

[文章编号] 1004-0609(2002)05-0996-06

碳纤维含量对 $\text{Al}_2\text{O}_3 + \text{C}/\text{ZL109}$ 混杂复合材料摩擦磨损性能的影响^①

刘耀辉¹, 杜 军¹, 于思荣¹, 代汉达¹, 徐国峰²

(1. 吉林大学 材料科学与工程学院, 长春 130025; 2. 长春三佳化油器有限公司, 长春 130117)

[摘 要] 利用挤压铸造法制备了 $\text{Al}_2\text{O}_3 + \text{C}/\text{ZL109}$ 短纤维混杂金属基复合材料, 并探讨了 Al_2O_3 纤维体积分数为 12% 时, C 纤维含量对该混杂复合材料摩擦磨损性能的影响。结果表明: 随着 C 纤维体积分数的增加, 复合材料的摩擦因数和磨损率逐渐降低。12% Al_2O_3 和 4% C 短纤维的协同作用使复合材料从轻微磨损到急剧磨损的临界转变载荷比基体合金提高了 1 倍。当载荷低于临界载荷时, 复合材料的主要磨损机制为犁沟磨损和层离, C 纤维的加入有利于磨损表面裂纹尺寸的减小。但随着载荷的逐渐增加并发生严重磨损时, 基体和复合材料的磨损机制均为严重的粘着磨损甚至局部熔化磨损。

[关键词] 金属基复合材料; 混杂; 摩擦磨损; 碳短纤维

[中图分类号] TB 331; TH 331

[文献标识码] A

随着科学技术的不断发展, 环境和能源问题越来越突出, 汽车发动机的减重成为广大研究者追逐的目标, 而汽车发动机作为汽车的“心脏”, 一直是新材料开发与应用的主要对象, 采用铝合金活塞和缸体是其发展趋势, 但是铝合金的高温力学性能和抗粘着性能较差, 不能很好地满足发动机性能的要求。因此, Al_2O_3 短纤维增强 Al 基复合材料以其高的比强度, 特别是优异的高温性能和耐磨性能而受到广大材料研究者的高度重视^[1], 增强后复合材料具有比基体合金更低的磨损率, 发生严重粘着磨损的临界转变载荷和临界转变温度不断提高^[2, 3]。为进一步提高基体的摩擦磨损性能, 将耐磨增强体和具有减摩性的增强体混杂, 是当前金属基复合材料的一大发展趋势^[4, 5]。如日本本田汽车公司成功开发了石墨和 Al_2O_3 短纤维混杂增强的铝基复合材料缸套, 被称为“现代发动机”的标志^[6]。但对于 Al_2O_3 和碳短纤维混杂增强 ZL109 合金复合材料的研究报道较为少见^[7], 特别是混杂后 C 纤维在磨损过程中的行为和机理及其两种增强相之间的交互作用规律未见研究报道。

作者拟对挤压铸造法制备的氧化铝和 C 短纤维混杂增强 ZL109 合金复合材料(简称为 $\text{Al}_2\text{O}_3 + \text{C}/\text{ZL109}$)的摩擦磨损性能进行研究, 主要探讨 Al_2O_3 短纤维体积分数 12% 保持不变, 而 C 纤维含

量变化对复合材料摩擦磨损性能的影响及 C 与 Al_2O_3 短纤维之间的交互作用规律, 并揭示其磨损机理, 以便为该复合材料在汽车工业上的应用提供理论依据。

1 实验

1.1 试样制备

ZL109 合金成分为(以质量分数计): 11.0% ~ 13.0% Si, 0.8% ~ 1.5% Mg, 0.5% ~ 1.5% Cu, 0.5% ~ 1.5% Ni, Al 余量。 Al_2O_3 纤维为洛阳耐火材料研究院生产的 Al_2O_3 含量为 95% 的耐火纤维, 碳纤维为吉林炭素厂生产的 TX-3 型聚丙烯腈碳纤维。将连续碳纤维剪断成 2~4 mm 的短纤维, 利用搅拌法在水介质中将两种增强纤维均匀混合后过滤, 与含有适当浓度的粘结剂溶液混合后在模具中压制成 $d 105 \text{ mm} \times 15 \text{ mm}$ 的圆饼状预制块, 经 150 °C 烘干后将预制块放入还原性介质中, 在 800 °C 下焙烧, 得到具有一定强度的预制块。利用 TDY33-200t 型液态模锻液压机挤压铸造制备复合材料, 挤压工艺参数为: 挤压压力 110 MPa, 浇注温度 750 °C, 预制块预热温度 450 °C, 模具预热温度 300 °C, 保压时间 60 s。混杂复合材料制备后, 经 510 °C, 4 h 固溶, 170 °C, 6 h 时效处理, 并加工成 $10 \text{ mm} \times$

① [基金项目] 吉林省科技厅资助项目(963543)

[收稿日期] 2001-12-29; [修订日期] 2002-03-20

[作者简介] 刘耀辉(1955-), 男, 教授, 博士。

10 mm × 14 mm 的试样块。

由于预制块在压力下成型, 使得纤维呈准二维随机分布。图 1 所示为 Al_2O_3 纤维体积分数 12%, C 纤维体积分数 4% 的混杂复合材料垂直取向时纤维分布的 SEM 照片, 其中黑色的为 C 纤维, 白色的为 Al_2O_3 纤维, 可以看出, 纤维混杂分布均匀。

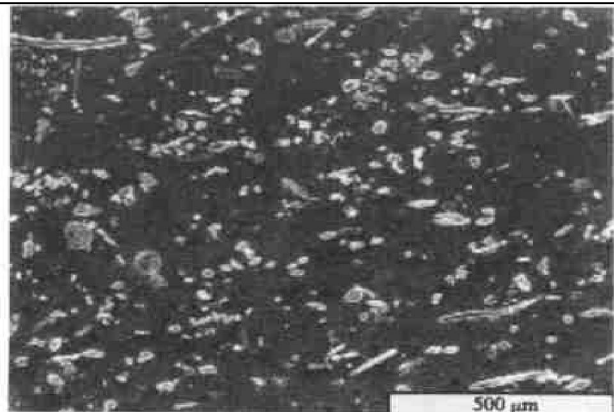


图 1 混杂复合材料纤维分布的 SEM 照片

Fig. 1 SEM image of fibers distribution in hybrid composites

1.2 摩擦磨损性能测试

摩擦磨损试验是在 MM-200 型磨损试验机上进行的环-块式干滑动摩擦磨损。摩擦副为 GCr15 经淬火加低温回火后的 $d = 40 \text{ mm} \times 10 \text{ mm}$ 的环, 表面硬度为 62HRC。滑动速度为 0.837 m/s, 滑动距离为 1 005 m, 压力依次为 49, 98, 147, 196, 245 和 294 N, 以图 1 所示的纤维垂直取向表面作为磨损表面。试样磨损前后均用丙酮清洗, 然后在精度为 0.1 mg 的光天平上称量磨损质量损失, 折算成磨损体积损失, 再除以磨损距离得到磨损率, 将磨损率作为衡量耐磨性的标准。在试验机上读出摩擦力矩, 再求得摩擦因数。每组数据是 5 次实验的平均值。复合材料的纤维分布和磨损表面形貌和亚表面结构观察在 JSM-5310 型扫描电镜下进行。

2 结果与分析

2.1 C 纤维含量对复合材料摩擦磨损性能的影响

不同载荷下 C 纤维体积分数对混杂复合材料摩擦因数的影响如图 2 所示。可见, 复合材料的摩擦因数随着 C 纤维体积分数的增加逐渐降低。C 纤维体积分数对混杂复合材料磨损率的影响如图 3 所示, 可以看出, 当载荷较低时, 复合材料磨损率较低, 属轻微磨损; 而载荷较高时, 复合材料的磨损率急剧增加, 发生严重磨损。但无论是在轻微磨损

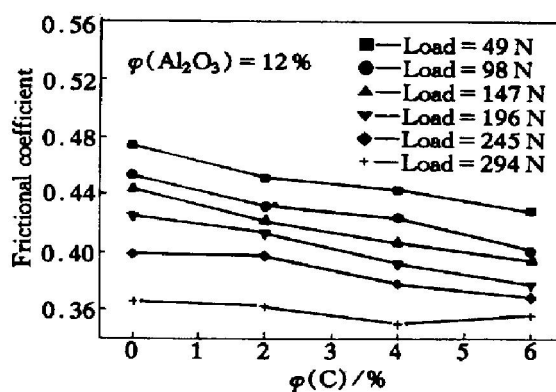


图 2 不同载荷下 C 纤维含量对复合材料摩擦因数的影响

Fig. 2 Effect of carbon fiber volume fraction on coefficient of friction of hybrid composites under different loads

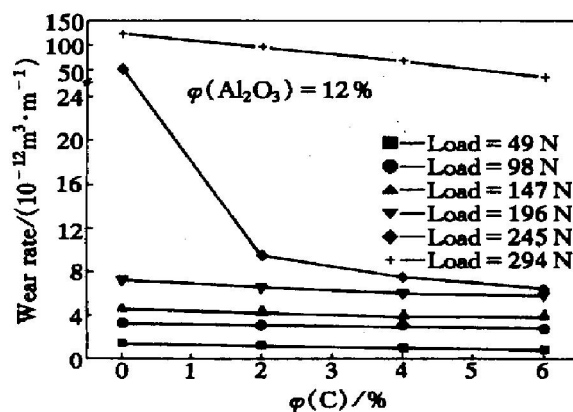


图 3 不同载荷下 C 纤维含量对复合材料磨损率的影响

Fig. 3 Effect of carbon fiber volume fraction on wear rate of hybrid composites under different loads

阶段还是严重磨损阶段, 复合材料的磨损率均随着 C 纤维体积分数的增加而逐渐降低。

2.2 载荷对复合材料摩擦磨损性能的影响

载荷对基体和不同 C 纤维体积分数的复合材料摩擦因数的影响如图 4 所示。可见, 对于仅含有 12% Al_2O_3 短纤维的复合材料, 其摩擦因数较大, 加入 C 纤维后其摩擦因数逐渐降低, 当 C 纤维的加入量为 6% 时在轻微磨损阶段复合材料的摩擦因数与基体相当。载荷对基体和不同 C 纤维体积分数的复合材料磨损率的影响如图 5 所示。随着载荷增加, 基体和复合材料的磨损率逐渐增加, 基体在 147 N 时磨损率开始急剧上升, 意味着严重粘着磨损甚至局部熔化磨损的开始^[2], 而对于仅含有

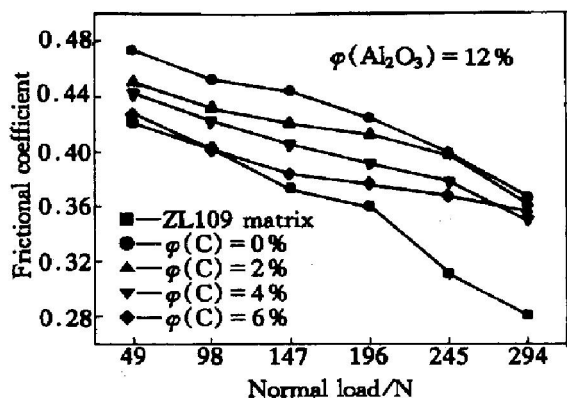


图 4 载荷对基体和不同 C 纤维含量复合材料摩擦因数的影响

Fig. 4 Effect of load on coefficient of friction of matrix and composites with different carbon fiber volume fractions

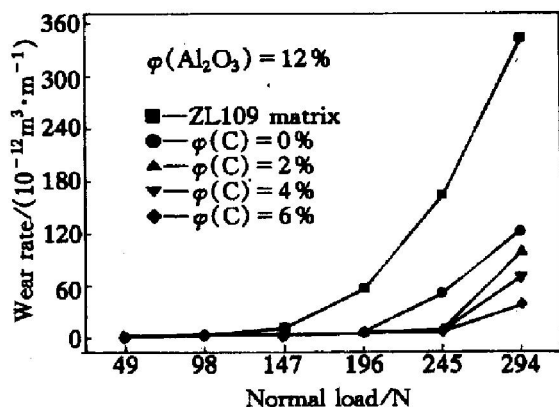


图 5 载荷对基体和不同 C 纤维含量复合材料磨损率的影响

Fig. 5 Effect of load on wear rate of matrix and composites with different carbon fiber volume fractions

12% Al_2O_3 短纤维的复合材料, 在载荷达到 245 N 时磨损率才急剧上升。加入 C 纤维后, 从轻微磨损到急剧磨损的临界转变载荷继续提高, 如含有 4% 的 C 纤维的复合材料的临界转变载荷为 294 N, 比基体增加了 1 倍。

2.3 分析和讨论

图 6 和图 7 所示分别为基体和复合材料在中等载荷 (196 N) 和较高载荷 (245 N) 下磨损表面的 SEM 照片。当载荷达到 196 N 时, 如图 6 所示, 此时基体已产生严重的粘着磨损, 甚至局部的熔化磨损, 而复合材料仅为轻微的犁沟磨损, 对于不含 C 纤维的复合材料, 磨损表面较为粗糙, 存在少量的剥落坑, 而对于含有 4% C 纤维的复合材料, 磨损表

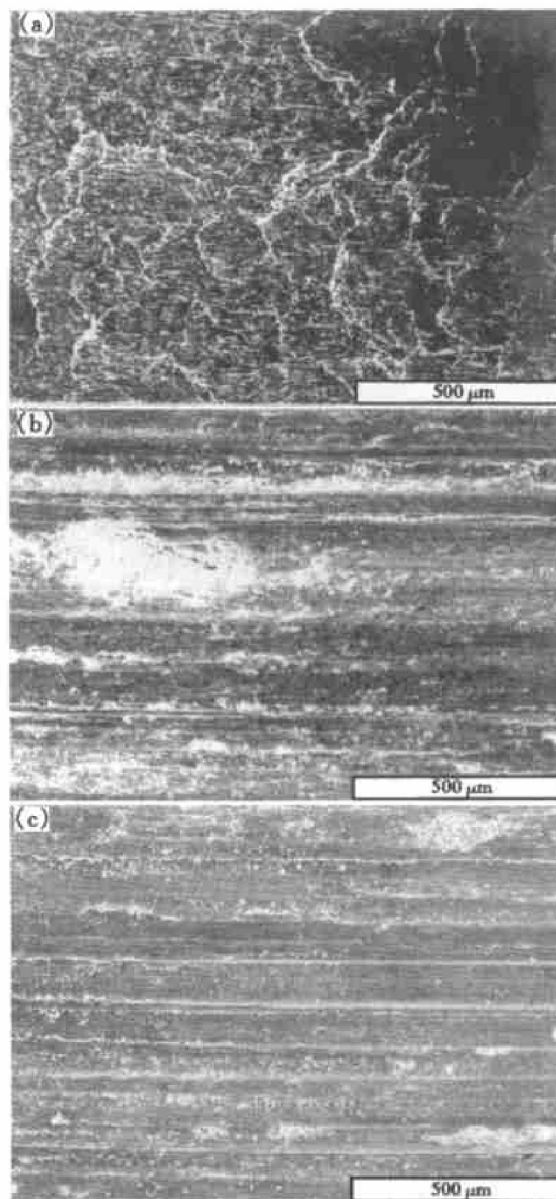


图 6 中等载荷下 (196 N) 基体和不同 C 纤维含量的复合材料磨损表面的 SEM 照片
Fig. 6 SEM images of worn surfaces of matrix and composites with different carbon fiber volume fractions under middle load (196 N)

(a) —Metal matrix; (b) — $\varphi(C) = 0$; (c) — $\varphi(C) = 4\%$

面犁沟较为光滑。当载荷达到 245 N 时, 从图 7 可以看出, 此时仅含 12% Al_2O_3 纤维的复合材料开始发生严重粘着磨损甚至熔化磨损, 而加入了 4% 的 C 纤维混杂的复合材料仍处于轻微磨损阶段, 磨损表面存在大量的犁沟和少量的剥落坑。

当复合材料中含有硬质增强纤维时, 其摩擦磨损的基本过程为: 较软的基体先期磨损, 硬质纤维逐渐突出。磨合一段时间后, 复合材料的磨损表面主要承受载荷的是高强度的纤维, 而纤维本身的耐

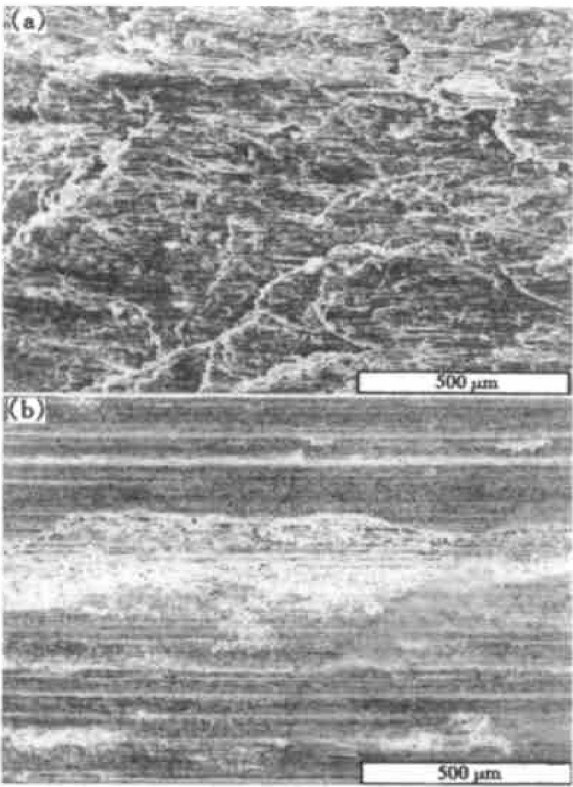


图 7 高载荷下(245 N)不同 C 纤维含量
复合材料磨损表面的 SEM 照片

Fig. 7 SEM images of worn surfaces of composites
with different carbon fiber volume fractions
under high load(245 N)
(a) — $\varphi(C) = 0$; (b) — $\varphi(C) = 4\%$

磨性较好, 且其大部分表面又受到基体合金的保护而不易受到损伤, 此时纤维不易磨掉, 从而形成纤维的“露头”^[8], 使磨损表面“粗糙”, 使得摩擦界面的相对运动阻力增大, 导致摩擦因数升高。因此, 对于仅含 Al₂O₃ 纤维的复合材料, 其摩擦因数高于基体, 当加入 C 纤维后, 由于 C 纤维在摩擦力的作用下变成微小的 C 颗粒, 起到了一定的自润滑作用^[9]。C 纤维含量越大时, 自润滑效果越好, 摩擦因数越低。在轻微磨损阶段, 当 C 纤维体积分数为 6% 时, C 纤维的自润滑效果与 Al₂O₃ 短纤维的增摩效果互相抵消, 使得复合材料的摩擦因数与基体相当。

摩擦磨损过程实质上是一个能量施放的过程。随着磨损的进行, 摩擦表面的温度将逐渐升高并达到一平衡温度。复合材料摩擦面上纤维硬质点可阻止金属基体与摩擦副之间的的大面积“粘着”, 使基体粘着的可能性大大下降, 使得因摩擦而产生的温升受到一定限制; 此外复合材料中由于纤维的断裂也将吸收部分能量^[10]; 而 C 纤维的加入有利于其导热性的改善。根据 Cowan 和 Winer^[11] 推导的摩

擦表面的温度估计公式知, 此时摩擦表面的温度较低, 几方面的因素使得复合材料在相同载荷下其磨损试样的表面温度要低于基体合金。Al₂O₃ 陶瓷短纤维作为硬质相可以强化基体, 使得复合材料的硬度、强度, 特别是高温强度明显提高, 在磨损过程中, 纤维可以起阻碍基体塑性变形、支撑和承载作用。对于没有纤维增强的 Al-Si 合金而言, 摩擦热易使材料软化, 表面温度升高, “粘着”严重。因此, Al₂O₃ 和 C 纤维混杂后, 一方面有利于磨损表面温度降低, 随着 C 纤维体积分数提高, 导热性能逐渐改善, 并使得基体的高温性能提高, 可以有效阻止由于热软化而造成的塑性流动和“热粘着”, 由于 C 纤维和 Al₂O₃ 短纤维的共同作用, 使复合材料由轻微磨损到急剧磨损的临界转变载荷与基体合金相比有大幅度提高。其磨损率也随着 C 纤维的加入量增加而逐渐降低, 复合材料磨损性能逐渐提高。

对图 6(b) 和(c) 进一步放大, 如图 8(a) 和(b) 所示, 复合材料磨损表面存在大量的显微裂纹, 但 C 纤维混杂后复合材料磨损表面更为光滑, 裂纹更加细小。根据 Suh 层离理论^[12], 磨损表面裂纹的产生意味着层离磨损在复合材料中是起主要作用的磨

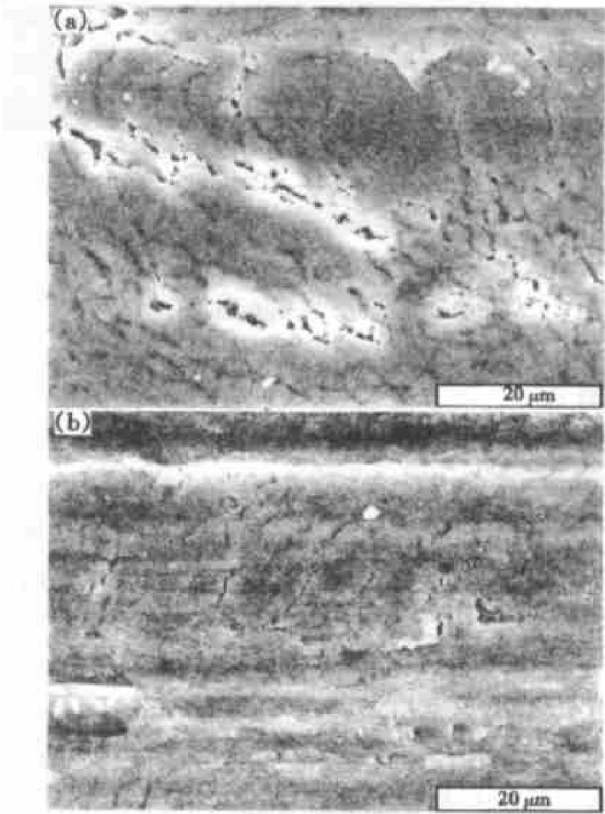


图 8 中载荷下(196 N)复合材料
磨损表面的 SEM 照片

Fig. 8 SEM images of worn surfaces of composites
under middle load(196 N)
(a) — $\varphi(C) = 0$; (b) — $\varphi(C) = 4\%$

损机制。复合材料表面在磨损过程中要经受压应力和切向摩擦力的反复作用,表层基体产生周期性的塑性变形和位错运动,位错将在纤维与基体之间的界面处聚集,同时由于基体和增强相之间变形的不连续性,易产生应力集中,而界面由于不润湿或脆性反应物的生成,性能往往较低,因此界面往往成为裂纹萌生的地方,并使裂纹沿着界面扩展,从而导致复合材料表层材料的脱落和转移。当层离磨损为主要的磨损机制时,磨损亚表面中存在裂纹区域。图 9 所示为 Al_2O_3 和 C 短纤维体积分数分别为 12% 和 4% 的混杂复合材料在中等载荷下磨损亚表面的结构,磨损亚表面明显存在 3 个区域:表层未脱落的剥落层、亚表面裂纹形成区以及未变形区。这种未脱落的剥离层在随后的磨损过程中起到一定的承载作用,防止更深一层产生裂纹^[13]。

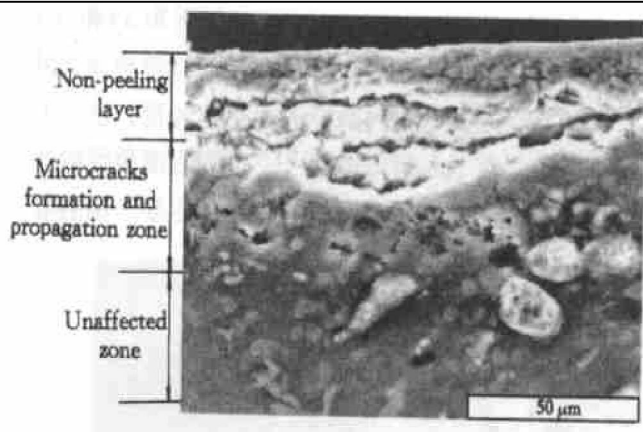


图 9 复合材料磨损亚表面结构的 SEM 照片

Fig. 9 SEM image of worn subsurface structure of composites

3 结论

1) Al_2O_3 + C/ZL109 混杂复合材料的摩擦因数随着 C 纤维含量的增加而逐渐降低。在轻微磨损阶段, 12% Al_2O_3 和 6% C 短纤维混杂后复合材料的摩擦因数与基体合金相当。

2) 随着 C 纤维含量的增加复合材料磨损率逐渐降低, 耐磨性能逐渐提高。12% Al_2O_3 和 4% C 短纤维的共同作用使得复合材料从轻微磨损到急剧磨损的临界转变载荷比基体合金提高 1 倍。

3) 当载荷低于临界载荷时, 复合材料的主要磨损机制为犁沟磨损和层离, C 纤维的加入有利于磨损表面裂纹尺寸的减小。但随着载荷的逐渐增加并发生严重磨损时, 基体和复合材料的磨损机制均为严重的粘着磨损甚至局部熔化磨损。

[REFERENCES]

- [1] Sannino A P, Rack H J. Dry sliding wear of discontinuously reinforced aluminum composites: review and discussion [J]. *Wear*, 1995, 189: 1– 19.
- [2] Prasad B K, Modi O P, Jha A K. The effects of alumina fibres on the sliding wear of a cast aluminum alloy [J]. *Tribology International*, 1994, 27(3): 153– 158.
- [3] Moustafa S F. Wear and wear mechanisms of Al/ 22% Al_2O_3 composite [J]. *Wear*, 1995, 185: 189– 195.
- [4] 卢德宏, 金燕苹, 顾明元, 等. 混杂铝基复合材料的摩擦系数模型 [J]. *中国有色金属学报*, 2000, 10(3): 416– 419.
Lu D H, Jin Y P, Gu M Y, et al. A model of friction coefficient of aluminum matrix hybrid composites [J]. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*, 2000, 10(3): 416– 419.
- [5] Jiang J Q, Tan R S, Ma A B, et al. Compressive and tribological properties of Al_2O_3 fibre and hexagonal BN particle hybrid reinforced Al-Si alloys [J]. *J Mater Sci*, 1996, 31: 5239– 5245.
- [6] Ebisawa M, Hara T. Production process of metal matrix composite (MMC) engine block [J]. *SAE paper 910835*: 826– 838.
- [7] 于思荣, 刘耀辉, 于金江, 等. Al_2O_3 + C_f/ZL109 干摩擦磨损行为及其人工神经网络分析 [J]. *摩擦学学报*, 1999, 19(3): 198– 203.
YU Si-rong, LIU Yao-hui, YU Jin-jiang, et al. Dry sliding friction and wear behavior of Al_2O_3 + C_f/ZL109 composites and its analysis with artificial neural networks [J]. *Tribology*, 1999, 19(3): 198– 203.
- [8] 于思荣, 何镇明, 陈 凯. 三氧化二铝短纤维对 ZA22 合金干摩擦磨损性能的影响 [J]. *摩擦学学报*, 1995, 15(3): 193– 198.
YU Si-rong, HE Zhen-ming, CHEN Kai. Effects of Al_2O_3 short fibers on the dry friction-wear properties of ZA22 alloy [J]. *Tribology*, 1995, 15(3): 193– 198.
- [9] Song J I, Han K S. Effect of volume fraction on carbon fibers on wear behavior of Al/ Al_2O_3 / C hybrid metal matrix composites [J]. *Composite Structure*, 1997, 39(3– 4): 309– 318.
- [10] Mallick P K. *Fiber Reinforced Composites* [M]. New York: Marcel Dekker Press, 1993. 5– 6.
- [11] Cowan R S, Winer W O. *Friction, Lubrication And Wear Technology* [M]. ASM Handbook, ASM, 1992. 39– 44.
- [12] Suh N P. An overview of the delamination theory of wear [J]. *Wear*, 1977, 44: 1– 16.

- [13] 方 浩, 张国定. Al_2O_3 短纤维/ SiC 颗粒混杂增强铝合金复合材料 [J]. 中国有色金属学报, 1999, 9(3): 458– 464.
- FANG Hao, ZHANG Guo-ding. Al_2O_3 short fibre/ SiC

particle hybrid reinforced aluminum alloy composites [J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 1999, 9(3): 458– 464.

Effect of carbon fiber content on friction and wear properties of $\text{Al}_2\text{O}_3 + \text{C} / \text{ZL109}$ hybrid composites

LIU Yao-hui¹, DU Jun¹, YU Si-rong¹, DAI Han-da¹, XU Guo-feng²

(1. School of Materials Science and Engineering, Jilin University, Changchun 130025, China;

2. Changchun San Jia Carburetor Limited Corporation, Changchun 130117, China)

[Abstract] $\text{Al}_2\text{O}_3 + \text{C} / \text{ZL109}$ short fibers reinforced hybrid metal matrix composites were fabricated by squeeze casting. The effect of carbon fiber content on friction and wear properties of the hybrid composites with fixed Al_2O_3 fiber volume fraction 12% was investigated. The results show that carbon fiber is of self-lubricant to some degree, coefficient of friction and wear rate of the hybrid composites decrease with the increase of carbon fiber volume fraction. Tribological property of the hybrid composites with incorporation of carbon short fiber is ameliorated and the wear property is improved. The transition load from mild wear to severe wear of the hybrid composites improves markedly because of mutual effect of Al_2O_3 and carbon short fibers, the value is larger by one fold than that of the matrix. The dominant wear mechanisms of the composites are grooving and delamination during the phase of mild wear when the experimental load is smaller than the transition load. Incorporation of carbon short fiber is in favor of decrease of microcracks size on worn surface. The dominant wear mechanisms of matrix and composites will be shifted to severe adhesion and even local melt wear with the increase of load.

[Key words] metal matrix composites; hybrid; friction and wear; carbon short fiber

(编辑 彭超群)