

外加载荷对 $\text{Al}_2\text{O}_3\cdot\text{SiO}_2(\text{sf})/\text{AZ91D}$ 复合材料磨损性能的影响

刘贯军, 马利杰, 胡志刚, 孔晓红, 余泽通, 张文庆

(河南科技学院 机电学院, 新乡 453003)

摘要: 分别以硅酸铝短纤维和磷酸铝为增强体和预制体高温粘结剂, 采用挤压浸渗法分别制备出体积分数为15%、20%、25%和30%的镁基复合材料。利用MM200磨损试验机, 分别在外加载荷为10、20、30、40和50 N及滑动速度为0.47和0.94 m/s条件下, 与硬度为HRC53的20Cr对磨环在干态条件下进行对磨, 考察了外加载荷对不同体积分数硅酸铝短纤维增强AZ91D镁基复合材料试样摩擦率和磨损机制的影响, 并通过扫描电镜对试样摩擦表面进行了形貌观察和分析。结果表明: 在低滑动速度(0.47 m/s)下, 复合材料的磨损机制随着外加载荷的改变而改变; 而在高滑动速度(0.94 m/s)条件下, 则没有这种改变; 在干磨条件下, 试样磨损率随体积分数的变化受到外加载荷和滑动速度的影响。

关键词: 硅酸铝纤维; 镁基复合材料; 外加载荷; 体积分数; 磨损率

中图分类号: TG 146.2⁺2; TB 333 **文献标识码:** A

Effect of applied loads on wear properties of $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-SiO}_2(\text{sf})/\text{AZ91D}$ composites

LIU Guan-jun, MA Li-jie, HU Zhi-gang, KONG Xiao-hong, YU Ze-tong, ZHANG Wen-qing

(Department of Mechanical and Electronic Engineering, Henan Institute of Science and Technology, Xinxiang 453003, China)

Abstract: Magnesium alloy matrix composites(MMC) with volume fractions of 15%, 20%, 25% and 30% were fabricated by squeeze cast using crystallized aluminum silicate short fibers as reinforcement and aluminum phosphate as binder under high temperature, respectively. The dry sliding tribological properties of the magnesium alloy matrix composites were studied using MM200 wear tester (block-on-ring configuration) against a hardened alloy steel counterface with hardness of HRC53 under loads of 10, 20, 30, 40 and 50 N and sliding velocities of 0.47 and 0.92 m/s. The effects of applied loads on the dry sliding tribological properties of $\text{Al}_2\text{O}_3\cdot\text{SiO}_2(\text{sf})/\text{AZ91D}$ composites with different volume fractions were investigated. The examinations on the work surface of wear test specimens were conducted by scanning electron microscopy(SEM). The results show that, the wear mechanism of the composite changes with changing applied loads under sliding speed of 0.47 m/s. But the wear mechanism does not change under sliding speed of 0.94 m/s. The effect of sliding speeds on wear rate of the MMCs specimens is greater and more complex than that of the AZ91D matrix alloy. The relationship between wear rate and volume fraction of the composite is influenced by applied loads and sliding speeds under dry friction.

Key words: aluminium silicoate fiber; magnesium matrix composite; applied load; volume fraction; wear rate

随着石油价格的持续走高和人们对空气污染程度的高度关注, 减轻质量、节能减排成了汽车制造行业

追求的目标之一, 因此, 镁合金以其相对更高的比强度和比刚度成为比铝合金更受关注的结构材料。但由

基金项目: 河南科技学院博士科研启动基金资助项目(20070034)

收稿日期: 2008-10-06; 修订日期: 2009-03-08

通讯作者: 刘贯军, 教授, 博士; 电话: 0373-3040394; E-mail: lgj@hist.edu.cn

于镁合金的耐磨性能较差, 其在汽车发动机零部件上的应用受到一定限制^[1-2]。镁基复合材料的出现可以明显改善镁合金的耐磨性^[3-4], 但目前镁基复合材料所用的增强体主要为 Al_2O_3 纤维、 SiC 颗粒和 TiB_2 和 TiC 颗粒等^[5-7], 其价格较高, 影响了镁基复合材料在汽车等民用产品上的应用。硅酸铝短纤维作为一种廉价的复合材料增强体在铝基复合材料上有了成功的应用^[8]。目前, 尚未见其他有关硅酸铝短纤维增强镁基复合材料的研究报道。基于此, 本文作者对硅酸铝短纤维增强 AZ91D 镁基复合材料进行了一些研究^[9-10], 研究发现, 用硅酸铝短纤维作为 AZ91D 镁合金的增强体制备复合材料是可行的, 但尚未对该复合材料的摩擦磨损性能进行研究。为了探索硅酸铝短纤维增强 AZ91D 镁基复合材料的摩擦磨损性能, 本文作者重点考察了在干摩擦条件下外加载荷对 AZ91D 合金和不同体积分数的 $\text{Al}_2\text{O}_3\cdot\text{SiO}_2(\text{sf})/\text{AZ91D}$ 镁基复合材料的摩擦磨损性能的影响规律。

1 实验

1.1 材料制备

用市场上供应的 AZ91D 合金作为基体合金直接熔化, 用洛阳耐火材料研究院提供的硅酸铝短纤维(直径为 $1\sim 3\ \mu\text{m}$, 长约 $50\sim 300\ \mu\text{m}$)作增强体, 使用磷酸铝作预制体高温粘剂, 采用挤压浸渗法分别制备出体积分数为 15%、20%、25%和 30%的镁基复合材料, 该复合材料的坯料尺寸为 $d75\ \text{mm}\times 30\ \text{mm}$ 。为了进行摩擦磨损实验, 还需将复合材料坯料加工成数个 $10\ \text{mm}\times 10\ \text{mm}\times 10\ \text{mm}$ 的立方块样品, 并对复合材料进行了固溶和时效处理。图 1 所示为体积分数为 20%的镁基复合材料的光学组织。为了对比, 本文作者还对 AZ91D 基体合金进行了相同的处理和摩擦磨损试验。

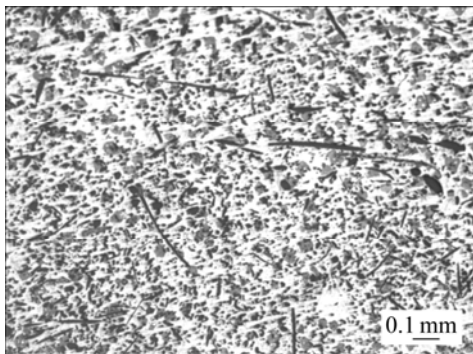


图 1 $\text{Al}_2\text{O}_3\cdot\text{SiO}_2(\text{sf})/\text{AZ91D}$ MMC 试样的光学组织

Fig.1 Optical microstructure of $\text{Al}_2\text{O}_3\cdot\text{SiO}_2(\text{sf})/\text{AZ91D}$ MMC sample

1.2 摩擦磨损实验

摩擦磨损实验在 MM200 型磨损试验机上进行, 实验前, 所有样品测试面经 $1000^\#$ 碳化硅水磨砂纸抛光。对磨环材料选用 20Cr, 淬火硬度为 53HRC, 外轮廓尺寸为 $d45\ \text{mm}\times 10\ \text{mm}$, 其工作面经磨削加工而成, 表面粗糙度为 $Ra=0.8\ \mu\text{m}$ 。环境温度约 $18\sim 20\ ^\circ\text{C}$, 对磨环转速分为低速($200\ \text{r/min}$)和高速($400\ \text{r/min}$)两种, 对应试样相对滑动速度分别为 0.47 和 $0.94\ \text{m/s}$ 。所加实验载荷分别为 10、20、30、40 和 50 N。试样磨损量以试样质量损失来表示, 采用 $0.1\ \text{mg}$ 感量的分析天平测试试样质量。采用 LEO1530VP 型扫描电镜观察试样工作面的磨损形貌和磨屑形貌。

2 结果与分析

2.1 外加载荷与复合材料磨损率的关系

图 2(a)所示为较低滑行速度($0.47\ \text{m/s}$)条件下不同

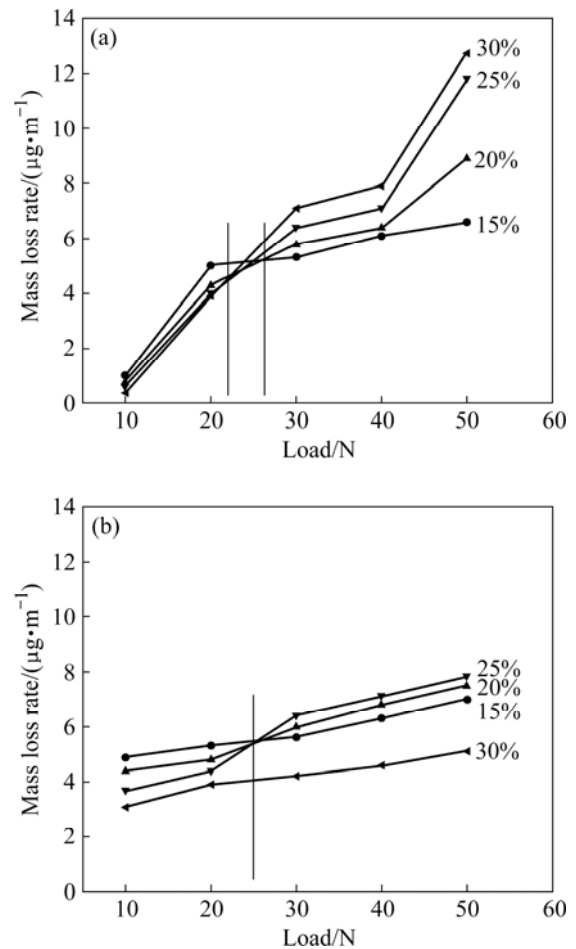


图 2 不同滑动速度条件下不同体积分数复合材料试样磨损率随外加载荷的变化

Fig.2 Change of wear rate with load for MMC sample with different volume fractions under different sliding speeds: (a) $0.47\ \text{m/s}$; (b) $0.94\ \text{m/s}$

体积分数复合材料试样磨损率随外加载荷的变化。由图2(a)可看出,对于体积分数为15%的硅酸铝短纤维增强AZ91D镁基复合材料,其试样磨损率与外加载荷的关系曲线上出现了一个转折点(20 N),该转折点前后曲线(直线)的斜率由大突然变小。这说明,该试样的磨损率在该点处开始由大变小了。这一变化意味着材料的磨损机制随着外加载荷的变化发生了改变。在低速摩擦条件下,外加载荷不超过20 N时,摩擦过程中产生的摩擦热导致试样摩擦表面(镁合金基体)氧化,再通过由氧化产生的MgO碎片或细小颗粒的迁移导致了材料的磨损。这些细小颗粒也包括少量脱粘脱落的复合材料增强短纤维,此时,材料的磨损机制表现为氧化磨损和轻微的磨粒磨损。

由图2(a)还可看出,在较低滑行速度(0.47 m/s)条件下,体积分数分别为20%的复合材料在其磨损曲线上的20、30和40 N处出现3个明显的转折点,其中,20和30 N两个转折点的意义与体积分数为15%的复合材料磨损曲线上的转折点意义是相同的,只不过对于前者,使用20 N的外加载荷时,由于复合材料体积分数增大,试样摩擦面保护层没有后者坚硬和耐磨;当外加载荷增大到30 N时,保护层的硬度和耐磨性才达到前者的程度。体积分数分别为25%和30%的复合材料,其磨损曲线上的两个明显的转折点分别在30和40 N点处。在这里,30 N点处的转折点的意义也与体积分数为15%的复合材料磨损曲线上20 N点处的转折点的意义是相同的。综观体积分数分别为20%、25%和30%的复合材料磨损曲线,它们均在40 N点处有一个转折,该点对于这三者的意义是相同的,即当外加载荷增大到40 N时,这3种材料的摩擦面保护层的剪切强度(或硬度)不足以抵挡外加载荷在其上产生的剪切应力而碎裂和消失,同时,硬质点可能会逐渐破碎而失去支撑作用,因而使得基体直接与硬质对磨件接触,而碎硬质点会夹在两个对磨面之间滚滑,从而形成严重的三体磨损,加剧复合材料试样的磨损。更为严重的是,当保护层较厚时,在较大外加载荷作用下和对磨环的反复滚压下,破裂后的保护层会成块剥落,从而形成更严重的剥层磨损。这就是当外加载荷增大到40 N时,体积分数分别为20%、25%和30%的复合材料的磨损曲线(直线)斜率开始突然增大的原因。

图2(b)所示为较高滑动速度(0.94 m/s)条件下,不同体积分数的复合材料试样磨损率随外加载荷的变化关系。从图2(b)可以看出,在较高滑动速度(0.94 m/s)条件下,随外加载荷的增大,不同体积分数的复合材料试样磨损率均以近似线性增大,与较低滑动速度

(0.47 m/s)条件下复合材料试样磨损率相比,增大的幅度都不大。这主要与滑动速度有关,由于在一定外加载荷作用下,高的滑动速度(0.94 m/s)可以产生大量的摩擦热,当摩擦热积累至使摩擦温度升高至大约225℃时,复合材料的基体镁合金的塑性将增大^[3],从而使磨粒磨损的形式从对基体合金的脆性切断转变为犁削或硬质磨粒的楔入变形。在犁削过程中,材料被移动到沟槽的两边,并没有被移走。其间,楔形物形成,在与磨粒的最初接触过程中只有微小的楔形碎片被磨掉。因此,复合材料试样在高速(0.94 m/s)滑动摩擦时磨损率随外加载荷变化不大。

图3所示为摩擦面上磨料的EDX谱。由图3可看出,磨粒的大部分成分为MgO,显然这是由于氧化磨损所致。仍然在低速摩擦条件下,当使用超过20 N的外加载荷作用于相同体积分数的复合材料试样时,由于摩擦力增大导致摩擦热增多,基体合金氧化程度增大,同时基体合金的塑性也因摩擦面温度升高而增大。这样,在较大的外加载荷和对磨环的滚压作用下,相对较多的氧化磨损碎片与脱落的增强纤维碎片被混合、移动并填满沟槽,在试样摩擦面上形成比较致密的有一定硬度的保护层,隔断了基体金属与对磨件的直接接触,并增大了磨损阻力,从而大大降低试样的磨损率^[6,11]。

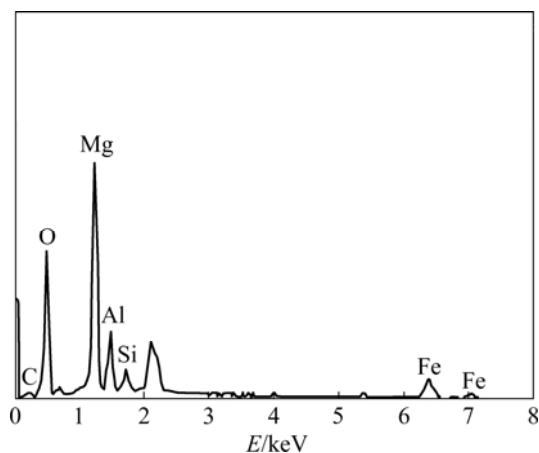


图3 摩擦面上磨料EDX谱

Fig.3 EDX pattern of grinding particulates from friction surface

图4所示为外加载荷分别为30 N和50 N时具有20%体积分数的复合材料在低速(0.47 m/s)滑动时试样摩擦面的形貌。由图4可以看出,外加载荷为30 N时,试样摩擦面上只有清晰的、较浅的犁沟及许多细小的磨粒,显示复合材料试样的磨损机制为相对较轻的磨粒磨损;外加载荷为50 N时,在试样磨面上除了较深

较宽的犁沟外, 还发现有明显的剥离带, 显示摩擦面上除发生了较大程度的磨粒磨损外, 还发生了严重的剥层磨损。总之, 在以上所述相同的条件下, 外加载荷的变化导致复合材料磨损机制发生了变化。

图 5 所示为高滑动速度(0.94 m/s)条件下体积分数

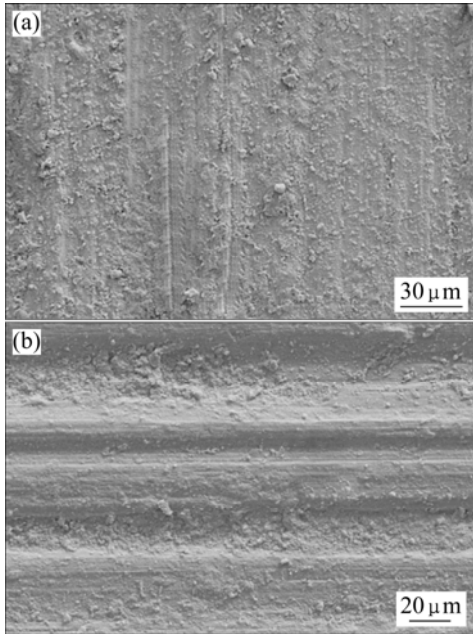


图 4 速度为 0.47 m/s 不同载荷时 20%MMC 试样磨损表面的形貌

Fig.4 Morphologies of wear surface of 20%MMC samples at 0.47 m/s under different loads: (a) 30 N; (b) 50 N

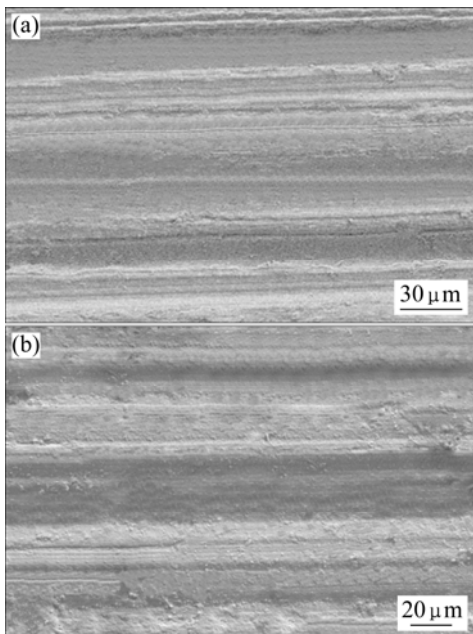


图 5 速度为 0.94 m/s 不同载荷时 20%MMC 试样磨损表面的形貌

Fig.5 Morphologies of wear surface of 20%MMC samples at 0.94 m/s under different loads: (a) 30 N; (b) 50 N

为 20%的复合材料试样分别在 30 和 50 N 的外加载荷作用下, 其摩擦面上全都被宽窄深浅不同的犁沟所覆盖, 不存在剥离坑, 显示在两种载荷条件下, 复合材料的磨损机制均保持不变, 仍然为磨粒磨损。

一般而言, 金属基复合材料试样在摩擦过程中, 其高性能的硬质陶瓷颗粒或短纤维增强体可作为摩擦试样的有效承载体, 减少表层金属的流动和磨损, 因此, 随着复合材料增强颗粒或短纤维体积分数的增加, 金属基复合材料的耐磨性也在提高^[12]。但本研究结果却与之不尽相同。

2.2 体积分数与复合材料磨损率的关系

图 6 所示为不同滑动速度条件下复合材料体积分数和外加载荷对其试样磨损率的影响。由图 6 可看出, 随着复合材料体积分数的增大, 试样磨损率并不像文献[12]所言全部降低, 试样磨损率的变化趋势还要受

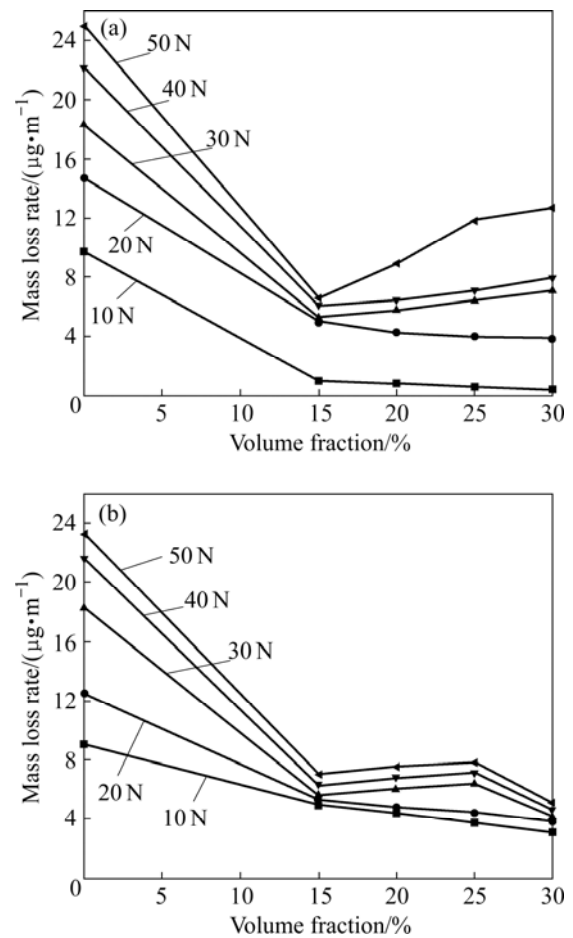


图 6 不同滑动速度下摩擦试样磨损率随复合材料体积分数的变化

Fig.6 Change of wear rate with volume fraction of MMC samples under different sliding speeds: (a) 0.47 m/s; (b) 0.94 m/s

外加载荷的影响。当外加载荷在 20 N 以下时, 本研究结论与文献[12]中的一致; 当外加载荷大于和等于 30 N 时, 在较低滑动速度(0.47 m/s)条件下, 体积分数的增大却使复合材料试样的磨损率增大; 在较高滑动速度(0.94 m/s)条件下, 情况更加复杂, 即体积分数的增大使复合材料试样的磨损率先增大后减小; 当体积分数大于 25%时, 复合材料试样的磨损率开始减小(见图 6(b)); 当在较低滑动速度(0.47 m/s)和 50 N 的外加载荷条件下, 当体积分数大于 25%时复合材料试样的磨损率增加速度开始变缓。

LEE 等^[13]研究发现, 在某一临界载荷下, 由于颗粒脱粘形成三体磨损, 使得复合材料的磨损率随颗粒含量增加而增大了。IWAI 等^[14]也认为, 复合材料的这种高磨损率主要是由于大量增强体颗粒或纤维的断裂和其与基体合金的界面脱粘, 进而参与了该复合材料的磨粒磨损。本研究认为, 复合材料体积分数对摩擦试样磨损率的影响取决于外加载荷和滑动速度这两个因素的共同作用。在较低滑动速度(0.47 m/s)和较小载荷(小于约 25 N)作用下(见图 2(a)), 可能由于载荷通过对磨环作用在试样摩擦面上的剪切应力小于增强颗粒或纤维与基体合金的界面结合强度, 此时的磨损机制主要是增强颗粒或纤维对钢质对磨件产生微切削和钢质对磨件中的硬质颗粒对复合材料试样(基体合金和增强颗粒或纤维)进行的微切削所产生的细小磨粒造成的轻微磨粒磨损以及如前述的氧化磨损。只要外来应力不造成增强颗粒或纤维的脱粘脱落, 复合材料体积分数的增大就可以使摩擦试样的磨损率降低。当外加载荷超过大约 25 N 的极限时, 其通过对磨件作用在试样摩擦面上的剪切应力可能超过了颗粒或纤维的界面结合强度, 以至于颗粒或纤维脱粘和脱落, 此时磨损机制为典型的三体磨粒磨损, 严重时还会造成剥层磨损, 复合材料体积分数越大, 磨损越严重。

但体积分数大于 25%的复合材料在较大的外加载荷作用下, 磨损率降低, 那就是提高滑动速度(不小于 0.94 m/s)。在较高的滑动速度下, 摩擦产生的大量热量会导致摩擦温度升高至 225 °C 以上, 这将导致基体镁合金的塑性增大, 从而使磨粒磨损的形式从对基体合金的脆性切断转变为犁削或楔入变形, 从而降低复合材料的磨损率。从图 2(b)可以看出, 在较高滑动速度条件下, 体积分数为 30%的复合材料的磨损率低于其它体积分数的复合材料, 这一结果不受外加载荷大小的影响。

干摩擦条件下材料的摩擦磨损性能与摩擦条件(包括载荷和滑动速度等)和对磨件的材料状态之间具有强烈的依赖性。同时, 影响摩擦热产生与传递的因

素也会对摩擦副的摩擦磨损性能产生影响。这是由于摩擦热对摩擦过程产生强烈的干涉作用, 特别是对于镁合金和镁基复合材料来说更是如此。而试样材料本身的性能仅通过材料摩擦过程中的动态性能与摩擦热之间的耦合作用来体现。因此, 在干摩擦条件下, 材料的摩擦磨损性能在不同条件下呈现出完全不同、甚至相反的规律^[15]。

3 结论

1) 在干摩擦条件下低速(0.47 m/s)滑动时, 硅酸铝短纤维增强 AZ91D 复合材料的磨损机制随着外加载荷的变化而改变; 高速(0.94 m/s)滑动时, 复合材料试样磨损率随外加载荷的变化不大, 磨损机制基本不变。

2) 在干摩擦条件下, 磨损率随体积分数的变化受到外加载荷和滑动速度的影响。当载荷小于约 25 N 时, 体积分数增大, 磨损率减小, 且这一趋势不受滑动速度影响; 当载荷大于约 25 N 时, 低滑动速度下, 体积分数增大, 磨损率随之增大; 高速滑动时, 磨损率随体积分数增大先增大后减小。

REFERENCES

- [1] QI Qing-ju. Evaluation of sliding wear behavior of graphite particle-containing magnesium alloy composites[J]. *Trans Nonferrous Met Soc China*, 2006, 16(5): 1135-1140.
- [2] 曾荣昌, 柯伟, 徐永波, 韩恩厚, 朱自勇. Mg合金的最新发展及应用前景[J]. *金属学报*, 2001, 37(7): 673-685.
ZHENG Rong-chang, KE Wei, XU Yong-bo, HAN En-HOU, ZHU Zi-yong. Recent development and application of magnesium alloys[J]. *Acta Metallurgica Sinica*, 2001, 37(7): 673-685.
- [3] LIM C Y H, LEO D K, ANG J J S, GUPTA M. Wear of magnesium composites reinforced with nano-sized alumina particulates[J]. *Wear*, 2005, 259: 620-628.
- [4] 高明娟, 王树奇, 杨子润, 崔向红, 陈康敏. Mg-Al-Ti体系原位合成 Al₃Ti_p/Mg[J]. *中国有色金属学报*, 2008, 18(4): 583-588.
GAO Ming-juan, WANG Shu-qi, YANG Zi-run, CUI Xiang-hong, CHEN Kang-min. Al₃Ti_p/Mg developed by in situ synthesis of Mg-Al-Ti system[J]. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*, 2008, 18(4): 583-588.
- [5] LU L, LIM C Y H, YEONG W M. Effect of reinforcements on strength of Mg9%Al composites[J]. *Composite Structures*, 2004, 66(1): 41-45.

- [6] LIM C Y H, LIM S C, GUPTA M. Wear behaviour of SiC_p -reinforced magnesium matrix composites[J]. *Wear*, 2003, 255(1): 629–637.
- [7] JAYALAKSHMI S, KAILAS S V, SESHAN S. Tensile behaviour of squeeze cast AM100 magnesium alloy and its Al_2O_3 fibre reinforced composites[J]. *Composites: Part A*, 2002, 33(8): 1135–1140.
- [8] 操光辉, 吴申庆, 舒光冀, 沈光骏. 硅酸铝短纤维增强铝硅合金复合材料的界面结构[J]. *复合材料学报*, 1999, 16(2): 73–76.
CAO Guang-hui, WU Shen-qing, SHU Guang-ji, SHEN Guang-jun. Interface structure of aluminosilicate short fibre reinforced AlSi alloy composite[J]. *Acta Materialia Compositae Sinica*, 1999, 16(2): 73–76.
- [9] 刘贯军, 李文芳, 彭继华, 尧建刚. 硅酸铝短纤维增强镁基复合材料的界面反应及其热力学分析[J]. *复合材料学报*, 2007, 24(2): 7–12.
LIU Guan-jun, LI Wen-fang, PENG Ji-hua, YAO Jian-gang. Interface reaction and thermodynamic analysis on the magnesium alloy matrix composite reinforced with alumina silicate short fibers[J]. *Acta Materialia Compositae Sinica*, 2007, 24(2): 7–12.
- [10] LI Wen-fang, LIU Guan-jun, PENG Ji-hua, DU Jun. Interface reaction and thermodynamic analysis on $\text{Al}_2\text{O}_3\text{:SiO}_{2(\text{sf})}$ /AZ91D composite[J]. *Trans Nonferrous Met Soc China*, 2006, 16(S3): 1673–1676.
- [11] WILSON S, ALPAS A T. Wear mechanism maps for metal matrix composites[J]. *Wear*, 1997, 212(1): 41–49.
- [12] LEE Y F, LEE S L, LIN J C. Wear and corrosion behaviors of SiC_p reinforced copper matrix composite formed by hot pressing[J]. *Scan J Metall*, 1999, 28(1): 9–16.
- [13] LEE C S, KIM Y H, HAN K S, LIN T. Wear behaviour of aluminum matrix composite materials[J]. *J Mater Sci*, 1992, 27(2): 793–800.
- [14] IWAI Y, HONDA T, MIYAJIMA T, IWASAKI Y, SURAPPA M K, XU J F. Dry sliding wear behavior of Al_2O_3 fiber reinforced aluminium composites[J]. *Composites Science and Technology*, 2000, 60(9): 1781–1789.
- [15] MA T, YAMAURA H, KOSS D A. Dry sliding wear behavior of cast SiC reinforced Al MMCs[J]. *Mater Sci Eng A*, 2003, 360(1): 116–125.

(编辑 李艳红)