

[文章编号] 1004-0609(2002)02-0255-05

不同制动速度下炭布叠层炭/炭复合材料的 摩擦磨损行为及机理^①

熊翔, 黄伯云, 徐惠娟, 吉冬英, 彭剑昕

(中南大学粉末冶金研究所, 粉末冶金国家重点实验室, 长沙 410083)

[摘 要] 用模拟刹车制动的方法探讨了一种碳纤维布叠层炭/炭复合材料在不同制动速度下的摩擦磨损行为, 并用扫描电子显微镜对摩擦表面进行了观察和分析。研究表明: 在 5 m/s 的制动速度下, 该种材料表现出低的摩擦因数, 但随制动速度升高至 20 m/s 时, 摩擦因数迅速升高至最大值 0.40; 当制动速度增大到 28 m/s 或 30 m/s 时, 摩擦因数仅略降低至 0.35, 该材料表现出优良的高速高能摩擦性能。另一方面, 制动速度升高至 20 m/s 时, 即摩擦因数最大时, 磨损才变得明显, 而且随制动速度的继续升高, 磨损呈直线增大。表面显微组织观察表明, 在较低制动速度下, 在摩擦表面产生了薄膜, 对应摩擦因数较低, 磨损小; 在 20~25 m/s 制动速度下, 摩擦表面形成较厚的表面膜层, 对应摩擦因数高, 磨损大; 在 28~30 m/s 制动速度下, 剧烈的摩擦剪切和氧化作用使摩擦表面严重破坏, 表面基质炭氧化严重, 纤维则被拉断或拔出。

[关键词] 炭/炭复合材料; 炭布叠层; 制动速度; 摩擦磨损

[中图分类号] TH145.1

[文献标识码] A

随着现代航空技术的飞速发展, 高速高负荷军用民用飞机对其制动性能提出了愈来愈苛刻的要求, 紧急制动时最高温升达到 1200 °C 以上, 已超过金属基刹车材料的使用极限, 显然, 金属刹车盘已满足不了先进飞机制动性能的设计要求。炭/炭复合材料是应航天、航空需要发展起来的一种新型高温结构材料, 具有比强度、比模量高, 密度低, 较好的热稳定性和耐烧蚀性, 用作飞机刹车盘, 不仅制动性能优良, 而且使用寿命是金属刹车盘的数倍, 炭/炭刹车材料的出现是飞机制动技术上的重大突破, 体现了很好的技术和经济效益, 航天、航空工业已成为炭/炭复合材料最主要的应用领域^[1-6]。飞机制动装置为多盘结构, 安装在飞机的主机轮上, 用于飞机滑行、着陆、停放和中止起飞等各种条件下的制动刹车, 制动能量变化幅度大, 制动速度高达 89 m/s, 刹车盘应满足飞机在这些条件下的制动要求。尽管自 20 世纪 70 年代以来, 炭/炭复合材料已被用作飞机制动材料, 但关于其摩擦磨损行为及机理的研究直至 90 年代才逐渐有公开报道。用作飞机刹车盘的 C/C 复合材料的纤维坯体结构主要有短纤维复合、炭布叠层、针刺纤维毡和三维编织 4 种, 本文中作者模拟飞机制动, 探讨了

由美国 Goodrich 公司生产、用于波音 757 飞机上的碳纤维布叠层炭/炭复合材料在不同制动速度下的摩擦磨损性能, 并通过扫描电子显微镜对摩擦表面进行观察和分析, 探讨其摩擦磨损行为及机理。

1 实验

制动摩擦实验在模拟刹车制动的 MM-1000 型惯性摩擦实验机上进行。试样为外径 d_{75} mm, 内径 d_{53} mm 的环体, 两端面用磨床磨削平整, 正式实验前需先磨合两摩擦面达到 80% 以上的贴合程度。两个试环配成一对, 一个为动环, 一个为静环, 动环与驱动主轴通过键槽连接, 随主轴及惯性飞轮旋转至制动速度后, 脱离驱动马达, 接通刹车压力, 与静环接触产生摩擦, 刹车制动, 通过测量该摩擦制动力矩就可计算得到制动摩擦因数^[7-9]。图 1 为实验装置示意图。该摩擦实验方法为热冲击法, 制动过程中的温度状况在不断变化。炭/炭复合材料的基本物理和力学性能参数见表 1, 试环的非摩擦面采用自制的 B-Si 系列陶瓷防氧化涂层涂覆保护。实验前后分别测量试环的厚度和质量变

① [基金项目] 国家重点工业性试验资助项目(计高技[1998]1817)
[作者简介] 熊翔(1963-), 男, 教授。

[收稿日期] 2001-07-16; [修订日期] 2001-09-11

化, 计算得到线性磨损和质量磨损。每次实验可得到一组数据, 各参数均取实验数据的平均值。摩擦实验后, 采用扫描电子显微镜对摩擦表面进行观察和分析。

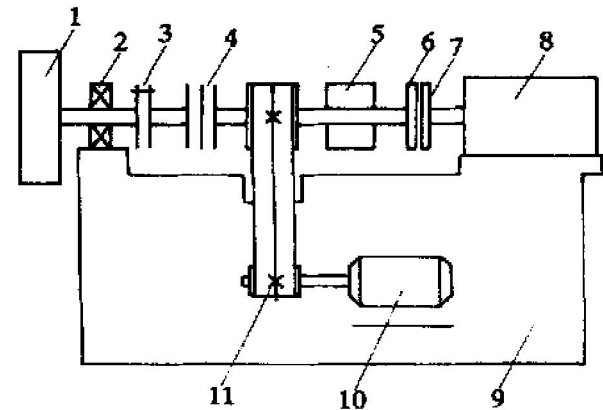


图 1 惯性摩擦实验装置示意图

Fig. 1 Schematic diagram of inertia friction tester

- 1—Inertia wheel; 2—Bearing; 3—Coupling;
- 4—Clutch; 5—Cooling parts; 6—Sample;
- 7—Counter sample; 8—Pressing cylinder;
- 9—Lathe bed; 10—Electric motor; 11—Strap

表 1 炭/炭复合材料的基本物理和力学性能
Table 1 Basic physical and mechanical properties of C/C composites

Density/($\text{g} \cdot \text{cm}^{-3}$)	Compressive strength/MPa	Flexural strength/MPa
1.75	90.0	133.1
Interlaminar shear strength/MPa	Thermal conductivity/($\text{W} \cdot \text{m}^{-1} \cdot \text{K}^{-1}$)	
	//	
	⊥	
12.2	58.9	16.0

2 结果与分析

2.1 摩擦磨损性能

根据不同制动速度下的摩擦实验结果, 分别绘制出摩擦性能(摩擦因数、制动功率、制动能量)和磨损性能(线性磨损、质量磨损)与制动速度的关系曲线(如图 2 和图 3 所示)。图 2 显示, 由于在惯量一定的条件下, 能量与速度的平方成正比, 因而面积能载随制动速度的升高而急剧上升, 此时温度也相应增高。在制动速度很低时(5 m/s), 摩擦升温不大, 摩擦表面因吸附了水气而致使摩擦因数很低, 仅 0.18; 随制动速度升高, 摩擦表面温升达到使吸附水气脱附的温度^[10, 11], 摩擦因数迅速增大, 在 20 m/s 制动速度时达到最大值 0.40, 并维持至速

度为 25 m/s, 此时制动功率达到了最大, 随后在速度升高至 28 m/s 或 30 m/s 时, 虽然高的表面温度引起剪切强度的降低, 使摩擦因数下降, 但 0.35 的摩擦因数仍较高, 表现出该种炭/炭复合材料优异的高速高能制动摩擦性能。

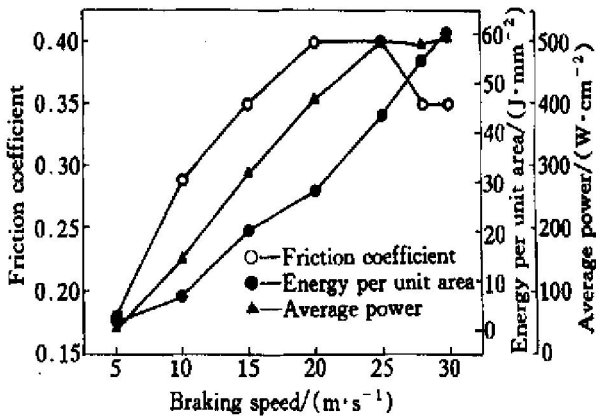


图 2 摩擦性能与制动速度的关系曲线

Fig. 2 Relationship between friction properties and braking speed

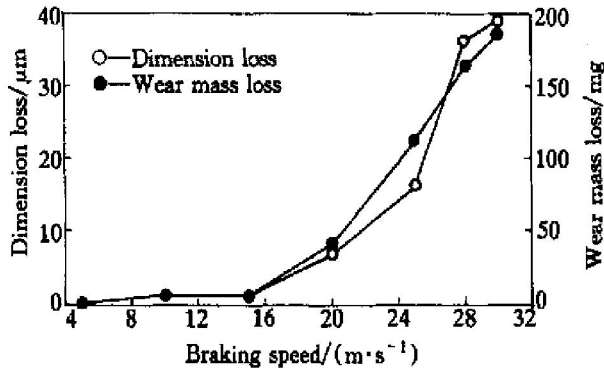


图 3 磨损量与制动速度的关系曲线

Fig. 3 Relationship between wear and braking speed

制动速度对磨损量的影响表现为: 在低速条件下(< 15 m/s), 磨损量均很低且无大的差异, 但当制动速度升高至 20 m/s 时, 随着摩擦条件变苛刻和摩擦温升达到 400 °C 后, 磨损量开始明显增大, 升高到 25 m/s 以上时, 线性磨损呈直线快速上升。图 3 中还显示, 由于防氧化涂层的保护作用, 质量磨损保持着与线性磨损同步的增长速度, 未因内部的氧化质量损失而导致质量磨损的异常增大。

2.2 制动力矩曲线

图 4 所示为在不同制动速度下记录的典型制动力矩—时间曲线。制动速度为 5 m/s 和 10 m/s 时, 摩擦因数较低, 力矩曲线非常平稳光滑, 抖动小。当制动速度升高到 15 m/s 时, 摩擦力矩(因数)增大

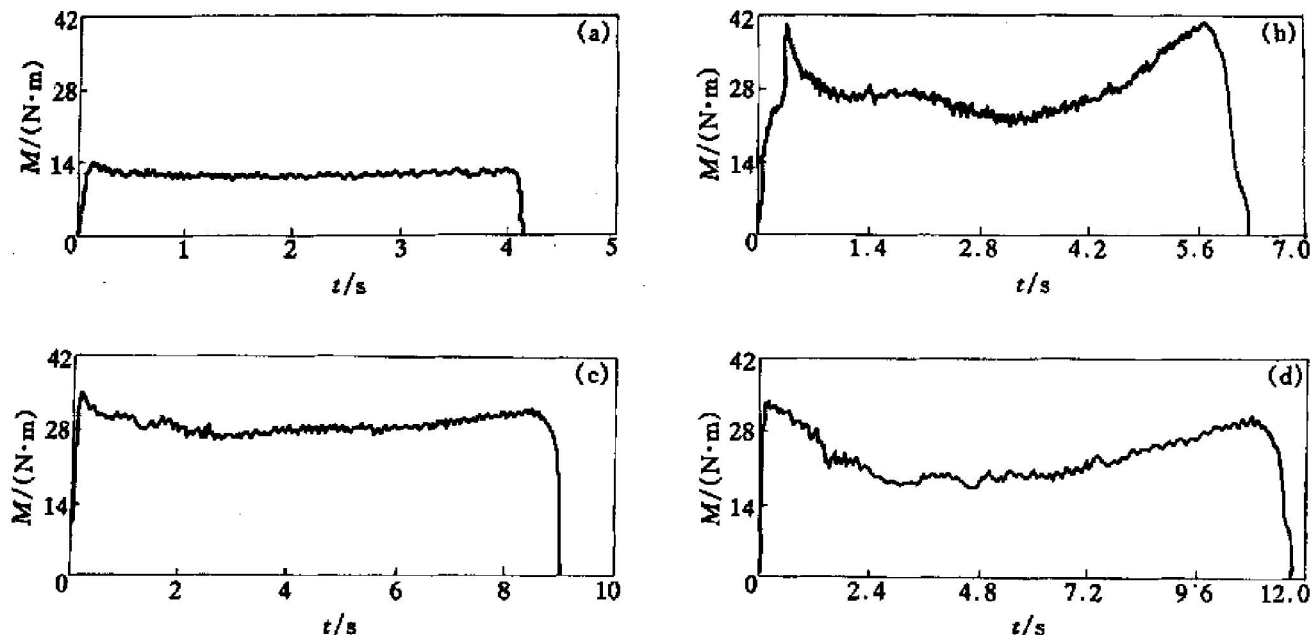


图 4 不同制动速度下的制动力矩—时间曲线

Fig. 4 Braking moment—time curves at different braking speeds

(a) $v = 5 \text{ m/s}$; (b) $v = 15 \text{ m/s}$; (c) $v = 25 \text{ m/s}$; (d) $v = 28 \text{ m/s}$

的同时, 力矩曲线平稳性变差, 曲线两端(制动始末)上翘, 且抖动加剧, 随制动速度继续升高至 20 m/s 和 25 m/s , 摩擦因数仍在增大, 但力矩抖动和稳定性反而有所改善, 制动过程中摩擦表面温度变化减小, 曲线两端上翘也降低。当制动速度极高时(达到 28 m/s 和 30 m/s), 力矩平稳性欠佳, 制动约 3 s 时, 制动力矩明显较低。

根据温度对摩擦因数的影响规律^[10, 11], 在一次制动过程中, 初始表面温度升高使吸附水气脱附, 从而引起摩擦因数急剧升高, 曲线上翘, 此后, 表面温度不断升高又导致表面剪切强度降低, 使摩擦因数下降, 到制动后期, 浅表面热量传递开来, 表面温度降低, 又引起摩擦因数升高, 曲线上翘。

2.3 摩擦表面观察与分析

图 5 所示为摩擦表面的 SEM 显微照片。正式实验前, 摩擦表面虽经过了一定的磨合, 且宏观达到了 80% 的贴合程度, 但实际上摩擦表面仍是粗糙或凹凸不平的, 仅有部分表面受到摩擦, 变得光滑平整, 随着摩擦过程的进行, 表面凸出部分被磨削下去, 表面细小低凹处被磨屑逐渐填平, 因而光滑表面所占面积逐渐扩大, 直至整个表面全变得光滑平整。文献[12~16]的研究表明: 在低速制动条件下, 摩擦表面形成的是由等轴颗粒堆积而成的磨屑层, 该磨屑层填充表面孔隙后, 覆盖在表面上, 并由于其与材料粘着力不强, 易磨损掉, 从而造成磨损较大。但对于所研究的该种 C/C 复合材料, 由于

纤维、基质炭、显微结构等方面的差异, 在较低速度或相应能量范围内, 摩擦形成了平整光滑的表面, 纤维形貌清晰可见, 如图 5(a) 所示, 与之相关, 磨损量较小, 并且在低速度范围内($5 \sim 15 \text{ m/s}$), 随着速度或相应能量、温度的提高, 滑动面的实际接触会因低凹处磨屑填平和表面剪切变形而增大(如图 5(b) 所示), 使摩擦接触点瞬时温升降低, 因而滑动阻力增加, 摩擦因数随之升高^[10, 11]。当制动速度升高至 20 m/s 和 25 m/s , 随着能量、温度的进一步提高, 磨损增大的同时, 表面组织或磨屑受剪切变形加剧, 形成了厚的摩擦膜(如图 5(c) 所示), 对应着摩擦阻力增大、摩擦因数升高和磨损加大^[11~14]。当制动速度升高至 28 m/s , 制动过程中由于能量和温度的急剧升高, 强烈的摩擦剪切和剧烈的氧化作用, 使摩擦表面受到严重破坏, 已形成不了完整的表面膜(如图 5(d) 所示)。当制动速度升高至 30 m/s , 表面不仅严重氧化, 尤其是基质炭严重氧化(如图 5(e) 所示), 而且纤维还被拉断或拔出(如图 5(f) 所示), 它对应着制动力矩曲线在中间段下凹。

在以上 3 个阶段中, 第 1 阶段($5 \sim 15 \text{ m/s}$) 磨损小, 磨屑难收集; 第 2 阶段($20 \sim 25 \text{ m/s}$) 由于形成的是较厚的表面膜, 磨屑为较大尺寸的片状和等轴状颗粒(如图 6(a) 所示); 在第 3 阶段, 磨屑则为细片状和细等轴状颗粒, 且还有被拉断的短纤维(如图 6(b) 所示)。

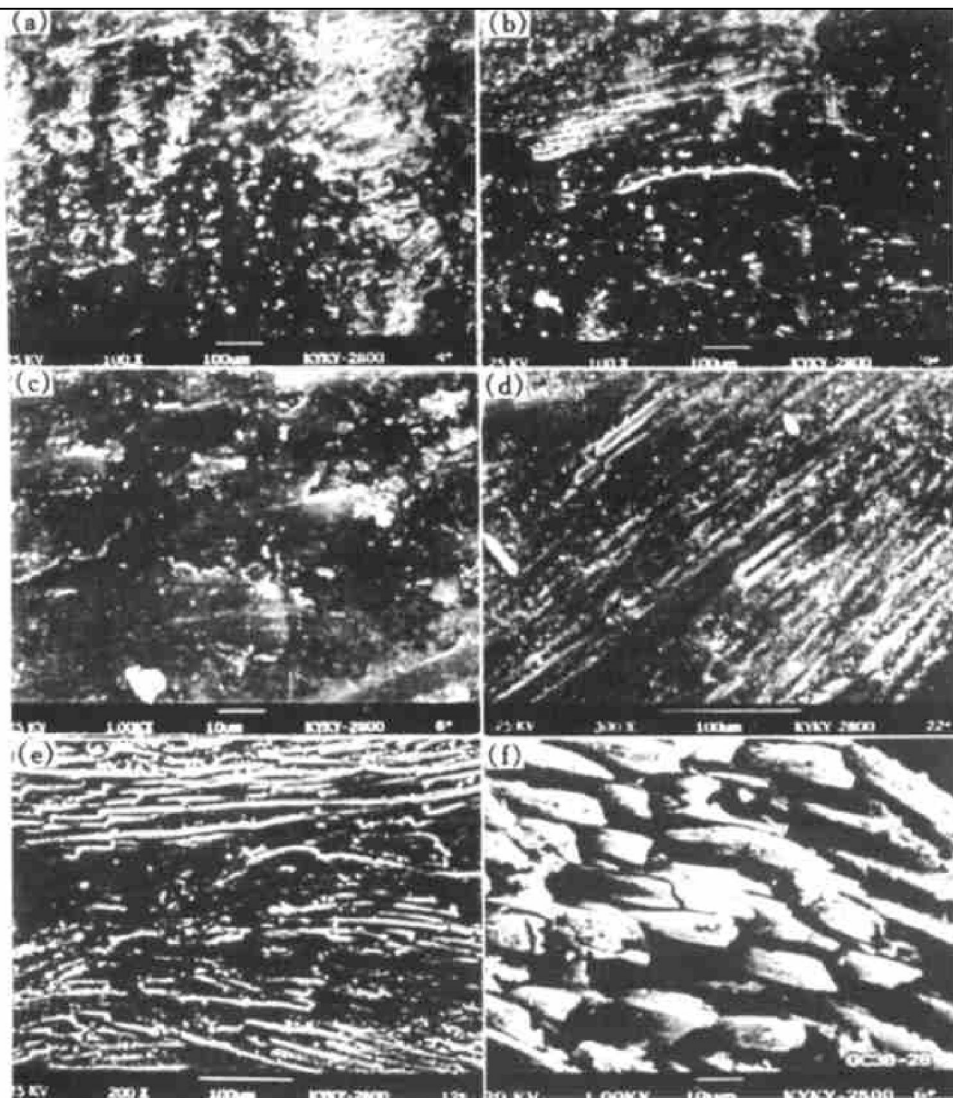


图 5 摩擦表面 SEM 照片

Fig. 5 SEM morphologies of worn surface

(a) $-v = 5 \text{ m/s}$; (b) $-v = 10 \text{ m/s}$; (c) $-v = 20 \text{ m/s}$; (d) $-v = 28 \text{ m/s}$; (e) $-v = 30 \text{ m/s}$; (f) $-v = 30 \text{ m/s}$

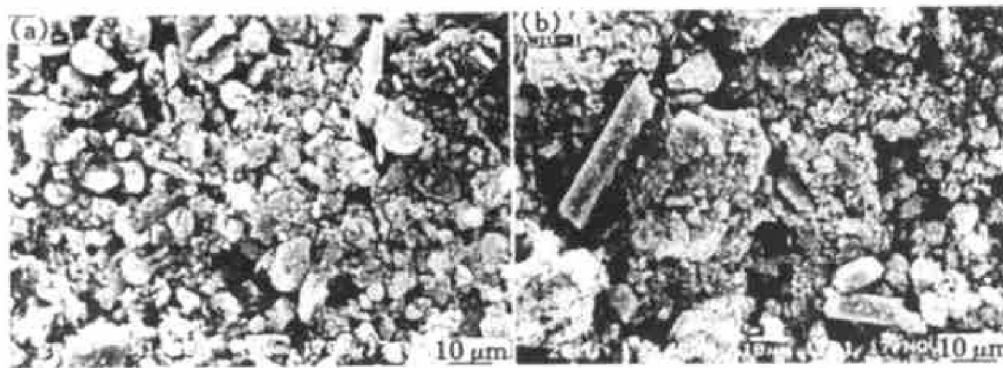


图 6 磨屑的 SEM 照片

Fig. 6 SEM morphologies of wear debris

(a) $-v = 20 \text{ m/s}$; (b) $-v = 30 \text{ m/s}$

[REFERENCES]

- [1] Fitzer E. The future of carbon-carbon composites [J]. Carbon, 1987, 25: 163– 190.
- [2] Stanton G E. New designs for commercial aircraft wheels and brakes [J]. Journal of Aircraft, 1968(5): 73– 77.
- [3] Awasthi S, Wood J L. C/C composite materials for aircraft brakes [J]. Advanced Ceramic Materials, 1988, 3: 449– 451.
- [4] Marsh H, Almansa C, Rodriguez-Reinoso F. Carbon fibre/carbon disc brake: physical, mechanical and chemical properties [A]. Extended Abstracts of Euro Carb Conf Carbon 96 [C]. Newcastle, UK, 1996. 479– 480.
- [5] Blanco C, Bermejo J, Marsh H, et al. Chemical and

- physical properties of carbon as related to brake performance [J]. *Wear*, 1997, 213: 1– 12.
- [6] Dharmi T L, Bahl Q P, Jain P K. Characterization of carbon-carbon brake pad materials [J]. *Metals Materials and Processes*, 1993, 5(3): 169– 176.
- [7] Murdie N, Ju C P, Don J, et al. Microstructure of worm pitch/resin/ CVI C-C composites [J]. *Carbon*, 1991, 29 (3): 335– 342.
- [8] Yen J K, Tadashi Ishihara. The surface morphology and structure of carbon-carbon composites in high-energy sliding contact [J]. *Wear*, 1994, 174: 111– 117.
- [9] Hutton T J, Menaney B, Crelling J C. Structural studies of wear debris from carbon-carbon composite aircraft brakes [J]. *Carbon*, 1999, 37: 907– 916.
- [10] Yen B K, Tadashi Ishihara. An investigation of friction and wear mechanisms of carbon-carbon composites in nitrogen and air at elevated temperatures [J]. *Carbon*, 1995, 34(4): 489– 498.
- [11] Yen B K, Tadashi Ishihara. On temperature-dependent tribological regimes and oxidation of carbon-carbon composites up to 1 800 °C [J]. *Wear*, 1996, 196: 254– 263.
- [12] Hooton N A, Courtney A L. Effects of oxygen and moisture on carbon-carbon composite frictional behavior [A]. *Extended Abstracts of 13th Biennial Conf Carbon* [C]. Irvine, 1977. 1– 2.
- [13] Murdie M, Ju C P, Don J, et al. Microstructure of worm pitch/resin/ CVI C-C composites [J]. *Carbon*, 1991, 29– 30: 335– 342.
- [14] Murdie N, Wood M. Characterization of C-C composite friction films [A]. *Extended Abstracts of Euro Carb Confer Carbon 96* [C]. New castle, UK, 1996. 415– 416.
- [15] Yen B K, Tadashi Ishihara. The surface morphology and structure of carbon-carbon composites at high-energy sliding contact [J]. *Wear*, 1994, 174; 111– 117.
- [16] Hutton T J, Mcenaney B, Ckelling T C. Structural studies of wear debris from carbon-carbon composite aircraft brakes [J]. *Carbon*, 1999, 37: 907– 916.

Frictional and wear behaviors of C/ C composites from carbon fibre cloth at different braking speeds

XIONG Xiang, HUANG Baiyun, XU Huijuan, JI Dongying, PENG Jianxin

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

[Abstract] Frictional and wear behaviors of C/ C Composites from a carbon fiber cloth were investigated with an inertial braking apparatus at different braking speeds. The frictional surfaces were examined with SEM. The results show that at the speed of 5 m/s, the friction coefficient is very low (0.18). But it rapidly increases to the maximum of 0.40 at the speed of 20 m/s. When the speed further increases to 28 m/s or 30 m/s, the friction coefficient decreases only a little to 0.35, demonstrating this material has excellent high speed and high energy braking properties. On the other hand, the wear becomes evident at the braking speed of 20 m/s and increases linearly with increasing the speed. Results of the SEM observation show that at lower speeds, a smooth friction film is formed on the worn surfaces, correlating to lower friction coefficients and wear rates. At the speed of 20 m/s or 25 m/s, a thicker friction film is formed, correlating to higher friction coefficients and wear rates. When the speed increases to 28 m/s or 30 m/s, the strong friction shear and severe oxidation destroys the worn surface, and even fibers are fractured or pulled out.

[Key words] C/ C composite; carbon fibre cloth; braking speed; friction and wear

(编辑 杨 兵)