文章编号:1674-2974(2025)04-0177-09 DOI:10.16339/j.cnki.hdxbzkb.2025300

不同构型铝基复合材料的摩擦磨损性能

滕杰[1†],邹文广[1],张艳[1],梁哲宇[1],蒋福林[1],傅定发[1],杨光剑[2]
(1. 湖南大学 材料科学与工程学院,湖南 长沙 410082;
2. 中船发动机有限公司,山东 青岛 266520)

摘 要:采用喷雾造粒与放电等离子烧结法,成功制备了具有双重网络结构的纳米SiC颗粒/晶须混杂增强8009Al/6061Al复合材料(aluminum matrix composite with dual network structure,AMC-DNC),并同时制备SiC增强相在8009Al/6061Al基体中均匀分布的复合材料(aluminum matrix composites with uniform structure,AMC-US).本研究对两种复合材料的微观组织和摩擦磨损性能进行了深入探讨.测定了AMC-DNC和AMC-US在不同载荷和转速下的摩擦系数与磨损率,并结合扫描电子显微镜观察磨损形貌,深入分析了双重网络结构对复合材料磨损机制的影响.实验结果表明,放电等离子烧结法制备的AMC-DNC和AMC-US的致密度分别高达98.1%和99.2%.在低载荷、低转速条件下,AMC-DNC的主要磨损机制为磨粒磨损,其中颗粒的脱离导致氧化膜破裂,进而造成材料表面损伤.而在较高载荷和较高转速条件下,磨损机制转变为剥层磨损.在相同的摩擦磨损实验条件下,AMC-DNC展现出优于AMC-US的摩擦磨损性能,表明双重网络构型的设计在提升复合材料耐磨性能方面有显著作用.

关键词:铝基复合材料;双重网络结构;放电等离子烧结;摩擦磨损
中图分类号:TB333 **文献标志码**:A

Friction and Wear Properties of Aluminium Matrix Composites with Different Configurations

TENG Jie[1†],ZOU Wenguang[1],ZHANG Yan[1],LIANG Zheyu[1],
JIANG Fulin[1],FU Dingfa[1],YANG Guangjian[2]
(1. College of Materials Science and Engineering,Hunan University,Changsha 410082,China;
2. China Shipbuilding Industry Corporation Diesel Engine Company Ltd. , Qingdao 266520,China)

Abstract: Nano-SIC particle/whisker hybrid reinforced 8009Al/6061Al composites (AMC-DNC) with dual network structure were successfully prepared by spray granulation and discharge plasma sintering. At the same time, the SiC reinforced phase is uniformly distributed in 8009Al/6061Al matrix (AMC-US). In this study, the microstructure and friction and wear properties of the two composites were investigated. The friction coefficient and wear rate of AMC-DNC and AMC-US under different load and rotation speed were measured. The wear morphology was observed by scanning electron microscope, and the influence of dual network structure on the wear mechanism of composite was analyzed. The experimental results show that the density of AMC-DNC and AMC-US prepared by

* **收稿日期**:2024-03-18
基金项目:国家自然科学基金资助项目(52374385), National Natural Science Foundation of China (52374385)
作者简介:滕杰(1978—),男,河南鹿邑人,湖南大学材料科学与工程学院教授
† 通信联系人,E-mail: tengjie@hnu.edu.cn

discharge plasma sintering method is 98.1% and 99.2%, respectively. Under low rotation load and rotation low speed conditions, the main wear mechanism of AMC-DNC is abrasive wear, in which the separation of particles leads to the rupture of oxide film, resulting in the surface damage of the material. However, under higher load and rotation speed conditions, the wear mechanism changes to peeling wear. Under the same friction and wear experimental conditions, AMC-DNC shows better friction and wear performance than AMC-US, indicating that the design of dual network stucture plays a significant role in improving the wear resistance of composite materials.

Key words: aluminum matrix composites; dual network structure; discharge plasma sintering; friction and wear

随着科学技术的急速发展,单一增强的铝基复合材料已经很难满足如今日益增长的需求.由两种或者两种以上增强体构成的混杂增强可发挥多种增强体各自的优势,取得比单一增强更好的效果[1-3].SiC拥有稳定的化学性能、较高的耐磨性能、低的热膨胀系数以及超高的强度.随着近年来学者对轻量化材料的研究愈加深入,同时SiC生产的工业成本也显著下降,人们将目光投向了SiC增强铝基复合材料上.SiC颗粒因其广泛的应用性而备受瞩目,SiC晶须也凭借其极少的缺陷和高长径比特性,展现出其独特的优势[4].

有学者发现通过调控增强相空间构型可解决金属基复合材料强韧性倒置问题.在增强相体积分数一定时,相对于均匀分布,增强相非均匀分布的非均质复合材料可获得更好的强化效果、更高的弹性模量,尤其可大幅提高材料的高温强度[5-9].基体合金作为复合材料中重要的支撑部分,在提升材料性能方面可以发挥更大的作用.然而,迄今为止对铝基复合材料中基体合金的研究更多集中在合金体系的选择[10-12],对于基体合金组织结构的设计与调控比较少见.

对于转子、活塞、齿轮和刹车盘等易磨损部件而言,耐磨性是切实需要考虑的问题.事实上,在诸多实际应用中,磨损性能是一个重要的考虑因素.例如,在汽车制造领域,诸如制动片和活塞等部分元件,以及在航空产业中,如飞机轴和制动系统等易消耗零件,各种部件的耐磨程度关乎其功能表现以及使用周期,倘若出现磨损过快或者损坏,可能会引发重大经济损失[13].而SiC具有非常高的硬度和强度,能够为铝基复合材料提供一个更高强度、更耐磨的骨架,使得添加了SiC的铝基复合材料在抵抗硬质颗粒磨损和冲击磨损方面表现出色.本文针对增强相非均匀增强的复合材料和均匀混杂增强的复合材料的磨损性能进行了研究.

本文以纳米SiC颗粒/晶须混杂增强铝基复合材料为研究对象,构建双重网络结构的铝基复合材料(aluminum matrix composite with dual network structure,AMC-DNC).采用喷雾造粒和放电等离子烧结(SPS)工艺,构建出复合材料中增强相和基体合金的双重网络结构,结合摩擦磨损性能测试和微观组织表征,分析不同构型对复合材料性能的影响.

1 实验方法

1.1 实验材料

本实验所用原材料包括8009Al、6061Al、SiC颗粒(粒径约300 nm)和SiC晶须.其中8009Al和6061Al合金粉末的化学成分如表1和表2所示.

表1 8009Al合金粉末的化学成分(质量百分数)

Tab.1 Chemical composition of 8009 aluminum alloy powder %

元素	Fe	V	Si	Mn	Cr	Al
含量	8.8	1.4	1.7	0.1	0.1	Bal

表2 6061Al合金粉末的化学成分(质量百分数)

Tab.2 Chemical composition of 6061 aluminum alloy powder %

元素	Mg	Si	Fe	Cu	Mn	Al
含量	1.1	0.5	0.2	0.3	0.1	Bal

1.2 制备工艺流程

AMC-DNC的制备工艺流程示意图如图1所示.其中喷雾造粒制粉工艺为:将90%(质量百分数)的8009Al合金粉末与10%(质量百分数)的纳米SiC_p混合,加入1.6%(质量百分数)的聚乙烯醇(PVA)作为

黏结剂,加水配制成固相含量在65%(质量百分数)的浆料,浆料混合后以 50 r/min 转速球磨 2 h(卧式 GMS10-2 罐磨机,尼龙球磨罐和 SiC 磨球,球料比为 2∶1),得到混合好的浆料作为喷雾造粒的原料.再经喷雾造粒(D-系列低压造粒喷雾干燥机,进风温度 280 ℃、出风温度 150 ℃、塔内负压-10 MPa)过筛,最终获得尺寸为 100 μm 左右的团聚复合粉体以实现 SiCp 在 8009Al 中的均匀分布.

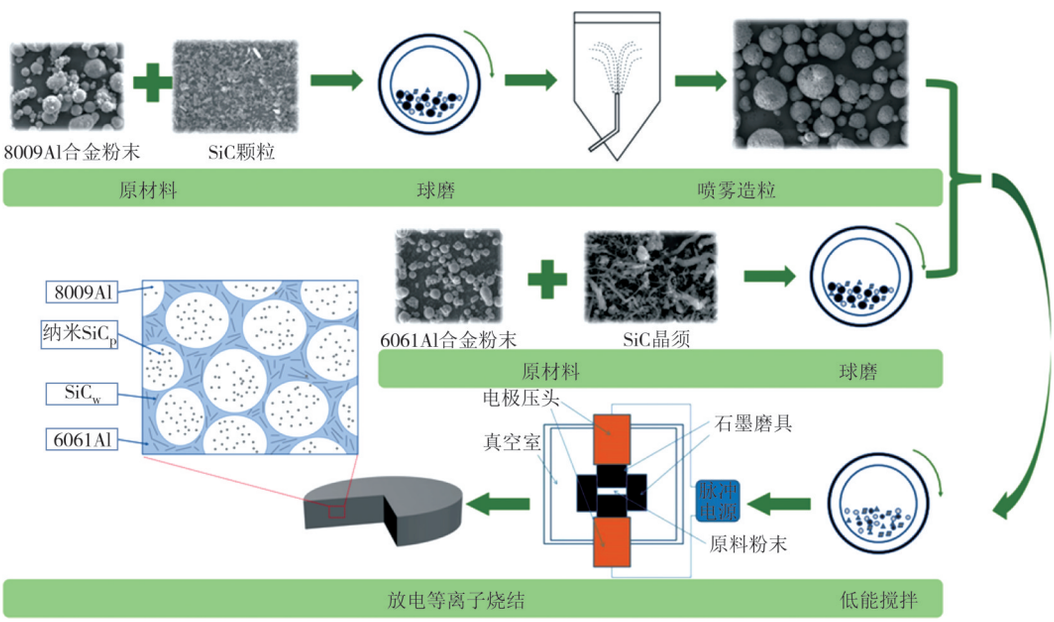


图 1　复合材料制备流程图

Fig.1　Flow chart of composite material preparation

以 6061Al 合金粉末和 SiC_w 为原料,以 160 r/min 的转速进行低能球磨(球料比为 4∶1)2 h,确保粉末均匀分散.接着,将混合粉末与预制的造粒粉末按照比例(8009Al∶6061Al 为 3∶1;SiC_p∶SiC_w 为 5∶1)添加,并进行低能搅拌分散、均匀混合.同时,制备了一批相同比例但未经造粒处理的 8009Al/SiC_p 粉末,之后同样添加 6061Al 合金粉末和 SiC_w 进行低能球磨处理,以确保粉末均匀混合.随后,采用 SPS 工艺制备出 AMC-DNC 和增强相均匀分布的复合材料(aluminum matrix composites with uniform structure, AMC-US),并进行性能测试和分析.

1.3　摩擦磨损实验

实验过程中,使用 SFT-2M 型球盘式摩擦磨损试验机,对两种复合材料进行摩擦磨损测试.摩擦力的变化情况通过力传感器进行全过程实时监测和记录.实验开始之前,先把烧结试样切割成 10 mm×10 mm×5 mm 的形状,以便于后续的摩擦磨损测试.然后使用 400~500 目的砂纸进行打磨.通过 SJ-210 型表面粗糙度测试仪仔细测量了两种材料的表面粗糙度,得知 AMC-DNC 和 AMC-US 的表面粗糙度分别为 0.576 μm 和 0.637 μm.选用了 GCr15 不锈钢球作为对摩擦副.摩擦磨损测试条件:实验温度室温,滑动总距离为 150 m,施加载荷为 2 N、4 N、6 N、8 N 和 10 N,转动速率为 50 r/min、100 r/min、200 r/min、400 r/min 和 800 r/min.

2　结果与讨论

2.1　复合材料微观形貌及性能分析

图 2 为经 SPS 制备的 AMC-DNC 和 AMC-US 两种复合材料的 XRD 图谱.其中,XRD 图谱的峰值分别对应着 Al 相,SiC 相和 $Al_{12}(Fe,V)_3Si$ 相.材料在制备过程中,最高加工温度为 SPS 烧结时的 600 ℃,Al 和 SiC 在图谱中的峰非常明显,没有发现 $Al_{13}Fe_4$ 等其他脆性相的存在[14].以上分析结果表明:采用 SPS 制备的两种复合材料比较理想.

图 3(a)和 3(b)分别为 AMC-DNC 和 AMC-US 的显微组织形貌.在 AMC-DNC 中,可以看到其显微组织结构与图 1 中设想的复合材料组织结构相似,表明经 SPS 烧结后能较好地得到所需的结构,且未发现明显的孔洞缺陷,但 8009Al/SiC_p 造粒粉末有部分破碎现象.测得 AMC-DNC 致密度为 98.1%,平均显微硬度为 131.7 $HV_{0.2}$,而 AMC-US 表面有明显的孔洞等缺陷,致密度为 99.2%,平均显微硬度为 119.8

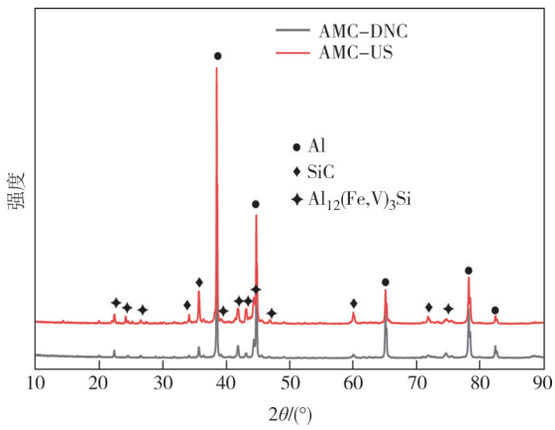
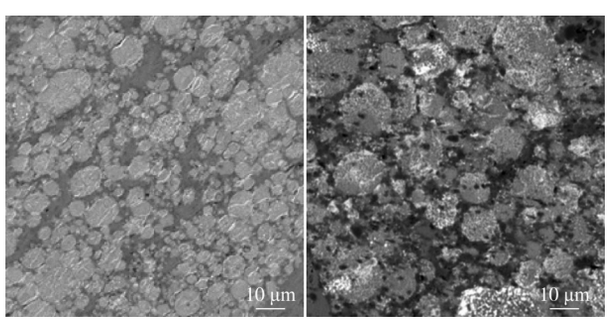


图2 两种复合材料的XRD图谱

Fig.2 XRD patterns of the two composites

$HV_{0.2}$.研究表明,孔隙率对材料的硬度有一定的影响[15].孔隙抵抗外部压力的能力低,因此孔隙率高的材料硬度偏低.但AMC-DNC的致密度小于AMC-US,其硬度值反而要比AMC-US大,这说明双重网络结构的微观结构对复合材料的强度和硬度有很大的提升作用.



(a)AMC-DNC (b)AMC-US

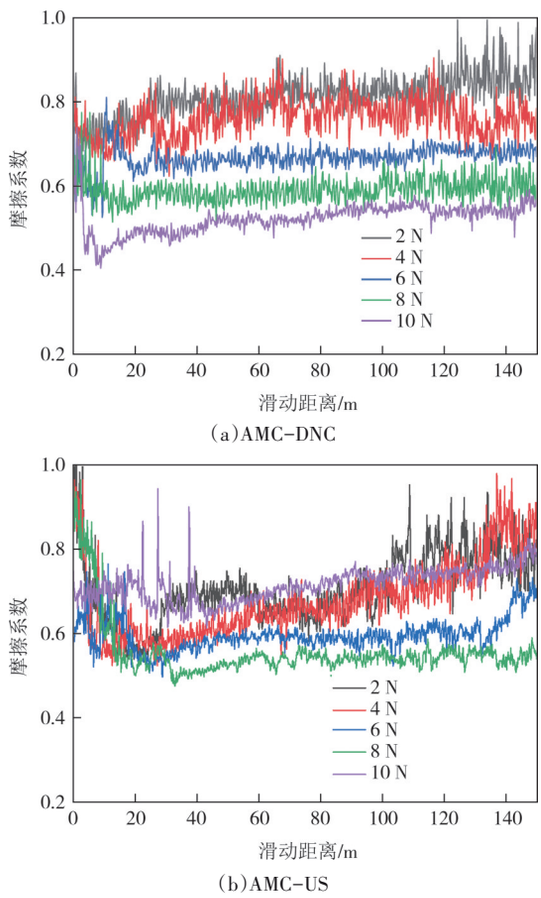
图3 AMC-DNC和AMC-US的显微组织形貌

Fig.3 Microstructure of AMC-DNC and AMC-US

2.2 不同载荷和转速对摩擦系数和磨损率的影响

2.2.1 不同载荷对摩擦系数和磨损率的影响

图4为不同载荷下AMC-DNC和AMC-US的摩擦系数随滑动距离的变化曲线,可以看到,随着载荷的增加,两种复合材料的摩擦系数都趋于平稳.AMC-DNC的摩擦系数随着载荷的增加而下降,这主要是由于在更大载荷作用下,材料表面出现了加工硬化现象,导致塑性变形,进而增加了磨损表面的硬度,因此材料表现出了更好的耐磨性[16].然而,AMC-US的摩擦系数先减小后增大.推测是因为当载荷增加到一定程度时,磨损表面的氧化层遭到破坏,导致磨损表面粗糙度和磨屑数量增加,从而导致摩擦系数的增加[17].同时,随着载荷的增加,由摩擦产生的热量也会增加,这可能导致氧化层在更大载荷下受到破坏并剥落,因此表面粗糙度增加,从而进一步导致摩擦系数的升高.



(a)AMC-DNC

(b)AMC-US

图4 不同载荷下AMC-DNC和AMC-US的瞬时摩擦系数

Fig.4 Instantaneous friction coefficients of AMC-DNC and AMC-US under different loads

两种复合材料在不同载荷条件下的磨损率如图5所示.可以看到,尽管两种复合材料的组织结构不同,但随着载荷的增加,两种复合材料的磨损率都是呈上升趋势的.对比相同条件下的磨损率可知,AMC-DNC的磨损率要低于AMC-US的磨损率,且随着载荷的增加,二者差别越来越大.当载荷为10 N时,AMC-US的磨损率为13.3×10^{-3} $mm^3/(N\cdot m)$,而AMC-DNC的磨损率是2.8×10^{-3} $mm^3/(N\cdot m)$,前者约是后者磨损率的4.8倍.这说明双重网络构型的设计能显著提高复合材料的强度和硬度,其对载荷的承载起到了关键作用,可显著降低复合材料的磨损率.

2.2.2 不同转速对摩擦系数和磨损率的影响

从图6可以看出,在相同载荷条件下,随着转速的增加,摩擦系数波动幅度逐渐减小,摩擦磨损过程更加稳定.在较低转速下,两种复合材料的摩擦系数

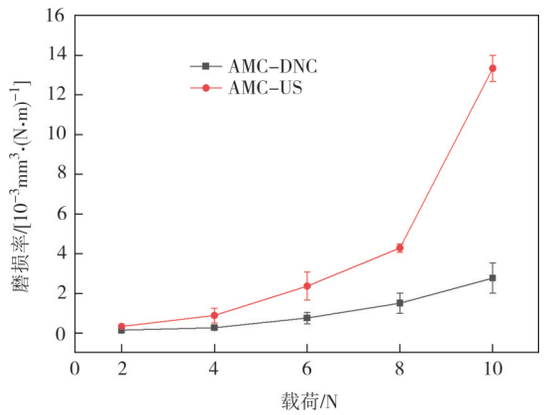


图 5　不同载荷下 AMC-DNC 和 AMC-US 的磨损率

Fig.5　Wear rate of AMC-DNC and AMC-US under different loads

随转速的变化不是很明显.当转速增加到 800 r/min 时,摩擦系数则显著降低,其主要原因可能是随着转速的增加,复合材料摩擦表面形成了硬度较高的机械混合层,在摩擦过程中起到润滑的作用,氧化膜的形成速率和破坏速率达到相对稳定时,摩擦系数趋于稳定.在许多研究中已经观察到这种现象[18-19].随着转速的增加,厚度和稳定性都得到了提高,有利于降低摩擦系数.

从图 6(a)可以看到,尽管 AMC-DNC 复合材料的摩擦系数有所上升,但其稳定性有显著提升,这种情况尤其在高载荷时表现明显,并未像 HME 复合材料一样,在高载荷时,出现瞬时摩擦系数波动明显较大的现象.特别是当转速达到 800 r/min 时,AMC-DNC 复合材料仍保持出色的稳定性.这表明增强相非均匀构型的设计使得复合材料能很好地适应磨损速率为 800 r/min 这样相对恶劣的条件.

由图 7 可知,AMC-DNC 的磨损率呈先上升后下降的趋势.在转速较慢的时候,磨损率随着转速的增加而增加.在高转速下,磨球与对磨材料的摩擦频率也提高,造成材料摩擦表面与对磨球接触点位置的断裂概率增加,循环应力使摩擦面产生摩擦热,材料表面软化,产生变形.在压力和剪切力作用下,变形逐渐累积,容易形成硬度更高的机械混合层,这层结构对于摩擦表面具有一定的保护作用,从而有效降低材料的平均磨损率[20].而 AMC-US 更早地达到了这一过程,并且在后续 800 r/min 转速下磨损率重新上升,其原因可能是高转速导致热量在摩擦表面的聚集,造成摩擦表面机械混合层的破坏,基体铝合金对 SiC 颗粒的束缚能力降低,SiC 颗粒断裂或者脱落,使基体铝合金与磨球的接触面积增加.另一方面,脱落的 SiC 颗粒进入滑动界面,形成典型的三体磨损,导致磨损率上升和磨损体积增加.

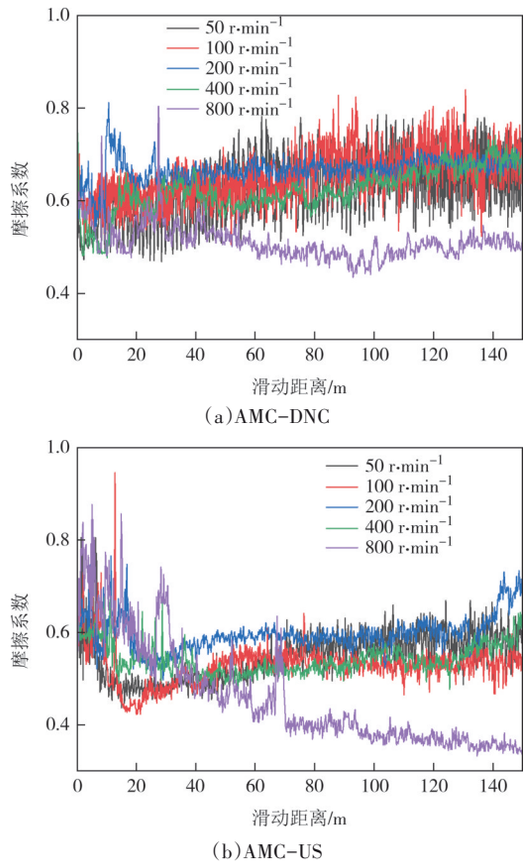


图 6　不同转速下 AMC-DNC 和 AMC-US 的瞬时摩擦系数

Fig.6　Instantaneous friction coefficients of AMC-DNC and AMC-US at different rotation speeds

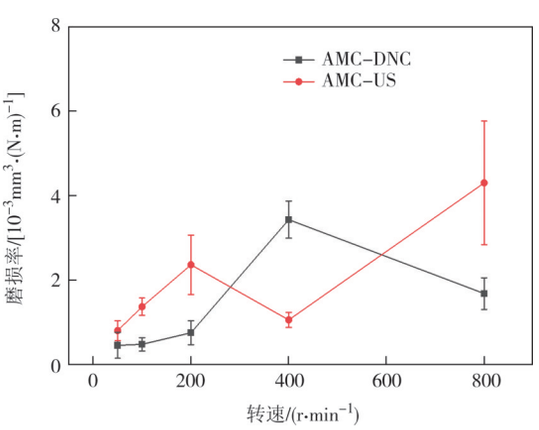


图 7　不同转速下 AMC-DNC 和 AMC-US 的磨损率

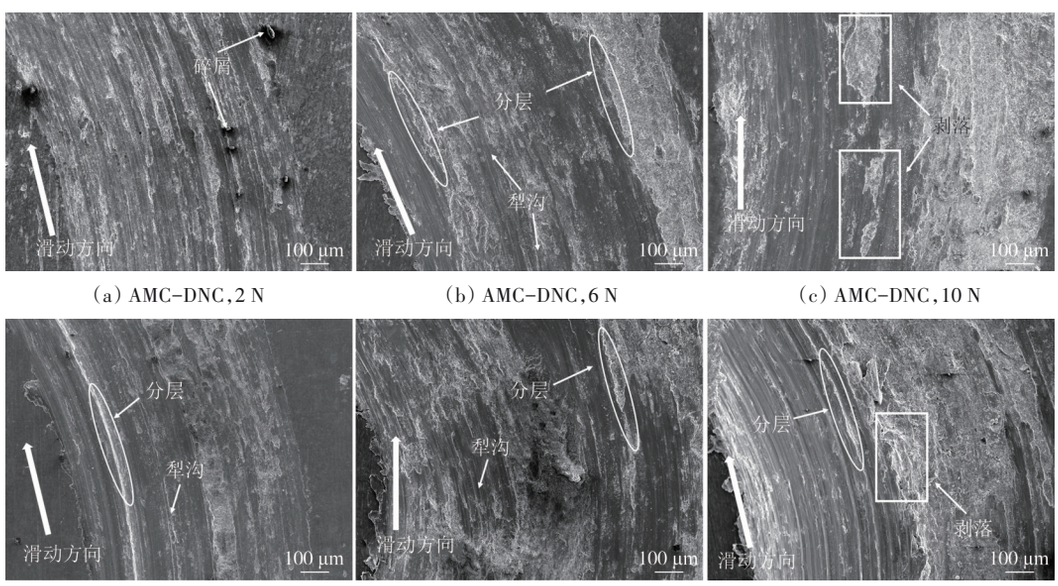
Fig.7　Wear rate of AMC-DNC and AMC-US at different rotation speeds

2.3　复合材料磨损表面与磨屑分析

由图 8 可知,在相同载荷条件下,AMC-DNC 的表面磨痕宽度小于 AMC-US 的磨痕宽度.在低载荷下,可以看到 AMC-DNC 的磨痕表面呈现出犁沟形

貌,是典型的磨粒磨损特征.此外,通过观察磨损试样表面,发现存在一些脱落且破碎的SiC颗粒.

这些颗粒被捕捉并嵌入磨痕的表面,导致了三体磨损.AMC-US的磨损试样明显出现了分层,此外在高硬度磨球循环摩擦作用下也出现了部分剥落现象.载荷为6 N时,随着载荷的增加,可以观察到图中AMC-DNC的磨损试样出现分层的现象,犁沟表现出浅且不连续的特点,其边缘区域发现更多塑性变形.主要的磨损机制为分层和氧化剥落磨损.并且从图8(c)和图8(d)中,可以看到与滑动方向相一致的分层现象.当载荷增加到10 N时,两种复合材料磨损表面都产生了严重的剥落,这是典型的剥层磨损.磨损表面的粗糙峰在循环载荷下发生塑性变形,并发生断裂,逐渐形成相对光滑的表面,进而在随后的摩擦副相对滑动中,磨损表面上的各位置在循环载荷的作用下,表层组织发生的剪切塑性变形和位错逐渐积累,导致接近摩擦表面的位错密度低于材料内部的位错密度,由此产生应力差距,致使在表层一定深度位置处产生裂纹和孔隙,在循环载荷的作用下,不断扩展延伸,在裂纹达到临界长度后,摩擦表面将以片状磨屑脱落的方式发生磨损,由此在摩擦表面形成剥层磨损[21].



(a) AMC-DNC,2 N (b) AMC-DNC,6 N (c) AMC-DNC,10 N

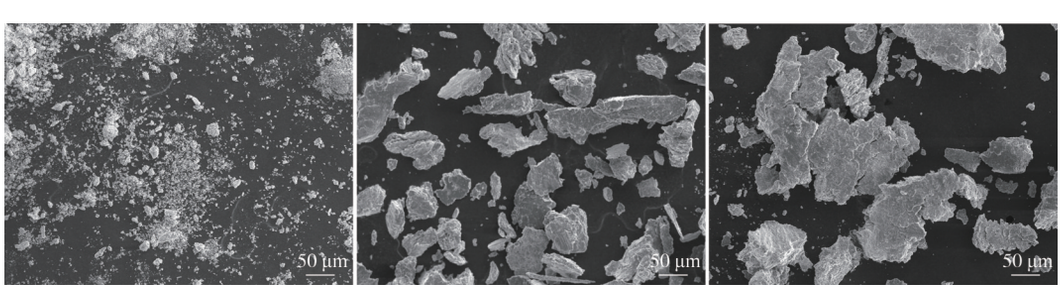
(d) AMC-US,2 N (e) AMC-US,6 N (f) AMC-US,10 N

图8 不同载荷下AMC-DNC和AMC-US的磨痕形貌

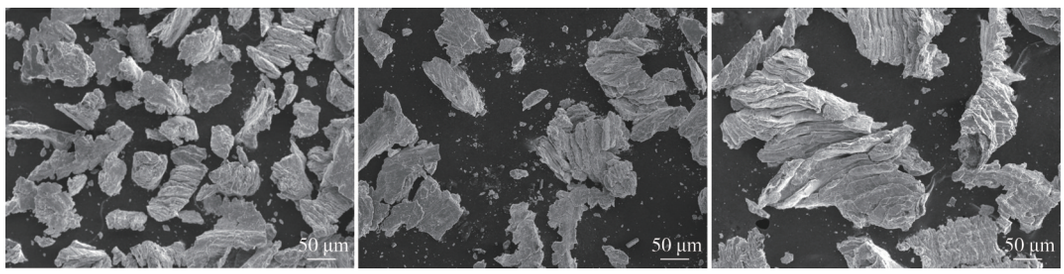
Fig.8 Abrasion morphology of AMC-DNC and AMC-US under different loads

图9为不同载荷下AMC-DNC和AMC-US的磨屑形貌.不同载荷下磨屑形貌和大小均不同.在低载荷条件下,AMC-DNC的磨屑以尺寸小的碎屑为主,远小于AMC-US的磨屑.观察在不同载荷下AMC-US的磨屑形貌,随着载荷的增加,磨屑的尺寸逐渐增大,磨屑的厚度增加.在载荷为2 N时,磨屑主要呈块状,大小约为30~100 μm.磨屑表面上的裂纹较少.当载荷增加至6 N时,磨屑尺寸增大,部分磨屑表面上的犁沟深度增加,说明增加载荷加剧了材料的塑性变形程度.载荷增加至10 N时,与低载荷相比,磨屑的尺寸和厚度都有所增加,形状呈块状和长条状,且表面存在分层的现象,裂纹数量增多.

图10为两种复合材料在载荷为6 N的情况下,不同转速下的磨痕形貌.在转速为50 r/min时,AMC-



(a) AMC-DNC,2 N (b) AMC-DNC,6 N (c) AMC-DNC,10 N



(d) AMC-US,2 N　　(e) AMC-US,6 N　　(f) AMC-US,10 N

图 9　不同载荷下 AMC-DNC 和 AMC-US 的磨屑形貌

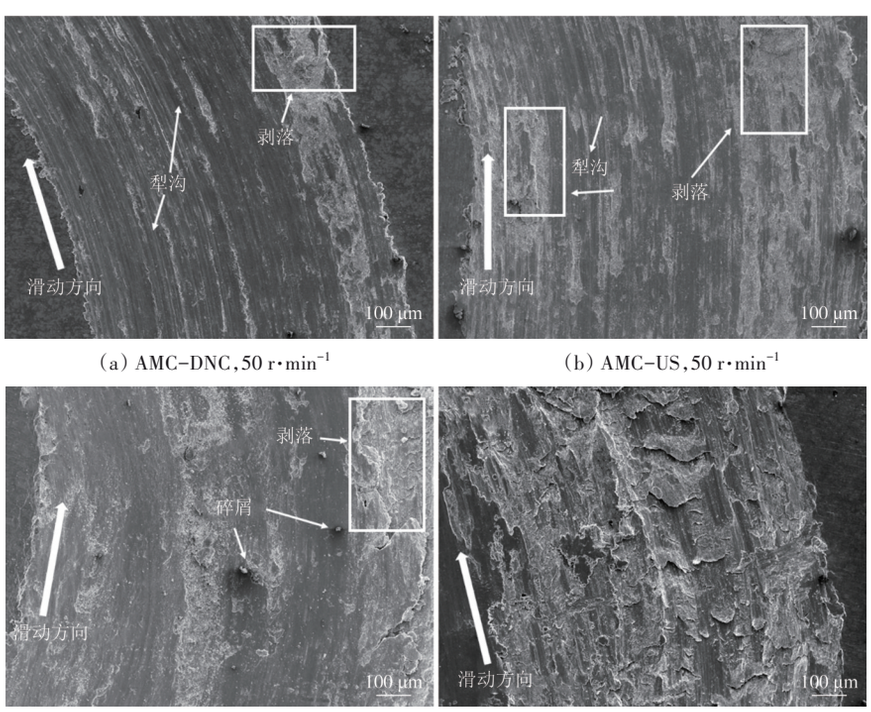
Fig.9　Chip morphology of AMC-DNC and AMC-US under different loads

US 磨痕宽度明显大于 AMC-DNC.两种复合材料的磨痕形貌均以犁沟形状为主,有轻微程度的塑性变形,局部位置出现剥落痕迹,以磨粒磨损为主.当转速为 800 r/min 时,AMC-DNC 磨损表面相较 50 r/min 下的磨损表面有部分变得光滑,磨痕边缘部位出现剥落.磨损机制是以黏着和剥层磨损并存,但以黏着磨损为主.AMC-US 磨痕表面整个出现严重的剥落现象,是典型的剥层磨损.验证了上文中 800 r/min 转速下 AMC-US 的磨损率增加的解释.

图 11 为室温环境、载荷相同情况下,AMC-DNC 和 AMC-US 在不同转速下的磨屑形貌.已有研究[22-23]表明磨屑的大小与磨损程度密切相关,磨屑的尺寸越大,发生磨损的程度越高,材料的磨损越严重.从图 11 中可以看到:在低转速条件下,AMC-DNC 的磨屑主要是粒径范围为 1~50 μm 的粉末状磨屑掺杂少许块状磨屑;而 AMC-US 的磨屑呈粉末状和块状混杂,且块状磨屑尺寸更大,说明其比前者磨损更严重.当转速达到 800 r/min 时,二者的磨屑尺寸都增大.

2.4　复合材料摩擦磨损机制分析

AMC-DNC 和 AMC-US 两种复合材料的磨损机制涵盖磨粒磨损、氧化磨损、剥层磨损以及黏着磨损.表 3 总结了在不同载荷和转速下各种磨损机制的具体情况.在相同实验条件下,磨损往往以这些机制的混合形式存在.对于 AMC-DNC,磨损机制从磨粒磨损到氧化磨损和剥层磨损,最后转为黏着磨损和剥层磨损混合的磨损机制.当转速增大时,磨损的机制会从磨粒磨损与剥层磨损转变为氧化磨损和剥层磨损,最终转变为黏着磨损和剥层磨损.在磨损过

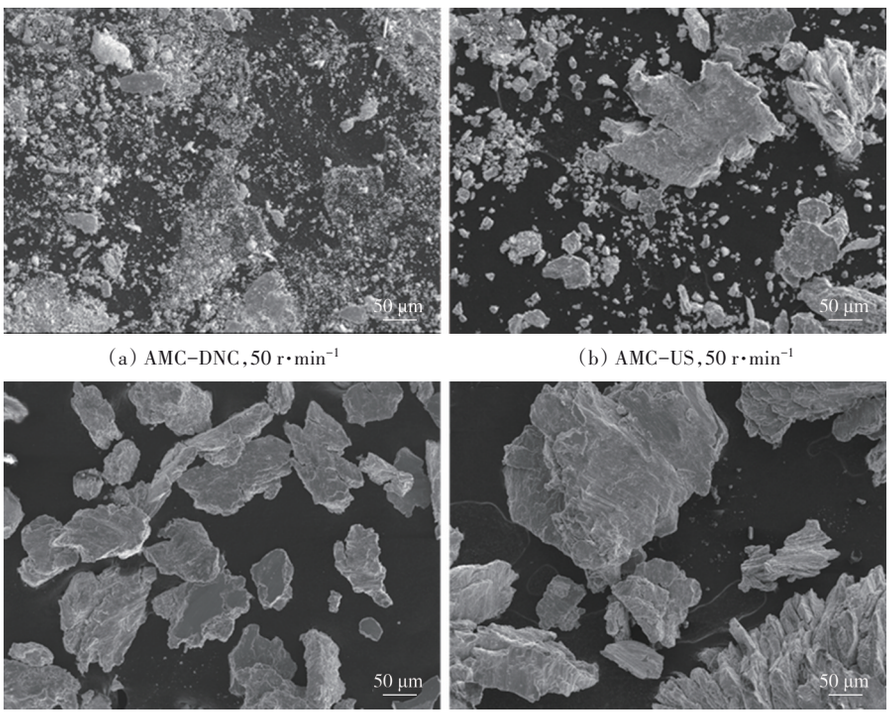


(a) AMC-DNC,50 r·min^{-1}　　(b) AMC-US,50 r·min^{-1}

(c) AMC-DNC,800 r·min^{-1}　　(d) AMC-US,800 r·min^{-1}

图 10　不同转速下 AMC-DNC 和 AMC-US 的磨痕形貌

Fig.10　Abrasion morphology of AMC-DNC and AMC-US at different rotation speeds



(a) AMC-DNC,50 r·min^{-1} (b) AMC-US,50 r·min^{-1}

(c) AMC-DNC,800 r·min^{-1} (d) AMC-US,800 r·min^{-1}

图 11 不同转速下 AMC-DNC 和 AMC-US 的磨屑形貌

Fig.11 Chip morphology of AMC-DNC and AMC-US at different rotation speeds

程中 SiC 的脱落导致三体磨损的发生.磨粒磨损贯穿于整个摩擦磨损过程中,但其对磨损表面的影响程度会因不同的载荷和转速条件而有所差异[24].当载荷和转速进一步提升,氧含量对磨损机制的影响减小,高载荷和高转速条件下的磨损表面变形更为严重.至于 AMC-US,从表 3 中可以看到,虽然其磨损机制大致与 AMC-DNC 相似,但磨损程度相对更严重.因此,可以推断增强相非均匀构型的设计在一定程度上减缓了磨损机制的转变过程,提升了材料的耐磨性能.

表 3 两种复合材料的磨损机制

Tab.3 Wear mechanisms of two composite materials

试样	工艺参数	磨损机制			
		磨粒磨损	氧化磨损	剥层磨损	黏着磨损
AMC-DNC	2 N-200 r/min	◆◆◆	◆◆		
	6 N-200 r/min	◆	◆◆◆	◆◆	
	10 N-200 r/min	◆	◆◆	◆◆◆	◆◆
	6 N-50 r/min	◆◆	◆◆	◆	◆
	6 N-800 r/min	◆	◆◆	◆◆	◆◆◆
AMC-US	2 N-200 r/min	◆◆	◆◆	◆	
	6 N-200 r/min	◆	◆◆	◆◆	◆
	10 N-200 r/min	◆	◆◆	◆◆◆	
	6 N-50 r/min	◆◆	◆◆	◆◆	◆
	6 N-800 r/min			◆◆◆	

3 结 论

采用喷雾造粒和放电等离子烧结技术,调控多元多尺度增强相在两种合金的分布,构建双重网络结构的纳米 SiC 颗粒/晶须混杂增强 8009Al/6061Al 复合材料.

1) XRD 图谱分析表明:制备的两种复合材料主要组成成分为 Al、SiC 和 $Al_{12}(Fe,V)_3Si$ 相,表明 SPS 制备的两种复合材料比较理想.在 AMC-DNC 中未发现明显的孔洞缺陷,测得其致密度为 98.1%,平均显微硬度为 131.7 $HV_{0.2}$;而 AMC-US 表面有明显的孔洞等缺陷,测得其致密度为 99.2%,平均显微硬度为 119.8 $HV_{0.2}$.AMC-DNC 的致密度小于 AMC-US,但其硬度值反而比 AMC-US 大.

2) 摩擦磨损分析表明:在低载荷、低转速下以磨粒磨损为主,AMC-DNC 磨损表面出现大量由摩擦副造成的犁沟;随着载荷和转速的增加,磨损机制逐渐转变为以剥层磨损为主.复合材料表面犁削同时导致 SiC 颗粒断裂脱落,使脱落下来的 SiC 颗粒嵌入磨损表面形成了三体磨损;高载荷、高转速下,摩擦表面以片状磨屑剥落的方式形成剥层磨损.

3) 相同摩擦磨损实验条件下,AMC-DNC 表现

出优于AMC-US的耐磨损性能,即增强相非均匀构型的设计在一定程度上延缓了磨损机制的转变过程,有助于提升复合材料的耐磨性能.

参考文献

[1] 李敏, 王爱琴, 谢敬佩, 等. SiC颗粒增强Al基复合材料的研究现状与进展[J]. 粉末冶金工业, 2015, 25(3): 55-60.
LI M, WANG A Q, XIE J P, et al. The present research situation and progress of SiC particle reinforced aluminum matrix composites[J]. Powder Metallurgy Industry, 2015, 25(3): 55-60.(in Chinese)

[2] SINGH J, CHAUHAN A. Overview of wear performance of aluminium matrix composites reinforced with ceramic materials under the influence of controllable variables [J]. Ceramics International, 2016, 42(1): 56-81.

[3] MANIVANNAN I, RANGANATHAN S, GOPALAKANNAN S, et al. Mechanical properties and tribological behavior of Al6061-SiC-gr self-lubricating hybrid nanocomposites[J]. Transactions of the Indian Institute of Metals, 2018, 71(8): 1897-1911.

[4] 朱晓松, 刘晓艳, 武常生, 等. SiCp/w增强铝基复合材料研究进展[J]. 材料科学, 2022(7): 659-665.
ZHU X S, LIU X Y, WU C S, et al. Research progress of SiCp/w reinforced aluminum matrix composites [J]. Material Sciences, 2022(7): 659-665.(in Chinese)

[5] PAL S, RAY K K, MITRA R. Room temperature mechanical properties and tensile creep behavior of powder metallurgy processed and hot rolled Al and Al-SiCp composites[J]. Materials Science and Engineering: A, 2010, 527(26): 6831-6837.

[6] LI S, XIONG D G, LIU M, et al. Thermophysical properties of SiC/Al composites with three dimensional interpenetrating network structure[J]. Ceramics International, 2014, 40(5): 7539-7544.

[7] SCHERM F, VÖLKL R, NEUBRAND A, et al. Mechanical characterisation of interpenetrating network metal-ceramic composites[J]. Materials Science and Engineering: A, 2010, 527(4/5): 1260-1265.

[8] HUANG L J, GENG L, PENG H X. Microstructurally inhomogeneous composites: Is a homogeneous reinforcement distribution optimal? [J]. Progress in Materials Science, 2015, 71: 93-168.

[9] HASHIN Z, SHTRIKMAN S. A variational approach to the theory of the elastic behaviour of multiphase materials[J]. Journal of the Mechanics and Physics of Solids, 1963, 11(2): 127-140.

[10] HE Y, TU H, QIAO B, et al. Tensile fracture behavior of spray-deposited SiCP/Al-Fe-V-Si composite sheet [J]. Advanced Composite Materials, 2013, 22(4): 227-237.

[11] LI M J, MA K K, JIANG L, et al. Synthesis and mechanical behavior of nanostructured Al5083/n-TiB 2 metal matrix composites [J]. Materials Science and Engineering: A, 2016, 656: 241-248.

[12] 毕胜, 李泽琛, 孙海霞, 等. 高能球磨结合粉末冶金法制备碳纳米管增强7055Al复合材料的微观组织和力学性能[J]. 金属学报, 2021, 57(1): 71-81.
BI S, LI Z C, SUN H X, et al. Microstructure and mechanical properties of carbon nanotubes-reinforced 7055Al composites fabricated by high-energy ball milling and powder metallurgy processing[J]. Acta Metallurgica Sinica, 2021, 57(1): 71-81.(in Chinese)

[13] YAO Y T, JIANG L, FU G F, et al. Wear behavior and mechanism of B4C reinforced Mg-matrix composites fabricated by metal-assisted pressureless infiltration technique [J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2015, 25(8): 2543-2548.

[14] KNOWLES A J, JIANG X, GALANO M, et al. Microstructure and mechanical properties of 6061 Al alloy based composites with SiC nanoparticles[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2014, 615: S401-S405.

[15] 何林, 刘颖, 李兵红, 等. 放电等离子烧结参数对TiC/Fe复合材料密度和硬度的影响[J]. 粉末冶金工业, 2010, 20(4): 33-37.
HE L, LIU Y, LI B H, et al. Effects of sintering parameters on TiC/Fe composites produced by spark plasma sintering [J]. Powder Metallurgy Industry, 2010, 20(4): 33-37.(in Chinese)

[16] CZICHOS H. Introduction to friction and wear[M]//Friction and Wear of Polymer Composites. Amsterdam: Elsevier, 1986: 1-23.

[17] RAMESH C S, KESHAVAMURTHY R, CHANNABASAPPA B H, et al. Friction and wear behavior of Ni-P coated Si3N4 reinforced Al6061 composites[J]. Tribology International, 2010, 43(3): 623-634.

[18] RAO R N, DAS S. Effect of sliding distance on the wear and friction behavior of as cast and heat-treated Al-SiCp composites[J]. Materials & Design, 2011, 32(5): 3051-3058.

[19] SHARMA S C. The sliding wear behavior of Al6061-garnet particulate composites[J]. Wear, 2001, 249(12): 1036-1045.

[20] 张磊, 邱辉, 尧军平, 等. 原位合成TiB2颗粒增强ZL203基复合材料的摩擦磨损性能[J]. 机械工程材料, 2011, 35(11): 89-93.
ZHANG L, QIU H, YAO J P, et al. Friction and wear performance of in situ synthesis TiB2 particles reinforcing ZL203 based composites [J]. Materials for Mechanical Engineering, 2011, 35(11): 89-93.(in Chinese)

[21] 霍晓阳. 原位合成耐热耐磨高硅铝基复合材料的研究[D]. 镇江: 江苏大学, 2007.
HUO X Y. Study on in-situ synthesis of heat-resistant and wear-resistant high silicon-aluminum matrix composites [D]. Zhenjiang: Jiangsu University, 2007.(in Chinese)

[22] 王正军. 提升A356铝合金性能及其摩擦磨损行为热疲劳行为的研究[D]. 镇江:江苏大学,2016.
WANG Z J. Study on improving the properties of A356 aluminum alloy and its friction and wear behavior and thermal fatigue behavior[D]. Zhenjiang: Jiangsu University, 2016.(in Chinese)

[23] ALAM M O, HASEEB A S M A. Response of Ti-6Al-4V and Ti-24Al-11Nb alloys to dry sliding wear against hardened steel[J]. Tribology International, 2002, 35(6): 357-362.

[24] 韦江涛. 超细晶6061Al-Mg-Si铝合金的力学性能和摩擦磨损行为[D]. 镇江: 江苏大学, 2016.
WEI J T. Mechanical properties and friction and wear behavior of ultra-fine grained 6061Al-Mg-Si aluminum alloy[D]. Zhenjiang: Jiangsu University, 2016.(in Chinese)