

超声外场对原位 $\text{TiB}_2/2\text{A14}$ 铝基复合材料的摩擦磨损性能的影响

Effect of ultrasonic field on friction and wear properties of *in-situ* $\text{TiB}_2/2\text{A14}$ composite materials

黄 凯^{1,2}, 蒋日鹏^{1,2}, 李晓谦^{1,2,3}, 李瑞卿^{1,2}, 张立华^{2,3}

(1 中南大学 轻合金研究院, 长沙 410083;

2 中南大学 高性能复杂制造国家重点实验室, 长沙 410083;

3 中南大学 机电工程学院, 长沙 410083)

HUANG Kai^{1,2}, JIANG Ri-peng^{1,2}, LI Xiao-qian^{1,2,3},

LI Rui-qing^{1,2}, ZHANG Li-hua^{2,3}

(1 Institute of Light Alloy Research, Central South University,

Changsha 410083, China; 2 State Key Laboratory of High

Performance Complex Manufacturing, Central South

University, Changsha 410083, China; 3 College of Mechanical

and Electrical Engineering, Central South University,

Changsha 410083, China)

摘要: 采用超声外场-原位混合盐反应法制备 3% $\text{TiB}_2/2\text{A14}$ (体积分数) 铝基复合材料, 在往复式摩擦磨损试验机上进行 4 种不同载荷 (20, 30, 40, 50N) 的磨损实验, 研究不同超声处理工艺制备的复合材料的耐磨性和摩擦行为。使用显微硬度计测量基体和复合材料的显微硬度。采用 X 射线衍射仪、扫描电子显微镜对测试样品进行物相成分鉴定、显微组织和表面磨损形貌观察, 并研究其磨损机理。结果表明: 超声能够有效打散颗粒团聚, 改善颗粒分布状态, 强化颗粒与基体的界面结合强度, 因此经过超声处理的复合材料的耐磨性和显微硬度明显优于合金基体。经 120s 超声处理获得的复合材料, 其硬度约为基体合金的 2 倍。在 50N 载荷的作用下, 其磨损率约为基体合金的 57.43%。在干摩擦条件下, 基体主要表现为黏着磨损, 复合材料表现为黏着磨损+磨粒磨损的混合型磨损, 耐磨性能更佳。

关键词: TiB_2 增强颗粒; 原位反应; 铝基复合材料; 摩擦磨损

doi: 10.11868/j.issn.1001-4381.2018.000823

中图分类号: TB331 **文献标识码:** A **文章编号:** 1001-4381(2019)12-0078-07

Abstract: The 3% $\text{TiB}_2/2\text{A14}$ (volume fraction) aluminum matrix composites were prepared by *in-situ* salts-metal reaction under ultrasonic field. The wear experiments with four different load (20, 30, 40, 50N) were carried out with a reciprocating tribometer. The abrasive resistance and friction behavior of composites with different ultrasonic vibration treatment (UVT) process were studied. The microhardness of matrix and composites were measured by the microhardness tester. The X-ray diffraction (XRD) and scanning electron microscopy (SEM) were applied to identify the phase compositions and observe the microstructure and morphology of worn surfaces. And the wear mechanism was also studied. The results manifest that the ultrasonic can efficiently scatter the particle agglomerations, improve the state of particle distribution and reinforce the interfacial bonding strength between particles and matrix. Therefore, the abrasive resistance and microhardness of composites with UVT are obviously superior to alloy matrix. The wear rate and hardness of composites obtained by 120s UVT are about 57.43% and two times of that of the matrix alloy under 50N load. Under the dry friction condition, the main wear mechanism of alloy matrix is adhesion wear and composites is hybrid wear with adhesion wear and abrasive wear and the wear resistance is better.

Key words: TiB_2 reinforced particle; *in-situ* reaction; aluminum matrix composites; friction and wear

铝基复合材料由于具有低密度、高比模量、高硬度、优异的热稳定性和耐磨性等特点,被广泛地应用于航空航天、汽车制造、国防军工等领域^[1-5]。其中,耐磨性是铝基复合材料实现应用化的一个重要指标^[6]。霍晓阳等^[7]研究了高硅铝合金及其原位复合材料干滑动磨损性能和机制,发现在相同的条件下,复合材料的磨损量明显低于高硅铝合金的磨损量,且随着颗粒体积分数的增大,复合材料的磨损量减小。翟秋亚等^[8]研究了 Al₂O₃ 纤维增强铝基复合材料干滑动磨损机制,发现在干滑动摩擦条件下,复合材料的磨损率随着 Al₂O₃ 纤维的增加而急剧下降,当体积分数为 9% 时达到最小值,而后会有所回升。Sharma 等^[9]研究了 SiC_p 对 ZA-27 铝基复合材料干滑动摩擦行为的影响,发现 SiC_p 复合材料的磨损率低于合金基体,并且材料的硬度和耐磨性随着 SiC_p 含量的提高而增加。张洁等^[10]研究了 SiC_p 尺寸对 SiC_p/Cu 基复合材料耐磨性能的影响,发现不同尺寸的 SiC_p 颗粒作为增强体都能明显提高 Cu 基复合材料的耐磨损性能,并且随着 SiC_p 颗粒尺寸增加, SiC_p/Cu 基复合材料的耐磨性能大幅度提高;以微米级 SiC_p 制备的 SiC_p/Cu 基复合材料的耐磨性能最佳。张永振等^[11]研究了高速干摩擦条件下铝基复合材料的摩擦磨损行为,发现随着速度和接触压力的增加,摩擦副的摩擦因数显著降低;接触压力越高,材料的摩擦磨损性能差异越小。Jiang 等^[12]通过粉末冶金和原位合成技术制备了 Al-5%Si-Al₂O₃ (质量分数) 复合材料,并研究该材料的磨损性能,发现随着载荷增大,试样的磨损量和摩擦因数均增加,随着滑动速率的增大,试样的磨损量和摩擦因数均减小。颗粒团聚一直是制备复合材料过程中无法避免的难题,因为颗粒团聚直接影响材料的力学性能。前人研究了载荷、滑动速率、颗粒尺寸和含量对复合材料摩擦性能的影响,但对复合材料中颗粒团聚影响研究较少。本工作将制备的 TiB₂/2A14 铝基复合材料重熔,进行不同的超声工艺处理,研究超声处理工艺对复合材料的微观组织和耐磨性能的影响,并分析其磨损机制。

1 实验材料与方法

1.1 实验材料及制备

本实验选用航空用 2A14 铝合金作为复合材料的基体,化学成分由 SPECTRO-SPECTROMAXx 电火花直读光谱仪测试,其结果见表 1。反应盐为化学纯级的氟钛酸钾(K₂TiF₆)、氟硼酸钾(KBF₄)粉末,助熔剂是氟铝酸钠(Na₃AlF₆)粉末。首先称取 500g 的 2A14 铝合金放入石墨坩埚,用电阻炉加热至 820℃,

反应盐的质量按照 Ti/B 原子比 1 : 2 称取,根据经验,助溶剂的质量为反应盐总质量的 10%。然后,在 300℃ 的电阻炉中预热称取好的混合盐粉末 1h,待铝熔体温度稳定在 820℃ 左右,加入预热的混合盐,同时添加机械搅拌,反应时间为 30min。反应结束后,撤掉搅拌装置,扒渣,待熔体温度降至 720℃,浇注至预热的钢制模具冷却,获得复合材料预制样。再将复合材料预制样用电阻炉加热至 720℃ 熔化,加入超声振动,超声处理工艺参数见表 2。超声处理结束后,将熔体浇注至钢制模具,得到最终的复合材料样品。

表 1 2A14 铝合金化学成分(质量分数/%)
Table 1 Chemical compositions of 2A14 aluminum alloy
(mass fraction/%)

Si	Cu	Mg	Zn	Mn	Ti	Ni	Fe	Al
0.900	4.550	0.630	0.019	0.760	0.031	0.015	0.099	Bal

表 2 TiB₂/2A14 铝基复合材料和基体的制备
工艺参数及显微硬度

Table 2 Technological parameters of preparation and
microhardness of TiB₂/2A14 aluminum
matrix composites and matrix

Sample	Mechanical stirring time/min	Ultrasonic vibration treatment time/s	Microhardness (HV)
0(matrix)	30	0	64
1	30	0	99
2	30	30	97
3	30	60	111
4	30	120	126

1.2 实验方法

采用 UMT-2 多功能摩擦试验机进行摩擦磨损实验,采用往复式摩擦实验装置进行室温干滑动摩擦磨损实验。摩擦副为直径 6mm 的 440C 钢球,硬度为 62HRC。测试材料为 15mm×15mm×3mm 的块状样,样品磨损表面经过 1000 目砂纸打磨后抛光。实验滑动速率为 0.05m/s,往复距离为 10mm,实验时间为 30min。在上述实验条件下,研究不同载荷(20, 30, 40, 50N)对基体合金和不同超声时间处理(0, 30, 60, 120s)的复合材料的磨损率和摩擦因数的影响。磨损质量用 Sartorius BSA 124S 精密分析天平测量,精度为 0.1mg,磨损率 K 用试样的磨损质量 *m* 与摩擦行程 *L* 表示,见式(1):

$$K = \frac{m}{L}$$

(1)

采用 MIRA3 TESCAN 扫描电子显微镜观察样品磨损后的表面形貌,并分析其磨损机制。

2 结果与分析

2.1 复合材料的微观形貌和物相分析

图 1 为 2A14 基体合金及复合材料的 SEM 显微组织形貌。图 1(a)是 2A14 基体合金的微观形貌图，从图中可以看出有明显的粗大网状 Al_2Cu 相。图 1(b)~(e)是 TiB_2 /2A14 复合材料的微观形貌，由于

TiB_2 颗粒的存在，改变了 Al_2Cu 的微观形貌， Al_2Cu 相由光滑变为粗糙，图 1(b)是未经超声处理的复合材料，图中颗粒沿 Al_2Cu 相分布，且颗粒团聚严重，经过超声工艺处理后，颗粒团聚现象逐步减弱。从图 1(e)中发现，当超声处理 120s 时，复合材料中颗粒均匀地分布于 Al_2Cu 相附近和基体内，团聚现象基本消失。

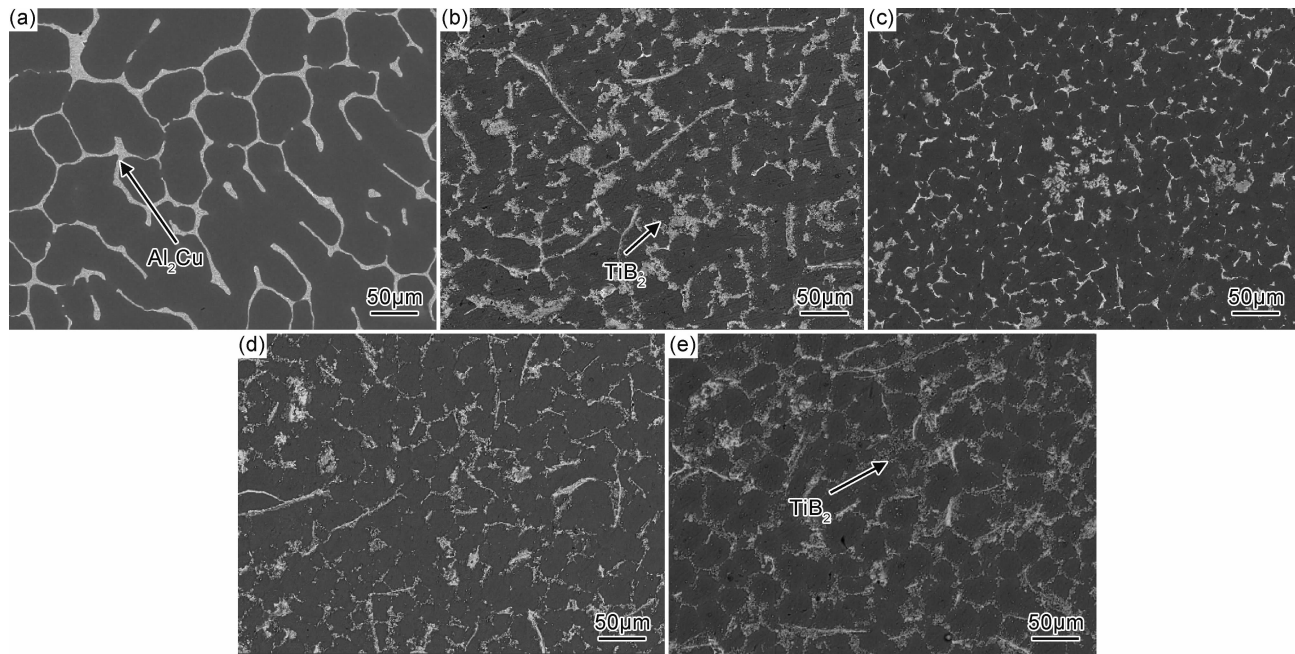


图 1 2A14 基体合金及 TiB_2 /2A14 复合材料的 SEM 显微组织图

(a)2A14 基体合金;(b)未经超声处理的复合材料;(c)超声处理 30s 的复合材料;(d)超声处理 60s 的复合材料;(e)超声处理 120s 的复合材料

Fig. 1 SEM microstructures of 2A14 matrix alloy and TiB_2 /2A14 composites (a)2A14 matrix alloys;

(b)composites without UVT;(c)composites with UVT for 30s;(d)composites with UVT for 60s;(e)composites with UVT for 120s

图 2 是 TiB_2 /2A14 复合材料的 X 射线衍射图谱，图中有明显的 Al 、 Al_2Cu 、 TiB_2 衍射峰，因此复合材料中主要的物相为 Al 、 Al_2Cu 和 TiB_2 。 TiB_2 相的存在，说明通过原位混合盐反应成功地制备了 2A14/ TiB_2 复合材料。

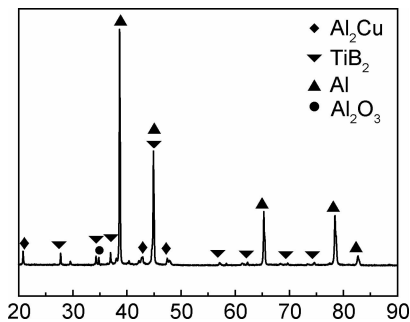


图 2 TiB_2 /2A14 复合材料的 X 射线衍射图谱

Fig. 2 XRD patterns of TiB_2 /2A14 composites

2.2 显微硬度

表 2 是不同超声处理工艺参数下 2A14/ TiB_2 复

合材料的显微硬度，由表可知，复合材料的硬度随着超声处理时间的增加而呈现增大的趋势。2A14 基体的硬度值为 64HV，当超声处理 120s 时，复合材料硬度值达到 126HV，约为基体硬度值的 2 倍。这是由于在超声作用下，有利于增强体颗粒分散于基体中，提高颗粒与基体的结合力。 TiB_2 颗粒具有高硬度特性，当硬度计的压头作用于试样时，基体受到的压力会传递给增强体颗粒，从而提高了复合材料的硬度。材料的硬度与耐磨性有一定关系，通常材料的硬度越高，材料的耐磨性能越好^[13]。

2.3 摩擦磨损性能

2.3.1 磨损率

图 3 是基体合金和复合材料的磨损率随载荷变化的曲线图。由图 3 可知，随着载荷的增加，基体和复合材料的磨损率总体呈现增大的趋势，但复合材料的磨损率整体要低于基体合金。超声处理有利于降低复合材料的磨损率，当超声处理时间为 0s 和 30s 时，复合材料的磨损率与基体相接近，而且在载荷为 30,40N

处磨损率却高于基体。导致出现这种现象的主要原因如下:一是由于原位反应生成的颗粒团聚现象严重,颗粒与基体的结合能力弱,当受到载荷作用时,颗粒容易从基体中剥落,形成研磨颗粒,加剧了复合材料的磨损;二是由于超声作用时间短暂,超声杆加入时会破坏熔体表面的氧化膜,氧化膜和空气会被卷入熔体内部,形成氧化夹杂缺陷,污染颗粒与基体的结合界面,降低结合强度,在磨损实验过程中,夹杂缺陷与基体中脱落的颗粒也会加剧复合材料的磨损。当超声处理时间增加至 120s,在超声的空化效应和声流效应的协同作用下,氧化夹杂均匀地分散于复合材料熔体中,颗粒团聚现象基本消失。当载荷为 50N 时,复合材料的磨损率为 $4.56 \times 10^{-5} \text{ g/m}$,而基体合金的磨损率为 $7.94 \times 10^{-5} \text{ g/m}$,磨损率仅为基体合金的 57.43%。同时均匀分散的颗粒提高了材料的硬度,抑制了磨损亚表面的基体合金在载荷作用下的塑性流变,减小了复合材料和对磨件之间的黏着磨损。细小分散的颗粒与基体结合作用强,降低了颗粒从基体脱落的概率,提高了复合材料抵抗黏着和塑性变形的能力,从而提高复合材料的耐磨性^[14]。

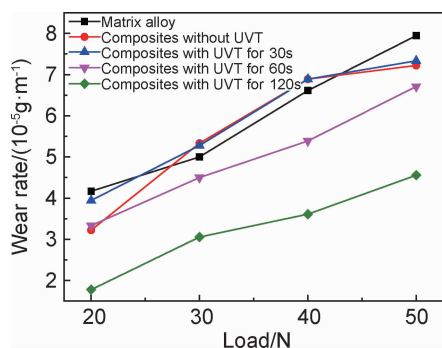


图 3 不同载荷下基体合金和复合材料的磨损率

Fig. 3 Wear rate of matrix alloy and composites with different loads

2.3.2 摩擦因数

图 4 是 2A14 基体和复合材料在不同载荷下的平均摩擦因数,由图可知,基体和复合材料的摩擦因数随着载荷的增大呈现下降的趋势。根据摩擦二项式定律可得^[15]:

$$f = \beta + \alpha \frac{A}{W} \quad (2)$$

式中: f 是摩擦因数; α 和 β 分别为摩擦表面的物理和力学性能决定的参数; A 和 W 分别表示实际接触面积与法向载荷。实验指出:对于由塑性材料组成的摩擦副,表面处于塑性接触状态,实际接触面积 A 与法向载荷 W 成比例关系,因而式(2)中摩擦因数 f 与载荷大小无关。而对于表面接触处于弹性变形状态的摩擦

副,实际接触面积与法向载荷的 $2/3$ 成正比例关系,式(2)中的摩擦因数 f 与载荷大小成负相关,摩擦因数随着载荷的减小而增大。此外,载荷的增加,导致接触面温度升高,会加速其表面氧化膜的形成,从而降低摩擦因数。复合材料的摩擦因数整体低于基体合金,这是由于耐磨的 TiB_2 颗粒引入后,减少了 Al 基体和对磨件之间的接触面积,减小了复合材料与对磨件之间的黏着作用,有利于降低复合材料的摩擦因数。颗粒的团聚、气孔等组织缺陷也会影响复合材料的摩擦因数,造成摩擦因数变化异常。超声处理 30s 的复合材料的摩擦因数不稳定,在较高的载荷(40, 50N)条件下,甚至超过了未经超声处理的复合材料。这是由于施加超声杆时会破坏熔体表面原有的氧化膜,空气和破碎的氧化膜会随着超声杆卷入熔体内部,超声作用时间短暂,超声空化产生的微射流与空化泡不能及时将熔体内部的气体排出,也不能将氧化夹杂均匀分散,降低了颗粒与基体的结合能力。颗粒脱离基体后,就会参与基体与对磨件之间的摩擦,使得摩擦行为变成三体磨损,进一步破坏磨损表面,加剧摩擦损失,导致摩擦因数变大,表现出较差的磨损性能^[16]。随着超声作用时间增加至 60, 120s,复合材料的摩擦因数稳定地降低。这是由于当超声作用时间增加后,有利于促进颗粒的均匀分布、强化颗粒与基体的界面结合,因此颗粒与对磨件之间的摩擦作用变小,磨粒磨损对摩擦力的作用也会变小,从而降低摩擦因数。这与 Zhang 等^[17]的研究结果一致。

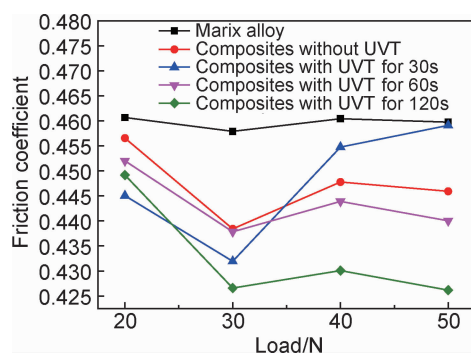


图 4 不同载荷下基体合金和复合材料的摩擦因数

Fig. 4 Friction coefficient of matrix alloy and composites with different loads

图 5 是 40N 载荷下不同超声处理时间的复合材料的摩擦因数随时间变化的曲线图。由于试样的摩擦实验面经过砂纸打磨、抛光,表面光滑,所以实验开始数秒内,摩擦因数很低,但随着摩擦面变粗糙后,摩擦因数迅速增大。随后,由于对偶件压头运行稳定,初始磨损面经摩擦变光滑后,摩擦因数快速下降,在磨损跑

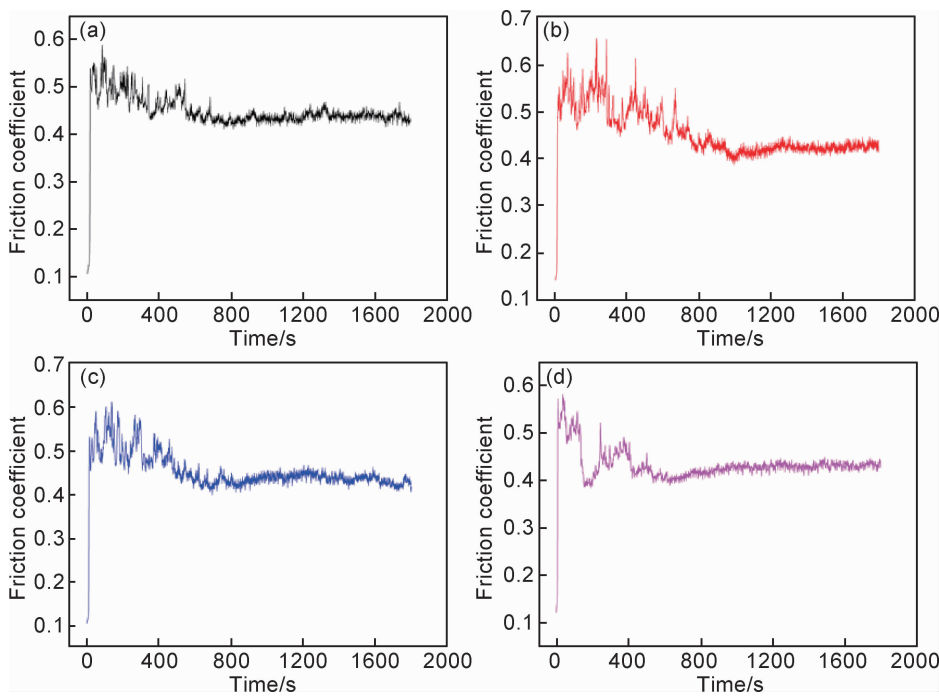


图 5 40N 载荷下不同超声处理时间的复合材料的摩擦因数 (a)0s;(b)30s;(c)60s;(d)120s
Fig. 5 Friction coefficient of composites with UVT for different time under 40N load (a)0s;(b)30s;(c)60s;(d)120s

合阶段,摩擦因数波动很大,这是由于磨损表面快速被破坏导致的^[18]。磨损跑合阶段结束后,摩擦因数波动小,整体趋于稳定。由图 5 可知,经过超声处理的复合材料的摩擦因数均低于未经超声处理的,而且随着超声处理时间的增加,复合材料更快到达稳定磨损阶段,

达到提高材料使用寿命的目的。
2.4 磨损形貌与机理分析
图 6 是滑动速率为 0.01m/s、载荷为 40N 时的基体合金和复合材料摩擦表面的 SEM 图。由图 6 可知,基体和复合材料是以黏着磨损和磨料磨损共同作用的

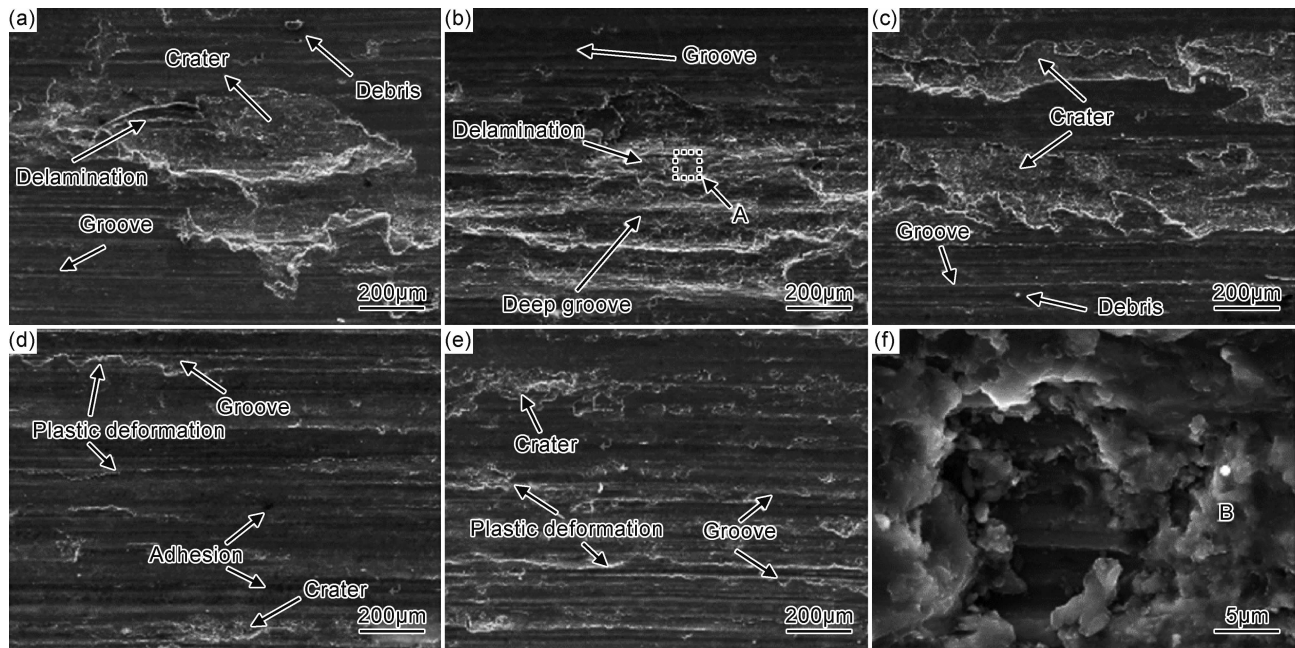


图 6 载荷为 40N 时基体和不同超声处理时间的复合材料磨损表面的 SEM 图
(a) 基体合金;(b) 未经超声处理;(c) 超声处理 30s;(d) 超声处理 60s;(e) 超声处理 120s;(f) 图(b)中 A 区域的放大图
Fig. 6 SEM micrographs of the worn surface of the matrix alloy and composites with UVT for different time under 40N load
(a) matrix alloy;(b) composites without UVT;(c) composites with UVT for 30s;(d) composites with UVT for 60s;
(e) composites with UVT for 120s;(f) high magnification image of zone A in fig. (b)

磨损机制。图 6(a)中存在大面积的剥落坑、少量的碎屑和犁沟,这是由于基体合金的硬度低,摩擦过程中产生的热量使基体表面层的温度升高而软化变形,在磨损表面形成了具有犁削作用的凸起黏着点,随着摩擦过程的进行,黏着点不断累积增大,在剪切力的作用下,加剧了基体铝合金表面的剥落,表面因磨削作用而撕裂脱落产生大面积的剥落坑,因此基体以黏着磨损为主^[16]。图 6(b)中出现磨损严重的剥落层和犁沟,这是由于复合材料中的颗粒团聚严重,颗粒与基体结合强度差,在受到载荷作用时,团聚的颗粒会从基体中脱落,成为研磨颗粒,加剧磨损,产生较深的犁沟和大量的塑性变形,从而形成大面积的剥落坑^[19]。图 6(c)中,复合材料磨损表面的剥落坑面积和深度相对减小,犁削作用加强,复合材料的耐磨性有所提高。图 6(d)中,复合材料的磨损表面比较平整,没有明显的剥落坑,并发现了因磨粒切削作用形成的具有清晰轮廓的犁沟,在犁沟边缘存在着因犁削作用挤压而形成的白色隆起平行线状的塑性变形区,同时还发现了黑色黏附物,黏着磨损和磨粒磨损特征明显^[20]。图 6(e)中,复合材料的磨损表面与图 6(d)相比,剥落坑面积小、深度小,犁沟较深,犁沟边缘附近也存在着塑性变形,但磨损表面上未发现黑色黏着物,因此磨粒磨损特征显著。综上,基体和复合材料的磨损机制主要表现为磨粒磨损和黏着磨损,随着超声处理时间的增加,复合材料的磨损面变得光滑平整,耐磨性逐渐增强,磨粒磨损特征更明显。这是因为:超声消除了颗粒的团聚和组织缺陷,促进了颗粒与基体的紧密结合,减弱了对磨件对复合材料表面的切削损伤,提高了复合材料抗剪切应变能力,有利于在摩擦表面形成转移膜,减少复合材料摩擦表面的黏着区域,因此磨损表面的黏着脱落区域和数量均减小。图 6(f)是图 6(b)中 A 区域的高倍放大图,在图 6(f)中选取磨粒 B 进行 EDS 能谱分析,结果如图 7 所示,证明了由于原位 TiB₂ 颗粒的存在,复合材料的耐磨性能得到提高。

3 结论

- (1)通过混合盐原位反应和超声辅助制备 3% TiB₂/2A14(体积分数)铝基复合材料,反应彻底、充分,没有中间合金相生成。
- (2)超声能够分散颗粒团聚,改善颗粒分布状态,强化颗粒与基体的结合强度,因此随着超声时间的增加,复合材料的耐磨性和硬度逐渐增强。在本实验条件下,超声处理时间为 120s 的复合材料,其硬度值最大,约为基体合金的 2 倍,而磨损率最低,当载荷为

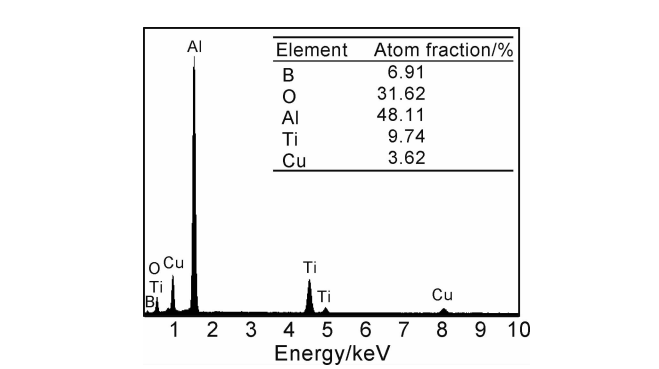


图 7 复合材料磨损表面中磨粒的 EDS 分析
Fig. 7 ESD analysis of the abrasive particles in composites wear surface

- 50N 时,其磨损率为 4.56×10^{-5} g/m,而基体合金在该载荷下的磨损率为 7.94×10^{-5} g/m,复合材料的磨损率约为基体合金的 57.43%。
- (3)基体和复合材料的摩擦因数随着载荷的增大,有下降的趋势,同时,复合材料的摩擦因数随着超声处理时间的增加,也有下降的趋势,摩擦因数曲线更快进入稳定磨损阶段。
 - (4)基体和复合材料的磨损机制主要是以黏着磨损和磨粒磨损的混合磨损,随着超声处理时间的增加,复合材料逐渐转化为以磨粒磨损为主的磨损机制。

参考文献

[1] SUDARSHAN M, SURAPPA M K. Dry sliding wear of fly ash particle reinforced A356 Al composites[J]. Wear, 2008, 265(3): 349-360.

[2] RADHIKA N, RAGHU R. Dry sliding wear behaviour of aluminium Al-Si12Cu/TiB₂, metal matrix composite using response surface methodology[J]. Tribology Letters, 2015, 59(1):2.

[3] MIYAJIMA T, IWAI Y. Effects of reinforcements on sliding wear behavior of aluminum matrix composites[J]. Wear, 2003, 255(1):606-616.

[4] SHEHATA F, FATHY A, ABDELHAMEED M, et al. Preparation and properties of Al₂O₃ nanoparticle reinforced copper matrix composites by *in situ* processing[J]. Materials & Design, 2009, 30(7):2756-2762.

[5] ZHOU W, ZHAO Y G, LI W, et al. The *in situ* synthesis and wear performance of a metal matrix composite coating reinforced with TiC-TiB₂, particulates, formed on Ti-6Al-4V alloy by a low oxygen partial pressure fusing technique[J]. Surface & Coatings Technology, 2008, 202(9):1652-1660.

[6] 刘正林. 摩擦学原理[M]. 北京:高等教育出版社,2009. LIU Z L. Principles of tribology[M]. Beijing: Higher Education Press, 2009.

[7] 霍晓阳,赵玉涛,陈刚,等. 高硅铝合金及其原位复合材料干滑动磨损性能与机制[J]. 铸造, 2007, 56(4):375-379. HUO X Y, ZHAO Y T, CHEN G, et al. Dry sliding wear be-

- havior and mechanism of high silicon aluminum alloy and *in-situ* composites[J]. China Foundry, 2007, 56(4):375-379.
- [8] 翟秋亚,徐锦锋. Al_2O_3 纤维增强铝基复合材料干滑动磨损机制的研究[J]. 摩擦学学报, 2005, 25(6):535-539.
- ZHAI Q Y, XU J F. Dry sliding wear mechanism of Al_2O_3 fiber reinforced Al matrix composites[J]. Tribology, 2005, 25(6): 535-539.
- [9] SHARMA S C, GIRISH B M, KAMATH R, et al. Effect of SiC particle reinforcement on the unlubricated sliding wear behaviour of ZA-27 alloy composites[J]. Wear, 1997, 213(12): 33-40.
- [10] 张洁,许晓静,陈康敏,等. SiC_p 尺寸对 SiC_p/Cu 基复合材料抗磨性能的影响[J]. 摩擦学学报, 2003, 23(4):301-305.
- ZHANG J, XU X J, CHEN K M, et al. Effect of SiC_p size on wear resistance of SiC_p/Cu matrix composites[J]. Tribology, 2003, 23(4):301-305.
- [11] 张永振,邱明,上官宝,等. 高速干摩擦条件下铝基复合材料的摩擦磨损行为研究[J]. 摩擦学学报, 2005, 25(4):343-347.
- ZHANG Y Z, QIU M, SHANGGUAN B, et al. Friction and wear behavior of the materials under very high sliding velocity [J]. Tribology, 2005, 25(4):343-347.
- [12] JIANG X S, WANG N J, ZHU D G. Friction and wear properties of *in-situ* synthesized Al_2O_3 reinforced aluminum composites [J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2014, 24(7):2352-2358.
- [13] KUMAR G N, NARAYANASAMY R, NATARAJAN S, et al. Dry sliding wear behaviour of AA 6351-ZrB₂ *in situ* composite at room temperature[J]. Materials & Design, 2010, 31(3): 1526-1532.
- [14] KUMAR S, CHAKRABORTY M, SARMA V S, et al. Tensile and wear behaviour of *in situ* Al-7Si/TiB₂ particulate composites [J]. Wear, 2008, 265(1):134-142.
- [15] 温诗铸,黄平. 摩擦学原理[M]. 2 版. 北京:清华大学出版社, 2002:282-284.
- WEN S Z, HUANG P. Principles of tribology[M]. 2nd ed. Beijing: Tsinghua University Press, 2002:282-284.
- [16] 李桂荣,戴起勋,赵玉涛,等. Al-Zr-O-B 体系原位合成颗粒增强铝基复合材料及其性能[J]. 中国有色金属学报, 2005, 15(4): 572-577.
- LI G R, DAI Q X, ZHAO Y T, et al. Al-Zr-O-B fabrication and properties of particles reinforced aluminum matrix composites *in-situ* synthesized in Al-Zr-O-B system[M]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2005, 15(4):572-577.
- [17] ZHANG S L, DONG X W, ZHAO Y T, et al. Preparation and wear properties of TiB₂/Al-30Si composites *via in-situ* melt reactions under high-energy ultrasonic field[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2014, 24(12):3894-3900.
- [18] YANG H, LIU Y, ZHANG T, et al. Dry sliding tribological properties of a dendrite-reinforced Zr-based bulk metallic glass matrix composite[J]. Journal of Materials Science & Technology, 2014, 30(6):576-583.
- [19] ONAT A. Mechanical and dry sliding wear properties of silicon carbide particulate reinforced aluminium-copper alloy matrix composites produced by direct squeeze casting method[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2010, 489(1): 119-124.
- [20] 刘用,马胜国,刘英杰,等. $\text{Al}_x\text{CrCuFeNi}_2$ 多主元高熵合金的摩擦磨损性能[J]. 材料工程, 2018, 46(2):99-104.
- LIU Y, MA S G, LIU Y J, et al. Friction and wear properties of $\text{Al}_x\text{CrCuFeNi}_2$ high-entropy alloys with multi-principal-elements[J]. Journal of Materials Engineering, 2018, 46(2):99-104.

基金项目:国家自然科学基金资助项目(51805549)

收稿日期:2018-09-17;修订日期:2019-09-19

通讯作者:蒋日鹏(1983—),男,讲师,博士,研究方向为超声波处理金属熔体的工艺与机理,联系地址:湖南省长沙市岳麓区麓山南路 932 号中南大学轻合金研究院(410083),E-mail:jiangripeng@163.com

(本文责编:齐书涵)