

T6 态 $Al_2O_{3np}/7075$ 复合材料组织、力学及摩擦磨损性能研究

田大海¹, 嵇昌岩², 李文节³

(1. 江苏安全技术职业学院, 江苏徐州 221000; 2. 济南量子技术研究院, 山东济南 250096;

3. 中国矿业大学, 江苏徐州 221116)

摘要: 通过搅拌铸造工艺制备了2wt.% $Al_2O_{3np}/7075$ 复合材料, 然后对复合材料进行了T6热处理。利用扫描电子显微镜、透射电子显微镜、显微硬度计、拉伸试验机和多功能摩擦磨损试验机分析测试仪器设备, 对热处理前后 $Al_2O_{3np}/7075$ 复合材料的微观组织、力学性能及摩擦磨损性能进行了研究。研究表明: Al_2O_{3np} 的添加极大地细化了7075合金的 α -Al晶粒的尺寸, 对复合材料进行热处理之后, 组织中元素成分偏析减少, $MgZn_2$ 析出相弥散分布于Al基体内。与 $Al_2O_{3np}/7075$ 复合材料的力学性能相比, T6态复合材料的力学性能显著提高。在30 N、0.35 m/s的摩擦条件下, T6态复合材料的磨损率和摩擦系数分别为0.011 6 mg/m和0.252 8, 与铸造复合材料相比磨损量和摩擦系数分别降低了64.19%和23.32%。铸态复合材料的磨损机制以粘着磨损为主, 而T6态复合材料的磨损机制以轻微粘着磨损和磨粒磨损为主。

关键词: $Al_2O_{3np}/7075$ 复合材料; 微观组织; 摩擦磨损; 力学性能; 热处理

作者简介:

田大海(1987-), 男, 本科, 讲师, 研究方向为材料成形及自动化。E-mail: dahaiyidishui2023@163.com

中图分类号: TG146.2;

TG113

文献标识码: A

文章编号: 1001-4977(2024)

01-0009-08

基金项目:

2022年江苏省高职院校青年教师企业实践培训项目(2022QYSJ009)。

收稿日期:

2023-03-20 收到初稿,
2023-10-22 收到修订稿。

7075铝合金属于可进行热处理加工的高强度铝合金, 因其较高的比强度、比刚度, 密度低和热膨胀系数低等优点被广泛应用于兵器机械、航空航天与电子通讯等领域^[1-3]。然而, 在传统铸造工艺条件下, 7075铝合金粗大的 α -Al相以及晶界处元素偏析严重等缺陷往往会影响到铝合金的力学性能及摩擦磨损性能。

纳米SiC、 Al_2O_3 、 B_4C 等陶瓷颗粒能够有效细化7075合金粗大的 α -Al相晶粒尺寸, 并且通过T6热处理工艺能够消除合金组织内的元素偏析现象。Wu^[4]等人利用超声铸造法制备了不同 Al_2O_{3np} 含量的 $Al_2O_{3np}/7075$ 复合材料, 研究表明: Al_2O_{3np} 的加入显著改善了7075铝合金基体粗大的晶粒组织, 并且纳米颗粒在Al基体内分布均匀。相比于7075合金, $Al_2O_{3np}/7075$ 复合材料具有更高的力学性能, 这主要是由于 Al_2O_{3np} 的加入起到了细晶强化和弥散强化的作用。刘一雄^[5]等人研究了不同热处理工艺对40vol.% SiC/7075Al复合材料组织与性能的影响。在7075基体中SiC颗粒分散均匀, 没有颗粒团聚与孔洞的存在。经过峰值时效处理后复合材料抗拉强度为544 MPa, 退火处理后复合材料抗拉强度达到383 MPa, 在峰值时效条件下, 复合材料基体中存在的细针沉淀相以及位错有效提高了材料的力学性能。但是, 目前大量研究主要集中在陶瓷增强相和热处理方法优化合金的微观结构及提高其强度、硬度等方面, 而关于T6热处理对7075铝基复合材料摩擦磨损性能影响的研究很少。因此, 本文利用搅拌铸造工艺制备了2wt.% $Al_2O_{3np}/7075$ 复合材料, 然后对复合材料进行T6热处理, 探究了T6热处理前后铝基复合材料摩擦磨损特性的演变。

1 试验材料与方法

试验选用7075铝合金, 其主要化学成分见表1。 Al_2O_{3np} 颗粒(纯度99.9%, 平均颗粒直径100 nm)作为增强相, 高纯度Al粉末平均粒度为80 μm , 纯度99.9%。

表1 7075铝合金的化学成分
Table 1 Chemical composition of 7075 aluminum alloy
w_B/%

Al	Zn	Mg	Cu	Si	Fe	Mn	Ti
余量	5.23	2.1	1.45	0.2	0.18	0.3	0.16

Al粉与Al₂O_{3np}颗粒进行配比置于行星式球磨机上进行混合,球磨转速为300 r/min,球磨时间为4 h。随后将混合的粉末置于冷压机下压铸成Al-10%Al₂O₃复合预制块。将7075合金与复合预制块置于热处理炉内干燥20 min去除水分,然后将7075合金置于黏土坩埚内,坩埚随炉升温至800 ℃并保温10 min。再把复合预制块加入到熔体液面以下,之后对熔体进行机械搅拌,搅拌速率为300 r/min,搅拌时间为20 min。去除熔体表面浮渣,浇注于已经预热至200 ℃的钢制模具内。通过搅拌铸造的方法制备了2wt.% Al₂O_{3np}/7075复合材料。利用KSS-1 400 ℃高温马弗炉对Al₂O_{3np}/7075复合材料进行T6热处理,固溶处理(465 ℃×4 h)+时效处理(120 ℃×24 h)。

试样的显微硬度值通过显微硬度仪(HV-1000型)测定,施加300 g载荷砝码并持续15 s,随机测试5个点的硬度值,去除一个最大值和最小值,剩余值取平均值作为最终硬度值。试样被机械切削成总长70 mm,

两端夹头各10 mm,直径6 mm的圆柱形拉伸棒。在UTM5105型万能试验机上进行室温拉伸试验,拉伸速率为1 mm/min,每组试样5根,取平均值作为拉伸数据。采用粗砂纸打磨样品表面,去除样品表面的氧化膜,再分别经不同目数的砂纸打磨,再进行抛光处理,最后利用Keller试剂对样品进行刻蚀。采用扫描电子显微镜(SEM, JSM-6701F)及透射电子显微镜(TEM, JEOL-2100F)观察试样的微观组织及摩擦磨损表面形貌。

利用MMD-1多功能摩擦磨损试验机测试试样的摩擦磨损性能,将试样加工成尺寸为Φ4.8 mm×12.7 mm的圆柱形销钉,摩擦磨损盘选用硬度为HRC42的45号淬火钢。试样与摩擦磨损盘的表面均用不同规格的砂纸打磨至2 000#,并将试样和磨盘抛光,在试验前均放入盛有酒精溶液的烧杯中,然后在超声波清洗机内震动10 min。试验在室温下进行,选择20 N、30 N、40 N的外加载荷,摩擦速率为0.35 m/s,摩擦距离为250 m,试样的磨损量通过失重法计算。

2 结果与分析

2.1 显微组织

图1为7075铝合金、Al₂O_{3np}/7075复合材料固溶处理

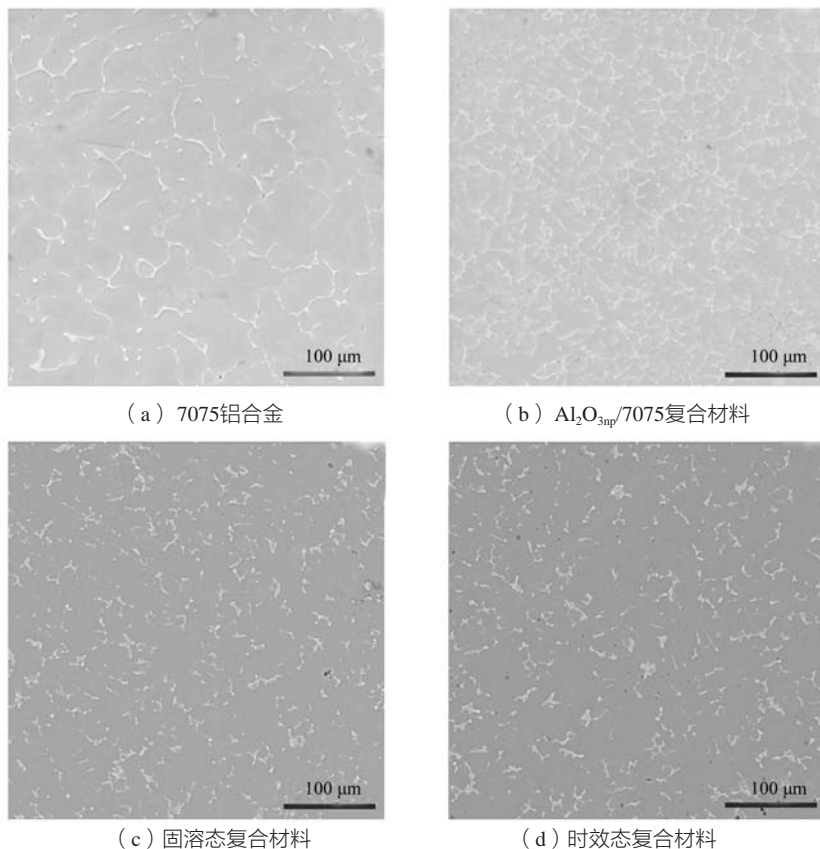


图1 SEM微观组织形貌

Fig. 1 SEM microstructure morphology

和时效处理前后的SEM微观组织形貌。7075合金基体主要由粗大且不规则的 α -Al相与沿晶界析出的共晶相组成(图1a)。当添加质量分数为2.0% $\text{Al}_2\text{O}_{3\text{np}}$ 时,复合材料的晶粒尺寸明显减小(图1b),这主要是因为复合材料在凝固过程中, $\text{Al}_2\text{O}_{3\text{np}}$ 能够起到促进形核及提高形核率的作用^[6-7],并且颗粒增强体的添加能够在某种程度上抑制晶粒的生长,进而细化复合材料的微观组织。此外,合金凝固过程中, $\text{Al}_2\text{O}_{3\text{np}}$ 能够诱发基体合金的重结晶^[8-9]。图1c为固溶态复合材料的SEM形貌,由图可知,复合材料经过固溶处理后,沿晶界连续分布的共晶相被打断,变得不连续,部分第二相已经较好地溶入基体中形成了过饱和固溶体,只剩下少量高熔点难溶的第二相。根据之前相关研究表明^[10-11]:这些难溶的第二相主要是富Fe相。图1d是经过固溶+时效处理后复合材料的微观组织图,固溶处理后的试验合金在人工时效的过程中,已经溶入基体的过饱和固溶体在低温下脱落沉淀,形成与基体半共格的 η '析出相(MgZn_2 过渡相),大量纳米尺寸的针状或棒状 MgZn_2 相弥散分布于组织中,析出相与位错位移发生交互作用,有效阻碍了位错的运动,进而提高了复合材料强度与硬度^[12-13]。

图2为热处理前后复合材料的X射线衍射分析图谱,铸态复合材料主要有4种明显的衍射峰,分别为 Al_2O_3 、Al、 MgZn_2 和 $\text{Al}_7\text{Cu}_2\text{Fe}$ 。根据之前的研究^[14-15],7075铝合金沿晶界偏析的第二相主要是富含Al、Zn、Mg、Cu等元素的 $\text{Mg}(\text{Zn}, \text{Cu}, \text{Al})_2$ 相,然而在XRD图谱中却没有发现这种第二相,这可能与XRD的局限性有关。当对复合材料进行固溶处理之后, MgZn_2 相的衍射峰消失,这是由于固溶处理使得沿晶界偏析的第二相元素溶入基体中形成了过饱和的固溶体而导致 MgZn_2 相的消失。时效处理后的复合

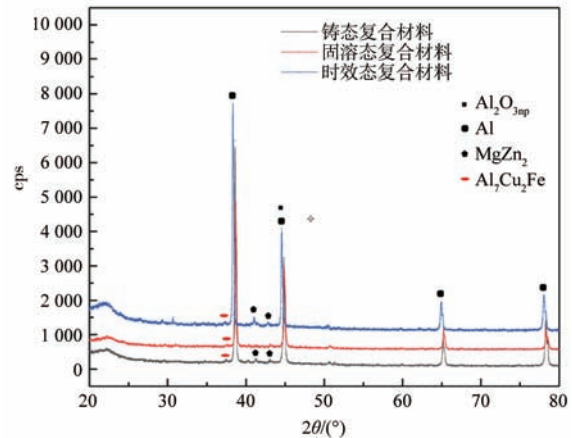
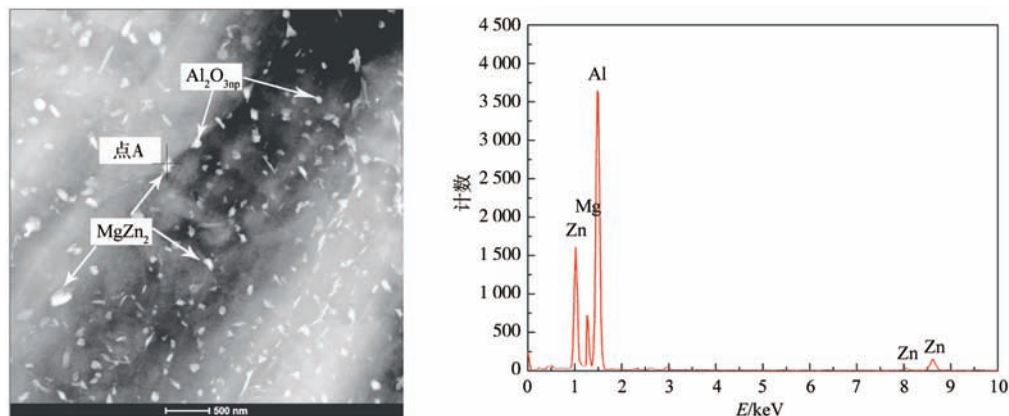


图2 热处理前后复合材料的XRD图谱

Fig. 2 XRD patterns of composite before and after heat treatment

材料中 MgZn_2 强化相的衍射峰值明显变高,这说明在低温时效过程中 MgZn_2 强化相重新析出并存在于基体中。

图3为T6处理态 $\text{Al}_2\text{O}_{3\text{np}}/7075$ 复合材料的TEM组织形貌及A点白色颗粒析出相的EDS分析。从图3a的TEM组织形貌观察可知,大量的白色针状及小颗粒状的第二相均匀分布于Al基体晶粒内。图3b为点A析出相的EDS分析结果。从图3b中可知,白色析出相主要由Al、Mg和Zn等三种元素组成的第二相,且Mg元素和Zn元素的化学计量比接近2:1。结合图2的XRD图谱及第二相的形态可知,这种白色析出相为 MgZn_2 。由此可知, $\text{Al}_2\text{O}_{3\text{np}}/7075$ 复合材料经过T6热处理后在合金组织内生成了大量细小且尺寸均匀的 MgZn_2 相,并且这些第二相弥散分布于 α -Al晶粒内,这些第二相的存在可以有效提高复合材料的综合性能。圆球颗粒状的 $\text{Al}_2\text{O}_{3\text{np}}$ 均匀分散于Al基体内,由此可知T6热处理态 $\text{Al}_2\text{O}_{3\text{np}}/7075$ 复合材料第二相的分散性较好。



(a) TEM组织形貌

(b) 点A的EDS分析能谱

图3 T6热处理态 $\text{Al}_2\text{O}_{3\text{np}}/7075$ 复合材料TEM组织形貌和点A的EDS分析能谱

Fig. 3 TEM structure and morphology of T6 heat-treated $\text{Al}_2\text{O}_{3\text{np}}/7075$ composite and EDS analysis energy spectrum of point A

2.2 力学性能

图4为热处理前后7075铝合金及复合材料的显微硬度及拉伸性能测试结果,由图4可以看出,材料的力学性能从小到大依次为7075合金、 $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{7075}$ 复合材料、固溶态复合材料和时效态复合材料。7075铝合金因在凝固过程中成分偏析严重并且晶粒组织粗大,在受到外力作用时晶界处容易产生裂纹源,进而扩展和开裂,使得基体合金的硬度及强度不佳。当添加了2wt.% Al_2O_3 后,基体合金的晶粒得到了明显细化。晶

粒越细小则晶界面越多,晶界就越曲折。当复合材料受到外加荷载时裂纹的萌生和传播就会消耗越多的能量,即裂纹也就难以扩展,使得复合材料强度有所提升。经过固溶和时效处理后,复合材料的力学性能进一步提高,固溶处理有效消除了共晶相在晶界处的偏聚,使材料组织内第二相元素分布变得更加均匀。在后续的时效处理过程中, η' 相的析出对位错滑移有阻碍作用^[16],从而达到增强合金材料力学性能的目的。

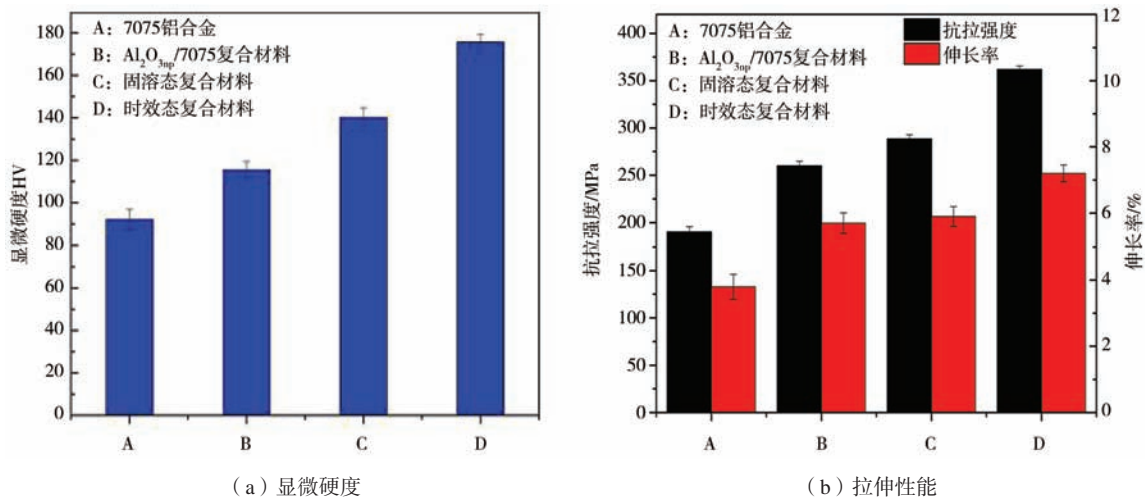


图4 7075铝合金及热处理前后复合材料的显微硬度及拉伸性能

Fig. 4 The microhardness and tensile properties of 7075 aluminum alloy and composite before and after heat treatment

2.3 摩擦磨损表面

在30 N, 0.35 m/s摩擦条件下不同材料的摩擦磨损表面形貌如图5所示。观察图5a可知,7075合金的磨损表面形貌较粗糙,沿着滑动摩擦方向有明显的因磨粒犁削产生的大面积分层现象,并且也存在剥层磨损之后留下的小面积凹坑,这是典型的分层磨损和粘着磨损的磨损机制。图5b中 $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{7075}$ 复合材料的磨损表面形貌有所改善,但是仍然存在一部分粘着磨损之后留下的凹坑,但是相比于7075铝合金基体的磨损表面,凹坑的深度和尺寸均有所减小,这也说明了 Al_2O_3 颗粒的加入,有效提高了合金的摩擦磨损性能。图5c、d为复合材料经过固溶和固溶+时效处理后的磨损表面,对复合材料进行固溶和固溶+时效处理之后磨面的形貌进一步得到改善。固溶态复合材料磨面只存在局部的小区域凹槽,并且沿着摩擦方向存在较窄的犁沟,整体上固溶态复合材料的摩擦磨损性能较好,这与固溶处理之后复合材料显微硬度的提高相关。根据大量研究表明^[17-19]:通常情况下材料的磨损率与其硬度成反比,也就是说材料的硬度越大,其摩擦磨损性能越好。固溶+时效态复合材料磨面上基本只能观察到零

星的小凹槽,整体磨损形貌比较光滑整洁,平行于滑动摩擦方向上出现了许多细小的划痕与犁沟,这主要是因为摩擦副上剥落的铁屑粘附在销钉上,在摩擦磨损过程中铁屑反复在铝销表面碾压,切削,导致许多细划痕与浅犁沟的出现。经过T6热处理之后,复合材料中 η' 相析出,使复合材料的强度与硬度大幅提升,对磨材料压入的深度和合金的塑性变形程度显著降低,因此磨损表面变化为细且浅的磨痕特征,切削磨损程度明显减弱,同时与基体结合良好的纳米增强颗粒也可以更加稳定地保存在复合材料磨损表面,从而起到支撑作用,更加有效地阻碍对磨材料对合金的磨损,这也直观表现为划痕的不连续分布^[20]。此外,T6热处理使得 α -Al基体与 Al_2O_3 颗粒之间的界面结合性能得到了有效增强,摩擦面亚表层裂纹形核所需能量增加,裂纹数量减少,由剥层磨损导致的磨损量减少^[21]。

在20 N和40 N摩擦载荷作用下,T6处理态复合材料的摩擦磨损表面形貌的SEM照片如图6所示。图6a在较低载荷作用下T6态复合材料的磨面上已经观察不到剥层磨损之后留下的凹坑,只有较多轻微的划痕与犁

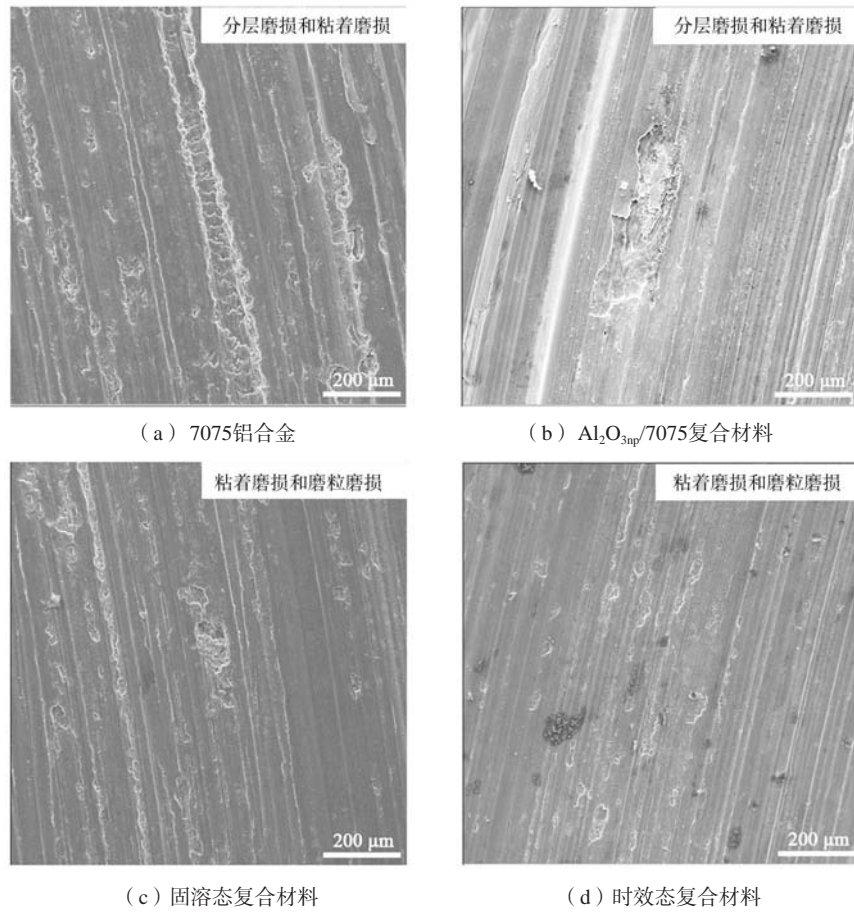


图5 在30 N、0.35 m/s摩擦条件下材料的摩擦磨损表面SEM形貌

Fig. 5 The friction and wear surface SEM morphology of the material under the friction condition of 30 N and 0.35 m/s

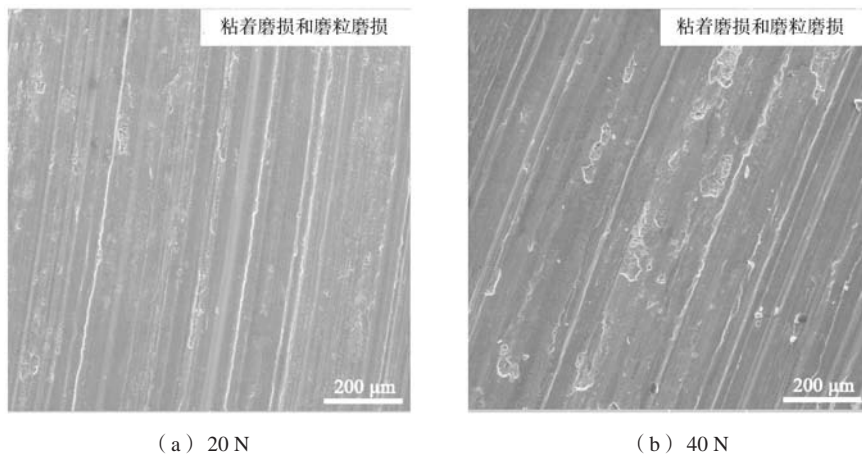


图6 在不同载荷条件下时效态复合材料的摩擦磨损表面SEM形貌

Fig. 6 SEM morphology of the friction and wear surface of the aged composite under different load conditions

沟。由此可以表明，T6态复合材料在较低载荷摩擦条件下表现出较优的抗磨损性能。图6b为T6处理态复合材料在较高的摩擦载荷作用下磨面形貌发生恶化，局部区域的凹坑重新出现在磨面上，并且凹坑的深度与面积均增大，这主要是源于在较高载荷作用下，铝销

与摩擦磨损盘之间的接触面积增大，从而使得基体磨损更加严重，磨面也会更加糟糕。

2.4 磨损量及摩擦系数

图7为热处理前后7075铝合金基体及 $\text{Al}_2\text{O}_{3\text{np}}$ /7075

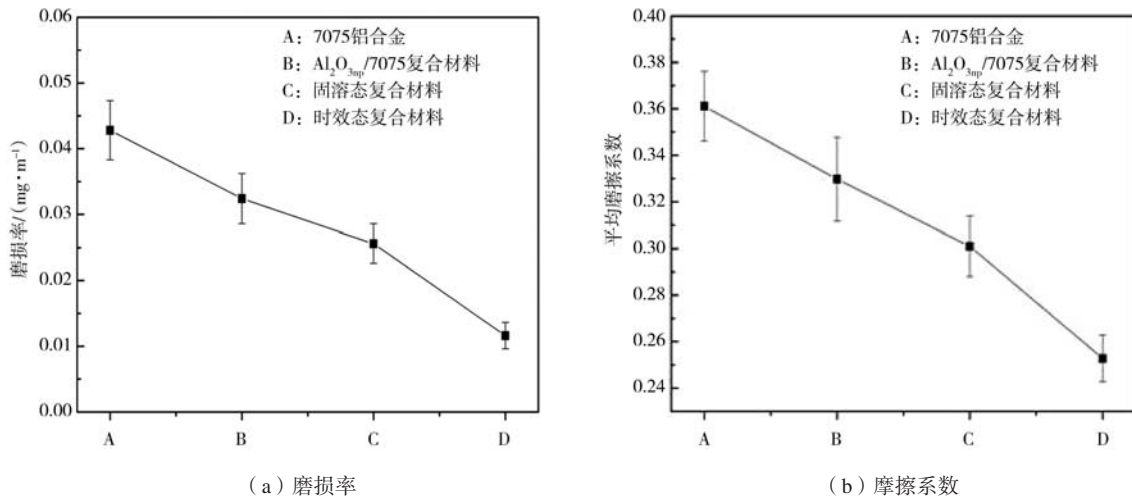
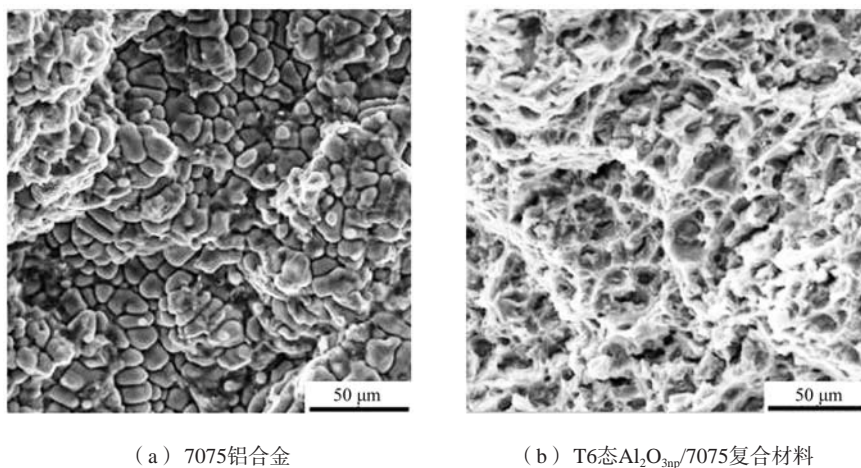


图7 在30 N、0.35 m/s的摩擦条件下7075铝合金基体及热处理前后Al₂O_{3np}/7075铝基复合材料的磨损率和摩擦系数折线图
Fig. 7 Line graph of wear and friction coefficient of 7075 aluminum alloy matrix and Al₂O_{3np}/7075 aluminum matrix composite before and after heat treatment under friction conditions of 30 N, 0.35 m/s

铝基复合材料在30 N、0.35 m/s的摩擦条件下的磨损率和摩擦系数折线图。根据图7a的折线图可知，7075铝基体的磨损率最大，为0.0428 mg/m，这主要与7075合金铸态组织中第二相成分偏析严重并且晶粒粗大导致合金的力学性能不佳有关，较大的磨损率也与图5a中7075合金的磨损表面出现较明显的剥层磨损相一致。添加了Al₂O_{3np}之后复合材料的磨损率降低明显，为0.0324 mg/m，Al₂O_{3np}的细晶强化作用显著，使合金基体的力学性能也得到了提升，进而导致复合材料的耐磨性能的提高。经过固溶处理和固溶+时效处理之后复合材料的磨损率进一步降低，尤其是固溶+时效处理之后复合材料的磨损率达到最低，为0.0116 mg/m，与基体合金和铸态Al₂O_{3np}/7075复合材料相比分别降低了72.89%和64.19%。T6热处理消除了成分偏析，并且在

时效过程中强化相析出，强化相与基体之间的结合性较好，同时与分散均匀的Al₂O_{3np}共同起到了Orowan强化作用而有效提高了复合材料的强度和硬度，因此T6态复合材料在摩擦磨损过程中表现出高的抗塑性变形的能力。衡量材料摩擦磨损性能的优劣除了磨损率之外，摩擦系数也是一个重要指标^[22]。根据图7b的折线图可知7075铝合金基体的摩擦系数最高，这主要是表面硬度较低，摩擦阻力较大，摩擦过程中发生严重的分层和粘着磨损的缘故。随着纳米Al₂O₃颗粒的加入与T6热处理的进行，复合材料的摩擦系数呈现出明显的下降趋势，摩擦系数由合金基体的0.3611变化至T6热处理态Al₂O_{3np}/7075复合材料的0.2528，在一定程度上提高了材料的减磨效应。

图8为7075合金及T6态Al₂O_{3np}/7075复合材料断口表



(a) 7075 铝合金

(b) T6态Al₂O_{3np}/7075 复合材料

图8 SEM断口表面形貌 (SEM)
Fig. 8 SEM fracture surface morphology

面形貌的SEM照片。从图8a中可以看出, 7075基体合金的断口表面主要是由大量的胞状 α -Al晶粒所组成, 是明显的沿晶断裂形式。这主要是大量在晶界处偏析的第二相引起了晶界弱化, 从而导致沿晶断裂, 7075基体合金的断裂形式是典型的脆性断裂, 这也与图4b中7075基体表现出较低的拉伸性能相一致。图8b为T6态 $\text{Al}_2\text{O}_{3\text{np}}$ /7075复合材料的断口形貌, 经过T6热处理之后 $\text{Al}_2\text{O}_{3\text{np}}$ /7075复合材料断口表面分布着许多大小不一的韧窝, 分布也较为均匀, 但是在断口表面也能清楚地观察到较多的微裂纹。因此, T6处理态 $\text{Al}_2\text{O}_{3\text{np}}$ /7075复合材料的断裂方式是以韧性断裂为主, 脆性断裂为辅, 相比于基体合金而言, T6处理态 $\text{Al}_2\text{O}_{3\text{np}}$ /7075复合材料的断口形貌有了明显的改善。

3 结论

(1) 利用机械搅拌法成功制备了铸态2 wt.% $\text{Al}_2\text{O}_{3\text{np}}$ /7075复合材料, 然后通过T6热处理工艺改善

复合材料的组织与性能。当添加 $\text{Al}_2\text{O}_{3\text{np}}$ 之后7075合金基体中粗大的不规则的 α -Al晶粒变成等轴晶, 细晶强化效应显著。复合材料经过固溶处理后组织中沿晶界偏析的第二相减少, 在后续T6热处理过程中析出大量的 MgZn_2 强化相, 使得材料的强度及硬度显著提高。

(2) 通过在7075铝合金中添加 $\text{Al}_2\text{O}_{3\text{np}}$ 颗粒, 然后对铸态复合材料进行固溶处理与T6热处理, 均能有效提高材料的耐磨性能。在30 N, 0.35 m/s的摩擦条件下, 7075合金的摩擦磨损性能最差, 磨损率和摩擦系数分别为0.042 8 mg/m和0.361 1, 根据合金的摩擦磨损表面可知, 其以剥层磨损为主要磨损机制。T6态 $\text{Al}_2\text{O}_{3\text{np}}$ /7075复合材料的摩擦磨损性能最佳, 磨损率和摩擦系数分别为0.011 6 mg/m和0.252 8, 通过对T6态复合材料的磨面观察可知, 其以轻微的磨粒磨损和粘着磨损为主要磨损机制。

参考文献:

- [1] 王睿, 张浩宇, 王顺成, 等. 电磁场频率对半连续铸造Al-Zn-Mg-Cu合金组织与性能的影响 [J]. 铸造, 2020, 69 (3): 240-245.
- [2] 刘兵, 彭超群, 王日初, 等. 大飞机用铝合金的研究现状及展望 [J]. 中国有色金属学报, 2010 (9): 1705-1715.
- [3] 秦国帅, 杨汉嵩, 何春霞. 高强Al-Zn-Mg系7075合金热处理工艺 [J]. 金属热处理, 2015, 40 (12): 92-96.
- [4] WU Ruirui, YUAN Zheng, LI Qiushu. Microstructure and mechanical properties of 7075 Al alloy based composites with Al_2O_3 nanoparticles [J]. International Journal of Cast Metals Research, 2017, 30 (6): 337-340.
- [5] 刘一雄, 郑振兴, 朱德智, 等. 热处理对 SiC_p /7075Al复合材料组织与性能的影响 [J]. 材料热处理学报, 2018, 39 (9): 1-6.
- [6] SAJJADI S A, EZATPOUR H R, BEYGI H. Microstructure and mechanical properties of Al- Al_2O_3 micro and nanocomposites fabricated by stir casting [J]. Materials Science and Engineering: A, 2011, 528 (29-30): 8765-8771.
- [7] MAZAHERY Ali, MOHSEN Ostad shabani. Characterization of cast A356 alloy reinforced with nano SiC composites [J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2012, 22: 275-280.
- [8] 吴瑞瑞, 袁铮, 李秋书, 等. 挤压法制备 Al_2O_3 /Al铝基复合材料的组织及性能 [J]. 铸造, 2017, 66 (1): 29-32.
- [9] 吴瑞瑞, 王荣峰, 李秋书, 等. 转喷微注法制备 Al_2O_3 /7075铝基复合材料的组织及力学性能 [J]. 铸造, 2018, 67 (8): 695-698.
- [10] ZOU Xiuliang, YAN Hong, Tu Kai. Heat treatment behavior, microstructure and mechanical properties of TiO_2 @CNTs/7075 Al composites fabricated by ultrasonic-assisted casting [J]. Transactions of the Indian Institute of Metals, 2022, 75 (11): 2875-2882.
- [11] 乔及森, 刘立博, 许佳敏, 等. 稀土Y对回归再时效后挤压态7075铝合金微观组织和力学性能的影响 [J]. 塑性工程学报, 2022, 29 (3): 110-116.
- [12] 赵青. 热处理工艺对7075铝合金组织和力学性能的影响 [D]. 郑州: 郑州大学, 2012.
- [13] ZHANG Pengxiang, YAN Hong, LIU Wei, et al. Effect of T6 heat treatment on microstructure and hardness of nanosized Al_2O_3 reinforced 7075 aluminum matrix composites [J]. Metals, 2019, 9 (1): 44-55.
- [14] DENG Yunlai, WAN Li, WU Lihai, et al. Microstructure evolution of Al-Zn-Mg-Cu alloy during homogenization [J]. Journal of Materials Science, 2011, 46: 875-881.
- [15] HUA Lin, HU Xuan, HAN Xinghui. Microstructure evolution of annealed 7075 aluminum alloy and its influence on room-temperature plasticity [J]. Materials and Design, 2020, 196: 109192.
- [16] 徐雪芳, 王春华. 时效工艺对Al-Zn-Mg-Cu铝合金组织与性能的影响 [J]. 金属热处理, 2020, 45 (4): 152-155.
- [17] 张书维, 王琳, 潘绪全, 等. GNP含量对2024铝合金摩擦磨损性能的影响 [J]. 铸造, 2022, 71 (5): 604-609.
- [18] 邱伟男, 周东帅, 王健, 等. 纳米TiC颗粒增强Al-Cu-Li基复合材料摩擦磨损性能的研究 [J]. 铸造, 2023, 72 (4): 401-408.
- [19] 吉顺, 吴庆捷, 闫洪, 等. Al_2O_3 /7075复合材料的摩擦磨损性能 [J]. 锻压技术, 2018, 43 (11): 132-136.

- [20] 张洋, 张海燕, 陈蕴博, 等. 热处理对热压制备Al-Cu-Mg/SiC_p制动耐磨复合材料组织及磨损性能的影响 [J]. 材料导报, 2020, 34 (21): 356-360.
- [21] 朱爽, 刘云, 谢黎明, 等. T6热处理对SiC_p/Al复合材料摩擦磨损性能的影响 [J]. 金属热处理, 2020, 45 (3): 114-118.
- [22] 孙晓霞. 固溶处理对2A12铝合金的摩擦磨损性能的影响 [J]. 兵器材料科学与工程, 2020, 43 (3): 109-113.

Study on the Structure, Mechanical and Friction and Wear Properties of T6 Treated Al₂O_{3np}/7075 Composite Materials

TIAN Da-hai¹, ZHUO Chang-yan², LI Wen-jie³

(1. Jiangsu College of Safety Technology, Xuzhou221000, Jiangsu, China; 2. Jinan Institute of Quantum Technology, Jinan250096, Shandong, China; 3. China University of Mining and Technology, Xuzhou 221116, Jiangsu, China)

Abstract:

The 2wt.% Al₂O_{3np}/7075 composite was prepared by the stirring casting process, and then the composites were treated by T6 heat treatment. The microstructure, mechanical properties and friction and wear properties of Al₂O_{3np}/7075 composites before and after heat treatment were investigated by means of scanning electron microscopy, transmission electron microscopy, microhardness tester, tensile mechanical testing machine, and multifunctional friction and wear performance testing machine. The results showed that the addition of Al₂O_{3np} greatly refines the size of the α-Al grains of the 7075 Al matrix. After the T6 heat treatment of the composite, the segregation of element components in the microstructure reduced, and the precipitated phase of MgZn₂ was uniformly distributed in the Al matrix crystal. Compared with the mechanical properties of Al₂O_{3np}/7075 composite, the mechanical properties of T6 heat treated composite increased significantly. Under the friction conditions of 30 N and 0.35 m/s, the wear and friction coefficients of T6 heat treated composites were 0.011 6 mg/m and 0.252 8, which were 64.19% and 23.32% less than those of as-cast composites, respectively. The wear mechanism of as-cast composite was adhesive wear, while the wear mechanism of T6 heat treated composite was slight abrasive wear and adhesive wear.

Key words:

Al₂O_{3np}/7075 composite; microstructure; friction and wear; mechanical properties; heat treatment
