

纳米 TiC 颗粒增强 Al-Cu-Li 基复合材料摩擦磨损性能的研究

邱伟男¹, 周东帅¹, 王 健^{1, 2}, 百志好¹, 张 晨¹, 徐 旭¹

(1. 江苏理工学院材料工程学院, 江苏常州 213000; 2. 河海大学机电工程学院, 江苏常州 213022)

摘要: 采用中间合金法制备TiC颗粒增强 Al-Cu-Li基复合材料, 通过GCr15钢球与复合材料在室温下干摩擦滑动磨损实验, 研究不同含量TiC与载荷对复合材料摩擦磨损性能的影响。试验结果表明: TiC颗粒细化了复合材料组织, 同时也提高了热处理后复合材料的硬度及耐磨损性能, 在TiC含量为0.3%时, 复合材料表现出优异的耐磨损性能。通过观察磨损后表面形貌, 低载荷下主要磨损类型为磨粒磨损和黏着磨损, 随着载荷的提高, 氧化磨损和循环力引起的疲劳剥落成为了主要磨损类型。随着TiC颗粒的加入, 提高了复合材料的硬度, 降低了动摩擦系数, 黏着磨损得到了抑制, 复合材料的耐磨损性能得到了提高。

关键词: TiC/Al-Cu-Li基复合材料; TiC纳米颗粒; 摩擦磨损性能; 磨损机制

铝锂 (Al-Li) 合金因其优异的性能成为替代传统铝合金的理想材料。研究表明在铝合金中每添加1%的Li, 可使该合金密度降低3%, 弹性模量上升5%~6%^[1]。铝锂合金应用于飞机座椅导轨、门轨、起落架轮轴及连接轴等结构件, 但实际使用过程中难以避免摩擦损耗^[2-4]。颗粒增强铝基复合材料综合了基体和增强体的优异性能, 具有强度高^[5]、耐磨性好^[6]、硬度高^[7]和压缩性能好^[8]等特点, 其中铝基纳米复合材料其优异的耐磨损性能在制动系统 (如汽车和高铁列车的制动盘和制动轮毂) 等领域得到广泛应用^[9-10]。航空飞机在结构设计时为保证安全、稳定及使用寿命等因素通常考虑高性能耐磨损材料, 因此开展纳米颗粒增强铝锂合金耐磨损性能研究对其应用具有深远的意义。

颗粒增强铝基复合材料的耐磨损性能已成为研究热点之一, 大量学者对其开展了系统的研究。屈敏等人^[11]采用原位合成法制备TiB₂增强铝基复合材料, 研究表明TiB₂/Al基复合材料的平均摩擦系数及磨损量会随着TiB₂含量的增加先减少后增加, TiB₂增强颗粒引入可以提高复合材料的耐磨损性能, 通过对材料磨痕表面分析发现, 磨损机制由基体的黏着磨损转变为复合材料的黏着磨损和磨粒磨损。徐良等人^[12]采用超声法制备纳米Al₂O₃增强铝基复合材料, 研究表明1.5%纳米Al₂O₃颗粒铝基复合材料磨损量最小、耐磨性最好, 低载荷下磨损机制以磨粒磨损为主, 高载荷下复合材料磨损机制以氧化磨损和黏着磨损为主。Yang等人^[13]采用搅拌铸造法成功制备纳米TiC增强2219铝基复合材料, 研究表明纳米TiC引入可以提高复合材料的硬度、降低复合材料的摩擦系数和磨损量, 提高了复合材料的耐磨性, 基体磨损机理主要为黏着磨损, 复合材料磨损机理主要为磨粒磨损, 黏着磨损得到抑制。综上所述, 引入颗粒增强体能够抑制磨损过程中的黏着磨损, 降低复合材料的磨损量, 显著提高铝基复合材料的耐磨损性能。

本试验采用Al-Cu-Li合金为基体, 采用中间合金法制备TiC颗粒增强Al-Cu-Li复合材料, 研究纳米TiC颗粒的引入对铝锂合金微观组织、显微硬度及耐磨损性能的影响规律与磨损机理, 为新型铝锂合金工业化应用提供一定的理论基础。

作者简介:

邱伟男 (1997-), 男, 硕士研究生, 主要从事铝锂合金成形工艺研究。E-mail: 578082586@qq.com

通讯作者:

周东帅, 男, 博士, 讲师。E-mail: zhouds@jsut.edu.cn

中图分类号: TB331

文献标识码: A

文章编号: 1001-4977(2023)

04-0401-08

基金项目:

常州市科技计划资助 (CJ20220061)。

收稿日期:

2022-09-30 收到初稿,

2022-12-07 收到修订稿。

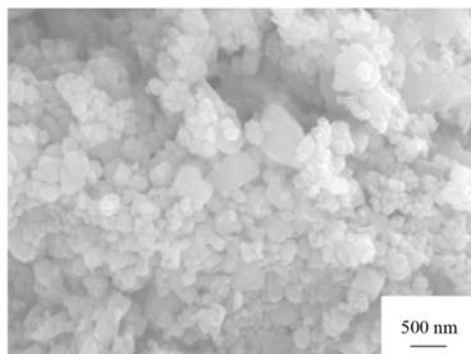
1 试验材料与方法

试验采用的材料为Al-Cu-Li合金，其化学成分如表1所示。增强体选用含纳米颗粒的Al-30%TiC中间合金。中间合金制备采用90%Al-Ti-CNTs体系高温自蔓延反应制备纳米Al-TiC中间合金，首先将Ti粉和碳纳米管（CNTs）粉按照1:1的摩尔比例和90vol.%的Al粉进行球磨均匀混合，球磨速度为50 r/min，时间为48 h，将均匀混合好的粉末在液压机上压制直径为28 mm、高25 mm的圆柱形预制坯体。将圆柱形预制坯体用薄石墨纸包裹，放入到石墨磨具中间位置，将模具放入燃烧合成反应装置中，以30 K/min的升温并开始抽真空，加热至1 273 K保温10 min，确保其完全反应，关闭加热设备，冷却后取出含有纳米TiC的Al-30%TiC中间合金，将制成Al-30%TiC中间合金剪成小块。采用中间合金法制备不同含量的复合材料（0、0.1%、0.3%、0.5%、1.0%TiC）。图1a是中间合金在18vol%盐酸中萃取出TiC颗粒场发射扫描电镜照片，TiC纳米颗粒形貌多为类球形或方形，主要尺寸分布在80 nm到140 nm之间，平均尺寸约为109 nm。

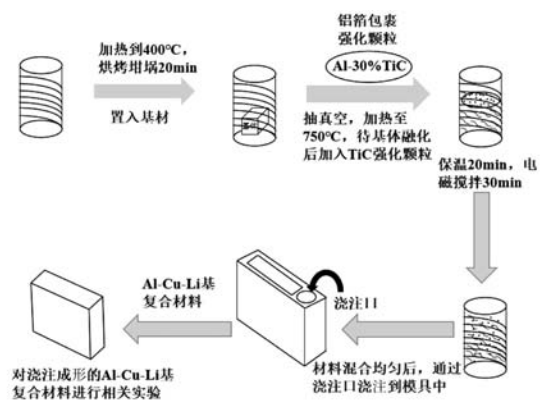
表1 Al-Cu-Li合金化学成分
Table 1 Chemical composition of the Al-Cu-Li alloy $w_B/\%$

Cu	Li	Mg	Zr	Al
1.2	2.4	0.8	0.11	余量

图1b是TiC/Al-Cu-Li铸态复合材料制备过程：试验前打磨除去表面氧化物，合金放入熔铸炉中，熔铸过程处于氩气保护状态，合金加热至1 023 K保温20 min至合金完全熔化，然后不同含量的纳米Al-30%TiC中间合金用铝箔纸包裹投入到熔体中，熔体浇注到模具中冷却，得到纳米增强铝锂基复合材料。对纳米增强复合材料进行734 K × 12 h + 788 K × 12 h的均匀化处理



(a) 中间合金萃取出TiC颗粒的场发射扫描电镜照片



(b) TiC/Al-Cu-Li基复合材料制备流程

图1 中间合金萃取出TiC颗粒的场发射扫描电镜照片和TiC/Al-Cu-Li基复合材料制备流程

Fig. 1 FESEM image of the extracted samples of the master alloy and the preparation process of the TiC/Al-Cu-Li matrix composites

热轧，热轧温度734 K，总变形量80%，共进行4道次，每次下压量为20%。板材T6热处理工艺为：固溶804 K × 1 h，时效463 K × 19 h。

采用ZEISS Sigma 500扫描电子显微镜观察复合材料摩擦后试样表面形貌，HVS-1000A数显维氏硬度仪对试样进行硬度测试，负载选用200 g，保压时间10 s。把不同含量的复合材料切割成15 mm × 15 mm × 6 mm的方形试样，使用T50型万能往复摩擦磨损试验机进行性能测试，摩擦副为GCr15钢球，载荷选用2 N、5 N和20 N，摩擦速度2 Hz，加载时间10 min。

2 试验结果与分析

2.1 复合材料的显微组织

图2a-d是基体合金和TiC/Al-Cu-Li复合材料的铸态组织，复合材料的晶粒与基体合金相比，晶粒形貌和尺寸都发生明显变化。基体合金初生晶粒粗大、枝晶明显，平均晶粒尺寸约为267 μm ，在TiC添加量为0.1%时，组织开始出现细化，平均晶粒尺寸为212 μm ，此时增强颗粒含量较低，细化效果不明显。当在基体中添加0.3%纳米TiC颗粒后，粗大的 α -Al枝晶转变为细小的等轴晶粒，初生晶粒变小，复合材料晶粒尺寸得到明显细化，平均晶粒尺寸约为120 μm 。TiC含量增至0.5%时，纳米TiC在复合材料中产生了团聚的现象，作为细化晶粒有效异质核心的含量降低了，复合材料尺寸晶粒出现增加。继续添加TiC至1.0%时，枝晶完全消失，晶粒尺寸约为75 μm ，纳米TiC对复合材料产生细化晶粒的效果。细化原理^[4]是纳米颗粒可以在复合材料结晶过程中充当结晶形核的核心，提高了复合材料的形核率，抑制晶界向外扩展生长，细化了晶粒尺寸。

图3a-d是基体合金和TiC/Al-Cu-Li复合材料热处理后法向面组织形貌，经过热轧制变形和T6热处理后，

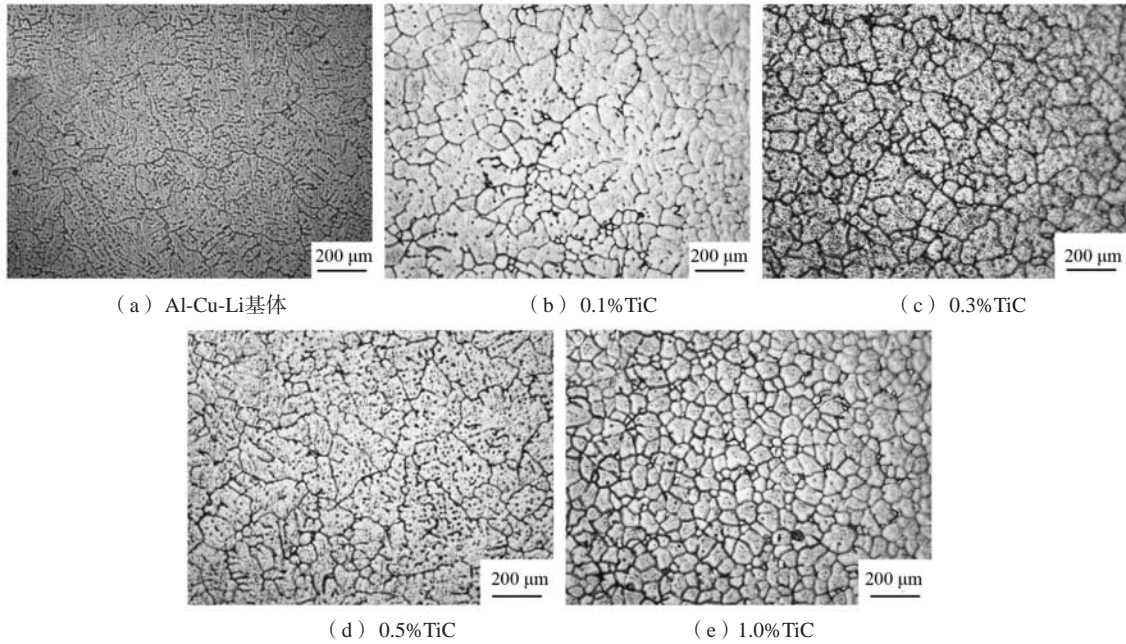


图2 Al-Cu-Li基体和TiC/Al-Cu-Li基复合材料的铸态组织

Fig. 2 As-cast microstructures of the Al-Cu-Li matrix and TiC/Al-Cu-Li matrix composites

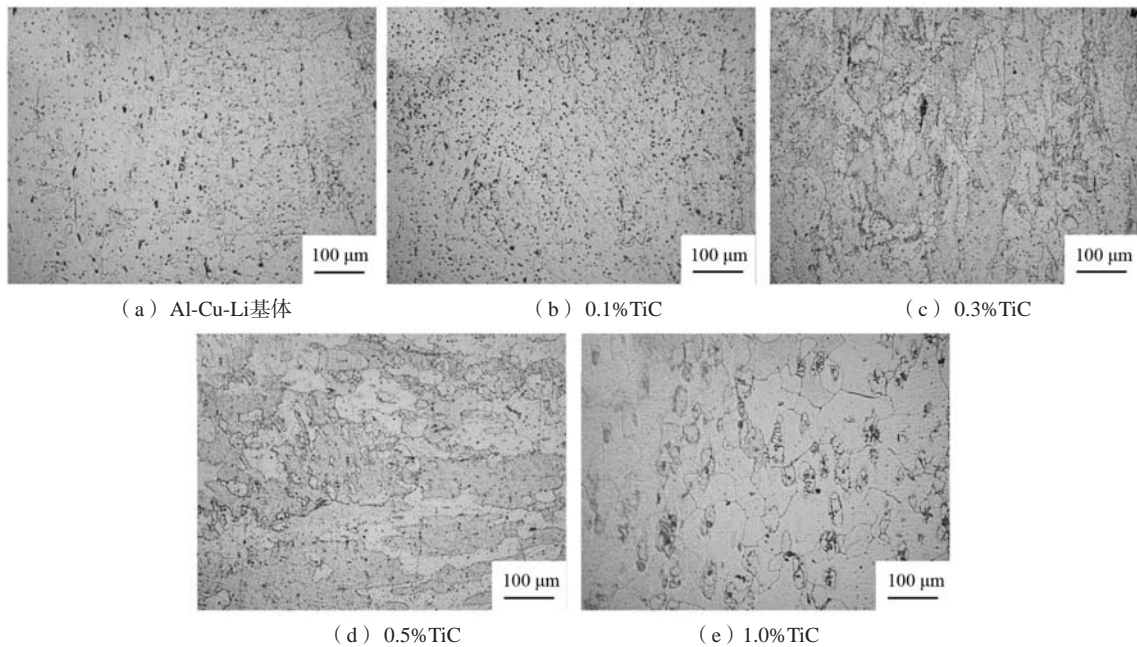


图3 Al-Cu-Li基体和TiC/Al-Cu-Li基复合材料T6热处理组织

Fig. 3 Microstructures of the Al-Cu-Li matrix and TiC/Al-Cu-Li matrix composites after T6 heat treatment

铸态组织变为细小的变形组织。基体合金在热处理后晶粒再结晶程度较低，晶粒结晶不明显，以细长的未结晶组织为主，当TiC颗粒添加量为0.1%，再结晶程度增加，细长变形结晶组织沿着轧制方向出现，随着TiC继续增加，复合材料再结晶程度变高，组织以完全结晶，复合材料组织晶粒从细长的未结晶组织转化为等轴晶粒。

2.2 复合材料硬度

图4所示TiC含量对Al-Cu-Li基复合材料T6热处理后显微硬度的影响，基体硬度为HV127.1，加入TiC颗粒后，复合材料硬度得到显著提高，随着TiC颗粒含量的增加，其硬度先增加后减少。当TiC含量为0.1%，复合材料硬度为HV140.9，此时增强颗粒含量较少，强化效应较低；当纳米TiC含量为0.3%，复合材料硬度达到最高值为HV175.5，较基体提高了38.1%，通过观察T6

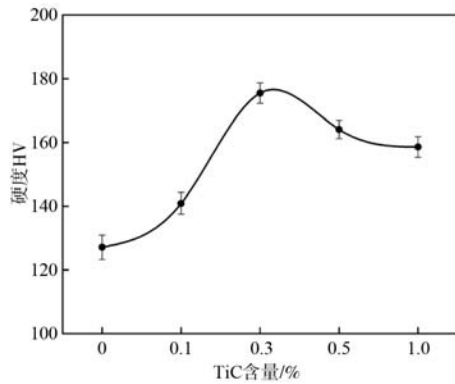


图4 TiC/Al-Cu-Li基复合材料硬度

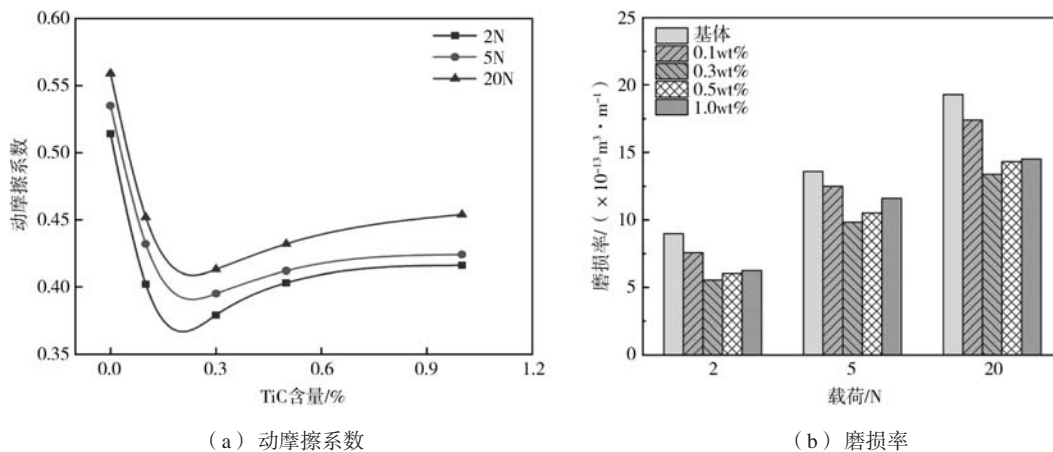
Fig. 4 Hardness of the TiC/Al-Cu-Li matrix composites

热处理后复合材料金相组织照片,可以观察到TiC的加入提高了复合材料晶粒的再结晶程度,晶粒形状和组织均匀性都得到了改善,晶间的体积分数增大,对位错的阻碍也会增大。同时,均匀分布在复合材料表面的TiC颗粒具有一定的承载能力,表现为复合材料硬度

得到提高;当TiC含量为0.5%,硬度下降至HV164.1,当TiC含量为1.0%,硬度继续下降到HV158.4,硬度下降是由于增强颗粒在范德华力作用下^[15]复合材料中出现团聚引起的。

2.3 摩擦系数及磨损量

图5a表示摩擦磨损试验测得复合材料平均动摩擦系数变化图。复合材料平均动摩擦系数会随着载荷的增大而增加,载荷增加试样与摩擦副的接触面会增大,引起动摩擦因数增加。Al-Cu-Li基复合材料随着TiC含量的增加,平均动摩擦系数出现先降低后上升的趋势,在2 N载荷下,Al-Cu-Li基体的平均动摩擦系数最高,值为0.514,0.3% TiC/Al-Cu-Li复合材料的动摩擦因数最低,值为0.379,比基体合金降低了26.2%。在20 N载荷下,Al-Cu-Li合金材料的平均动摩擦因数为0.559,0.3% TiC/Al-Cu-Li复合材料的平均动摩擦因数为0.413,比基体降低了26.1%,TiC颗粒可以显著降低复合材料的摩擦系数。



(a) 动摩擦系数

(b) 磨损率

图5 复合材料平均动摩擦因数和磨损率

Fig. 5 Average dynamic friction factor and wear rate of the composite materials

磨损率是确定材料耐磨性十分重要的参数,TiC/Al-Cu-Li复合材料通过摩擦磨损测试得到的磨损率随TiC含量的变化如图5b所示,通过公式(1)获得复合材料的磨损率^[16]:

$$K_m = \frac{V_l}{L} = \frac{\Delta m}{\rho_s \times \gamma \times t} \quad (1)$$

式中: K_m 为磨损率, V_l 为磨损体积(m^3), L 为磨损距离(m), Δm 为损失质量(kg), ρ_s 为合金的密度(Al-Cu-Li合金的密度为 $2.55 g/m^3$), γ 为试样滑动速度, t 为磨损时间。

载荷的增加磨损量也在增大,高载荷下复合材料受到挤压程度越大,摩擦副对复合材料的摩擦加剧,因此磨损量也会不断增大。Al-Cu-Li基复合材料随着

TiC含量增加,磨损率先下降后上升。基体合金磨损率最大,值为 $8.97 \times 10^{-13} m^3/m$,基体合金耐磨性差,与基体较低的硬度和不完全再结晶的晶粒有关。当TiC的含量为0.1%时,磨损率有所下降,耐磨性较基体有所提高。0.3% TiC/Al-Cu-Li的磨损率最低,数值为 $5.55 \times 10^{-13} m^3/m$,与基体比下降了38.1%。复合材料表现出优异的耐磨性能主要因为TiC能够在磨损过程中起到润滑的作用,减少摩擦副与复合材料之间的磨损体积,进而减少磨损率。当TiC含量大于0.3%时,复合材料的磨损率出现了上升,由于TiC含量较高时在合金内部分散不均匀,容易造成偏析与团聚等缺陷,这些缺陷在磨损过程中容易产生疲劳断裂,不利于复合材料耐磨性能。

2.4 磨损形貌分析

图6a-d是基体及复合材料在低载荷下磨损形貌扫描电镜图。图6a和6c所示，基体合金表面粗糙不平，磨损表面存在尺寸较大的剥落坑，是黏着磨损的特征，磨损表面细小的磨屑及犁沟存在磨粒磨损。低载荷下，基体合金磨损机制主要为磨粒磨损和黏着磨损，呈现出较差的耐磨损性能。如图6b和6d所示，当增强颗粒加入后，复合材料表面剥落坑变浅，黏着磨损得到抑制，磨损变得光滑且没有明显的磨屑，复合材料硬度和抗变形能力显著提高^[18]，磨损类型主要为磨粒磨损。图6e和6f为基体合金和0.3%TiC扫描轮廓图，随着TiC颗粒的加入，复合材料的磨损宽度和深度出现了明显降低，基体合金磨损宽度约为1 387.6 μm ，0.3%TiC/Al-Cu-Li复合材料的磨损宽度约为1 006.4 μm ，复合材料比基体降低了27.4%。在磨损过程中，由于基体硬度低抗变形能力较弱，载荷作用下摩擦副表面的微凸体

首先作用于基体表面，产生犁沟和剥落坑。根据剥层理论^[16]，随着纳米颗粒的加入，复合材料表面沉积的纳米颗粒能够起到润滑的作用，降低了摩擦副与复合材料之间的黏附力，黏着磨损被抑制，磨损率降低。纳米增强颗粒在磨损过程中承担了部分磨损载荷，降低了磨损率，提高了复合材料的耐磨损性能。

图7a-d是复合材料在高载荷下磨损形貌扫描电镜图。如图7a和7c所示，高载荷磨损工况下，磨损两侧有明显磨屑物的积累，磨损表面存在明显的磨屑和较深的剥落坑，磨屑物是基体在GCr15钢球作用下产生磨粒磨损，剥落坑由于基体硬度抵抗变形能力弱，与摩擦副的动摩擦系数大，在磨损过程承担的剪切变形力大，在摩擦副表面微凸峰作用下形成微裂纹，随着摩擦的不断进行，微裂纹扩展导致剥落坑的形成。增强颗粒加入后，复合材料表面剥落坑减少，TiC颗粒在磨损过程中逐渐从表面突出，对复合材料形成保护膜起

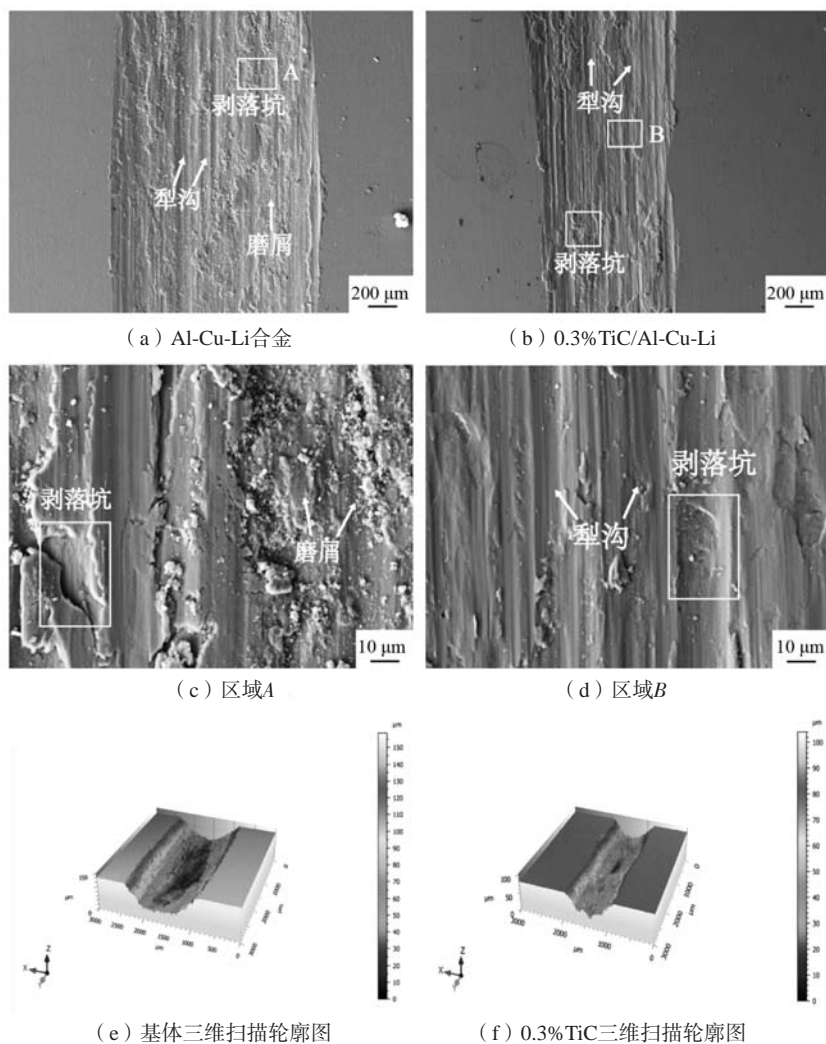


图6 低载荷下TiC/Al-Cu-Li基复合材料表面磨损形貌SEM图

Fig. 6 SEM images of surface wear morphology of the Al-Cu-Li matrix composites under low load

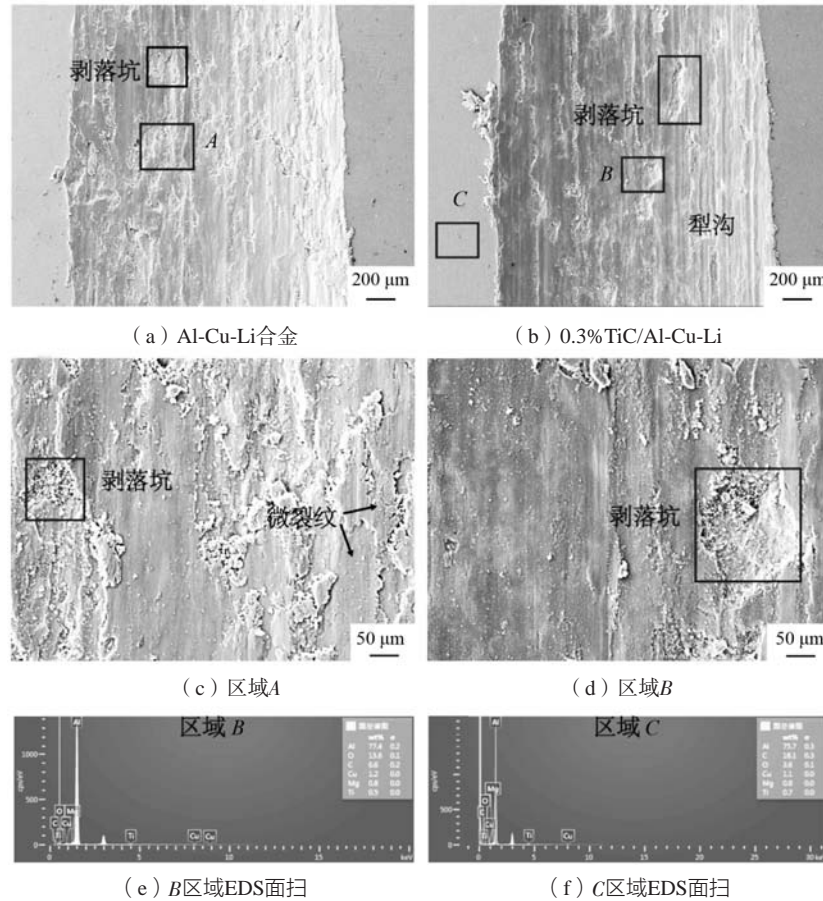


图7 高载荷下TiC/Al-Cu-Li基复合材料表面磨损形貌SEM图

Fig. 7 SEM images of surface wear morphology of the Al-Cu-Li matrix composites under high load

强化作用，表面形成的保护膜更加牢固，黏着剥落被抑制，剥落坑减少，TiC颗粒增强了复合材料的磨损性能。图7e-f对区域B与区域C进行面区域成分扫描，区域B的氧元素比区域C出现了升高，表明在经过摩擦中复合材料表面磨痕位置不断生成的 Al_2O_3 。高载荷下，复合材料磨损类型为氧化磨损和循环力引起的疲劳剥落。经过测量得到基体的磨痕宽度和深度约为 $2\ 100\ \mu\text{m}$ 和 $191\ \mu\text{m}$ ，TiC/Al-Cu-Li复合材料的宽度和深度约为 $1\ 800\ \mu\text{m}$ 和 $144\ \mu\text{m}$ ，较基体下降了14.2%和24.6%，试验结果表明TiC的加入可以提高铝锂合金的耐磨性。

图8是TiC/Al-Cu-Li复合材料摩擦磨损机理示意图，根据Yang^[13]等人对于纳米TiC颗粒增强2219铝基复合材料磨损形貌观察，基体磨屑碎片尺寸较大且形状不规则，对应着基体磨痕上大小不一的剥落坑，纳米TiC增强铝基复合材料的磨屑尺寸明显降低，且磨屑形状均为细小颗粒，对应增强铝基复合材料磨痕表面光滑且剥落坑较浅。在摩擦载荷作用下，磨损产生突出的颗粒会被摩擦副重新嵌入基体，降低复合表面颗

粒片层的支撑作用，促进了黏着磨损的产生，随着加入TiC增强颗粒，磨损表面的TiC增强颗粒承担了片层的磨损载荷，降低了黏着磨损。硬度较高的TiC纳米可以提高复合材料在载荷变形下的抗变形能力，大大增加了复合材料的耐磨性能。在摩擦载荷作用下，摩擦表面硬度较高的TiC颗粒起着切削作用，加速了细小颗粒的产生，如图7所示，这些碎屑不会立即从表面脱落，而是在表面被摩擦副反复滚动，形成一大片薄膜，薄膜可以阻碍摩擦副与复合材料之间的磨损，TiC颗粒对薄膜起着强化作用，这使得薄膜更加牢固、不易脱落，增强了纳米复合材料的耐磨性能。

纳米TiC增强Al-Cu-Li基复合材料在室温下提高耐磨性主要有以下途径：增强TiC颗粒可以显著降低在摩擦过程中的摩擦副与复合材料之间的黏附力，抑制黏连磨损；在磨损过程中沉积在磨损表面的增强颗粒增加，较硬的纳米颗粒承担了片层的磨损载荷，有效抑制了位错，提高了复合材料的抗变形能力，间接提高了复合材料的耐磨性。

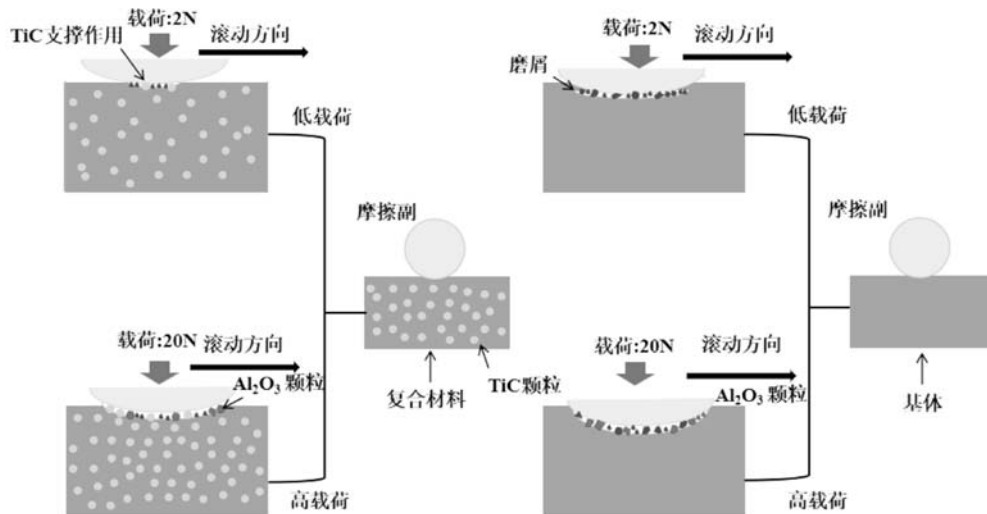


图8 TiC/Al-Cu-Li纳米复合材料磨损机理示意图

Fig. 8 Schematic diagram of the wear mechanism of the TiC/Al-Cu-Li nanocomposites

3 结论

(1) 通过中间合金法制备纳米TiC增强Al-Cu-Li基复合材料, 复合材料的硬度随着TiC含量的增加而减少, 当TiC为0.3%时, 硬度达到峰值HV175.5, 与基体硬度 (HV127.1) 比提高了38.1%。此外, TiC颗粒还具有明显的晶粒细化的作用, 起到了细晶强化的效果, TiC在磨损过程中起到了载荷承载的作用也是复合材料耐磨性提高的重要因素。

(2) 复合材料在不同载荷下有着不同的磨损类型, 低载荷下主要磨损类型为磨粒磨损和黏着磨损, 随着载荷的提高, 氧化磨损和循环力引起的疲劳剥落

成为了主要磨损类型。随着TiC颗粒的加入, 提高复合材料的硬度, 降低了动摩擦系数, 黏着磨损得到了抑制, 复合材料的耐磨损性能得到了提高。

(3) 揭示出纳米TiC颗粒提高耐磨性的主要机理: 纳米TiC颗粒的加入可以起到摩擦副与复合材料之间润滑的作用, 降低在摩擦过程中的摩擦副与复合材料之间的黏附力, 黏着磨损有效得到了抑制。在磨损过程中磨损表面的增强颗粒承担了片层的磨损载荷, 有效抑制了位错, 提高了复合材料的抗变形能力, 提高了复合材料的耐磨损性能。

参考文献:

- [1] RIOJA R J, LIU J. The evolution of Al-Li base products for aerospace and space applications [J]. Metallurgical & Materials Transactions A, 2012, 43 (9): 3325-3337.
- [2] 吴人洁. 金属基复合材料的现状与展望 [J]. 金属学报, 1997, 33 (1): 78-83.
- [3] 吴秀亮, 刘铭, 臧金鑫, 等. 铝锂合金研究进展和航空航天应用 [J]. 材料导报, 2016, 30 (S2): 571-578, 585.
- [4] 张思远, 王建军, 马建军, 等. 时效处理对AA2099铝锂合金摩擦学行为的影响 [J]. 摩擦学学报, 2016, 36 (2): 261-268.
- [5] 武高辉. 金属基复合材料发展的挑战与机遇 [J]. 复合材料学报, 2014, 31 (5): 1228-1237.
- [6] 张思远, 王建军, 马建军, 等. 时效处理对AA2099铝锂合金摩擦学行为的影响 [J]. 摩擦学学报, 2016, 36 (2): 261-268.
- [7] 郝世明, 毛建伟, 谢敬佩, 等. 陶瓷颗粒增强SiC_p/Al铝基复合材料制备和性能研究 [J]. 铸造, 2017, 66 (4): 332-336.
- [8] 杨阳, 赵科. 纳米Al₂O₃/7075铝基复合材料压缩性能与失效机制研究 [J]. 四川轻化工大学学报 (自然科学版), 2021, 34 (6): 20-26.
- [9] 李亚林, 孙垒, 曹柳絮, 等. 汽车制动盘用铝基复合材料摩擦磨损研究进展 [J]. 材料导报, 2020, 34 (S1): 361-365.
- [10] 廉振红. 汽车用铝基复合材料的制备工艺优化 [J]. 轻合金加工技术, 2018, 46 (1): 49-52+66.
- [11] 屈敏, 刘鑫, 崔岩, 等. TiB₂颗粒尺寸和质量分数对原位自生TiB₂/Al复合材料耐磨性能的影响 [J]. 铸造, 2018, 67 (5): 404-408, 413.
- [12] 徐亮, 闫洪, 王志伟, 等. 纳米Al₂O₃增强铝基复合材料磨损性能的研究 [J]. 热加工工艺, 2017, 46 (4): 129-132, 140.

- [13] YANG Y L, ZHANG Y, ZHANG H M, et al. Effect of TiC nanoparticle on friction and wear properties of TiC/AA2219 nanocomposites and its strengthening mechanism [J]. Journal of Central South University, 2022, 29 (3) : 767-779.
- [14] 卫佳乐, 白亚平, 刘萌萌, 等. 自生TiB₂-TiC_x/7075Al基复合材料显微组织与力学性能研究 [J]. 西安工业大学学报, 2022, 42 (3) : 276-284.
- [15] 张书维, 王琳, 潘绪全, 等. GNP_s含量对2024铝合金摩擦磨损性能的影响 [J]. 铸造, 2022, 71 (5) : 604-609.
- [16] 赵传江. 纳米TiC_v/Al-Cu基复合材料的摩擦磨损行为 [D]. 长春: 吉林大学, 2016.
- [17] 周大伟, 李飞. 碳纳米管含量对汽车刹车片铝合金显微组织和性能的影响 [J]. 铸造, 2022, 71 (5) : 610-613.
- [18] KARUN A S, RAJAN T, PILLAI U, et al. Enhancement in tribological behaviour of functionally graded SiC reinforced aluminium composites by centrifugal casting [J]. Journal of Composite Materials, 2016, 50 (16) : 2255-2269.

Investigation on Frictional Wear Performance of Nano-TiC Particles Enhanced Al-Cu-Li Matrix Composites

QIU Wei-nan¹, ZHOU Dong-shuai¹, WANG Jian^{1,2}, BAI Zhi-hao¹, ZHANG Chen¹, XU Xu¹

(1. School of Materials Engineering, Jiangsu University of Technology, Changzhou 213000, Jiangsu, China; 2. College of Mechanical and Electrical Engineering, Hohai University, Changzhou 213022, Jiangsu, China)

Abstract:

The TiC particle-reinforced Al-Cu-Li matrix composites were prepared by the master alloy method and the effects of different TiC contents and loads on the frictional wear properties of the composites were investigated by dry frictional sliding wear experiments at room temperature between GCr15 steel balls and the composites. The experimental results showed that the TiC particles refined the microstructure of the composites and also improved the hardness and wear resistance of the composites after heat treatment. When the content of the TiC was 0.3%, it showed excellent wear resistance. By observing the surface morphology after wear, the main types of wear at low loads were abrasive wear and adhesive wear, and as the load increased, oxidative wear and fatigue spalling caused by cyclic forces became the main types of the wear. With the addition of the TiC particles, the hardness of the composites increased, the coefficient of dynamic friction reduced, adhesive wear was suppressed and the wear resistance of the composites was improved.

Key words:

TiC/Al-Cu-Li matrix composites; TiC nanoparticles; frictional wear properties; wear mechanism
