

石墨烯含量对半固态注射成型制备镁基复合材料组织性能的影响

陈利文^{1,2,3}, 曹甲祺^{1,2,3}, 景舰辉^{1,2,3}, 赵源^{1,2,3}, 高琪淮^{1,2,3}, 王舒婷^{1,2,3}, 赵宇宏^{1,2,3,4,5}

(1. 中北大学 材料科学与工程学院, 山西 太原 030051;

2. 中北大学 教育部共建高性能铝/镁合金材料开发应用协同创新中心, 山西 太原 030051;

3. 中北大学 新材料智能铸造先进成型山西省重点实验室, 山西 太原 030051;

4. 北京科技大学 北京材料基因工程高精尖创新中心, 北京 100083;

5. 辽宁材料实验室 材料智能技术研究所, 辽宁 沈阳 110167)

摘要: 基于半固态注射成型技术制备了不同石墨烯纳米片(GNPs)含量的镁基复合材料, 系统研究了GNPs含量对复合材料微观组织、界面结构及力学性能的影响规律。以AZ91D镁合金为基体, 分别制备了GNPs质量分数为0.3%、0.6%和0.9%的复合材料。采用光学显微镜观察晶粒形貌, 利用扫描电子显微镜表征GNPs的分散状态及失效方式, 采用透射电子显微镜分析GNPs与基体的界面结构。结果表明, 适量GNPs可显著细化晶粒。GNPs质量分数从0.3%增加到0.6%时, 平均晶粒尺寸由5.5 μm 减小至3.5 μm 。GNPs质量分数由0.6%增加至0.9%时, 复合材料的平均晶粒尺寸 S_g 由3.5 μm 增加至4.2 μm 。0.6%复合材料中GNPs呈薄片状均匀分布在晶界及晶内, TEM分析显示其与镁基体形成良好的界面结合。GNPs的失效形式在断裂时分为脱粘和断裂两种。半固态注射成型过程中, 螺杆剪切作用可有效实现GNPs的均匀分散, 避免了团聚; 同时, 均匀分散的GNPs显著提升了复合材料力学性能, 抗拉强度提升了21.7%。本研究揭示了镁基复合材料中GNPs的分散行为与界面结合特征, 为高性能镁基复合材料的设计与制备提供了实验依据。

关键词: 半固态注射成型; 镁基复合材料; 界面结构; 石墨烯纳米片

中图分类号: TG146.2 **文献标识码:** A **doi:** 10.62756/jnuc.issn.1673-3193.2025.11.0017

引用格式: 陈利文, 曹甲祺, 景舰辉, 等. 石墨烯含量对半固态注射成型制备镁基复合材料组织性能的影响[J]. 中北大学学报(自然科学版), 2026, 47(2): 156-163.

CHEN Liwen, CAO Jiaqi, JING Jianhui, et al. Effect of graphene content on the microstructure and properties of magnesium matrix composites fabricated by semi-solid injection molding[J]. Journal of North University of China(Natural Science Edition), 2026, 47(2): 156-163.

Effect of Graphene Content on the Microstructure and Properties of Magnesium Matrix Composites Fabricated by Semi-Solid Injection Molding

CHEN Liwen^{1,2,3}, CAO Jiaqi^{1,2,3}, JING Jianhui^{1,2,3}, ZHAO Yuan^{1,2,3}, GAO Qihuai^{1,2,3},
WANG Shuting^{1,2,3}, ZHAO Yuhong^{1,2,3,4,5}

(1. School of Materials Science and Engineering, North University of China, Taiyuan 030051, China;

收稿日期: 2025-11-10

基金项目: 国家自然科学基金资助项目(U25A20286, 52275390, 52375394, U23A20628); 国家外国专家项目(S20250277); 山西省外国专家项目(202504051012025); 山西省科技重大专项计划“揭榜挂帅”项目(202301050201004)

作者简介: 陈利文(1986—), 男, 副教授, 博士, 主要从事镁基复合材料半固态铸造工艺研究。E-mail: chenliwen@nuc.edu.cn.

2. MOE Jointly Collaborative Innovation Center for High-Performance Al/Mg Based Materials,
North University of China, Taiyuan 030051, China;
3. Shanxi Key Laboratory of Intelligent Casting and Advanced Forming for New Materials,
North University of China, Taiyuan 030051, China;
4. Beijing Advanced Innovation Center for Materials Genome Engineering,
University of Science and Technology Beijing, Beijing 100083, China;
5. Institute of Materials Intelligent Technology, Liaoning Academy of Materials, Shenyang 110167, China)

Abstract: Magnesium matrix composites with different graphene nanoplatelet (GNPs) contents were fabricated based on thixomolding technology, and the effects of GNPs content on the microstructure, interfacial structure, and mechanical properties of the composites were systematically investigated. Using AZ91D magnesium alloy as the matrix, composites with GNPs mass fraction of 0.3%, 0.6%, and 0.9% were prepared. The grain morphology was observed by optical microscopy, the dispersion state and failure mode of GNPs were characterized by scanning electron microscopy, and the interfacial structure between GNPs and the matrix was analyzed by transmission electron microscopy. The results show that an appropriate amount of GNPs significantly refines the grains. When the GNPs mass fraction increased from 0.3% to 0.6%, the average grain size decreased from 5.5 μm to 3.5 μm . However, when the GNPs mass fraction further increased from 0.6% to 0.9%, the average grain size increased from 3.5 μm to 4.2 μm . In the composite with 0.6% GNPs, the GNPs were uniformly distributed as thin flakes at both grain boundaries and within the grains, and TEM analysis revealed good interfacial bonding with the magnesium matrix. The failure modes of GNPs during fracture were classified into debonding and fracture. During the thixomolding process, the screw shear effectively achieved uniform dispersion of GNPs and prevented agglomeration; meanwhile, the uniformly dispersed GNPs significantly enhanced the mechanical properties of the composite, increasing the ultimate tensile strength by 21.7%. This study reveals the dispersion behavior and interfacial bonding characteristics of GNPs in magnesium matrix composites, providing an experimental basis for the design and fabrication of high-performance magnesium matrix composites.

Key words: semi-solid injection molding; magnesium matrix composites; interface structure; graphene nanoplatelet

0 引言

镁及其合金具备优异的加工性能与物理性能,但其较差的耐腐蚀性、有限的高温性能以及较低的强度和弹性模量,限制了其在现代工业中的进一步应用,难以满足对镁及镁基复合材料日益提升的要求^[1-2]。目前,提升镁合金性能的主要途径包括基体合金化与复合化。其中,复合化通过在镁基体中引入合适的增强相,并使其实现特定分布,从而设计出能够适应复杂性能需求的复合材料^[3-6]。

石墨烯纳米片(GNPs)是一种由碳原子通过 sp^2 杂化形成的二维碳材料,具有六方蜂巢状晶格结构。由于其独特的结构,GNPs表现出高强度、高硬度、优异的导电导热性能,其弹性模量最高可达1 TPa,被认为是提升复合材料综合性能的理想增强体之一^[7-9]。然而,石墨烯层间存在的范德

华力易导致其在基体中发生团聚,这一问题制约了以其作为增强体的复合材料在实际中的应用,也成为镁基复合材料发展的关键挑战^[10-12]。

龙敏等^[13]在AZ91合金粉末中添加0.2%石墨烯,并采用真空热压烧结工艺制备了石墨烯增强镁基复合材料。Xiang等^[14]制备了复合材料,首先将GNPs与镁粉置于PVA溶液中进行混合,然后进行过滤干燥,将Mg-6Zn熔体加热至半固态温度区间,放入混合后的材料进行机械搅拌,再次加热至700℃进行超声处理,最后倒入模具中获得试样。该工艺成功实现了GNPs的均匀分布,从而显著提升了材料的力学性能。Kavimani等^[5]则采用溶剂处理、机械合金化、冷压及氩气气氛中560℃烧结的工艺,成功将0.2%~0.5%的还原氧化石墨烯纳米片均匀分散于AZ31镁合金中。

在传统铸造工艺中,GNPs在熔炼过程中易漂浮

于熔体表面,导致了团聚现象。而半固态注射成型工艺借助螺杆搅拌使半固态浆料承受较高的剪切速率,同时浆料本身具备高粘度特性,这两个因素共同作用可有效抑制GNPs的团聚^[15]。因此,系统研究增强体在复合材料中的分散行为,对优化材料设计、提升性能稳定性具有重要理论意义,也为该类复合材料的实际应用提供了科学依据。

本文聚焦于石墨烯增强镁基复合材料,旨在探究不同GNPs含量对其性能的影响,以确定最佳添加量,从而为镁基复合材料在实际工程中的应用提供理论支撑。

1 实验材料及分析方法

1.1 实验材料及设备

本研究所采用的基体材料为AZ91D镁合金,其化学成分如表1所示。需提前采用加工设备将AZ91D镁合金铸锭粉碎为镁合金颗粒。

表1 AZ91D基体成分
Tab. 1 AZ91D matrix composition %

ω_{Al}	ω_{Zn}	ω_{Mn}	ω_{Si}	ω_{Fe}	ω_{Cu}	ω_{Ni}	ω_{Mg}
8.3	0.54	0.23	≤ 0.05	≤ 0.04	≤ 0.08	≤ 0.08	余量

增强体材料为GNPs,相关的参数如表2所示。

表2 GNPs性能参数
Tab. 2 GNPs performance data

厚度/nm	直径/ μm	表面积/ $(m^2 \cdot g^{-1})$	态密度/ $(g \cdot cm^{-3})$	表观密度/ $(g \cdot cm^{-3})$
3~10	5~10	31.657	0.075	0.050

1.2 制备工艺与设备

本研究采用半固态注射成型技术来制备GNPs/AZ91D镁基复合材料。首先将不同质量分数的GNPs(0.3%、0.6%、0.9%)与镁颗粒混合,并通过注射成型机进行材料定量输送和加热混合,在螺杆的旋转剪切和料管加热的双重作用下,材料被高效地搅拌和混合,形成均匀的浆料。

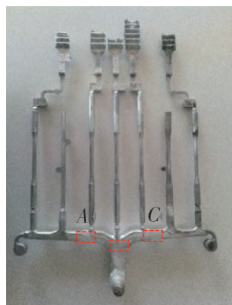


图1 半固态注塑GNPs/AZ91D镁基复合材料铸锭
Fig. 1 Semi-solid injection molded GNPs/AZ91D magnesium matrix composite ingot

为了确保模具的温度和表面状态达到最佳,采用模温机对模具进行预热,直至温度稳定在275℃,随后对模具进行表面处理,确保达到最佳成型条件;最后通过合模、高速射出成型和开模取出铸件完成整个制备过程。铸件示意图如图1所示。

1.3 分析测试

制备出GNPs质量分数分别为0.3%、0.6%、0.9%的3个石墨烯复合镁基材料铸件后,分别在如图1红框内的浇道处取样,采用DK7753型号的线切割机从铸件浇道处切割出约10 mm×10 mm×10 mm的试样,以便进行后续观察。将切割好的试样分别使用600~3 000目(25~5 μm)的砂纸进行打磨,然后在金相抛光机进行抛光,采用3%的硝酸酒精进行腐蚀。最后使用Leica DMi8型金相显微镜进行金相组织观察并用HITACHI SU5000型扫描电镜和高分辨率透射电镜对微观组织形貌进行微观表征。利用Image-Pro plus图像分析软件对试样形状因子(S_f)进行分析, S_f 计算公式为^[16]

$$S_f = \frac{\sum_{i=1}^N \frac{4\pi A}{P^2}}{N}, \quad (1)$$

式中: A 为晶粒的面积; P 为晶粒的周长; S_f 在0~1之间,越趋近于1说明晶粒越圆整。

使用AG-XPLUS型电子万能试验机在室温下对拉伸试样进行拉伸,拉伸试样的尺寸处理遵循国标GB/T228.1—2010的标准,拉伸速率为0.2 mm/min。

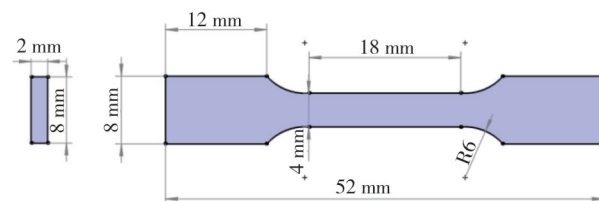


图2 拉伸试样尺寸

Fig. 2 Tensile specimen dimensions

2 实验结果与分析

2.1 微观组织

图3为不同GNPs质量分数(0.3%、0.6%、0.9%)下的GNPs/AZ91D镁基复合铸锭的OM图像。可以发现,当GNPs的质量分数由0.3%逐步提升至0.6%时,由熔体凝固后生成的晶粒(二次 α -Mg

晶粒)的平均晶粒尺寸 S_g 明显减小。在GNPs质量分数为0.3%时,平均晶粒尺寸为 $5.5\ \mu\text{m}$ 。当GNPs质量分数达到0.6%时,平均晶粒尺寸减小至 $3.5\ \mu\text{m}$ 。随着GNPs的加入,形状因子 S_f 由0.86减小至0.55。但对于图3(e)和图3(f),当GNPs质量分数由0.6%增加至0.9%时,复合材料的平均晶粒尺寸 S_g 由 $3.5\ \mu\text{m}$ 增加至 $4.2\ \mu\text{m}$,且形状因子 S_f 也由0.55增加至0.63,晶粒尺寸略有增大且圆整度下降,这是由于GNPs团聚导致晶粒细化效果降低。

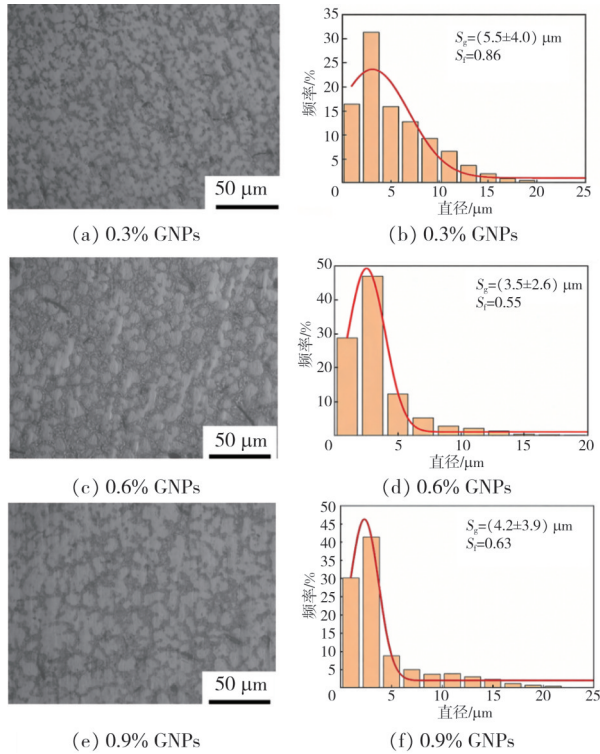


图3 不同GNPs质量分数下复合材料的OM微观形貌和晶粒大小的分布图

Fig. 3 Distribution of OM micromorphology and grain size of composites with different GNPs mass fraction

导致晶粒细化的原因有两个:一是在形核阶段,GNPs作为异质形核基底,显著提高了非均质形核的数量;二是在晶粒长大过程中,晶核数目很多,在自身长大的同时有效限制了其他晶粒的生长空间,进而促进了晶粒的细化。

图4为不同GNPs质量分数(0.3%、0.6%、0.9%)下合成的GNPs/AZ91D镁基复合铸锭的SEM图像和碳元素分布图。图4(a)~图4(c)为石墨烯复合镁基材料的SEM图,浅色部分为镁基体,部分深色部分为GNPs。可以看出,当GNPs质量分数较低(0.3%)时,能明显观察到GNPs在基体中存在的形态为长条状。当GNPs质量分数为0.6%时,其分布状态呈现出高度均匀性,GNPs均匀地分散于基体

材料中。在进一步增加GNPs质量分数的过程中,当GNPs质量分数提升至0.9%时,部分石墨烯片层开始出现了轻微的团聚现象(石墨烯纳米片的厚度大幅度增加),由于团聚的石墨烯纳米片片层间结合不紧密,在负载过程中会成为裂纹萌生的源头。分散效果下降时进一步提高GNPs质量分数对复合材料产生了不利影响,导致复合材料的性能有所降低。

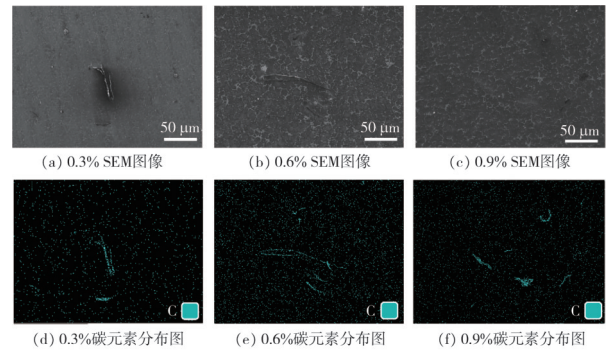


图4 不同GNPs质量分数复合材料的SEM图像和碳元素分布图

Fig. 4 SEM images and carbon element distribution maps of composites with different GNPs mass fraction

图5为GNPs质量分数为0.3%时GNPs/AZ91D镁基复合铸锭的SEM图像及Mg、Al、C、Zn元素面扫图像。

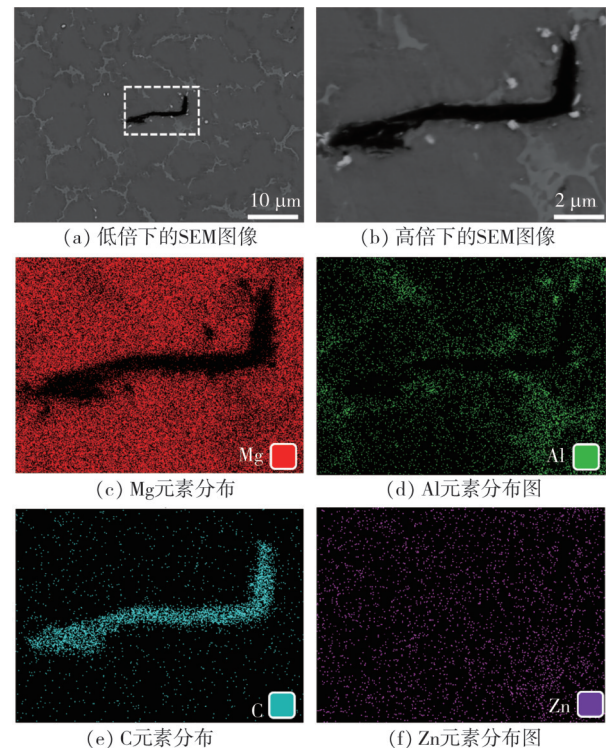


图5 石墨烯复合镁基材料(质量分数0.3%)的SEM图像及Mg、Al、C、Zn元素面扫图像

Fig. 5 SEM images of the graphene-reinforced magnesium matrix composite (mass fraction of 0.3%) and elemental mapping images of Mg, Al, C, and Zn

从图 5(a) 中可以观察到石墨烯纳米片周围的组织无明显缺陷, 表明组织致密。对石墨烯纳米片放大(如图 5(b))进行观察, 发现石墨烯纳米片两侧分布着短棒状的 $\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ 相, 证明其分布在晶界周围。在石墨烯纳米片与基体之间没有发生间隙。

图 6 为 GNP 质量分数为 0.6% 时 GNP/AZ91D 镁基复合铸锭的 SEM 图像及 Mg、Al、C、Zn 元素面扫图像。从图 6(a) 中可以观察到石墨烯纳米片横跨在多个晶粒之间。由图 6(b) 可以发现, 石墨烯纳米片之间并没有明显的裂缝和气孔, 在负载过程中可以有效提高材料的强度。

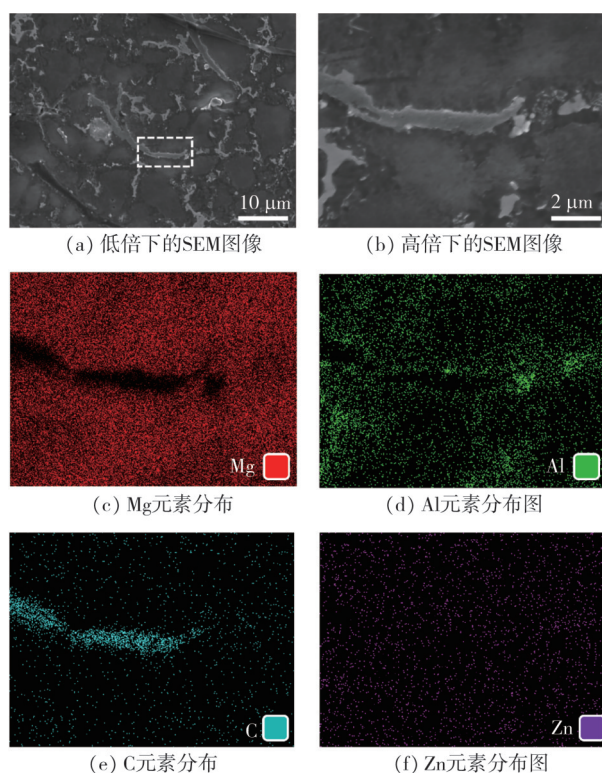


图 6 石墨烯复合镁基材料(质量分数 0.6%)的 SEM 图像及 Mg、Al、C、Zn 元素面扫图像

Fig. 6 SEM images of the graphene-reinforced magnesium matrix composite (mass fraction of 0.6%) and elemental mapping images of Mg, Al, C, and Zn

图 6(b) 的 EDS 分析结果如图 7 所示。对于 GNP 质量分数为 0.6% 时的复合材料的试样, 在 GNP 出现团聚现象的附近选取区域进行 EDS 表征。如图 7(a) 所示, 选取 GNP 附近的成分有所差异且明暗不一致的 3 个点: 点 A、点 B、点 C。图 7(b)~图 7(d) 分别表征出点 A、点 B、点 C 处的 EDS 谱图。结果表明, 点 A 所在位置为 $\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ 相, 点 A 处的主要成分是 Al, 而且该处 C 含量很低; 点 B 处含量最多的成分为 C, 表明点 B 处的浅色长条状颗粒为加入基体中的 GNP, 可以观察到 GNP 分布在晶界周

围; 而点 C 处的 Mg 含量最高, 表明此处为基体合金镁。这与上述的分析结果一致。

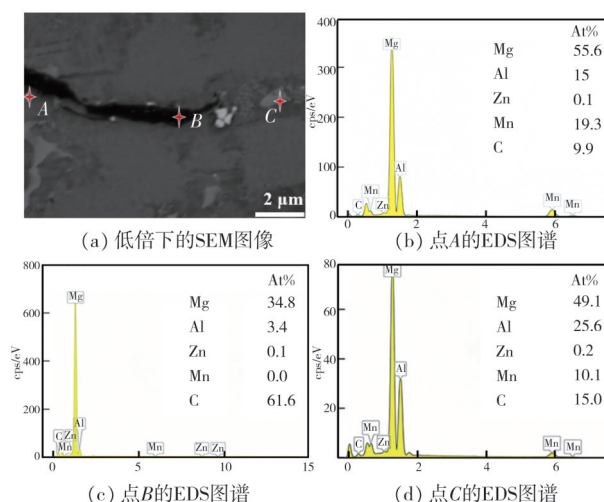


图 7 石墨烯复合镁基材料(质量分数 0.6%)的 EDS 分析
Fig. 7 EDS analysis of graphene composite magnesium-based materials (mass fraction of 0.6%)

图 8 为 GNP 质量分数 0.9% 时 GNP/AZ91D 镁基复合铸锭的 SEM 图像及 Mg、Al、C、Zn 元素面扫图像。

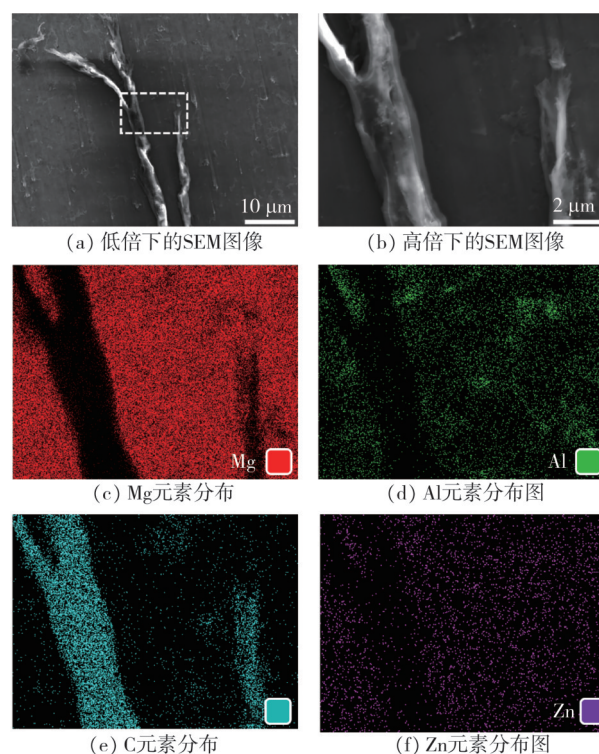


图 8 石墨烯复合镁基材料(质量分数 0.9%)的 SEM 图像及 Mg、Al、C、Zn 元素面扫图像

Fig. 8 SEM images of the graphene-reinforced magnesium matrix composite (mass fraction of 0.9%) and elemental mapping images of Mg, Al, C, and Zn

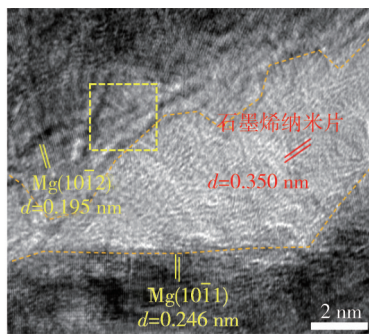
从图 8(a) 可以观察到石墨烯纳米片在基体中以团聚的形态存在, 在大倍数下可以观察到团聚的石

墨烯纳米片厚度超过 $2\ \mu\text{m}$, 这在负载的过程中可能会成为裂纹萌生源。

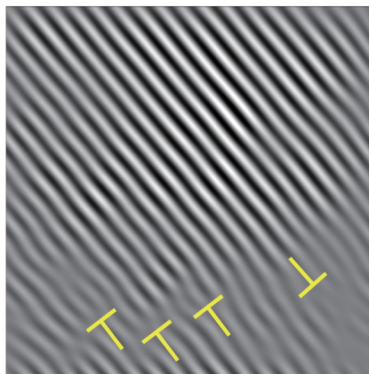
综上所述, GNP 质量分数增加至 0.9% 时, GNP 在基体中的分散效果最差, 当 GNP 质量分数增加到 0.6% 时, 可以观察到 GNP 分散均匀, 从而能够与细晶强化协同作用, 进而提升石墨烯复合镁基材料的综合性能。

2.2 界面结合机理

在 GNP/AZ91D 镁基复合铸锭中, 界面结构至关重要。图 9 为采用高分辨透射电镜对石墨烯复合镁基材料(0.6%)中的 GNP/Mg 界面进行表征的结果, 可以看出, GNP 嵌入了镁合金基体中。在复合材料中观察到 Mg 元素, 其测量的间距 d 为 $0.195\ \text{nm}$ 和 $0.246\ \text{nm}$, 分别对应于 $(10\bar{1}2)$ 和 $(10\bar{1}1)$ 面。



(a) HRTEM 图像



(b) 黄色方框内部的 IFFT 图像

图 9 石墨烯复合镁基材料的 TEM 图像

Fig. 9 TEM images of graphene composite magnesium-based materials

同时, 具有 $0.350\ \text{nm}$ 的晶面间距的 GNP 分布在 Mg 基体之间, GNP 在基体材料中表现出良好的分散性。同时, GNP 与 Mg 基体之间建立了坚实而稳固的界面连接, 这种牢固的界面结合为复合材料的性能提供了强有力的保障。在图 9(b)

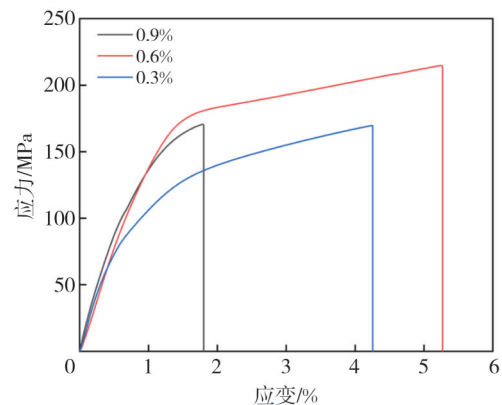
(Mg/GNP 界面的逆傅里叶转变图像) 中发现存在大量位错, 这归因于 Mg/GNP 界面处晶格结构的畸变, 形成了高密度的位错网。另外, 在界面处没有气孔、夹杂等杂质的干扰, 也未发现界面处有不良反应物的生成。

在 GNP/AZ91D 镁基复合铸锭中, GNP 与镁基体间产生了稳固的界面结合。这种界面结合的程度是保证复合材料界面结构质量的关键指标之一。同时, 在界面中, GNP 在基体中分布均匀, 无其他杂质的破坏, GNP 的结构保持较为完整。

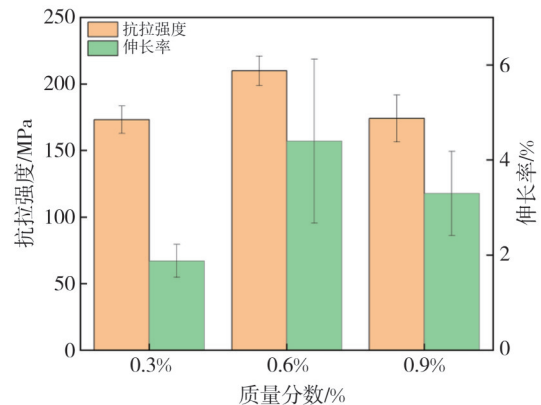
3 力学性能与强化机制

3.1 复合材料的力学性能

对制备的 GNP/AZ91D 镁基复合铸锭试样进行力学性能分析。如图 1 所示, 在复合材料试样上 A、C 部位分别取样。图 10 为在不同 GNP 质量分数(0.3% 、 0.6% 、 0.9%)下测试出的铸件的抗拉强度和伸长率。



(a) 应力应变曲线



(b) 力学性能

图 10 力学性能

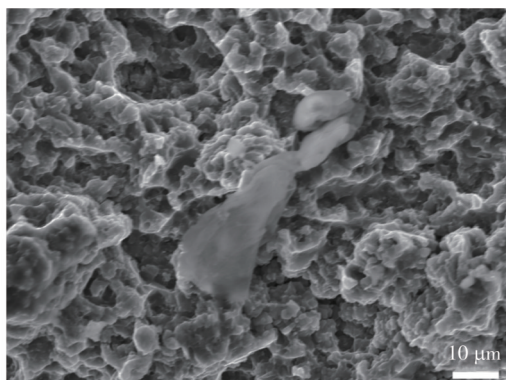
Fig. 10 Mechanical properties

从图 10 中可以看出,随着 GNP 质量分数的增加,材料的力学性能呈现出先高后低的趋势。具体而言,当 GNP 质量分数达到 0.6% 时,材料的抗拉强度和伸长率均达到了峰值,这标志着此时材料的力学性能达到了最优状态。进一步分析发现,在 GNP 质量分数从 0.3% 增加至 0.6% 的过程中,材料的抗拉强度和伸长率均有所增强,其中抗拉强度提升了 21.7%。

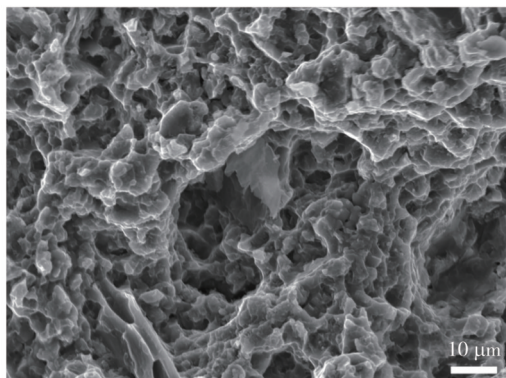
当 GNP 质量分数进一步增加至 0.9% 时,材料的抗拉强度和伸长率均出现了下滑,这表明 GNP 质量分数过高会导致力学性能的下降。通过分析可知,这是由于 GNP 质量分数较高时,GNP 在基体中的分散效果下降,出现了团聚。因此,GNP 的均匀分散对复合材料的力学性能起着决定性的影响,添加适当质量分数的 GNP 对材料性能的改进与提升有显著作用。

3.2 断裂机制

GNP 的分散效果会直接影响复合材料在载荷作用下的断裂方式,由上述分析可知 GNP 分散效果越好极限抗拉强度越高,在负载过程中 GNP 的增强效果主要受到分散效果的影响,具体作用机制将在下面详细解释。



(a) 脱粘



(b) 断裂



(c) 断裂机理示意图

图 11 GNP 断裂机理

Fig. 11 Failure mechanism of GNP

GNP 与基体间的紧密结合在拉伸过程中可以有效阻止裂纹扩展。作为硬质相的 GNP 阻挡裂纹继续扩展直至断裂。由图 11(c) 可以看出拉伸过程中 GNP 在载荷作用下被拉断。但是仍有部分区域因 GNP 分散差,导致其与基体间的结合较差,在施加载荷时发生脱黏导致 GNP 失去增强作用,反而会成为裂纹萌生的部位,降低了复合材料的性能,由于 GNP 和基体间的结合较差,导致拉伸过程中 GNP 从基体中被拔出(如图 11(b) 所示),使得复合材料的抗拉强度降低。

4 结论

本文采用半固态注射成型技术制备了石墨烯纳米片(GNP)增强镁基复合材料,系统研究了 3 种 GNP 质量分数(0.3%、0.6%、0.9%)对材料微观结构与性能的影响。主要结论如下:

1) 当 GNP 质量分数由 0.3% 增至 0.6% 时,复合材料的晶粒得到有效细化,晶粒形态趋于圆整;但当质量分数进一步提高至 0.9% 时,GNP 发生团聚,细化效果减弱,力学性能随之下降。

2) SEM 及元素面扫描分析结果表明,GNP 质量分数为 0.6% 时,其在镁基体中分散最为均匀,且以片状形态分布于晶界。

3) 界面结构显示,GNP 与镁基体之间形成了良好的界面结合,这是提升复合材料力学性能的关键因素。

利益冲突声明/Conflict of Interests

所有作者声明不存在利益冲突。

All authors declare no relevant conflict of interests.

参考文献:

- [1] 陈利文,赵宇宏,孙晓平,等. ZM5 镁合金隔板件挤压铸造工艺研究[J]. 特种铸造及有色合金, 2023, 43 (7): 865-870.
- CHEN Liwen, ZHAO Yuhong, SUN Xiaoping, et al. Squeeze casting technology of ZM5 magnesium alloy baffle[J]. Special Casting & Nonferrous Alloys, 2023,

- 43(7): 865-870. (in Chinese)
- [2] 景舰辉, 陈利文, 孙晓平, 等. 热处理对间接挤压铸造 ZM5 镁合金隔板组织性能影响[J]. 特种铸造及有色合金, 2023, 43(9): 1168-1175.
JING Jianhui, CHEN Liwen, SUN Xiaoping, et al. Influence of heat treatment on microstructure and properties of indirect squeeze casting ZM5 magnesium alloy baffle [J]. Special Casting & Nonferrous Alloys, 2023, 43(9): 1168-1175. (in Chinese)
- [3] UMEDA J, KAWAKAMI M, KONDOH K, et al. Microstructural and mechanical properties of titanium particulate reinforced magnesium composite materials [J]. Materials Chemistry and Physics, 2010, 123(2/3): 649-657.
- [4] CHEN L W, JING J H, ZHANG L L, et al. Corrosion behavior of graphene nanosheets reinforced magnesium matrix composites in simulated body fluids [J]. Acta Metallurgica Sinica (English Letters), 2024, 37(3): 525-536.
- [5] KAVIMANI V, PRAKASH K S, THANKACHAN T. Influence of machining parameters on wire electrical discharge machining performance of reduced graphene oxide/magnesium composite and its surface integrity characteristics [J]. Composites Part B: Engineering, 2019, 167: 621-630.
- [6] 李顺林, 卢翔, 朱正吼, 等. 金属基纳米复合材料的制备技术研究[J]. 南京航空航天大学学报, 2003, 35(5): 572-578.
LI Shunlin, LU Xiang, ZHU Zhenghou, et al. Preparation technology in metal-matrix nanocomposites [J]. Journal of Nanjing University of Aeronautics & Astronautics, 2003, 35(5): 572-578. (in Chinese)
- [7] KIM K T, DAO T D, JEONG H M, et al. Graphene coated with alumina and its utilization as a thermal conductivity enhancer for alumina sphere/thermoplastic polyurethane composite [J]. Materials Chemistry and Physics, 2015, 153: 291-300.
- [8] CHEN L W, ZHAO Y H, LI M X, et al. Reinforced AZ91D magnesium alloy with thixomolding process facilitated dispersion of graphene nanoplatelets and enhanced interfacial interactions [J]. Materials Science and Engineering: A, 2021, 804: 140793.
- [9] CHEN L W, ZHAO Y H, HOU H, et al. Development of AZ91D magnesium alloy-graphene nanoplatelets composites using thixomolding process [J]. Journal of Alloys and Compounds, 2019, 778: 359-374.
- [10] SHI H L, WANG X J, ZHANG C L, et al. A novel melt processing for Mg matrix composites reinforced by multiwalled carbon nanotubes [J]. Journal of Materials Science & Technology, 2016, 32(12): 1303-1308.
- [11] WU Y H, ZHAN K, YANG Z, et al. Graphene oxide/Al composites with enhanced mechanical properties fabricated by simple electrostatic interaction and powder metallurgy [J]. Journal of Alloys and Compounds, 2019, 775: 233-240.
- [12] KIM K T, DAO T D, JEONG H M, et al. Graphene coated with alumina and its utilization as a thermal conductivity enhancer for alumina sphere/thermoplastic polyurethane composite [J]. Materials Chemistry and Physics, 2015, 153: 291-300.
- [13] 龙敏, 管晓光, 马梦祺, 等. 烧结工艺对石墨烯镁基复合材料组织及性能影响 [J]. 炭素, 2019(4): 14-18.
LONG Min, GUAN Xiaoguang, MA Mengqi, et al. Effect of sintering process on microstructure and properties of graphene magnesium matrix composite [J]. Carbon, 2019(4): 14-18. (in Chinese)
- [14] XIANG S L, WANG X J, GUPTA M, et al. Graphene nanoplatelets induced heterogeneous bimodal structural magnesium matrix composites with enhanced mechanical properties [J]. Scientific Reports, 2016, 6: 38824.
- [15] JING J H, CHEN L W, LI Z Q, et al. Interfacial bonding mechanism of graphene nanoplatelets reinforced AZ91D magnesium alloy prepared by semi-solid injection molding [J]. Journal of Alloys and Compounds, 2024, 1006: 176171.
- [16] LIU Z Y, MAO W M, WANG W P, et al. Preparation of semi-solid A380 aluminum alloy slurry by serpentine channel [J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2015, 25(5): 1419-1426.