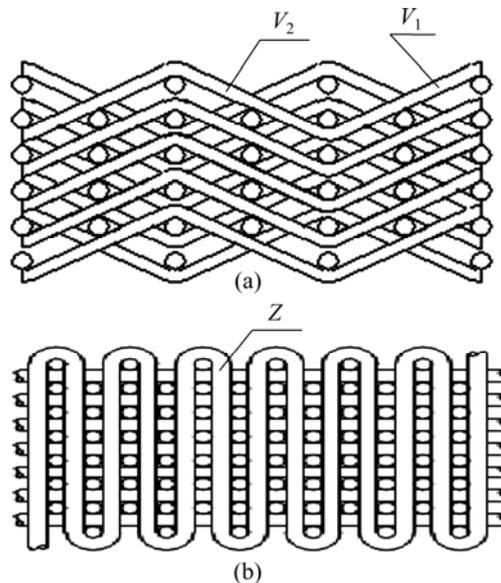


图 1 预制体组织结构示意图

Fig.1 Schematic diagram of Structural geometries for two preforms: (a) 3D angle-interlock structure; (b) Solid orthogonal panel structure

表 1 预制体的工艺参数

Table 1 Technology parameters of preforms

Parameter	JLS	SZJ
Weft density/cm <sup>-1</sup>	3.6	6.5
Warp density/cm <sup>-1</sup>	7.0	7.0
Weft count	6K×2	6K×2
Warp count	6K	6K
Warp laminar	20	20
Fiber volume fraction/%	39.8	45.5
Z fiber fraction/%	0	12
$V_1, V_2$ fiber fraction/%	50	0
Thickness/mm	17	17

### 1.2 致密工艺

致密工艺采用先化学气相渗透(CVI)到一定密度, 然后进行树脂浸渍/碳化增密到更高密度。化学气相渗透(CVI)是在真空炉内对多孔碳预制体加热, 碳源气体(甲烷和丙烯)经扩散进入预制体空隙内, 高温下裂解并在纤维上生成沉积炭, 填充于预制体的孔隙中。本研究采用 C<sub>3</sub>H<sub>6</sub> 作碳源, N<sub>2</sub> 为载气, 沉积温度为 900~1 000 °C, 共沉积 10 个周期, 每个周期 ≥110 h, 沉积总时间为 1 429 h。气体流量: C<sub>3</sub>H<sub>6</sub> 0.2 L/min, N<sub>2</sub> 0.35

L/min。树脂浸渍采用糠酮树脂为碳前驱体对 C/C 坯体进行补充增密。

### 1.3 石墨化工艺

石墨化处理在感应式真空加热炉内进行，处理工艺如下：温度  $(2170 \pm 50)^\circ\text{C}$ ，升温速率  $10^\circ\text{C}/\text{min}$ ，保温时间 2~5 h。

### 1.4 摩擦性能测定

在 MM-1000 摩擦实验机上模拟飞机正常着陆条件进行摩擦磨损实验，实验转速为 7 300 r/min，惯量为  $3.0 \text{ kg}\cdot\text{cm}\cdot\text{s}^2$ ，刹车比压为 0.8 MPa。试样分为静盘和动盘，静盘  $D_{\text{out}} 89 \text{ mm}/D_{\text{in}} 61 \text{ mm} \times 10 \text{ mm}$ ；动盘  $D_{\text{out}} 78 \text{ mm}/D_{\text{in}} 50 \text{ mm} \times 10 \text{ mm}$ 。实验直接记录刹车力矩、摩擦因数与时间的关系。

### 1.5 分析与测试

采用排水法测试体积密度，采用扫描电子显微镜 (SEM, JSM-6460LV) 和金相显微镜 (Axioskop 40 Pol) 进行显微结构的观察，采用 X 射线衍射仪测试试样的石墨化度。

## 2 结果及分析

### 2.1 三维机织 C/C 复合材料的微观结构

用电子显微镜对三维机织 C/C 复合材料的形貌进行观察，如图 2 所示。由图可知，预制体组织结构不同，纤维、基体碳的分布状态也不同，2 种预制体中纤维均成束状排列，有规律性；C/C 复合材料基体碳随纤维而取向，填充纤维束间孔隙。图 2(a) 中所示的三维角联锁预制体复合材料纤维束有 2 组，成倾斜状态的经纱束向厚度方向延伸，如此带来厚度方向的纤维，垂直于图片方向的纱束为纬纱，通常称此预制体为 2.5D 角联锁结构<sup>[10]</sup>；图 2(b) 所示为三向正交预制体复合材料纤维束，有 3 组，水平方向的经纱束、垂直方向的缝经纱束和垂直于图片方向的纬纱束，三者相互垂直配置，搭建整齐有序，3 组纱线没有因织造发生屈曲，均呈平行伸直状态，有利于 CVI 过程的进行。

图 3 所示为三维机织 C/C 复合材料的偏光显微镜照片。由图 3 可知，在正交偏振光下可以看到较多的消光十字架，三维角联锁 C/C 复合材料的沉积碳的消光角较大 ( $22^\circ$ )，三向正交 C/C 复合材料消光角较小 ( $20^\circ$ )，二者热解碳均属于粗糙层结构，但是三维角联锁 C/C 复合材料热解碳形貌更丰富，更富有层次感。图 3 中树脂碳和纤维由于对光的各向同性作用，在正

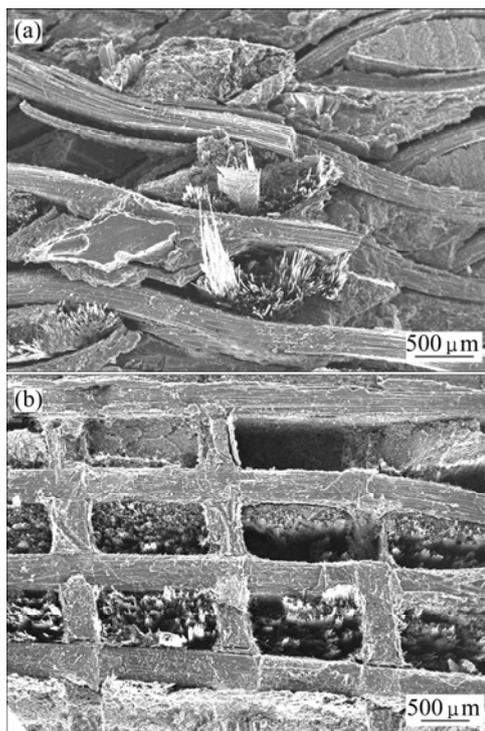


图 2 三维机织 C/C 复合材料的微观结构

Fig.2 Microstructures of 3D woven C/C composites: (a) 3D angle-interlock C/C composites; (b) 3D solid orthogonal C/C composites

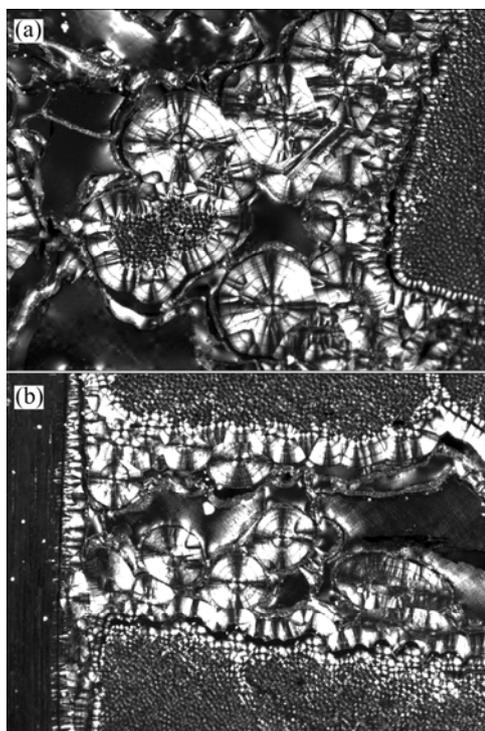


图 3 三维机织 C/C 复合材料的偏光照片

Fig.3 Polarized micrographs of 3D woven C/C composites: (a) 3D angle-interlock C/C composites; (b) 3D solid orthogonal C/C composites

交偏振光下观察时无层次呈灰色, 这是由于光的漫散射部分光进入观察视野。粗糙层碳在偏振光下显得粗糙并富有层次感, 其主要原因是一方面粗糙层生长组织择优取向高, 各向异性度高, 反射光强度大, 加之组织平整, 其对光的漫散射小, 因此, 在偏振光下观察时其亮度高, 图像富有层次感<sup>[11-13]</sup>。

2.2 三维机织 C/C 复合材料的摩擦磨损指标

表 2 列出三维机织预制体 C/C 复合材料 A、B 试样的摩擦磨损测试结果, 为比较该材料的技术水平, 同时列出了国产针刺预制体碳刹车片试样 C 的相应指标<sup>[8, 11]</sup>。由表 2 可知, 三向正交预制体试样 B 的摩擦因数与针刺预制体刹车盘试样 C 相比略有提高, 三维角联锁试样 A 与试样 C 相比, 摩擦因数相当; 三向正交预制体试样 B 的刹停时间最短。A 比 B 的磨损量大, 二者与针刺预制体 C/C 刹车盘试样 C 的磨损量相比均偏大。从表 2 还可以看出, 三向正交预制体试样 B 的摩擦因数比三维角联锁试样 A 的高。此外, 三向正交预制体试样 B 的刹车力矩的最大值与平均值的比比三维角联锁试样 A 的小, 称该比值为力矩峰比。

上述结果与预制体中纤维的分布状态直接相关。由图 2 和表 1 可知, 本实验所制备的三维机织 C/C 复合材料中纤维以束状分布, SZJ 碳纤维束取向有 2 种方式: Z 取向, 纤维束垂直于摩擦面; P 取向, 纤维束平行于摩擦面。JLS 碳纤维束取向既有 P 取向纤维束, 还有大量与摩擦面成一定角度的  $V_1$ 、 $V_2$  取向纤维束, 如图 4 所示。

JLS 复合材料和 SZJ 复合材料中均存在大量的 P 取向纤维束, 它们位于与摩擦面平行的平面内, 其中部分碳纤维束暴露在摩擦面上, 摩擦过程中磨粒不断地犁刮裸露出来的碳纤维及基体碳, 并将这些碳纤维犁刮成较大的碎屑, 导致较大的磨损量。其犁刮作用增大了相对滑动的阻抑作用, 从而增大碳刹车盘材料的摩擦因数。

在摩擦过程中, 随着周围基体的磨损, 非平行于

摩擦面的纤维束露出摩擦面, 端部由于磨损发生尖化, 在摩擦力的作用下被剪断拔出, 吸收并消耗了摩擦功, 有利于提高 C/C 刹车盘摩擦因数。SZJ 复合材料中垂直于摩擦面排列的 Z 取向纤维占纤维总量的 12%, 摩擦过程中磨粒对 Z 取向纤维束的末端进行切削或剪断, 这种作用力需要的能量大于磨粒对 P 取向纤维束的犁刮所需要的能量, 所以, Z 取向纤维束对提高摩擦因数的贡献比 P 取向纤维束大。JLS 复合材料中不存在 Z 取向纤维束, 但有一半纤维与摩擦面成一定的角度, 即  $V_1$ 、 $V_2$  取向纤维束,  $V_1$ 、 $V_2$  取向纤维束受摩擦作用的过程介于 P 取向纤维束和 Z 取向纤维束之间, 既被磨粒不断地犁刮又被切削, 同时还有弯曲作用, 导致发生折断或剪断, 结果纤维脱落, 这种作用力需要的能量同样大于磨粒对 P 取向纤维束的犁刮所需要的能量, 因而也增大了摩擦因数。磨粒对  $V_1$ 、 $V_2$  取向纤维束的犁刮、切削、弯曲作用导致较大的磨屑和磨损量。

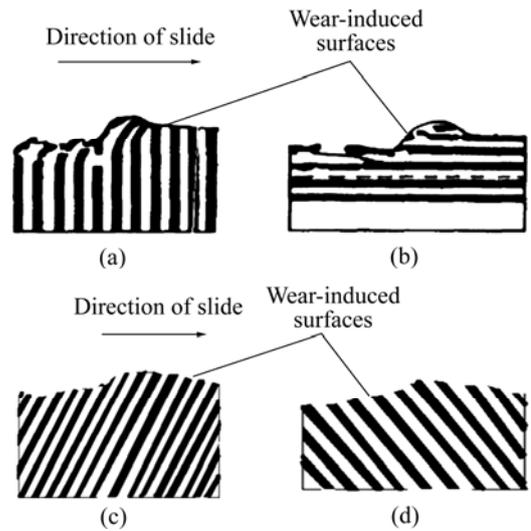


图 4 三维机织 C/C 复合材料中碳纤维取向  
**Fig.4** Directions of carbon fiber in 3D woven C/C composites: (a) Z direction; (b) P direction; (c)  $V_1$  direction; (d)  $V_2$  direction

表 2 三维机织 C/C 复合材料的摩擦磨损的测试结果

Table 2 Testing results of C/C composites

Category	Perform structure	Density/ (g·cm <sup>-3</sup> )	Fiber volume fraction/%	Graphitization degree/%	Friction coefficient, $\mu$	Time/s	Torque ratio
A	JLS	1.67	39.8	53	0.40	10.6	1.36
B	SZJ	1.70	45.5	51	0.48	9.0	1.32
C	Needled carbon fiber quasi 3D structure	1.81	30.0	65	0.41	10.5	<1.70

力矩峰比是指力矩最大值与平均值的比, 比值小则说明刹车过程平稳, 过大的力矩峰比不仅对刹车系统结构强度和刚度要求过高, 而且还会导致刹车过程不平稳。由表 2 看出, 三向正交试盘的力矩峰比比其他 2 种数值小, 刹车稳定。

### 2.3 摩擦曲线形貌

图 5 所示为刹车时间与刹车力矩和摩擦因数的关系曲线。三维角联锁试样 A 的刹车曲线如图 5(a)所示, 开始刹停时出现较大刹车力矩, 一般称该刹车力矩为刹车力矩前锋。为了保证刹车系统的可靠性, 防止打滑使系统失效, 要求尽量降低刹车力矩前锋<sup>[14]</sup>。由图 5(b)所示三向正交试样 B 的刹车曲线可看出, 曲线前锋微微翘起, 基本没有出现力矩前锋, 这样的刹车曲线刹车效果好。C/C 摩擦材料, 因为碳纤维和热解碳属过渡乱层石墨结构, 刹车初期有些乱层石墨的基面与摩擦面不平行, 当摩擦时这些乱层石墨才能选择定向排列, 使其基面与摩擦面平行, 刹车初期 C/C 摩擦材料乱层石墨的定向选择以及不可避免的微突体、磨粒作用使其摩擦因数增大, 因此, 一般会出现“前锋”现象。图 5(c)所示的针刺预制体试样 C 的刹车曲线起始阶段呈缓慢上升现象, 说明力矩响应不如三维机织刹车盘(三维角联锁刹车盘、三向正交刹车盘)。

“前锋”现象过后, 三维角联锁、三向正交、针刺刹车曲线均很平稳, 这是因为材料表面的微突体逐渐被磨损, 微突体的作用逐渐减弱, 导致摩擦因数逐渐减少。当微突体被磨平后, 磨损的微突体形成的磨屑、基体及纤维磨损形成的磨屑在两摩擦面之间形成摩擦膜, 使摩擦趋于稳定, 同时摩擦因数的变化趋于平缓。

刹车后期速度较低, 摩擦因数的变化主要受材料的静摩擦因数的影响。从图 5(a)和 5(b)可以看出, 三维角联锁、三向正交试样的刹车曲线刹车后期出现较大的刹车力矩—“翘尾”, 适度的“翘尾”有利于迅速刹车, 缩短刹车距离<sup>[15-16]</sup>。图 5(c)所示的针刺预制体试样的刹车曲线呈开始缓慢上升, 然后逐渐下降, 后期无明显的“翘尾”现象。

### 2.4 三维机织 C/C 复合材料的摩擦面形貌

摩擦实验后, 用扫描电镜观察三维机织 C/C 复合材料的摩擦表面, 结果如图 6 所示。由图 6 可知, 低倍观察的 2 组刹车盘在摩擦面都有一层薄膜, 图 6(a)所示的三维角联锁刹车材料摩擦膜破坏严重、不连续, 能够看到摩擦面存在颗粒状碎屑, 图 6(b)中所示的三向正交刹车材料摩擦膜较完整, 磨屑撵压成片层状。

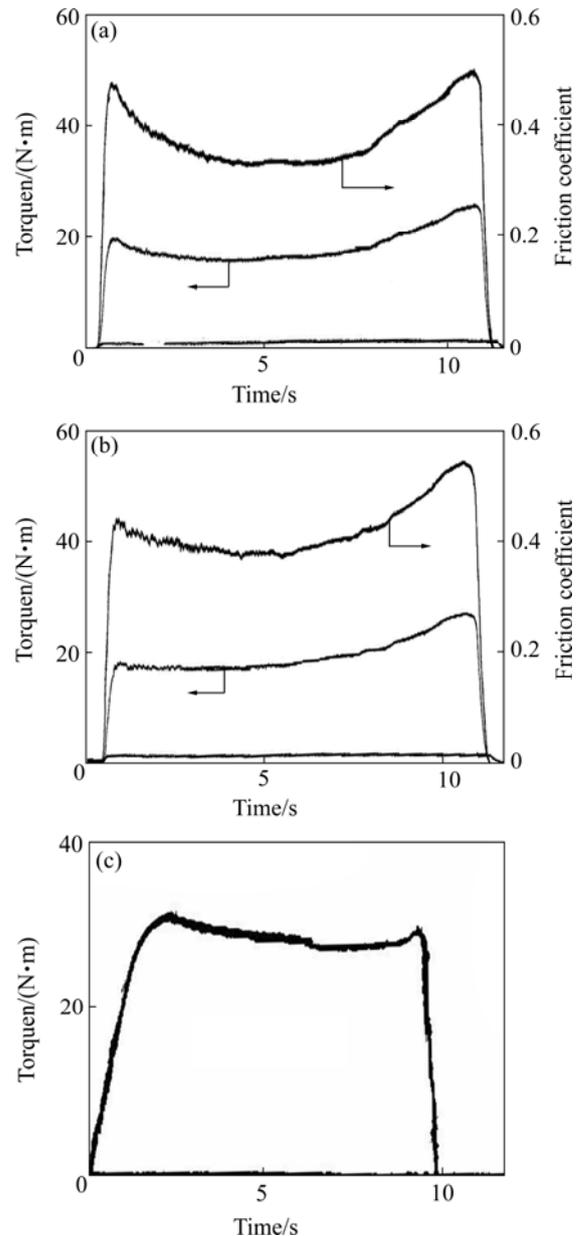


图 5 刹车力矩—刹车时间曲线

Fig.5 Braking torque—time curves: (a) 3D angle-interlock C/C composites; (b) 3D solid orthogonal panel C/C composites; (c) Needled fiber felt C/C composites<sup>[11]</sup>

从图 6(c)可以看出, 三维角联锁刹车材料摩擦过程中产生的磨屑填充到材料孔隙内, 从图 6(d)可以看出, 三向正交刹车材料裸露出纤维或基体。

### 2.5 三维机织 C/C 复合材料的磨屑形貌

图 7 所示为刹车盘磨屑形貌。由图 7 可知, 2 组试盘磨屑主要由折断的纤维和基体碳碎片组成, 掉下的纤维长度比较长, 且脱落的基体碳聚集成团。这主要是因为材料密度仍然低(1.67~1.70 g/cm<sup>3</sup>), 基体碳与

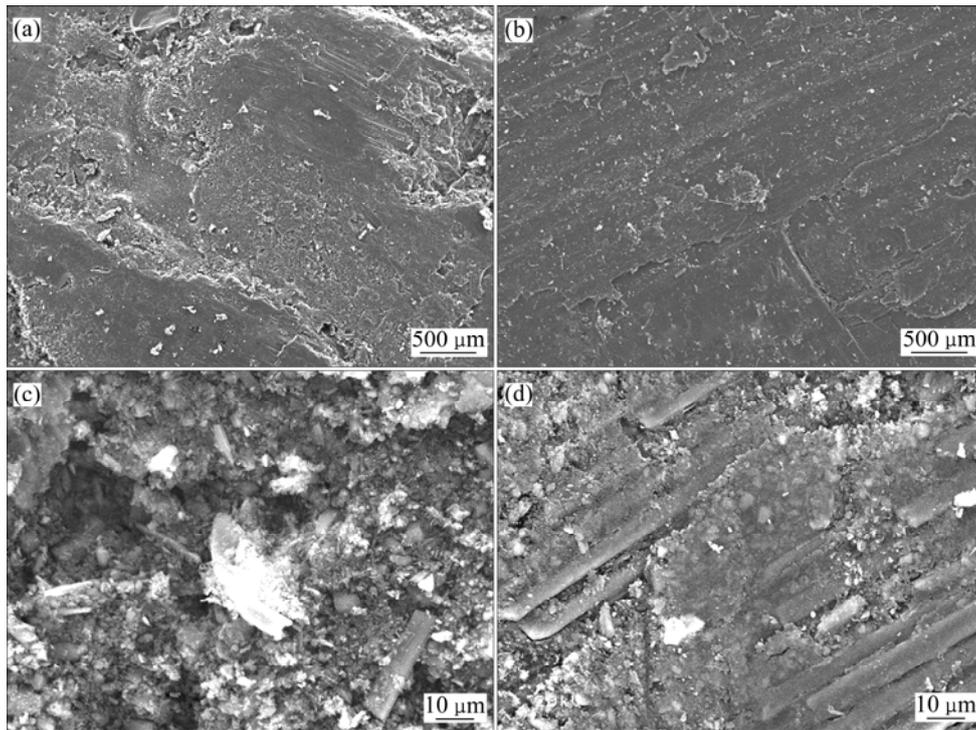


图 6 三维机织 C/C 摩擦材料摩擦面形貌

**Fig.6** SEM micrographs of 3D woven C/C composites friction surface: (a) 3D angle-interlock composites; (b) 3D solid orthogonal composites; (c) 3D angle-interlock composites; (d) 3D solid orthogonal composites

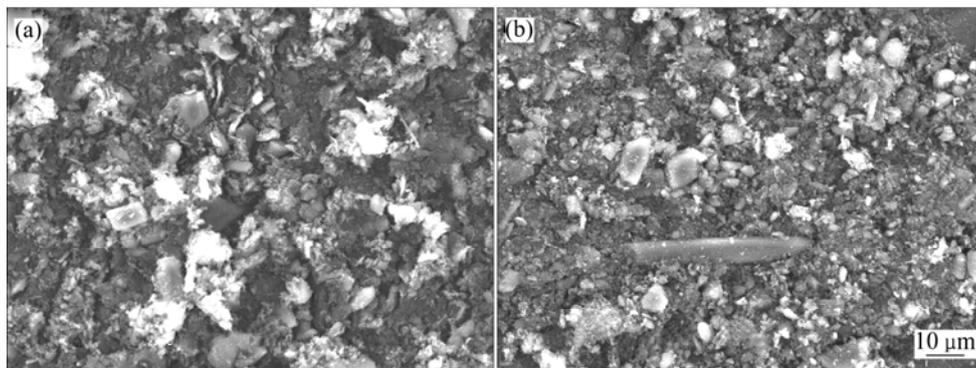


图 7 C/C 摩擦材料磨屑形貌

**Fig.7** SEM micrographs for wear debris of 3D woven C/C composites: (a) 3D angle-interlock C/C composites; (b) 3D solid orthogonal C/C composites

碳纤维界面结合强度低, 在 2 个摩擦面受压对磨时, 碳纤维和基体碳容易脱粘、纤维断裂和基体碳脱落成磨屑。掉下来的碳纤维和基体碳会对摩擦面产生犁削作用, 发生机械磨损, 因而磨损量大。

### 3 结论

1) 预制体结构形式对 C/C 复合材料摩擦性能产

生强烈影响, 三维角联锁 C/C 复合材料、三向正交 C/C 复合材料纤维体积含量大, 并且存在大量非平行于摩擦面的纤维, 使得摩擦因数提高, 并且刹车力矩对刹车压力响应时间短, 当发出刹车信号时, 刹车力矩很快升到峰值。

2) 三维角联锁 C/C 复合材料、三向正交 C/C 复合材料的刹车曲线呈刹车力矩前锋低, 力矩响应快, 随后曲线平稳, 最后呈适度“翘尾”的特征, 可提高刹车系统的可靠性。

3) 垂直于摩擦面的纤维束增强了 C/C 复合材料的摩擦因数和抗磨损能力, 三向正交 C/C 复合材料的摩擦因数比三维角联锁 C/C 复合材料的高, 而前者的磨损率比后者的低。

## REFERENCES

- [1] SCHMIDT DONALD L, DAVIDSON KENNETH E, THEIBERT L SCOTT. Unique applications of carbon/carbon composites materials (Part 1)[J]. *SAMPLE Journal*, 1999, 35(3): 27-39.
- [2] FITZER E. The Future of carbon/carbon composites [J]. *Carbon*, 1987, 25(2): 163-190.
- [3] SAVAGE G. Carbon/carbon composites[M]. Cambridge: Champan & Hall, 1993: 1-10.
- [4] 于 澍, 刘根山, 李溪兵. 不同 C/C 复合材料飞机刹车盘基本性能的对比分析[J]. *复合材料学报*, 2003, 20(3): 35-40.  
YU Shu, LIU Gen-shan, LI Xi-bin. Contrast and analysis of properproperties of carbon /carbon braking discs from different producers[J]. *Acta Materiae Compositae Sinica*, 2003, 20(3): 35-40.
- [5] 罗瑞盈. C/C 复合飞机刹车材料的研究和应用现状[J]. *宇航材料工艺*, 1997(5): 7-10.  
LUO Rui-ying. Present research and application of carbon/carbon aeroplane brake material[J]. *Aerospace Materials & Technology*, 1997(5): 7-10.
- [6] 陈腾飞, 龚伟平, 黄伯云, 刘根山. 航空刹车用炭/炭复合材料坯体结构研究进展[J]. *矿业工程*, 2005, 25(6): 74-81.  
CHEN Teng-fei, GONG Wei-ping, HUANG Bo-yun, LIU Gen-shan. Advances in study of preform structure of C/C composites for aircraft brake discs[J]. *Mining and Metallurgical Engineering*, 2005, 25(6): 74-81.
- [7] 易茂中, 葛毅成, 黄伯云. 不同基体炭结构的 C/C 复合材料摩擦表面特性和摩擦磨损机理[J]. *中国有色金属学报*, 2006, 16(6): 926-936.  
YI Mao-zhong, GE Yi-cheng, HUANG Bai-yun. Characteristics of wear surface morphology and wear mechanism of C/C composite with different matrix carbon[J]. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*, 2006, 16(6): 926-936.
- [8] 苏君明, 杨 军, 肖志超, 周绍建, 彭志刚, 辛建国, 李 睿, 韩 媚, 赵胜利, 谷立民. C/C 复合材料飞机刹车盘的结构与性能[J]. *新型炭材料*, 2006, 21(1): 81-89.  
SU Jun-ming, YANG jun, XIAO Zhi-chao, ZHOU Shao-jian, PENG Zhi-gang, XIN Jian-guo, LI Rui, HAN Mei, ZHAO Sheng-li, GU Li-min. Structure and properties of carbon/carbon composite materials for aircraft brake discs[J]. *New Carbon Material*, 2006, 21(1): 81-89.
- [9] 李 飞, 刘建军, 程 文, 郝志彪. 工艺参数对 C/C 复合材料针刺预制体力学性能的影响[J]. *炭素*, 2004(1): 24-28.  
LI Fei, LIU Jian-jun, CHENG Wen, HAO Zhi-biao. Effect of technology parameters on mechanics performances of C/C composite needling prefabricat[J]. *Carbon*, 2004(1): 24-28.
- [10] 杨彩云, 李嘉禄. 一个基于三维机织复合材料微观结构导出其厚度计算公式的新方法[J]. *复合材料学报*, 2005, 22(6): 178-182.  
YANG Cai-yun, LI Jia-lu. Microstructure and thickness composites based on yarn's equation of 3D woven true configuration[J]. *Acta Materiae Compositae Sinica*, 2005, 22(6): 178-182.
- [11] 苏君明, 苏元跃, 辛建国. 热解碳结构对 C/C 复合材料摩擦性能的影响[C]//第六届全国新型炭材料学术研讨会论文集. 太原: 新型炭材料, 2003: 306-307.  
SU Jun-ming, SU Yuan-yue, XIN Jian-guo. Effect of matrix carbon on friction and wear properties of carbon/carbon composites[C]//A collection of articles about new carbon materials at six session in china. Taiyuan: New Carbon Materials, 2003: 306-307.
- [12] 李江鸿, 熊 翔, 巩前明, 黄伯云. 不同基体炭 C/C 复合材料的摩擦磨损性能[J]. *中国有色金属学报*, 2005, 15(3): 446-451.  
LI Jiang-hong, XIONG Xiang, GONG Qian-ming, Huang Bo-yun. Friction and wear properties of carbon/carbon composites with different martix carbon[J]. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*, 2005, 15(3): 446-451.
- [13] 浦继强, 肖 鹏, 张洪波. C/C 航空刹车材料的摩擦性能与组织结构初探[J]. *湖南冶金*, 2002(5): 13-16.  
PU Ji-qiang, XIAO Peng, ZHANG Hong-bo. The Relationship between the Friction Performance and the microstructure of C/C Composites for Aircraft brake[J]. *Hunan Metallurgy*, 2002(5): 13-16.
- [14] 罗瑞盈. 纤维取向对碳/碳复合材料摩擦磨损性能影响[J]. *复合材料学报*, 1997, 14(4): 65-69.  
LUO Rui-ring. Effect of fiber arrangement direction on friction and wear properties of carbon/carbon composites[J]. *Acta Materiae Compositae Sinica*, 1997, 14(4): 65-69.
- [15] 范尚武, 徐永东, 张立同, 成来飞, 楼建军. 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 Shang-wu, XU Yong-fong, ZHANG Li-yong, CHENG Lai-gei, LOU Jian-jun. Preparation and tribological properties of C/SiC friction materials[J]. *Journal of Inorganic Materials*, 2006, 21(4): 927-934.
- [16] 黄伟明, 周世民. 探讨国内碳刹车技术发展中的几个问题[J]. *航空科学技术*, 2003(3): 29-31.  
HUANG Wei-ming, ZHOU Shi-min. Issues on the domestic development of carbon brake technology[J]. *Aeronautical Science and Technology*, 2003(3): 29-31.

(编辑 龙怀中)