

半固态注射成形 SiC 增强镁基复合材料微观组织及强化机制

周俊^{1,2}, 鹿宪珂^{2,3}, 郝伟娜¹, 郭春榕², 付丽⁴, 陈勇²

(1. 浙江工业大学机械工程学院, 浙江杭州 310023; 2. 伊之密股份有限公司, 广东省智能化模压成型装备企业重点实验室, 广东佛山 528000; 3. 宁波工程学院机械与汽车工程学院, 浙江宁波 315211; 4. 沈阳大学机械工程学院, 辽宁沈阳 110044)

摘要: 采用半固态注射成形技术制备了SiC增强AZ91D和AM60B镁基复合材料, 系统研究了成形温度(600~630 ℃)、SiC粒径(2.5、10和36 μm)及含量(0~12.4%, 体积分数)对复合材料微观组织与力学性能的影响。结果表明, SiC颗粒在镁合金基体中分散均匀, 在12.4%高含量下亦未出现明显团聚现象。随着成形温度升高, 复合材料中未熔固相减少, 浆料流动性提高; 随着SiC粒径减小, 晶粒细化效果更加显著, 2.5 μm SiC增强复合材料的平均晶粒尺寸减小至约6 μm。SiC/AZ91D复合材料的硬度和弹性模量随SiC含量增加而提高, 屈服强度和抗拉强度明显提升, 断后伸长率有所下降。较小粒径SiC表现出更明显的强化效果, 但抗拉强度受强化机制与成形缺陷共同影响, 随颗粒尺寸变化呈现非单调规律。对于SiC/AM60B复合材料, 随着SiC含量增加, 其抗拉强度反而下降, 这主要归因于半固态条件下浆料流动性恶化及缺陷增多。复合材料的强化主要源于载荷传递、热失配位错强化及细晶强化三种机制的协同作用。

关键词: 镁基复合材料; SiC/AZ91D; SiC/AM60B; 半固态注射成形; 力学性能; 强化机制

中图分类号: TG146.2⁺2; TG27 **文献标识码:** A **文章编号:** 1001-4977 (2026) 08-0893-12

DOI: 10.27014/j.cnki.zhuzao.2026.0115

Microstructure and Strengthening Mechanisms of SiC Reinforced Magnesium Composites Manufactured by Semisolid Injection Molding

ZHOU Jun^{1,2}, LU Xian-ke^{2,3}, HAO Wei-na¹, GUO Chun-rong², FU Li⁴, CHEN Yong²

(1. College of Mechanical Engineering, Zhejiang University of Technology, Hangzhou 310023, Zhejiang, China; 2. Yizumi Holdings Co., Ltd., Guangdong Provincial Key Laboratory of Intelligent Molding Equipment Enterprises (YIZUMI), Foshan 528300, Guangdong, China; 3. School of Mechanical and Automotive Engineering, Ningbo University of Technology, Ningbo 315211, Zhejiang, China; 4. School of Mechanical Engineering, Shenyang University, Shenyang 110044, Liaoning, China)

Abstract: SiC-reinforced AZ91D and AM60B magnesium matrix composites were fabricated using semi-solid injection molding. The effects of forming temperatures (600-630 ℃), SiC particle sizes (2.5, 10 and 36 μm), and contents (0-12.4%, volume fraction) on the microstructure evolution and mechanical properties were systematically investigated. The results show that the SiC particles are uniformly dispersed in the magnesium matrix without noticeable agglomeration, even at high content of 12.4%. Increasing forming temperature reduces the unmelted solid phases and improves slurry fluidity; while decreasing particle size significantly enhances grain refinement effect, with the average grain size of the 2.5 μm SiC-reinforced composites decreasing to about 6 μm with increasing SiC content. The hardness and elastic modulus of the SiC/AZ91D composites increase with increasing SiC content, and the yield strength and tensile strength are significantly improved, accompanied by a reduction in elongation. The strengthening effect is more pronounced for smaller SiC particles, but the tensile strength exhibits a non-monotonic dependence on particle size due to the combined effects of strengthening mechanisms and processing-induced defects. In contrast, the tensile strength of SiC/AM60B

基金项目: 宁波市自然科学基金(青年博士创新研究项目: 2024J432)。

收稿日期: 2026-05-11 收到初稿, 2026-06-06 收到修订稿。

作者简介: 周俊(1976-), 男, 高级工程师, 博士, 研究方向为镁基材料成型技术和装备研究及应用。E-mail: 1227689484@qq.com

通信作者: 郝伟娜, 女, 副教授。E-mail: wnhao@zjut.edu.cn

引用格式: 周俊, 鹿宪珂, 郝伟娜, 等. 半固态注射成形 SiC 增强镁基复合材料微观组织及强化机制 [J]. 铸造, 2026, 75(8): 893-904.

Zhou Jun, Lu Xianke, Hao Weina, et al. Microstructure and strengthening mechanisms of SiC reinforced magnesium composites manufactured by semisolid injection molding [J]. Foundry, 2026, 75(8): 893-904.

composites decreases with increasing SiC content, which is primarily due to the reduced flowability and increased defect formation associated with semi-solid processing. The strengthening of composites mainly stems from the synergistic effects of three mechanisms: load transfer, thermal mismatch-induced dislocation strengthening, and grain refinement strengthening.

Key words: magnesium composites; SiC/AZ91D; SiC/AM60B; semisolid injection molding; mechanical property; strengthening mechanism

随着新能源汽车和人形机器人的快速发展, 镁合金及镁基复合材料因具有高比强度、高比刚度和优异的轻量化特性, 受到了广泛关注^[1-4]。镁合金最早应用于大众甲壳虫汽车发动机中, 30 kg的镁合金发动机成功替代86.4 kg的铸铁发动机, 实现了约65%的减重效果^[5]。然而, 传统镁合金存在硬度低、强度不足以及弹性模量低等缺点, 这限制了其进一步应用。为改善镁合金性能, 研究人员通过向镁合金基体中引入SiC、TiC、Al₂O₃和碳纤维等陶瓷颗粒或纤维增强相, 显著提高了合金力学性能和服役性能^[6-10]。例如, Sohoo等^[11]采用纳米TiC和TiB₂对镁合金进行复合增强, 使其屈服强度和抗拉强度分别提高了56%和22%; Li等^[12]制备了SiC含量高达50%的Mg-6Zn-1Gd-0.3Ca复合材料, 抗拉强度由添加前的175 MPa提高至326 MPa, 弹性模量由45 GPa提高至159 GPa; Seshadri等^[13]利用ZrO₂和贝壳粉增强AZ31镁合金, 使其耐腐蚀性能和力学性能均得到提升, 并展现出良好的骨科应用潜力; Sun等^[14]发现20%SiC增强AZ31复合材料在高温和低温条件下均具有优异的蠕变性能; Azeem等^[15]研究表明, Mg-Zr/MgO复合材料的硬度较原始镁材料提高约50%, 耐磨性能提高约35%, 同时在模拟体液中的耐腐蚀性能也得到改善, 展现出良好的生物植入应用前景。

实现镁基复合材料的大规模应用, 关键在于开发高效率、低成本的制备技术。目前常见的制备方法主要包括粉末冶金^[16]、搅拌铸造^[17]、增材制造^[18]和压力浸渗^[19]等。粉末冶金技术适用于小型零件制备, 难以制造大型复杂构件, 且镁合金粉末易燃易爆, 存在较大安全隐患^[20]。搅拌铸造工艺成本低、操作简单, 但增强颗粒容易发生团聚, 且难以添加高体积分数的增强体^[21]。增材制造作为新兴技术, 在镁基复合材料领域仍处于探索阶段^[22]。压力浸渗技术适用于制备含高体积分数的增强相的复合材料, 但设备成本较高, 限制了其工业化应用^[19]。

镁合金半固态注射成形技术是在塑料注射成形基础上发展起来的一种新型成形技术。该工艺以镁合金颗粒为原料, 通过螺杆进行输送并加热至半固态, 随后在高压作用下将半固态浆料快速注入模具中实现近净成形^[23]。相比传统铸造工艺, 该技术具有成形温度低、补缩压力高、组织细小以及铸件致密度高等优点, 可改善镁合金力学性能。此外, 颗粒状原料有利

于增强相的加入, 螺杆在输送和成形过程中产生的强烈剪切作用能够促进增强颗粒均匀分散, 从而实现高质量镁基复合材料的快速制备。前期研究表明, 该技术在制备镁基复合材料方面具有明显优势^[24-26]。例如, Chen等^[27]采用半固态注射成形技术制备了石墨烯增强AZ91D镁基复合材料, 实现了组织细化和力学性能的提升; Gu等^[28]采用半固态注射成形技术制备了SiC和Al₂O₃增强AZ91D复合材料, 使材料屈服强度提高至186 MPa, 弹性模量提高至48.6 GPa。

颗粒增强镁基复合材料的力学性能受增强相种类、粒径、体积分数、界面结合状态及分散均匀性等多种因素影响。为预测和分析复合材料性能, 研究人员建立了多种理论模型。剪切滞后理论通过基体与增强相体积分数、基体屈服强度以及增强相长径比等参数预测复合材料的屈服强度^[29], 但该理论未充分考虑其他强化机制。Orowan强化机制认为, 弥散颗粒能够阻碍位错运动并形成位错环, 从而提高材料强度^[30]。此外, 增强颗粒在凝固过程中还可作为异质形核核心, 细化晶粒组织^[31], Hall-Petch关系可用于定量描述细晶强化对屈服强度的贡献^[32]。对于复合材料弹性模量的预测, Halpin-Tsai模型被广泛应用, 并已在多种颗粒增强复合材料中得到验证^[33-34]。然而, 半固态注射成形制备的镁基复合材料具有不同于传统工艺的特殊组织特征, 其组织演化规律及强化机制目前仍缺乏系统研究。

因此, 本课题采用半固态注射成形技术制备了SiC增强AZ91D和AM60B镁基复合材料, 系统研究了成形温度、SiC粒径及含量对复合材料组织演化和力学性能的影响规律, 并结合理论模型分析了载荷传递、热失配位错强化和细晶强化等机制, 以期为高性能镁基复合材料的设计与制备提供理论依据。

1 试验材料与方法

1.1 试样制备

试验原材料为AZ91D、AM60B镁合金颗粒(由中国宝武集团提供)和SiC颗粒(由中国AVIMETAL公司提供)。采用YIZUMI UN400MGII半固态注射成形设备制备SiC/AZ91D和SiC/AM60B复合材料。首先按照设计体积分数将镁合金颗粒与SiC颗粒混合。为保证SiC

颗粒能够均匀附着于镁合金颗粒表面,加入适量聚乙二醇作为粘结剂。随后将混合物加入V型混料机中混合20 min,以实现均匀分散。混合完成后,立即将原料加

入料筒中,并在封闭环境下完成熔融与成形过程,以防止镁合金氧化。具体制备流程如图1所示(以AZ91D为例)。



图1 镁基复合材料制备流程示意图

Fig. 1 Schematic illustration of the manufacturing process for Mg matrix composites

对于SiC/AZ91D复合材料,料筒最终温度分别设定为600、610、620和630℃。为研究颗粒尺寸对复合材料性能的影响,选用平均粒径为2.5、10、36 μm的SiC颗粒, SiC体积分数设定为0、3%、6%、9%和12.4%。

在SiC/AM60B复合材料制备过程中,料筒温度恒定为625℃,该温度低于合金液相线温度,处于固液两相共存的半固态温度区间。SiC颗粒增强相平均粒径为2.5 μm,将其体积分数分别设定为0、1.7%、3%、4.7%和6%。两种镁基复合材料试样均采用相同模具和工艺条件制备,以保证不同合金体系试验结果之间的可比性。

1.2 试验方法

采用线切割机将制备的镁基复合材料切割成尺寸为10 mm × 10 mm × 3 mm的金相试样,用树脂镶嵌,然后打磨抛光,以获得镜面表面。采用Leica DM6M光学显微镜观察SiC颗粒在镁合金基体中的分布情况。采用维氏硬度计测定试样硬度,每组试样测量10次,取平均值作为最终硬度结果。

通过注射成形制备标准哑铃状拉伸试样,无需进行后续机械加工。试样总长度为170 mm,两端夹持段尺寸为Φ9 mm × 44 mm,有效标距段尺寸为Φ6 mm × 60 mm。拉伸试验采用上海三思纵横机械制造有限公司生产的UTM5000系列万能试验机进行,应变采用25 mm引伸计测量。每组材料测试3个试样,取平均值作为最终结果。

2 试验结果

2.1 微观结构

2.1.1 温度对SiC/AZ91D复合材料的影响

以添加体积分数6%、尺寸36 μm的SiC为例,不同成形温度下SiC/AZ91D复合材料的微观组织如图2所示。总体来看, SiC增强相能够均匀分布于镁合金基体中,且界面结合良好,未观察到明显颗粒团聚或偏聚现象,说明所采用的制备工艺能够有效实现增强相的均匀弥散分布。此外,随着成形温度升高,复合材料中未熔固相明显减少,当温度升至620℃以上时未熔固相极少。该结果表明,复合材料中固相比比例对温度变化较为敏感,升高温度有利于固相颗粒进一步熔化,从而改善半固态浆料的均匀性和流变性能。

2.1.2 SiC粒径和含量对SiC/AZ91D复合材料的影响

600℃成形条件下,不同粒径SiC含量对SiC/AZ91D复合材料微观组织的影响如图3~图5所示。SiC颗粒越细小,浆料粘度越高,成形难度越大。但本研究中,不同粒径SiC增强复合材料均表现出良好的颗粒分散均匀性,即使在12.4%高含量下,三种SiC增强颗粒亦未出现团聚现象。

SiC颗粒尺寸对复合材料中未熔固相含量具有显著影响。当SiC粒径为2.5 μm时,复合材料中未观察到明显未熔固相,如图3所示。当SiC粒径增加至10 μm时,随着SiC含量增加,未熔固相含量明显降低, SiC含量超过6%后,未熔固相基本消失,但组织中仍可观察到少量粗大晶粒,如图4所示。当SiC粒径增至36 μm时,

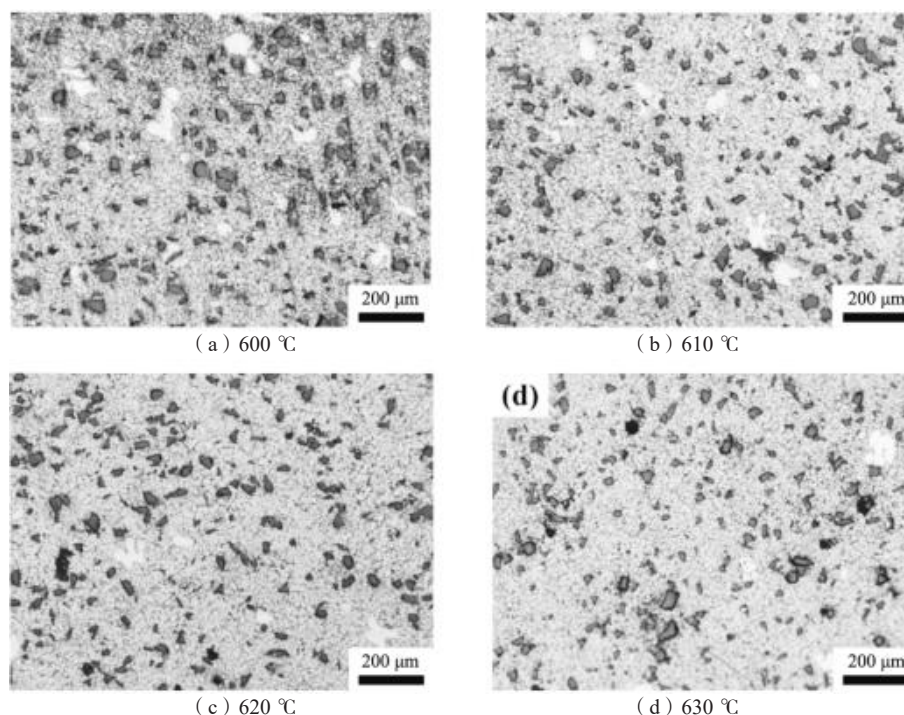


图2 不同成形温度下SiC/AZ91D复合材料的微观组织 (36 μm/6%SiC)

Fig. 2 Microstructures of the SiC/AZ91D composites fabricated at different temperatures (36 μm/6%SiC)

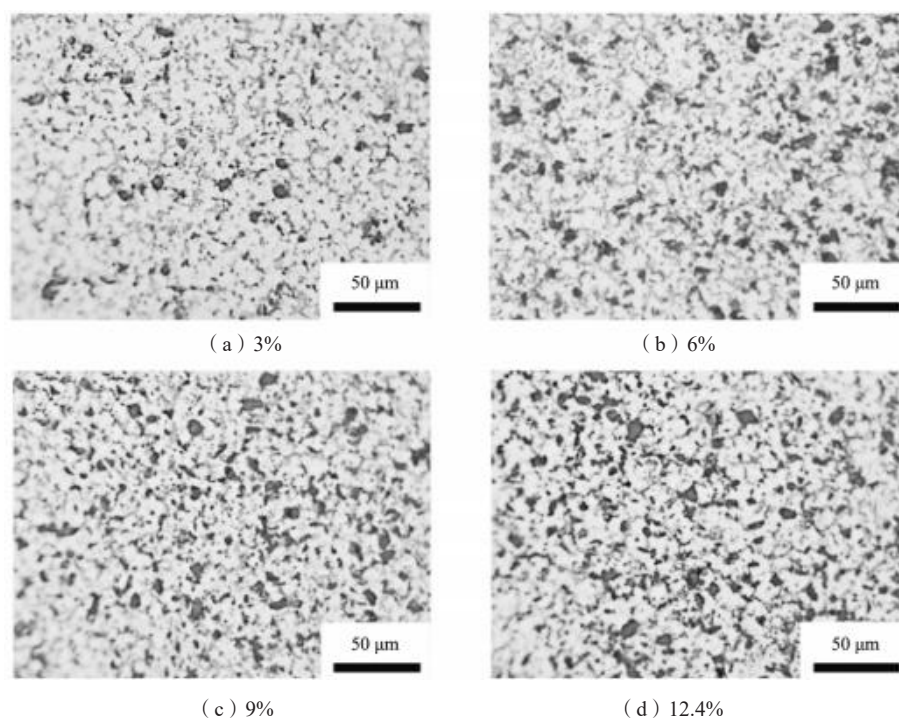


图3 2.5 μm SiC含量对SiC/AZ91D复合材料微观组织的影响

Fig. 3 Effect of SiC content on the microstructures of SiC/AZ91D composites with SiC particle size of 2.5 μm

在6%~12.4%含量范围内, 组织中始终存在一定数量的未熔固相。随着SiC含量增加, 未熔固相平均尺寸逐渐减小, 由6%时的约100 μm降至12.4%时的50 μm左右, 如图5所示。综上, 随着SiC颗粒尺寸增大, 复合材料中未熔固相含量逐渐增加; 随SiC含量增加, 未熔固相则逐渐减少。

如图6所示, SiC颗粒对基体组织具有明显的细化作用, 随着SiC含量增加, 两种复合材料晶粒尺寸显著减小。630 °C下2.5 μm SiC增强AZ91D基复合材料细化效果最好, 平均晶粒尺寸由约15 μm减小至约6 μm。SiC/AM60B复合材料的平均晶粒尺寸随SiC含量增加由约10 μm减小至约6 μm。

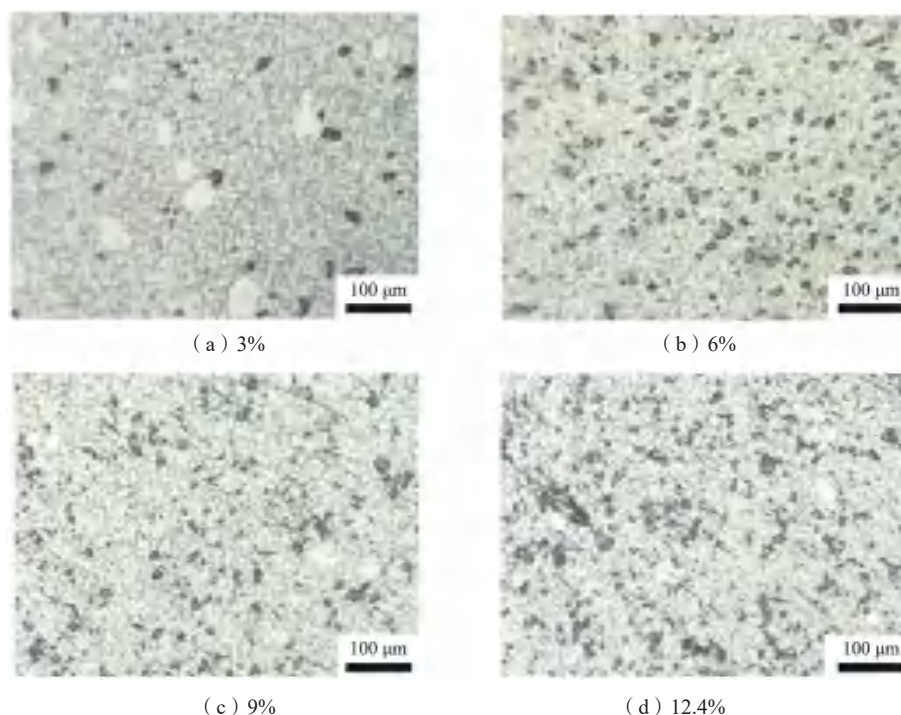


图4 10 μm SiC含量对SiC/AZ91D复合材料微观组织的影响

Fig. 4 Effect of SiC content on the microstructures of SiC/AZ91D composites with SiC particle size of 10 μm

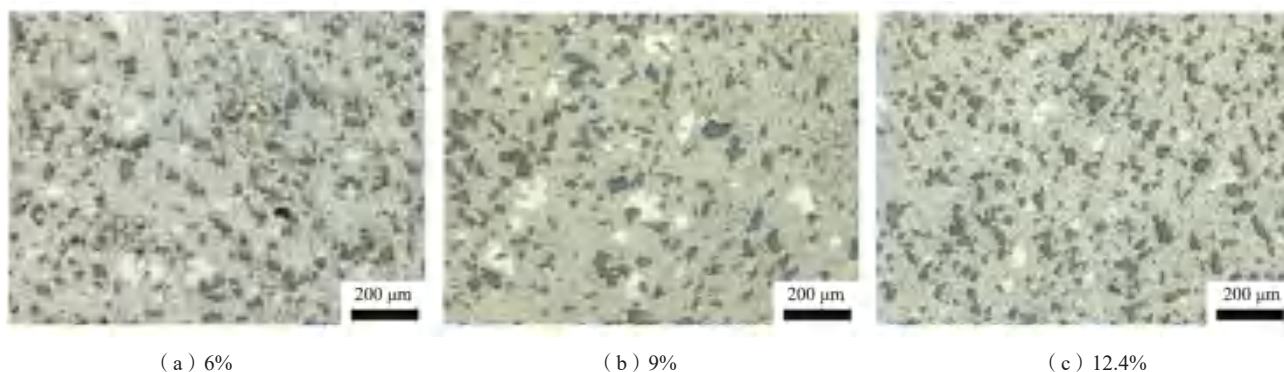


图5 36 μm SiC含量对SiC/AZ91D复合材料微观组织的影响

Fig. 5 Effect of SiC content on the microstructures of SiC/AZ91D composites with SiC particle size of 36 μm

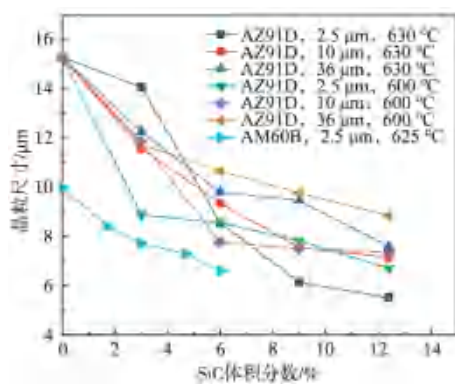


图6 SiC含量对复合材料晶粒尺寸的影响

Fig. 6 Effect of SiC content on grain sizes of the composites

2.1.3 SiC含量对SiC/AM60B复合材料的影响

不同SiC含量下SiC/AM60B复合材料的微观组织

如图7所示。在成形性能方面，虽然SiC/AM60B复合材料的SiC含量相对较低，但其成形难度明显高于SiC/AZ91D复合材料。SiC颗粒在AM60B基体中同样表现出良好的分散均匀性，未发现明显的团聚或偏聚现象。所制备AM60B基复合材料中均存在一定数量的未熔固相，与AZ91D基复合材料类似，随着SiC含量增加未熔固相含量逐渐降低。此外，结合图6的晶粒尺寸对比结果可以看出，SiC/AM60B复合材料的晶粒尺寸整体上小于SiC/AZ91D复合材料。

2.2 力学性能

2.2.1 硬度

成形温度对SiC/AZ91D复合材料显微硬度的影响如图8所示。随着成形温度升高，复合材料显微硬度近

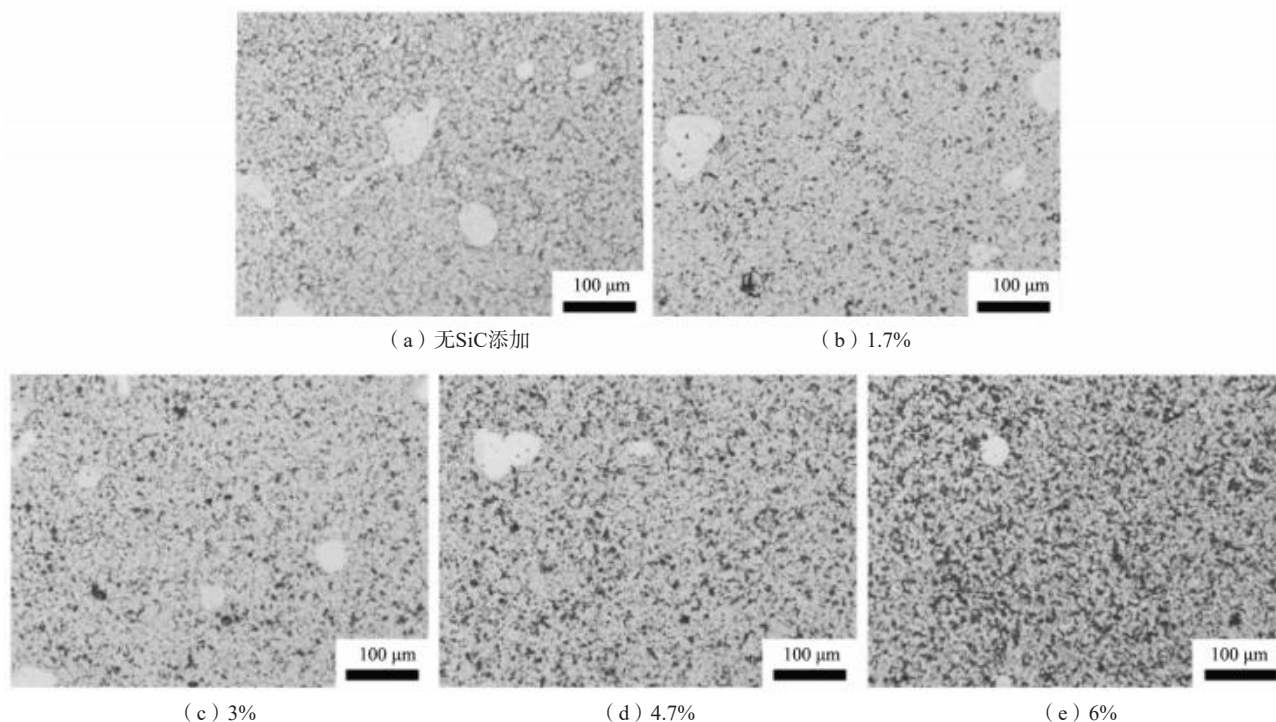


图7 SiC含量对SiC/AM60B复合材料微观组织的影响

Fig. 7 Effect of SiC content on the microstructures of SiC/AM60B composites

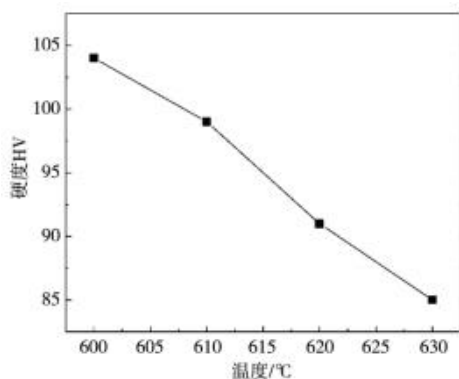
图8 成形温度对SiC/AZ91D复合材料硬度的影响
(36 μm/6%SiC)

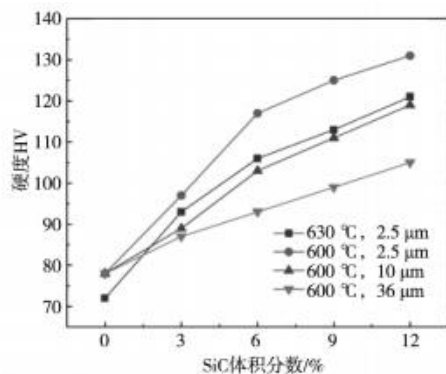
Fig. 8 Effect of forming temperature on the hardness of SiC/AZ91D composites (36 μm/6% SiC)

似呈线性下降趋势, 由600 °C时的HV104降低至630 °C时的HV85, 降幅约为18%。

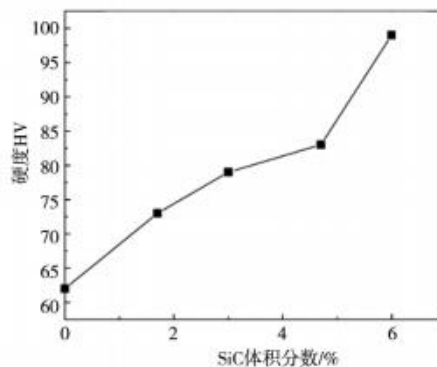
SiC含量对SiC/AZ91D和SiC/AM60B复合材料硬度的影响如图9所示。两种复合材料均表现出相似趋势, 随着SiC含量增加, 显微硬度近似线性增加。其中, 当SiC含量达到12.4%时, SiC/AZ91D复合材料的硬度提高约60%; 对于SiC/AM60B复合材料, 当SiC含量为6%时, 硬度提高约35%。此外, 由图9(a)可以看出, 2.5 μm SiC颗粒增强的AZ91D基复合材料表现出较高硬度。这一结果与其晶粒组织较为细小相一致, 表明晶粒细化对硬度提升具有重要作用。

2.2.2 弹性模量

SiC/AZ91D和SiC/AM60B复合材料弹性模量随SiC



(a) SiC/AZ91D



(b) SiC/AM60B

图9 SiC含量对复合材料硬度的影响

Fig. 9 Effect of SiC content on the hardness of composites

含量的变化如图10所示。当2.5 μm SiC含量达到12.4%时, SiC/AZ91D复合材料的弹性模量由未添加SiC时的42 GPa增加至56 GPa, 提高约33%。与硬度变化规律相同, 较小粒径SiC颗粒以及较低成形温度有利于获得更高的弹性模量。SiC/AM60B复合材料的弹性模量变化趋势与SiC/AZ91D基本一致, 当SiC含量为6%时, 其弹性模量由41 GPa提高至47 GPa, 提升约14.6%。

2.2.3 强度和塑性

SiC含量对SiC/AZ91D复合材料屈服强度、抗拉强度及断后伸长率的影响如图11所示。随着SiC含量增加, 复合材料的屈服强度和抗拉强度基本呈上升趋势

势, 断后伸长率显著下降。添加12.4%SiC时, 复合材料的屈服强度和抗拉强度分别较基体合金提高约31%和19%, 颗粒增强作用显著, 但断后伸长率降至0.5%以下, 材料塑性变形能力大幅削弱。

在屈服强度方面, 相同成形温度下, 较小粒径SiC具有更明显的强化效果。在600 $^{\circ}\text{C}$ 及9%SiC含量下, 2.5 μm SiC增强复合材料的屈服强度比36 μm SiC增强复合材料高约16%。相比之下, 抗拉强度的变化体现出多机制耦合作用, 在相同成形温度下, 抗拉强度并未随SiC粒径减小而单调增加, 而是在10 μm 粒径时表现出最佳强化效果。

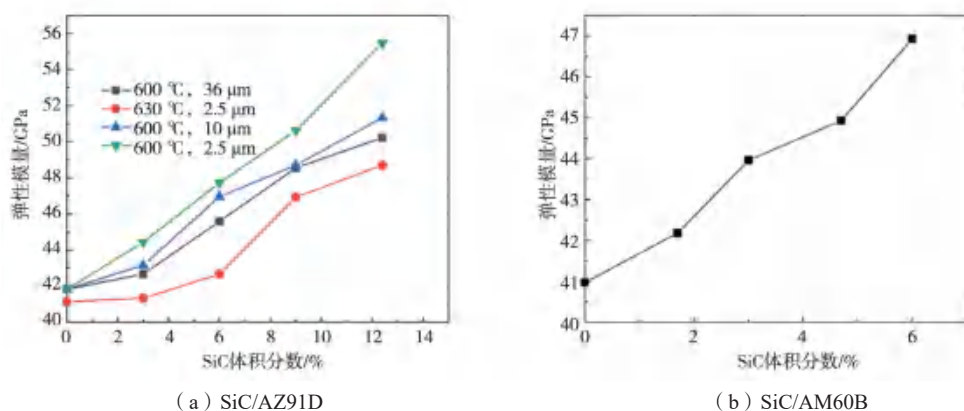


图10 SiC含量对复合材料弹性模量的影响

Fig. 10 Effect of SiC content on the elastic modulus of the composites

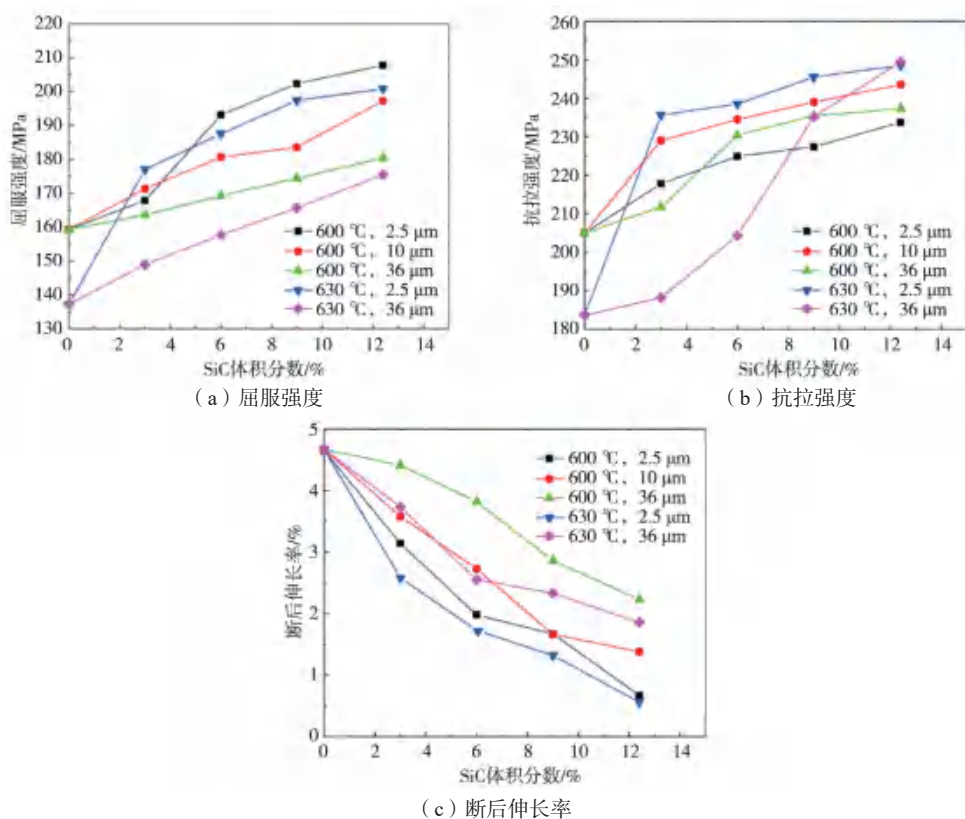


图11 SiC含量对SiC/AZ91D复合材料屈服强度、抗拉强度和断后伸长率的影响

Fig. 11 Effect of SiC content on the yield strength, tensile strength, and elongation of the SiC/AZ91D composites

成形温度对抗拉强度的影响同样与颗粒尺寸及SiC含量密切相关。对于2.5 μm SiC增强复合材料, 630 $^{\circ}\text{C}$ 成形试样的抗拉强度高于600 $^{\circ}\text{C}$ 试样。而对于36 μm SiC增强复合材料, 当SiC含量低于9%时, 600 $^{\circ}\text{C}$ 即可保证较好的流动性与成形质量, 从而获得高抗拉强度; 当SiC含量超过9%时, 浆料流动性下降, 此时提高成形温度至630 $^{\circ}\text{C}$ 有助于改善充型能力、减少缺陷形成, 从而提高抗拉强度。

SiC含量对AM60B基复合材料力学性能的影响规律如图12所示。其屈服强度与断后伸长率的变化趋势与AZ91D基复合材料基本一致, 但抗拉强度随SiC含量增加反而逐渐降低。这表明, SiC在AM60B基体中的强化作用受到整体成形质量的制约。

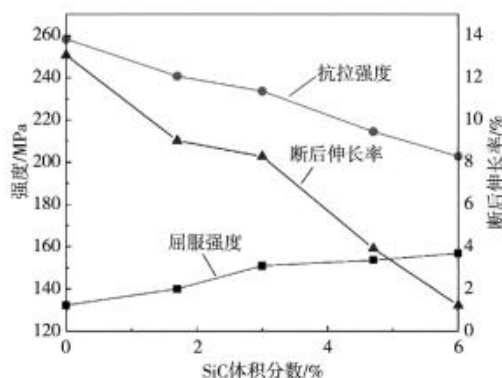


图12 SiC含量对SiC/AM60B复合材料力学性能的影响
Fig. 12 Effect of SiC content on the mechanical properties of the SiC/AM60B composites

3 分析与讨论

3.1 微观结构

3.1.1 成形性

成形温度对复合材料的成形性能具有显著影响。在较低温度下, 半固态浆料表观粘度较高, 且SiC颗粒的分散强化作用进一步提高了流动阻力, 导致流动性明显下降。高粘度条件下, 浆料易在螺杆表面附着并积聚, 增加螺杆与料筒间的摩擦阻力, 严重时会产生明显的摩擦噪声, 不利于设备稳定运行。随着温度升高, 液相比例增加, 体系粘度降低, 浆料流动性改善, 成形过程更加稳定连续, 同时摩擦磨损减轻, 有利于延长设备寿命。

SiC/AM60B较SiC/AZ91D更难成形, 主要源于两种合金液相线温度关系不同。AZ91D成形温度高于液相线温度, 浆料接近全液态, 流动阻力较小, SiC加入后虽然会提高浆料粘度, 但仍能够保持较好的充型能力。而AM60B成形温度低于液相线温度, 体系中含较

多初生固相, 呈高粘度半固态。加入SiC后固相比例与颗粒相互作用进一步提高, 流动性恶化, 从而加剧螺杆与料筒摩擦并增大了设备负载。

3.1.2 分散性

本研究中, 在3%~12.4%SiC范围内, 不同粒径SiC增强复合材料均表现出良好的均匀分散性。这是因为, 螺杆产生的较大剪切应力, 可有效破碎浆料中的初始团聚颗粒, 使其解聚并重新分散, 从而实现增强相的均匀化分布。此外, 高粘度还能有效抑制颗粒沉降与偏聚, 保证组织稳定性。试验结果表明, 在初始混料阶段实现SiC与镁颗粒的均匀混合, 后续成形过程中基本不会发生明显二次团聚。

3.1.3 固相率

小粒径SiC有利于减少未熔固相, 其原因主要有两方面: 一是细小SiC颗粒对基体中粗大固相起到机械破碎作用, 在半固态注射过程中, 大量细小颗粒随浆料高速流动, 不断冲击和切割初生固相, 使其细化; 二是小粒径颗粒可显著提高浆料表观粘度与剪切应力, 在高剪切场条件下, 未熔固相更易发生变形、断裂与重新分散, 从而减少粗大固相残留, 并促进组织均匀化。

SiC含量同样会影响复合材料中的未熔固相比例, 尤其是在大粒径SiC增强体系中。结合图5可知, 增加SiC能够在一定程度上减少未熔固相。这是由于更多SiC颗粒参与浆料流动后, 可形成更加复杂密集的局部剪切场, 颗粒间相互作用增强, 从而增大了对未熔固相的冲击、摩擦和破碎作用。另外, SiC颗粒增加后, 还会对初生固相的生长产生空间限制效应, 阻碍固相颗粒进一步长大、聚并, 使未熔固相尺寸减小。因此, 即使对于大粒径SiC体系, 随着SiC含量增加, 未熔固相仍呈现逐渐细化和减少的趋势。

3.1.4 晶粒细化作用

SiC颗粒对复合材料的晶粒细化作用主要通过两种机制实现: 一方面, 均匀弥散的细小SiC颗粒可作为异质形核核心, 提高形核率并抑制晶粒长大; 另一方面, 在半固态注射成形过程中, 增强颗粒随强剪切流场, 对初生晶粒及枝晶产生破碎与重排作用。两种机制协同作用, 使复合材料获得更加均匀细化的组织。

SiC粒径和成形温度对细化效果也具有重要影响。粒径越小, 比表面积越大, 可提供更多形核位置; 成形温度降低则能够加快凝固过程, 缩短晶粒生长时间, 从而抑制晶粒粗化。

3.2 力学性能

3.2.1 弹性模量

Tsai-Halpin方程是一种半经验微观力学模型, 其综

合考虑了基体弹性模量、增强相弹性模量及增强相体积分数等因素, 广泛用于颗粒增强复合材料弹性模量的预测与分析^[35]。本文采用该经典模型预测SiC/AZ91D复合材料的弹性模量, 并与试验结果进行对比。

SiC/AZ91D复合材料的弹性模量可表示为:

$$E_c = \frac{E_m \cdot (1 + \xi \eta V_p)}{1 - \eta V_p} \quad (1)$$

其中,

$$\eta = \frac{\left(\frac{E_p}{E_m} - 1\right)}{\left(\frac{E_p}{E_m} + \xi\right)} \quad (2)$$

式中: E_m 为基体弹性模量; E_p 为增强相弹性模量; V_p 为增强相体积分数; ξ 为长径比参数, 对于近似等轴颗粒增强体系, ξ 通常取1。

图13为实测弹性模量与Tsai-Halpin模型计算结果对比。当 $\xi=1$ 时, 理论计算值与试验结果吻合较好; 当 $\xi=2$ 时, 计算结果接近试验值的上限。这表明本研究所用SiC颗粒形貌接近球形, 符合等轴颗粒假设。

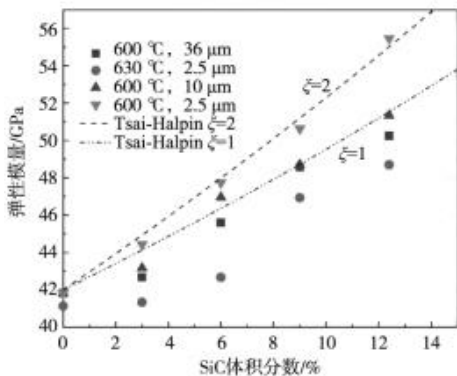


图13 SiC/AZ91D复合材料弹性模量试验数据与Tsai-Halpin模型计算结果对比

Fig. 13 Comparison of the elastic modulus test data with the Tsai-Halpin calculation results for the SiC/AZ91D composites

3.2.2 屈服强度、抗拉强度和硬度

对于SiC/AZ91D复合材料, 较细SiC颗粒结合较低成形温度有利于提高屈服强度, 这源于细晶强化与弥散强化作用。中等粒径SiC对应最佳抗拉强度则是多机制竞争作用的结果。细颗粒有利于晶粒细化并提高强度, 但粒径减小会显著增加颗粒-基体界面面积, 提高界面缺陷概率, 容易在拉伸过程中形成微裂纹源, 从而降低塑性。此外, 细颗粒导致浆料粘度升高、流动性下降, 易引入孔隙等成形缺陷, 不利于抗拉强度提升。

成形温度对强度的影响与颗粒尺寸密切相关。对

于细颗粒体系, 浆料粘度较高、流动阻力大, 提高成形温度有助于改善流动性并获得高质量制件; 而在粗颗粒体系中, 该作用相对较弱。

SiC/AM60B复合材料抗拉强度随SiC含量增加而降低, 原因在于AM60B复合材料在半固态区间成形, 浆料中本身已含有较高比例的初生固相, 体系流动阻力较大。当SiC含量进一步增加时, 浆料表观粘度显著升高, 容易在充型过程中形成微孔隙、缩松及局部未充满等缺陷。虽然这些缺陷在光学显微镜中难以观察到, 但在拉伸过程中会成为裂纹优先萌生位置, 对抗拉强度产生不利影响。因此, AM60B复合材料中由于成形缺陷增加所带来的强度损失超过了颗粒增强效应, 最终表现为抗拉强度随SiC含量增加而下降。

3.3 强化机制

一般而言, 颗粒增强复合材料的强化机制可分为直接强化与间接强化两类^[36]。其中, 直接强化通常表现为载荷传递, 即外加载荷由基体部分转移至增强相, 该机制在连续纤维增强复合材料中占主导作用; 而在颗粒增强体系中, 需重点考虑间接强化机制的贡献。

间接强化主要包括三种形式: 一是由增强相与基体热膨胀系数差异引起的热失配强化; 二是由弥散颗粒阻碍位错运动产生的Orowan强化; 三是由增强相促进异质形核并抑制晶粒长大所形成的细晶强化。这些机制通过调控微观组织演化及位错行为, 共同提升复合材料的整体强度。为系统评估各强化机制对材料性能的贡献, 下面分别对其作用机理进行分析。

3.3.1 载荷传递强化

基体向增强相的载荷传递过程通常可采用剪切滞后理论进行描述^[37]。Nardone和Prewo对经典剪切滞后模型进行修正, 纳入了颗粒端部的载荷传递效应, 使其更适用于颗粒增强复合材料^[29, 38]。对于近似等轴颗粒增强体系, 载荷传递引起的强度增量可简化为:

$$\Delta \sigma_L = 0.5 \cdot V_p \cdot \sigma_m \quad (3)$$

式中: σ_m 为基体强度; V_p 为增强相体积分数。

3.3.2 Orowan强化

Orowan强化机制在提高复合材料屈服强度中具有重要作用, 但其强化效果与颗粒尺寸密切相关, 颗粒-位错相互作用具有明显的尺寸敏感性。对于等轴颗粒, 位错绕过颗粒所需的Orowan应力可表示为:

$$\Delta \sigma_O = \frac{2Gb}{\lambda} \quad (4)$$

式中: G 为基体剪切模量; b 为伯格矢量; λ 为颗粒间距。

对于纳米级颗粒， λ 较小，因此Orowan强化作用显著；而微米级颗粒，颗粒间距较大，对位错运动的阻碍作用较弱，在与其他强化机制相比时通常可忽略^[39]。

3.3.3 热失配强化

由于SiC颗粒与镁合金基体之间存在显著的热膨胀系数差异，在冷却过程中会产生较大的热失配应力，从而诱导形成大量几何必要位错，成为颗粒增强复合材料的重要强化来源之一。该机制在细颗粒和高体积分数条件下尤为显著。Arsenault利用透射电子显微镜对该现象进行了直接观察^[40]，并由Shi等进一步建立模型对新增位错密度 ρ_D 进行定量描述^[41]。该模型假设新增位错在基体中均匀分布，且热失配应力完全通过位错生成得到释放。对于近似等轴颗粒增强体系，其位错密度可表示为：

$$\rho_D = \frac{12 \cdot \Delta \alpha \cdot \Delta T \cdot V_p}{b \cdot d_p \cdot (1 - V_p)} \quad (5)$$

式中： $\Delta \alpha$ 为基体与增强相热膨胀系数差； ΔT 为冷却温度变化； b 为伯格矢量； d_p 为平均颗粒尺寸。

由热失配位错引起的强化增量 $\Delta \sigma_D$ 可表示为：

$$\Delta \sigma_D = \beta \cdot G \cdot b \cdot \sqrt{\rho_D} \quad (6)$$

式中： β 为几何常数，通常取1.25； G 为基体剪切模量。

3.3.4 细晶强化

SiC颗粒的引入能够显著细化镁基体的晶粒，尤其在小粒径、高分散条件下，晶粒细化效应更加明显，对材料强度提升贡献显著。因此，细晶强化被认为是颗粒增强镁基复合材料的重要强化机制之一。晶粒细化带来的强化效应可用Hall-Petch关系进行定量描述，其表达式为：

$$\Delta \sigma_{GS} = k \left(\frac{1}{\sqrt{d_c}} - \frac{1}{d_M} \right) \quad (7)$$

式中： k 为材料常数，通常取 $0.28 \text{ MN} \cdot \text{m}^{-3/2}$ ； d_c 和 d_M 分别为复合材料与未增强基体的平均晶粒尺寸。

3.3.5 理论与试验结果对比

基于对SiC/AZ91D复合材料的组织特征与力学性能分析，屈服强度的提高主要源于三种强化机制的协同作用，即热失配强化、载荷传递强化以及细晶强化。为便于工程化预测，采用线性叠加方法对各强化机制的贡献进行估算，其表达式如下：

$$\Delta \sigma_{\text{total}} = \Delta \sigma_D + \Delta \sigma_L + \Delta \sigma_{GS} \quad (8)$$

在理论计算过程中， ΔT 定义为合金固相线温度与室温的差值。计算所需的材料物性参数列于表1^[37]。

表1 AZ91D的物理参数
Tab. 1 Physical properties of the AZ91D

$\alpha_{\text{Mg}}/10^{-6} \text{ K}$	$\alpha_{\text{SiC}}/10^{-6} \text{ K}$	$T_{\text{solidus}}/^\circ\text{C}$	$b/10^{-10} \text{ m}$	G/GPa
26.0	4.7	412	3.21	16.7

理论计算与试验测得的SiC/AZ91D复合材料屈服强度对比如图14所示，整体数据吻合较好。这表明复合材料中SiC颗粒分布较为均匀，且SiC与镁合金基体之间形成了良好的界面结合。

需要指出的是，半固态注射成形所特有的微观组

织特征（如固相率波动等）也会对力学性能产生一定影响，因此试验结果在理论拟合曲线附近呈一定离散分布。尽管如此，该理论模型仍可为颗粒增强镁基复合材料屈服强度的预测提供有效参考。

4 结论

采用半固态注射成形成功制备了SiC增强AZ91D和AM60B镁基复合材料，并对其显微组织与力学性能进行了系统研究，主要结论如下：

（1）SiC颗粒在体积分数高达12.4%时仍能在基体中均匀分散，未出现明显团聚现象，表明该工艺可有效制备高质量颗粒增强镁基复合材料。

（2）成形温度、SiC粒径及含量对组织演化有显著影响。提高成形温度可降低未熔固相含量；减小SiC颗粒尺寸有利于晶粒细化并改善半固态浆料均匀性。

（3）SiC增强相显著提升了AZ91D镁基复合材料的力学性能，硬度与弹性模量随SiC含量增加而提高，屈服强度与抗拉强度整体上升，断后伸长率明显下降，

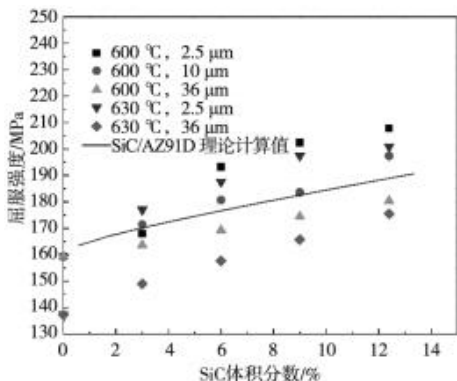


图14 理论计算与试验测得的SiC/AZ91D复合材料屈服强度对比
Fig. 14 Comparison between experimentally measured yield strength of the SiC/AZ91D composites and theoretical predictions

表现出典型的强度-塑性权衡关系。

(4) 复合材料的强化主要来源于载荷传递、热失配位错强化及细晶强化三种机制的协同作用, 理论分析与试验结果吻合较好。

参考文献:

- [1] Nirala A, Soren S, Kumar N, et al. Comprehensive study of magnesium based metal matrix composite [J]. *Materials Today: Proceedings*, 2021, 46 (15): 6587-6591.
- [2] Patel M, Pardhi B, Chopara S, et al. Lightweight composite materials for automotive: a review [J]. *Carbon*, 2018, 5 (11): 41-47.
- [3] Zhao G L, Zhao B, Ding W F, et al. Nontraditional energy-assisted mechanical machining of difficult-to-cut materials and components in aerospace community: a comparative analysis [J]. *International Journal of Extreme Manufacturing*, 2024, 6 (2): 022007.
- [4] Cho J H, Jeong S S, Kang S B. Deep drawing of ZK60 magnesium sheets fabricated using ingot and twin-roll casting methods [J]. *Materials & Design*, 2016, 110: 214-224.
- [5] Tharumarajah A, Koltun P. Is there an environmental advantage of using magnesium components for light-weighting cars? [J]. *Journal of Cleaner Production*, 2007, 15 (11/12): 1007-1013.
- [6] Faisal N, Kumar D, Kumar A, et al. Experimental analysis for the performance assessment and characteristics of enhanced magnesium composites reinforced with nano-sized silicon carbide developed using powder metallurgy [J]. *ACS Omega*, 2024, 9 (5): 5230-5245.
- [7] Kumar A, Kumar S, Mukhopadhyay N K, et al. Effect of TiC reinforcement on mechanical and wear properties of AZ91 matrix composites [J]. *International Journal of Metalcasting*, 2022, 16 (4): 2128-2143.
- [8] Emadi P, Andilab B, Ravindran C. Processing and properties of magnesium-based composites reinforced with low levels of Al_2O_3 [J]. *International Journal of Metalcasting*, 2022, 16 (4): 1680-1692.
- [9] Upadhyay G, Saxena K K, Sehgal S, et al. Development of carbon nanotube (CNT)-reinforced Mg alloys: fabrication routes and mechanical properties [J]. *Metals*, 2022, 12 (8): 1392.
- [10] Pillari L K, 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.
- [11] Sahoo S K, Sahoo B N, Panigrahi S K. Investigation into machining performance of microstructurally engineered in-situ particle reinforced magnesium matrix composite [J]. *Journal of Magnesium and Alloys*, 2023, 11 (3): 916-935.
- [12] Li W, Nie K B, Deng K K, et al. Simultaneously improved modulus, thermal expansion coefficient and wear resistance of a Mg-6Zn-1Gd-0.3Ca matrix composite by adding high volume fraction SiC particles [J]. *Journal of Materials Research and Technology*, 2023, 26: 4282-4295.
- [13] Seshadhri V, Sarala R, Alagarsamy S V. Mechanical, biodegradability and biocompatibility behaviour of seashell and ZrO_2 particulates reinforced AZ31 Mg composites [J]. *Ceramics International*, 2024, 50 (9): 15613-15622.
- [14] Sun H, Ma A B, Jiang J H, et al. Revealing the tensile creep behavior and mechanism of SiC particles reinforced AZ31 composite fabricated by liquid metallurgy [J]. *Materials Science and Engineering A*, 2023, 862: 144325.
- [15] Azeem M A, Kumar A M, Abdelaal A F, et al. Processing, mechanical, corrosion, and wear behavior of ZnO-reinforced Mg and Mg-Zr matrix composites for bioimplant applications [J]. *Materials Chemistry and Physics*, 2024, 314: 128884.
- [16] Kumar A, Pandey P M. Development of Mg based biomaterial with improved mechanical and degradation properties using powder metallurgy [J]. *Journal of Magnesium and Alloys*, 2020, 8 (3): 883-898.
- [17] Idrisi A H, Mourad A H I. Conventional stir casting versus ultrasonic assisted stir casting process: mechanical and physical characteristics of AMCs [J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2019, 805: 502-508.
- [18] Zhang Z D, Wang Q P, He Y J, et al. Microstructure and properties of multi-layer and multi-bead parts of 316 stainless steel fabricated by laser-arc hybrid additive manufacturing [J]. *Optics & Laser Technology*, 2024, 168: 109903.
- [19] Lai S W, Chung D D L. Fabrication of particulate aluminium-matrix composites by liquid metal infiltration [J]. *Journal of Materials Science*, 1994, 29 (12): 3128-3150.
- [20] Wu J J, Yuan Y, Chen T, et al. The oxidation behavior and reaction thermodynamics and kinetics of the Mg-X (X= Ca/Gd/Y) binary alloys [J]. *Corrosion Science*, 2023, 225: 111609.
- [21] Kumar A, Kumar S, Mukhopadhyay N K. Introduction to magnesium alloy processing technology and development of low-cost stir casting process for magnesium alloy and its composites [J]. *Journal of Magnesium and Alloys*, 2018, 6 (3): 245-254.
- [22] Sui S, Guo S, Ma D, et al. Additive manufacturing of magnesium and its alloys: process-formability-microstructure-performance relationship and underlying mechanism [J]. *International Journal of Extreme Manufacturing*, 2023, 5 (4): 042009.
- [23] Czerwinski F. Near-liquidus molding of Mg-Al and Mg-Al-Zn alloys [J]. *Acta Materialia*, 2005, 53 (7): 1973-1984.

- [24] Lu X K, Hao W N, Kuang S X, et al. High-strength, high-toughness SiC_p reinforced Mg matrix composites manufactured by semisolid injection molding [J]. *Journal of Materials Research and Technology*, 2023, 26: 4219–4228.
- [25] Lu X K, Kuang S X, Zhou B Q, et al. Tribological behavior of SiC reinforced AZ91D composites manufactured by semisolid injection molding [J]. *Journal of Materials Research and Technology*, 2024, 28: 4076–4087.
- [26] Lu X K, Guo C R, Yue Z Y, et al. Microstructure, mechanical properties and strengthening mechanisms of Ni coated short carbon fiber reinforced AZ91D composites manufactured by injection molding [J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2025, 1042: 183954.
- [27] 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.
- [28] Gu L D, Shang X Q, Wang J, et al. The influence of SiC- Al_2O_3 reinforcements on the deformation and fracture mechanism of thixomolded Mg-based composite [J]. *Journal of Materials Science*, 2024, 59 (22) : 9892–9907.
- [29] Nardone V C, Prewé K M. On the strength of discontinuous silicon carbide reinforced aluminum composites [J]. *Scripta Metallurgica*, 1986, 20 (1) : 43–48.
- [30] Zhang Z, Chen D L. Consideration of Orowan strengthening effect in particulate-reinforced metal matrix nanocomposites: a model for predicting their yield strength [J]. *Scripta Materialia*, 2006, 54 (7) : 1321–1326.
- [31] Kang Y C, Chan S L I. Tensile properties of nanometric Al_2O_3 particulate-reinforced aluminum matrix composites [J]. *Materials Chemistry and Physics*, 2004, 85 (2/3) : 438–443.
- [32] Zhong X L, Wong W L E, Gupta M. Enhancing strength and ductility of magnesium by integrating it with aluminum nanoparticles [J]. *Acta Materialia*, 2007, 55 (18) : 6338–6344.
- [33] Halpin J C, Kardos J L. The Halpin & Tsai equations: a review [J]. *Polymer Engineering & Science*, 1976, 16 (5) : 344–352.
- [34] Zhou D, Tong X Y, Liu H J, et al. A modified Halpin-Tsai model for predicting the elastic modulus of composite materials [J]. *AIP Advances*, 2024, 14 (1) : 015157.
- [35] Sun C T, Chaturvedi S K, Gibson R F. Internal damping of short-fiber reinforced polymer matrix composites [J]. *Computers & Structures*, 1985, 20 (1/2/3) : 391–400.
- [36] Luster J M, Thumann M, Baumann R. Mechanical properties of aluminium alloy 6061- Al_2O_3 composites [J]. *Materials Science and Technology*, 1993, 9 (10) : 853–862.
- [37] Rauber C, Lohmüller A, Opel S, et al. Microstructure and mechanical properties of SiC particle reinforced magnesium composites processed by injection molding [J]. *Materials Science and Engineering A*, 2011, 528 (19) : 6313–6323.
- [38] Chawla K K. *Composite materials: science and engineering* [M]. Berlin: Springer, 2012: 197–248.
- [39] Kainer K U. *Magnesium: proceedings of the 7th international conference on magnesium alloys and their applications* [C]. Dresden: John Wiley & Sons, 2007.
- [40] Arsenault R J, Fisher R M. Microstructure of fiber and particulate SiC in 6061 Al composites [J]. *Scripta Metallurgica*, 1983, 17 (1) : 67–71.
- [41] Arsenault R J, Shi N. Dislocation generation due to differences between the coefficients of thermal expansion [J]. *Materials Science and Engineering*, 1986, 81: 175–187.