高温氧化对SiCp/Al复合材料摩擦磨损行为的 影响

刘涣平1, 邱敬文2*, 张书璇1, 刘春轩3, 兰阳春3

¹湖南科技大学材料科学与工程学院,湖南 湘潭 ²湖南师范大学物理与电子科学学院,湖南 长沙 ³湖南湘投轻材科技股份有限公司,湖南 泸溪

收稿日期: 2025年3月20日; 录用日期: 2025年4月15日; 发布日期: 2025年4月28日

摘要

本文采用了粉末冶金法制备了SiC含量为30%体积分数SiCp/Al复合材料,并在180℃条件下进行固溶时效处理,研究了在300℃和400℃温度下氧化处理后SiCp/Al复合材料的微观组织。以GCr15小球为摩擦对偶对高温氧化后SiCp/Al复合材料进行往复式摩擦磨损实验,研究不同氧化温度对摩擦磨损行为的影响规律。结果表明:经过25h高温氧化之后,SiCp/Al复合材料的样品硬度总体都是降低的。300℃-25h试样硬度下降的原因Al2CuMg和Al2Cu在晶界析出且尺寸更加细小,破坏了晶界的连续性,引发晶界弱化。 基体中Mg元素的固溶减少,削弱了固溶强化,晶界弱化是300℃-25h试样材料损伤的主导原因。而400℃-25h试样硬度下降是因为界面处脆性的MgAl2O4相导致界面结合强度降低,热应力与MgAl2O4脆性协同作用,是造成材料损伤显著增加的主要原因;SiCp/Al复合材料经过300℃氧化处理后其磨损量增加,摩擦系数较高。而400℃-25h试样的磨损量接近于烧结态,摩擦系数较低。磨损量的差异是因为不同的硬度以及界面强度造成的,摩擦系数的差异取决于表面氧化膜的组成不同;SiCp/Al复合材料烧结态和400℃-25h试样的磨损机制主要为磨粒磨损,300℃-25h试样其磨损机制由磨粒磨损为主转变为粘着磨损为主、磨粒磨损为辅。

关键词

SiCp/Al复合材料,高温氧化,摩擦磨损

The Effect of High Temperature Oxidation on the Friction and Wear Behavior of SiCp/Al Composite Materials

Huanping Liu¹, Jingwen Qiu²*, Shuxuan Zhang¹, Chunxuan Liu³, Yangchun Lan³

¹School of Materials Science and Engineering, Hunan University of Science and Technology, Xiangtan Hunan

*通讯作者。

²School of Physics and Electronic Science, Hunan Normal University, Changsha Hunan ³Hunan Xiangtou Lightweight Material Technology Co., Ltd., Luxi Hunan

Received: Mar. 20th, 2025; accepted: Apr. 15th, 2025; published: Apr. 28th, 2025

Abstract

In this paper, SiCp/Al composites with 30% volume fraction of SiC were prepared by powder metallurgy method, and the microstructure of SiCp/Al composites after oxidation treatment at 300°C and 400°C was studied by solution aging treatment at 180°C. Reciprocating friction and wear experiments were carried out on SiCp/Al composites after high temperature oxidation using GCr15 small balls as friction pairs, and the influence of different oxidation temperatures on friction and wear behavior was studied. The results show that after 25 h of high-temperature oxidation, the sample hardness of SiCp/Al composites decreases in general. The reason for the decrease of the hardness of the sample at 300°C-25 h is that Al₂CuMg and Al₂Cu are precipitated at the grain boundary and the size is smaller, which destroys the continuity of the grain boundary and causes the weakening of the grain boundary. The reduction of the solid solution of Mg in the matrix weakened the solution strengthening, and the weakening of grain boundaries was the main reason for the material damage of the sample at 300°C-25 h. However, the decrease in hardness of the 400°C-25 h specimen is due to the decrease of the interfacial bonding strength caused by the brittle MgAl₂O₄ spinel phase at the interface, and the synergistic effect of thermal stress and MgAl₂O₄ brittleness is the main reason for the significant increase of material damage. After 300°C oxidation treatment, the wear of SiCp/Al composites increases, and the friction coefficient is high. However, the wear amount of the 400°C-25 h specimen is close to that of the sintered state, and the friction coefficient is low. The difference in the amount of wear is caused by different hardness and interfacial strength, and the difference in friction coefficient depends on the composition of the surface oxide film. The wear mechanism of SiCp/Al composites in the sintered state and 400°C-25 h samples is mainly abrasive wear, and the wear mechanism of 300°C-25 h samples is mainly abrasive wear to adhesion wear and abrasive wear is supplemented.

Keywords

SiCp/Al Composite Material, High Temperature Oxidation, Friction and Wear

Copyright © 2025 by author(s) and Hans Publishers Inc. This work is licensed under the Creative Commons Attribution International License (CC BY 4.0). http://creativecommons.org/licenses/by/4.0/

1. 引言

随着航空航天、军工、机械工业的发展,人们对复合材料的性能要求越来越高,SiCp/Al复合材料由于其具有轻质高强,耐磨损,耐腐蚀、良好尺寸稳定性的特性而受到广泛关注[1]-[4],有望在轻质高强耐磨制动领域得到应用。大多数研究者的研究集中在用 Al₂O₃、SiC、Si₃N₄和 TiC 等增强的铝基复合材料上 [5]-[8]。其中,SiC颗粒具有较高的强度,高耐磨性,优异的抗热震性,以及低的热膨胀系数[8]-[10]。但 SiCp/Al 复合材料在摩擦制动环境下不可避免将会面临高温和氧化的问题,SiCp/Al 复合材料在高温条件 下表面产生的氧化物将直接影响摩擦界面,此外高温下材料内部微观组织也会受到影响,从而影响其摩 擦磨损机制。高温氧化后 SiCp/Al 复合材料的摩擦学行为及磨损机理对于零部件的性能和服役寿命也至 关重要。王召明等[11]探究了 SiCp/A356 复合材料高温下的摩擦磨损性能,认为高温下复合材料主要发生 氧化磨损和疲劳磨损。热处理是改善材料力学性能的常用有效手段。Lakshmikanthan 等[12]探究了 T6 热处理的时效温度对双粒径 SiCp/A357 复合材料力学和摩擦学性能的影响,结果表明 4%粗颗粒 + 2%细颗粒的复合材料具有最佳耐磨性,而经 180℃时效温度处理的双粒径 SiCp/A357 力学性能和耐磨性明显提高。RAO [13]和张洋[14]等分别研究了固溶和时效处理对 Al-Cu-Mg/SiCp 复合材料摩擦磨损行为的影响,结果表明热处理后复合材料的强度、耐磨性和摩擦系数均有所提高。Aksöz 等[15]探究了 T7 热处理对真空渗透法制备的低体积分数 SiCp/AA2014 复合材料干滑动摩擦磨损性能的影响,研究表明 T7 热处理后的复合材料孔隙率降低,硬度提高,摩擦系数降低,从而提高了耐磨性。Song [16]等研究了不同温度的热循环处理对 SiCp/A356 复合材料摩擦性能的影响,结果表明,经过热循环处理后,因为第三体膜更容易在材料表面形成,导致材料的平均摩擦系数降低,当循环温度高于 200℃时,基体发生严重的机械损伤和界面退化,材料的摩擦性能迅速下降。Zhou [17]等对铸造成形铝基复合材料在 510℃进行固溶处理,并通过 180℃时效处理,然后空气冷却,研究了其摩擦磨损性能,研究结果表明,经过热处理后对铝基复合材料的硬度和抗拉强度有所提高,铝基复合材料的摩擦磨损机制是氧化磨损、粘着磨损、磨料磨损、剥离磨损、高温软化和部分熔融的复合磨损机制。其中,粘着磨损、高温基体软化和局部熔化是主要的磨损机制。

由此可见,高温将会对铝基复合材料的微观组织和力学性能产生显著的影响。但是,目前研究长时高温氧化对 SiCp/Al 复合材料的摩擦磨损行为的报道还较少。因此本文拟对 SiCp/Al 复合材料开展长时高温氧化和摩擦磨损试验,研究高温氧化对 SiCp/Al 复合材料摩擦性能和组织的影响,重点研究高温氧化 对 SiCp/Al 复合材料摩擦磨损行为的影响规律。

2. 实验

本研究采用粉末冶金法制备的 SiCp/Al 复合材料,并在 180℃下经过固溶时效处理,增强相颗粒 SiCp 平均尺寸约为 20 µm,加入量为 30 vol.%,基体为 Al-Cu-Mg 系合金。将粉末冶金烧结所得合金块体用电 火花线切割制得尺寸为 30 × 20 ×3 mm 的氧化实验样品,通过箱式电阻炉在 300℃、400℃的温度下氧化 25 h,以下将这两个试样分别命名为 300℃-25 h、400℃-25 h 试样,未氧化试样命名为烧结态。然后对以 上三个试样进行摩擦实验。滑动摩擦试验采用兰州中科凯华 GF-I 型往复摩擦磨损试验机,摩擦对偶为 φ6 mm 的 GCr15 小球,试验参数为线速度 120 mm/s,载荷设定 20 N,摩擦时间 20 min,摩擦往复行程为 10 mm。每个样品相同摩擦试验条件需要重复进行 3 次。称量试验前后样品质量,其差值为磨损质量,测量 5 次取平均值。采用高功率转靶 X 射线衍射仪对复合材料进行物相分析,通过 TESCAN-MIRA4 场发射 扫描电镜及其附带能谱仪对氧化实验的基体、氧化截面,摩擦试验过程中产生的磨痕、磨屑进行显微表 征与元素分析。

3. 结果与讨论

3.1. 烧结态以及高温氧化 SiCp/Al 复合材料微观组织

图 1 为烧结态 SiCp/Al 复合材料扫描电镜微观组织、XRD 和能谱分析。由图 1(a)大致可以看出烧结态 SiCp/Al 复合材料主要有三种不同颜色的相,灰色基体为α-Al,结合图 1(b),图 1(c)显示出白色相其成分由 Al、Cu、还有一部分 Mg 元素组成,可以推断为θ相(Al₂Cu)和 S相(Al₂CuMg)的共晶体,图 1(d)显示出灰黑色相其成分由 Si、C 元素组成,为 SiC 颗粒,少量的黑色点则为孔洞。图 1(b)根据文献报道[18],Cu/Mg 比是决定 Al-Cu-Mg 合金体系强化相的重要指标,当比值大于 8 时,主要强化相为 Al₂Cu;当比值为 4~8 时,由 Al₂Cu 和 Al₂CuMg 作为共同强化相;当比值小于 4 时,Al₂CuMg 为最有效的强化相。在本实验材料中 Cu/Mg 比最大为 3.63, Al₂CuMg 相的衍射峰强度最高,即说明含量最多,与文献中相符。



Figure 1. SEM and XRD analysis of as-sintered SiCp/Al composites: (a) as-sintered state, (b) XRD, (c) EDS of P1, (d) EDS of P2

图 1. 烧结态 SiCp/Al 复合材料 SEM 和 XRD 分析: (a) 烧结态, (b) XRD, (c) EDS of P1, (d) EDS of P2

图 2 为 SiCp/Al 复合材料烧结态、300℃-25 h 以及 400℃-25 h 试样的 XRD 分析。可以看出其主要成 分为 α-Al、Al₂Cu 相、Al₂CuMg 相、SiC、MgO、MgAl₂O₄。由于经过氧化后的 SiCp/Al 复合材料表面 Al₂O₃ 非常薄,所以在 XRD 上并未检测到 Al₂O₃ 的存在。





图 3(a),图 3(b)为 SiCp/Al 复合材料 300℃-25 h 试样氧化表面横截面微观组织照片及其能谱元素分析。从图 3(a)中可以看见极个别缺陷(如 SiC 开裂、界面脱粘)。图 3(b)中可以看出 300℃氧化 25 h 后表面 有 Al 元素、O 元素富集,形成了一层氧化膜,并且氧化膜较薄且致密。图 3(c),图 3(d)为 SiCp/Al 复合材料经过 400℃氧化 25 h 后氧化层微观组织照片及其元素能谱分析。从图 3(c)中可以看出越靠近表面,SiCp/Al 复合材料 Al 基体与 SiC 结合界面损伤越严重,结合图 3(d)能谱元素分析可以看出表面有 Al、O、Mg 元素富集,富集程度较 300℃加深,并且厚度增加,这表明两者氧化膜的组成并不相同。在高温氧化 过程中,基体中的 Mg 和 Al 元素向界面区域扩散。由于界面是材料中的高能区域(如晶界、相界或残余应 力集中区),元素在此处的扩散速率显著加快。Shi [19]等研究发现,Mg 是活泼元素,易于在界面处富集,但是 MgO 在高温下不稳定,与 Al 基体反应形成稳定的 MgAl₂O₄相。而 MgAl₂O₄ 相在界面处呈离散颗粒 或连续层状分布,与基体/颗粒的结合力较弱,在机械载荷或热应力作用下易发生界面脱粘。再结合图 2 XRD 分析可以知道还有 MgO、MgAl₂O₄ 的存在,因此推断 400℃-25 h 样品的氧化膜的组成为 Al₂O₃、MgO、MgAl₂O₄。



Figure 3. Cross-sectional SEM of oxidized surface of SiCp/Al composites after high-temperature oxidation: (a) 300°C-25 h, (b) elemental energy spectrum analysis (c) 400°C-25 h, (d) elemental energy spectrum analysis **图 3.** 高温氧化后 SiCp/Al 复合材料氧化表面横截面 SEM: (a) 300°C-25 h, (b) 元素能谱分析, (c) 400°C-25 h, (d) 元素能谱分析

图 4 为 SiCp/Al 复合材料烧结态、300℃-25 h 以及 400℃-25 h 试样的微观组织照片对比。从图 4(b)可 以看出 SiCp/Al 复合材料经过 300℃氧化 25 h 后, SiCp/Al 复合材料在晶界大量析出细小沉淀相。其原因 是 Al₂CuMg 相和 Al₂Cu 倾向于在晶界处形核,由于温度较低,原子扩散速率有限,析出相 Al₂CuMg 和 Al₂Cu 形核率高但长大速率极低,导致 Al₂CuMg 和 Al₂Cu 尺寸细小且分布均匀。有研究表明,高温下合 金元素通过固溶处理溶入基体中,形成过饱和固溶体,而后在时效阶段基体中弥散析出大量的细小沉淀 相[20]。对比烧结态可以发现有少数 SiC 颗粒与 Al 基体发生了脱粘。图 4(c)为 SiCp/Al 复合材料经过 400℃ 氧化 25 h 后基体微观组织照片,其组织与烧结态类似,并未有明显变化。但是可以看见 SiC 颗粒中间产 生了裂纹,并且 SiC 颗粒与 Al 基体界面结合较 300℃时进一步减弱。



Figure 4. SiCp/Al composite SEM after high temperature oxidation: (a) as-sintered state, (b) 300°C-25 h, (c) 400°C-25 h 图 4. 高温氧化后 SiCp/Al 复合材料 SEM: (a) 烧结态, (b) 300°C-25 h, (c) 400°C-25 h

3.2. 硬度

图 5 为 SiCp/Al 复合材料烧结态、300℃-25 h 以及 400℃-25 h 试样的硬度对比,可以发现 SiCp/Al 复合材料经过高温氧化后其硬度明显降低。在烧结态下,Al₂Cu 和 Al₂CuMg 相尺寸较大,热稳定性较高,Al₂Cu 相的四方结构能更有效阻碍位错运动,并且 SiC 颗粒与基体界面结合良好,界面处应力集中较小,所以硬度较大。SiCp/Al 复合材料经过 300℃氧化 25 h 后,Al₂Cu 和 Al₂CuMg 相尺寸减小,主要密集的分布在晶界处,破坏了晶界的连续性,并且在氧化过程中 Mg 元素向晶界扩散,导致基体中固溶的 Mg 减少,削弱了固溶强化效果,导致硬度降低。SiCp/Al 复合材料在经过 400℃氧化 25 h 后因为其组织与烧结态相比并未有所变化,但是因为界面处脆性的 MgAl₂O₄ 相,降低界面结合强度,所以硬度略低于烧结态。





3.3. 摩擦磨损实验

3.3.1. 摩擦系数与磨损量

图 6 为 SiCp/Al 复合材料烧结态、300℃-25 h 以及 400℃-25 h 试样的滑动摩擦系数与时间的关系曲 线。由图 6 可以看出 300℃-25 h 试样在摩擦前期的摩擦系数直接上升,并未经历跑合期,摩擦系数较大。 而 SiCp/Al 复合材料经过 400℃氧化 25 h 后摩擦系数明显低于 300℃-25 h 的试样,与烧结态相比,前中 期摩擦系数也是低于烧结态试样,摩擦初始阶段还经历一个较长的跑合期,后期稳定时与烧结态基本一致。结合图 3(d)的能谱分析可以看出经过 400℃氧化时,其 Mg 的富集程度要高一点,表明其氧化膜组成 与其它样品有所不同,其组成可能包含 Al₂O₃、MgO、MgAl₂O₄,这可能时导致其摩擦系数略微低于烧结 态的原因。在中后期时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[13] [21]。而 SiCp/Al 复合材料在经过 300℃氧化后,其 Mg 的富集程度较低,氧 化膜组成为一层较薄的 Al₂O₃、在摩擦过程中并未起到保护 Al 基体的作用,并且由于其硬度大幅度降低,随着往复式摩擦试验的进行,前期产生和堆积的磨屑粘附在摩擦表面,从而导致其摩擦系数持续上升。



Figure 6. Friction coefficient of SiCp/Al composites after high-temperature oxidation 图 6. 高温氧化后 SiCp/Al 复合材料摩擦系数

图 7 为摩擦试验后三个样品磨损量对比。300℃-25 h 试样磨损量最大,400℃-25 h 次之,烧结态最小。由于 300℃-25 h 试样的硬度最小,其氧化膜组成仅为较薄的一层 Al₂O₃,造成摩擦系数最高,在磨损 过程中并未对 Al 基体起到保护作用,所以导致其磨损量最大。而 400℃-25 h 试样由于硬度接近于烧结 态,表面的氧化膜组成为 Al₂O₃、MgO、MgAl₂O₄,比 300℃-25 h 试样的氧化膜更厚一点,导致其平均稳 态摩擦系数较小,在磨损前期对 Al 基体起到了一定的保护作用,所以其磨损量低于 300℃-25 h 试样。又 因为 400℃的高温导致 SiC 颗粒与 Al 基体的结合产生了不利的影响,并且还伴随有 SiC 颗粒的破碎,在 摩擦过程中更容易摩擦脱落,所以其磨损量高于烧结态。

总体上 SiCp/Al 复合材料不管是烧结态还是经过高温氧化后,其磨损量都是较低的,可能是因为 SiCp/Al 复合材料表面形成了一层连续摩擦膜。摩擦膜在摩擦过程中保持其连续性和稳定性,阻止了 SiCp/Al 复合材料和对偶球之间的直接接触,并最大限度地减少 SiCp/Al 复合材料的磨损损失。





3.3.2. 表面磨痕形貌

图 8 为摩擦试验后 SiCp/Al 复合材料烧结态、300℃-25 h 以及 400℃-25 h 试样的磨痕图。SiCp/Al 复合材料摩擦表面在暴露于大气氛围中并与其发生反应生成氧化物,如氧化铝,氧化铁等。在摩擦过程中,表层易产生大量微观缺陷,加快亚表面裂纹的形成和扩展,材料脱落后部分 SiC 颗粒暴露于表面,脱落后的片状磨屑在持续磨损过程中破碎成更小的磨屑,另外,由于 SiC 颗粒本身硬度高,在摩擦过程,脱落的 SiC 颗粒会夹杂在磨损表面之间形成磨粒磨损,从而在表面形成犁沟,从图 8(a)~(c)中可以明显看出。通常还伴随着一些粘着坑,这些粘着坑时在外加载荷作用下,摩擦力克服摩擦配副表面间的分子间作用力或固相焊合力时所形成,而这也是粘着磨损的特征。图 8(a),图 8(c)中可以看到犁沟较为明显,表明其磨损机制主要为磨粒磨损。而图 8(b)可以看到较多的粘着坑,犁沟较少,其磨损机制由磨粒磨损为主转变为粘着磨损为主、磨粒磨损为辅。结果表明,烧结态和经过 400℃氧化后 SiCp/Al 复合材料的磨损机制



Figure 8. Morphology of wear marks of SiCp/Al composites after high-temperature oxidation: (a) as-sintered state, (b) 300°C-25 h, (c) 400°C-25 h

图 8. 高温氧化后 SiCp/Al 复合材料磨痕形貌: (a) 烧结态,(b) 300℃-25 h,(c) 400℃-25 h

3.3.3. 磨屑显微形貌

图 9 为烧结态 SiCp/Al 复合材料以及高温氧化后 SiCp/Al 复合材料磨屑形貌以及能谱分析。可以看出 烧结态 SiCp/Al 复合材料和 400℃-25 h 试样磨屑多为片状或颗粒状,尺寸较均匀,而这也是磨粒磨损的 特征,300℃-25 h 试样磨屑多为块状或不规则碎片,磨屑上可能含有粘着材料。从能谱分析可以看出磨 屑中含有大量的 Fe 元素、Al 元素较少,其原因可能是在摩擦过程中,SiCp/Al 复合材料中转移的 Al 磨 粒在摩擦升温下软化,使其容易粘附在摩擦表面形成摩擦膜。但 Fe 的熔点较高,从 GCr15 小球上转移下 来的 Fe 磨粒仍具有较高的硬度,因此很容易以粒状颗粒的形式从摩擦表面逃逸。反复的摩擦使积累的摩 擦膜变薄。这种保护性摩擦膜的存在可以限制表面沟槽的形成和严重程度,减少对 SiCp/Al 复合材料基 体的损伤,使磨损损失最小化,并稳定摩擦系数,因此,碎片仅含有少量 Al 元素。综合摩擦表面形貌和 磨屑的特点,磨痕表面摩擦膜对 SiCp/Al 复合材料具有重要的保护作用。



Figure 9. Morphology of SiCp/Al composites after high temperature oxidation: (a) as-sintered state, (b) 300° C-25 h, (c) 400° C-25 h

图 9. 高温氧化后 SiCp/Al 复合材料磨屑形貌: (a) 烧结态,(b) 300℃-25 h,(c) 400℃-25 h

4. 结论

(1) SiCp/Al 复合材料在经过高温氧化后总体硬度降低。300℃-25h 试样硬度降低是因为组织中 Al₂Cu 和 Al₂CuMg 相尺寸减小,并且分布均匀,对位错运动的阻碍作用减弱,再加上界面结合强度下降,导致 硬度降低,400℃-25h 试样因为其组织与烧结态相比并未有所变化,但是因为界面结合强度降低导致硬 度略低于烧结态;300℃-25h 试样氧化膜较薄,成分较单一,在摩擦过程中不能很好的保护基体,导致摩 擦系数较高,再加上 300℃-25h 试样硬度下降,所以磨损量增加。400℃-25h 试样氧化膜厚度较 300℃-25h 试样增加,摩擦系数较低,并且由于硬度接近于烧结态,所以磨损量低于 300℃-25h 试样。

(2) SiCp/Al 复合材料经 300℃氧化 25 h 后,个别区域产生材料损伤,主要原因是氧化过程中 Mg 元 素向界面扩散导致基体固溶强化效果减弱,晶界处析出细小相,引发晶界弱化,但对整体界面损伤贡献 较小。SiCp/Al 复合材料经 400℃氧化 25 h 后, MgAl₂O₄ 相在界面处呈离散颗粒或连续层状分布。界面处 生成脆性的 MgAl₂O₄ 相,显著降低界面结合强度,再加上热应力与 MgAl₂O₄ 相脆性协同作用,引发界面 分层以及裂纹扩展,成为材料损伤的主要原因。

(3) 结果表明, SiCp/Al 复合材料烧结态和经过 400℃氧化后的磨损机制主要为磨粒磨损, 而经过 300℃ 氧化后, 其磨损机制由磨粒磨损为主转变为粘着磨损为主、磨粒磨损为辅。

基金项目

本项目获湖南省自然科学基金项目(No. 2025JJ70616),湘潭市科技计划项目(No. ZX-YB20231003), 湘西州揭榜挂帅项目(No. 2022JBGS0001)支持。感谢湖南麦格新材料技术有限公司在电镜表征上的支持。

参考文献

- Leszczyńska-Madej, B., Garbiec, D. and Madej, M. (2019) Effect of Sintering Temperature on Microstructure and Selected Properties of Spark Plasma Sintered Al-SiC Composites. *Vacuum*, 164, 250-255. https://doi.org/10.1016/j.vacuum.2019.03.033
- [2] Tao, R., Zhao, Y., Kai, X., Zhao, Z., Ding, R., Liang, L., et al. (2018) Effects of Hot Rolling Deformation on the Microstructure and Tensile Properties of an *in Situ*-Generated ZrB₂ Nanoparticle-Reinforced AA6111 Composite. *Materials Science and Engineering: A*, **732**, 138-147. <u>https://doi.org/10.1016/j.msea.2018.06.107</u>
- [3] Panwar, N. and Chauhan, A. (2018) Fabrication Methods of Particulate Reinforced Aluminium Metal Matrix Composite-A Review. *Materials Today: Proceedings*, **5**, 5933-5939. <u>https://doi.org/10.1016/j.matpr.2017.12.194</u>
- [4] El-Kady, O. and Fathy, A. (2014) Effect of Sic Particle Size on the Physical and Mechanical Properties of Extruded Al Matrix Nanocomposites. *Materials & Design* (1980-2015), 54, 348-353. <u>https://doi.org/10.1016/j.matdes.2013.08.049</u>
- [5] Chen, G., Yang, W., Ma, K., Hussain, M., Jiang, L. and Wu, G. (2011) Aging and Thermal Expansion Behavior of Si₃N_{4p}/2024Al Composite Fabricated by Pressure Infiltration Method. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 21, s262-s273. <u>https://doi.org/10.1016/s1003-6326(11)61589-6</u>
- [6] Şahin, A. and Sarioğlu, F. (1997) Effect of Reinforcements on Precipitation Behaviour in Al 7075/TiCp Composite. Scripta Materialia, 37, 1117-1121. <u>https://doi.org/10.1016/s1359-6462(97)00238-8</u>
- [7] Chu, H., Liu, K. and Yeh, J. (2001) Aging Behavior and Tensile Properties of 6061Al-0.3 μm Al₂O_{3p} Particle Composites Produced by Reciprocating Extrusion. *Scripta Materialia*, **45**, 541-546. <u>https://doi.org/10.1016/s1359-6462(01)01055-7</u>
- [8] Jin, P., Xiao, B.L., Wang, Q.Z., Ma, Z.Y., Liu, Y. and Li, S. (2011) Effect of Solution Temperature on Aging Behavior and Properties of SiCp/Al-Cu-Mg Composites. *Materials Science and Engineering: A*, **528**, 1504-1511. <u>https://doi.org/10.1016/j.msea.2010.10.075</u>
- [9] Du, Y., Zhang, P., Zhang, J. and Yao, S. (2012) Radial Distribution of SiC Particles in Mechanical Stirring of A356-SiC_p Liquid. *Journal of Materials Science & Technology*, 28, 951-955. <u>https://doi.org/10.1016/s1005-0302(12)60157-1</u>
- [10] Bathula, S., Saravanan, M. and Dhar, A. (2012) Nanoindentation and Wear Characteristics of Al 5083/SiC_p Nanocomposites Synthesized by High Energy Ball Milling and Spark Plasma Sintering. *Journal of Materials Science & Technology*, 28, 969-975. <u>https://doi.org/10.1016/s1005-0302(12)60160-1</u>
- [11] 王召明, 谢煌, 李晓文, 等. SiCP 增强铝基复合材料组织及高温摩擦磨损性能的研究[J]. 热加工工艺, 2021, 50(16): 56-61, 65.
- [12] Lakshmikanthan, A., T., R.P., Udayagiri, S.B., Koppad, P.G., Gupta, M., Munishamaiah, K., *et al.* (2020) The Effect of Heat Treatment on the Mechanical and Tribological Properties of Dual Size SiC Reinforced A357 Matrix Composites. *Journal of Materials Research and Technology*, 9, 6434-6452. <u>https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2020.04.027</u>
- [13] Rao, R.N. and Das, S. (2011) Effect of Sliding Distance on the Wear and Friction Behavior of as Cast and Heat-Treated Al-SiC_p Composites. *Materials & Design*, **32**, 3051-3058. <u>https://doi.org/10.1016/j.matdes.2011.01.033</u>
- [14] 张洋,张海燕,陈蕴博,等. 热处理对热压制备 Al-Cu-Mg/SiCp 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(S1): 356-360.
- [15] Aksöz, S., Bican, O., Çalın, R. and Bostan, B. (2013) Effect of T7 Heat Treatment on the Dry Sliding Friction and Wear Properties of the SiC-Reinforced AA 2014 Aluminium Matrix Composites Produced by Vacuum Infiltration.

Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part J: Journal of Engineering Tribology, **228**, 312-319. <u>https://doi.org/10.1177/1350650113506570</u>

- [16] Song, P., Yang, Z., Zang, J., Sun, M., Li, P. and Li, Z. (2024) Effects of Thermal Cycling Treatment on Load Bearing and Friction Behavior of SiC_p/A356 Composites. *Engineering Failure Analysis*, **156**, Article ID: 107828. <u>https://doi.org/10.1016/j.engfailanal.2023.107828</u>
- [17] Zhou, Y., Liu, X., He, G., Zhou, Z., Liao, Y., Liu, Y., et al. (2022) Mechanical Properties and Frictional Behavior of SiCp/Al-Si-Cu-Ni-Mg Hybrid Composites at an Elevated Temperature. *Industrial Lubrication and Tribology*, 75, 91-97. <u>https://doi.org/10.1108/ilt-05-2022-0168</u>
- [18] Ringer, S.P., Sakurai, T. and Polmear, I.J. (1997) Origins of Hardening in Aged Al Gu Mg (Ag) Alloys. Acta Materialia, 45, 3731-3744. <u>https://doi.org/10.1016/s1359-6454(97)00039-6</u>
- [19] Shi, Z., Ochiai, S., Hojo, M., Lee, J., Gu, M., Lee, H., et al. (2001) The Oxidation of SiC Particles and Its Interfacial Characteristics in Al-Matrix Composite. *Journal of Materials Science*, 36, 2441-2449. https://doi.org/10.1023/a:1017977931250
- [20] Ma, K., Wen, H., Hu, T., Topping, T.D., Isheim, D., Seidman, D.N., et al. (2014) Mechanical Behavior and Strengthening Mechanisms in Ultrafine Grain Precipitation-Strengthened Aluminum Alloy. Acta Materialia, 62, 141-155. <u>https://doi.org/10.1016/j.actamat.2013.09.042</u>
- [21] Sharma, S.C. (2001) The Sliding Wear Behavior of Al6061-Garnet Particulate Composites. *Wear*, **249**, 1036-1045. https://doi.org/10.1016/s0043-1648(01)00810-9