

T6 态 Al-10Si-5Cu-0.75Mg 合金的 干滑动摩擦磨损性能

刘光磊, 李玉山, 李超, 赵国师, 司乃潮

(江苏大学, 江苏 镇江 212013)

摘要: 利用 UMT-2 型摩擦磨损试验机研究了 T6 态 Al-10Si-5Cu-0.75Mg 合金的干滑动摩擦磨损性能, 采取 SEM、XRD、EDS 等方法分析了合金在不同转速和载荷下的摩擦磨损行为。结果表明: 合金的磨损率随转速和载荷的增加而增大, 但在 800 r/min 的高转速下仍具有良好的耐磨性, 15 N 高载荷时的磨损率相对于 5 N 低载荷时只增加了 291%, 仍属于轻微磨损; 摩擦系数的平均值在 0.35~0.40 范围内变化, 且随时间的变化不大, 具有较高的稳定性; 另外, 磨损机制由低速轻载时的磨粒磨损、粘着磨损向高速重载时的剥层磨损、氧化磨损转变。

关键词: Al-10Si-5Cu-Mg 合金; 磨损率; 摩擦系数; 磨损机制

中图分类号: TG146.21

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2019)02-0620-06

发动机缸体是汽车发动机乃至汽车中最重要的大型零部件之一, 其性能的优劣直接影响了发动机的应用性能和使用寿命。随着全球汽车工业朝着轻量化、节能减排的方向发展, 发动机缸体的铝合金化俨然成为汽车发动机未来应用的方向标。为了满足人们对汽车高驾驶性、高安全性的要求, 传统的铝合金材料已经不能满足汽车发动机缸体材料对高比强度、高耐磨性的要求。当前世界各国都在研究新一代的高性能铸造铝合金材料。采用含硅量较高的亚共晶铝硅合金作为发动机缸体材料, 既能保证铝合金优良的铸造性能, 又能提高铝合金的摩擦磨损性能, 对发动机缸体的轻量化和耐磨性的提高均具有绝对优势^[1-3]。

为了改善 Al-Si 合金性能, 各国学者尝试了许多方法。目前常见于报道的方法有: 微合金化^[4]、细化变质处理^[5,6]、热处理以及附加外场和表面改性处理^[7-12]。由于微合金化和细化变质处理工艺研发难度大、周期长, 附加外场和材料表面改性处理方法对工艺、设备要求较高, 且二者均需要投入较大的成本, 导致应用范围受到制约, 很难大规模投入商业化应用。因此, 研究 Al-Si 合金的热处理工艺对改善发动机缸体材料应用性能具有重要的现实意义和理论价值。Al-Si-Cu-Mg 合金是在 Al-Si 合金的基础上, 进一步合金化制得的一类铝合金, 相比于 Al-Si 合金, Al-Si-Cu-Mg 合金在强度、硬度、塑性、热处理性能方面都有很大提

高和改善^[1-3]。林高用^[13]等研究了热处理对 Al-Si-Cu-Mg 合金组织及力学性能的影响, 发现热处理能显著改善组织、提高合金的力学性能。Mohamed 等^[14]研究了 Al-Si-Mg-Cu 合金的高温性能, 发现合金中生成了 Al₃Cu₂Mg₈Si₆、Al₃NiCu 等相, 材料的高温性能得到了提高。Salleh^[15]研究了 Mg 对 Al-5Si-Cu-XMg 合金力学性能的影响, 发现随 Mg 含量增加, 合金抗拉强度增加、延伸率降低^[8]。李润霞等^[16]研究了 Al-Si-Cu-Mg 合金的热变形行为, 发现该合金为正应变速率敏感材料。综上所述, 虽然关于多元铸造 Al-Si 合金材料组织与力学性能的研究较多, 但对其摩擦磨损性能仍鲜有报道。

基于此, 本实验以当前制备发动机缸体的主要原材料 A356 合金为母合金, 辅以添加了 Si、Cu、Mg 等合金元素, 制备了优良铸造成型性能、高耐磨性、良好导热性能的 Al-10Si-5Cu-Mg 合金, 并对其进行了 T6 热处理。系统研究了载荷和转速变化对该材料摩擦磨损性能的影响规律, 分析了磨损机制。

1 实验

实验所用材料为 Al-10Si-5Cu-0.75Mg 合金, 其具体合金成分见表 1^[17]。采用市售 A356 合金, Al-30Si、Al-50Cu、Al-5Cr、Al-5Mn、Al-5Ni 中间合金, 以及纯 Mg 和 Zn 为原料进行熔炼。熔炼在坩埚电阻炉中进行。石墨坩埚 500 °C 时按照 A356 铺底、中间为各种中

收稿日期: 2018-02-22

基金项目: 江苏省博士后科研资助计划(1601055C); 江苏省科技型企业的技术创新资金(BC2012211); 江苏大学高级人才科研启动基金(14JDG126)

作者简介: 刘光磊, 男, 1983 年生, 博士, 讲师, 江苏大学材料科学与工程学院, 江苏 镇江 212013, E-mail: 106409480@qq.com

表 1 合金的化学成分

Table 1 Chemical composition of the alloy ($\omega/\%$)

Si	Cu	Mg	Zn	Mn	Cr	Ni	Fe	Sn	Pb	Al
10	5	0.75	0.50	0.40	0.03	0.025	≤ 0.35	≤ 0.02	≤ 0.003	Bal.

间合金、最上面为余下的 A356 的顺序依次装料, 熔炼温度 740 °C。待充分熔化后, 加入纯 Mg 和 Zn, 并适当搅拌。熔清后, 加入适量的绿色无钠精炼剂进行精炼处理。静置 20 min 后升温至 780 °C, 并加入一定比例的 Al-5Zr 和 Al-10Sr 中间合金进行细化、变质处理, 保温 30 min。最后, 再进行一次精炼处理, 于 730 °C 浇注。采用金属型重力铸造法, 铁制模具之前需在 200 °C 下烘干。材料需进行 T6 热处理, 前期实验确定具体工艺为: 500 °C 固溶处理 8 h, 90 °C 温水淬火; 190 °C 人工时效 6 h, 自然冷却。

干滑动摩擦磨损试验采用 UMT-2 型摩擦磨损试验机进行, 摩擦副为 GCr15 轴承钢盘, 摩擦试验时间为 20 min, 转速选为 200~800 r/min, 载荷选为 3~13 N。摩擦磨损试验前将 $\Phi 19.5\text{mm}$ 的圆盘试样, 用金相砂纸逐级研磨到 1000# (试样表面粗糙度达到 $R_a=0.8$), 以确保试样具有相同的表面粗糙度。试验前后均要将试样放入盛有乙醇的超声波清洗机中清洗, 用精度为 0.1 mg 的电子天平称量磨损质量变化。每个试样要称量 5 次, 取其平均值作为该试样最终的磨损量。摩擦系数数据来源于与试验机相连的计算机采集系统。

采用 HVS-1000 型显微硬度计测量热处理后试样硬度, 载荷 2.94 N, 加载时间 15 s。采用 Bruker D8 Advance 型转靶 X 射线衍射 (XRD) 仪分析试样的物相, 旋转靶为铜靶, 采用 Cu-K α 激发源, 管电流 40 mA, 管电压 40 kV, 步长 0.02°, 扫描速度为 5.0°/min。采用 JSM-6380LV 型可抽真空冷场发射扫描电子显微镜 (SEM) 及自配能谱分析系统 (EDS) 分析试样磨损表面的微观形貌和成分变化。

2 结果与分析

2.1 合金的组织与性能

Al-10Si-5Cu-0.75Mg 合金的力学性能如表 2 所示。T6 处理后, 合金的抗拉强度由 275 MPa 升高到 380 MPa, 显微硬度由 1050 MPa 提升到 1700 MPa, 延伸率由 1.9% 升高到 2.4%。结合扫描电镜组织 (如图 1 所示) 和 XRD 分析 (如图 2 所示) 可见: 合金主要由初生 $\alpha(\text{Al})$ 相、共晶 Si 相及 Al_2Cu 相组成。铸态时, 共晶 Si 和 Al_2Cu 相交错分布成网状, 且数量较多、形状大小不规则。T6 处理后, 固溶效果显著, 大部分共晶 Si 和 Al_2Cu 相发生溶解; 时效后, 仅有少量的共晶

表 2 合金的力学性能

Table 2 Mechanical properties of the alloy

Sample	Tensile strength/MPa	Elongation/%	Hardness, HV/ $\times 10$ MPa
As-cast	275	1.9	105
T6	380	2.4	170

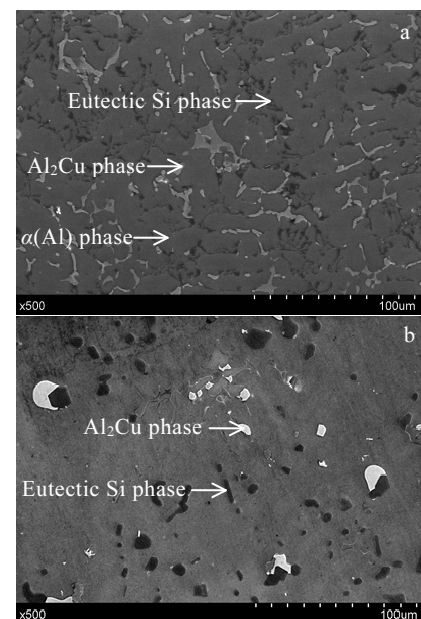


图 1 合金的扫描电镜组织照片

Fig.1 SEM morphologies of the alloys: (a) as-cast and (b) T6 treated

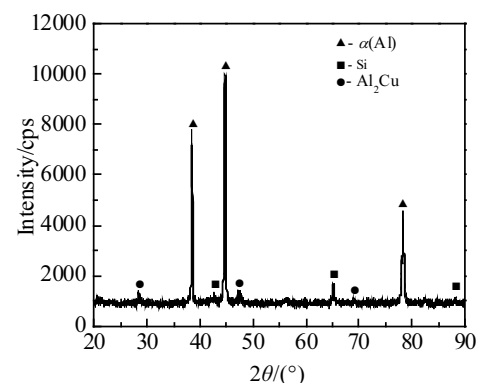


图 2 T6 处理后合金的 XRD 图谱

Fig.2 XRD pattern of the alloy after T6 treatment

Si 和 Al_2Cu 相析出, 同时未固溶的过剩共晶 Si 和 Al_2Cu

相形状发生钝化, 组织变得细小。T6 处理对合金起到了良好的固溶强化和沉淀强化作用, 使得合金的力学性能获得大幅提高。

2.2 载荷和转速对干滑动摩擦磨损率的影响

材料与摩擦副摩擦磨损过程中, 同时受到压应力和切应力的作用。在不同载荷和转速的作用下, 摩擦生热, 接触面升温, 导致材料出现微观软化现象, 进而影响材料的摩擦磨损性能。图 3 为 T6 态 Al-10Si-5Cu-0.75Mg 合金磨损率随载荷和转速的变化规律。可以看出: 当载荷 ≤ 7 N 时, 磨损率缓慢增加, 磨损较轻; 载荷为 7~11 N 时, 磨损率变化放缓, 进入稳定磨损阶段; 载荷 ≥ 11 N 时, 磨损加剧, 进入剧烈磨损阶段。磨损率会随着转速的加快而增加, 但仍保持随载荷增加所呈现的磨损规律。从磨损量角度分析: 高转速下 (如 800 r/min), 高载荷磨损率相对于低载荷时则增加了 291% (由 5 N 时的 6.54 mg/m 增加到 15 N 时的 25.54 mg/m), 属于轻微磨损。

2.3 载荷和转速对摩擦系数的影响

对于发动机缸体而言, 要求整个工作过程中具有稳定的摩擦系数。图 4 为摩擦系数随载荷和转速的变化规律。随载荷的增加, 摩擦系数逐渐减小并趋于稳定, 其平均值在 0.35~0.40 之间。这是因为: 在载荷较小时, 材料表面和摩擦副表面均存在微凸点, 它们之间接触面积小, 相当于摩擦面存在一些磨粒, 导致发生严重的磨粒磨损, 表现为摩擦系数较大; 载荷增大后, 微凸点受挤压而产生变形, 使得接触面积增大, 摩擦系数随之降低。而摩擦系数随转速增加表现出一定的波动变化, 但转速的增大缩短了摩擦系数趋于稳定的时间。

从摩擦磨损试验过程中获得的平均摩擦系数的平均值并不能反映实际工况过程中摩擦系数的变化规律。图 5 为转速 600 r/min 时, 不同载荷时摩擦系数的变化规律。可见: 不同载荷时, 摩擦系数随时间变化

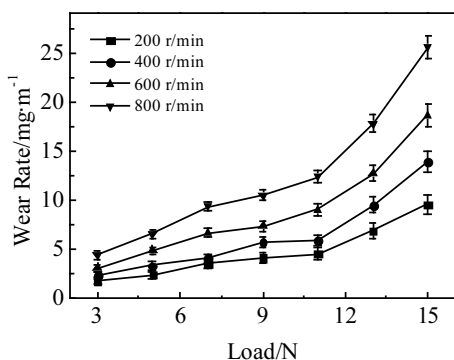


图 3 载荷和转速对磨损率的影响

Fig.3 Effect of applied loads and revolved speed on wear rate

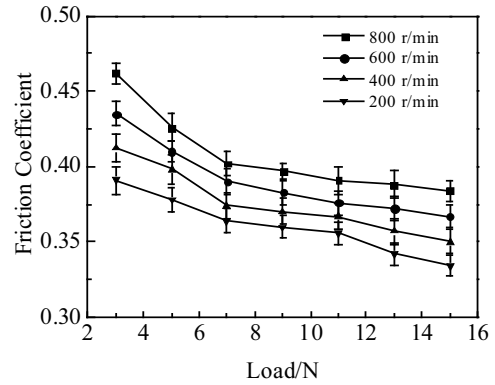


图 4 载荷和转速对摩擦系数的影响

Fig.4 Effect of applied load and revolved speed on friction coefficient

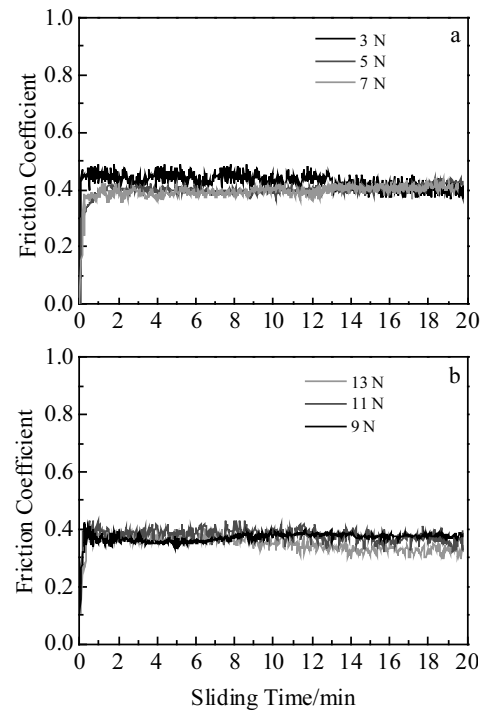


图 5 不同载荷下摩擦系数随时间的变化曲线

Fig.5 Curves of friction coefficients changed with time under different applied loads: (a) 3 N, 5 N, 7 N; (b) 9 N, 11 N, 13 N

的曲线波动较小, 波动范围基本不超过 0.05; 二是摩擦系数逐渐减小并稳定在 0.35~0.40 范围内, 这与上述平均摩擦系数分析结果一致, 充分说明材料在实际工况下能够保持较为稳定的摩擦系数。

2.4 磨损表面分析

图 6 所示是 Al-10Si-5Cu-0.75Mg 合金在不同载荷和转速下干滑动摩擦磨损面的 SEM 形貌。由图可知: 材

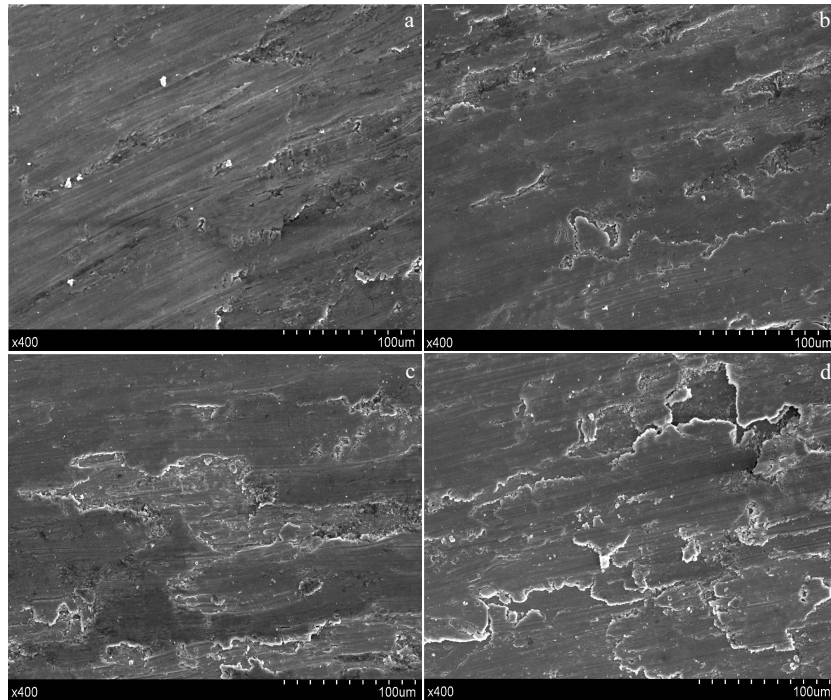


图 6 不同载荷和转速下磨损表面形貌的 SEM 照片

Fig.6 SEM morphologies of worn surface under different applied loads and revolved speeds: (a) 3 N, 200 r/min; (b) 7 N, 400 r/min; (c) 9 N, 600 r/min; (d) 13 N, 800 r/min

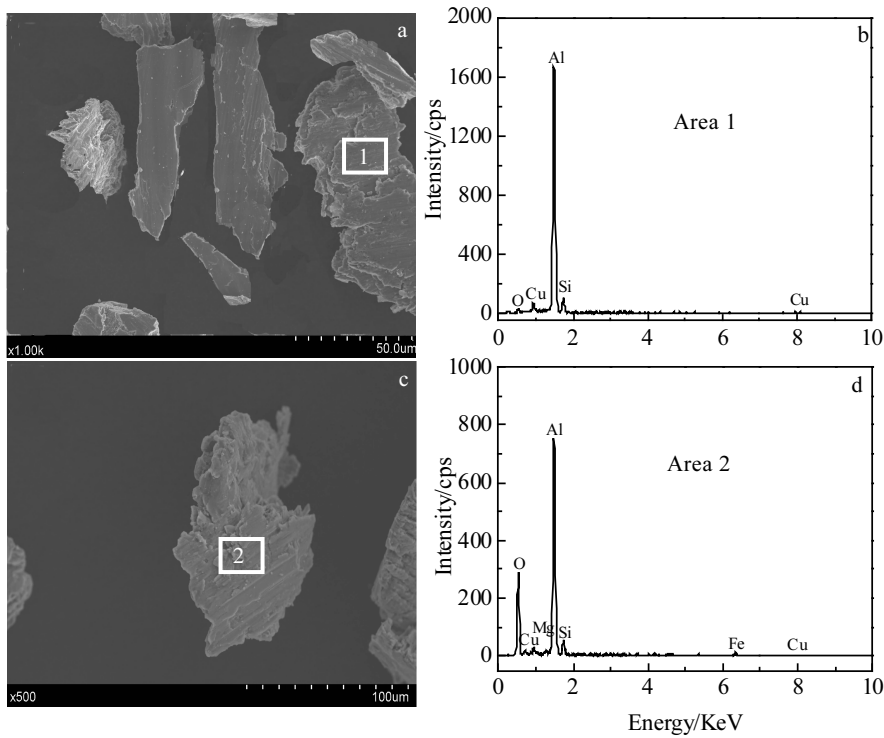


图 7 磨屑形貌及其 EDS 能谱

Fig.7 SEM morphologies and EDS spectra of wear debris: (a) 3 N, 200 r/min; (b) EDS spectrum of area 1 marked in Fig.7a; (c) 13 N, 800 r/min; (d) EDS spectrum of area 2 marked in Fig.7c

料处于低速轻载时,如图 6a 所示,磨面较为光滑,存在浅细的犁沟状磨痕和少许极细小的颗粒状剥落坑。犁沟的形成是由于对偶件上的微凸体在磨面上产生微观切削和刮擦而形成犁沟状痕迹。剥落坑是由于少量硬质第二相磨损剥落引起的。此时,磨损机制以磨粒磨损为主,磨损较轻;随着载荷和转速的增加,如图 6b、6c 所示,受接触应力和剪切应力循环变化影响,剥落坑长大,开始向粘着磨损和剥层磨损机制转变;随载荷和转速进一步增加,如图 6d 所示,剥落坑变大且深,磨面温度升高并伴有氧化现象(见图 7 磨屑分析),磨损机制主要为剥层磨损和氧化磨损。这些与图 3 的结果吻合。

通过研究摩擦过程中产生的磨屑成分、形貌和大小,可以辅助判断磨损机理和摩擦过程中材料的转移状况。图 7 是低速轻载(3 N、200 r/min)和高速重载(13 N、800 r/min)2 种条件下磨屑的典型形貌及其 EDS 能谱图。可以看出:低速轻载时,主要生成细长或板片状磨屑,这是由于对磨件上的微凸体或硬质颗粒嵌入基体材料中产生切割、刮擦而形成;高速重载时,主要生成复杂形状的磨屑,对其进行能谱分析发现有 O 元素存在。由于在试验前对材料表面进行了抛光和清洗,而对磨材料 GCr15 轴承钢的耐高温、耐磨性能优异且自身不含有 O 元素,所以磨屑上 O 的出现只能是材料摩擦过程中发生了氧化。低速轻载时,主要为磨粒磨损, O 元素含量仅为 3.84%;而高速重载时,磨面发生软化,表现为剥层磨损,导致氧与磨面的接触面积增大, O 元素含量达到 26.35%,证明存在氧化磨损机制。这与图 3、图 6 的分析结果相吻合。另外,EDS 能谱分析还发现在高速重载时,磨屑中还存在少量 Fe 元素,它应该来源于对磨材料 GCr15 轴承钢。

3 结 论

1) Al-10Si-5Cu-0.75Mg 合金的磨损率随载荷和转速的增加而增大,在高速重载时仍表现出良好的耐磨性。转速 800 r/min 时,15 N 高载荷磨损率相对于 5 N 低载荷时仅增加了 291%,小于载荷的增加率。

2) 随载荷和转速的增加,摩擦系数的平均值稳定在 0.35~0.40 之间且波动范围不大于 0.05。另外,摩擦系数随时间的变化不大,材料具有较为稳定的耐磨性。

3) 材料的磨损机制会随载荷和转速的增加发生变化,由低速轻载时的磨粒磨损、粘着磨损向高速重载时的剥层磨损和氧化磨损转变。

参考文献 References

[1] Hu Yiyun(胡以云). *Studies on Novel Al-Si-Cu-Mn Heat-resistant Alloy Used for Automobile Engine Block* (新型发动

机缸体用耐热铝硅铜锰合金的研制)[D]. Nanjing: Southeast University, 2016

- [2] Chen J K, Hung H Y, Wang C F *et al.* *International Journal of Heat and Mass Transfer*[J], 2017, 105: 189
- [3] Liu Wei(刘伟). *Microstructure and Properties Research of ADC12 High Strength Aluminum Alloy on Cylinder Block of Automobile Engine*(汽车发动机缸体用 ADC12 高强度铝合金组织与性能研究)[D]. Taiyuan: North University of China, 2016
- [4] Shaha S K, Czerwinski F, Kasprzak W *et al.* *Metallurgical and Materials Transactions A-Physical Metallurgy and Materials Science*[J], 2016, 47A(5): 2396
- [5] Wang Zhengjun(王正军), Si Naichao(司乃潮), Wang Hongjian(王宏健) *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering* (稀有金属材料与工程)[J], 2017, 46(1): 164
- [6] Timelli Giulio, Caliaro Daniele, Rakhmonov Jovid. *Journal of Materials Science & Technology*[J], 2016, 32(6): 515
- [7] Choi S W, Kim Y M, Lee K M *et al.* *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2014, 617: 654
- [8] Liang Chao(梁超), Liu Baochuan(刘保串), Zhu Pantuo(祝攀拓) *et al.* *Foundry*(铸造)[J], 2016(8): 725
- [9] Jin Yunxue(金云学), Tong Qiangqiang(童强强), Wang Xiaoya(王小丫). *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2014, 43(6): 1352
- [10] Gao Peng. *Journal of Materials Science and Engineering*[J], 2012(5): 654
- [11] Zhang Qun(张群). *Application of Microarc Oxidation to Wear Resistant Processing of Inner Surface on Steam Cylinder*(微弧氧化技术在铝制缸体内表面耐磨处理中的应用)[D]. Xi'an: Xi'an University of Technology, 2007
- [12] Zhang Guangyao(张光耀), Wang Chenglei(王成磊), Gao Yuan(高原) *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2015, 44(5): 1229
- [13] Lin Gaoyong(林高用), Lei Yuxia(雷玉霞), Guo Daoqiang(郭道强) *et al.* *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*(中国有色金属学报)[J], 2014, 24(3): 584
- [14] Mohamed A M A, Samuel F H, Saleh A K. *Materials Science and Engineering A*[J], 2013, 577: 64
- [15] Salleh M S, Omar M Z, Syarif J. *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2015, 621: 121
- [16] Li Runxia(李润霞), Zhang Lei(张磊), Liu Lanji(刘兰吉) *et al.* *Journal of Aeronautical Materials*(航空材料学报)[J], 2015, 35(1): 25
- [17] Li Yushan(李玉山), Si Naichao(司乃潮), Liu Guanglei(刘光磊) *et al.* *Transactions of Materials and Heat Treatment*(材料热处理学报)[J], 2017, 38(1): 50

Dry Sliding Friction and Wear Characteristics of T6 Treated Al-10Si-5Cu-0.75Mg Alloy

Liu Guanglei, Li Yushan, Li Chao, Zhao Guoshi, Si Naichao
(Jiangsu University, Zhenjiang 212013, China)

Abstract: The dry sliding friction and wear test of T6 treated Al-10Si-5Cu-0.75Mg alloy was performed using UMT-2 tribometer. The wear mechanisms of the alloy under different loads and revolving speeds were analyzed by SEM, XRD and EDS. The results reveal that the wear rate of Al-10Si-5Cu-0.75Mg alloy increases with the increase of the revolving speed and applied load. However, under a high revolving speed of 800 r/min, Al-10Si-5Cu-0.75Mg alloy still has good wear resistance. The wear rate of the Al-10Si-5Cu-0.75Mg alloy under 15 N applied load increases only by 291% compared with under 5 N applied load, which is mild wear. The average friction coefficient changes from 0.35 to 0.40, and the change is small over time, which indicates a strong stability. Meanwhile, as the applied load increases, the wear mechanism changes from the abrasive wear and adhesive wear at low applied speed to the delamination wear and oxidative wear at high applied speed.

Key words: Al-10Si-5Cu-0.75Mg alloy; wear rate; friction coefficient; wear mechanism

Corresponding author: Liu Guanglei, Ph. D., Lecturer, School of Materials Science and Engineering, Jiangsu University, Zhenjiang 212013, P. R. China, E-mail: 106409480@qq.com