

文章编号: 1000-324X(2006)03-0651-08

炭 / 炭复合材料不同刹车速度下摩擦磨损性能的研究

于 澍, 黄伯云, 熊 翔, 张传福

(中南大学粉末冶金国家重点实验室, 长沙 410083)

摘 要: 对等温 CVD 和热梯度 CVD 沉积所得不同结构的炭 / 炭复合材料, 不同刹车速度下的摩擦磨损性能进行了研究. 其中等温 CVD 所得的 a、b 材料分别是粗糙层结构和光滑层结构, 热梯度 CVD 沉积所得的 c 材料是前两者的混合结构. 摩擦试验在实验室规模的 MM-1000 摩擦试验机上进行. 试验表明: 随着刹车速度的增大, a 材料的摩擦系数随着速度的提高而不断上升, 在 $15\text{m}\cdot\text{s}^{-1}$ 处达到峰值, 然后下降趋于一稳定值; b、c 材料的曲线变化比较一致, 在 $20\text{m}\cdot\text{s}^{-1}$ 处均出现峰值, 然后摩擦系数下降趋于一稳定值. 无论何种材料, 当摩擦系数峰值出现时, 距摩擦面 1mm、外径 3mm 深处的温度均显示在 250°C 左右. 随着刹车速度的增加, 炭 / 炭复合材料的磨损加大, 但速度达 $30\text{m}\cdot\text{s}^{-1}$ 时的氧化失重均 $<28\text{m}\cdot\text{s}^{-1}$ 的氧化失重.

关 键 词: 热解炭; 微观结构; 刹车速度; 摩擦面

中图分类号: TB 332 **文献标识码:** A

1 引言

炭 / 炭复合材料具有独特的性能: 高比强、高比模、高熔点、高比热容、高导热性、低的热膨胀系数、低密度, 相对较低的磨损率, 耐热冲击性优于其他所有的摩擦材料, 这些性能决定它能同时完成刹车副的三项功能: 提高摩擦、传递机械载荷和吸收动能, 因此又被称为结构炭材料^[1~3]. 炭 / 炭复合材料用作航空用刹车盘, 由于其减重效果明显、长寿命、低噪音、操作平稳以及优良的热物理性能^[4,5], 已成为未来全面更新飞机刹车盘的方向.

常用的炭 / 炭复合材料制备工艺有化学气相沉积法 (CVD)、浸渍树脂或沥青以及两种工艺的复合方法. 而化学气相沉积法常见的有等温式 CVD 和热梯度式 CVD, CVD 所得热解炭的综合性能优于浸渍方法所得的树脂炭和沥青炭, 因而炭 / 炭复合材料的制备大多选用 CVD 沉积增密. 等温式 CVD 和热梯度 CVD 两种方法相比, 等温式 CVD 所得热解炭在结构上是单一相的, 而热梯度 CVD 法由于有一个较宽的温度梯度, 因而容易在同一工艺下产生多相并存的热解炭. 结构不同带来性能上的差距, 炭 / 炭复合材料用作航空刹车盘时, 其摩擦磨损性能至关重要. 不同的飞机机型以及因此带来的不同使用条件、使用要求将直接影响到刹车盘的摩擦磨损性能, 因此考察不同刹车速度下, 炭 / 炭复合材料的摩擦磨损性能非常重要.

收稿日期: 2005-05-24, 收到修改稿日期: 2005-07-08

基金项目: 国家重点基础研究“973”发展计划 (2006CB600906)

作者简介: 于 澍 (1972-), 女, 博士, 副研究员. E-mail: yushu@mail.csu.edu.cn

本试验选用等温 CVD 法制备的两种不同结构热解炭的材料以及热梯度 CVD 法制备的混合相热解炭结构材料, 对比分析了三者在不同刹车速度下摩擦磨损性能。

2 实验

采用针刺炭布叠层为骨架的预制体, 在化学气相沉积炉中以 C_3H_6 为碳源气, N_2 为载气, 在 CVD 炉中沉积至密度 $1.5 \sim 1.6 g \cdot cm^{-3}$, 试样尺寸为 $\phi_{外} 438 mm \times \phi_{内} 237 mm \times 22 mm$ 。

样品镶样后, 用 MEF3A 金相显微镜对炭 / 炭复合材料的热解炭微观结构进行观察分析。用 JSM-5600LV 扫描电镜观察分析摩擦试验样品磨屑。

在 JR-3 激光导热仪上测量热扩散率 α , 根据 $\lambda = 418.68 \times \alpha \times C_p \times \rho$ 来计算导热系数 $\lambda (W \cdot m^{-1} \cdot K^{-1})$, 其样件尺寸为 $\phi 10 mm \times 4 mm$ 。

摩擦试验采用实验室规模的 MM-1000 摩擦试验机 (图 1), 该试验机转速可达 $9000 r \cdot min^{-1}$, 力矩测量量程为 $15 kg \cdot m$ 。试验采用摩擦热冲击法测试刹车力矩。将一对同材质的摩擦试环 (尺寸为 $\phi_{外} 75 mm \times \phi_{内} 53 mm \times 14 mm$), 即一个动环和一个静环进行刹车试验, 动环通过键槽与驱动主轴相连, 随驱动主轴和惯性飞轮一同加速到规定的制动速度, 离合器工作, 静环被轴向推进并加载压向动环进行刹车。摩擦对偶吸收全部动能之后刹车。

在 a(RL 结构)、b(SL 结构) 和 c(RL + SL 结构) 三种大样上切取小样, 机械加工成 $\phi_{外} 75 mm \times \phi_{内} 53 mm \times 14 mm$ 的小试样, 在经历相同温度 ($2300^\circ C \times 1 h$) 热处理后, 待摩擦表面磨合到 80% 后, 在 MM-1000 摩擦磨损试验机上进行摩擦磨损性能测试, 试验条件下连续 3 次

性能稳定后, 开始测试材料的摩擦性能, 取其 10 次试验数据, 进行平均、统计。试验条件为: 刹车速度分别为 5、10、15、20、25、28、 $30 m \cdot s^{-1}$, 惯量为 $30 kg \cdot m^2$, 摩擦面上压力 $0.6 MPa$ 。在静盘的外径处距离摩擦面 $1 mm$ (垂直距离)、深 $3 mm$ 处 (沿径向) 钻一个 $\phi 1.0 mm$ 的小孔, 插入热电偶测试刹停后的温度。

炭 / 炭复合材料的摩擦系数由与 MM-1000 摩擦试验机联动的计算机算出。用分析天平称量 10 次试验前后试样的重量以测试重量磨损, 用千分尺测量 10 次试验前后试样的厚度以测试线性磨损。重量磨损包括线性磨损和摩擦面下孔隙中的氧化失重这两部分, 由式 (1) 可测得氧化失重的重量。

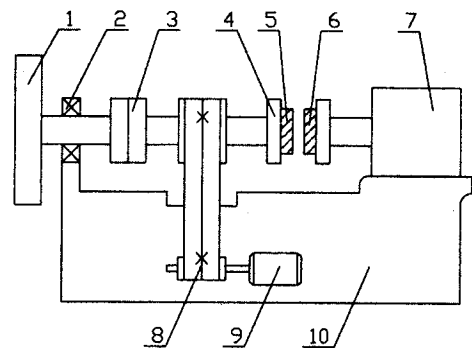


图 1 实验室 MM-1000 惯性测功仪图示

Fig.1 Schematic diagram of laboratory scale inertia type of dynamometer

1. Inertial wheel; 2. Bearing; 3. Clutch; 4. Specimen holder; 5. Rotor; 6. Stator; 7. Pressing cylinder; 8. Strap; 9. Electric motor; 10. Test-bed

$$\text{氧化失重的重量} = \text{重量磨损} - \text{线性磨损} \times \text{试环面积} \times \text{样件的密度} \quad (1)$$

3 结果和讨论

3.1 微观结构

影响 CVD 热解炭微观结构的因素有: 温度、炉压、气体滞留时间以及坯体的孔隙率等. 以相同结构的毛坯 (相同的纤维体积分数、制备工艺以及 Z 向纤维含量等), 在 CVD 炉中以 C_3H_6 为碳源气, N_2 为载气增密, 调整工艺参数, 可得到以下几种微观结构 (见图 2).

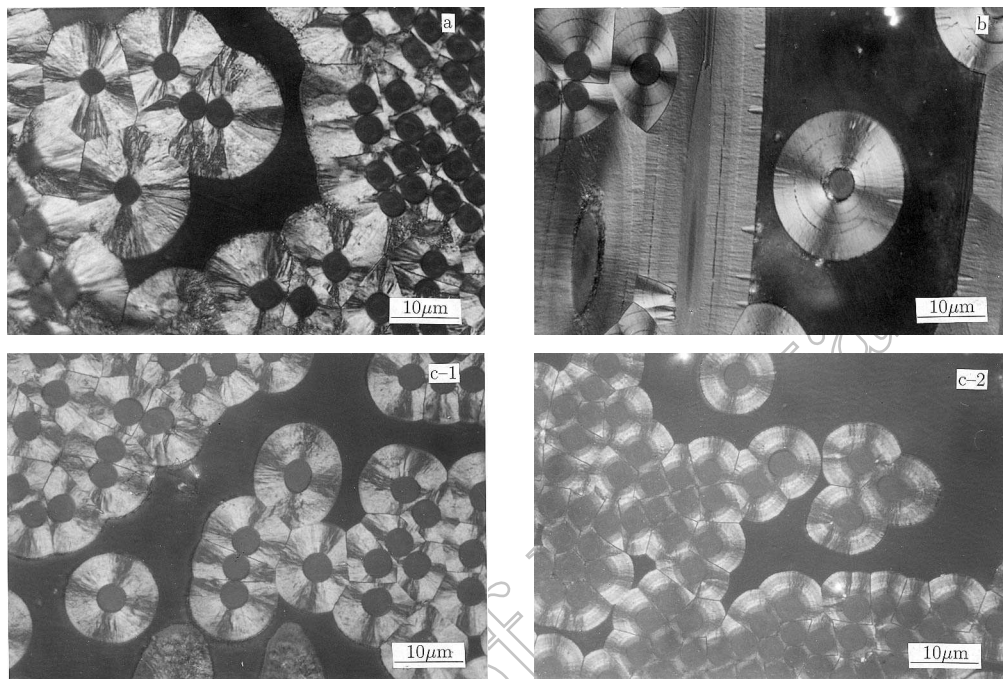


图 2 炭 / 炭复合材料的不同结构

Fig.2 Different microstructures of carbon/carbon composites

图 2 中的 a、b 材料是等温 CVD 炉不同工艺参数下沉积得到的, 而 c 材料则是热梯度 CVD 炉中同一工艺参数下沉积得到的产物. 从图 2 中可以看出: 等温 CVD 由于反应炉中的温度均一, 因此同一工艺参数下得到的热解炭在结构上是单一相, 界限分明; 而热梯度 CVD 由于在工艺控制上存在一个较大的温度范围, 所以在同一炉中沉积得到的热解炭在结构上表现出多元化, 即各种结构并存的局面, 而且不同结构之间的界限也比较模糊.

由图 2 可以得知, 通过等温 CVD 方法得到的热解炭, a 材料在偏振光下表现生长粗糙和富有层次感, 观察炭纤维的剖面形貌可以发现热解炭具有明显的细而窄小、贯穿整个生长面的柱状生长锥^[6], 这是粗糙层 (rough lamina, 简称 RL) 区别其他结构的重要特征之一. b 材料在偏振光下其热解炭的横截面表现很光滑, 呈现出较为规整的 Maltese 十字架, 热处理后容易形成环状裂纹, 表明材质硬而脆, 这种结构的热解炭是光滑层 (smooth lamina, 简称 SL). a 结构由于有生长锥的存在, 使得 RL 在偏振光下能阻断消光十字架, 因此 RL 的消光十字架表现的粗糙而不规则. 同时由于 RL 生长组织择优取向度高, 因此各向异性度高, 反射光的强度大, 对光的漫散射小, 在偏振光下显得粗糙而富有层次感. 而 SL 对光的漫散射较强, 进入观察目镜中的反射光强较弱, 因此在同样的入射光强和同样的放大倍数下, b

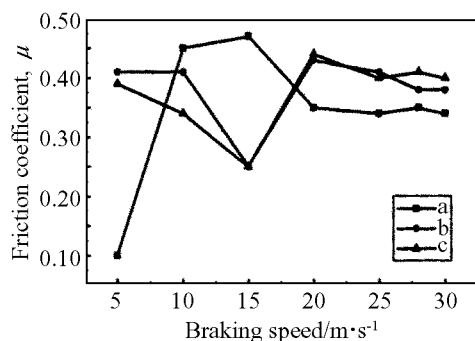


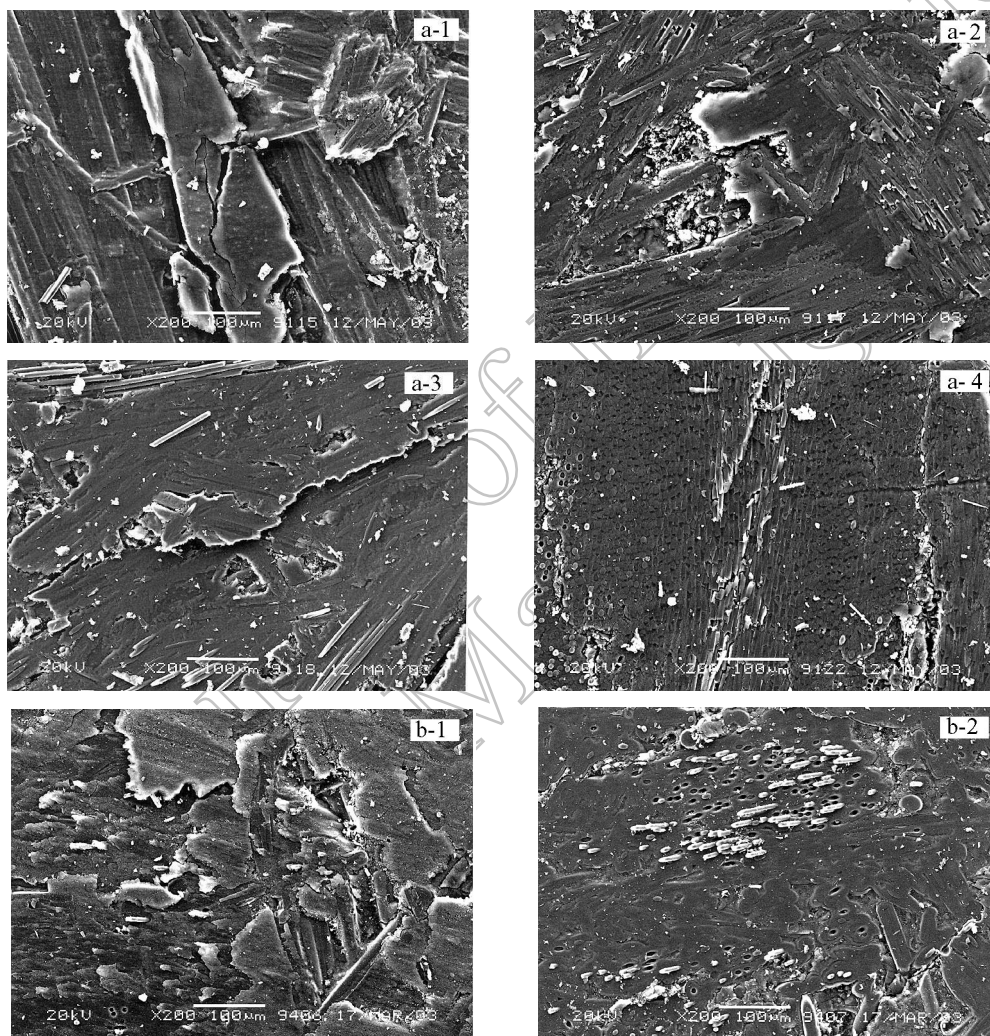
图3 不同刹车速度下的摩擦系数

Fig. 3 Friction coefficients under different braking speeds

的图像层次感比 a 的要弱, 图像显得光滑平整^[7]. c 材料中有两种结构, 其中 c-1 有不规整的消光十字架以及细而窄小、贯穿整个生长面的柱状生长锥, 因此 c-1 结构属于 RL 结构. 而 c-2 不但没有柱状生长锥, 而且在热处理后生成了环状裂纹, 这是 SL 结构的特征. 因此 c 材料具备的是混合结构, 这也是热梯度 CVD 沉积得到的热解炭在结构上的特点.

3.2 不同刹车速度下的摩擦磨损性能

在经过 7 个不同的刹车速度后, 炭 / 炭复合材料的摩擦系数的变化见图 3.



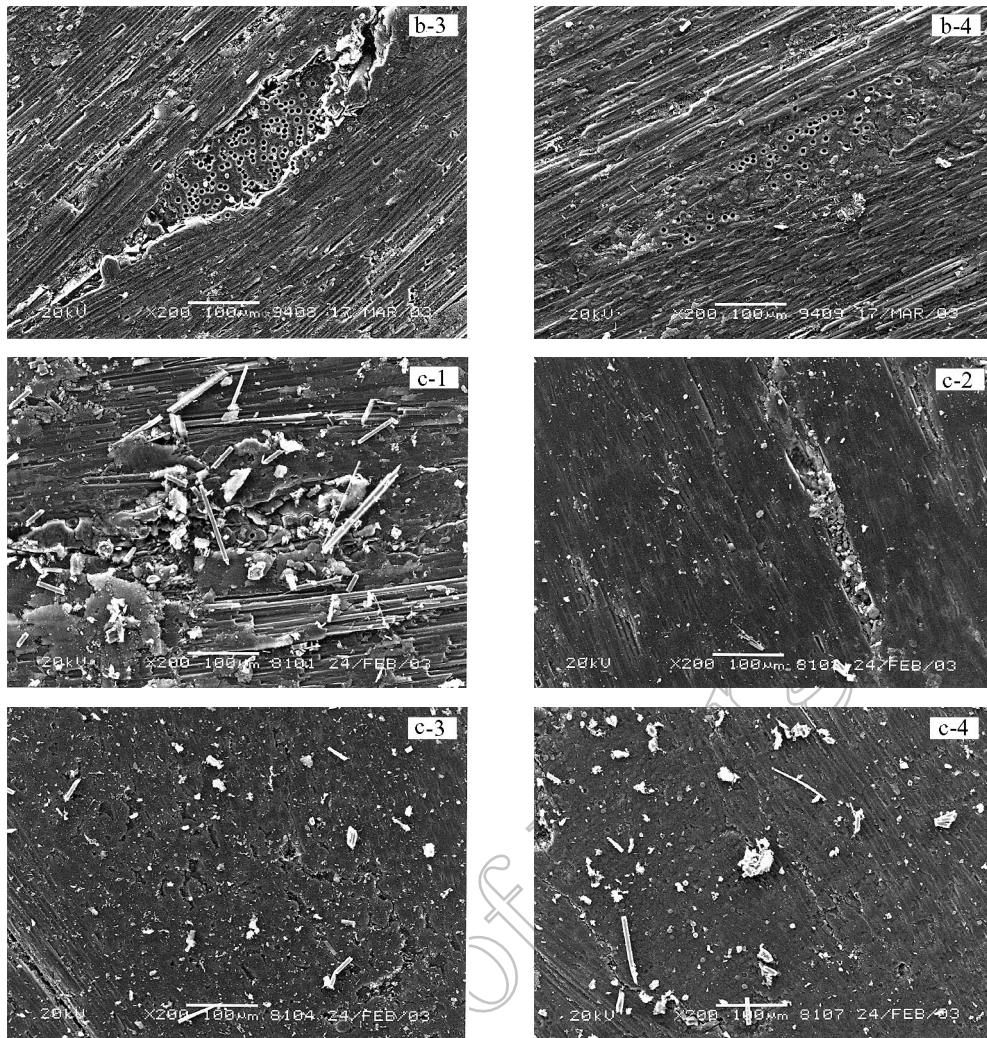


图4 不同速度下的摩擦面形貌

Fig.4 Morphologies of the worn surface under different braking speeds

a-1. $5\text{m}\cdot\text{s}^{-1}$; a-2. $15\text{m}\cdot\text{s}^{-1}$; a-3. $20\text{m}\cdot\text{s}^{-1}$; a-4. $30\text{m}\cdot\text{s}^{-1}$; b-1. $5\text{m}\cdot\text{s}^{-1}$; b-2. $15\text{m}\cdot\text{s}^{-1}$; b-3. $20\text{m}\cdot\text{s}^{-1}$; b-4. $30\text{m}\cdot\text{s}^{-1}$;
c-1. $5\text{m}\cdot\text{s}^{-1}$; c-2. $15\text{m}\cdot\text{s}^{-1}$; c-3. $20\text{m}\cdot\text{s}^{-1}$; c-4. $30\text{m}\cdot\text{s}^{-1}$

由图3可知, a材料的摩擦系数随着速度的提高而不断上升, 在 $15\text{m}\cdot\text{s}^{-1}$ 处达到峰值, 然后下降趋于一稳定值; b、c材料的曲线变化比较一致, 在 $15\text{m}\cdot\text{s}^{-1}$ 处摩擦系数最低, 在 $20\text{m}\cdot\text{s}^{-1}$ 处均出现峰值, 然后摩擦系数下降趋于一稳定值. 试验现象表明: 随刹车速度的不同, 含有RL热解炭的复合材料中只会出现摩擦系数的“低能峰值”, 而含有SL结构的炭/炭复合材料的摩擦系数将先出现“低能谷值”, 然后随水分子在摩擦面上的解吸附才会出现“低能峰值”. 但从摩擦面(图4)观察, 发现在低速时 ($15\text{m}\cdot\text{s}^{-1}$ 以前), 三种材料摩擦表面成膜的情况均不理想, 随着刹车速度的提高, 摩擦面逐渐形成连续的摩擦膜, 从而使得摩擦系数下降趋于一稳定值. 有趣的是: 无论何种材料, 当“低能峰值”出现时, 距摩擦面1mm(垂直距离)、3mm深处(距静盘外径)的温度均显示在 250°C 左右(见图5). 根据C Blanco的研究^[8], 由于基体炭(包括热解炭和树脂炭、沥青炭等), 并非理想石墨晶体, 因此

在结构上存在一定的缺陷. 在炭 / 炭复合材料的摩擦表面的缺陷处, 首先是通过化学键的形式吸附了氧原子, 形成例如 C-OH、C=O 等的结合, 在这个基础上, 氧原子的外面又通过物理吸附了水分子. 在低速时, 由于表面吸收了水分子, 水在摩擦表面上形成了一层吸附膜, 有一定的润滑作用, 因此尽管这时摩擦表面并未形成连续的摩擦膜, 但摩擦系数较低;

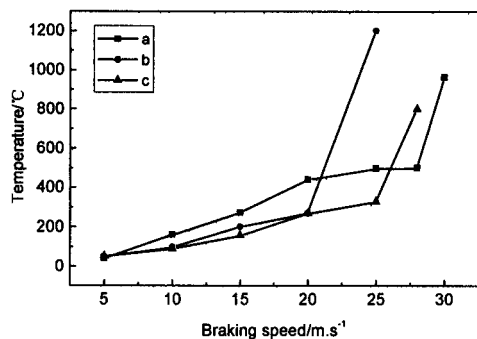


图 5 不同刹车速度下的摩擦面下 1mm 处的温度

Fig. 5 Temperatures under the worn surface 1mm at different braking speed

表 1 不同结构炭 / 炭复合材料的石墨化度
Table 1 Graphitization degree of different C/C composites

	a	b	c
Graphitization degree/%	63.2	28.9	55.43

由图 5 可知, 随着刹车速度的提高, 摩擦面下 1mm 处显示的温度也在不断上升, 由于试验中使用的热电偶最上限是 1200°C, 可以发现, 只有 a 材料在整个试验的速度点上测试出了温度, 而 b 材料早在 28m·s⁻¹ 时, 已无法测试到温度了, c 材料在 30m·s⁻¹ 时, 所显示的温度也已超出了测量范围. 这是由于各材料的导热系数不同所造成的 (见表 2). 作为航空用刹车材料, 垂直摩擦面方向的导热系数 (即 λ_{\perp}) 尤为重要, 因为只有 λ_{\perp} 高, 才能将制动时产生的热能有效地传导出来, 这对保持力矩平稳, 降低材料的氧化失重、延长刹车副的使用寿命都非常有利^[10]. a 材料的导热系数最高, 因此其表面温度传递的最快, 摩擦面温度最低; 而 b 材料的导热系数是三者中最低的, 制动时热量集聚在摩擦面上, 得不到有效的传递, 造成表面温度最高. 这种现象在低速低能刹车时并不明显, 而在高速高能刹车时表现突出.

随着速度的提高, 三种材料的重量磨损均呈上升趋势 (见图 6). 有趣的是, 氧化失重并不是如我们所想的, 随着摩擦面温度的提高而增加, 反而在速度达到最大 (30m·s⁻¹) 时, 氧化失重较 28m·s⁻¹ 有所下降 (见图 7). 作者认为, 这是由于在高速高能的情况下, 摩擦面的破坏较为严重, 旧的润滑膜不断被破坏, 而新的润滑膜又不断地形成, 在这个过程中, 摩擦面总有一部分“新鲜”的表面裸露出来, 因而重量磨损和氧化失重都比较大^[11]. 同时, 摩擦表面的温度随刹车速度的增大而升高, 这不仅能削弱乱层石墨间的键能, 还能提高摩擦

低; 随着速度的提高, 能载的加大, 表面温度不断上升, 当达到一定高温时, 水分子开始发生解吸附, 润滑作用消失, 摩擦系数出现峰值. 试验证明: 当摩擦系数出现峰值时, 摩擦界面下 1mm 处的温度均显示 250°C 左右. 这与文献 [9] 中报道的 150~200°C 就发生水的解吸附不相符合. 这是由于材料内部的孔隙中的水分不易解吸附的原因. 另外, 在相同温度热处理后 (2300°C) 后, a 材料的石墨化度最高 (见表 1), 最接近理想石墨晶体, 在结构上的缺陷最少, 因此吸附的水分子也最少, 这也是 a 材料较其他材料最先出现峰值的原因之一.

表 2 不同结构炭 / 炭复合材料的导热系数
Table 2 Thermal conductivity of different C/C composites

Thermal conductivity	a	b	c
$\lambda_{\perp}/\text{W}\cdot\text{m}^{-1}\cdot\text{K}^{-1}$	47.1	19.38	23.15
$\lambda_{//}/\text{W}\cdot\text{m}^{-1}\cdot\text{K}^{-1}$	99.8	47.15	78.09

面以及摩擦面上的磨屑颗粒的石墨化度^[12], 从而使磨屑的硬度下降, 更易发生塑性形变, 生成起润滑作用的摩擦膜, 有效地降低了磨损. 当这种成膜机制占据上风时, 氧化磨损将有所降低. 在对摩擦面形貌的观察中 (图 4) 可以得到证明. 另外, 根据 Li 和 Sheehan 的研究^[13]: 高速下, 摩擦面由于吸附了杂质而形成了润滑膜或是氧化在更高的温度发生, 这两点都能有效地降低高速高能下的氧化磨损量.

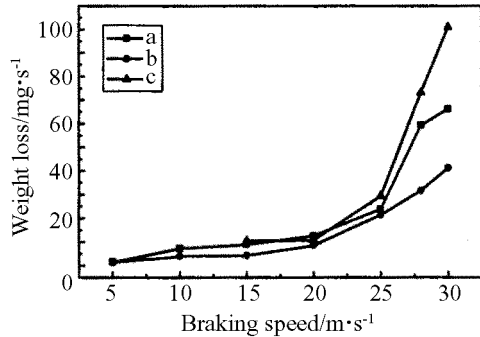


图 6 不同刹车速度下的重量失重

Fig. 6 Weight loss under different braking speeds

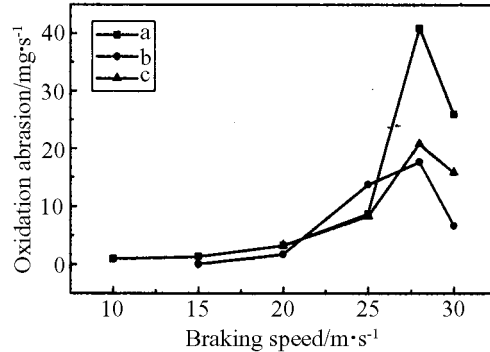


图 7 不同刹车速度下的氧化磨损

Fig. 7 Oxidation abrasion under different braking speeds

4 结论

随着刹车速度的增加, a 材料的摩擦系数随着速度的提高而不断上升, 在 $15\text{m}\cdot\text{s}^{-1}$ 处达到峰值, 然后下降趋于一稳定值; b、c 材料的曲线变化比较一致, 在 $20\text{m}\cdot\text{s}^{-1}$ 处均出现峰值, 然后摩擦系数下降趋于一稳定值. 无论何种材料, 当“低能峰值”出现时, 距摩擦面 1、3mm 深处的温度均显示在 250°C 左右. a 材料的石墨化度最高, 最接近理想石墨晶体, 在结构上的缺陷最少, 因此吸附的水分子也最少, 这也是 a 较其他材料最先出现峰值的原因之一.

随着刹车速度的增大, 炭 / 炭复合材料的磨损加大, 速度达 $30\text{m}\cdot\text{s}^{-1}$ 时的氧化失重均小于 $28\text{m}\cdot\text{s}^{-1}$ 的氧失重. 这是由于摩擦表面的温度随刹车速度的增加而提高, 这不仅能削弱乱层石墨间的键能, 还能提高摩擦面以及摩擦面上的磨屑颗粒的石墨化度, 从而使磨屑的硬度下降, 更易发生塑性形变, 生成起润滑作用的摩擦膜, 有效降低了氧化磨损.

参考文献

- [1] Skopp A, Woydt M. *Tribology Transactions*, 1995, **38**: 2–10.
- [2] Czichos H, Klaffke D, Santner E. *Wear*, 1995, **190**: 155–161.
- [3] 薛永春. 粉末冶金技术, 1991, **6(6)**: 5–7.
- [4] 贺 福, 王茂章, 碳纤维及其复合材料. 北京: 科学出版社, 1997. 257–258.
- [5] Erich Fitzer. *Carbon*, 1987, **25(2)**: 163–190.
- [6] 张福勤, 黄启忠, 邹林华 (Zhang Fu-qin, et al). 无机材料学报 (Journal of Inorganic Materials), 2004, **19(5)**: 1118–1122.
- [7] 廖寄乔, 黄伯云, 黄志锋等, 理化检验 - 物理分册, 2002, **38(11)**: 501–506.
- [8] Blanco C, Bermejo J, Marsh H. *Wear*, 1997, **213(1)**: 1–12.
- [9] Yen B K, Tadashi Ishihara. *Carbon*, 1996, **34(3)**: 489–498.

- [10] 于 澍, 刘根山, 李溪滨, 稀有金属材料与过程, 2003, **32**(3): 213–215.
[11] 李江鸿, 硕士学位论文, 长沙: 中南大学. 2002.
[12] 徐惠娟, 熊 翔, 黄伯云, 摩擦学学报, 2003, **23**(4): 344–349.
[13] Li C C. Int. Conf., ASME, NY, 1981. 525–533.

Tribological Properties under Different Braking Speeds of Carbon/Carbon Composites

YU Shu, HUANG Bai-Yun, XIONG Xiang, ZHANG Chuan-Fu

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

Abstract: This paper described the tribological properties under different braking speeds of carbon/carbon composites whose microstructures are rough lamina, smooth lamina, mixture of rough lamina and smooth lamina respectively. Optical microscope and scanning electron microscope techniques were used to characterize the microstructures and the worn surfaces. The friction and wear properties of the composites were tested by using a laboratory dynamometer. Results indicate that the friction coefficients of the material a increase to the peak at $15\text{m}\cdot\text{s}^{-1}$, while the friction coefficients of sample b and c increase to the peak at $20\text{m}\cdot\text{s}^{-1}$. However, the same temperature of about 250°C is showed under the worn surface 1mm when the friction coefficient increases to the peak. The weight loss increases with the increase of the braking speeds from $5\text{m}\cdot\text{s}^{-1}$ to $30\text{m}\cdot\text{s}^{-1}$, but the weight loss of $28\text{m}\cdot\text{s}^{-1}$ is lower than that of $30\text{m}\cdot\text{s}^{-1}$.

Key words pyrolytic carbon; microstructure; braking speed; worn surface