

文章编号: 1004 - 0609(2005)03 - 0458 - 05

SiC_p 含量和尺寸对 Al 基复合材料 摩擦学特性的影响^①

戈晓岚, 许晓静, 蔡 兰, 陈康敏, 居志兰
(江苏大学 机械工程学院, 镇江 212013)

摘 要: 通过分析 SiC_p/Al 基复合材料中第二相 SiC_p 的含量、分布和尺寸对其性能的影响, 深入地研究了微米、亚微米 SiC_p/Al 复合材料的摩擦磨损特性, 尤其是 SiC_p/Al 复合材料磨损亚表层特性的影响。研究表明: 复合材料的磨损是粘着磨损、微切削和剥层的共同作用, SiC_p 对材料粘着磨损有一定的抑制作用, 且随着 SiC_p 粒度和含量的增大, SiC_p/Al 基复合材料的耐磨性也随之增加; 由于 SiC_p 承担了部分载荷和表层存在着机械混合层, 因此复合材料具有比其基体金属更高的耐磨性。

关键词: SiC_p/Al 复合材料; 摩擦表面; 亚表层; 机械混合层

中图分类号: TB 333

文献标识码: A

Effect of grain size and content of SiC_p on tribology characterization of SiC_p/Al composites

GE Xiao-lan, XU Xiao-jing, CAI Lan, CHEN Kang-min, JU Zhi-lan
(School of Mechanical Engineering, Jiangsu University, Zhenjiang 212013, China)

Abstract: Through analyzing the effects of content, distribution and size of SiC_p on the wear properties of SiC_p/Al composites, the micrometer and sub-micrometer SiC_p/Al composites, especially the characterization on wear sub-surface property of SiC_p/Al composites were investigated. The results show that the wear mechanism of composite is cooperation of scoring, micro-cutting and shell, and SiC_p restrains the cohesion of composites. With the size and content of SiC_p increasing, the wear-resisting properties of SiC_p/Al composites increase. The composites have higher wear-resisting properties than their matrix alloys because of the SiC_p taking some load and the mechanical mixture layer existing in the surface regions.

Key words: SiC_p/Al composite; wear surface; sub-surface; mechanical mixture layer

SiC_p/Al 基复合材料中第二相 SiC_p 的含量、分布和尺寸对 SiC_p 增强铝基复合材料性能, 尤其是耐磨性有重要的影响^[1-6], 但有关亚微米 SiC_p 增强铝基复合材料的研究较少。本文作者分别以 130 nm 和 14 μm SiC_p 为第二相, 研究了不同体积分数的 SiC_p/Al 基复合材料在油润滑条件下的磨损表面和亚表面的特征, 并探讨了其摩擦磨损行为, 为 SiC_p/Al 基复合材料的制备及其在滑动轴承等领域

的应用提供了理论依据。

1 实验

实验采用冷压烧结粉末冶金法制备 SiC_p/Al 基复合材料, SiC_p 尺寸为 14 μm 和 130 nm, 其含量分别为 1.5% 和 5.0% (体积分数), Al 粉的粒度为 75~150 μm。冷压压力为 300 MPa, 保压时间为

① 收稿日期: 2004 - 06 - 29; 修订日期: 2004 - 11 - 08

作者简介: 戈晓岚(1957-), 男, 教授。

通讯作者: 戈晓岚, 教授; 电话: 0511-8780539; E-mail: xlge@ujs.edu.cn

5 min。烧结温度为 913 K, 烧结时间为 4 h^[7]。为了提高复合材料的致密度和改善复合材料的组织, 对烧结后的复合材料块体进行热挤压加工, 挤压温度为 753 K, 挤压比为 10^[8], 挤压成 $d12$ mm 棒。为评价 SiC_p/Al 基复合材料耐磨性能, 采用市售挤压态锡青铜 QSn 6.5-0.4 进行对比实验, 其名义化学成分为 Cu-6.5Sn-0.4P(质量分数, %)。

采用块-环式 MM200 型磨损试验机进行摩擦磨损性能实验, 上试样尺寸为 20 mm × 8 mm × 8 mm, 磨件用 40Cr 调质钢制成, 圆环热处理后的硬度为 295 HV, 实验载荷为 150~1200 N; 下试样转速为 400 r/min, 润滑油为 20# 机械油, 滴油速度为每分钟 40~48 滴, 磨损时间为 4 h, 试样在磨损前后均用丙酮溶液超声波清洗。采用 MP1100-1 电子天平称磨损质量损失, 并转换为磨损体积, 以此评价耐磨性能。采用配有 AN10000 型 X 射线能谱仪的 JXA-840A 型扫描电镜观察和分析摩擦磨损表面。

2 结果与讨论

2.1 SiC_p/Al 复合材料耐磨特性

图 1 所示为 SiC_p/Al 复合材料、纯 Al 与 QSn 6.5-0.4 的磨损量随载荷的变化。由图可看出, 当载荷为 150 N 时, SiC_p/Al 复合材料与 QSn 6.5-0.4 及纯 Al 耐磨性相差不大; 当载荷为 150~300 N 时, 纯 Al 和 1.5% SiC_p(130 nm)/Al 复合材料的磨

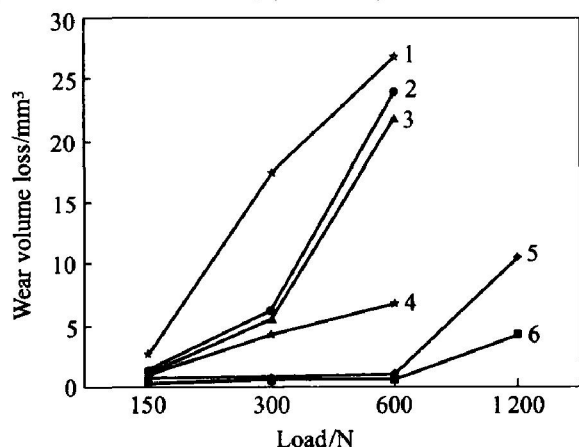


图 1 SiC_p/Al 基复合材料、纯 Al 与 QSn 6.5-0.4 的体积磨损随载荷的变化

Fig. 1 Relationship between wear volume loss of SiC_p composites, Al and QSn 6.5-0.4 and load
1—QSn 6.5-0.4; 2—Al;
3—1.5% SiC_p(130 nm)/Al; 4—5.0% SiC_p(130 nm)/Al;
5—1.5% SiC_p(14 μm)/Al; 6—5.0% SiC_p(14 μm)/Al

损量几乎相同, 而 QSn 6.5-0.4 磨损量随载荷上升速率的增加明显增加; 当载荷达到 300 N 时, QSn 6.5-0.4、纯 Al 和 1.5% SiC_p(130 nm)/Al 复合材料的耐磨性差距达到最大值, 在实验载荷范围内, 1.5% SiC_p(130 nm)/Al 与纯 Al 磨损曲线出现转折现象; 当载荷大于 300 N 时, 纯 Al 和 1.5% SiC_p(130 nm)/Al 的磨损急剧上升, 而 5.0% SiC_p(130 nm)/Al 磨损曲线没有出现转折现象, 磨损量几乎以相同的速率增加; 当载荷达 600 N 时, 纯 Al 和 1.5% SiC_p(130 nm)/Al 均趋近于 QSn 6.5-0.4; 当载荷大于 600 N 时, QSn 6.5-0.4、纯 Al 和 SiC_p(130 nm)/Al 便严重磨损失效, SiC_p(14 μm)/Al 的磨损曲线出现转折, 磨损量明显增加, 且 1.5% SiC_p(14 μm)/Al 复合材料磨损量增加比 5.0% SiC_p(14 μm)/Al 复合材料的快。

上述结果表明: 1) 由于粉末冶金材料的多孔性, 使粉末冶金材料具有良好的储油效果, 能起到减磨作用, 故纯 Al 和 SiC_p/Al 复合材料的耐磨性能优于锡青铜 QSn 6.5-0.4 的; 2) SiC_p(14 μm) 对复合材料的耐磨性能有明显的增强作用, 且随 SiC_p 含量的增加, 复合材料的耐磨性能也随之提高, 这与文献[9]的结论相吻合; 3) 当 SiC_p(130 nm) 含量较低时, SiC_p 对基体的增强作用不大, 不能起到很好的支承作用, SiC_p(130 nm) 脱落后也不能形成储存润滑油、保持连续油膜所需的足够空间, 因此其耐磨性变化不大, 且随着 SiC_p 体积分数的增加, 其增强效果也随之增加, 在同种状态下, 其磨损量也随之减少; 4) 当载荷较高时, SiC_p(14 μm)/Al 复合材料的耐磨性能比 QSn 6.5-0.4、纯 Al 和 SiC_p(130 nm)/Al 复合材料高得多。

表 1 所列为 Al 和 SiC_p/Al 复合材料对 40Cr 环的磨损质量损失。由表可见, 5.0% SiC_p(130 nm)/Al 对磨件的磨损量很小, 同载荷下仅为 SiC_p(14 μm)/Al 复合材料磨损量的 1/8~1/2, 几乎没有磨损。这说明在此载荷范围内, 5.0% SiC_p(130 nm)/Al 具有良好的摩擦学特性。

表 1 Al 和 SiC_p/Al 复合材料对 40Cr 环的磨损质量损失

Table 1 Wear mass loss of 40Cr by Al and SiC_p/Al composites (g)

Load/ N	Al and SiC _p /Al composites (g)				
	Al	1.5% SiC _p (130 nm)/ Al	5.0% SiC _p (130 nm)/ Al	1.5% SiC _p (14 μm)/ Al	5.0% SiC _p (14 μm)/ Al
150	0.01	0.01	0.01	0.04	0.08
300	0.01	0.03	0.01	0.01	0.05
600	0.02	0.04	0	0.02	0.05
1200				0.16	0.19

2.2 SiC_p/Al 复合材料磨损亚表层分析

磨损表面下相当厚的一层金属, 在磨损过程中会发生重要变化, 这就成为判断磨损发生过程的重要依据之一。

图 2 所示为纯 Al 及 SiC_p 复合材料的磨损亚表层金相图及其线扫描曲线。由图可见, 不论纯 Al 还是 SiC_p/Al 复合材料, 其表层均存在一定厚度的白亮机械混合层。且由线扫描曲线还可发现, 机械混合层均含有一定的富 Fe 成分, 机械混合层外有一深色层, 此层成分较复杂, 可能为含有化学反应产物和其它沾污物的吸附反应层, 还有待于进一步实验验证。在图 2(a) 中存在一些块状硬质点, 根据

线扫描发现其主要元素为 Al 和 C, 可判断是 Al₄C₃, 也可能是复合材料烧结过程中与碳发热体反应的产物。

由图 2 还可看出, 机械混合层下方均存在一些裂纹, 且主要向平行于表面和滑动的方向扩展。Suh^[10] 认为, 当接触两表面相对滑动时, 由于映像力的作用, 大约几十微米厚的外表层位错被拉出表面, 靠近表面的位错密度常常小于内部, 而更深亚表层的位错密度最大, 并将导致形成空位, 萌生裂纹。在摩擦过程中, 复合材料中第二相硬质点处位错的交互作用会形成反向堆积, 并可能出现位错塞积, 或发生基体围绕质点的塑性流动, 在颗粒与基体的界面上产生很大的界面拉应力, 成为裂纹形核的位置。硬质第二相周围的裂纹存在和基体中原始缺陷也是裂纹的形核位置。40Cr 的微凸体、磨面间的磨屑和脱落 SiC_p 等在随后的滑动过程中, 其运动后方的亚表面处于塑性拉伸状态, 促进了裂纹的扩展, 形成磨屑脱落。因此, 剥层机制也是 SiC_p/Al 复合材料的主要磨损机制。

由于 SiC_p (130 nm) 颗粒表面活性大, 不完整性强, 因此其与基体的界面结合牢固, 在界面处不易产生空洞, 从而减少了裂纹的形核。而 SiC_p 提高了金属的流变强度^[11, 12], 对裂纹扩展有一定抑制作用, 因此, 图 2 中的 SiC_p (130 nm)/Al 复合材料亚表层的裂纹明显少于其它两类材料。

复合材料的富铁层形成的主要原因是无论 40Cr 环表面与 Al/SiC_p 的基体 Al 金属粘着, 还是 SiC_p 对 40Cr 不断切削均产生较多的微小铁屑, 这些铁屑粘附在摩擦副接触表面之间, 在摩擦滑动过程中受到压缩、积累, 并与基体磨屑反复碾合, 产生机械合金化, 在表面形成一层致密而坚硬的 Al、Fe、SiC 均匀混合的富铁合金机械混合层, 这与文献[13~19]中的结果相一致。表 2 所列为磨损表面的 EDAX 分析结果。由表可见, Al 和 1.5% SiC_p (130 nm)/Al 机械混合层的 Fe 含量随载荷变化不大, 又由于 1.5% SiC_p (130 nm)/Al 的粘着现象较纯 Al 弱, 故其机械混合层的厚度较纯 Al 薄, 且 Fe 含量较少。由于在此载荷下, 摩擦热导致基体表层温度升高, 并促进了 SiC_p/Al 基体 Al 的塑性流动, SiC_p 与基体的结合界面变松弛、脱落而产生三体磨粒磨损, 因此 SiC_p (14 μm)/Al 的机械混合层比纯 Al 和 SiC_p (130 nm)/Al 的都厚, 且 Fe 含量也高得多。而 SiC_p (14 μm)/Al 复合材料机械混合层中 Fe 含量随载荷的增加而增加, 这进一步说明 SiC_p (14 μm)/Al 摩擦过程中的微切削特性, 致密而坚硬

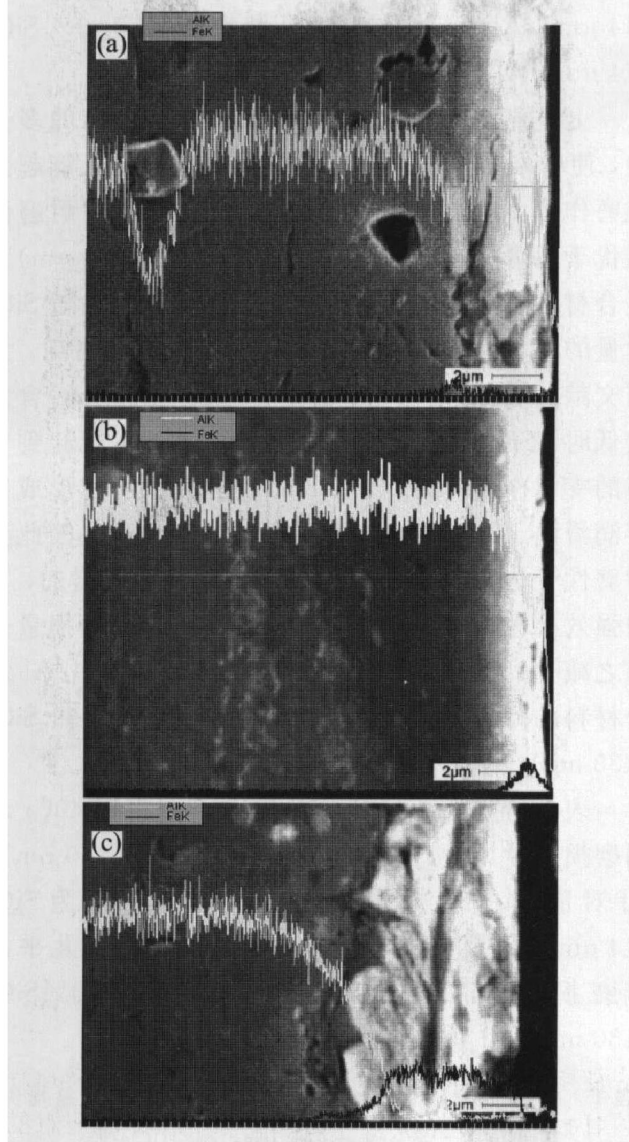


图 2 600 N 下 Al 及 SiC_p 复合材料
磨损亚表层形貌及线扫描

Fig. 2 Morphologies and elemental line scanning of wear sub-surface for Al and SiC_p composite at 600 N
(a) —Al; (b) —1.5% SiC_p (130 nm)/Al;
(c) —5.0% SiC_p (14 μm)/Al

表 2 不同载荷时磨损表面的 EDAX 分析结果

Table 2 EDAX elements analysis of wear surface under different load (mass fraction, %)

Composites	150 N			300 N			600 N			1 200 N		
	Al	Si	Fe	Al	Si	Fe	Al	Si	Fe	Al	Si	Fe
1.5% SiC _p (130 nm)/Al	95.33	3.14	1.53	95.92	2.72	1.35	95.81	2.42	1.78			
5.0% SiC _p (130 nm)/Al	85.33	10.14	4.53	91.90	4.36	3.74	86.00	4.23	9.77			
1.5% SiC _p (14 μm)/Al	83.21	4.53	12.26	80.82	4.87	14.32	51.42	3.06	45.52	47.76	3.24	46.70
5.0% SiC _p (14 μm)/Al	62.48	11.72	25.80	58.28	9.76	31.96	38.10	5.82	54.36	22.27	6.22	69.21

There are 1.44% S, 0.71% Cr and 0.15% Mo in 1.5% SiC_p(14 μm)/Al at 1 200 N, there are 0.52% S, 0.65% Cr and 0.52% Mo at 600 N and 0.54% S, 1.03% Cr and 0.74% Mo at 1 200 N in 5.0% SiC_p(14 μm)/Al.

的富铁机械混合层的存在也是纯 Al 及 SiC_p 复合材料耐磨性能优于锡青铜 QSn 6.5-0.4 耐磨性能的原因之一。

图 3 所示为机械混合层中分层现象的形成机理(见图中箭头处)。无论是粘着还是 SiC_p 切削作用产生的磨屑,在随后的摩擦碾压过程中,将附着在 SiC_p/Al 试样的表面,形成粗糙的微凸体,继续摩擦碾压时,附着的微凸体沿摩擦方向被压平,再次遭遇时,微凸体进一步被压平,形成微观粗糙表面,且随 SiC_p 含量的增加,表面越粗糙(见图 4)。

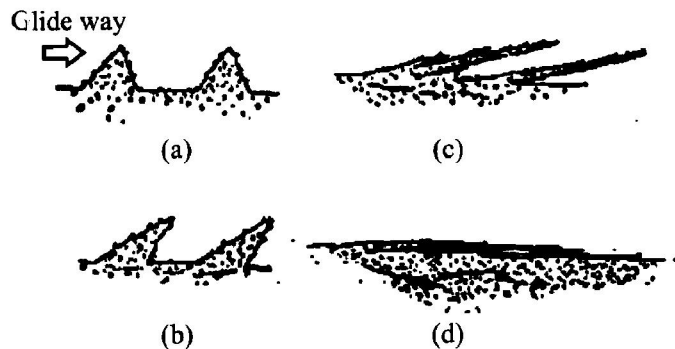


图 3 机械混合层分层现象的形成机理模型

Fig. 3 Model formed of mechanically mixed layer

(a) —Initial micro-convex;

(b)~(d) —Micro-convex pushing down flat step by step

3 结论

1) 无论纯 Al 还是 SiC_p/Al 复合材料,其摩擦表面都存在富 Fe 机械混合层,机械混合层是磨屑附着于基体形成微凸体并被反复压平层叠而形成的,机械混合层可减少 SiC_p 脱落和粘着现象,但层内有分层现象,脆性大,易开裂剥落。

2) 复合材料磨损机制是粘着磨损、微切削和剥层的共同作用, SiC_p 对材料的粘着磨损有一定抑制作用,且随着 SiC_p 粒度和含量的增大, SiC_p/Al

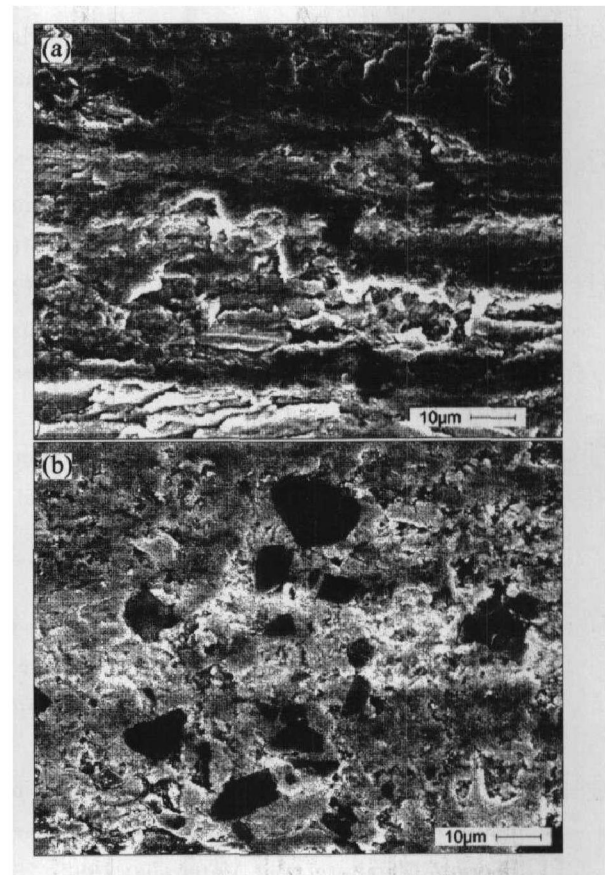
图 4 SiC_p(14 μm)/Al 复合材料在 600 N 下的磨损表面形貌

Fig. 4 Wear surface morphologies of composites at 600 N

(a) —1.5% SiC_p(14 μm)/Al; (b) —5.0% SiC_p(14 μm)/Al

基复合材料的耐磨性增加, 5.0% SiC_p(130 nm)/Al 对对磨件的磨损量很小,是中低载荷下较理想的耐磨材料; 5.0% SiC_p(14 μm)/Al 是较高载荷下较理想的耐磨材料。

REFERENCES

- [1] Nabil F, Mohamed B, Osama E. Microstructure and wear characteristics of Al-Si alloys reinforced with SiC

- particles[J]. *Materials Research and Advanced Techniques*, 2000, 91(2): 180 - 185.
- [2] 张强, 陈国钦, 武高辉, 等. 含高体积分数 SiC_p 的铝基复合材料制备与性能[J]. *中国有色金属学报*, 2003, 13(5): 1180 - 1183.
ZHANG Qiang, CHEN Guo-qin, WU Guo-hui, et al. Fabrication and property of SiC_p/Al composites with high content of SiC[J]. *The Chinese Journal of Non-ferrous Metals*, 2003, 13(5): 1180 - 1183.
- [3] CUI Yan, GENG Lin, YAO Zhong-kai. New advance in the development of performance SiC_p/Al composites [J]. *Journal of Materials Science and Technology*, 1997, 13(3): 227 - 229.
- [4] Venkataraman B, Sundararajan G. Sliding wear behaviour of Al-SiC particulate composites - I. Macrobehaviour[J]. *Acta Materialia*, 1996, 44(2): 451 - 460.
- [5] Saravanan R A, Surappa M K, Pramila Baai B N. Erosion of A356 Al-SiC_p composites due to multiple particle impact[J]. *Wear*, 1997, 202(2): 154 - 164.
- [6] Li D Q, Ryu H, Hong S H. Tensile behavior of SiC_p/2124Al composites with various SiC particle sizes at room temperature[J]. *Trans Nonferrous Met Soc China*, 2002, 10(6): 732 - 736.
- [7] Donnel G O, Lovney L. Production of aluminium matrix composite components using conventional PM technology[J]. *Mater Sci Eng A*, 2001, A303: 292 - 301.
- [8] XU Xiao-jing, CHEN Kang-min, DAI Feng-ze, et al. Investigation on superplasticity of SiC particulate reinforced aluminum matrix composite[J]. *Acta Metallurgica Sinica*, 2002, 38(5): 544.
- [9] Alpas A T, ZHANG J. Wear rate transitions in cast aluminum-silicon alloys reinforced with SiC particles [J]. *Scripta Metallurgica et Materialia*, 1992, 26(3): 505 - 509.
- [10] Suh N P. The delamination theory of wear [J]. *Wear*, 1973, 25(2): 111 - 124.
- [11] Pramila B N Bai, Ramasesh B S, Surappa M K. Dry sliding wear of A356 Al-SiC_p composites [J]. *Wear*, 1992, 157(2): 295 - 304.
- [12] Martinez M A, Martin A, Lorca J L. Wear of Al-Si alloys and Al-Si/SiC composites at ambient and elevated temperatures[J]. *Scripta Metall*, 1993, 28(2): 207 - 212.
- [13] 吴洁君, 王殿斌, 桂满昌, 等. SiC 颗粒增强铝基复合材料磨损表层、亚表层形貌分析[J]. *材料科学与工程*, 1999, 17(3): 76 - 77.
WU Jie-jun, WANG Dian-bin, GUI Man-chang, et al. The analysis on the wear surface and sub-surface of SiC particles reinforced aluminum matrix composites[J]. *Journal of Materials Science & Engineering*, 1999, 17(3): 75 - 77.
- [14] Li X Y, Tandon K N. Microstructural characterization of mechanically mixed layer and wear debris in sliding wear of an Al alloy and an Al based composite [J]. *Wear*, 2000, 245(1): 148 - 161.
- [15] Venkataraman B, Sundararajan G. Correlation between the characteristics of the mechanically mixed layer and wear behaviour of aluminum, Al-7075 alloy and Al-MMCs[J]. *Wear*, 2000, 245(1): 22 - 38.
- [16] Young J L Jr, Kuhlmann-Wilsdorf D, Hull R. Generation of mechanically mixed layers (MMLs) during sliding contact and the effects of lubricant thereon [J]. *Wear*, 2000, 246(1-2): 74 - 90.
- [17] 安健, 张明哲, 曹占义, 等. SiC 粒子增强铸造铝基复合材料的磨损性能与磨损机制[J]. *热加工工艺*, 1997, 3: 16 - 18.
AN Jian, ZHANG Ming-zhe, CAO Zhan-yi, et al. The wear properties and mechanism of cast aluminium matrix composite reinforced with SiC particles[J]. *Hot Working Technology*, 1997, 3: 16 - 18.
- [18] 卢德宏, 顾明元, 施忠良, 等. SiC 和 Gr 颗粒混在增强 Al 基复合材料的摩擦磨损特性的研究[J]. *复合材料学报*, 2000, 17(1): 61 - 62.
LU De-hong, GU Ming-yuan, SHI Zhong-liang, et al. Dry sliding friction and behavior of hybrid composite of pure Al reinforced with SiC and Gr particles [J]. *Acta Materialia Composita Sinica*, 2000, 17(1): 61 - 64.
- [19] Venkataraman B, Sundararajan G. Sliding wear behaviour of Al-SiC particulate composites - II. The characterization of subsurface deformation and correlation with wear behaviour [J]. *Acta Materialia*, 1996, 44(2): 461 - 473.

(编辑 李艳红)