

干滑动速度对 SiC_p/A356 复合材料摩擦磨损特性的影响

孙梦龙, 王小丫, 谢春生

(江苏科技大学 江苏省先进焊接技术重点实验室, 江苏 镇江 212003)

摘要:借助 UMT-2 型摩擦磨损试验机详细研究了干滑动速度对 SiC_p/A356 复合材料摩擦磨损特性的影响,并用 SEM、EDS 和奥林巴斯激光共焦扫描显微镜观察并分析了其摩擦磨损行为。结果表明:随着干滑动速度的增加,铸态材料的磨损率增加幅度和摩擦系数曲线波动较大;T6 态材料的磨损率增加幅度和摩擦系数曲线波动较小,表现出优异的耐摩擦性能。铸态材料的磨损机理主要由低速时的氧化磨损和剥离磨损转变为高速时的粘着磨损,而 T6 态材料主要由低速时的氧化磨损转变为高速时的剥离磨损和磨粒磨损。高速区时,铸态材料的磨损断面中出现裂纹,而 T6 态材料只是存在简单的磨削痕迹和颗粒脱落现象。热处理后复合材料的高温耐磨性能明显提高。

关键词: SiC_p/A356; 干滑动速度; 高温; 摩擦磨损特性

中图分类号: TH117.1

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2016)08-2051-06

高速列车在刹车时要求有效的制动距离短,制动过程要平稳,所以制动盘材料必须具有大且随环境变化不敏感和稳定的摩擦系数,而且为了减少材料的损耗,提高制动盘和制动闸片的使用寿命,还要求其具有优良的耐磨性能,所以铝基复合材料的摩擦磨损性能成为研究热点之一^[1-9]。对于研究较多的制动盘 SiC_p/A356 复合材料,报道的几乎都是室温磨损性能。但是制动盘在制动过程中由于摩擦会产生大量的热量,导致制动盘材料的实际磨损更接近于高温。关于滑动速度对高速列车制动盘用材料的高温摩擦磨损性能的影响规律是否与室温的一致,国内外报道甚少。所以,综合考虑制动盘的使用要求和摩擦磨损性能的影响因素^[10],本实验采用不同工艺处理 SiC_p/A356 复合材料,研究干滑动速度对复合材料摩擦磨损性能的影响,并探讨其磨损机理。

1 实验

实验所用材料为 SiC_p/Al 铸锭,主要用于制备高速列车制动盘样件(直径为 635 mm)。增强相为 SiC 颗粒,平均尺寸为 20 μm,加入体积分数为 20%,基体合金为 A356,化学成分(质量分数,%)为 6.58Si、0.44Mg、0.39Fe、0.01Cu、0.01Zn、0.01Ti,余量为 Al。

将铸态材料加工成 20 mm×20 mm×3 mm 的块状试样,并进行 T6 热处理,即:538 °C 保温 8 h 进行固溶处理,并在 155 °C 保温 5 h 进行时效处理。摩擦磨

损试验采用美国 CETR 公司生产的球-盘式 UMT-2 型试验机,对磨材料为直径 9.38 mm 的退火态 Al₂O₃ 陶瓷球。根据探索性试验结果,把试验温度选为 100 °C,载荷 8 N,滑动时间 30 min,滑动速度 50、100、150、200、250、300 r/min。实验前用相同的砂纸磨制试样,使材料具有相同的表面粗糙度。试样在实验前后均在超声波清洗机中用乙醇清洗,吹干后用感量为 0.1mg 的分析天平称量磨损质量的大小,并除以滑动距离转换为磨损率。摩擦系数的测量是通过磨损机自动检测并进行即时图形显示和数据存储。采用 UMT-2 型试验机里的插塞式热电偶对摩擦表层平均温度进行测量,测试位置距表层 0.5 mm。在实验前,用 WJT-2 型热电偶校验装置对其热电性进行校正,温度数据通过磨损机采集并存储。通过 OLS4000 型聚激光共焦显微镜分析磨痕的粗糙度,采用 JSM-6480 扫描电镜观察磨损表面和磨屑形貌,用 EDS 检测相应区域的成分。

2 结果与讨论

2.1 摩擦磨损特性

图 1 所示为 SiC_p/A356 复合材料的磨损率随滑动速度的变化曲线。可以看出,随着滑动速度的增加,不同状态复合材料的磨损率都逐渐增大。这是由于摩擦剪切和氧化作用使复合材料与对磨材料接触点之间的断裂速度增加,同时由于摩擦热引起复合材料的接

收稿日期: 2015-08-07

作者简介: 孙梦龙,男,1989 年生,硕士生,江苏科技大学材料科学与工程学院,江苏 镇江 212003,电话: 0511-84401190, E-mail: lygsunmenglong@163.com

触面温度升高,使基体材料出现软化,复合材料与对磨材料的实际接触面积增加,从而导致磨损率的增加^[11]。但随着滑动速度的增加,不同状态复合材料的磨损率增加幅度有所不同。当滑动速度增加到 300 r/min 时,铸态材料的磨损率由 50 r/min 时的 $4.8 \times 10^{-6} \text{ mg cm}^{-1}$ 增加到 $5.76 \times 10^{-5} \text{ mg cm}^{-1}$,而 T6 态材料的磨损率由 $3.5 \times 10^{-6} \text{ mg cm}^{-1}$ 增加到 $3.5 \times 10^{-5} \text{ mg cm}^{-1}$ 。所以 T6 态材料的磨损率相对较小,耐磨性能相对较好。这主要是由于材料的耐磨性与其硬度成正比,材料的硬度越小,耐磨性越差。T6 处理过程中由于沉淀析出,改变了其共晶硅的形态与尺寸,增强了基体与 SiC 颗粒之间的结合强度,提高了复合材料的强度和硬度,从而改善了复合材料的耐磨性。此外,由于热处理使增强颗粒与基体材料的界面结合强度增加,摩擦面亚表层裂纹的形成所需能量增加,裂纹数量减少,从而导致材料磨损量减少。

图 2 所示为不同状态 SiC_p/A356 复合材料的摩擦系数随滑动速度的变化曲线。可以看出,在温度和载荷一定的情况下,不同状态复合材料的摩擦系数随滑动速度增加而呈现不规则变化。铸态材料的摩擦系数在 0.43~0.50 范围内波动,曲线波动较大,表现出较差的摩擦性能。而 T6 态材料的摩擦系数曲线波动相对平缓,在 0.45~0.47 范围内波动,近似一条直线,其分散度也在小范围内波动,表现出优异的摩擦性能。

这是由于复合材料的摩擦系数与 SiC 硬质颗粒和基体的结合强度有关。在 100 °C 时,复合材料表面物化性能的变化不明显,复合材料表面保持了较高的硬度,而经过 T6 处理后,不仅增强了 SiC 硬质颗粒和基体的结合强度,而且又进一步提高了复合材料的强度和硬度,使得其在磨损过程中摩擦系数随滑动速度的变化较小,所以 T6 态材料的摩擦系数对滑动速度的变

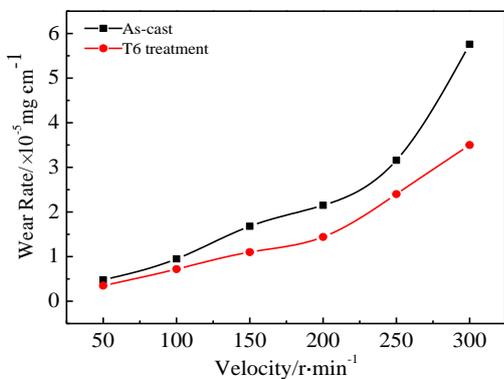


图 1 磨损率随干滑动速度的变化曲线

Fig.1 Change curves of wear rate with different dry sliding velocities

化不是特别的敏感,仅有小幅度下降,能够很好地改变复合材料的力学性能和摩擦磨损性能,这一特征正是制动盘材料所需要的。

图 3 所示为不同状态 SiC_p/A356 复合材料的摩擦表层平均温度随干滑动速度的变化曲线。可以看出,随着滑动速度的增加,不同状态复合材料的摩擦表层平均温度都逐渐增高。因为滑动速度越大,产生的摩擦热越大,从而导致接触面快速升温发热。摩擦层平均温度增高,材料出现软化现象,将会加剧磨损,这对复合材料的磨损机制产生重要影响。经过 T6 处理后的复合材料耐磨性能较好,所以其摩擦表层平均温度随滑动速度的增加幅度比铸态的小。

2.2 磨损面及磨屑形貌

图 4 所示为不同状态 SiC_p/A356 复合材料在不同干滑动速度下的磨痕表面 SEM 形貌。可以看出,随着干滑动速度变化,复合材料的磨损程度不同,而且不同状

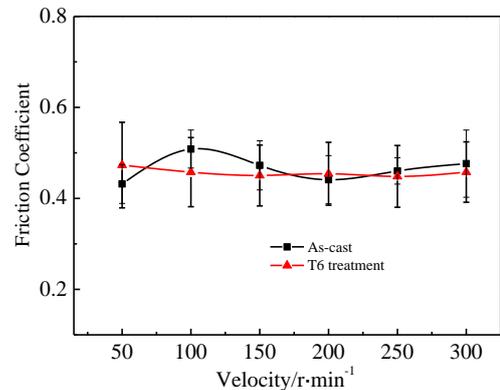


图 2 摩擦系数随干滑动速度的变化曲线

Fig.2 Change curves of friction coefficient with different dry sliding velocities

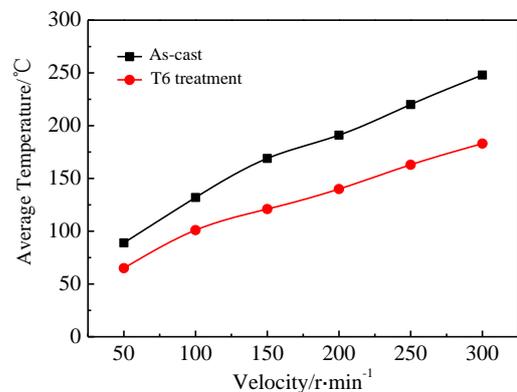


图 3 摩擦表层平均温度随干滑动速度的变化曲线

Fig.3 Change curves of average temperature of frictional layer with different dry sliding velocities

态下复合材料的磨痕表面形貌也存在一定的差异。100 r/min 时, 铸态材料的磨损表面存在明显的剥离磨损(图 4a)。主要由于在低速下, 磨损过程中形成的磨屑未能从复合材料的表面脱落, 在对磨材料和旋转力矩的共同作用下被碾附在复合材料的表面, 随着磨损的进行, 从复合材料的表面脱落而形成磨屑, 并在复合材料的表面留下剥落痕迹。而 T6 态材料磨损相对较轻, 磨损表面光滑平整且呈黑色(图 4d), 宏观上表现出磨损量少, 磨损机理为氧化磨损。当滑动速度增加到 200 r/min 时, 铸态材料的磨损表面上出现了大面积的颗粒脱落之后留下的凹坑(图 4b); 而 T6 态材料的磨损表面上除了有基体在对磨材料的作用下被磨去, 有少量颗粒脱落而留下的较浅凹坑痕迹外, 还存在划痕和犁沟的痕迹(图 4e)。这是由于复合材料中 SiC 硬质颗粒从表层脱落而成为磨粒, 粘附在对磨材料表面, 参与三体磨损, 在摩擦热引起的高温情况下, 基体材料的强度降低, 硬质颗粒很容易从复合材料表面脱离, 犁削材料基体而形成犁沟。进入高速区后, 铸态材料的磨损表面已经出现严重的塑性流变痕迹(图 4c)。一方面是由于滑动速度的加快导致复合材料与对磨材料的接触面快速地升温发热, 使复合材料出现软化, 塑性变形更加明显, 磨损严重。另一方面, 由于复合材料表面在摩擦热的作用下出现材料的转移, 从而影响复合材料的耐磨性。而且实验过程中形成了大量块状的磨屑, 并有部分粘附在磨痕表面, 阻碍磨损过程的进行, 造成大量的粘着磨损。而 T6 态

材料的犁沟变得更加明显, 且表面存在一些细小的颗粒(图 4f)。可以看出, 热处理后复合材料的高温耐磨性明显提高。这与热处理改善了复合材料的微观组织和力学性能有很大的关系, 也与图 1、图 2 的结论相吻合。而且不同状态下复合材料的磨损机理存在一定的差异。铸态材料在滑动速度低于 200 r/min 时, 其主要发生轻微磨损(氧化磨损和剥离磨损), 而滑动速度增加后则进入激烈的严重磨损阶段(粘着磨损)。而 T6 材料的磨损机理由低速时的氧化磨损转变为高速时的剥离磨损和磨粒磨损。

图 5 所示为在干滑动速度 300 r/min 下磨痕表面粗糙度及其测量位置。可以看出, 在相同摩擦条件下, 随着热处理状态不同, 复合材料的磨痕表面存在明显的差异。铸态材料的磨痕表面相对较粗糙, 起伏波动较大, 粗糙度达到了 11.479 μm 。而 T6 态材料的磨痕表面相对比较光滑, 粗糙度明显减小 ($R_a=8.221 \mu\text{m}$)。这与热处理工艺对磨损率和摩擦系数的影响一致, 进一步说明热处理对复合材料的高温摩擦磨损性能有很大的影响。

磨屑形貌可以反映出材料的磨损率大小和磨损机理。图 6 所示为不同干滑动速度下的磨屑形貌。可以看出, 低速时, 磨损较轻, 磨损过程中形成的磨屑量少(图 6a、6d)。当干滑动速度增加到 200 r/min 时, 主要形成细小的粉末状磨屑, 其中含有少量的块状和片状磨屑(图 6b、6e)。随着干滑动速度的进一步增加, 磨损进入到严重阶段, 铸态材料的磨屑多为大尺寸的块状和片状, 同时伴随着少量细小的粉末状磨屑(图

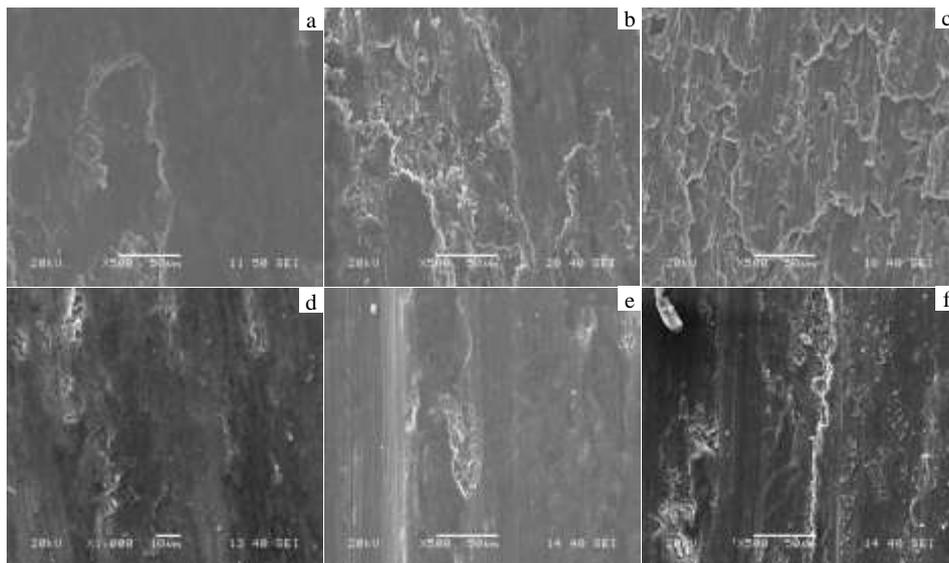


图 4 不同干滑动速度下磨损表面的微观形貌

Fig.4 Micro-morphologies of wear surface at different dry sliding velocities: (a, d) 100 r/min, (b, e) 200 r/min, (c, f) 300 r/min; (a-c) as-cast, (d-f) T6 treatment

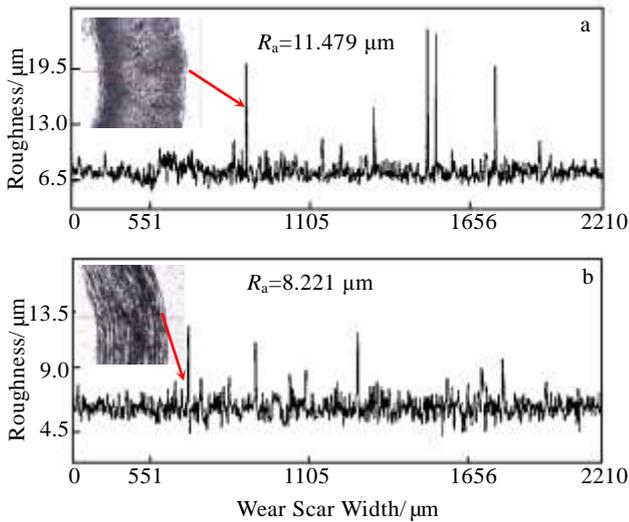


图 5 不同状态复合材料的磨痕粗糙度 (300 r/min)

Fig.5 Roughness of wear scar of composite with different treatments (300 r/min): (a) as-cast and (b) T6 treatment

6c)。而 T6 态材料在磨损过程中形成的磨屑尺寸稍有增加，但仍旧是粉末状，同时伴随着少量的块状磨屑（图 6f）。所以热处理后的复合材料在磨损过程中形成的磨屑尺寸较小，一定程度上说明此时材料的耐磨性较好。

以铸态材料在 100 和 300 r/min 的条件下形成的磨屑为例，利用 EDS 能谱测试其成分变化，从而分析复合材料的磨损机理，如图 7 所示。可以看出，100 r/min 时，复合材料形成的磨屑除了含有复合材料本身的化

学组成 Al、Si 元素外，还存在大量的 O 元素。这是由于较高环境温度和滑动速度引起的复合材料表面的升温共同作用，导致复合材料在磨损过程中发生氧化，此时的磨损以氧化磨损为主（图 7a）。

当滑动速度为 300 r/min 时，形成的磨屑存在 2 种截然不同的形态，其中光滑面同样含有 Al、Si、O 3 种元素，但是 O 元素的含量较少（图 7b）。说明此表面与对磨材料接触，在磨损过程中由于高速引起的表面升温和环境温度的共同作用，复合材料发生氧化。而粗糙面中只含有基体材料中的 Al 和 Si 2 种元素（图 7c）。说明此面是从基体上撕裂而形成的。所以，随着滑动速度的增加，复合材料的磨损机理由氧化磨损转变为严重的粘着磨损，同时伴随着少量的氧化磨损。

2.3 磨损断面分析

材料在摩擦磨损的过程中，不仅表层遭受到一定程度的破坏，同时由于存在摩擦力和旋转力矩的共同作用，次表层也会受到一定程度的影响^[12]。图 8 所示为不同状态复合材料在 300 r/min 的磨损断面形貌。可以看出，铸态材料的磨损面表层组织中存在明显的裂纹（图 8a 中箭头所示），裂纹的存在说明复合材料开始遭到破坏。C. S. Lee 的研究认为^[13]：当裂纹扩展到临界长度后，在裂纹和表面之间的材料将以片状磨屑的形式剥落下来^[11]。因此，铸态材料在高速时的磨损机制为剥层磨损。而 T6 态材料的磨损断面只是存在简单磨削痕迹和颗粒脱落现象（图 8b）。主要是由

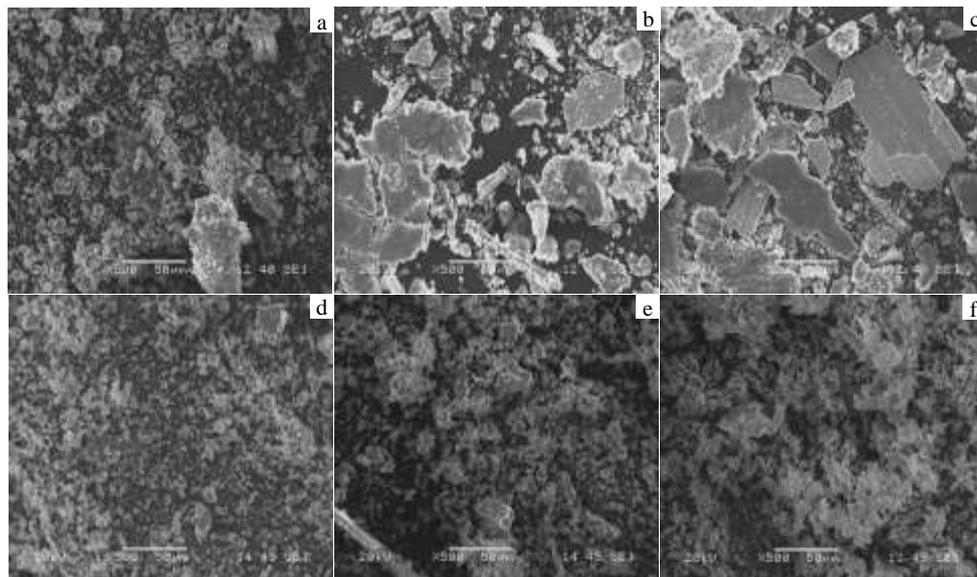


图 6 不同干滑动速度下的磨屑形貌

Fig.6 Morphologies of wear debris at different dry sliding velocities: (a, d) 100 r/min, (b, e) 200 r/min, (c, f) 300 r/min; (a~c) as-cast, (d~f) T6 treatment

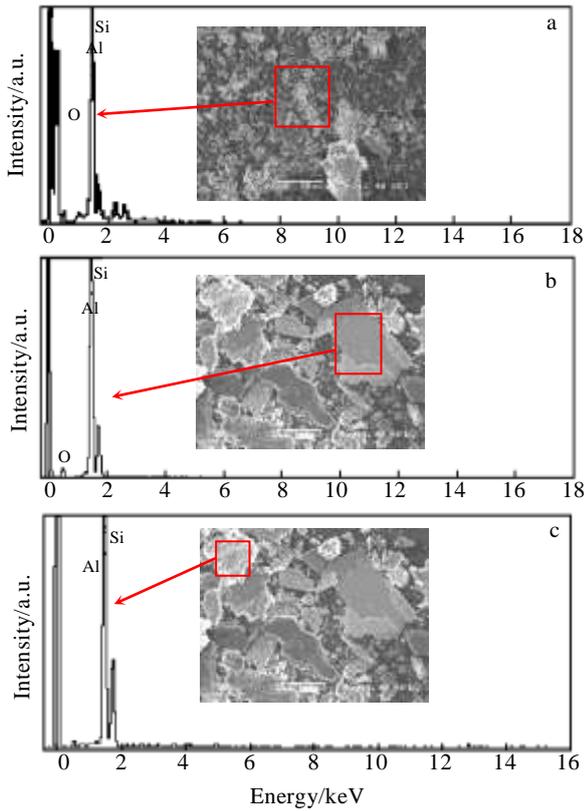


图 7 不同干滑动速度下铸态材料磨屑的 EDS 能谱

Fig.7 EDS spectra of wear debris of as-cast composite with different dry sliding velocities: (a) 100 r/min, (b) 300 r/min with smooth surface, and (c) 300 r/min with rough surface

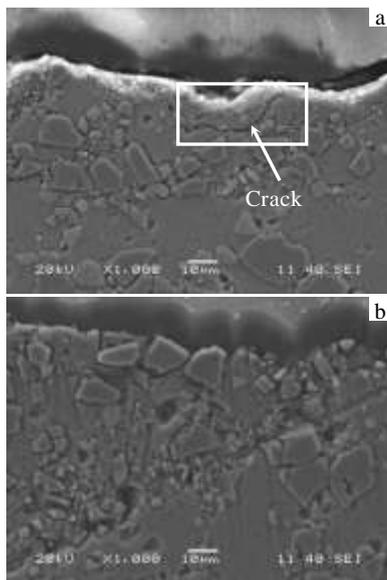


图 8 不同状态复合材料的磨损断面形貌

Fig.8 Morphologies of cross-section of worn composite with different treatments (300 r/min): (a) as-cast and (b) T6 treatment

于 T6 处理使得 SiC 增强颗粒与基体的结合强度增强,增加了基体在高速作用下抵抗摩擦温升效应的能力,耐磨性有所提高。

3 结 论

1) 随干滑动速度的增加,铸态材料的磨损率增加幅度较大,而 T6 态材料的磨损率增加幅度较小,其耐磨性能相对较好。

2) 随干滑动速度增加,铸态材料的摩擦系数曲线波动较大,摩擦性能较差;而 T6 态材料的摩擦系数曲线相对平缓,且其分散度也在小范围内波动,表现出优异的摩擦性能。

3) 铸态材料在滑动速度低于 200 r/min 时,主要发生轻微磨损(氧化磨损和剥离磨损),而滑动速度增加后则进入激烈的严重磨损阶段(粘着磨损);而 T6 态材料则由低速时的氧化磨损转变为高速时的剥离磨损和磨粒磨损。

4) 在干滑动速度较高时,铸态材料的磨损断面组织中出现了明显的裂纹,而 T6 态材料的磨损断面只是存在简单的磨削痕迹和颗粒脱落现象。热处理后复合材料的高温耐磨性能明显提高。

参考文献 References

[1] Jin Yunxue(金云学), Lee Jung-Moo, Kang Suk-Bong. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2008, 37(12): 2147

[2] Sun Menglong(孙梦龙), She Kai(余 恺), Wang Xiao(王 啸) et al. *Heat Treatment of Metals*(金属热处理)[J], 2014, 39(9): 103

[3] Chen Congcong(陈聪聪), Chen Gang(陈 刚), Yan Hongge(严红革) et al. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*(中国有色金属学报)[J], 2011, 21(6): 1258

[4] Elmadagli M, Alpas A T. *Wear* [J], 2006, 261(3-4): 367

[5] Tang Yunwu(汤贇武), Chen Fei(陈 飞), Cao Zhiqiang(曹志强) et al. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2014, 43(1): 194

[6] Liang Yanfeng(梁艳峰), Zhou Jingen(周敬恩), Dong Shengquan(董晟全) et al. *Special Casting and Nonferrous Alloys*(特种铸造及有色合金)[J], 2006, 26(8): 515

[7] 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

[8] Song Yanpei(宋延沛), Xie Jingpei(谢敬佩), Zhu Yaomin(祝要民) et al. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*(中国有色金属学报)[J], 2002, 12(1): 123

- [9] Jin Yunxue(金云学), Lee Jung-Moo, Kang Suk-Bong. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2008, 37(11): 1956
- [10] Yang Zhong(杨忠), Li Jianping(李建平), Guo Yongchun(郭永春) *et al. Foundry*(铸造)[J], 2006, 55(10): 1043
- [11] Jin Yunxue(金云学), Wang Xiaoya(王小丫), Tong Qiangqiang (童强强) *et al. The Chinese Journal of Nonferrous Metals*(中国有色金属学报)[J], 2014, 24(1): 179
- [12] Jin Yunxue(金云学), Lee Jung-Moo, Kang Suk-Bong. *Tribology*(摩擦学学报)[J], 2008, 28(3): 266
- [13] Lee C S, Kim Y H, Han K S *et al. Journal of Materials Science*[J], 1992, 27: 793

Effect of Dry Sliding Velocity on the Friction and Wear Characteristics of SiC_p/A356 Composite

Sun Menglong, Wang Xiaoya, Xie Chunsheng

(Jiangsu Provincial Key Laboratory of Advanced Welding Technology, Jiangsu University of Science and Technology, Zhenjiang 212003, China)

Abstract: The effect of dry sliding velocity on the friction and wear characteristics of SiC_p/A356 composite was investigated on UMT-2 tribometer. The friction and wear behavior of the composite were analyzed by SEM, EDS and Olympus confocal laser scanning microscope. The results reveal that with the increasing of dry sliding velocity the wear rate of the as-cast material increases greatly and its friction coefficient fluctuates within a large range. On the contrary, for T6 material the wear rate increases slightly and the friction coefficient fluctuates in a narrow range, which shows excellent friction behavior. The oxidation wear and stripping wear of as-cast material at low velocity is mainly shifted to adhesive wear at high velocity. However, the oxidation wear of T6 material at low velocity is mainly shifted to stripping wear and abrasive wear at high velocity. At high velocity, cracks appear obviously in the cross-section of the worn as-cast material, but there are only simple grinding traces and particle shedding in T6 material. Therefore, high temperature wear resistance of the composite has been improved significantly after heat treatment.

Key words: SiC_p/A356; dry sliding velocity; high temperature; friction and wear characteristic

Corresponding author: Sun Menglong, Candidate for Master, School of Materials Science and Engineering, Jiangsu University of Science and Technology, Zhenjiang 212003, P. R. China, Tel: 0086-511-84401190, E-mail: lygsunmenglong@163.com