

氧化锌包覆石墨烯纳米片 /AZ31 复合材料的力学性能与热导率

安书江, 刘素清, 侯 华, 魏梦雪, 武建国

(太原科技大学材料科学与工程学院, 山西太原 030024)

摘要: 采用化学包覆法合成包覆氧化锌的石墨烯纳米片 (ZnO@GNPs), 并加入AZ31B镁合金中制备ZnO@GNPs-AZ31镁基复合材料, 测试了复合材料的力学性能和导热性能; 并利用光学显微镜、X射线衍射仪、扫描电子显微镜及能谱仪、激光导热仪对复合材料的微观组织、热导率进行了表征与分析。分析结果表明, 此方法能够控制ZnO包覆在GNPs表面, 提高GNPs与镁基体的界面结合质量, 增强了GNPs在镁合金中的分散性和润湿性, 更有利于发挥应力转移强化、细晶强化等作用, 提高材料的强度、伸长率和显微硬度。通过石墨烯在二维平面内的高导热性能, 为热量的传递提供桥梁, 复合材料0.2wt.%ZnO@GNPs-AZ31的热导率为100 W/(m·K), 相较于镁合金对照组提高了30.04%。

关键词: 搅拌铸造; AZ31镁基复合材料; 石墨烯纳米片; 力学性能; 热导率

作者简介:

安书江(1999-), 男, 硕士生, 主要研究方向为石墨烯增强镁基复合材料制备技术。E-mail: 2274142072@qq.com

通信作者:

刘素清, 女, 教授, 硕士生导师。电话: 0351-2161126, E-mail: kdlsq@tyust.edu.cn

中图分类号: TG146.2;
TG115.5

文献标识码: A

文章编号: 1001-4977(2025)
03-0327-08

基金项目:

2024 年 中 央 引 导 地 方 科 技 发 展 资 金 项 目
(YDZJSX2024D050)。

收稿日期:

2024-09-27 收到初稿,
2024-11-21 收到修订稿。

镁及镁合金具有较低的密度和良好的力学性能等特点, 在航空航天、电子产品、生物医学和能源领域等有广泛的应用前景。随着近些年来学者们对镁合金研究的更进一步深入, 通过向镁合金基体内加入增强体^[1]来开发高强镁基复合材料, 成为一个热门的研究方向^[2]。向镁合金中加入如SiC^[3]、石墨烯^[4]和碳纳米管^[5]等具有高强度、高熔点和耐腐蚀的碳材料, 可获得性能优良的镁基复合材料。但此前的研究大都局限在对复合材料力学性能增强的研究, 其实碳材料同时也是良好的导电导热材料, 以其为增强体制备复合材料, 可以突破镁合金合金化后强度提高而热导率降低的困难, 获得高强高导热镁基复合材料。如LED光源、微电子集成电路的封装材料基板以及笔记本和手机等电子产品的外壳都需要此类材料^[6], 这些材料不仅要保证较高的力学性能, 还要具备出色的导电和导热等功能特性。但是石墨烯纳米片之间强的范德华力, 以及石墨烯和镁基体间无界面反应, 润湿性差, 使石墨烯在镁合金中容易团聚而分散性差^[7]。这直接使石墨烯镁基复合材料的制备工艺复杂和工业化生产困难。因此, 迫切的需要开发一种新的处理工艺, 使石墨烯在均匀分散的同时增强界面键合。在已有的研究中, 用氧化镁和镍对石墨烯进行表面涂层^[8-9], 是实现石墨烯和镁基体良好界面结合及石墨烯在镁合金中均匀分布的成功方法。Yuan等采用机械搅拌加超声搅拌的复合搅拌方式^[8], 将石墨烯纳米片分散到AZ91合金粉末中, 然后用挤压、烧结对复合混合物进行固结, 然后进行热挤压加工。沿氧化镁[011]和镁^[20]的Mg/MgO界面的原子间错配度为6.5%。石墨烯和氧化镁纳米颗粒界面附近的晶格结构扭曲明显, 即氧化镁颗粒分别与镁基体形成了一个半相干界面, 与石墨烯形成了一个畸变区域键合界面。因此改善石墨烯和镁合金基体间的界面键合, 使复合材料的力学性能产生显著提高。

Wang等通过原位反应来润湿石墨烯与镁界面, 提高石墨烯在镁复合材料中的分散性和界面润湿性, 提高复合材料力学性能^[10]。采用共沉淀法对氧化石墨烯(GO)进行改性, 在石墨烯表面包覆氧化锌涂层, 采用超声辅助搅拌铸造法制备复合材

料。在复合材料制备过程中, 镁熔体可以与氧化锌涂层发生反应, 形成由氧化镁组成的界面产物。石墨烯在基体中的均匀分散, 与未增强的镁基体相比, 该复合材料在屈服强度、硬度和良好的延展性方面表现优异。

本研究通过铸造工艺制备石墨烯/AZ31复合材料。采用化学包覆法对石墨烯进行了表面包覆氧化锌涂层^[11], 而后采用搅拌铸造法制备了石墨烯/AZ31复合材料^[12]。测试了该复合材料的综合力学性能和热导率, 分析复合材料的界面反应、润湿性、力学性能及热导率之间的内在关系。

1 试验材料与方法

1.1 材料

镁合金选用AZ31B镁合金棒, 购自东莞旷裕金属有限公司, 化学成分如表1所示。采用干式物理催化法制备的多层石墨烯。包覆氧化锌涂层所用试剂为2 mol/L氯化锌、乙醇溶液与2 mol/L氨水。

表1 AZ31B镁合金的化学成分
Tab. 1 Chemical composition of the AZ31B alloy

								$w_B/\%$
Al	Zn	Mn	Si	Fe	Cu	Ni	Mg	
3.5	0.68	0.33	0.08	0.003	0.01	0.001	余量	

1.2 石墨烯表面氧化锌涂层制备

采用化学包覆法制备包覆氧化锌的石墨烯纳米片, 试验步骤如下: 称取0.6 g石墨烯加入无水乙醇中超声20 min; 再向石墨烯乙醇溶液中加入氯化锌溶液, 使用磁力搅拌器搅拌30 min (转速100 r/min); 继续在机械搅拌的条件下将氨水以1 mL/min的速度滴加入混合溶液中, 调控溶液pH稳定在10; 静置2 h待 $Zn(OH)_2@GNPs$ 沉淀, 溶液呈中性后, 过滤混合溶液后获得沉淀物; 将沉淀物放置在80 °C的烘干箱中干燥6 h后, 获得前驱体 $Zn(OH)_2@GNPs$ 粉末; 将粉末放入真空干燥箱在200 °C的条件下热分解6 h后获得带有氧化锌涂层的石墨烯纳米片。

1.3 复合材料的制备

通过搅拌铸造的方法制备 $ZnO@GNPs$ -AZ31复合材料, 清理低碳钢坩埚并预热至200 °C; 将600 g的AZ31B镁合金原料置于坩埚中, 并在其表面撒上覆盖剂, 预热至400 °C后, 开启氩气保护气。继续提高炉温至750 °C, 保温20 min, 待镁合金完全熔化。将炉温降至730 °C, 清理熔体捞出熔渣, 加入精炼剂, 精炼处理10 min撇清熔体表面熔渣, 并将熔体温度加热至750 °C。静置10 min, 将温度控制在650 °C, 保温10 min后, 将 $ZnO@GNPs$ 加入熔体中, 进行机械搅

拌5 min (转速200 r/min)。静置3 min后, 浇入预热至200 °C的钢模具中, 得到不同石墨烯含量的复合材料铸锭。

1.4 复合材料表征

对 $ZnO@GNPs$ 样品使用X射线衍射仪 (日本Rigaku Miniflex 600) 进行物相分析, 扫描速度为10°/min, 扫描角度为20°~80°。对铸锭进行切割, 采用线切割取金相试样、10 mm × 10 mm × 3 mm的导热试样和拉伸试样 (图1)。对试样进行打磨抛光后, 使用光学显微镜 (日本Olympus) 观察材料的显微组织, 使用显微硬度计 (HVA-1000A) 测试材料显微硬度, 在试验载荷2 N的条件下, 保压10 s进行测试。使用电子万能材料试验机 (CMT6103) 测试材料的室温力学性能。测试时, 拉伸速率为1 mm/min, 测试环境温度25 °C ± 1 °C, 不同含量的复合材料分别进行3次拉伸测试, 对结果取平均值。对氧化锌包覆石墨烯和复合材料使用扫描电镜 (德国ZEISS Sigma 300) 和能谱仪 (EDS), 观察其微观形貌。最后使用激光导热仪 (NETZSCH LFA 467) 测试复合材料的导热性能。

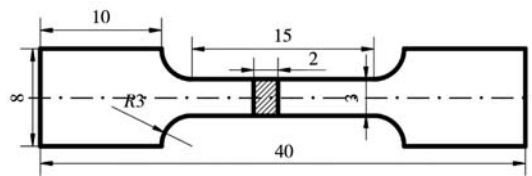


图1 拉伸试样尺寸

Fig. 1 The size of the tensile specimen

2 试验结果与分析

2.1 氧化锌包覆石墨烯的XRD图谱

从图2中可以清楚地看出, GNPs的特征衍射峰中心分别在26.3°和42.6°, 对应石墨烯的(002)和(103)。而在氧化锌包覆石墨烯的XRD图谱上, 除了石墨烯的特征衍射峰之外, 其余的特征峰与纤锌矿结

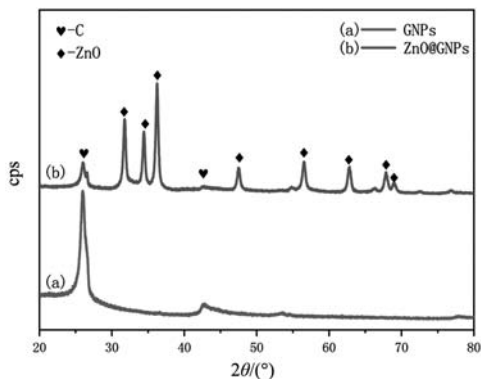


图2 GNPs和 $ZnO@GNPs$ XRD图谱

Fig. 2 XRD spectra of GNPs and $ZnO@GNPs$

构的氧化锌一致。这证明石墨烯在经过处理之后，其表面成功的包覆了一层氧化锌颗粒^[13]。

2.2 氧化锌包覆石墨烯的微观结构

图3为包覆处理后石墨烯的扫描电镜图像。可以看到氧化锌和石墨烯混合的层状结构^[14]，氧化锌涂层装饰在氧化石墨烯薄片表面。此外，由于氧化锌涂层的存在，使石墨烯纳米片被分隔开来。因此氧化锌涂层的均匀分散对于进一步分散在Mg基体中的石墨烯非常

重要。图3 (b)、图3 (c) 和图3 (d) 为C元素、O元素与Zn元素的面扫描分析结果，可以更加直观的观察ZnO涂层在石墨烯纳米片分布情况。石墨烯的主要成分为C，被ZnO遮挡后，信号强度降低。在扫描范围内的O与Zn元素，两种元素的分布基本一致，在O元素聚集的地方也有Zn元素聚集。

2.3 复合材料的光学显微组织分析

图4为ZnO@GNPs含量分别为0，0.2wt.%，

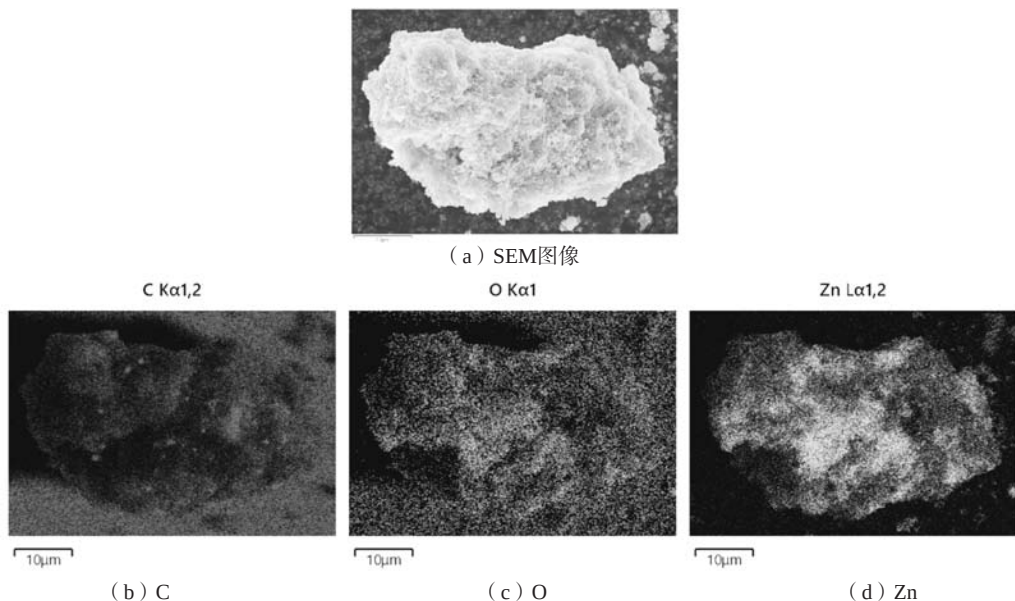


图3 ZnO@GNPs的EDS面扫描分析
Fig. 3 EDS map analysis of ZnO@GNPs

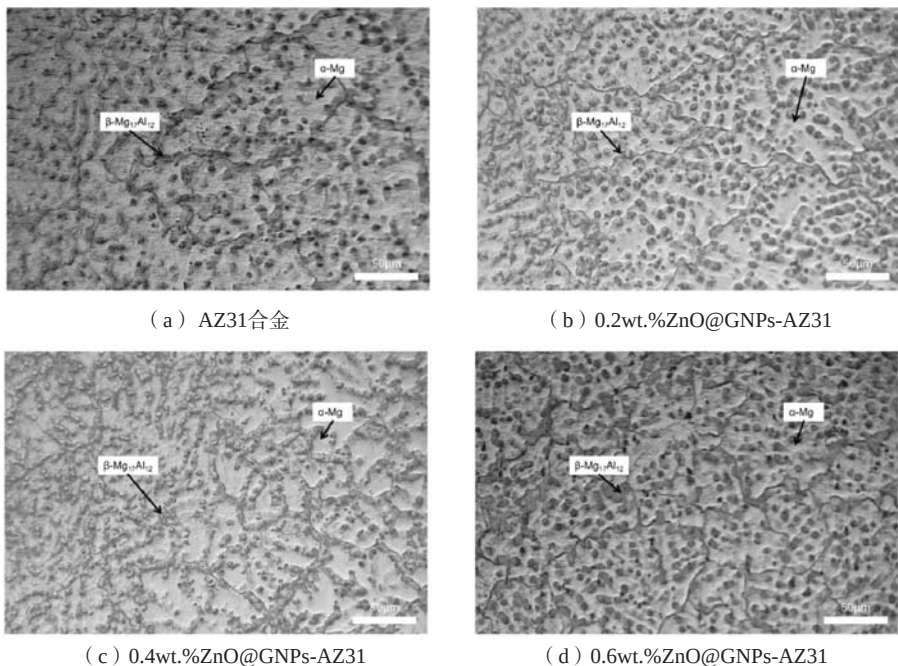


图4 AZ31合金和复合材料的显微组织
Fig. 4 Microstructure of AZ31 alloy and composite

0.4wt.%，和0.6wt.%的ZnO@GNPs-AZ31复合材料的微观组织。图4中AZ31镁合金，晶粒尺寸较复合材料更粗大，晶粒呈不规则的多边形等轴晶，在晶界处分布少量的骨骼状或点状 β - $Mg_{17}Al_{12}$ ^[15]。石墨烯细化基体组织的机理有以下三点：①ZnO@GNPs增强体加入镁合金基体后提供了大量的形核位置，促进金属凝固过程中的非均质形核，提高了形核率，细化晶粒。②石墨烯的二维结构能够阻碍初生相界面移动^[16]，延迟晶粒长大，使晶粒细化。③石墨烯的热导率远大于镁合金的热导率，镁合金凝固前沿区域的温度场会被石墨烯扰乱。石墨烯能够从初生相基体中吸收热量，增大复合材料的冷却速率，使初生相界面移动受阻，细化晶粒^[17]。金相图片经处理，得到AZ31合金的平均晶粒尺寸为63.16 μm ，0.2wt.%ZnO@GNPs-AZ31为46.43 μm ，0.4wt.%ZnO@GNPs-AZ31为42.59 μm ，0.6wt.%ZnO@GNPs-AZ31为41.31 μm 。结果如图5所示，说明加入增强体确实细化了晶粒。此外，石墨烯在凝固过程中能够抑制原子的移动，阻碍合金液中的溶质再分配。并且在镁熔体中，Zn原子比Al原子的扩散系数更高，更容易进入镁基体中形成固溶体，这一点在EDS能谱图也得到了验证。因此，Al原子向晶界处富集，促进晶界处 β - $Mg_{17}Al_{12}$ 的析出，使晶界界面宽度增加，进一步促进 $Mg_{17}Al_{12}$ 的弥散析出，起到强化效果。

2.4 复合材料的 EDS 扫描分析

为验证ZnO@GNPs在镁基体中的分布均匀性，对复合材料进行面扫描分析。图6所示为复合材料的SEM

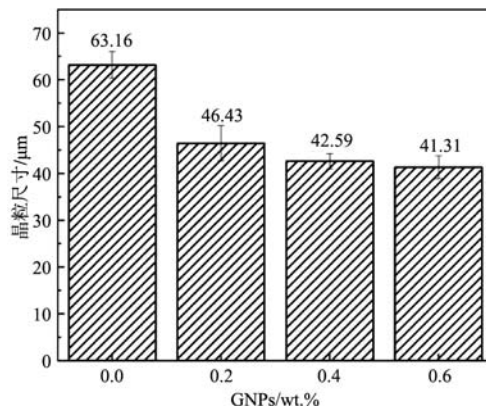


图5 复合材料在不同ZnO@GNPs含量下的平均晶粒尺寸
Fig. 5 The average grain size of composite materials under different ZnO@GNPs contents

和EDS图谱。可以分别得到Mg、Al、Zn、C和O元素的分散情况。Al元素主要分布在晶界处的第二相，对应图6的SEM图像可以确定零散的第二相为 $Mg_{17}Al_{12}$ ；Zn对比Al元素，除了晶界上，也在基体中均匀的分布。C元素来源于加入的石墨烯，尽管它的含量较小，但从图中还是可以清楚的看到石墨烯均匀的分布于复合材料中。石墨烯分散良好是因为：①在石墨烯表面涂覆氧化锌后，其氧化锌能与镁熔体发生界面反应，增加与镁基体间的润湿性，还能分隔石墨烯纳米片，防止其在基体中团聚，提高增强体分散的均匀性。②在复合材料制备过程中，对熔体进行搅拌有助于进一步的分散石墨烯。同样的，O元素来自于加入的石墨烯的氧

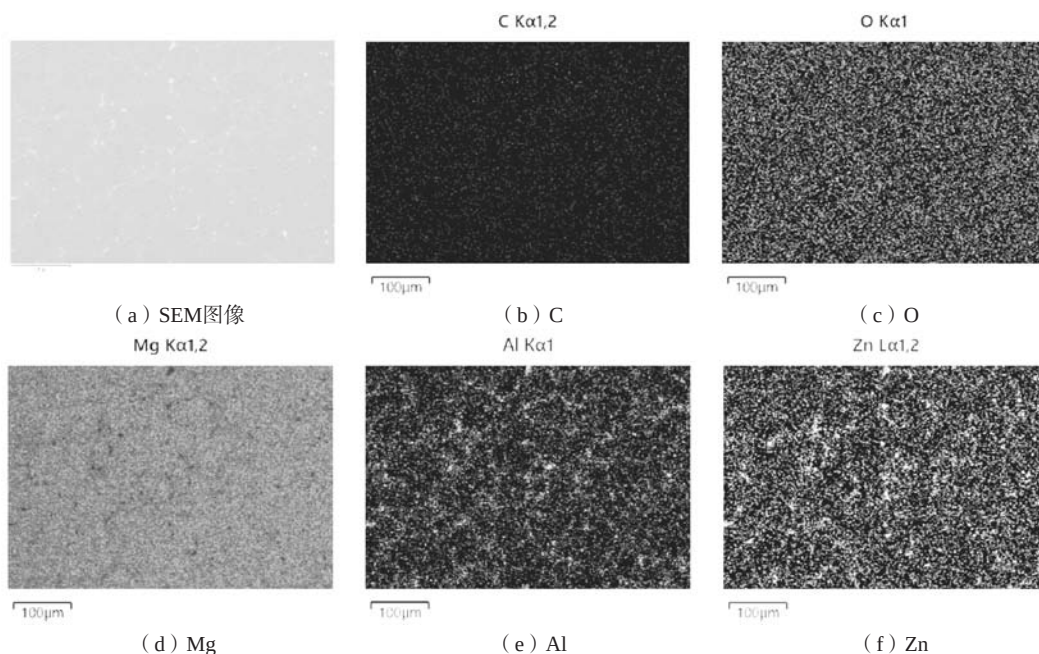


图6 复合材料的EDS面扫描分析
Fig. 6 EDS map analysis of composite materials

化物涂层,所以O元素的分布和C元素的分布具有一致性,均匀的分布于复合材料中。

2.5 复合材料的力学性能

表2为 ZnO@GNPs-AZ31复合材料抗拉强度、屈服强度、显微硬度和伸长率。由于ZnO@GNPs的加入,复合材料的力学性能都有一定的提升。当ZnO@GNPs含量为0.6 wt.%时,复合材料的抗拉强度和屈服强度分别达到了180 MPa和66 MPa,显微硬度HV和伸长率分别达到了81.9和18.6%。相较于镁合金对照组分别提高了3.4%、11.9%、35.1%和13.4%。关键在于石墨烯纳米片表面的氧化锌涂层,将石墨烯分隔开来。在向镁合金熔体中加入ZnO@GNPs时,在搅拌的作用下更容易的均匀分散在镁基体中。此外,ZnO@GNPs进入镁基体后,表面的氧化锌涂层与熔融镁基体发生反应: $\text{Mg(l)} + \text{ZnO(s)} = \text{MgO(s)} + \text{Zn(l)}$ 。形成的氧化镁的表面能相较于石墨烯的表面能更接近镁基体的表面能,因此可以促进石墨烯与镁基体的润湿,增强两者之间的界面键合。

表2 AZ31B复合材料的力学性能
Tab. 2 Mechanical properties of the AZ31B composites

合金	抗拉 强度/MPa	屈服 强度/MPa	显微硬 度HV	伸长 率/%
AZ31	174	59	60.6	16.4
0.2wt.%ZnO@GNPs-AZ31	178	62	70.6	19.9
0.4wt.%ZnO@GNPs-AZ31	179	63	78.7	23.5
0.6wt.%ZnO@GNPs-AZ31	180	66	81.9	18.6

根据复合材料的显微组织分析,均匀分散的石墨烯能够细化复合材料的晶粒大小,通过细晶强化,材料的塑性、韧性、强度和硬度都显著提升。另外,第二相 $\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ 作为硬脆相在石墨烯的影响下析出量增加,使复合材料的硬度明显增加。具体结果如图7所示,复合材料的硬度随ZnO@GNPs加入量的增加而增加。

奥罗万强化机制是复合材料的主要强化机制之一。复合材料在受载变形时,位错运动至与强化颗粒石墨烯相遇,将受到石墨烯的阻碍,难以继续运动。由于石墨烯的良好力学性能,位错无法切过石墨烯而位错线发生弯曲。随着位错线继续运动,其弯曲程度增大,最终形成包围石墨烯的位错环,剩余部分越过石墨烯后继续运动。在此过程中位错运动受到的阻力增大,复合材料的力学性能增强。

由于石墨烯的热膨胀系数(10^{-6}K^{-1})和镁的热膨胀系数($2.6 \times 10^{-7}\text{K}^{-1}$)不匹配^[18],因而在凝固过程中发生

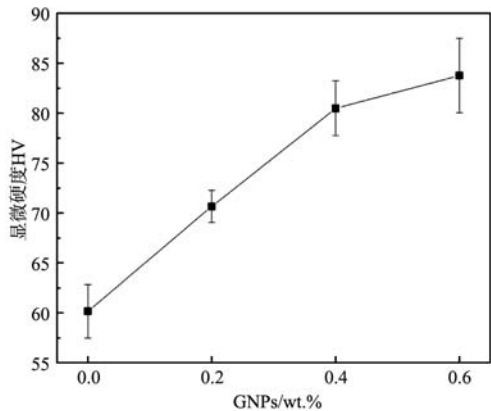


图7 ZnO@GNPs对复合材料硬度的影响
Fig. 7 Effect of ZnO@GNPs content on hardness of composites

局部塑性变形,在石墨烯周围产生高位错密度的区域来阻碍位错运动,使复合材料获得残余应力强化。这种强化机制为热失配强化。

此外,在进行拉伸性能测试时,载荷使复合材料内部产生应力,当应力达到一定值,超过了复合材料的承载极限时,复合材料会发生断裂等失效行为。通过增强体ZnO@GNPs与基体形成良好的界面结合,应力将传递到石墨烯增强体上^[19],使复合材料的整体强度提高。相较于AZ31镁合金的杨氏模量和强度,增强体ZnO@GNPs具有更高的力学性能。并且包覆的氧化锌涂层和界面反应产生的氧化镁颗粒并不会影响GNPs的力学性能,因此,在受载的情况下,复合材料的抗拉强度和屈服强度会更高。

在相同的应力作用下,复合材料的应变要比AZ31镁合金的应变大,这意味着增强体的加入使材料的塑性更好,图8为合金与复合材料的拉伸曲线对比。这是由于增强体ZnO@GNPs上ZnO会和熔融Mg发生反应,从而增强石墨烯与镁的润湿性,形成牢固的界面结合,提高载荷传递的效果。而石墨烯具有高弹性模量

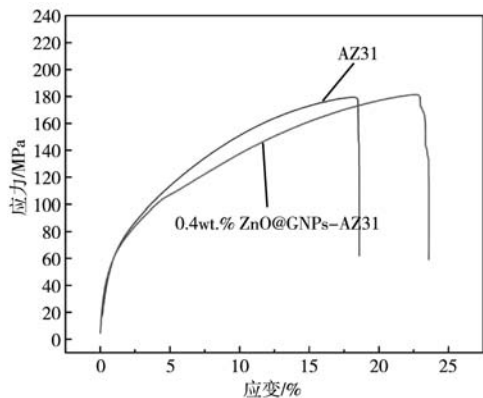


图8 复合材料的拉伸曲线
Fig. 8 Tensile curves of composite materials

能够承受较大的外力而保持结构稳定,变形时吸收大量能量而不破裂^[20];以及外来增强体增加的非均质形核点位导致的晶粒细化,使复合材料在外力的作用下塑性变形能够更加均匀的分散在更多的晶粒内,避免应力集中。在多种强化机制的共同作用下,复合材料的塑性有较大的提升。然而当加入的ZnO@GNPs达到0.6wt.%后,复合材料内析出更多的第二相, $Mg_{17}Al_{12}$ 作为硬脆相使硬度增加,但是含量增大的同时导致材料的塑性下降。

2.6 复合材料的热导率

随着大功率、高运转速率的复杂电气设备出现,迫切需要在结构设计中提高装备的散热能力。为此,我们通过材料复合的途径,加入强度高且兼具导热性能石墨烯^[21]制备ZnO@GNPs-AZ31镁基复合材料。在复合材料铸锭上切取导热试样,对其导热系数、比热容、密度和热扩散系数进行了一系列测试^[22]。最终试样的热导率由如下公式(1)计算^[23]:

$$\lambda = \alpha \cdot \rho \cdot C_p \quad (1)$$

式中: α 表示试样的热扩散系数, ρ 表示试样的密度, C_p 表示定压比热容。

石墨烯搭接在晶粒之间^[24],通过石墨烯在二维平面内的高导热性能,为热量的传递提供快速传递的桥梁^[25]。此外,石墨烯对复合材料的晶粒细化有较大的作用,同时也使复合材料内部的晶界增多,缺陷数

量增多,这一点不利于电子和声子的移动,降低了电子和声子的自由程,这导致复合材料的热扩散系数下降。镁合金同导热系数更高的铝合金相比,比热容更大,密度更小,拥有更好的散热效果,在加入0.2%石墨烯增强体后,复合材料的比热容更是增大了30.7%。石墨烯上的氧化锌涂层与镁基体反应生成氧化镁和锌,生成的氧化镁体积比氧化锌小,从而形成负压,更加促进这一反应的进行。锌原子在镁基体中的扩散系数大于铝在镁基体中的扩散系数,因此复合材料中会出现两个现象,一是反应生成的锌将更容易与镁形成固溶体,锌元素分布更广泛;在镁基体中添加固溶元素引起晶格畸变,会增强对电子和声子的散射作用,而增加相同原子量的锌和铝,锌元素引起的热导率降低更小^[26]。二是铝元素扩散被石墨烯阻拦,在晶界处富集,所形成的第二相析出量增加。第二相的形成会在复合材料中产生新的界面,界面上的晶格常数不同而导致产生不同程度的晶格畸变,也会成为电子和声子的散射源。同时,合金元素固溶到镁基体中比产生第二相对材料热导率的影响要高一个数量级^[27]。

表3为复合材料的热导性能测试结果。总之,增强体的引入一方面依靠石墨烯优良的导热性能在复合材料内部建立传热通道有利于传热,另一方面第二相的析出和Zn元素的固溶,都在复合材料内部产生了更多界面、缺陷以及晶格畸变不利于传热^[28],材料热扩散系数随增强体的含量增加总体呈降低的趋势。但是

表3 AZ31B复合材料的热导性能
Tab. 3 Thermal conductivity of AZ31B composite materials

合金	热扩散系数/($\text{mm}^2 \cdot \text{s}^{-1}$)	比热容/($\text{J} \cdot \text{g}^{-1} \cdot \text{K}^{-1}$)	密度/($\text{g} \cdot \text{cm}^{-3}$)	热导率/($\text{W} \cdot \text{m}^{-1} \cdot \text{K}^{-1}$)
AZ31	43.76	1.01	1.74	76.9
0.2wt.%ZnO@GNPs-AZ31	43.46	1.32	1.75	100.0
0.4wt.%ZnO@GNPs-AZ31	44.37	1.22	1.75	94.5
0.6wt.%ZnO@GNPs-AZ31	41.74	1.27	1.75	92.5

GNPs能够有效的吸收和传导热量,促进第二相析出,这提高了复合材料的整体热容,复合材料的比热容高于镁合金。此外材料的密度变化不大。综合以上因素,根据公式(1),热导率数值上为三者的乘积,即热扩散系数、比热容、密度的变化共同体现在了复合材料的热导率先上升后下降, ZnO@GNPs对复合材料热导率的影响如图9所示,但复合材料的热导率要比镁合金对照组更高。

综合上述对复合材料的性能研究可以看出, ZnO@GNPs对复合材料不同性能的影响趋势不同。一方面 ZnO@GNPs会细化复合材料晶粒,增强力学性能;另一方面会构建导热通道,提高材料导热性能,这两种

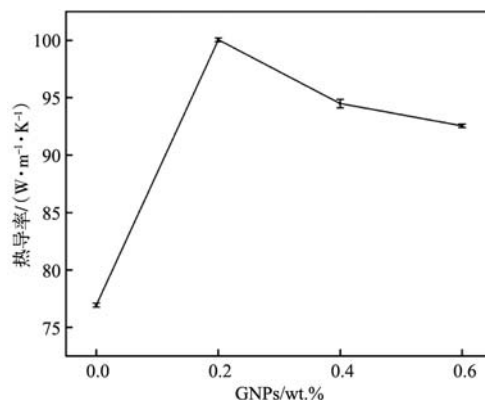


图9 复合材料的热导率

Fig. 9 Thermal conductivity of composite materials

能力与石墨烯在晶粒中的位置和姿态相关。为了平衡材料力学性能和导热性能之间的相互关系,仍需要继续深入的研究ZnO@GNPs其他含量时对复合材料的影响。

3 结论

(1) 采用化学包覆法制备了ZnO@GNPs,以此为增强体添加到AZ31B镁合金基体中,制备ZnO@GNPs-AZ31复合材料,复合材料抗拉强度、屈服强度、显微硬度(HV)都随着石墨烯加入量的增加而增加;其中性能较好的复合材料0.6wt.%ZnO@GNPs-AZ31的

上述性能分别为180 MPa、66 MPa、81.9,比镁合金对照组分别提高了3.4%、11.9%、35.1%。塑性最好的0.4wt.%ZnO@GNPs-AZ31伸长率达23.5%,比镁合金对照组提高了43.3%。

(2) 在镁合金基体中加入ZnO@GNPs,氧化锌涂层能够改善石墨烯在镁合金中的分散性和石墨烯与镁基体间的界面结合,并且细化了复合材料晶粒。

(3) 加入ZnO@GNPs后,复合材料的导热性能增加,其中复合材料0.2wt.%ZnO@GNPs-AZ31的热导率为100.0 W/(m·K),相较于基体提高了30.04%。

参考文献:

- [1] SHI H, XU C, HU X, et al. Improving the Young's modulus of Mg via alloying and compositing—a short review [J]. Journal of Magnesium and Alloys, 2022, 10 (8): 2009–2024.
- [2] PILLARI K L, LESSOWAY K, BICHLER L. Carbon nanotube and graphene reinforced magnesium matrix composites: a state-of-the-art review [J]. Journal of Magnesium and Alloys, 2023, 11 (6): 1825–1905.
- [3] ZHANG J, YANG S, CHEN Z, et al. In Situ synthesis of SiC-graphene core-shell nanoparticles using wet ball milling [J]. Ceramics International, 2018, 44 (7): 8283–8289.
- [4] MENG L, HU X, WANG X, et al. Graphene nanoplatelets reinforced Mg matrix composite with enhanced mechanical properties by structure construction [J]. Materials Science & Engineering A, 2018, 733: 414–418.
- [5] HOU J, DU W, WANG Z, et al. Combination of enhanced thermal conductivity and strength of MWCNTs reinforced Mg-6Zn matrix composite [J]. Journal of Alloys and Compounds, 2020, 838: 155573.
- [6] 王芳, 张治民, 吕猛, 等. LED泡沫金属散热器的散热性能研究 [J]. 铸造技术, 2014, 35 (1): 35–37.
- [7] MUHAMMAD R, FUSHENG P, AITAO T, et al. Development of magnesium-graphene nanoplatelets composite [J]. Journal of Composite Materials, 2015, 49 (3): 285–293.
- [8] YUAN Q, ZENG X, LIU Y, et al. Microstructure and mechanical properties of AZ91 alloy reinforced by carbon nanotubes coated with MgO [J]. Carbon, 2016, 96: 843–855.
- [9] YE J, CHEN X, LI J, et al. Microstructure and compressive properties of Mg–9Al composite reinforced with Ni-coated graphene nanosheets [J]. Vacuum, 2020, 181: 109629.
- [10] WANG M, ZHAO Y, WANG L, et al. Achieving high strength and ductility in graphene/magnesium composite via an in-situ reaction wetting process [J]. Carbon, 2018, 139: 954–963.
- [11] DU F P, TANG H, HUANG D Y. Thermal conductivity of epoxy resin reinforced with magnesium oxide coated multiwalled carbon nanotubes [J]. International Journal of Polymer Science, 2013 (1): 541823.
- [12] XIAO H, MA G, YE J, et al. Preparation of graphene reinforced AZ31B magnesium-based composites by stirring casting [J]. Vacuum, 2021, 191: 110281.
- [13] GUELTEKIN D, ALAF M, AKBULUT H. Synthesis and characterization of ZnO nanopowders and ZnO-CNT nanocomposites prepared by chemical precipitation route [J]. Acta Physica Polonica A, 2013, 123 (2): 274–276.
- [14] ZHAO R, ZHAO Z, BAI P, et al. Research on tribological behavior of graphene with in-situ MgO nanoparticles reinforced AZ91 alloy composite [J]. Composites Communications, 2022, 30: 101086.
- [15] 袁秋红, 周国华, 廖琳. 石墨烯纳米片/AZ91镁基复合材料的显微组织与力学性能 [J]. 材料导报, 2018, 32 (10): 1663–1667.
- [16] XIANG S, WANG X, GUPTA M, et al. Graphene nanoplatelets induced heterogeneous bimodal structural magnesium matrix composites with enhanced mechanical properties. [J]. Scientific Reports, 2016, 6 (1): 38824.
- [17] KANDEMIR S. Development of graphene nanoplatelet-reinforced AZ91 magnesium alloy by solidification processing [J]. Journal of Materials Engineering and Performance, 2018, 27: 3014–3023.
- [18] MENG Z, KUN Y, GUOBING W, et al. AZ31/GNP magnesium composites with excellent comprehensive mechanical properties prepared by friction stir processing and rolling [J]. Journal of Materials Research and Technology, 2023, 25: 3078–3092.

- [19] XIANG S, GUPTA M, WANG X, et al. Enhanced overall strength and ductility of magnesium matrix composites by low content of graphene nanoplatelets [J]. *Composites Part A*, 2017, 100: 183–193.
- [20] 张书维, 王琳, 潘绪全, 等. GNPs含量对2024铝合金摩擦磨损性能的影响 [J]. *铸造*, 2022, 71 (5) : 604–609.
- [21] SHAHIL M K, BALANDIN A A. Thermal properties of graphene and multilayer graphene: applications in thermal interface materials [J]. *Solid State Communications*, 2012, 152 (15) : 1331–1340.
- [22] YING T, ZHENG M Y, LI Z T, et al. Thermal conductivity of as-cast and as-extruded binary Mg–Zn alloys [J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2015, 621: 250–255.
- [23] 周丽萍, 李子昕, 张玮宸, 等. 高导热镁合金滤波器壳体压铸工艺、组织与性能研究 [J]. *铸造*, 2024, 73 (2) : 194–201.
- [24] DU X, DU W, WANG Z, et al. Ultra-high strengthening efficiency of graphene nanoplatelets reinforced magnesium matrix composites [J]. *Materials Science & Engineering A*, 2018, 711: 633–642.
- [25] ZHANG Q, TIAN W, ZHOU J, et al. An emerging class of 3D GNPs&MWCNTs structure of Mg matrix composites with improved thermal conductivity [J]. *Journal of Magnesium and Alloys*, 2023, 12 (12) : 5051–5060.
- [26] PAN H, PAN F, YANG R, et al. Thermal and electrical conductivity of binary magnesium alloys [J]. *Journal of Materials Science*, 2014, 49: 3107–3124.
- [27] 曾小勤, 王杰, 应韬, 等. 镁及其合金导热研究进展 [J]. *金属学报*, 2022, 58 (4) : 400–411.
- [28] 孙金钊, 夏鹏, 李润霞, 等. 热处理对压铸Mg-Zn-Al-Mn合金组织及性能的影响 [J]. *铸造*, 2024, 73 (5) : 596–602.

Mechanical Properties and Thermal Conductivity of ZnO-Coated Graphene Nanoplatelets/AZ31 Composites

AN Shu-jiang, LIU Su-qing, HOU Hua, WEI Meng-xue, WU Jian-guo

(School of Materials Science and Engineering, TaiYuan University of Science Technology, Taiyuan 030024, Shanxi, China)

Abstract:

ZnO-coated graphene nanoplatelets(ZnO@GNPs) were synthesized by chemical coating method, and then added to AZ31B magnesium alloy to prepare ZnO@GNPs-AZ31 magnesium-based composite materials. The mechanical and thermal conductivity properties of the composite materials were tested, and the microstructure, thermal conductivity, optical microscopy, X-ray diffraction, scanning electron microscopy, and energy dispersive spectrometry were characterized and analyzed. The analysis results showed that this method could control the ZnO coating on the surface of GNPs, improve the interface bonding quality between GNPs and the magnesium matrix, enhance the dispersion and wetting of GNPs in the magnesium alloy, and facilitate the stress transfer reinforcement, fine grain reinforcement, etc., thereby improving the material's strength, elongation, and microhardness. The two-dimensional high thermal conductivity of graphene provided a bridge for heat transfer, and the thermal conductivity of the composite material with 0.2wt.% ZnO@GNPs-AZ31 was 100 W/(m·K), which was 30.04% higher than that of the magnesium alloy control group.

Key words:

stirring casting; AZ31 magnesium based composite material; graphene nanosheets; mechanical properties; thermal conductivity
