

原位转化 $C_f / Al_2 O_3$ 陶瓷基复合材料的冲蚀磨损

赵 赋 , 陈华辉[✉] , 任 杰 , 王纯阳 , 马 彪

中国矿业大学(北京) 机电与信息工程学院 , 北京 100083

[✉]通信作者 , E-mail: chh@cumtb.edu.cn

摘要 采用真空热压烧结技术制备原位转化 $C_f / Al_2 O_3$ 复合材料 , 并在改装后的 MSH 型腐蚀磨损试验机上研究复合材料在不同冲蚀角度和速度下的浆体冲蚀磨损性能。通过对试样冲蚀表面的形貌观察和分析 , 探讨复合材料的冲蚀磨损机理以及纤维增韧对磨损过程的影响。试验结果表明: 在大角度和较高速度的冲蚀条件下 $C_f / Al_2 O_3$ 表现出较好的耐磨损性能 , 其磨损机理主要为脆性材料受到反复冲击 , 表面产生脆性剥落。增韧纤维对冲蚀磨损性能的影响主要体现在材料产生裂纹后对基体的桥连作用和对冲击功的吸收 , 抑制裂纹扩展 , 减少材料损失。

关键词 陶瓷基复合材料 ; 氧化铝陶瓷 ; 碳纤维 ; 浆体冲蚀 ; 磨损机理

分类号 TB332

Erosive wear of in-situ transformed carbon fiber toughened alumina ceramic composites

ZHAO Fu , CHEN Hua-hui[✉] , REN Jie , WANG Chun-yang , MA Biao

School of Mechanical Electronic and Information Engineering , China University of Mining and Technology (Beijing) , Beijing 100083 , China

[✉] Corresponding author , E-mail: chh@cumtb.edu.cn

ABSTRACT An in-situ transformed carbon fiber toughened alumina ceramic matrix composite was prepared by vacuum hot pressure sintering technology , and the slurry erosion wear behaviour of the composite was tested at different impact angles and velocities on a modified MSH tester. The wear mechanism of the composite and the toughening effect of carbon fiber in the wear process were also analyzed by observing its erosion surface morphology. The results show that $C_f / Al_2 O$ exhibits a better wear resistance under the conditions of a larger impact angle and a higher impact velocity. The slurry erosion wear mechanism of $C_f / Al_2 O_3$ is brittle spalling when the surface is repeatedly impacted. The effect of carbon fiber on the erosive wear is bridging the matrix and absorbing the impact energy after cracking. It can inhibit cracks from extending and reduce the loss of the composite.

KEY WORDS ceramic matrix composites; alumina ceramics; carbon fiber; erosion; wear mechanisms

氧化铝陶瓷以优良的耐磨损、耐腐蚀性能、高性价比等特点^[1-2] , 被广泛用于选煤重介质旋流器内衬和矿山、石油输送管道内衬^[3-4]。陶瓷内衬材料的失效大部分是由于浆体冲蚀磨损的结果。浆体冲蚀磨损失效在机械、能源等领域十分常见。随着设备的大型化和高速化 , 传统氧化铝陶瓷材料由于存在脆性较大的缺点^[5] 耐冲蚀磨损磨性能已不足以满足对生产的要求 , 因此大大降低生产效率、缩短设备的使用寿命。在陶瓷增韧方法^[6-7] 中 , 纤维增韧方式^[8-9] 所制备的陶瓷基

复合材料具有高韧性、低密度、耐高温等诸多优点。研究表明^[10-12] , 增韧纤维和颗粒加入到氧化铝等陶瓷中 , 可使其强韧性得到改善。陶瓷复合材料已在新能源、航空航天等领域得到一定的应用^[13-14]。碳纤维是一种高性能纤维 , 具有高的比强度和比模量 , 广泛用于复合材料的强化。但碳纤维脆性较大 , 在与基体粉末混合过程中碳纤维容易受到损伤而影响其增强增韧效果 , 因此本课题使用聚丙烯腈预氧化纤维原位转化生成碳纤维增韧氧化铝陶瓷 , 减少制备过程中纤维的损

伤,同时可降低复合材料的制备成本。前期实验结果证明^[15~16],采用真空热压烧结工艺可以制备原位生成碳纤维,并对氧化铝陶瓷基体起到良好的增韧效果。对于碳纤维增韧陶瓷复合材料虽然在摩擦磨损领域,尤其是滑动磨损方面,进行了大量的研究^[17],但对浆体冲蚀磨损的研究还较少。本文通过对碳纤维原位增韧氧化铝陶瓷基复合材料(C_f/Al_2O_3)进行冲蚀磨损性能研究,探讨该复合材料的冲蚀磨损性能和磨损机理,同时分析增韧纤维在冲蚀磨损过程中所起的作用,为该陶瓷基耐磨复合材料制备工艺的改进提供参考和试验数据,并指导原位转化 C_f/Al_2O_3 复合材料的应用。

1 试验部分

1.1 试验材料

C_f/Al_2O_3 复合材料的制备流程如图 1 所示。通过前期试验结果^[15~16],选用纯度 99.8% 以上的 2000 目 Al_2O_3 粉末作为基体材料,选定密度 $1.4 g \cdot cm^{-3}$ 、长度 $3 \sim 5 mm$ 、体积分数 20% 的聚丙烯腈(PAN) 预氧化纤维作为先驱纤维,同时加入体积分数 3% 的 $CaO-MgO-SiO_2$ 系助熔剂。通过纤维分散、混料球磨后,采用上海晨华有限公司生产的 ZT(Y) 型真空热压烧结炉在一定温度制度和压力制度下原位转化生成碳纤维增韧氧化铝陶瓷基复合材料。复合材料热压烧结工艺的温度制度与压力制度如图 2 所示。

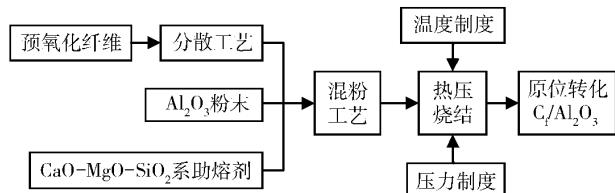


图 1 复合材料制备工艺流程图

Fig. 1 Flow chart of the preparation process for the composites

选用 Al_2O_3 陶瓷作为对比材料。 Al_2O_3 陶瓷是应用最广泛的耐磨陶瓷,在众多磨损工况中得到实际应用。本次试验采用天地(唐山)矿业科技有限公司生产的 Al_2O_3 质量分数 95% 以上的工业陶瓷,该陶瓷已用于重介质旋流器内部的衬板材料。

试验过程中将材料加工至尺寸 $20 mm \times 10 mm \times 8 mm$ 的块状试样,冲蚀表面($20 mm \times 10 mm$)为热压烧结施压的受压面,并对其进行抛光。两种材料的力学性能见表 1。其中硬度是在受压表面(即冲蚀表面)的测量结果;断裂韧性采用单边切口梁法(SENB)测定,测试方向垂直于受压面。由表 1 中可知, C_f/Al_2O_3 的硬度有所降低,但断裂韧性比 Al_2O_3 高出约 30%。采用 Hitachi S-3400N 型扫描电子显微镜观察冲蚀表面原始形貌,如图 3。 C_f/Al_2O_3 表面上碳纤维经抛光几

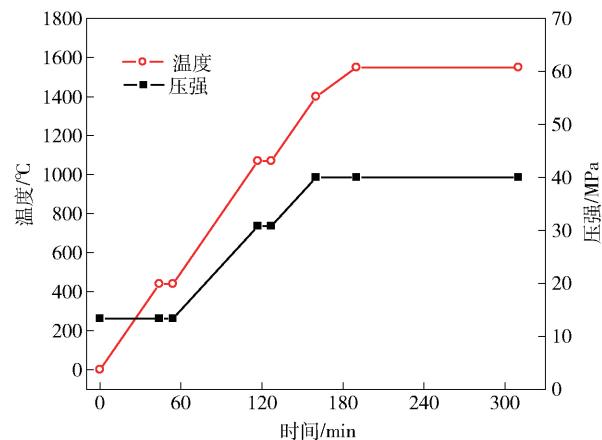


图 2 C_f/Al_2O_3 热压烧结工艺的温度制度和压力制度

Fig. 2 Temperature and pressure of the hot-pressing sintering technique for C_f/Al_2O_3

乎没有剥落,除了少量的团聚现象,大多能在基体上均匀分布,与基体在界面处结合也较为紧密; Al_2O_3 陶瓷基体颗粒之间结合较好,但在基体内部分布着大量的气孔,致密度不高。试验通过冲蚀磨损试验对两种材料的磨损性能进行测定,并分析其磨损机理。

表 1 试验材料的各项性能

Table 1 Properties of the tested materials

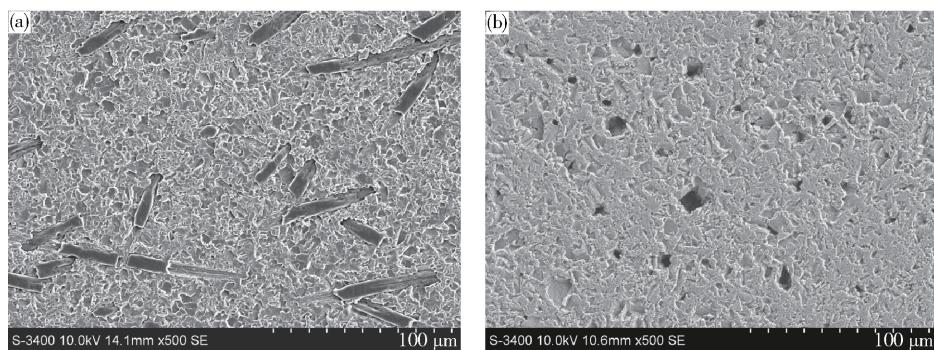
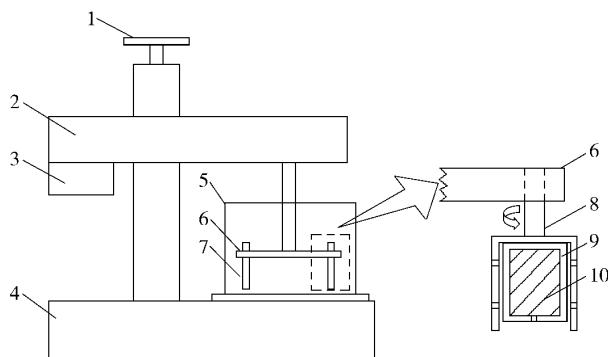
材料	显微硬度/ ($kN \cdot mm^{-2}$)	密度/ ($g \cdot cm^{-3}$)	断裂韧性/ ($MPa \cdot m^{1/2}$)
Al_2O_3	16.7	3.6	4.8
C_f/Al_2O_3	15.2	3.7	6.3

1.2 冲蚀磨损试验

采用 MSH 腐蚀磨损试验机进行试验,并根据实际工况与被测材料特性,对标准试样的尺寸以及装卡方式进行改进,从原本的棒状样改为块样,同时设计卡槽对非冲蚀表面进行包裹,使用调节装置改变冲蚀角度。磨损试验机及自制卡具结构如图 4 所示。通过初步研究试验,改进后冲蚀磨损试验机重复性和稳定性满足试验要求。

使用以上设备进行冲蚀磨损试验,采用体积分数 20%、20 目黑 SiC(2800 HV) 与水作为冲蚀浆体,冲蚀时间为 2 h,以冲蚀速度 v 和冲蚀角度 α 作为变量。通过改变电机转速为 700、900 和 $1100 r \cdot min^{-1}$,即对应冲蚀速度为 3.67 、 4.71 和 $5.76 m \cdot s^{-1}$,带动试样在浆体中发生相对运动,以及向外旋转调节装置改变冲蚀角度为 0° 、 45° 和 90° 进行冲蚀试验。将每次试验的四个试样调整至同一角度进行冲蚀磨损。

冲蚀前后,清洗并烘干试样,采用精度为 $0.0001 g$ 的电子天平称重,计算冲蚀前后试样失重,由公式得出体积冲蚀磨损率:

图3 试验材料的原始形貌. (a) C_f/Al_2O_3 ; (b) Al_2O_3 Fig.3 Original morphology of the tested materials: (a) C_f/Al_2O_3 ; (b) Al_2O_3 图4 MSH磨损试验机及自制卡具示意图
Fig.4 Schematic diagram of the MSH erosion tester and modified clamp

$$E = \frac{\Delta m}{S t \rho}$$

式中 E 表示体积冲蚀磨损率, S 表示冲蚀面积, t 表示冲蚀时间, ρ 表示试样体积密度, Δm 表示试样失重. 对至少四个试样冲蚀结果取平均值, 利用体积冲蚀磨损率评定两种材料在不同冲蚀条件下的冲蚀磨损性能, 并通过扫描电镜等分析手段, 对材料的冲蚀磨损机理进行探究.

2 试验结果及分析

2.1 冲蚀角度的影响

图5为在不同冲蚀速度时两种材料的 $E - \alpha$ 变化曲线. 由图中可知, C_f/Al_2O_3 与 Al_2O_3 在低速和高速 0° 冲角冲蚀时, 浆体对材料表面的冲击载荷过小, 基本不造成损伤, 冲蚀前后质量无明显变化, 冲蚀磨损率几乎为零.

在 90° 冲蚀角时, 浆体对材料基体的作用几乎全部为法向冲击, 冲蚀颗粒的冲击功基本上都作用在材料表面, 导致破坏严重, 两种材料体积磨损率都达到最大值. 另外, 在较低冲蚀速度下 C_f/Al_2O_3 与 Al_2O_3 冲

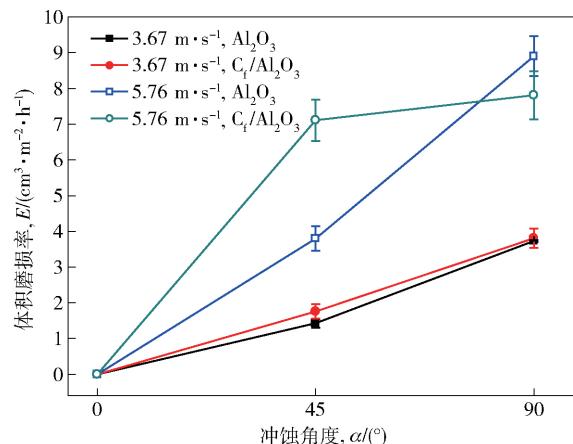


图5 体积磨损率随冲蚀角度的变化规律

Fig.5 Change in volume erosion wear rate with slurry impact angle

蚀磨损率基本接近, 而在较高速度下 Al_2O_3 的冲蚀磨损率比 C_f/Al_2O_3 复合材料要高 10% 左右, 表明在高速大冲角下, 复合材料的耐磨性能更好.

在 45° 冲蚀角度下, 两种材料的冲蚀磨损率低于 90° 冲角. 这是因为冲蚀颗粒的冲击作用被分为法向和切向两部分, 其中由法向冲击对材料产生主要破坏作用. 在相同冲蚀速度下, 冲蚀颗粒 45° 冲角下的法向冲击力要小于 90° 的法向冲击力, 材料产生破坏较小, 材料损失量不高. 例如, 当冲蚀速度为 $3.67\text{ m}\cdot\text{s}^{-1}$ 时, C_f/Al_2O_3 和 Al_2O_3 在 45° 冲蚀角下的体积冲蚀磨损率分别只是 90° 的 45% 和 35% 左右, 其表面磨损形貌的变化程度也较小. 另外, Al_2O_3 陶瓷材料在 45° 冲蚀角度条件下表现出较低的体积磨损率.

2.2 冲蚀速度的影响

图6为试验材料在 45° 和 90° 冲角下体积冲蚀磨损率随浆体冲蚀速度的变化图. 从图6中可以看出, 无论在 45° 还是 90° 冲蚀角下, 两种材料的体积冲蚀磨损率 E 都随着冲蚀速度 v 的提高而增加. 随着冲蚀速度的提高, 浆体中冲蚀颗粒的冲击动能也会呈指数增加, 加剧颗粒冲击功对试样表面的损伤, 材料表面和次表面更易产生裂纹, 扩展范围也会加大加深, 导致材料

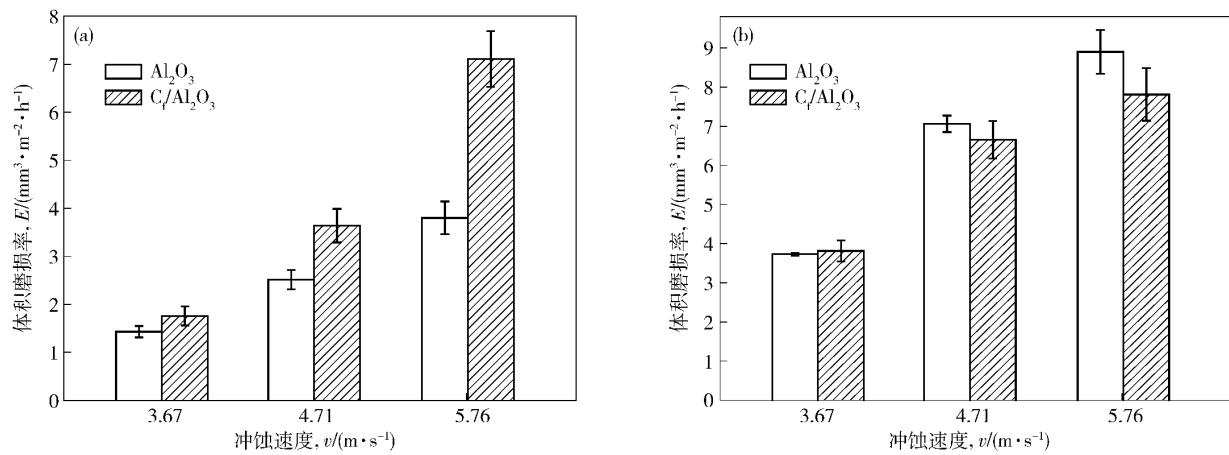


图 6 在 45°(a) 和 90°(b) 冲角下体积冲蚀磨损率随着浆体冲击速度变化的关系图

Fig. 6 Change in volume erosion wear rate with slurry impact speed at impact angles of 45°(a) and 90°(b)

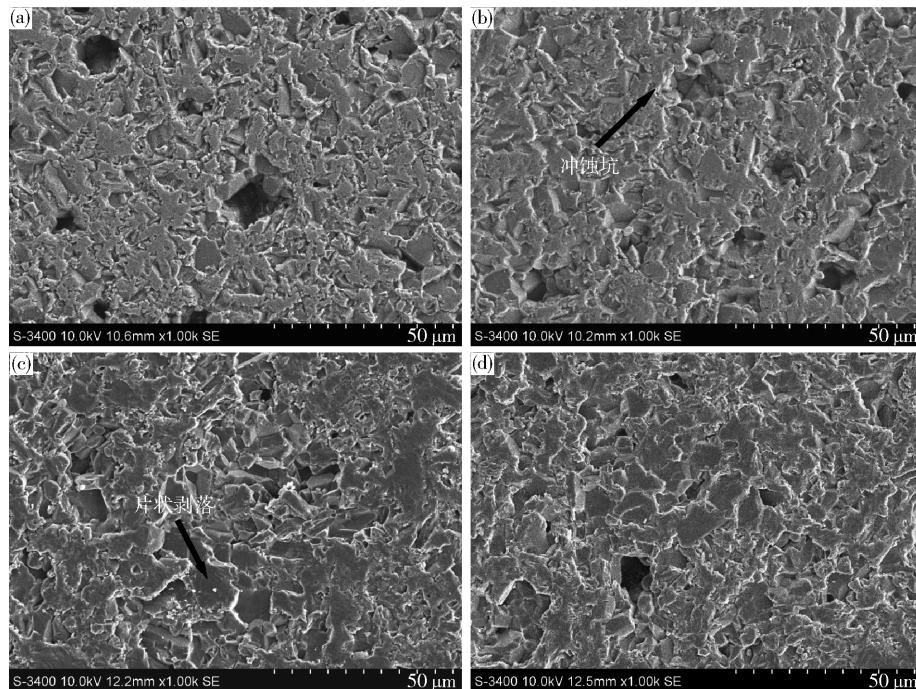
损失更严重，表面形貌的磨损也变得更加严重。

从图 6(a) 中可以得出，在 45° 冲角下，随着冲蚀速度的增加，对于 Al_2O_3 的冲蚀磨损率 $E \propto v^{2.16}$ ，而 $\text{C}_\text{f}/\text{Al}_2\text{O}_3$ 的冲蚀磨损率 $E \propto v^{3.09}$ 。 Al_2O_3 的速度指数较小，即冲蚀磨损率随冲蚀速度的变化增加速率比 $\text{C}_\text{f}/\text{Al}_2\text{O}_3$ 要小。然而，在图 6(b) 的 90° 冲角下，在较低和较高冲蚀速度下， $\text{C}_\text{f}/\text{Al}_2\text{O}_3$ 复合材料都表现出较小的速度指数，而且冲蚀磨损率也在 $3.67 \sim 4.71 \text{ m} \cdot \text{s}^{-1}$ 之间的某一速度后开始比 Al_2O_3 要小，并随着速度的增加耐冲蚀磨损性能逐渐增加，表明对较高速度和大角度下的

冲蚀 纤维增韧机制的效果越来越显著。

2.3 冲蚀磨损机理

图 7 是 Al_2O_3 陶瓷表面的原始形貌和不同冲蚀条件下磨损形貌。从图 7 中可以看出， Al_2O_3 陶瓷在冲蚀过程中，主要的磨损机制为脆性剥落。 Al_2O_3 陶瓷硬度高且脆性大，在冲蚀过程中表面受到冲蚀颗粒的冲击，无法通过塑性变形消除外力的作用，材料表面受冲击后产生裂纹，如图 8 所示。图 7(b) 中，当冲蚀速度较低时，法向冲击载荷较小，裂纹产生少，扩展后只造成部分颗粒剥落形成冲蚀坑。而当速度提高时，法向冲

图 7 Al_2O_3 原始形貌(a) 和不同冲蚀条件下的磨损形貌。(a) 原始形貌; (b) $3.67 \text{ m} \cdot \text{s}^{-1}$, 90°; (c) $5.76 \text{ m} \cdot \text{s}^{-1}$, 45°; (d) $5.76 \text{ m} \cdot \text{s}^{-1}$, 90°Fig. 7 Original and worn morphology of Al_2O_3 under different erosion conditions: (a) original morphology; (b) $3.67 \text{ m} \cdot \text{s}^{-1}$, 90°; (c) $5.76 \text{ m} \cdot \text{s}^{-1}$, 45°; (d) $5.76 \text{ m} \cdot \text{s}^{-1}$, 90°

击增大,裂纹增多,同时在切向冲击的进一步作用下,裂纹扩展且交联严重,造成脆性表面较大面积的片状剥落,冲蚀表面破坏加剧,如图7(c). 另外,由于 Al_2O_3 陶瓷表面存在较多的孔洞缺陷,孔洞周边区域材料性能不均匀,存在应力集中,在冲蚀过程中容易产生断裂和剥落,该区域材料更易受到损伤.

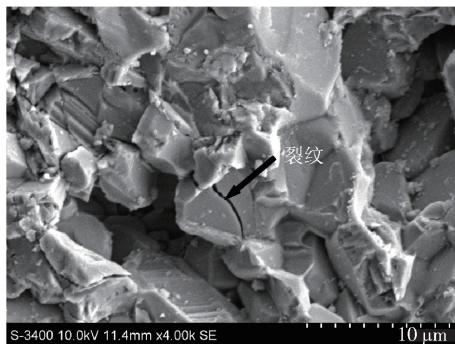


图8 Al_2O_3 冲蚀磨损产生的裂纹

Fig.8 Cracks of Al_2O_3 after erosive wear

对比观察图7(a)、7(c)、7(d)和图7(a)、7(b)、7(d)可知,随着冲蚀角度和冲蚀速度的增大,颗粒冲击产生的冲击功增加,加剧裂纹的产生和扩展,导致表面形貌的脆性剥落现象更加严重.

图9显示 $\text{C}_f/\text{Al}_2\text{O}_3$ 复合材料原始形貌与不同条件下冲蚀后表面形貌. 观察可知其冲蚀磨损机理同样是基体受到反复冲击导致颗粒剥落或片状剥落. 虽然

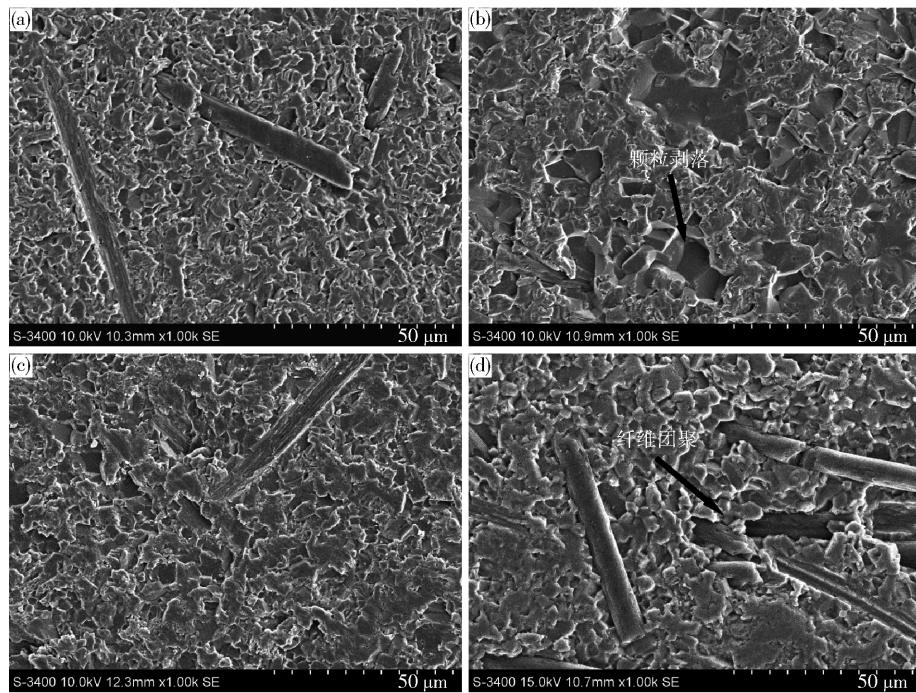


图9 $\text{C}_f/\text{Al}_2\text{O}_3$ 原始形貌与不同冲蚀条件下的磨损形貌. (a) 原始形貌; (b) $3.67 \text{ m} \cdot \text{s}^{-1}$, 90° ; (c) $5.76 \text{ m} \cdot \text{s}^{-1}$, 45° ; (d) $5.76 \text{ m} \cdot \text{s}^{-1}$, 90°

Fig.9 Original and worn morphology of $\text{C}_f/\text{Al}_2\text{O}_3$ under different erosion conditions: (a) original morphology; (b) $3.67 \text{ m} \cdot \text{s}^{-1}$, 90° ; (c) $5.76 \text{ m} \cdot \text{s}^{-1}$, 45° ; (d) $5.76 \text{ m} \cdot \text{s}^{-1}$, 90°

$\text{C}_f/\text{Al}_2\text{O}_3$ 复合材料与 Al_2O_3 在基体区域的冲蚀机理相同,但孔洞缺陷较 Al_2O_3 少,尽管纤维分布较均匀,但存在部分纤维团聚现象. 在纤维团聚区域,存在纤维与基体界面之间结合不好,从而会导致材料剥落严重,造成材料冲蚀率增加.

2.4 碳纤维对冲蚀磨损的影响

由表1可知, $\text{C}_f/\text{Al}_2\text{O}_3$ 复合材料的断裂韧性较 Al_2O_3 陶瓷高,即原位转化碳纤维对 Al_2O_3 基体起到较好的增韧效果. 从理论上, $\text{C}_f/\text{Al}_2\text{O}_3$ 复合材料较高的断裂韧性应该对应于材料较低的冲蚀磨损率,其耐冲蚀磨损应好于纯氧化铝陶瓷. 然而,从图5可知,在低速冲蚀和高速 45° 冲蚀时, $\text{C}_f/\text{Al}_2\text{O}_3$ 复合材料并没有表现出优异的耐冲蚀性能. 从图10(a)形貌分析可知,冲蚀表面纤维剥落,即在高速 45° 冲蚀时, $\text{C}_f/\text{Al}_2\text{O}_3$ 复合材料冲蚀表面上大部分纤维受到切向冲击作用发生剥落,无法在冲蚀磨损中起到良好的增韧效果. 对比图10(b)可知,在 90° 冲蚀时,由于主要是受法向冲击力作用,纤维的抗压能力较强,纤维脱落现象较 45° 冲蚀时轻,因此 $\text{C}_f/\text{Al}_2\text{O}_3$ 复合材料在该条件下速度指数和冲蚀磨损率都比 Al_2O_3 低,纤维增韧增加了复合材料的耐冲蚀磨损性能.

纤维增韧机理主要表现在如图11所示的两种情况:(a)纤维对裂纹两端的基体进行桥连,阻碍裂纹的扩展;(b)纤维脱粘,即冲击功作用在该区域后,裂纹沿纤维与基体结合界面延伸,纤维将会与界面脱粘形

成新表面, 冲击功一部分会转化为纤维拔出或脱粘后新表面的表面能, 减少冲击功, 降低裂纹的扩展速度与

长度, 减少脆性剥落, 减小冲蚀磨损率, 提高材料抗冲蚀磨损性能.

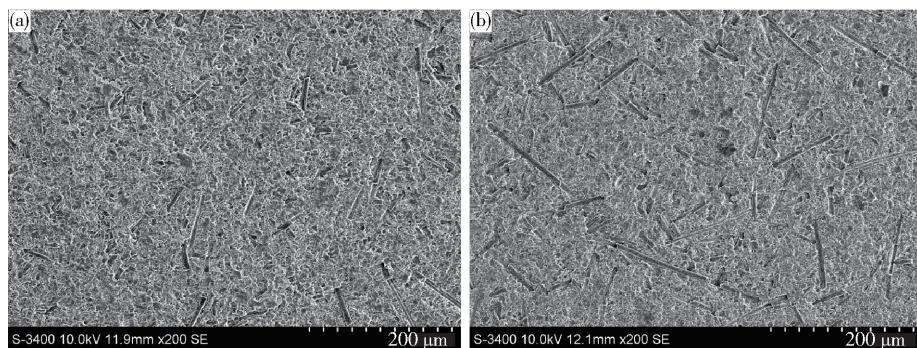


图 10 C_f/Al_2O_3 在 $5.76 \text{ m}\cdot\text{s}^{-1}$ 冲蚀速度时 45° (a) 和 90° (b) 冲角下冲蚀磨损形貌

Fig. 10 Worn morphology of C_f/Al_2O_3 with impact angles of 45° (a) and 90° (b) at $5.76 \text{ m}\cdot\text{s}^{-1}$

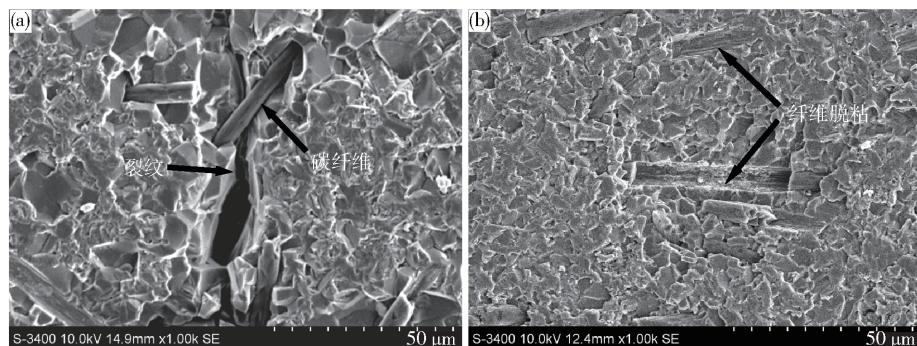


图 11 碳纤维在 C_f/Al_2O_3 中增韧机理. (a) 纤维桥连; (b) 纤维脱粘

Fig. 11 Toughened mechanisms of C_f/Al_2O_3 by carbon fiber: (a) fiber bridging; (b) fiber debonding

3 结论

(1) 随冲角增大, C_f/Al_2O_3 复合材料与 Al_2O_3 陶瓷的体积冲蚀率增加, 并在 90° 冲角时达最大值. C_f/Al_2O_3 复合材料在高速 90° 冲角时的耐冲蚀磨损性能优于 Al_2O_3 陶瓷.

(2) C_f/Al_2O_3 复合材料与 Al_2O_3 陶瓷的冲蚀磨损机理都是材料受到冲蚀颗粒反复冲击后, 表面产生裂纹、扩展交联后, 发生颗粒剥落或片状剥落. Al_2O_3 表面的孔洞缺陷会加剧材料的冲蚀, C_f/Al_2O_3 复合材料中存在的纤维团聚区会导致材料冲蚀磨损率的增加.

(3) C_f/Al_2O_3 复合材料中, 纤维对冲蚀磨损性能的影响主要体现在对裂纹扩展的阻碍作用, 即纤维桥连及纤维脱粘吸收了促进裂纹扩展的冲击能量.

参 考 文 献

- [1] Zhu Z B , Guo Z J , Liu Y , et al. The development and application of alumina ceramics. *Ceramics*, 2003(1): 5
(朱志斌, 郭志军, 刘英, 等. 氧化铝陶瓷的发展与应用. 陶瓷, 2003(1): 5)
- [2] Hsu S M , Shen M. Wear prediction of ceramics. *Wear*, 2004 ,

256(9-10): 867

- [3] Wang Z S. Current application status and prospects of lining material of dense medium cyclone. *Coal Prep Technol*, 2008(1): 70
(王兆申. 重介质旋流器内衬材料的应用现状及前景. 选煤技术, 2008(1): 70)
- [4] Feng Y H , Deng J X , Shi P W. Study on the erosion wear of ceramics. *J Ceram*, 2002 , 23(3): 169
(冯益华, 邓建新, 史佩伟. 陶瓷材料冲蚀磨损的研究. 陶瓷学报, 2002, 23(3): 169)
- [5] Guo J K. The brittleness problem of ceramic material. *J Fudan Univ Nat Sci*, 2003 , 42(6): 822
(郭景坤. 关于陶瓷材料的脆性问题. 复旦学报(自然科学版), 2003, 42(6): 822)
- [6] He B L , Sun J. Progress in ceramic matrix composite toughening technology. *Powder Metall Ind*, 2009 , 19(4): 48
(何柏林, 孙佳. 陶瓷基复合材料增韧技术的研究进展. 粉末冶金工业, 2009, 19(4): 48)
- [7] Zhang X H , Zhang J H , Liu C X. An overview and prospect of toughening research on alumina matrix ceramic material. *J Shandong Univ Eng Sci*, 2004 , 34(5): 14
(张希华, 张建华, 刘长霞. 氧化铝基陶瓷材料增韧研究现状及其发展方向. 山东大学学报(工学版), 2004, 34(5): 14)
- [8] Bakshi S R , Agarwal A. An analysis of the factors affecting strengthening in carbon nanotube reinforced aluminum composites.

- Carbon*, 2011, 49(2): 533
- [9] Yang F Y, Zhang X H, Han J C, et al. Characterization of hot-pressed short carbon fiber reinforced ZrB₂-SiC ultra-high temperature ceramic composites. *J Alloys Compd*, 2009, 472(1): 395
- [10] Wang Z, Zhao J, Xing G H, et al. Mechanical properties of MF/Nano-ZrO₂ toughened alumina ceramic composite materials. *J Synth Cryst*, 2009, 38(Suppl 1): 238
(王志, 赵军, 邢国红, 等. MF/纳米ZrO₂增韧氧化铝陶瓷复合材料的力学性能. *人工晶体学报*, 2009, 38(增刊1): 238)
- [11] Zhu J K, Luo F, Li P, et al. Effect of short carbon fiber content on the properties of Cf/Al₂O₃ composites. *Mater Rev*, 2010, 24(5): 23
(朱建坤, 罗发, 李鹏, 等. 短切碳纤维含量对Cf/Al₂O₃复合材料性能的影响. *材料导报*, 2010, 24(5): 23)
- [12] Shi G P. The summary of fiber reinforced ceramic matrix composites. *Ceramics*, 2009(1): 16
(史国普. 纤维增强陶瓷基复合材料概述. *陶瓷*, 2009(1): 16)
- [13] Zou W, Zhang K Z, Zhang L T, et al. Application of ceramic matrix composite to rocket motor. *J Solid Rocket Technol*, 2000, 23(2): 60
- (邹武, 张康助, 张立同, 等. 陶瓷基复合材料在火箭发动机上的应用. *固体火箭技术*, 2000, 23(2): 60)
- [14] Liang C H. Application of fiber reinforced ceramic matrix composites to foreign aircraft motor. *Aeronaut Manuf Technol*, 2006(3): 40
(梁春华. 纤维增强陶瓷基复合材料在国外航空发动机上的应用. *航空制造技术*, 2006(3): 40)
- [15] Cao J J. *Study on Preparation and Properties of In-situ Toughened Alumina Ceramic Matrix Composites* [Dissertation]. Beijing: China University of Mining and Technology (Beijing), 2013
(曹晶晶. 原位增韧Al₂O₃陶瓷基复合材料的制备与性能研究[学位论文]. 北京: 中国矿业大学(北京), 2013)
- [16] Zhao H C, Chen H H, Cao J J, et al. Preparation process of in situ carbon reinforced alumina composites. *J Univ Sci Technol Beijing*, 2013, 35(7): 908
(赵红超, 陈华辉, 曹晶晶, 等. 原位转化碳纤维增韧氧化铝复合材料的制备工艺. *北京科技大学学报*, 2013, 35(7): 908)
- [17] Chen H H, Ren J, Du F, et al. Friction and wear behaviour of in-situ transformed Cf/Al₂O₃ composite under different lubrication conditions. *Wear*, 2015, 332: 918