

文章编号: 1000-3851(2010)02-0050-08

三维针刺 C/SiC 刹车材料的摩擦磨损性能

杨尚杰, 范尚武*, 张立同, 成来飞

(西北工业大学 超高温结构复合材料国防科技重点实验室, 西安 710072)

摘要: 通过化学气相渗透法(CVI)结合反应熔体浸渗法(RMI)制备了三维针刺 C/SiC 刹车材料, 利用 MM-1000 型摩擦磨损试验机系统研究了 C/SiC 刹车材料的摩擦磨损性能, 采用光学显微镜和扫描电子显微镜分别对摩擦表面和磨屑形貌进行了观察。结果表明: 干态刹车条件下, 当初始刹车速度相同时, 摩擦系数随着刹车压力的升高而逐渐降低; 当刹车压力相同时, 摩擦系数随着初始刹车速度的增加先升高后降低。湿态摩擦性能衰减减小(衰减约 8%)、恢复快; 静态摩擦系数高(为 0.56~0.61), 摩擦系数随着初始刹车温度的升高而显著降低。当刹车压力相同时, 磨损率随着初始刹车速度的增加而增大; 当初始刹车速度大于 20 m/s 时, 刹车压力的增大使磨损率显著增加。

关键词: 三维针刺 C/SiC; 刹车材料; 摩擦磨损性能

中图分类号: TB33 **文献标志码:** A

Tribological properties of 3D needled C/SiC brake materials

YANG Shangjie, FAN Shangwu*, ZHANG Litong, CHENG Laifei

(National Key Laboratory of Thermostructure Composite Materials, Northwestern Polytechnical University, Xi'an 710072, China)

Abstract: 3D needled C/SiC brake materials were prepared by a combination of chemical vapor infiltration (CVI) and reactive melt infiltration (RMI). The tribological properties of the as-manufactured C/SiC composites were systematically studied by MM-1000 tribological tester. The microstructure characteristics of the friction surface and wear debris were observed by optical microscope and SEM, respectively. The results indicate that at the same braking speed the dry friction coefficient falls down with the increase of braking pressure; and at the same braking pressure the dry friction coefficient firstly increases and then decreases with the increase of braking speed. The dry friction coefficient falls down obviously as the initial braking temperature rising. The wet friction coefficient fades down a little (about 8% of the dry friction coefficient) and recovers quickly. The static friction coefficient is about 0.56~0.61. The wear rate arises with the increase of braking speed at the same braking pressure. When the braking speed is more than 20 m/s, the wear rate increases obviously with the increase of braking pressure.

Keywords: 3D needled C/SiC; brake materials; tribological properties

粉末冶金和 C/C 刹车材料是目前广泛使用的飞机刹车材料, C/SiC 刹车材料是继粉末冶金和 C/C 刹车材料之后发展起来的新一代刹车材料。C/SiC 刹车材料不但克服了粉末冶金刹车材料密度大和高温易粘接等缺点, 而且克服了 C/C 刹车材料湿态摩擦性能衰减严重、静摩擦系数低和生产周期长等缺点^[1-2]。C/SiC 刹车材料兼顾了粉末冶金和 C/C 刹车材料的优点, 具有密度低、耐高温、高强度、动/静摩擦系数高、湿态摩擦性能衰减小、摩擦性能稳定和使用寿命长等突出优点, 在飞机等高

能载刹车领域具有广阔的应用前景^[3-5]。

20 世纪 90 年代末, 德国宇航院(DLR)的 Krenkel 等人率先开展了 C/SiC 刹车材料的研究, 并成功应用于保时捷赛车和奥迪 A8 高档轿车^[6]。近年来, 美国四大刹车材料公司(Aircraft Braking Systems, Goodrich, Honeywell and Parker-Hanifin)联合对陶瓷基复合材料作为航空刹车材料进行了研究, 认为 C/SiC 复合材料将成为下一代航空刹车材料^[7]。据报道, 美国 Starfire 公司已经研制出 C/SiC 刹车材料^[8-10]。国内研究人员对 C/SiC 刹

收稿日期: 2009-04-18; 收修改稿日期: 2009-06-29

基金项目: 国家自然科学基金(50672076); 凝固技术国家重点实验室自主研究项目(46-QP-2009)

通讯作者: 范尚武, 讲师, 主要研究方向为陶瓷基复合材料 E-mail: fshwu@163.com

车材料的制备工艺及其摩擦磨损性能也进行了深入的研究^[11-17], 但对 C/SiC 刹车材料的摩擦磨损性能及其影响因素未见全面系统的报道。

本文中采用三维针刺 C 纤维预制体, 通过化学气相渗透法(CVI)结合反应熔体浸渗法(RMI)制备了 C/SiC 刹车材料, 系统研究了 C/SiC 刹车材料干态、湿态、静态及不同初始刹车温度刹车条件下的摩擦磨损性能。

1 实验

1.1 C/SiC 刹车材料的制备

采用三维针刺 C 纤维预制体, 通过 CVI 结合 RMI 工艺制备了 C/SiC 刹车材料。三维针刺 C 纤维预制体密度为 0.6 g/cm³, 经 CVI 工艺沉积热解炭后所得 C/C 复合材料密度为 1.2~1.7 g/cm³, 最终 C/SiC 刹车材料密度为 2.1 g/cm³, 气孔率为 4.4%。C/SiC 刹车材料由 C、SiC 和 Si 三部分组成, 其质量分数分别为 65%、25%和 10%^[17]。

1.2 摩擦磨损性能实验

采用 MM-1000 摩擦磨损实验机测试了 C/SiC 刹车材料干态、湿态和静态摩擦磨损性能。实验用动盘和静盘均为 C/SiC 刹车材料, 动盘在主轴的带动下达到一定的转速, 然后在一定的刹车压力下与静盘相互贴合, 同时记录刹车力矩、摩擦系数、刹车压力、刹车盘表面温度等数据, 直到刹停。记录实验前后刹车盘质量和厚度的变化, 计算出材料的磨损率。湿态刹车实验时, 将刹车盘预先在水中浸泡 15 min, 然后进行刹车实验。静摩擦实验时, 先给刹车盘施加设定刹车压力, 然后操作者通过扳手缓缓加力旋转实验机主轴直到刹车盘产生相对滑动为止, 通过电脑记录由静到动过程中摩擦系数的变化, 所得最大摩擦系数即为静摩擦系数。各实验的条件参数见表 1。

表 1 干态、湿态和静态条件下的摩擦实验参数
Table 1 Tribological test parameters under dry, wet and static conditions*

Testing condition	Inertia/(kg·m ²)	Braking pressure/MPa	Braking speed/(m·s ⁻¹)
		0.5	5,10,15,20,25,28
Dry	0.235	0.7	5,10,15,20,25,28
		0.9	5,10,15,20,25,28
Wet	0.235	0.9	28
Stability	0.235	0.9	—

* Testing twenty five times under every dry conditions; Testing five times under wet conditions and static conditions.

在首次刹车实验前, 预先连续刹车几次, 使刹车盘摩擦表面达到一定的初始刹车温度, 然后进行初始刹车温度对 C/SiC 刹车材料摩擦性能影响的实验。实验的条件参数见表 2。

表 2 初始刹车温度对 C/SiC 刹车材料摩擦性能影响的实验参数

Table 2 Tribological test parameters for the effect of initial braking temperature on the friction properties of C/SiC brake materials*

Testing condition	Inertia/(kg·m ²)	Braking pressure/MPa	Braking speed/(m·s ⁻¹)	Initial braking temperatures/°C
Dry	0.435	0.9	28	50, 100, 150, 200, 250, 300

* Testing five times under every braking conditions.

1.3 分析与测试

采用数码相机(三星 NV11)进行刹车盘表面宏观形貌观察; 利用金相显微镜(Leica QWin)进行刹车盘表面显微形貌的观察; 使用扫描电子显微镜(SEM, 日本日立公司, S-4700)进行磨屑形貌的观察; 使用热重差热同步分析仪(DIL402C)进行热重分析(升温速率为 5°C/min, 在空气中进行)。

2 结果与讨论

2.1 C/SiC 刹车材料的干态摩擦性能

干态刹车条件下, C/SiC 刹车材料的摩擦系数随初始刹车速度和刹车压力变化的关系曲线如图 1 所示。由图 1 可见, 相同刹车压力时, 摩擦系数随

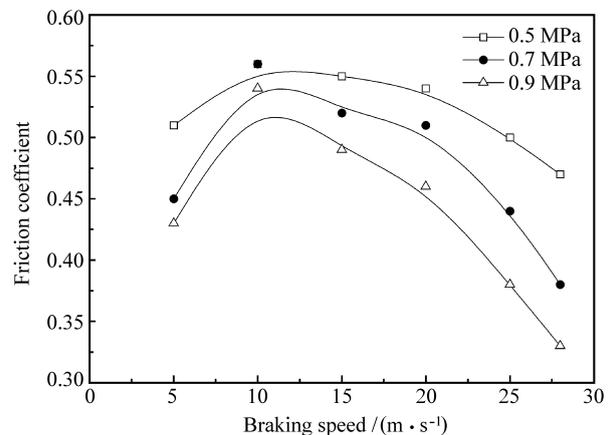


图 1 干态刹车条件下 C/SiC 刹车材料的摩擦系数随初始刹车速度和刹车压力变化的关系曲线

Fig. 1 Relationship between friction coefficient of C/SiC brake materials and initial braking speed or braking pressure under dry braking condition

初始刹车速度的增加先升高后降低, 10 m/s 时摩擦系数均达到最大; 相同初始刹车速度时, 摩擦系数随刹车压力的升高而逐渐降低。

2.1.1 初始刹车速度对 C/SiC 刹车材料干态摩擦性能的影响

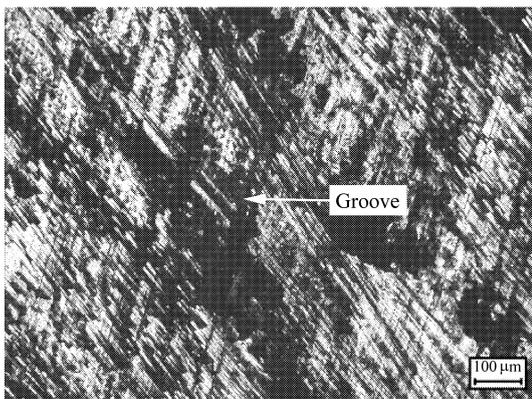
刹车过程中的摩擦力是摩擦表面机械力和分子力综合作用的结果, 如摩擦面上微凸体相互啮合、变形、剪切、断裂以及微凸体或硬质点嵌入软表面滑动形成的犁沟效应等。摩擦力的变化表现为摩擦系数的变化。

在相同刹车压力下, 刹车能量随初始刹车速度的增大而增大。但当初始刹车速度小于 10 m/s 时, 刹车能量相对较小, 摩擦表面上微凸体间的冲剪力相对较小, 微凸体不足以被磨平。随着初始刹车速度的增加, 微凸体由于啮合、撞击而发生脆断, 从而产生更多的微凸体和少量磨屑。随着微凸体数量的增加, 摩擦表面的犁沟效应明显增加, 摩擦阻力不断增加, 最终导致摩擦系数的增加。当初始刹车速度为 10 m/s 时, 摩擦系数达到最大值。图 2 是

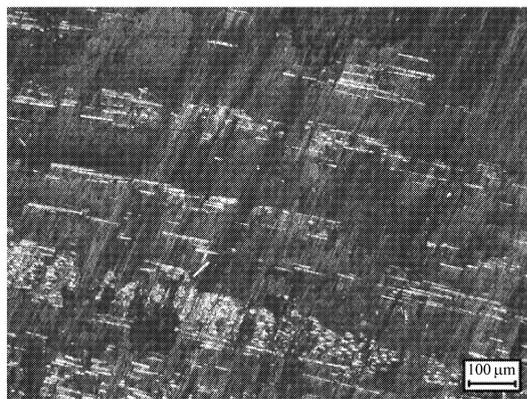
刹车压力为 0.9 MPa、初始刹车速度为 10 m/s、15 m/s、20 m/s、28 m/s 时摩擦面的光学显微照片。由图 2(a)可以清楚地观察到摩擦表面的犁沟形貌。

当初初始刹车速度大于 10 m/s 时, 随着初始刹车速度的增加, 微凸体之间的冲剪力迅速增大, 刹车盘表面大量微凸体发生剪切和断裂形成磨屑, 磨屑在刹车压力的作用下填充在微凸体之间的凹凸处, 减弱了微凸体的相互作用, 使得摩擦力和摩擦系数不断减小。

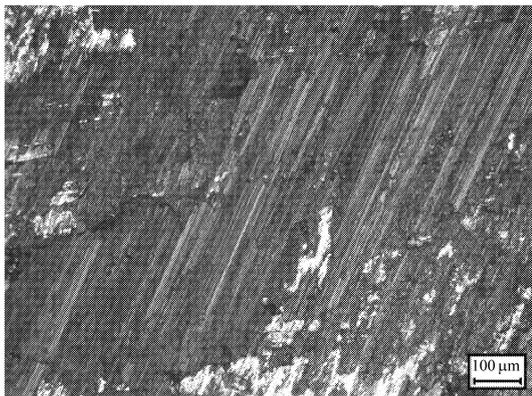
由图 2(b)可见, 磨屑填充在摩擦表面的凹凸处, 并逐渐形成非连续摩擦膜(如图 2(c)所示), 最后形成连续摩擦膜(如图 2(d)所示), 从而减弱了微凸体的相互作用。这是因为随着初始刹车速度的增大, 摩擦面上微凸体间的冲剪力逐渐增大, 微凸体发生剪切、断裂, 生成大量磨屑。图 3 是刹车压力为 0.9 MPa、初始刹车速度为 10 m/s、15 m/s、20 m/s、28 m/s 时磨屑的 SEM 照片。磨屑在压应力和剪应力的作用下变得越来越细(如图 3(a)~



(a) 10 m/s



(b) 15 m/s



(c) 20 m/s



(d) 28 m/s

图 2 0.9 MPa、不同初始刹车速度条件下 C/SiC 刹车材料典型的摩擦面光学显微照片
Fig. 2 Optical micrographs of typical friction surface of C/SiC brake materials at different initial braking speeds under 0.9 MPa braking pressure

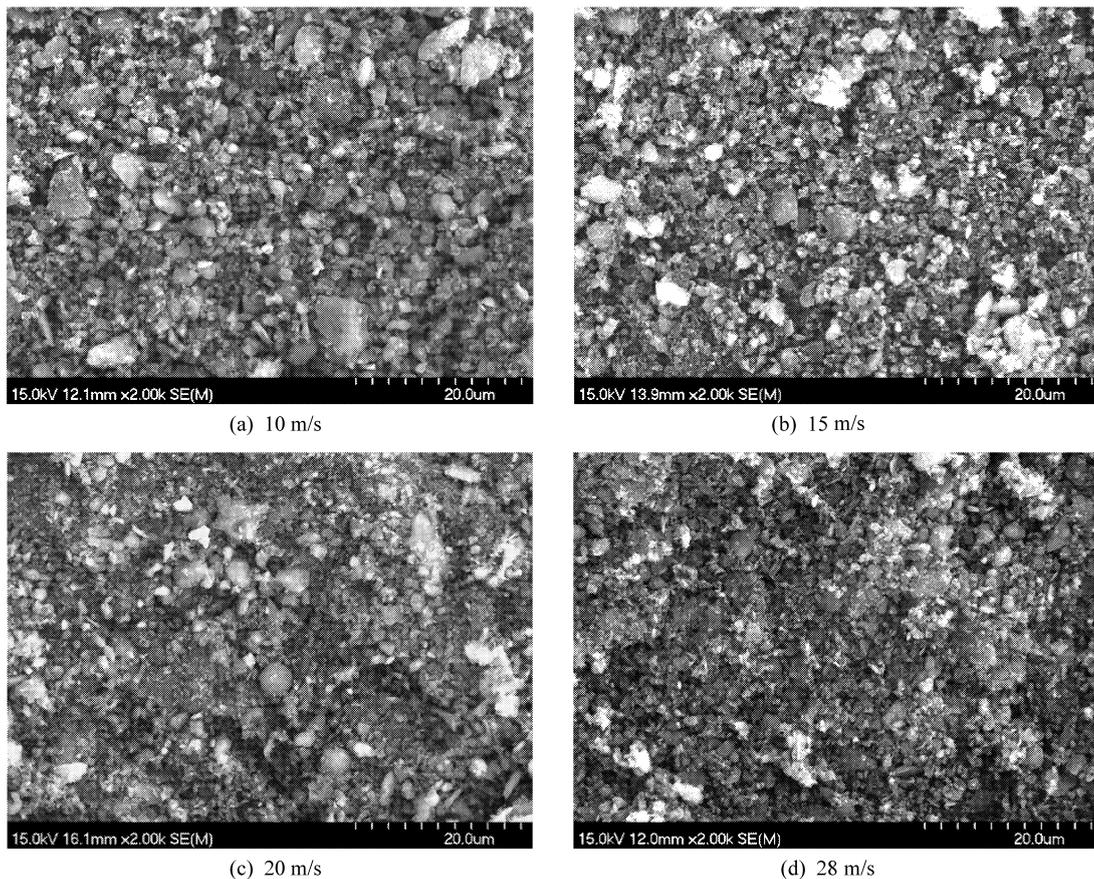


图 3 0.9 MPa、不同初始刹车速度条件下 C/SiC 刹车材料磨屑的 SEM 照片

fig. 3 SEM images of wear debris of C/SiC brake materials at different initial braking speeds under 0.9 MPa braking pressure

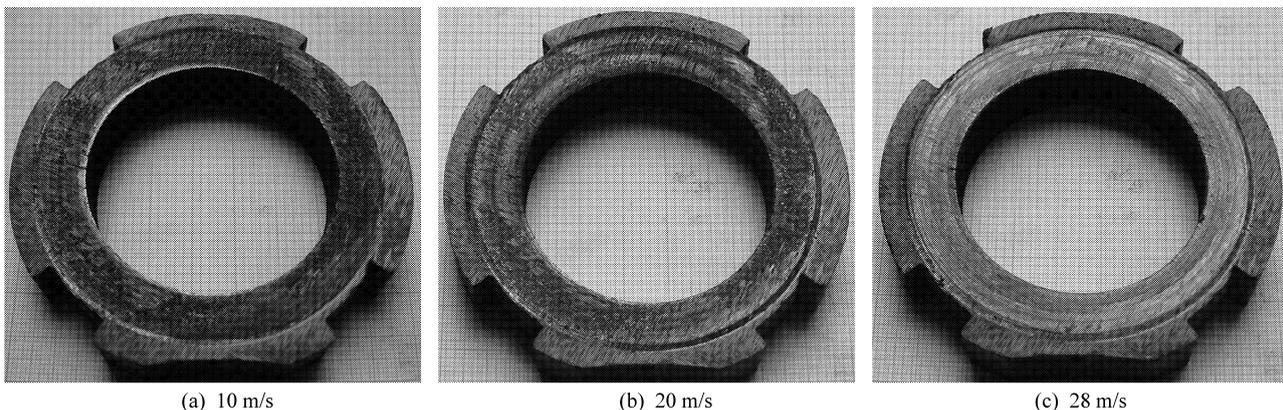


图 4 0.9 MPa、不同初始刹车速度条件下 C/SiC 刹车盘的光学照片

Fig. 4 Optical photographs of C/SiC brake disks at different initial braking speeds under 0.9 MPa braking pressure

3(d)所示), 磨屑越细其表面能越高, 相互之间的作用力越强, 在高温和压应力作用下越易形成摩擦膜, 从而减弱了微凸体的相互作用, 表现为摩擦系数的降低。

图 4 是刹车压力为 0.9 MPa、初始刹车速度为 10 m/s、20 m/s、28 m/s 时刹车盘的光学照片。从

宏观形貌的变化也可以看出, 随着初始刹车速度的升高, 摩擦面上逐渐形成光亮的摩擦膜, 降低了微凸体的作用, 从而减小了摩擦力和摩擦系数。

2.1.2 刹车压力对 C/SiC 刹车材料干态摩擦性能的影响

图 5 是刹车速度为 28 m/s、刹车压力为

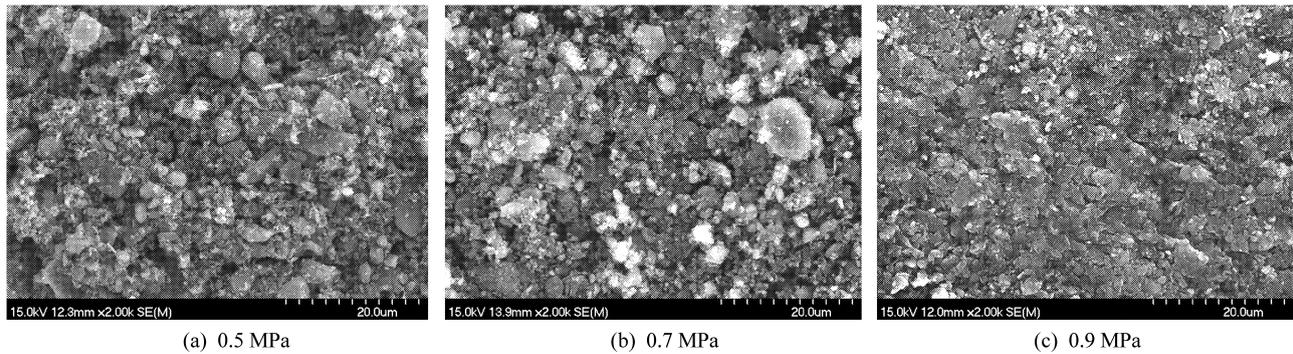


图 5 28 m/s、不同刹车压力条件下 C/SiC 刹车材料磨屑的 SEM 照片

Fig. 5 SEM images of wear debris of C/SiC brake materials under different braking pressures at initial braking speed of 28 m/s

0.5 MPa、0.7 MPa、0.9 MPa 时磨屑形貌的 SEM 照片。由图 5 可知，相同初始刹车速度时，随着刹车压力的增大，摩擦表面的微凸体被破坏形成大量磨屑，减弱了微凸体的作用。同时，磨屑在压应力的作用下被反复碾压变得更加细小(如图 5(a)~5(c))，磨屑越细其表面能越高，相互之间的作用力越强，越易形成摩擦膜，更大程度地减弱了微凸体的作用。因此，随着刹车压力的增加，摩擦系数逐渐降低。

2.1.3 典型刹车曲线

图 6 所示为 C/SiC 刹车材料在刹车压力 0.9 MPa、不同初始刹车速度条件下典型的刹车曲线。由图 6 可知，当初始刹车速度不超过 20 m/s 时，摩擦系数随着刹车过程的进行而持续上升，在刹车终止时达到最大值。这是因为刹车速度相对较小，刹车能量较小，破坏微凸体的能力较小，微凸体在冲剪力的作用下发生脆断形成更多的小微凸体，从而加强了摩擦面间微凸体的作用，使摩擦系数不断上升。

当初始刹车速度大于 25 m/s 时，摩擦系数曲线呈“马鞍”状。在刹车初期出现摩擦系数“前峰”现象，这是因为摩擦面上存在大量的微凸体，微凸体的相互作用导致刹车初期摩擦系数的增大。因刹车能量较大，作用在微凸体上的冲剪力较大，随着摩擦过程的进行，材料表面的微凸体被迅速剪断或磨平，微凸体的相互作用减弱，导致摩擦系数的降低。当微凸体被磨平后，磨损的微凸体形成的大量磨屑在摩擦面间被反复碾压并形成摩擦膜；随着刹车过程的进行，在冲剪力的作用下摩擦膜不断剥落，而新生成的磨屑又不断形成新的摩擦膜，从而形成了稳定的摩擦界面，使得摩擦系数趋于平稳。

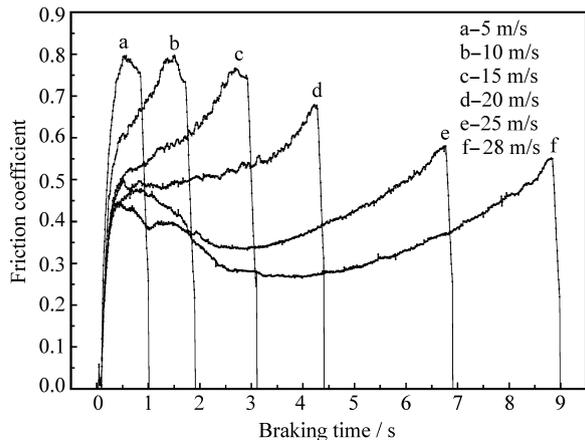


图 6 0.9 MPa、不同初始刹车速度条件下 C/SiC 刹车材料的典型刹车曲线

Fig. 6 Typical brake curves of C/SiC brake materials at different initial braking speeds under 0.9 MPa braking pressure

在刹车后期，刹车盘转速变低，新生成的磨屑减少，不足以平衡摩擦膜的剥落，使得磨屑覆盖的摩擦面重新裸露，微凸体的相互作用加强，因此摩擦系数会出现“翘尾”现象。

2.2 C/SiC 刹车材料的湿态摩擦性能

C/SiC 刹车材料的湿态典型刹车曲线及其恢复曲线如图 7 所示。实验测得 C/SiC 刹车材料湿态时的平均摩擦系数约为 0.33，相对于干态的平均摩擦系数 0.36 衰减了约 8%，衰减较小；湿态刹车后的第 1 次刹车即可恢复到干态时的摩擦性能，湿态摩擦性能恢复快。这是由于 C/SiC 刹车材料的开气孔率很低，吸湿性差，在刹车过程中摩擦性能受水分的影响小；并且在刹车过程中摩擦产生的热很容易将水分蒸发，刹车后刹车盘表面几乎不存在水分，对后续刹车影响很小，因此恢复快。

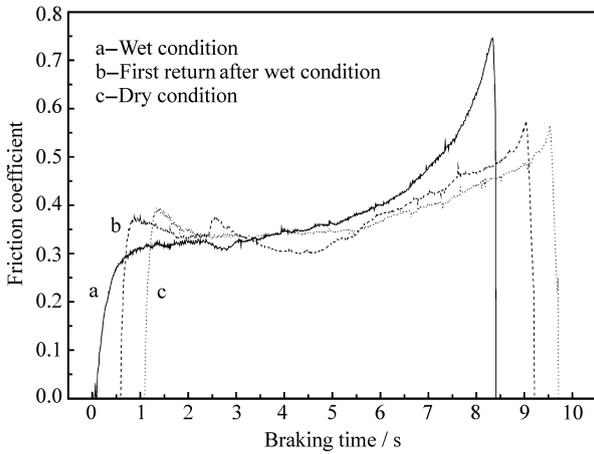


图 7 C/SiC 刹车材料的湿态典型刹车曲线

Fig. 7 Typical braking curves of C/SiC brake materials under wet condition

2.3 C/SiC 刹车材料的静态摩擦性能

为了使飞机获得足够大的初始加速度, 飞机起飞前常处于静刹车状态, 即积聚一定能量后再解除刹车开始滑跑, 从而有效地缩短起飞前的滑跑距离。静刹车状态要求刹车材料提供足够高的静刹车力矩, 通过提高材料的静摩擦系数和静刹车压力能够有效地提高静刹车力矩。

实验测得刹车压力为 0.9 MPa 时 C/SiC 刹车材料的静摩擦系数为 0.56~0.61, 远高于 C/C 复合材料的静摩擦系数 0.16~0.21^[2]。

2.4 初始刹车温度对 C/SiC 刹车材料摩擦性能的影响

在高速刹车过程中, 机械能大部分以摩擦热的形式被消耗, 因此刹车盘表面会达到很高的温度, 高温会对材料的摩擦性能产生一定的影响。图 8 为不同初始刹车温度条件下, 摩擦系数和摩擦表面最高温度的变化情况。由图 8 可知, 随着初始刹车温度的升高, 摩擦系数逐渐下降, 摩擦表面最高温度逐渐升高。当初始刹车温度小于 100℃ 时, 摩擦系数变化不大; 当初始刹车温度超过 100℃ 时, 摩擦系数开始显著下降。

图 9 所示为 C/SiC 刹车材料的热重曲线。由图 9 可见温度超过 530℃ 时该材料会发生氧化。当初始刹车温度小于 100℃ 时, 由于摩擦表面最高温度不超过 530℃ (如图 8 所示), 摩擦表面未发生明显氧化, 表面状态基本保持不变, 所以摩擦系数变化不大; 当初始刹车温度大于 100℃ 时, 摩擦表面最高温度超过 530℃, 高温使得摩擦表面的 C 纤维

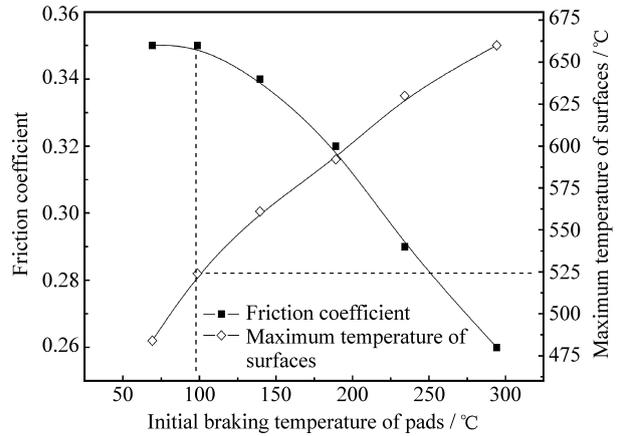


图 8 初始刹车温度对 C/SiC 刹车材料摩擦系数和摩擦表面最高温度的影响曲线

Fig. 8 Effect of initial braking temperatures on the friction coefficient and the maximum temperature on the friction surfaces of C/SiC brake materials

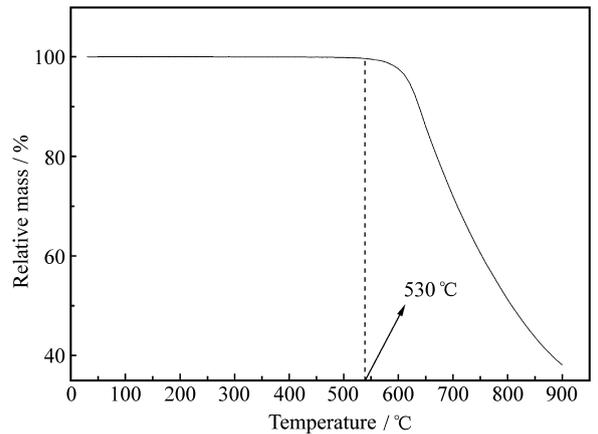


图 9 C/SiC 刹车材料在空气中的热重曲线

Fig. 9 TG curve of C/SiC brake materials in the air

和 C 基体发生氧化, 导致摩擦表面抗压、抗剪能力降低, 从而降低了摩擦阻力, 导致摩擦系数降低。随着初始刹车温度的继续升高, 摩擦表面的温度不断升高, 摩擦表面抗压、抗剪能力更低, 摩擦阻力不断减弱, 表现为摩擦系数的持续降低。

2.5 C/SiC 刹车材料的干态磨损性能

图 10 为初始刹车速度和刹车压力对 C/SiC 刹车材料干态磨损率的影响曲线。由图 10 可见, 在刹车压力相同时, 磨损率随着初始刹车速度的增加而升高。当初始刹车速度小于 20 m/s 时, 其磨损率较小; 当初始刹车速度大于 20 m/s 时, 磨损率随着初始刹车速度的增加而迅速增加。这是因为: 当初始刹车速度大于 20 m/s 时, 摩擦表面温度超过

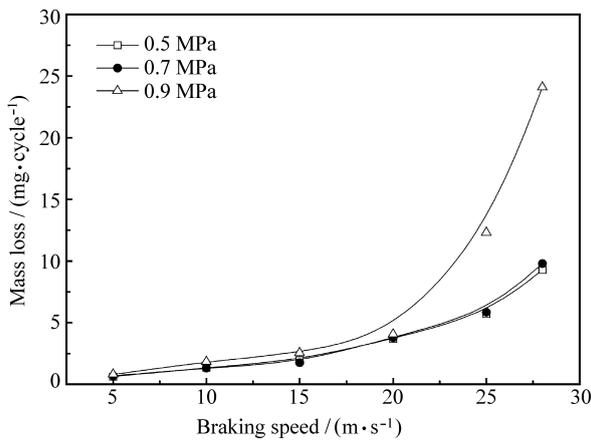


图 10 初始刹车速度和刹车压力对 C/SiC 刹车材料干态磨损率的影响曲线

Fig. 10 Effect of braking pressure and initial braking speed on the wear rate of C/SiC brake materials under dry condition

450℃, 摩擦表面的 C 基体和 C 纤维可能被氧化, 摩擦表面的抗压、抗剪能力减弱, 导致磨损率迅速增加。

由图 10 还可以看出, 当初始刹车速度小于 20 m/s 时, 磨损率受刹车压力的影响较小; 当初始刹车速度大于 20 m/s 时, 磨损率随刹车压力的增加而显著增加。这是因为: 当初始刹车速度小于 20 m/s 时, 刹车能量较小, 摩擦表面温度较低, 压应力对摩擦表面 C 纤维、C 基体和微凸体的破坏作用较小, 所以磨损率变化不大。当初始刹车速度大于 20 m/s 时, 刹车能量较大, 摩擦表面 C 纤维、C 基体被氧化, 摩擦表面抗压、抗剪能力减弱。若刹车表面承受的压应力越大, 则纤维、基体和微凸体被破坏的程度越大, 所以 0.9 MPa 压应力时磨损率显著增加。

3 结 论

(1) C/SiC 刹车材料具有优异的干态摩擦性能。相同刹车压力时, 摩擦系数随初始刹车速度的增加先升高后降低; 相同初始刹车速度时, 摩擦系数随刹车压力的升高而降低。

(2) C/SiC 刹车材料的湿态摩擦性能衰减小(约 8%)、恢复快。C/SiC 刹车材料具有较高的静摩擦系数, 刹车压力为 0.9 MPa 时静摩擦系数为 0.56~0.61。

(3) 随着初始刹车温度的升高, C/SiC 刹车材料的摩擦系数逐渐下降, 摩擦表面最高温度逐渐升

高。当初始刹车温度小于 100℃ 时, 摩擦系数基本不变; 当初始刹车温度超过 100℃ 时, 摩擦系数开始显著下降。

(4) 相同刹车压力时, C/SiC 刹车材料的磨损率随初始刹车速度的增加而增加, 初始刹车速度大于 20 m/s 时磨损率迅速增加。当初始刹车速度小于 20 m/s 时, 磨损率受刹车压力的影响较小; 当初始刹车速度大于 20 m/s 时, 随着刹车压力的增加磨损率显著增加。

参考文献:

- [1] 杨尊社, 邵养鹏. 飞机碳刹车与钢刹车的技术经济比较 [J]. 航空科学技术, 2001(6): 33-34.
Yang Zunshe, Shao Yangpeng. Comparison of technology and economy between the carbon brake and steel brake for aircraft [J]. Aeronautical Science and Technology, 2001(6): 33-34.
- [2] 田广来, 徐永东, 范尚武, 等. 高性能碳/碳化硅刹车材料及其优化设计 [J]. 复合材料学报, 2008, 25(2): 101-108.
Tian Guanglai, Xu Yongdong, Fan Shangwu, et al. High performance C/SiC brake materials and optimizing design [J]. Acta Materiae Compositae Sinica, 2008, 25(2): 101-108.
- [3] Krenkel W. C/C - SiC composites for hot structure and advanced friction systems [J]. Ceramic Engineering and Science Proceedings, 2003, 24(4): 583-592.
- [4] Krenkel W. Design of ceramic brake pads and disks [J]. Ceramic Engineering and Science Proceedings, 2002, 23(3): 319-329.
- [5] Krenkel W, Henke T. Design of high performance CMC brake discs [J]. Key Engineering Materials, 1999(164/165): 421-424.
- [6] Krenkel W, Heidenreich B, Renz R. C/C - SiC composites for advanced friction systems [J]. Advanced Engineering Materials, 2002, 4(7): 427-436.
- [7] Vaidyaraman S, Purdy M, Walker T, et al. C/SiC material evaluation for aircraft brake applications [C]// Proceedings of 4th International Conference on High Temperature Ceramic Matrix Composites (HT - CMC4). Germany: Wiley VCH, 2001: 802-808.
- [8] <http://www.starfiresystems.com/Content Manager/index.cfm? Step=Display & ContentID=72> [EB/OL].
- [9] http://www.starfiresystems.com/News/index.cfm? step=show_detail & NewsID=20 [EB/OL].
- [10] <http://www.bizjournals.com/albany/stories/2004/01/05/story7.html> [EB/OL].
- [11] 徐永东, 张立同, 成来飞, 等. 碳/碳化硅摩擦阻复合材料的研究进展 [J]. 硅酸盐学报, 2006, 34(8): 992-999.
Xu Yongdong, Zhang Litong, Cheng Laifei, et al. Research progress on carbon/silicon carbide friction composite [J]. Journal of the Chinese Ceramic Society, 2006, 34(8): 992-

999.

- [12] 范尚武, 徐永东, 张立同, 等. 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 Shangwu, Xu Yongdong, Zhang Litong, et al. Preparation and tribological properties of C/SiC friction materials [J]. Journal of Inorganic Materials, 2006, 21(4): 927-934.

- [13] 徐永东, 张立同, 成来飞, 等. 三维针刺碳/碳化硅陶瓷基复合材料及其摩擦磨损性能 [J]. 航空材料学报, 2007, 27(1): 28-32.

Xu Yongdong, Zhang Litong, Cheng Laifei, et al. 3D needle-punched carbon/silicon carbide ceramic matrix composites and tribological properties [J]. Journal of Aeronautical Materials, 2007, 27(1): 28-32.

- [14] Xu Yongdong, Zhang Yani, Cheng Laifei, et al. Preparation and friction behavior of carbon fiber reinforced silicon carbide

matrix composites [J]. Ceramics International, 2007, 33(3): 439-445.

- [15] Fan Shangwu, Zhang Litong, Xu Yongdong, et al. Microstructure and properties of 3D needle-punched carbon/silicon carbide brake materials [J]. Composites Science and Technology, 2007, 67(11/12): 2390-2398.

- [16] Fan Shangwu, Zhang Litong, Xu Yongdong, et al. Microstructure and tribological properties of advanced carbon/silicon carbide aircraft brake materials [J]. Composites Science and Technology, 2008, 68(14): 3002-3009.

- [17] 徐芳, 徐永东, 张立同, 等. 碳/碳化硅刹车材料的显微结构分析 [J]. 无机材料学报, 2008, 23(2): 233-237.

Xu Fang, Xu Yongdong, Zhang Litong, et al. Microstructure of C/SiC braking material [J]. Journal of Inorganic Materials, 2008, 23(2): 233-237.

(上接 23 页)

KEYWORDS FOR COMPOSITES

computational modelling

damage mechanics

finite element analysis(FEA)

laminate mechanics

micro-mechanics

numerical analysis

statistical properties/

methods

D: TESTING

acoustic emission

chemical analysis

electron microscopy

fractography

mechanical testing

non-destructive testing

optical microscopy

physical methods of analysis

process monitoring

radiography

surface analysis

thermal analysis

ultrasonics

E: MANUFACTURING/ PROCESSING

assembly

autoclave

automation

braiding

casting

chemical vapour deposition
(CVD)

compression moulding

consolidation

cure

cutting

extrusion

fibre conversion processes

filament winding

forging

forming

heat treatment

injection moulding

isostatic processing

joints/joining

knitting

lay-up (manual/automated)

liquid metal infiltration

machining

melt-spinning

moulding compounds

powder processing

preform

prepreg

pultrusion

recycling

resin film infiltration (RFI)

resin flow

resin transfer moulding
(RTM)

sintering

slip casting

stitching

surface treatments

tape

thermal analysis

thermoplastic resin

thermosetting resin

tooling

tow

weaving

(from *Composites Part A*)