

C/Al₂O₃ 复合材料的固体粒子冲蚀行为与磨擦磨损性能

范朝阳, 马青松, 曾宽宏

(国防科技大学 新型陶瓷纤维及其复合材料国防科技重点实验室, 湖南 长沙 410073)

摘要:以溶胶浸渍热处理技术路线制备的碳纤维布叠层缝合预制件增强 Al₂O₃(C/Al₂O₃)复合材料为对象,以刚玉粉为介质,研究了复合材料的固体粒子冲蚀行为,按照 GB5763-2008 规定的条件研究了复合材料的磨擦磨损性能。室温下,复合材料冲蚀率随着冲击角度与送粉量的增大而增加;温度升高,由于机械冲击和热冲击的双重作用,冲蚀率显著变大。在 GB5763-2008 规定的条件下,C/Al₂O₃ 复合材料具有稳定的摩擦系数和很低的磨损率。结合微观形貌分析,探讨了复合材料的冲蚀与磨损机理。得益于连续碳纤维的补强增韧作用,即使基体致密度低于单体 Al₂O₃ 陶瓷,C/Al₂O₃ 复合材料在冲蚀和磨损时不会发生脆性断裂,使用安全性优于单体 Al₂O₃ 陶瓷。

关键词:氧化铝;复合材料;冲蚀;磨擦;磨损

中图分类号: TB332

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2019)07-2323-07

氧化铝(Al₂O₃)是一种综合性能优良、应用较为成熟的结构陶瓷。由于具有高强度、高硬度、耐高温、耐腐蚀、抗氧化等优势,可在冶金搅拌铸造容器、化工输送管道、刹车制动系统等场合中广泛用作耐磨和耐冲蚀材料。这些应用场合涉及粒子冲刷、机械冲击和热震等因素,Al₂O₃ 陶瓷固有的脆性(断裂韧性 3~5 MPa·m^{1/2})会导致冲蚀率偏高^[1]和磨损量偏大^[2],在一些恶劣条件下会出现灾难性破坏,从而降低使用寿命和安全可靠性。因此,为能够在高温、高速、重载等苛刻条件下应用,对单体 Al₂O₃ 陶瓷进行增韧成为研究重点。

通过细化晶粒、相变增韧、晶须增韧、亚微米颗粒增韧等方法可以提高单体 Al₂O₃ 陶瓷的韧性,进而提高耐磨损性能^[3-8]。然而,这些增韧方式的效果并不太明显,在严酷条件下的磨损失效机制仍以脆性断裂为主^[9],距离苛刻环境的应用要求还有差距^[10]。最近研究报道,在单体 Al₂O₃ 陶瓷中添加碳纳米管、纳米碳纤维、石墨烯,除了具有一定的增韧效果外,还可以利用碳材料的自润滑特性来降低磨擦系数和磨损率^[11-13],适用于无润滑磨擦场合。但这种方法存在纳米相难以分散均匀、高温高压烧结时容易破坏的问题,从而影响增韧效果和耐磨损性能的提高^[12,14-16]。

连续纤维被认为是提高单体陶瓷断裂韧性的最有

效增强体。Choi 等^[17]制备出连续 Nextel 720 纤维布增强 Al₂O₃ 复合材料,虽然孔隙率高达 25%,但得益于复合材料具备的多种能量耗散机制,在 400 m/s 的钢球撞击下没有灾难性破坏,而单体陶瓷在 200~250 m/s 时就发生粉碎性破坏。目前,连续碳纤维增强 Al₂O₃ 复合材料的研究很少,关于冲蚀行为和磨擦磨损性能的研究没有发现。只有 Chen 等^[18,19]用短切碳纤维为增强体,通过粉末冶金法制备 C/Al₂O₃ 复合材料,研究力学性能和磨擦磨损性能。结果表明,短切碳纤维也难以分散均匀,不仅影响烧结致密度,同时增韧效果也不太明显,断裂韧性仅从单体陶瓷的 4.8 MPa·m^{1/2} 提高到 6.3 MPa·m^{1/2};由于短切碳纤维含量不高,复合材料的磨擦磨损机制与致密单体 Al₂O₃ 陶瓷相似,磨擦系数几乎一样,且都表现为表面脆性断裂和剥落,但由于韧性提高了,复合材料的脆性断裂和剥落现象要明显轻微,其磨损率明显下降。

综上所述,为充分发挥 Al₂O₃ 陶瓷作为抗冲蚀、耐磨损材料的优势,实现在高温、高速、重载等苛刻条件下的应用,进一步提高断裂韧性是必要且紧迫的。用连续碳纤维增韧 Al₂O₃ 陶瓷是很有发展前景的,一是容易获得高韧性^[20-22],二是碳纤维含量可以达到较高水平,从而可结合碳材料的自润滑特性和 Al₂O₃ 的高硬度、抗氧化、耐腐蚀特性,满足苛刻条件下的应

收稿日期: 2018-07-05

基金项目: 上海航天科技创新基金(SAST2015043)

作者简介: 范朝阳,男,1992年生,硕士,国防科技大学空天科学学院新型陶瓷纤维及其复合材料国防科技重点实验室,湖南长沙 410073,电话: 0731-84573168, E-mail: nudtqms1975@163.com

用要求。从性质上看,连续碳纤维增韧 Al_2O_3 复合材料类似于 C/C-SiC、C/SiC 制动材料^[23],而它们正是应用于飞机刹车盘这样的高温、高速、重载环境中。

在连续碳纤维增强体的结构形式中,三维立体织物增强 Al_2O_3 的研究很少。相比于单向无纬布缠绕铺排、二维纤维布叠层,三维立体织物具有更加灵活的可设计性、更好的综合性能与复杂形状适应性,无需热压烧结致密化,不会出现像碳纳米相那样的团聚、高压损伤等问题,C/C-SiC、C/SiC 制动材料的增强体也是这种结构。针对其结构特点,通过液相转化制备 Al_2O_3 基体是不错的选择。然而,谢征芳^[20]、陈照峰^[21,22]等以铝的有机或无机盐溶液为原料的技术路线,转化效率太低,所得复合材料的孔隙率过高,力学性能偏低。

本研究前期以高固相含量溶胶为原料,通过浸渍热处理技术路线制备出具有优良力学性能的碳纤维三维编织预制件增强莫来石复合材料^[24-27]和碳纤维布叠层缝合预制件增强 Al_2O_3 复合材料^[28]。这些研究充分表明,以高固相含量溶胶为原料的浸渍热处理法,既保留了从溶液出发的技术路线的优势,又改善了其效率低的缺点,是一种很有前景的制备技术。本工作立足前期基础,研究碳纤维布叠层缝合预制件增强 Al_2O_3 (C/ Al_2O_3)复合材料的固体粒子冲蚀行为与摩擦磨损性能。

1 实验

C/ Al_2O_3 复合材料的制备详见文献^[28]。增强体为 T300 3k 碳纤维布叠层缝合结构的三维立体织物,纤维密度和体积分数分别为 1.76 g/cm^3 和 35%。铝溶胶为微黄色半透明液体,pH 值 3~4,粒径为 20~30 nm,固含量为 30%,室温下长期稳定。首先将纤维织物经高温热处理去除表面胶,随后进行若干周期的浸渍-干燥-热处理,当复合材料增重率小于 1%时,得到较为致密的复合材料。浸渍方式为真空浸渍,浸渍时间 6 h;干燥在鼓风烘箱中 $200 \text{ }^\circ\text{C}$ 下进行 4 h;热处理方式为在高纯 Ar 保护下以 $10 \text{ }^\circ\text{C/min}$ 的速度升高到 $1400 \text{ }^\circ\text{C}$ 并保温 1 h。所得 C/ Al_2O_3 复合材料的表观密度为 2.63 g/cm^3 ,总孔隙率为 15.5%,三点弯曲强度为 208.5 MPa ,断裂韧性为 $8.1 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ 。

固体粒子冲蚀实验在自组装的冲蚀装置上进行,装置原理见文献^[29]。通过热电偶测试样品冲刷面与基底面的温度,通过粒子流量计测定送粉速度。燃气为甲烷,中心火焰温度最高为 $1800 \text{ }^\circ\text{C}$ 。冲刷粒子为刚玉粉,粒子直径约为 $75 \mu\text{m}$ 。测试样品尺寸为 $25 \text{ mm} \times 25 \text{ mm} \times 4 \text{ mm}$,单次冲蚀实验的时间为 10 min。复合材料冲蚀率:

$$E = (m_0 - m_1) / (vt\rho) \quad (1)$$

式中, m_0 为样品初始质量 (g), m_1 为冲蚀后样品的质量 (g), v 为送粉速度 (g/min), t 为冲刷时间 (min), ρ 为样品密度 (g/cm^3)。

在 QDM150 干式摩擦材料试验机上按照 GB5763-2008 规定的摩擦测试方法测试。样品尺寸为 $25 \text{ mm} \times 25 \text{ mm} \times 6 \text{ mm}$,所受压力为 0.98 MPa 。摩擦圆盘材料为铸铁,转速为 480 r/min 。测试温度分别为 100 、 150 、 200 、 250 、 300 和 $350 \text{ }^\circ\text{C}$,达到每个稳定的温度后测定升温摩擦系数和体积磨损率,再从 $350 \text{ }^\circ\text{C}$ 降至 300 、 250 、 200 、 150 、 $100 \text{ }^\circ\text{C}$,在每个温度点测定降温摩擦系数。

摩擦系数 μ 和磨损率 ω 的计算公式如下:

$$\mu = \frac{f}{F} \quad (2)$$

$$\omega = \frac{1}{2\pi R} \cdot \frac{A}{n} \cdot \frac{d_1 - d_2}{f_m} \quad (3)$$

式中, f 为摩擦力 (N), F 为加载在样品上的法向力 (N), R 为样品中心与圆盘旋转轴中心的距离 (m), n 为实验过程中圆盘的总转数, A 为样品摩擦面的总面积 (cm^2), d_1 为实验前样品的平均厚度 (cm), d_2 为实验后样品的平均厚度 (cm), f_m 为实验过程中总平均摩擦力 (N)。

用扫描电子显微镜 (Quanta-250 EDAX) 观测实验后复合材料的微观形貌,加速电压为 10 kV 。

2 结果与讨论

2.1 冲蚀行为

表 1 给出了室温下不同冲蚀粒子量与冲蚀角度时 C/ Al_2O_3 复合材料的冲蚀率。冲蚀粒子量的提高使得复合材料冲蚀率增大,且在每个冲蚀角度下都一样;在同样的冲蚀粒子量下,随着冲蚀角度的增大,冲蚀率也在增大。其中,冲蚀粒子量为 10 g/min 、冲蚀角度 45° 条件下的冲蚀率有点例外,这可能与实验时送粉量的波动以及测量误差有关。

如图 1 所示,复合材料表面有一层 Al_2O_3 陶瓷层。前期研究表明^[28],虽然 $1400 \text{ }^\circ\text{C}$ 热处理可以得到发育良好的 $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$,但烧结致密度并不高。因而,表层 Al_2O_3 陶瓷呈现龟裂状态,它在刚玉粒子的高速冲刷下会剥落而导致质量损失。在相同角度下提高送粉量,以及在相同送粉量下增加角度,垂直作用到样品表面的冲击能量都会增加,因而冲蚀率变大。分析表 1 中数据可知,送粉量增加导致冲蚀率变大的效果更加明显,这是因为提高送粉量能够更大程度地提高冲击能量。

图 2 是在 90° 冲蚀角度下,不同粒子量冲蚀后的试样表面微观形貌。当冲刷粒子量为 7 g/min 时,试

样表面疏松层被刚玉粒子冲刷剥落, 从冲蚀前的龟裂状态变得平整光洁, 并有条纹状冲刷痕迹。当冲刷粒子量提高到 10 g/min 时, 冲击能量增强, 试样表面致密陶瓷层中出现放射状裂纹, 冲蚀坑内已经裸露出部分碳纤维。相比于单体 Al₂O₃ 陶瓷, C/Al₂O₃ 复合材料没有出现锯齿状脆性断裂现象^[1], 表现出良好的抗粒子冲蚀性能。这一方面得益于复合材料表面 Al₂O₃ 陶瓷层的保护, 另一方面则由于碳纤维发挥了增韧作用^[28], 在一定程度上阻止了放射状裂纹的扩展。另外, 对于溶胶浸渍热处理制备的 C/Al₂O₃ 复合材料而言, 基体致密度达不到热压烧结的水平, 此时碳纤维的高强度特性在抗冲蚀中也发挥了重要作用。

保持冲刷粒子量为 7 g/min 不变, 考察了温度、入射角度对复合材料冲蚀率的影响, 结果如图 3 所示。可以发现, 一是随着冲蚀粒子温度升高, 复合材料冲蚀率显著增大; 二是不同温度下出现最大冲蚀率的角度不同, 室温下最大冲蚀率出现在 90°, 900 °C 时出现在 45° (0.594 mm³/g), 1000 °C 时出现在 75° (0.816 mm³/g)。由此可见, 高温下 C/Al₂O₃ 复合材料的冲蚀行为不同于室温, 冲蚀率的最大值未出现在高角度下。

图 4 是 1000 °C 时不同冲刷角度下 C/Al₂O₃ 复合材料冲蚀表面的微观形貌。可以看到, 高角度下, 刚玉高温粒子高速撞击并粘附在复合材料表面, 表面陶瓷层出现局部开裂, 但并未剥落; 低角度下, 粘附在复

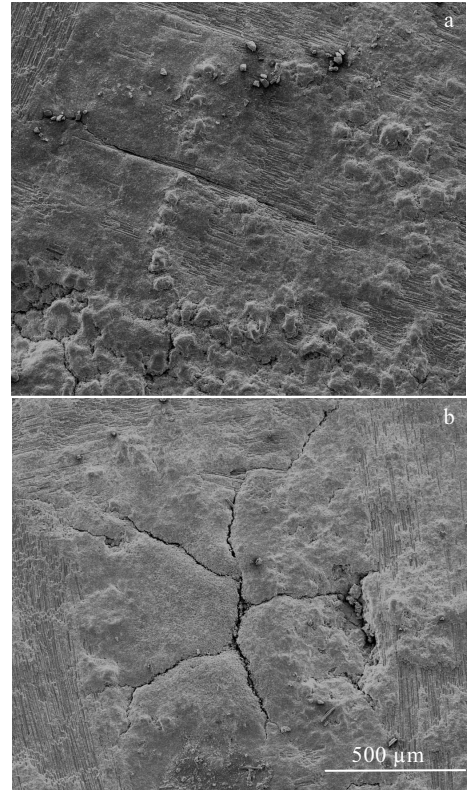


图 2 冲刷角度为 90° 时复合材料冲蚀后表面形貌
Fig.2 Surface morphologies of C/Al₂O₃ composites after erosion at the erosion angle of 90°: (a) 7 g/min and (b) 10 g/min

表 1 室温下不同冲蚀粒子量与角度的 C/Al₂O₃ 复合材料冲蚀率

Table 1 Erosion rate of C/Al₂O₃ composites with different feeding rates and angles at room temperature

Feeding rate of erosion particles/g·min ⁻¹	Erosion rate/mm ³ ·g ⁻¹			
	90°	75°	60°	45°
7	0.044	0.029	0.026	0.009
10	0.166	0.085	0.079	0.098

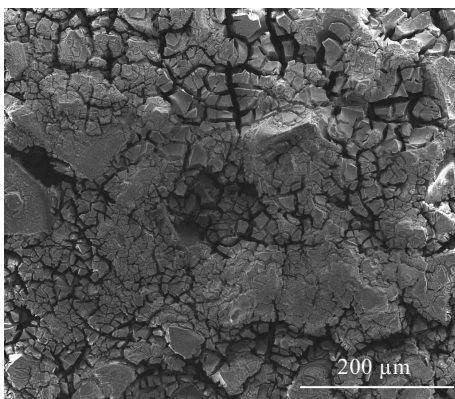


图 1 C/Al₂O₃ 复合材料表面微观形貌

Fig.1 Surface morphology of as-received C/Al₂O₃ composites

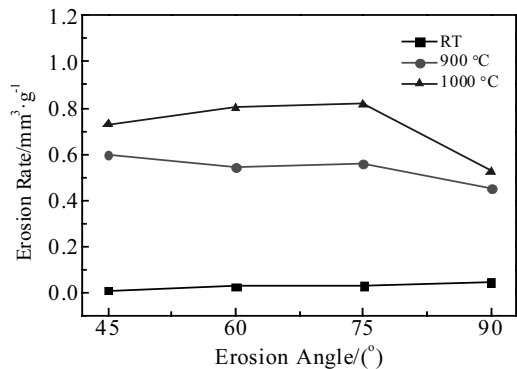


图 3 不同冲刷温度下入射角度对 C/Al₂O₃ 复合材料冲蚀率的影响

Fig.3 Effect of erosion angle on erosion rates of C/Al₂O₃ composites at different temperatures

合材料表面的刚玉粒子明显减少, 表面陶瓷层已经完全剥离, 露出平齐的碳纤维端口, 部分区域出现冲蚀坑。

高温粒子冲蚀时, 试样表面陶瓷层除了遭受机械冲击外, 还会经受热冲击。Al₂O₃ 与碳纤维的热膨胀系数差异较大, 在热冲击下会形成较大热应力。在热应

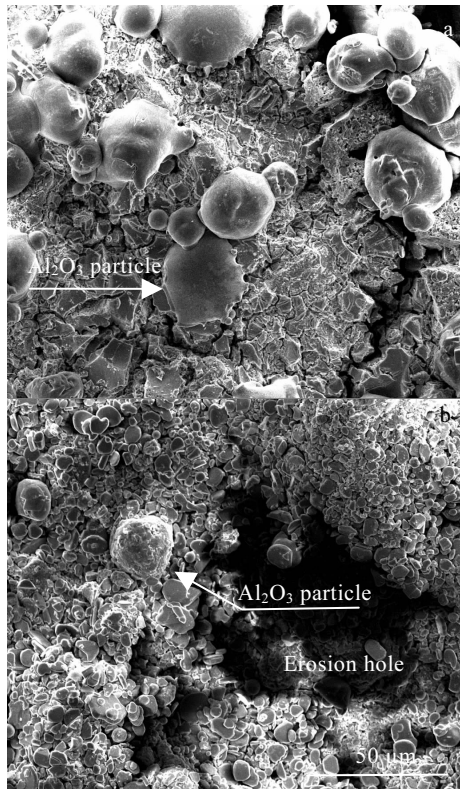


图 4 1000 °C 下不同冲刷角度下冲刷后 C/Al₂O₃ 复合材料表面形貌

Fig.4 Surface morphologies of C/Al₂O₃ composites after erosion with different erosion angles at 1000 °C: (a) 90° and (b) 60°

力和机械应力的双重作用下，表面陶瓷层更加容易脱落，从而表现为冲蚀率的显著增大。另一方面，粒子本身的高温以及高速撞击时动能转化成的热能，会使部分刚玉粒子或脱落的陶瓷层熔融粘附在试样表面。这种现象在垂直冲击时更加容易发生，粘附层会起到一定的保护碳纤维的作用。当冲蚀角度变小时，被冲击剥落的陶瓷层容易被刚玉粒子流的剪切作用带走，裸露出的碳纤维在高温下被氧化，导致冲蚀率变大。因此，高温冲蚀时最大冲蚀率并没有出现在 90° 的情况下。在室温下冲蚀，难以发生熔融粘附现象，仅靠机械冲击使表面陶瓷层脱落，由于在 90° 条件下冲击能量最大，所以此时出现最大冲蚀率。

2.2 摩擦磨损性能

参照 GB5763-2008 中第 4 类盘式制动器用衬片的测试标准，在 QDM150 干式摩擦材料试验机上测试了 C/Al₂O₃ 复合材料的摩擦系数和磨损率。图 5 为复合材料在升温段和降温段的摩擦系数变化。可以看到，复合材料的摩擦系数范围为 0.54 (100 °C) 到 0.34 (350

°C)，在升降温过程中变化平稳，且都在标准规定的范围 (0.25~0.70) 之内。通过计算，复合材料的热衰退率和恢复率分别为 37.0%、94.4%，表明复合材料具备良好的抗热衰退性能和恢复性能。

图 6 给出了不同摩擦温度下 C/Al₂O₃ 复合材料的磨损率。可以看到，复合材料的磨损率整体处于低水平状态，200 °C 时磨损率最大，但也仅为 0.21×10⁻⁷ cm³·(N·m)⁻¹，各个温度点下的磨损率都远低于标准规定的最大磨损量 (温度从低到高分别为 0.50×10⁻⁷、0.70×10⁻⁷、1.00×10⁻⁷、1.50×10⁻⁷、2.50×10⁻⁷、3.50×10⁻⁷ cm³·(N·m)⁻¹)。当温度高于 200 °C 时，磨损率反而大幅降低，呈现出高温低磨损的特性。

图 7a 是摩擦测试后 C/Al₂O₃ 复合材料表面光学照片。可以看出，复合材料表面出现明显的犁沟痕迹。图 7b 是表面局部放大后的 SEM 照片，图中出现两条明显的分界线，中间白色区域为黏着层，两侧黑色区域是摩擦后裸露出的复合材料表面层。

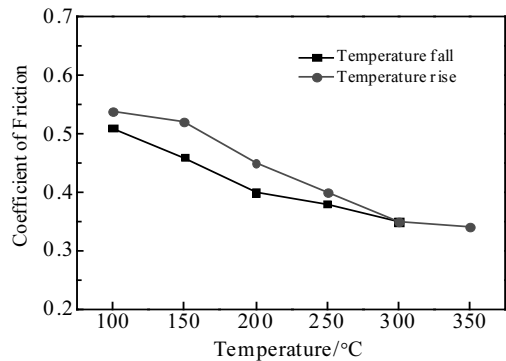


图 5 升降温过程中 C/Al₂O₃ 复合材料的摩擦系数
Fig.5 Friction coefficient of C/Al₂O₃ composites during temperature rise and fall

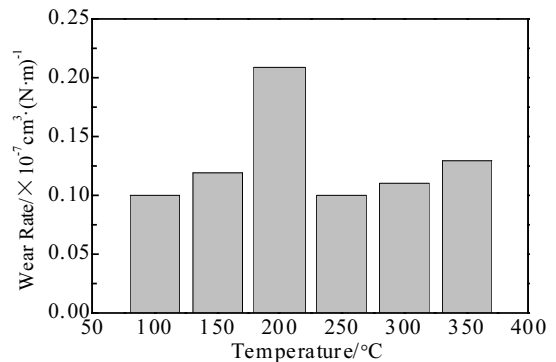


图 6 不同温度下 C/Al₂O₃ 复合材料的磨损率
Fig.6 Wear rate of C/Al₂O₃ composites at different temperatures

犁沟现象可以结合黏着摩擦理论和修正黏着理论^[30]分析。黏着摩擦过程如图 8 所示,在载荷压力的作用下,复合材料与铸铁各自的粗糙微峰相互啮合,紧密黏着。在反复交替运动的过程中,黏着点被剪切而出现滑移,从而铸铁材料部分转移到复合材料表面。在正应力和剪切应力的双重作用下,较硬的铸铁颗粒将刮伤较软的复合材料摩擦表面,裹挟部分复合材料

剥离,最终形成犁沟痕迹。这一过程,摩擦机理以黏着摩擦为主。

图 9 为摩擦测试后 C/Al₂O₃ 复合材料表面的微观形貌以及 Al、O、C、Fe 元素的 EDS 面扫描分析结果。由图可见,在摩擦作用下,整个复合材料表面比较光滑,没有发现明显的磨粒和裂纹;表面 Al₂O₃ 陶瓷层中的外层龟裂疏松部分已经剥离,内层致密部分有部分剥离,暴露出碳纤维,其余部分在摩擦作用下显得更加致密光滑,总体上呈现出 Al₂O₃ 与碳纤维相对集中的分布特征。EDS 面扫描结果表明,由于复合材料中碳纤维被 Al₂O₃ 较好地包裹着^[28],所以整个区域中都有 Al、O 元素分布,其浓度与其分布形貌相对应;C 元素则集中分布在碳纤维裸露的区域,被 Al₂O₃ 覆盖的区域没有 C 元素分布;Fe 元素的分布与图 9a 中 Al₂O₃ 的分布形貌几乎完全吻合,说明在摩擦过程中,相对较软的铸铁颗粒转移到了高硬度的表面致密 Al₂O₃ 陶瓷层中。

以上分析表明,摩擦过程中,复合材料表面龟裂疏松的 Al₂O₃ 外层首先被黏着磨损而剥离,致密 Al₂O₃ 内层以及包裹碳纤维的 Al₂O₃ 基体形成了保护层,削弱了铸铁颗粒转移带来的磨粒磨损以及对裸露碳纤维带来的热磨损,同时,裸露的碳纤维由于自身的高强

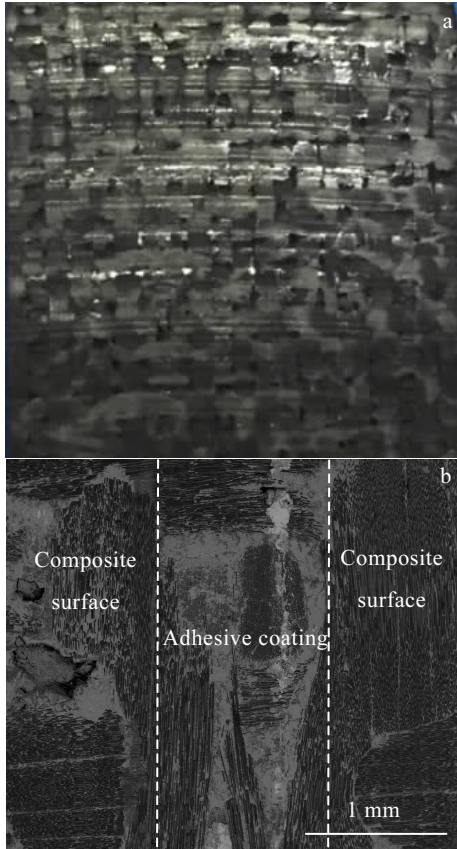


图 7 C/Al₂O₃ 复合材料摩擦表面的光学及 SEM 照片

Fig.7 OM (a) and SEM (b) images of friction surface of C/Al₂O₃ composites

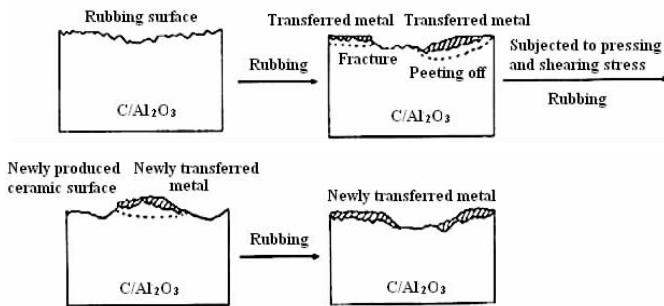


图 8 C/Al₂O₃ 复合材料摩擦过程示意图

Fig.8 Sketch map of friction and wear of C/Al₂O₃ composites

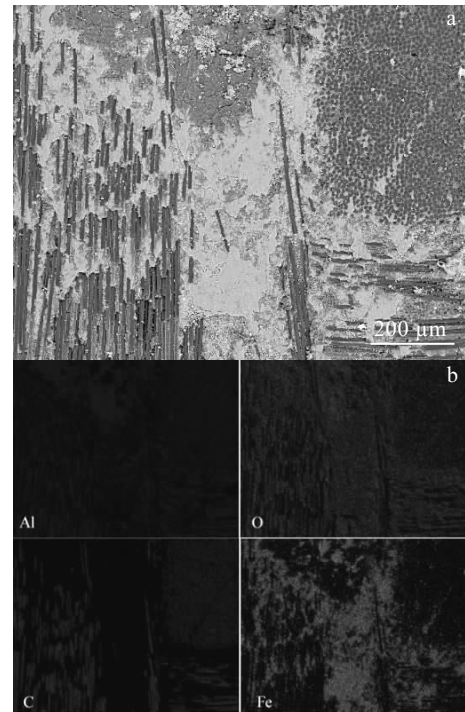


图 9 摩擦表面 SEM 照片及 EDS 面扫描

Fig.9 SEM image (a) and EDS mapping (b) of friction surface of C/Al₂O₃ composites

度以及受到剪切破碎后的自润滑作用,一定程度上降低了磨损率。另外,从图 7 和图 9 可以看到,摩擦表面只有个别的小刻蚀坑,未出现明显裂纹,在 Al_2O_3 基体并不很致密的情况下,这得益于碳纤维的补强增韧作用。

3 结 论

1) 以粒径 $75\ \mu\text{m}$ 的刚玉粉为介质冲蚀 $\text{C}/\text{Al}_2\text{O}_3$ 复合材料,室温下送粉量和冲蚀角度提高使复合材料冲蚀率增大,高温下由于热冲击导致冲蚀率显著上升,但由于粘附效应,最大冲蚀率并没有出现在 90° 的情况下。

2) 得益于致密 Al_2O_3 的保护以及碳纤维的自润滑作用, $\text{C}/\text{Al}_2\text{O}_3$ 复合材料具有稳定的摩擦系数和很低的磨损率,均满足 GB5763-2008 中第 4 类盘式制动器用衬片的标准要求,是一种很有前景的新型摩擦材料。

3) 即使基体致密度低于单体 Al_2O_3 陶瓷,但由于连续碳纤维的补强增韧作用, $\text{C}/\text{Al}_2\text{O}_3$ 复合材料表面没有因冲蚀和摩擦而出现明显裂纹和刻蚀坑,使用安全性优于单体 Al_2O_3 陶瓷。

参考文献 References

- [1] Wang X J, Fang M H, Zhang L C *et al.* *Mater Chem Phys*[J], 2013, 139(2-3): 765
- [2] Hsu S M, Wang Y S, Munro R G. *Wear*[J], 1989, 134(1): 1
- [3] Wu T T, Zhou J, Wu B L *et al.* *Wear*[J], 2016, 356-357: 9
- [4] He Y J, Winnubst A J A, Schipper D J *et al.* *Wear*[J], 1997, 210(1-2): 178
- [5] Peng Zhenzhen(彭珍珍), Cai Shu(蔡舒), Wu Houzheng(吴厚政). *Rare Metal Materials and Engineering* (稀有金属材料与工程)[J], 2006, 35(S2): 61
- [6] Ortiz-Merino J L, Todd R I. *Acta Mater*[J], 2005, 53(12): 3345
- [7] Wang X M, La P Q, Wang B J *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering*[J], 2016, 45(7): 1714
- [8] Tang H, Fang M H, Min X *et al.* *J Am Ceram Soc*[J], 2016, 99(6): 2138
- [9] Zhou J R, Bahadur S. *Wear*[J], 1995, 181-183: 178
- [10] Bartolomé J F, Smirnov A, Sommer F *et al.* *J Am Ceram Soc*[J], 2015, 98(12): 3981
- [11] Borrell A, Torrecillas R, Rocha V G *et al.* *Wear*[J], 2012, 274-275: 94
- [12] Morgiel J, Klimczyk P, Major Ł *et al.* *Ceram Int*[J], 2017, 43(11): 8334
- [13] Ahmad I, Kennedy A, Zhu Y Q. *Wear*[J], 2010, 269(1-2): 71
- [14] Balani K, Harimkar S P, Keshri A *et al.* *Acta Mater*[J], 2008, 56(20): 5984
- [15] Huang Q, Jiang D, Ovid'Ko I A *et al.* *Scripta Mater*[J], 2010, 63(12): 1181
- [16] An J W, You D H, Lim D S. *Wear*[J], 2003, 255(1-6): 677
- [17] Choi S R, Faucett D C, Alexander D J. *J Am Ceram Soc*[J], 2014, 97(12): 3926
- [18] Cao J J, Chen H H, Du F. *Ceram Int*[J], 2013, 39(6): 7037
- [19] Chen H H, Ren J, Du F *et al.* *Wear*[J], 2015, 332-333: 918
- [20] Xie Zhengfang(谢征芳), Xiao Jiayu(肖加余), Chen Zhaohui(陈朝辉) *et al.* *Journal of National University of Defense Technology* (国防科技大学学报)[J], 1998, 20(5): 14
- [21] Chen Zhaofeng(陈照峰), Zhang Litong(张立同), Cheng Lai fei(成来飞) *et al.* *Journal of Inorganic Materials* (无机材料学报)[J], 2003, 18(3): 638
- [22] Chen Zhaofeng(陈照峰), Zhang Litong(张立同), Cheng Lai fei(成来飞) *et al.* *Journal of Aeronautical Materials* (航空材料学报)[J], 2001, 21(4): 28
- [23] Wang Y, Wu H. *J Eur Ceram Soc*[J], 2010, 30(15): 3187
- [24] Dai K W, Zhang C C, Ma Q S *et al.* *Adv Mater Res*[J], 2014, 833: 150
- [25] Liu H T, Ma Q S, Liu W D. *Ceram Int*[J], 2014, 40(5): 7203
- [26] Liang S L, Ma Q S, Liu H T. *Mater Sci Forum*[J], 2015, 816: 27
- [27] Liang Songlin(梁松林), Ma Qingsong(马青松), Liu Haitao(刘海韬) *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering* (稀有金属材料与工程)[J], 2016, 45(S1): 585
- [28] Fan C Y, Ma Q S, Zeng K H. *Ceram Int*[J], 2017, 43(14): 10 983
- [29] Kirschner M, Wobst T, Rittmeister B *et al.* *Journal of Engineering for Gas Turbines and Power*[J], 2015, 137(3): 032 101
- [30] Shi Haifang(时海芳). *Mechanical Properties of Materials*(材料力学性能)[M]. Beijing: Peking University Press, 2015

Solid Particle Erosion Behavior and Friction and Wear Properties of C/Al₂O₃ Composites

Fan Chaoyang, Ma Qingsong, Zeng Kuanhong

(Science and Technology on Advanced Ceramic Fibers & Composites Laboratory, National University of Defense Technology, Changsha 410073, China)

Abstract: Alumina matrix composites reinforced by carbon fiber cloth preform with a lamination and stitching structure (C/Al₂O₃) were fabricated by sol infiltration and heat treatment route. The solid particle erosion behavior of the C/Al₂O₃ composites was investigated using corundum powders as medium, and the friction and wear properties were studied according to national standard GB5763-2008. At room temperature, erosion rate increases with the impact angle and the feeding rate of corundum powders. The remarkably enhanced erosion rates are observed at high temperatures due to the combination of mechanical impact and thermal shock. C/Al₂O₃ composites exhibit stable friction factor and very low wear rate under the conditions regulated by national standard GB5763-2008. The erosion and wear mechanisms were discussed based on the evolution of microstructure. Profiting from the reinforcing and toughening mechanism of continuous carbon fiber, C/Al₂O₃ composites present non-catastrophic fracture behavior and better security in service than monolithic Al₂O₃ ceramics even if the matrix density of C/Al₂O₃ composites is inferior to that of monolithic Al₂O₃ ceramics.

Key words: Al₂O₃; composites; erosion; friction; wear

Corresponding author: Ma Qingsong, Ph. D., Professor, Science and Technology on Advanced Ceramic Fibers & Composites Laboratory, National University of Defense Technology, Changsha 410073, P. R. China, Tel: 0086-731-84573168, E-mail: nudtmqs1975@163.com