

镁基复合材料挤压铸造制备技术研究

陈利文¹, 李佳成¹, 赵源¹, 景舰辉¹, 樊如意¹, 侯华^{1,2}, 赵宇宏^{1,3,4}

(1. 中北大学 材料科学与工程学院 教育部共建高性能铝/镁合金材料开发应用协同创新中心 新材料智能铸造先进成型山西省重点实验室 山西 太原 030051 2. 太原科技大学 材料科学与工程学院 山西 太原 030024 3. 北京科技大学 北京材料基因工程高精尖创新中心 北京 100083 4. 辽宁材料实验室 材料智能技术研究所 辽宁 沈阳 110167)

摘要:镁基复合材料具有优异的性能,但制备工艺上仍存在着不足之处。为此,通过分子模拟与实验相结合的方法,系统研究了氧化石墨烯(GO)增强ZM5镁基复合材料的界面特性、微观组织及力学性能。计算结果表明,经PVA表面处理后的GO/PVA-Al界面结合能显著高于未处理的GO/Al界面,表明表面处理法制备的增强体可有效增强界面结合,有助于提升复合材料整体性能。微观组织分析显示,添加0.3%(质量分数)GO并挤压铸造后,复合材料中 α -Mg基体由树枝晶转变为等轴晶,晶粒显著细化, β -Mg₁₇Al₁₂第二相析出减少且分布更均匀。与基体合金相比,GO/ZM5复合材料的硬度提高了23.1%,抗拉强度提升了8.1%,断口形貌由脆性断裂转变为韧性断裂。研究表明,GO的添加通过细化晶粒和改善界面结合,显著增强了ZM5镁基复合材料的综合力学性能。

关键词:氧化石墨烯;镁基复合材料;表面处理;挤压铸造;细化晶粒

中图分类号: TG2

文献标识码: A

文章编号: 1000-8365(2026)01-0016-09

Research on Squeeze Casting Preparation Technology for Magnesium Matrix Composite Materials

CHEN Liwen¹, LI Jiacheng¹, ZHAO Yuan¹, JING Jianhui¹, FAN Ruyi¹, HOU Hua^{1,2}, ZHAO Yuhong^{1,3,4}

(1. Shanxi Key Laboratory of Intelligent Casting and Advanced Forming for New Materials, MOE Jointly Collaborative Innovation Center for High-performance Al/Mg based Materials, School of Materials Science and Engineering, North University of China, Taiyuan 030051, China; 2. School of Materials Science and Engineering, Taiyuan University of Science and Technology, Taiyuan 030024, China; 3. Beijing Advanced Innovation Center for Materials Genome Engineering, University of Science and Technology Beijing, Beijing 100083, China; 4. Institute of Materials Intelligent Technology, Liaoning Academy of Materials, Shenyang 110167, China)

Abstract: Magnesium matrix composites exhibit outstanding properties, yet their fabrication processes remain imperfect. To address this, the interfacial characteristics, microstructures, and mechanical properties of graphene oxide (GO)-reinforced ZM5 magnesium matrix composites were systematically investigated through a combined molecular simulation and experimental approach. The calculations indicate that the bond energy of the GO/PVA-Al interface significantly exceeds that of the untreated GO/Al interfaces following PVA surface treatment. This demonstrates that surface-treated reinforcements effectively enhance interfacial bonding, thereby improving the overall composite performance. Microstructural analysis reveals that after adding 0.3 wt.% GO and undergoing squeeze-casting, the α -Mg matrix transforms from dendritic to equiaxed grains, with significant grain refinement. The precipitation of the β -Mg₁₇Al₁₂ second phase decreases and becomes more uniformly distributed. Compared with the matrix alloy, the GO/ZM5 composite exhibits a 23.1% increase in hardness and an 8.1% improvement in tensile strength, with the fracture morphology shifting from brittle to ductile fracture. This study demonstrates that the addition of GO significantly enhances the comprehensive mechanical properties of the ZM5 magnesium matrix composites by refining the grains and improving interfacial bonding.

Key words: graphene oxide; magnesium matrix composite; surface treatment; squeeze casting; grain refinement

收稿日期: 2025-09-17

基金项目: 国家自然科学基金(52275390, U23A20628, 52375394); 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年生, 博士, 副教授。研究方向为镁/铝基复合材料制备及铸造技术。Email: chenliwen@nuc.edu.cn

引用格式: 陈利文, 李佳成, 赵源, 景舰辉, 樊如意, 侯华, 赵宇宏. 镁基复合材料挤压铸造制备技术研究[J]. 铸造技术, 2026, 47(1): 16-24.

CHEN L W, LI J C, ZHAO Y, JING J H, FAN R Y, HOU H, ZHAO Y H. Research on squeeze casting preparation technology for magnesium matrix composite materials[J]. Foundry Technology, 2026, 47(1): 16-24.

镁合金作为目前已知最轻的金属结构材料,具有密度低和比刚度高等优点^[1],因此在航空航天、汽车等领域展现出广阔的应用前景。然而,其在高温下的性能不足及相对较低的弹性模量和强度等局限,制约了其进一步广泛应用^[2]。

为突破上述局限性,当前研究重点集中在两大方向:合金化与复合化的协同提升^[3-4]。尽管合金化通过添加合金元素在一定程度上改善了力学与腐蚀性能,但往往伴随加工性能下降、成本上升等问题^[5]。相比之下,复合化通过向镁基体中引入增强相,实现多性能协同优化,被认为是一种更具潜力的改性策略^[6-7]。镁基复合材料(magnesium matrix composites, MMCs)以镁或镁合金为基体^[8],通过添加颗粒、纤维或晶须等增强相构成多相体系,在维持轻量化优势的同时,可显著提高材料的强度、刚度和耐热性^[9-11]。尽管早期研究多采用微米级增强相(如SiC、TiB₂等),虽有效提升强度,但往往导致塑性下降,呈现强韧性倒置的趋势。近年来,纳米增强相因具有显著尺寸效应,能够在较低添加量下实现良好的强韧协同,成为研究热点^[12]。

众多增强相中,石墨烯(graphene, Gr)作为二维纳米材料的代表,具备卓越的力学性能和导电特性,被视为理想的增强体^[13];然而,单层石墨烯制备成本高、产率低,限制了大规模应用。氧化石墨烯(graphene oxide, GO)作为石墨烯的衍生物,不仅制备成本较低、工艺相对简便,而且保留了部分优良性能,因此在镁基复合材料中应用较为广泛^[14]。但GO比表面积大、颗粒间范德华力强以及与金属基体的润湿性差,易于发生团聚,从而导致复合材料延性下降。

目前,镁基复合材料的制备工艺主要包括粉末冶金、搅拌铸造、高能球磨等,其中部分技术已实现工业化应用。Hu等^[15]采用粉末冶金工艺制备了石墨烯纳米片增强镁基复合材料,但粉末冶金在精度与规模化方面仍有提升空间。Chen等^[16]利用注射成型技术制备了GNPs/AZ91D复合材料,结果显示GNPs

的均匀分散能够细化晶粒,从而使抗拉强度提高至250 MPa,但该工艺易引入夹杂、缩孔等缺陷,尤其在大尺寸或厚壁构件中更为明显。为解决这一问题,Jing等^[17]通过挤压铸造实现了在不抑制极限抗拉强度提升的前提下维持材料强度的可观增长,此外可以显现减少气孔、提高材料的致密度,因而为提升材料力学性能提供了新的途径。随后,Zhang等^[18]采用放电等离子烧结(spark plasma sintering, SPS)制备GO/高熵合金(high-entropy alloy, HEA)增强体,增强相可阻碍晶粒生长,从而提高表面硬度和耐磨性。为进一步改善增强相分散性,研究人员不断优化制备工艺,例如在搅拌铸造中引入超声波振动以促进颗粒分散^[19-20]。为缓解GO团聚问题,还可通过超声处理将其与聚乙烯醇(PVA)水溶液复合,利用氢键吸附作用制备GO/Al复合粉末^[21-22],再经SPS处理得到增强体。

本研究采用表面处理法制备GO/Al前驱体,将其加入ZM5镁合金熔体并进行挤压铸造,以探讨聚乙烯醇与氧化石墨烯及铝之间的界面耦合机制,验证该增强体对镁基复合材料挤压铸造性能的影响。同时,基于第一性原理计算分析该界面结合强度,以为氧化石墨烯镁基复合材料的实际应用提供理论与工艺参考。通过这一体系,旨在实现GO/Al增强相的高效分散与优良界面结合,从而在保持镁合金轻量化优势的前提下,提升综合机械性能与耐久性。

1 实验材料与方法

1.1 实验材料

增强体材料选为GO,相关的参数如表1所示。基体材料为ZM5镁合金,其化学成分如表2所示。

1.2 实验流程

氧化石墨烯预处理工艺流程如图1所示。将一定质量的PVA溶解于蒸馏水中,在持续搅拌条件下获得均匀的PVA水溶液。同时,将GO粉末溶于蒸馏水中,使用超声处理以实现充分分散,得到稳定的GO水溶液。随后以设定的质量比例将铝粉加入

表1 GO性能参数
Tab.1 GO performance parameters

Parameter	Thickness /nm	Diameter /μm	Electron mobility /(cm ² ·V ⁻¹ ·s ⁻¹)	Specific surface area /(m ² ·g ⁻¹)	Tap density /(g·cm ⁻³)	Bulk density /(g·cm ⁻³)
Value	3~8	8~10	10~100	5~100	0.009	0.005 2

表2 ZM5基体成分
Tab. 2 Composition of the ZM5 matrix

Element	Al	Zn	Mn	Si	Fe	Cu	Ni	Mg	(mass fraction/%)
Content	7.5~9.0	0.2~0.7	0.15~0.50	≤0.05	≤0.004	≤0.008	≤0.008	Bal.	

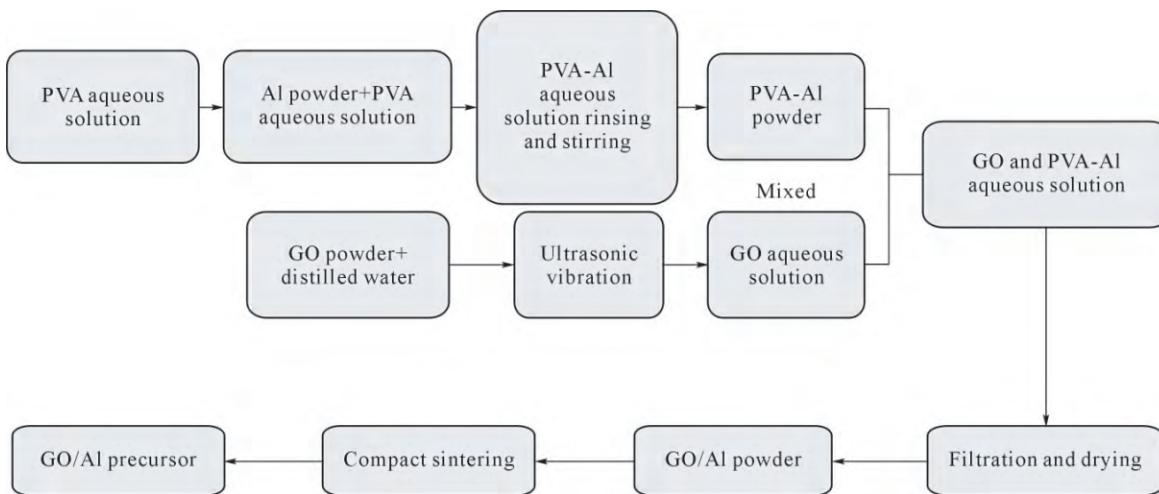


图 1 氧化石墨烯预处理工艺流程

Fig.1 Process flow diagram for graphene oxide pretreatment

PVA 水溶液中, 搅拌混匀, 得到 PVA-Al 混合水溶液。对该混合溶液进行过滤与洗涤以去除杂质, 随后重新分散并搅拌以形成均匀悬浮体系, 经干燥(温度 60 °C)得到 PVA-Al 复合粉末。对所得 PVA-Al 粉末与 GO 水溶液按设定比例混合, 通过机械搅拌形成均匀的 GO/PVA-Al 混合分散体系。对混合液进行过滤, 收集固体产物并进行干燥, 获得 GO/Al 复合粉末。最后, 将复合粉末装入模具压制成型, 所得压坯经真空等离子烧结处理(升温速率 50 °C/min, 保温时间 1.5 h), 最终制备出致密的 GO/Al 前驱体。

本研究采用挤压铸造技术制备 GO/ZM5 镁基复合材料, 图 2 为制备工艺流程。采用电子天平精确称量高纯度镁块、锌块及锰块原料, 依据 ZM5 镁合金名义成分(Mg-5Zn-0.6Mn)进行化学配比。熔炼与 GO 复合过程在石墨坩埚中进行, 通入高纯氩气作为保护气体。将预处理的 GO/Al 块与合金原料置于坩埚内, 升温至(720±5) °C 使其熔化, 之后加入适量精炼剂, 于 750 °C 进行精炼。随后通过扒渣、机械搅拌并添加覆盖剂的方式净化熔体, 该过程重复三次以确保熔体纯净与成分均匀。熔炼阶段需将熔体温度严格控制在 700~710 °C 之间, 以防止氧化石墨烯发生热还原。模具预热至(220±5) °C, 并于模腔内均匀喷涂脱模剂。浇注过程中, 熔体温度稳定于

720 °C, 并于熔化后 10 s 内转移至预热的模具。充型分为两个阶段: 第一阶段以冲头速度 0.3 m/s 和压力 20 MPa 进行低速充型; 第二阶段则施加 100 MPa 压力并保压 60 s, 以促进熔体高压凝固并减少缩松缺陷。铸件脱模后在空气中冷却至室温, 最终获得 GO 增强 ZM5 镁合金复合材料, 所得铸件如图 3 所示, 蓝色线条标识为取样位置。

1.3 模拟设计与材料表征

在密度泛函理论(density functional theory, DFT)的框架内, 基于第一性原理研究 GO/Al 前驱体结合性能, 从各种原子排列的电子相互作用的角度, 计算 Al(111)层、PVA 和氧化石墨烯(001)面之间的界面处氢键吸附相互作用能。DFT 计算使用 Vienna ab initio Simulation Package (VASP) 计算程序包^[23]进行, 电子和粒子之间的相互作用采用投影缀加平面波法(projector augmented-wave, PAW)赝势^[24], 电子之间交换关联作用由广义梯度近似(generalized gradient approximation, GGA)中 Perdew-Burke-Ernzerhof (PBE) 泛函进行矫正, 动能截断能量设置为 400 eV^[25]。在模拟过程中, 晶胞体积是固定的, 电子步的自洽收敛精度设置为 1.0×10^{-5} eV, 离子步的收敛阈值设置为 2.0×10^{-2} eV。选择 Monkhorst-Pack 方法对 Brillouin zone 进行采样, k 点设置为 $4 \times 4 \times 1$ 。

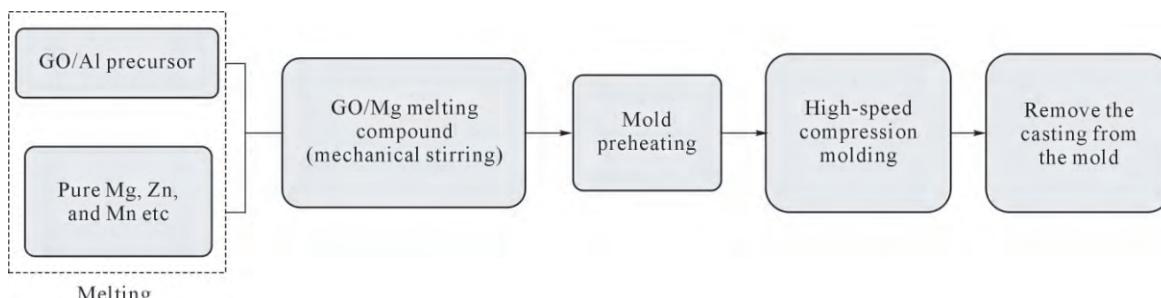


图 2 GO/ZM5 复合材料制备工艺流程

Fig.2 Process flow diagram for the preparation of GO/ZM5 composite materials

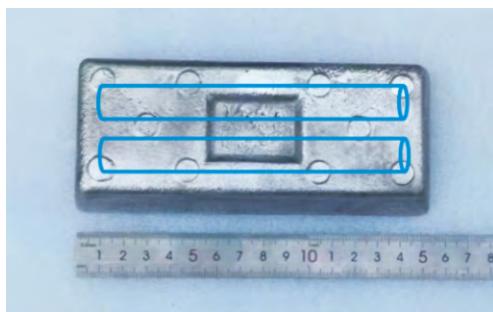


图 3 镁基复合材料铸件

Fig.3 Schematic diagram of magnesium matrix composite casting

采用光学显微镜(OM, LEICA DMi8)、扫描电子显微镜(SEM, HITACHI SU 5000)和能谱仪(EDS)分析了ZM5镁合金和GO/ZM5镁基复合材料样品的微观组织和形貌,样品需经过标准金相抛光过程,使用不同粒度的研磨纸(#600、#800、#1000、#1500、#2000和#3000)进行抛光处理。此外,在SHIMADZU AG-X plus电子万能试验机上,以 10^{-3} s⁻¹的应变速率进行拉伸试验。采用TMHVS-1000自动数显硬度计测ZM5镁合金和GO/ZM5复合材料试样的硬度,使用金刚石圆锥压入材料表面,根据压痕深度确定硬度值。

2 实验结果及讨论

2.1 GO/Al 前驱体界面结合能计算

根据前面的分析,为优化界面结合能,使Al更接近GO的结构,使用Materials Studio (MS)软件构建Al(111)、PVA和GO(001)的界面模型,由于未经处理的Al表面上的氧化铝膜具有非常低的-OH基团密度^[26],绘制的图形如图4所示,氧原子用红色原

子表示;碳原子用灰色原子表示;氢原子用白色原子表示。

将绘制好的图形进行组合,如图5所示,其中图5a为未加PVA的铝粉吸附,图5b是利用表面处理法进行铝粉与氧化石墨烯结合。结构优化计算后,GO/Al和GO/PVA-Al的两种界面模型在x轴方向原子的距离都发生了位移,达到了每个界面最稳定的状态。

GO/Al界面模型结合能方程为:

$$E_{\text{ads}_1} = \frac{E_{\text{slab}} - E_{\text{GO}} - E_{\text{Al}}}{N_1} \quad (1)$$

式中, E_{slab} 为稳定结构下吸附体系的总能量; E_{GO} 和 E_{Al} 分别为优化后的氧化石墨烯晶胞和铝晶胞基态能量; N_1 为GO/Al结合后的原子总数。

GO/PVA-Al界面模型结合能方程为:

$$E_{\text{ads}_2} = \frac{E_{\text{slab}} - E_{\text{GO}} - E_{\text{PVA}} - E_{\text{Al}}}{N_2} \quad (2)$$

式中, E_{PVA} 为优化后的聚乙烯醇晶胞基态能量; N_2 为GO/PVA-Al结合后的原子总数。因考虑到原子之间的相互吸引,引入聚乙烯醇后多原子结合,因此公式中需要除以原子总数。

根据上述公式计算的界面间距和结合能如表3所示。结构优化后,两个模型在x轴方向都发生了原子界面距离不同程度的增加,界面间距与界面结合强度有着紧密的关系。添加聚乙烯醇的结构模型界面距离变化较小,并且结合能是未加聚乙烯醇的2倍。可想而知,通过表面处理法制备的GO/Al前驱体结合能更高,将其作为增强体加入挤压铸造中性能更优异,因此可以合理地认为通过添加PVA制备的前驱体更稳定,正如Kishida和Nagai^[22]得出的那样。

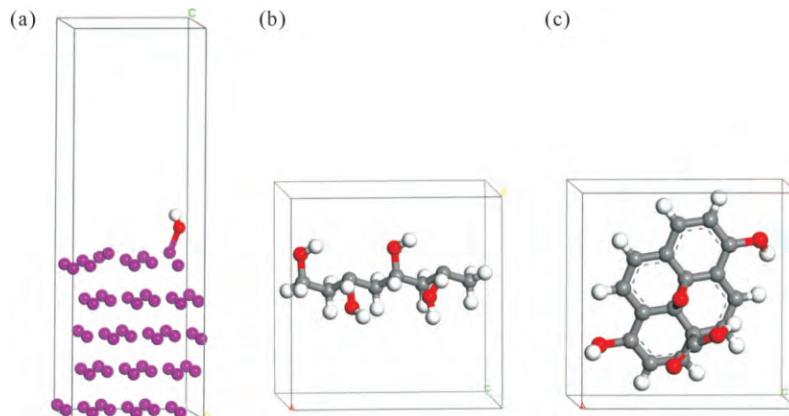


图 4 优化的界面模型:(a) Al(111)晶面模型;(b) PVA 模型;(c) GO(001)晶面结构模型

Fig.4 Optimized interface model: (a) Al(111) crystal plane model; (b) PVA model; (c) GO(001) crystal plane structure model

表3 GO/Al和GO/PVA-Al界面结构优化前后界面间距与结合能

Tab.3 Interfacial spacing and binding energy of GO/Al and GO/PVA-Al interfaces before and after structural optimization

Bonding type	$E_{\text{Al}}/(\text{eV} \cdot \text{atom}^{-1})$	$E_{\text{PVA}}/(\text{eV} \cdot \text{atom}^{-1})$	$E_{\text{GO}}/(\text{eV} \cdot \text{atom}^{-1})$	$E_{\text{slab}}/(\text{eV} \cdot \text{atom}^{-1})$	$E_{\text{ads}}/(\text{meV} \cdot \text{atom}^{-1})$
GO/Al	-227.276	-	-224.000	-451.558	-2.976
GO/PVA-Al	-227.276	-165.597	-224.000	-617.711	-6.714

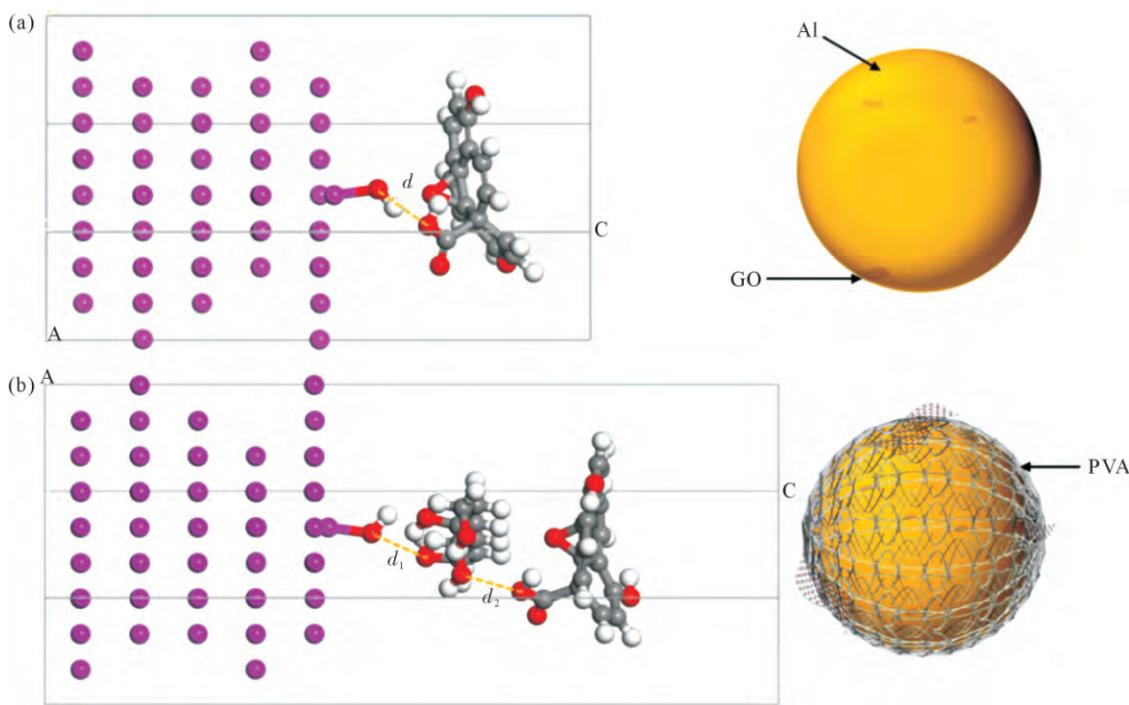


图 5 GO/Al、GO/PVA-Al 结合后界面模型及对应插图:(a) GO/Al; (b) GO/PVA-Al

Fig.5 GO/Al and GO/PVA-Al composite interface models and corresponding insets: (a) GO/Al; (b) GO/PVA-Al

2.2 微观组织

图 6 展示了 ZM5 镁合金与 GO/ZM5 镁基复合材料的金相组织。从图 6a 和 b 中可以清晰看出, ZM5 镁合金中的 α -Mg 基体以典型的树枝晶形态存在, 晶界处分布着深色网格状、粗大的 β -Mg₁₇Al₁₂ 第二相。这类脆性相若连续分布于晶界, 易成为应力集中源, 对材料的力学性能, 尤其是塑性和韧性造成不利影响。相比之下, GO 加入后的复合材料在微观

上展现出不同的第二相分布特征, 这为后续力学性能的提升提供了微观基础。从图 6c 和 d 可见, 在添加 0.3%(质量分数, 下同)GO 后, 复合材料中的晶粒形态发生显著变化, 转变为以等轴晶为主, 且小尺寸晶粒围绕大晶粒分布, 呈现出更均匀的微观组织。图中黑色块状物经鉴别为 Al₈Mn₅ 相。值得强调的是, 这种晶粒细化不仅提升了晶粒均匀性, 还可能在界面处形成更有利的应力分布, 减少局部应力集中, 从

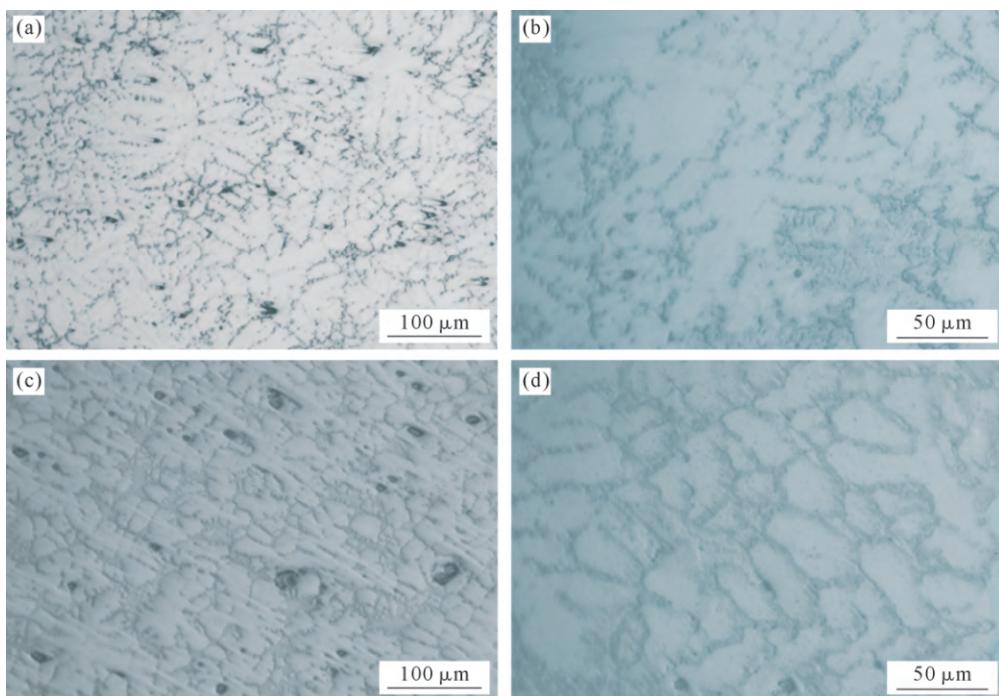


图 6 ZM5 镁合金和 GO/ZM5 镁基复合材料 OM 图:(a) ZM5, 低倍; (b) ZM5, 高倍;

Fig.6 OM micrographs of the ZM5 magnesium alloy and GO/ZM5 magnesium-based composite: (a) ZM5, low magnification;

(b) ZM5, high magnification; (c) GO/ZM5, low magnification; (d) GO/ZM5, high magnification

而提高材料的耐疲劳和抗拉强度。统计分析表明,添加 0.3%GO 后,平均晶粒尺寸显著减小,表明 GO 作为异质形核位点以及对晶界的钉扎效应共同抑制晶粒长大,从而实现了晶粒细化的微观机制。

为了更直观地观察组织形貌,对 ZM5 镁合金与 GO/ZM5 镁基复合材料进行了 SEM 表征,结果如图 7 所示。在图 7a~c 中,浅灰色区域代表 α -Mg 基体相,均匀分布的白色网状区域则对应 β -Mg₁₇Al₁₂ 第二相。对比图 7d~f,可以看到白色区域的尺度明显减小,说明 β -Mg₁₇Al₁₂ 第二相的析出量相应减少。这一变化趋势表明 GO 的添加不仅有助于晶粒细化,还抑制了有害的第二相偏析与聚集,从而有利于提高材料的韧性与强度的协同增益。此外,黑色的亮

点区域代表 GO 增强相,在 ZM5 基体中分布较为均匀,表明经挤压铸造工艺处理后,GO 能够被较好地分散进入基体体系,显著改善分布均匀性。

结合图 8a~f 对图 7c 区域的 EDS 元素面扫描结果进行分析,得到 ZM 镁合金体系中 Mg、Al、Zn 与 Mn 元素的分布情况。尤其在图 8d 的红色框区域观察到 Al 元素的明显聚集,进一步证实了图 7c 所示的白色区域确为 β -Mg₁₇Al₁₂ 第二相。上述 EDS 结果与前述形貌分析相吻合,确认第二相的形成及其在组织中的空间分布特征。

图 9a~i 则展示了对图 7f 区域的 EDS 面扫描结果,覆盖了铸态 GO/ZM5 镁基复合材料中 Mg、Al、Zn、O、C、Mn 等元素的分布情况。特别是在图 9e 红

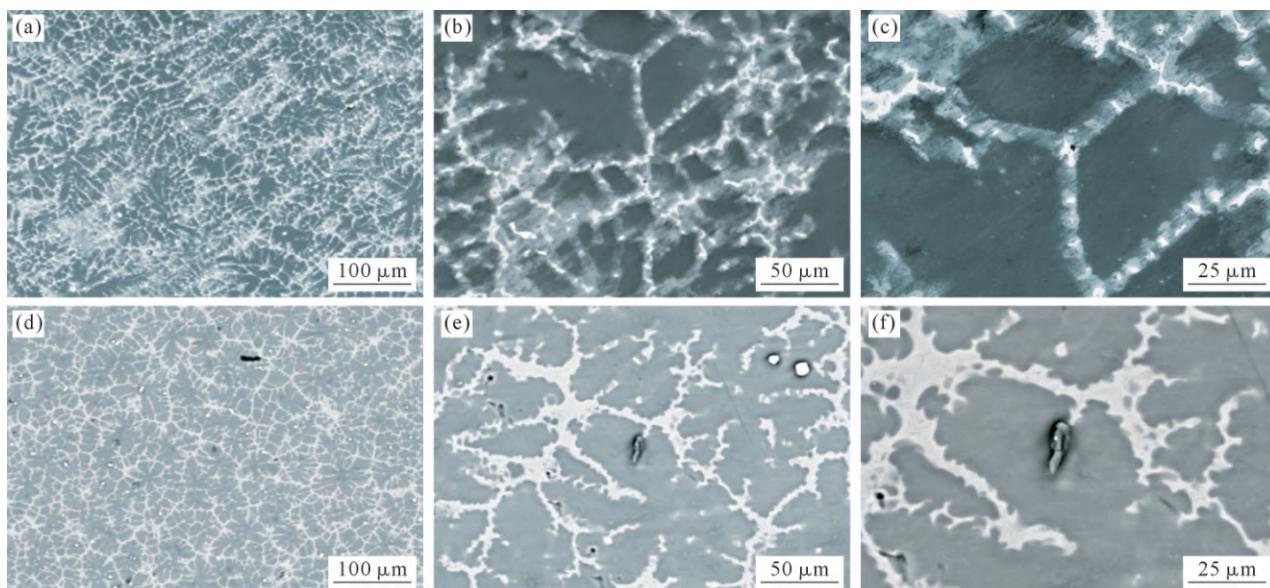


图 7 ZM5 镁合金和 GO/ZM5 镁基复合材料 SEM 像:(a~c) ZM5 镁合金;(d~f) GO/ZM5 镁基复合材料

Fig.7 SEM micrographs of the ZM5 magnesium alloy and GO/ZM5 magnesium matrix composites: (a~c) ZM5 magnesium alloy; (d~f) GO/ZM5 magnesium matrix composites

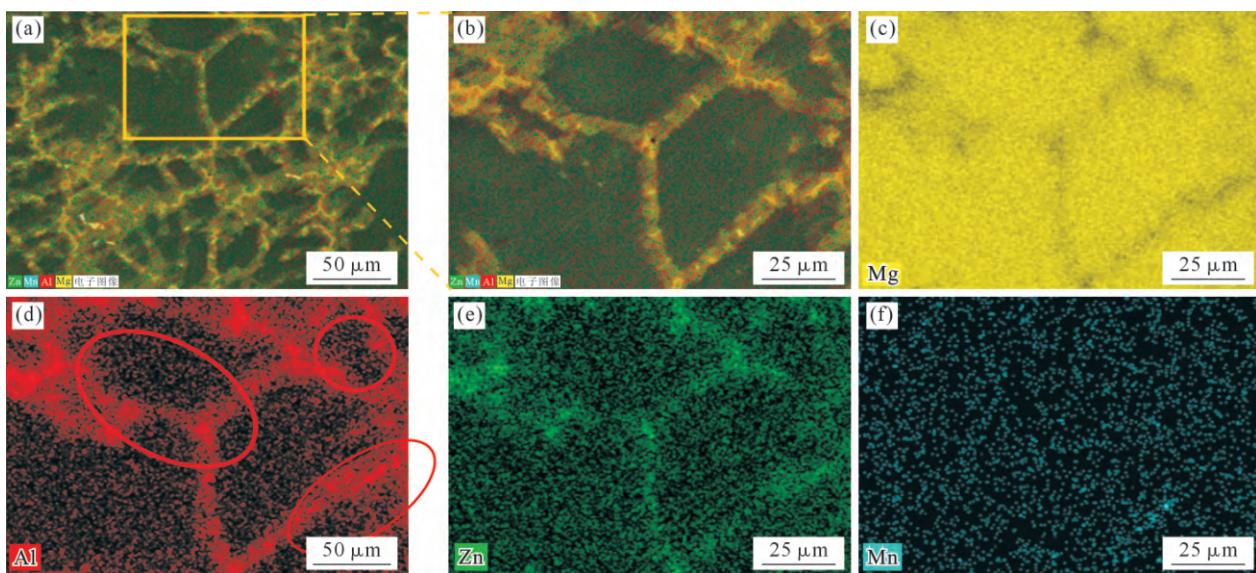


图 8 ZM5 镁合金 EDS 元素面扫描图:(a, b) EDS 面扫描图;(c~f) Mg、Al、Zn、Mn 元素分布图

Fig.8 EDS elemental mapping of the ZM5 magnesium alloy: (a, b) EDS mapping; (c~f) elemental distribution maps for Mg, Al, Zn, and Mn, respectively

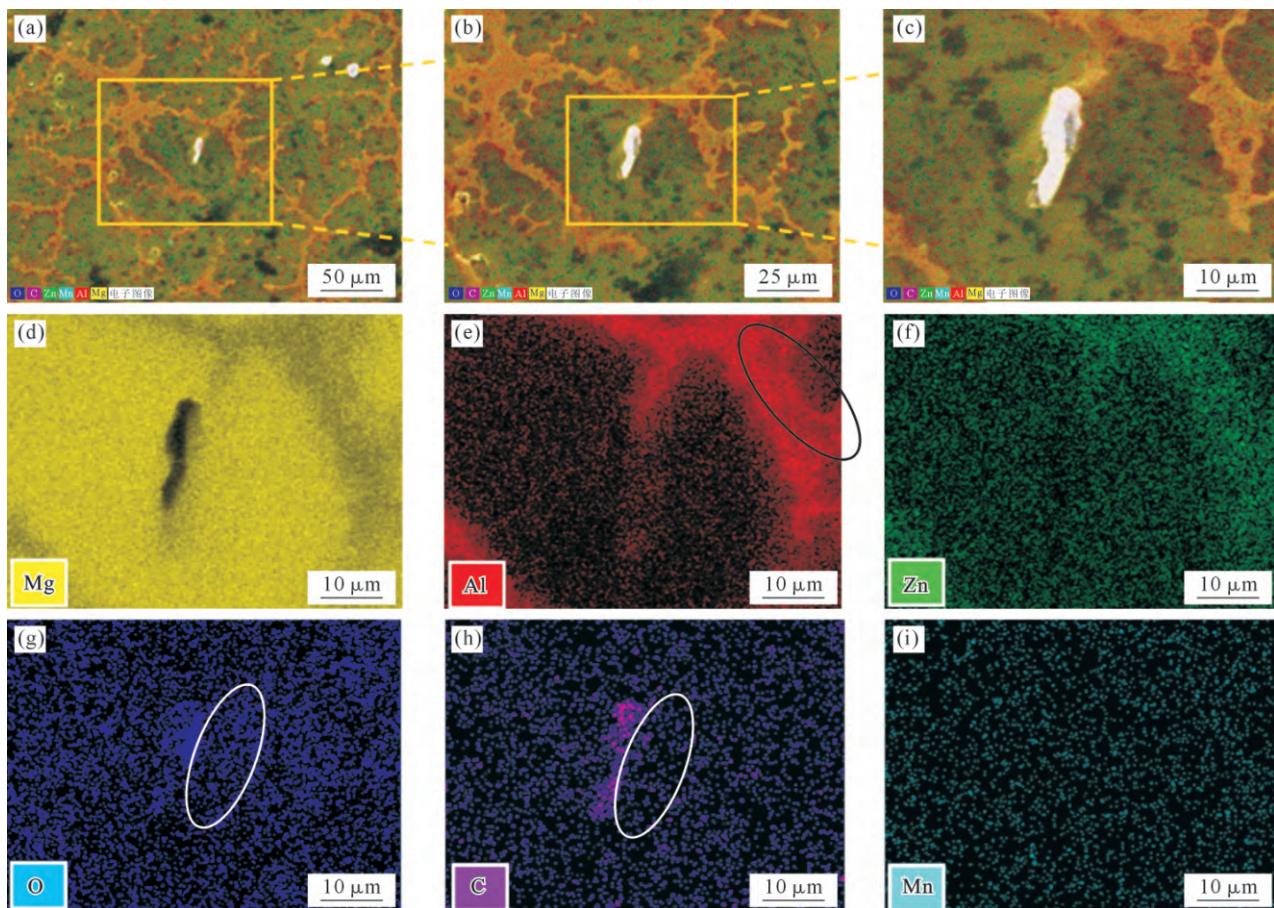


图 9 铸态 GO/ZM5 镁基复合材料的 EDS 元素面扫描图:(a~c) EDS 面扫描图;(d~i) Mg、Al、Zn、O、C、Mn 元素分布图
Fig.9 EDS elemental mapping of the as-cast GO/ZM5 magnesium matrix composites: (a~c) EDS mapping; (d~i) elemental distribution maps for Mg, Al, Zn, O, C, and Mn, respectively

色框中再次观察到 A 的聚集区域, 这与 $\beta\text{-Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ 第二相的存在性一致。进一步地, 在图 9g 和 h 的蓝色与紫色框区域中可以看到 O 与 C 元素的显著聚集, 提示富碳区与富氧区的重叠区域高度吻合。这一现象表明 GO(含碳成分的增强相)在基体中的进入与分布确实存在, 且在经受高温加工后仍能保持稳定存在的化学键合状态。也就是说, GO 未发生明显的高温分解, 仍以较稳定的形式嵌入基体中, 为后续力学性能提升提供了稳定的增强网络。

综合图 8 和 9 的结果分析可以发现, 一方面, 加入 GO 能显著降低 Al 元素在基体中的聚集程度, 从而抑制 $\beta\text{-Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ 第二相的形成量与偏析, 改善相界特征与韧性之间的权衡; 另一方面, C、O 的分布显示富碳区与富氧区在空间上高度重合, 证实 GO 作为增强体能够有效进入 ZM5 基体并在高温条件下保持稳定存在, 未发生明显的分解。这样的微观结构演变导致晶粒进一步细化, 偏析减弱, 从而综合提升材料的力学性能, 包括强度、硬度, 以及疲劳寿命等关键指标。

2.3 力学性能分析

图 10 展示了 ZM5 镁合金及 GO/ZM5 复合材

料的硬度与拉伸性能结果。硬度测试结果显示, 在基体中加入 GO 后, 材料的硬度从 76.3 HV 显著提升至 93.9 HV, 较 ZM5 提高了 23.1%, 这表明 GO 的加入对材料的表观刚性具有显著贡献。GO 凭借其与镁基体之间良好且稳定的界面结合, 在外部载荷作用下能够将部分应力从较软的镁基体转移至更刚性的 GO 增强相, 降低基体局部的塑性变形, 从而提高材料对压痕的抵抗能力; 同时, GO 在凝固与后续加工中可作为异质形核点, 促进 $\alpha\text{-Mg}$ 晶粒的成核与生长受抑, 显著实现晶粒细化。根据 Hall-Petch 关系, 晶粒细化能够提高材料的强度与硬度, 因为晶界数量的增加阻碍位错运动, 提升单位面积的对外载荷的抵抗能力, 从而进一步增强硬度。除了硬度的提升, GO 的加入对材料的拉伸性能也产生了积极影响。图 10b 所示的应力-应变曲线及相关数据表明, ZM5 基体中加入 GO 后, 抗拉强度从 173.7 MPa 提升至 187.8 MPa, 较 ZM5 提高了 8.1%; 同时伸长率从 3.2% 提高到 3.9%, 增幅约 21.9%。抗拉强度的提升指示 GO 的高强度、良好分散以及与基体之间的界面结合对承载能力具有显著贡献, 抑制了初始缺陷扩展并提高了材料在拉伸载荷下的极限应力。伸

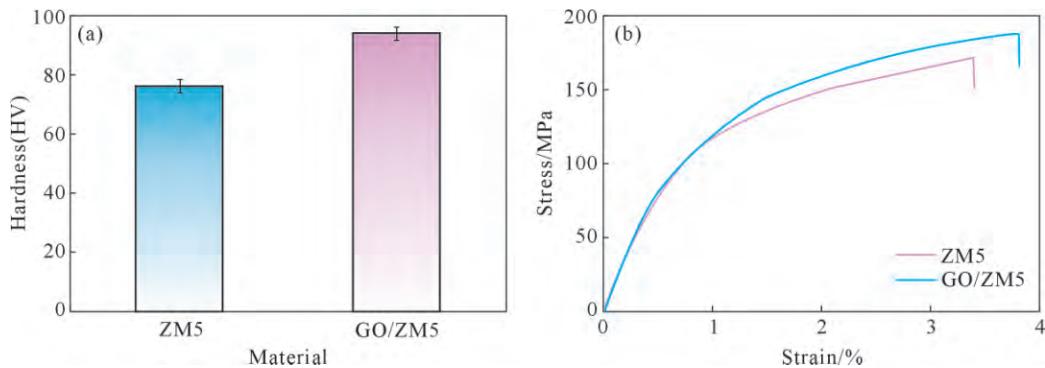


图 10 ZM5 镁合金和 GO/ZM5 镁基复合材料力学性能分析:(a) 硬度对比;(b) 应力-应变曲线
Fig.10 Mechanical property analysis of the ZM5 magnesium alloy and GO/ZM5 magnesium matrix composites: (a) hardness comparison; (b) stress-strain curves

长率的显著提升则表明晶粒细化与增强相的稳定分布能够使材料在拉伸过程中实现更均匀的应变分布,降低局部应变集中,提升塑性变形能力与韧性,减少早期断裂的风险。

图 11 展示了 ZM5 镁合金与 GO/ZM5 镁基复合材料在拉伸断口上的形貌特征,从图中可以观察到,图 11a 所示的断口存在大量撕裂棱和相对少量的韧窝,断口特征偏向脆性断裂,表明材料在拉伸过程中塑性变形能力有限,裂纹扩展迅速;相较之下,图 11b 中断口的韧窝数量明显增多,且在进行放大

观察时可以发现韧窝在局部区域呈现出较高的密度与较明显的聚集,这一现象指示了材料在拉伸过程中的显著塑性变形与韧性释放,并且该断口类型可归属于韧性断裂的典型表现,反映出材料在宏观变形下能够通过大量的局部塑性变形来吸收能量,从而提高断裂韧性。这种断裂形貌的转变说明材料的延展性和塑性得到明显改善,与拉伸试验中添加 0.3% GO 后复合材料伸长率高于未增强合金的结果相一致,反映出 GO 的引入不仅增强了材料的强度,还通过促进塑性变形能力有效优化了整体的力学性能。

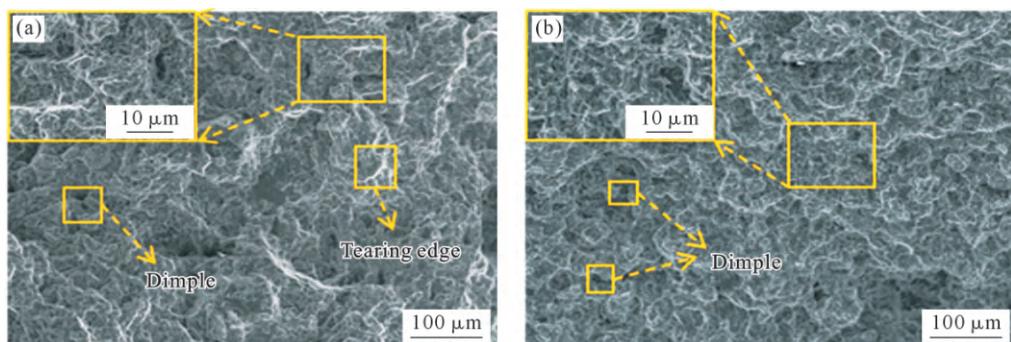


图 11 材料拉伸断口形貌:(a) ZM5 镁合金;(b) GO/ZM5 镁基复合材料
Fig.11 Tensile fracture morphology of the materials: (a) ZM5 magnesium alloy; (b) GO/ZM5 magnesium matrix composite

3 结论

(1)第一性原理计算表明,通过表面处理法制备的 GO/Al 前驱体具有更高的结合能,将其作为增强体应用于挤压铸造工艺,可有效提升复合材料的综合性能。

(2)与 ZM5 镁合金相比,GO/ZM5 复合材料的硬度提升至 93.9 HV,增幅达 23.1%;其抗拉强度达到 187.8 MPa,提高了 8.1%,同时伸长率保持稳定增长,表现出优异的强韧性匹配。

(3)挤压铸造工艺有助于消除铸件内部缺陷,显著增强增强体与镁基体的界面结合强度;在此基础上,引入 0.3%GO 进一步细化了复合材料微观组织,从而整体提升其力学性能。

参考文献:

- [1] 梅杰,黄定雄.镁合金锻造工艺及性能提升研究[J].金属加工(热加工),2025(7): 137-141.
MEI J, HUANG D X. Research on forging process and performance improvement of magnesium alloy[J]. MW Metal Forming, 2025(7): 137-141.
- [2] 陈利文,赵宇宏,孙晓平,景舰辉,赵源,樊如意,侯华. 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 L W, ZHAO Y H, SUN X P, JING J H, ZHAO Y, FAN R Y, HOU H. Squeeze casting technology of ZM5 magnesium alloy baffle[J]. Special Casting & Nonferrous Alloys, 2023, 43(7): 865-870.
- [3] 景舰辉,陈利文,孙晓平,王凯乐,赵源,樊如意,侯华,赵宇宏.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 J H, CHEN L W, SUN X P, WANG K L, ZHAO Y, FAN R Y, HOU H, ZHAO Y H. 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.
- [4] CHEN L W, JING J H, ZHANG L L, LI J, CHEN W P, LI L M, ZHAO Y H, HOU H, ZHAO Y H. Corrosion behavior of graphene nanosheets reinforced magnesium matrix composites in simulated body fluids[J]. *Acta Metallurgica Sinica (English Letters)*, 2024, 37: 525-536.
- [5] WANG X Z, ZHENG C, LUO T J, LIU T Y, HUANG Q Y, LI Y J, YANG Y S. Enhancing the formability of flame-retardant magnesium alloy through Zn alloying[J]. *Journal of Magnesium and Alloys*, 2025, 13(5): 2023-2035.
- [6] ZHOU W W, OSANO K, KAKEGAWA N, NOMURA N. Simultaneous enhancement in mechanical and physical properties of graphene-oxide-reinforced Al matrix composites by trace-Mg-alloying strategy[J]. *Journal of Materials Research and Technology*, 2024, 30: 2272-2281.
- [7] 章欧,胡红军,胡刚,张丁非,戴庆伟,欧忠文.镁合金复合细晶强化研究进展[J].*精密成形工程*,2021,13(6): 98-105.
- ZHANG O, HU H J, HU G, ZHANG D F, DAI Q W, OU Z W. Research progress on composite refinement strengthening of magnesium alloy[J]. *Journal of Netshape Forming in Engineering*, 2021, 13(6): 98-105.
- [8] CHEN L W, ZHAO Y H, LI M X, LI L M, HOU L F, HOU H. 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] 冯艳,陈超,彭超群,王日初.镁基复合材料的研究进展[J].*中国有色金属学报*,2017,27(12): 2385-2407.
- FENG Y, CHEN C, PENG C Q, WANG R C. Research progress on magnesium matrix composites[J]. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*, 2017, 27(12): 2385-2407.
- [10] JING J H, CHEN L W, LI Z Q, GUO Q W, FENG S R, HOU H, ZHAO Y H. 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.
- [11] CHEN L W, ZHAO Y H, JING J H, HOU H. Microstructural evolution in graphene nanoplatelets reinforced magnesium matrix composites fabricated through thixomolding process[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2023, 940: 168824.
- [12] CHEN L W, ZHAO Y H, HOU H, ZHANG T, LIANG J Q, LI M X, LI J. Development of AZ91D magnesium alloy-graphene nanoplatelets composites using thixomolding process[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2019, 778: 359-374.
- [13] PENG D W, SONG Z, ZHANG Y P, WANG X P, HOU H, ZHAO Y H. Strengthening/weakening effect of graphene orientation angle on mechanical properties of AZ91 magnesium matrix composites [J]. *Journal of Magnesium and Alloys*, 2025, 13(8): 3659-3672.
- [14] COSTA M C F, MARANGONI V S, NG P R, NGUYEN H T L, CARVALHO A, CASTRO NETO A H. Accelerated synthesis of graphene oxide from graphene[J]. *Nanomaterials*, 2021, 11(2): 551.
- [15] HU H R, QIN J Y, ZHU Y P, WANG J H, LI X Q, JIN P P. Hot deformation behavior and microstructures evolution of GNP-reinforced fine-grained Mg composites [J]. *Acta Metallurgica Sinica (English Letters)*, 2024, 37: 407-424.
- [16] CHEN L W, LI J, CHEN W P, PEI X L, HOU H, ZHAO Y H. Comprehensive assessment and multiple-response optimization of serpentine channel pouring process for achieving high-quality semi-solid slurry[J]. *Journal of Materials Research and Technology*, 2023, 24: 3839-3852.
- [17] JING J H, CHEN L W, WANG K L, ZHAO Y, CHEN L W, HOU H, NI W, ZHAO Y H. Indirect squeeze casting of ZM5 baffle with linear segregation and its formation mechanism[J]. *Journal of Materials Research and Technology*, 2023, 27: 7024-7036.
- [18] ZHANG W, MA Z C, LIU D N, XIONG J M, ZHAO H W, REN L Q. Enhanced surface properties of a graphene oxide reinforced high-entropy alloy composite prepared by spark plasma sintering [J]. *Nanoscale*, 2022, 14(18): 6777-6788.
- [19] WANG L Y, CHEN T J, PU P P. Synthesis of graphene oxide reinforced ZK60 magnesium matrix composite with high ductility via powder thixoforming [J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2022, 830: 142307.
- [20] NIE K B, WANG X J, DENG K K, HU X S, WU K. Magnesium matrix composite reinforced by nanoparticles-A review[J]. *Journal of Magnesium and Alloys*, 2021, 9(1): 57-77.
- [21] WANG J Y, LI Z Q, FAN G L, PAN H H, CHEN Z X, ZHANG D. Reinforcement with graphene nanosheets in aluminum matrix composites[J]. *Scripta Materialia*, 2012, 66(8): 594-597.
- [22] JIANG L, FAN G L, LI Z Q, KAI X Z, ZHANG D, CHEN Z X, HUMPHRIES S, HENESS G, YEUNG W Y. An approach to the uniform dispersion of a high volume fraction of carbon nanotubes in aluminum powder[J]. *Carbon*, 2011, 49(6): 1965-1971.
- [23] LI L Y, JIA L C, YAN Z M, LIU B, XUE Y. Microstructure, texture evolution, and dynamic recrystallization mechanism of Mg-Gd-Y-Zn-Zr alloys with large height-to-diameter ratio upsetting-extrusion[J]. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 2025, 34: 2004-2016.
- [24] PERDEW J P, ZUNGER A. Self-interaction correction to density-functional approximations for many-body systems[J]. *Physical Review B*, 1981, 23: 5048.
- [25] BLÖCHL P E. Projector augmented-wave method[J]. *Physical Review B*, 1994, 50: 17953.
- [26] LIU P, XIE J P, WANG A Q, MA D Q, MAO Z P. First-principles prediction of enhancing graphene/Al interface bonding strength by graphene doping strategy[J]. *Applied Surface Science*, 2020, 517: 146040.

(责任编辑:杨浩雪)