

SiC 粒径及含量对 SiC_p/ZL109 复合材料组织和性能的影响

田 燕, 韩鹏彪, 贾丽敏, 李昕悦, 王瑞环

(河北科技大学材料科学与工程学院, 河北省材料近净成形技术重点实验室, 河北石家庄 050018)

摘要: 为了改善ZL109铝合金组织, 提高合金力学性能, 本文采用机械搅拌与振动相结合的工艺制备了SiC颗粒 (SiC_p) 增强ZL109铝合金复合材料 (SiC_p/ZL109), 研究了SiC_p粒径 (13 μm、29 μm和48 μm) 及含量 (3 vol.%、5 vol.%和8 vol.%) 对复合材料组织和力学性能的影响。结果显示, SiC_p粒径为13 μm时, 晶粒组织较为细小, 粒径为48 μm时, 晶粒比较大; 体积分数5 vol.%时, 增强颗粒在基体合金中分布较均匀。在本试验条件下, 增强颗粒的最佳体积分数为5 vol.%, 颗粒粒径为13 μm, 此时SiC_p/ZL109复合材料的力学性能最好, 硬度平均值达到Hv126.41, 抗拉强度为211.39 MPa。随着颗粒粒径的增大, SiC_p/ZL109复合材料的力学性能逐渐下降。研究发现采用机械搅拌辅助振动工艺能够显著提高SiC颗粒分布的均匀性, 这可为实际生产提供理论基础和技术参考。

关键词: 金属基复合材料; 铸造工艺; 颗粒增强; 显微组织; 力学性能

作者简介:

田 燕 (2000-), 女, 硕士, 主要研究方向为颗粒增强金属基复合材料的组织及性能。E-mail: 3468845872@qq.com

通信作者:

贾丽敏, 女, 博士, 硕士生导师。电话: 15127182798, E-mail: jialimin1025@163.com

中图分类号: TG244

文献标识码: A

文章编号: 1001-4977 (2025) 05-0656-10

基金项目:

国家自然科学基金青年基金 (52002112)。

收稿日期:

2024-06-19 收到初稿,
2025-02-17 收到修订稿。

SiC颗粒增强铝基复合材料因成本较低, 高温性能好, 尺寸稳定性高, 综合力学性能优异等特点, 在航空航天、汽车、光学精密装置以及电子工业等众多领域中, 被广泛用于替代传统材料^[1-2]。颗粒增强铝基复合材料的制备工艺直接影响复合材料的综合性能, 随着科学技术的发展, 在实际生产和试验研究方面制造铝基复合材料的方法主要有液相法、液固两相法和固相法三类^[3-4]。

搅拌铸造法属于液相法的一种, 其原理是将铝合金熔化后加入增强颗粒, 再利用搅拌桨叶片高速旋转促使增强颗粒深入金属熔体, 待复合材料浆料混合均匀后, 便将其倒入模具中浇注成形^[5-6]。该方法克服了固态法成本高、制备的零件尺寸结构受限和工艺程序复杂等缺点^[7-8], 生产效率较高, 适用于大型组件的大批量生产。但搅拌铸造法制备铝基复合材料时也存在诸多问题, 如在强力搅拌时复合浆料会不可避免地引入杂质气体; 熔化温度过高时, 增强颗粒与铝合金会发生界面反应, 从而降低复合材料的力学性能; 陶瓷增强颗粒在基体合金中也会出现偏析和团聚现象^[5, 9]。目前为止, 通过机械搅拌铸造工艺制备颗粒增强铝基复合材料的研究较多, 且多数研究发现, 在机械搅拌作用下, 增强颗粒在基体合金中的团聚现象仍然比较严重^[10], 如何使陶瓷颗粒能够更均匀地分布在铝合金基体中, 是该领域研究学者急需攻克的课题。作者所在课题组研究了振动对增强颗粒在铝基复合材料中分布的影响, 研究发现, 振动工艺对增强颗粒在铝基复合材料中的分布具有显著地优化效果, 通过振动处理可以有效地打散颗粒聚集, 促进增强颗粒在铝基体中的均匀分布, 从而提高复合材料的整体性能。同时, 振动能够加速金属液中不同密度质点之间的相对运动, 使增强颗粒在金属液中分布更均匀^[11-12], 但有关机械搅拌与振动工艺相结合的方法制备铝基复合材料的报道目前还尚未发现。因此, 本文尝试在作者之前研究的基础上采用机械搅拌与振动相结合的工艺, 通过添加氧化处理的SiC颗粒制备颗粒增强铝基复合材料, 以解决传统搅拌铸造法存在的增强颗粒在基体合金中分布不均及制备的复合材料力学性能差等核心问题。

1 试验过程

1.1 试验材料

本试验中采用的增强颗粒为SiC颗粒，粒径尺寸为13 μm 、29 μm 、48 μm ，基体材料为ZL109铝合金，基体合金的化学成分如表1所示。

表1 ZL109基体合金的化学成分
Tab. 1 Chemical composition of ZL109 matrix alloy
 $w_B/\%$

Si	Cu	Mg	Ni	Al
11.897	0.633	0.903	0.915	余量

1.2 复合材料的制备

SiC颗粒在马弗炉中的预氧化处理工艺按图1进行^[9]，随炉冷却后，将预处理后团聚的SiC颗粒在研磨器皿中碾碎。

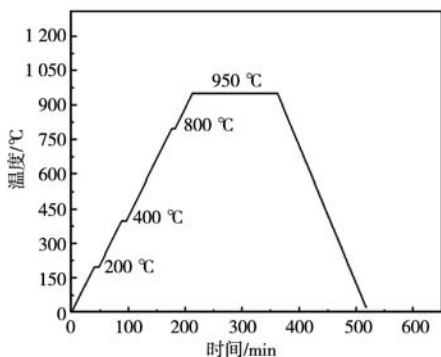


图1 SiC颗粒氧化处理工艺
Fig. 1 SiC particle oxidation process

复合材料的制备过程如下：将ZL109合金置于石墨坩埚中，加热至730 $^{\circ}\text{C}$ 使铝锭完全熔化后加入氧化处理的SiC颗粒，待复合浆料升温至750 $^{\circ}\text{C}$ 时对其进行5 min的机械搅拌，并通过 ZnCl_2 进行精炼除气，最后在振动机的振动作用下将复合浆料浇注到金属型模具中冷却成形。铸件及浇注系统结构如图2所示。

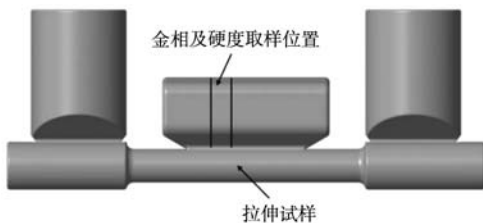


图2 铸件及浇注系统结构
Fig. 2 Casting and pouring system structure

1.3 测试与表征

1.3.1 显微组织

采用线切割技术从 $\text{SiC}_p/\text{ZL109}$ 复合材料中取尺寸为10 mm $\times$ 10 mm $\times$ 10 mm金相试样，取样位置如图2所示。经磨制、抛光后采用金相显微镜（OM）和扫描电镜（SEM）观察试样的表面形貌和微观结构，通过能谱仪（EDS）对材料微区成分元素种类与含量进行分析。

1.3.2 拉伸性能测试

拉伸性能测试在MTS微机控制万能试验机上完成，试验机的拉伸速度为1 mm/min，最终获得抗拉强度和断后伸长率等基本参数。拉伸试样尺寸如图3所示，每组测定3个拉伸试样，取平均值。

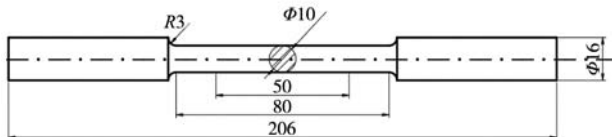


图3 拉伸试样尺寸
Fig. 3 Tensile specimen size

1.3.3 硬度测试

沿拉伸试样夹持段横截面上某一直径处从边缘到中心再到边缘的测量方法，利用维氏硬度计对抛光后的金相试样进行硬度测试，每次保压时间为10 s，每组试样测试10个点（相邻两个测量点之间的间距为1 mm），硬度打点位置如图4所示。

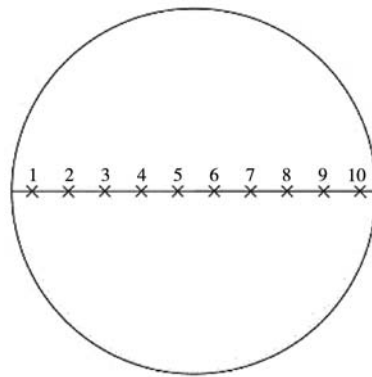


图4 硬度测试点示意图
Fig. 4 Schematic diagram of hardness test points

2 结果与讨论

2.1 振动的影响

图5分别为不同工艺下复合材料组织的扫描电镜照片，由图5（a）可以看出，机械搅拌条件下制备的复

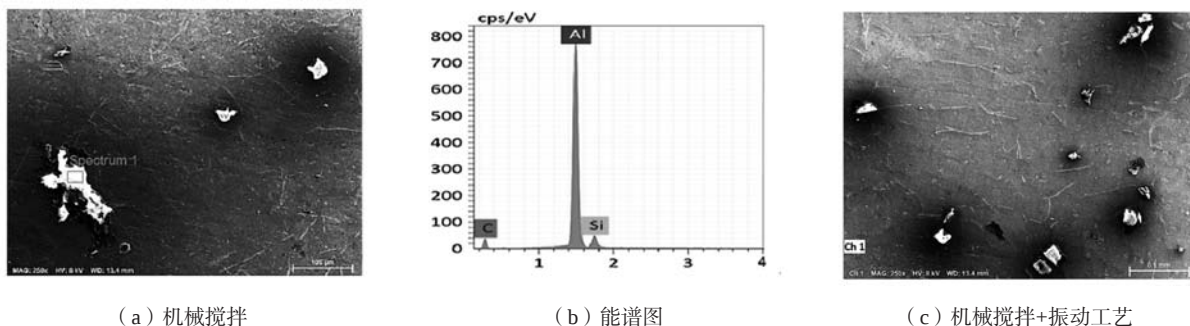


图5 不同工艺下复合材料的扫描电镜照片

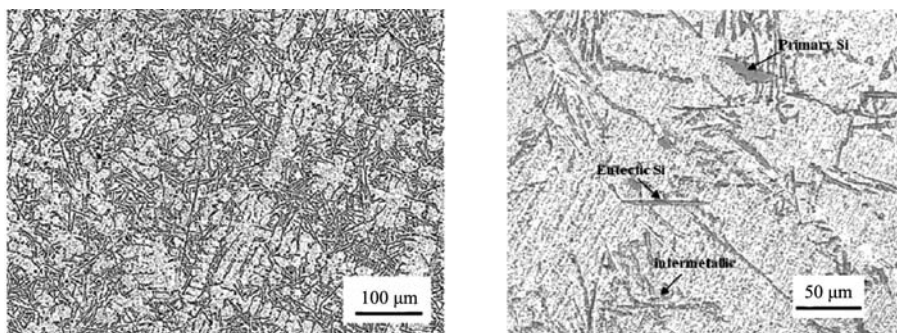
Fig. 5 Metallographic photographs of composite materials under different processes

合材料中SiC颗粒发生了局部团聚,为证实图5(a)中所框选的区域为SiC颗粒,对其做了能谱分析,结果如图5(b)所示。加入振动工艺后,在振动频率35 Hz、振幅2 mm、振动时间75 s条件下^[11]制备的复合材料扫描图如图5(c)所示,与图5(a)相比, SiC颗粒分布更加分散。

2.2 基体合金的金相分析

图6为ZL109合金的显微组织图。由图6(a)看

出, ZL109合金的低倍显微组织以铝基体、初晶硅、共晶硅及多种金属间化合物为主。与山东大学魏作山的研究结果一致^[13], 铸态ZL109合金中的 α -Al基体呈灰白色,在 α -Al基体枝晶间隙中存在大量块状的初晶硅,块状组织所占比例较大且不均匀地分布在枝晶的间隙中。共晶Si形貌如图6(b)所示,该图中初晶硅呈深灰色,尺寸较大,而共晶硅为长针状短杆状,浅灰色的为金属间化合物,其形貌各不相同,有块状、板片状、骨骼状和文字状等。



(a) 低倍显微组织

(b) 共晶Si形貌

图6 ZL109合金的显微组织

Fig. 6 Microstructure diagram of ZL109 alloy

2.3 SiC 粒径对复合材料组织和力学性能的影响

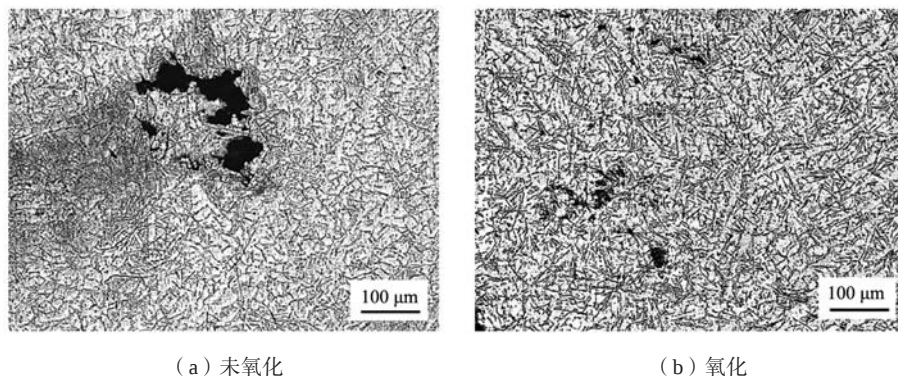
2.3.1 氧化处理对SiC在基体中分布的影响

图7为不同处理方式下13 μm SiC颗粒在基体合金中的分布情况,图7(a)所示为未氧化的SiC颗粒在ZL109合金中发生的团聚现象;而图7(b)中,氧化处理的SiC颗粒在ZL109合金中分布均匀,同时可以清楚地看出颗粒形状。作者认为, SiC颗粒未经氧化处理时, SiC和ZL109基体之间界面湿润性较差,与基体的界面结合能力较弱,因此会在ZL109合金中发生团聚。经高温氧化, SiC颗粒表面会发生氧化反应生成 SiO_2 , SiO_2 易与铝硅合金发生界面反应,使SiC颗粒更容易分散在基体当中^[9]。

2.3.2 SiC粒径对复合材料显微组织的影响

图8为SiC颗粒体积分数为5%时,不同粒径SiC颗粒增强ZL109合金的金相显微照片,对比分析图8(a)、(c)和(d),可以看出,13 μm 的SiC颗粒相对均匀地分散在基体合金周围,且增强颗粒分散效果最好。基体组织中也无明显的孔洞裂缝,说明复合材料致密性较高,增强颗粒与基体之间的界面较为平整。随着增强颗粒粒径的增大,29 μm 和48 μm SiC颗粒在基体合金中发生局部团聚如图8(c)和图8(d)。因此,在浇注 $\text{SiC}_p/\text{ZL109}$ 复合材料时,本研究选择13 μm 作为增强颗粒的最佳粒径。

图8(b)为图8(a)金相试样框选区域的形貌

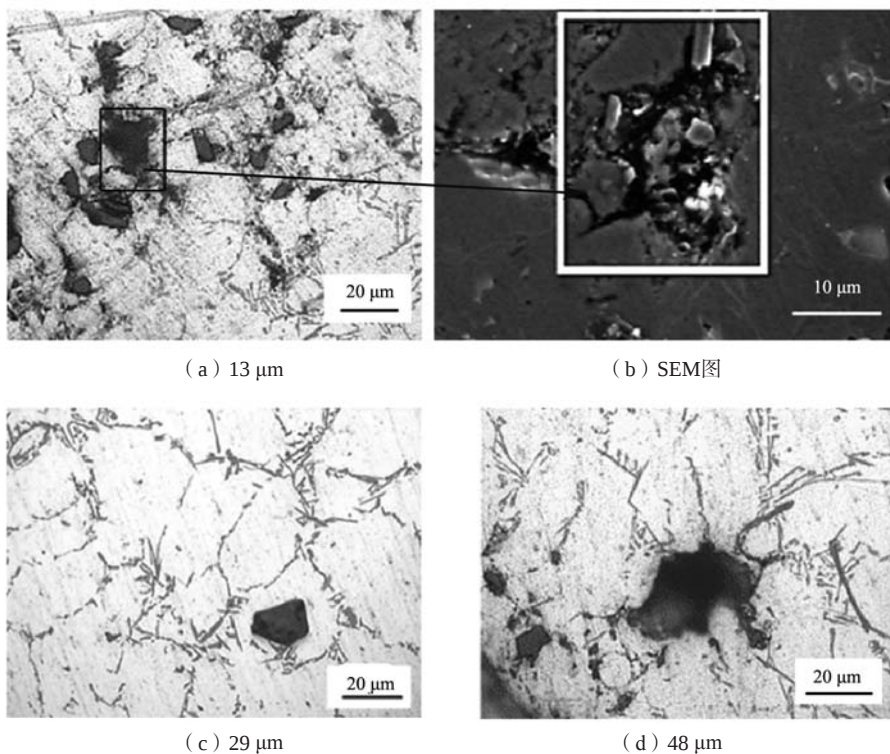


(a) 未氧化

(b) 氧化

图7 不同处理方式下SiC在基体合金中的分布

Fig. 7 SiC distribution with different treatments in the matrix alloy

(a) 13 μm

(b) SEM图

(c) 29 μm (d) 48 μm

图8 不同粒径SiC颗粒增强铝基复合材料的金相显微组织图

Fig. 8 SiC particle-reinforced aluminum matrix composites with different particle sizes metallographic microstructure diagram

相。为了进一步确定图8中颗粒的元素种类，对图8 (b) 进行了EDS能谱分析，Al、Si、C、O元素分布如图9所示。图9中各分图中浅色区域为各元素的分布，由图9 (b) 和 (c) 可以看出，Si元素和C元素分布集中，推断该颗粒为SiC颗粒。

2.3.3 SiC粒径对复合材料力学性能的影响

图10所示为不同SiC粒径下SiC_p/ZL109复合材料硬度随测试位置变化的曲线图，硬度测试点位置如图4所示。图10 (a) - (c) 分别是颗粒直径为13 μm 、29 μm 和48 μm 时在不同颗粒含量下测得的试样硬度值，由测量

结果可得，铸态ZL109合金的平均硬度为HV 88.51，此时基体合金的硬度由 α -Al固溶体、初生Si颗粒及Al-Si共晶三种显微组织共同决定。相较于铸态ZL109合金而言，不同SiC粒径下复合材料的硬度都有不同程度的提升，且在测试截面上呈现出试样中心区域硬度高，边缘区域硬度低的变化规律。分析认为，高温铝合金液浇入金属铸型后，型壁激冷作用形成的表面细晶区厚度较薄，对材料力学性能影响甚微。由边缘至铸件中心区依次结晶生成柱状晶区和等轴晶区，机械搅拌加振动工艺制备的复合材料在柱状晶区存在缩松等缺陷，降低了铸件的气密性，导致该区域硬度较低；中

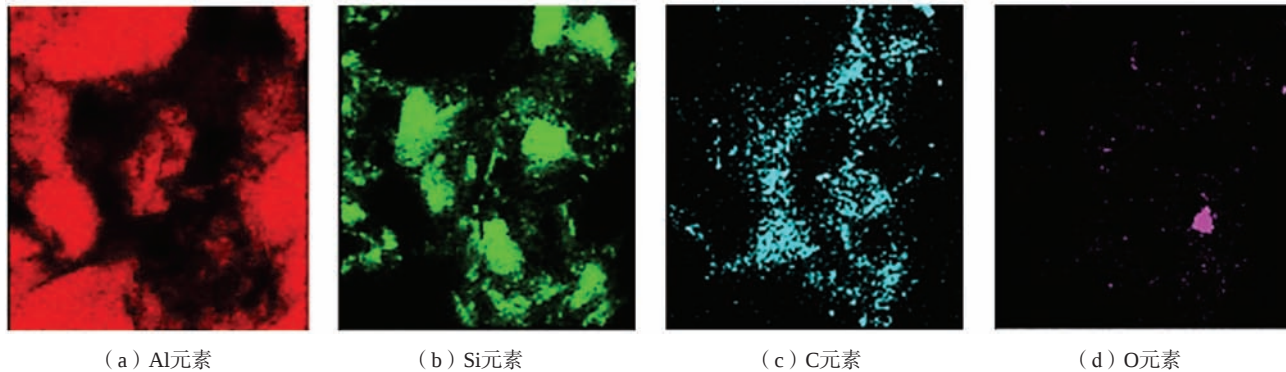


图9 SiC粒径为13 μm的铝基复合材料中元素分布

Fig. 9 Elemental distribution in an aluminum matrix composite with a SiC particle size of 13 μm

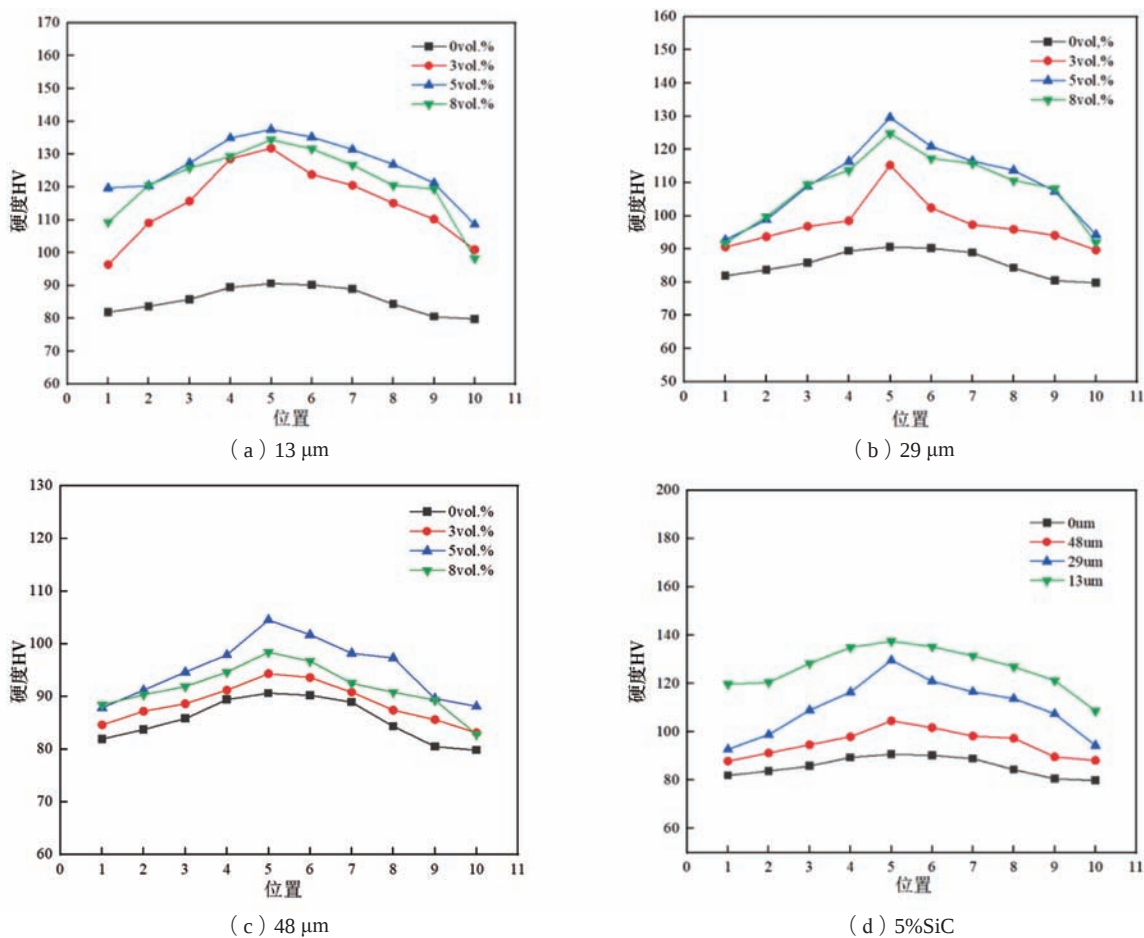


图10 不同SiC粒径增强ZL109合金硬度图

Fig. 10 ZL109 alloy hardness was reinforced by different SiC particle sizes

心区域为等轴晶区，铸件晶粒组织得到细化，形核率高，限制了柱状晶区的发展，最终使得铸件的力学性能得以提高^[14-17]。

由图10(d)可知，当SiC颗粒体积分数为5%时，随着SiC颗粒粒径的增大，复合材料的硬度逐渐降低，SiC颗粒粒径为13 μm时复合材料的硬度提升最为明显，平均硬度值达到了HV126.41，相较于铸态ZL109合

金，硬度增加了42.82%。

图11所示为不同SiC粒径下SiC_p/ZL109复合材料抗拉强度随颗粒含量的变化曲线。由图可知，与基体合金相比，不同粒径SiC颗粒的加入使复合材料抗拉强度均有不同程度的提升。当加入SiC颗粒体积分数为5%时，增强颗粒粒径为13 μm的复合材料抗拉强度比其他两种复合材料高，其抗拉强度为211.39 MPa，相较于

ZL109合金提升了14.33%，增强效果最好。

图12所示为不同SiC粒径下SiC_p/ZL109复合材料伸长率随颗粒含量的变化曲线，由图12可以看出，与铸态ZL109合金相比，SiC颗粒的加入使复合材料的断裂

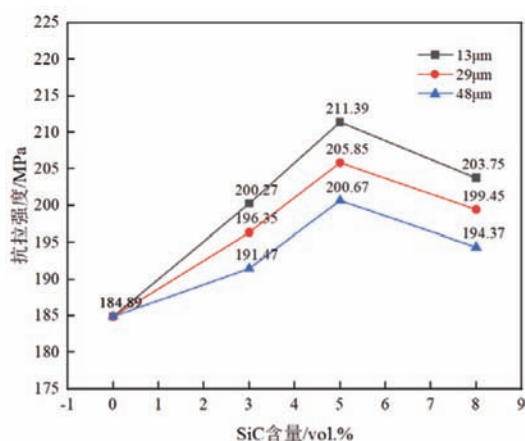


图11 不同SiC粒径下复合材料抗拉强度随颗粒含量的变化

Fig. 11 The change of tensile strength of composites with different SiC particle size and particle content

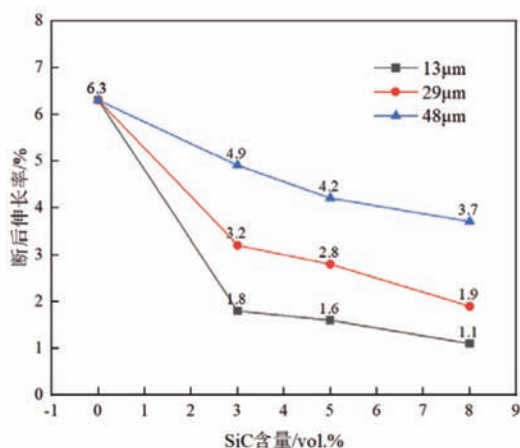


图12 不同SiC粒径下复合材料伸长率随颗粒含量的变化

Fig. 12 The elongation of composites with different SiC particle size varies with particle content

韧性下降，三种粒径复合材料的断裂伸长率均有明显的降低。当加入SiC颗粒体积分数相同时，粒径为13 μm时复合材料的断裂韧性较好。

SiC颗粒的粒径在很大程度上影响了SiC_p/ZL109复合材料的力学性能。大尺寸SiC颗粒（29 μm、48 μm）更易在ZL109合金中发生局部团聚，如图8（c）和（d）所示，而SiC_p/ZL109复合材料的变形易在SiC颗粒团聚处产生较高的应力集中，因此，在拉伸过程中大尺寸SiC颗粒容易发生断裂，裂纹会加大载荷由基体合金传递到SiC颗粒上的阻力。同时，较大粒径的SiC颗粒与ZL109合金的结合面积较小，其承受载荷的能力也会下降^[18]。SiC颗粒粒径较小时，比如粒径13 μm时，SiC颗粒在基体合金中的分布较均匀，未产生严重的颗粒团聚，基体合金是连续相。因此，基体合金承载载荷的强度较大^[19-20]，导致复合材料的抗拉强度提高。

2.4 SiC 含量对复合材料组织和力学性能的影响

2.4.1 SiC含量对复合材料微观组织的影响

当SiC粒径为13 μm时，不同含量SiC颗粒增强ZL109合金的金相照片如图13所示。由图可见，随着SiC颗粒体积分数由3%增加到5%，基体合金中SiC相明显增多，晶粒组织更加细化。分析认为，高温机械搅拌时，SiC颗粒与ZL109合金混合成为复合浆料，SiC颗粒以固相形态出现在ZL109合金熔液中，起到异质形核的作用，显著提高了初生Si相形核率，从而使初生Si相得到细化。而当SiC颗粒体积分数增加至8%时，复合材料中的SiC相发生大量团聚，见图13（c）。

为了进一步观察在机械搅拌和振动工艺下制备的SiC_p/ZL109复合材料的微观组织，分别对图13中三种复合材料进行了SEM形貌观察和EDS能谱分析，如图14所示。可以看出，图14（a）、（b）中SiC颗粒与ZL109合金界面结合较为完整，结合处孔隙较小，图14（c）中SiC颗粒与基体合金界面结合疏松，孔隙较大。分析认为是基体合金中发生团聚的SiC颗粒与基体合金的润湿性差，当加入少量SiC颗粒时，ZL109合金

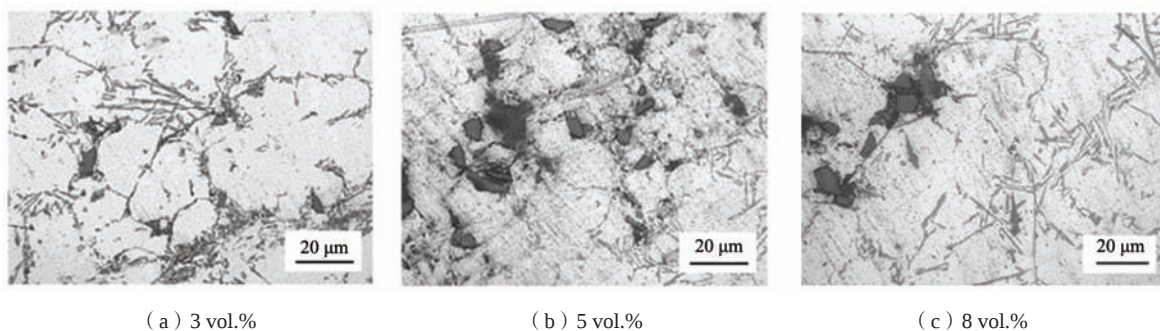


图13 不同含量SiC增强ZL109合金的金相图

Fig. 13 Metallographic diagram of ZL109 alloy with different SiC content

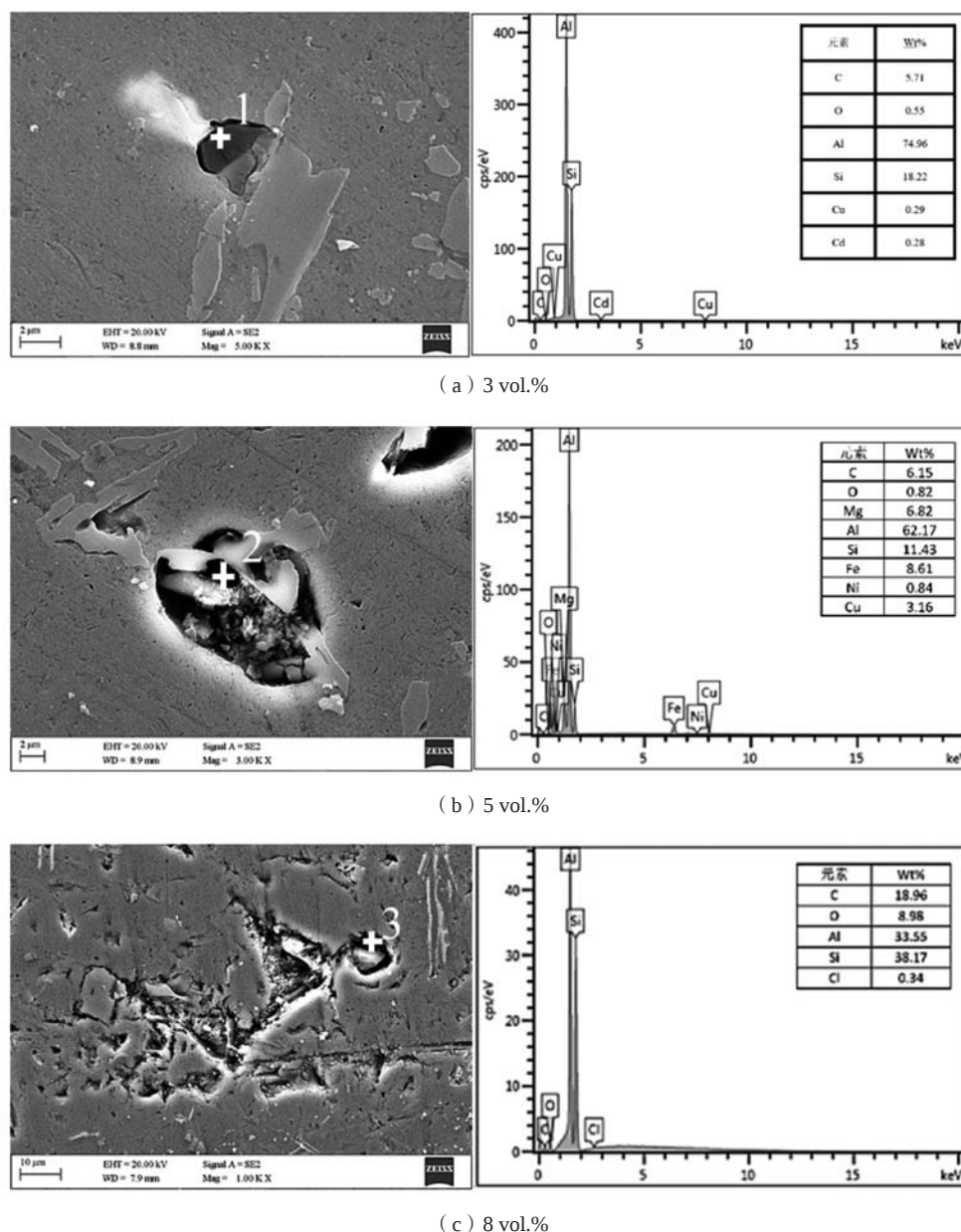


图14 不同SiC含量增强铝基复合材料的SEM形貌及EDS图

Fig. 14 SEM morphology and EDS diagram of reinforced aluminum matrix composites with different SiC contents

中的微米级SiC颗粒呈现均匀分布的状态；但加入SiC颗粒含量较多时，SiC颗粒在ZL109合金中弥散分布，因距离过近而相互聚集，最终形成较大的SiC团簇^[17]，降低了复合材料的质量。

此外，分别对复合材料中图14所示的三个位置进行了扫描。相较于点2和点3处而言，点1处C元素含量较少，3 vol.%SiC_p/ZL109复合材料中SiC颗粒较少。点2处主要由Al、Si、Mg和O元素组成，C元素质量分数与8 vol.%SiC_p/ZL109复合材料相比含量较少。点3处主要为Si和C元素。作者认为，高温合金液中，SiC颗粒可与界面处聚集的Mg元素发生反应，从而形成MgO、MgAl₂O₄及Mg₂Si等物质^[21-24]，因此，Mg元素的存在使

ZL109合金与SiC颗粒之间的润湿性得到明显改善，从而降低SiC_p/ZL109复合材料的界面孔隙。

图15所示为图14 (c) 形貌图的面扫描结果。图15中各分图中浅色区域分别为Al、Si、O和C元素分布，由图可见，Si和C元素的分布与图14 (c) 中复合材料SiC颗粒聚集区分布趋于一致，且两种元素分布区域基本重合。

2.4.2 SiC含量对复合材料力学性能的影响

表2所示为SiC颗粒粒径为13 μm时，SiC含量对SiC_p/ZL109复合材料力学性能的影响。主要分析了复合材料抗拉强度、断后伸长率及硬度随SiC含量的变化。

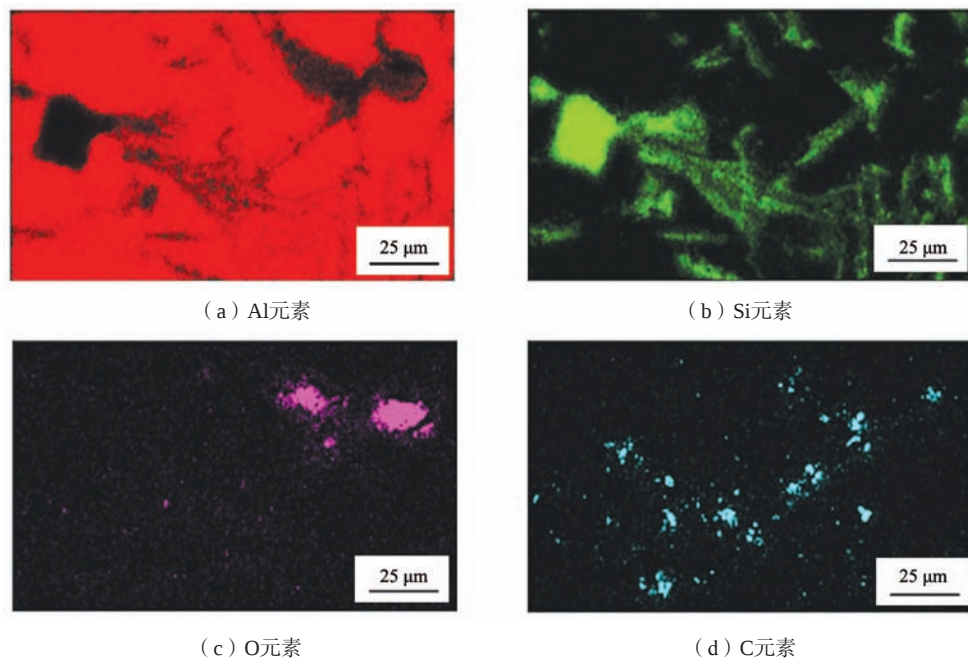


图15 SiC体积分数为8%的铝基复合材料中元素分布

Fig. 15 Elemental distribution in an aluminum-matrix composite with a SiC volume fraction of 8%

表2 SiC含量对复合材料力学性能的影响
Tab. 2 Effect of SiC content on mechanical properties of composites

SiC体积分数/ %	抗拉强度/MPa	断后伸长率/%	平均硬度HV
0	184.89	6.3	88.51
3	200.27	4.9	115.21
5	211.39	4.2	126.41
8	203.75	3.7	121.59

为了更直观地显示SiC颗粒粒径为13 μm时, SiC颗粒含量对SiC_p/ZL109复合材料力学性能的影响, 根据表2中的试验数据, 做出了SiC含量对复合材料力学性能影响的折线图, 如图16所示。由图16可以看出, 随着SiC颗粒含量的增加, 复合材料的硬度和抗拉强度均呈现先上升后下降的趋势, SiC颗粒体积分数为5%时达到峰值, 此时复合材料的硬度、抗拉强度分别为HV126.41和211.39MPa, 相较于基体合金分别增加了42.82%和14.33%; 而随着SiC颗粒含量的增加, 复合材料伸长率呈现逐渐下降的变化趋势, 当SiC颗粒含量为3vol.%、5vol.%和8vol.%时, 复合材料的断后伸长率分别为4.9%、4.2%和3.7%, 相较于ZL109合金均有不同程度的降低。

针对上述研究结果, 作者认为SiC颗粒增强ZL109合金的强化机制中, 细晶强化和位错强化起主要作用。当SiC颗粒体积分数不超过5%时, SiC作为形核

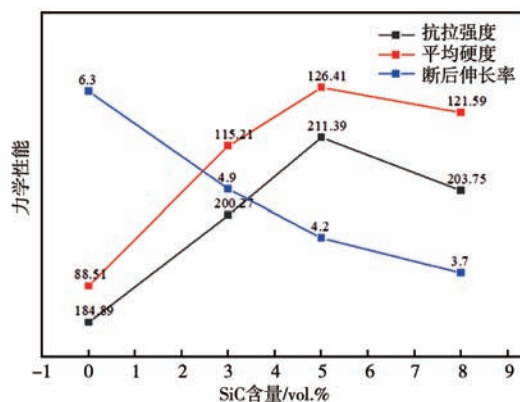


图16 SiC含量对复合材料力学性能影响折线图

Fig. 16 Effect of SiC content on mechanical properties of composites

中心在熔体凝固过程中能有效细化晶粒, 且5 vol.%的SiC颗粒在基体合金中分布较为均匀, 如图13(b)所示, 阻碍了位错运动, 在外力作用下位错的移动更加困难, 产生了位错强化, 从而提高了SiC_p/ZL109复合材料的抗拉性能^[25]。同时, 通过添加适量的SiC颗粒, 在ZL109合金中形成含Mg相的界面产物, 对复合材料的界面结合有益, 能更加有效地将载荷从ZL109合金传给SiC颗粒, 从而增强了对位错运动的抑制效果。但当SiC颗粒体积分数增加到8%时, 位错滑移在SiC_p/ZL109复合材料变形时受到了更大的阻碍, 从而增加了复合材料的变形难度, 断后伸长率也会随之下降^[9, 26]。同时, 8vol.%的SiC颗粒在基体合金中团聚严重, 如图13

(c)所示, SiC颗粒无法与基体合金形成共格界面, 使得SiC_p/ZL109复合材料的界面结合较差, 导致复合材料在承受载荷过程中易出现开裂现象。

总体来说, SiC含量的增加对复合材料的抗拉强度有积极促进作用, 但是当SiC含量达到5vol.%时, SiC颗粒对抗拉强度的积极作用开始减小, 并在一定程度上会降低复合材料的伸长率。

3 结论

通过机械搅拌与振动相结合的方法制备了SiC_p/ZL109复合材料, 研究了SiC颗粒粒径及含量对SiC_p/ZL109复合材料组织和力学性能的影响, 得出如下结论。

(1) 在铸造过程中引入氧化处理的SiC颗粒, 能够改善增强颗粒在基体合金中团聚的问题。

(2) 当SiC颗粒体积分数不超过5%时, SiC的加入能有效细化晶粒; 但当SiC体积分数过高时, SiC容易在熔体中产生团聚, 影响复合材料成形并形成铸造缺陷, 不利于力学性能的进一步提升。随着SiC粒径由48 μm减小到13 μm, SiC颗粒在ZL109合金中分布更加均匀, 使得复合材料的强度、硬度逐渐提升, 但塑性有所下降。

(3) 机械搅拌与振动相结合的工艺制备的SiC_p/ZL109复合材料与铝合金相比具有更好的力学性能。本试验条件下, 当SiC颗粒粒径为13 μm、体积分数为5%时, 复合材料的综合力学性能最佳, 抗拉强度和硬度分别为211.39 MPa、HV126.41, 相比于基体合金分别提高了14.33%、42.82%, 断后伸长率为4.2%, 相较于基体合金降低了2.1%。

参考文献:

- [1] 李书志, 王铁军, 王玲. SiC颗粒增强铝基复合材料的研究进展 [J]. 粉末冶金工业, 2017, 27 (1): 64-70.
- [2] 沈君剑, 刘允中, 欧阳盛, 等. 激光选区熔化成形TiB₂与SiC颗粒混杂增强铝基复合材料的显微组织与力学性能 [J]. 粉末冶金材料科学与工程, 2020, 25 (3): 251-259.
- [3] ZHANG Z, FENG L, WANG J, et al. Effect of microalloying on wettability and interface characteristics of Zr-based bulk metallic glasses with W substrate [J]. China Foundry, 2024, 21 (4): 352-359.
- [4] 李虎田, 宋炜, 钟鼓, 等. 铸造耐热铝合金研究及应用现状与展望 [J]. 铸造, 2024, 73 (7): 891-897.
- [5] 刘升. 复合搅拌铸造法制备纳米SiC_p增强铝基复合材料及其力学性能研究 [D]. 武汉: 武汉科技大学, 2019.
- [6] 吕书林, 郭文波, 陈露, 等. 颗粒增强铝基复合材料的制备方法及其热处理研究 [J]. 铸造, 2024, 73 (6): 727-737.
- [7] 黄永攀, 李道火, 王锐, 等. 铸造法制备颗粒增强铝基复合材料及技术问题 [J]. 中国铸造装备与技术, 2004 (2): 1-3.
- [8] 卢才璇, 王利民, 何卫, 等. SiC颗粒增强铝基复合材料制备工艺及弹性模量研究进展 [J]. 电工材料, 2022 (4): 6-9.
- [9] 姚婷婷, 何涛, 王京, 等. SiC纳米颗粒表面处理方式对增强铝基复合材料组织和性能的影响 [J]. 现代制造工程, 2020 (12): 1-5.
- [10] HOU Y, LI X, CAI W, et al. Research progress in CALPHAD assisted metal additive manufacturing [J]. China Foundry, 2024, 21 (4): 295-310.
- [11] 贾丽敏, 张雅晴, 谭建波, 等. 振动对ZL205A合金偏析组织及硬度的影响 [J]. 河北科技大学学报, 2020, 41 (5): 462-467.
- [12] 郁雯霞, 雷玉成. 机械振动对AlSi7Mg合金组织和力学性能的影响 [J]. 铸造, 2023, 72 (8): 1015-1019.
- [13] 魏作山. SiC颗粒增强Al-Si基复合材料的组织结构及疲劳行为研究 [D]. 济南: 山东大学, 2019.
- [14] REN S, HE X, QU X, et al. Effect of Si addition to Al-8Mg alloy on the microstructure and thermo-physical properties of SiC_p/Al composites prepared by pressureless infiltration [J]. Materials Science and Engineering B, 2007, 138 (3): 263-270.
- [15] LI N, WANG T, ZHANG L, et al. Microstructure evolution and mechanical properties strengthening in laser powder bed fusion of high-strength SiC and TiB₂ co-reinforced Al-Zn-Mg-Cu composites [J]. Journal of Alloys and Compounds, 2023, 965: 171463.
- [16] 许棚达. SiC_p/ZL109复合材料制备及摩擦磨损性能研究 [D]. 长沙: 中南大学, 2008.
- [17] 吴彤. SiC颗粒增强铝基复合材料的组织与力学性能研究 [D]. 长春: 吉林大学, 2021.
- [18] 王行, 谢敬佩, 郝世明, 等. SiC颗粒尺寸对铝基复合材料组织性能的影响 [J]. 粉末冶金技术, 2013, 31 (5): 344-348.
- [19] 尧利鹏, 原国森, 丁海. 6061Al基体粒径对SiC_p/6061Al基复合材料组织和性能的影响 [J]. 粉末冶金工业, 2017, 27 (2): 20-23.
- [20] JIANG D P, YU J K. Simultaneous refinement and modification of the eutectic Si in hypoeutectic Al-Si alloys achieved via the addition of SiC nanoparticles [J]. Journal of Materials Research and Technology, 2019, 8 (3): 2930-2943.

- [21] 郝世明. 中体积分数SiC_p/Al复合材料的制备和微结构及性能研究 [D]. 郑州: 郑州大学, 2015.
- [22] 王爱琴, 韩辉辉, 谢敬佩, 等. 粉体粒径级对比对粉末冶金SiC_p/6061Al复合材料组织与性能的影响 [J]. 粉末冶金材料科学与工程, 2015, 20 (5): 738-745.
- [23] 俞德新, 程世伟, 张恒华. Mg含量对SiC颗粒增强A356合金基复合材料组织与性能的影响 [J]. 上海金属, 2019, 41 (3): 62-66.
- [24] 张波, 陈伟, 吴广新. SiC含量对铝基复合材料组织与力学性能的影响 [J]. 上海金属, 2020, 42 (4): 44-49.
- [25] 刘超, 邢雪青, 史颖, 等. 纳米SiC增强铝基复合材料中增强颗粒含量对材料结构和性能的影响 [J]. 塑料科技, 2021, 49 (10): 59-64.
- [26] 郝春来, 李振, 赫丽杰, 等. 浇注工艺对AlSi9Cu3合金凝固组织及力学性能的影响 [J]. 铸造, 2023, 72 (6): 688-694.

Effects of SiC Particle Size and Content on the Microstructure and Properties of Composite Material SiC_p/ZL109

TIAN Yan, HAN Peng-biao, JIA Lin-min, LI Xin-yue, WANG Rui-huan

(School of Materials Science and Engineering, Hebei University of Science and Technology, Hebei Key Laboratory of Material Near-Net Forming Technology, Shijiazhuang 050018, Hebei, China)

Abstract:

To optimize the microstructure and enhance the mechanical properties of the ZL109 alloy, silicon carbide (SiC) particle-reinforced ZL109 aluminum matrix composites (SiC_p/ZL109) were fabricated using a combination of mechanical stirring and vibration techniques in the present investigation. The effects of SiC particle size and content on the microstructure and mechanical properties of the composites were studied. The results show that, compared with SiC particle size of 48 μm, the grain size is smaller while the particle size is 13 μm, and the distribution of reinforced particles is more even when the volume fraction is 5 vol.%. Under the present experimental conditions, the optimal volume fraction of the reinforced particles was 5 vol.%, and the particle size was 13 μm, and SiC_p/ZL109 composites had the best mechanical properties with the average hardness of 126.41 Hv and the tensile strength of 211.39 MPa. And with the increase of particle size, the mechanical properties of SiC_p/ZL109 composites decreased gradually. Additionally, the mechanical-stirring-assisted vibration process significantly improved the uniformity of SiC particle distribution, providing a theoretical foundation and technical guidance for industrial applications.

Key words:

metal matrix composites; casting process; particle-reinforced; microstructure; mechanical properties