预氧化温度对纳米 SiC 颗粒增强镁基复合材料 组织及性能的影响

张传亮,李宏伟,李增权

(河南质量工程职业学院 机电工程学院,河南 平顶山 467000)

摘要:目的 研究预氧化处理对纳米 SiC 颗粒增强的 SiCp/AS81 (Mg-8Al-Sn)复合材料显微组织和力学性能的影响, 分析其作用机理,最终得到适宜的 SiC 预氧化温度。方法 采用粉末冶金法制备纳米 SiC 颗粒增强的 SiCp/AS81 (Mg-8Al-Sn)复合材料,采用相关仪器设备,对不同温度预氧化处理后的 SiC 颗粒、AS81 和 0.50%-SiCp/AS81 复合 材料物相进行分析,观察其显微组织,并对相关力学性能进行测试。结果 当对 SiC 颗粒进行不同温度预氧化处理后, SiC 颗粒逐渐钝化,并在预氧化温度达到 785 ℃及以上时,SiC 外表层逐渐被 SiO₂包覆且在 985 ℃时完成完全包覆;AS81 复合材料和不同温度预氧化处理的 0.5%-SiC_p/AS81 复合材料的物相组成都主要为 Mg 和 Mg₁₇Al₁₂,785 ℃及以上温度预 氧化处理后的 0.5%-SiC_p/AS81 复合材料中的 Si 元素都呈均匀分布; 0.5%-SiC_p/AS81 复合材料的显微硬度、标量度和 拉强度和断后伸长率都高于 AS81 复合材料,且随着预氧化温度的升高,0.5%-SiC_p/AS81 复合材料的显微硬度、标拉强 度和屈服强度先增大后减小,在预氧化温度为 885 ℃时取得最大值。结论 预氧化温度为 885 ℃时,SiC 颗粒外包覆的 SiO₂ 可以增强与 AS81 的界面结合力,有助于提升 0.5%-SiC_p/AS81 复合材料的强塑性,0.5%-SiC_p/AS81 复合材料适宜 的 SiC 预氧化温度为 885 ℃。

关键词:纳米 SiC 颗粒;预氧化温度;SiC_p/AS81 复合材料;显微组织;力学性能 DOI: 10.3969/j.issn.1674-6457.2023.04.010 中图分类号:TB333;TG146.2 文献标识码:A 文章编号:1674-6457(2023)04-0083-08

Effects of Pre-oxidation Temperature on Microstructure and Properties of Nano SiC Particle Reinforced Magnesium Matrix Composites

ZHANG Chuan-liang, LI Hong-wei, LI Zeng-quan

(School of Mechanical and Electrical Engineering, Henan Quality Institute, Henan Pingdingshan 467000, China)

ABSTRACT: The work aims to study the effects of pre-oxidation treatment on microstructure and mechanical properties of nano SiC particle reinforced SiCp/AS81 (Mg-8Al-Sn) composites, and to analyze its action mechanism, and finally obtain an appropriate pre-oxidation temperature for SiC. Nanometer SiC particle reinforced SiCp/AS81 (Mg-8Al-Sn) composites were prepared through the powder metallurgy method. The phases of SiC particles, AS81, and 0.50%-SiCp/AS81 composites after pre-oxidation treatment at different temperature were analyzed, their microstructures were observed, and relevant mechanical properties were tested. The results showed that the SiC particles were passivated gradually after pre-oxidation treatment at different temperature to siC particles were passivated gradually after pre-oxidation treatment at different temperature were passivated gradually after pre-oxidation treatment at different temperature were passivated gradually after pre-oxidation treatment at different temperature were passivated gradually after pre-oxidation treatment at different temperature were passivated gradually after pre-oxidation treatment at different temperature were passivated gradually after pre-oxidation treatment at different temperature were passivated gradually after pre-oxidation treatment at different temperature were passivated gradually after pre-oxidation treatment at different temperature were passivated gradually after pre-oxidation treatment at different temperature were passivated gradually after pre-oxidation treatment at different temperature were passivated gradually after pre-oxidation treatment at different temperature were passivated gradually after pre-oxidation treatment at different temperature were passivated gradually after pre-oxidation treatment at different temperature were passivated gradually after pre-oxidation treatment at different temperature were passivated gradually after pa

收稿日期: 2022-03-07

Received: 2022-03-07

基金项目:河南省科技厅科技攻关项目(202102310030)

Fund: Science and Technology Research Project of Henan Provincial Department (202102310030)

作者简介:张传亮(1974-),男,硕士,讲师,主要研究方向为复合材料加工。

Biography: ZHANG Chuan-liang (1974-), Male, Master, Lecturer, Research focus: composite material processing.

引文格式:张传亮,李宏伟,李增权.预氧化温度对纳米 SiC 颗粒增强镁基复合材料组织及性能的影响[J].精密成形工程, 2023,15(4):83-90.

ZHANG Chuan-liang, LI Hong-wei, LI Zeng-quan. Effects of Pre-oxidation Temperature on Microstructure and Properties of Nano SiC Particle Reinforced Magnesium Matrix Composites[J]. Journal of Netshape Forming Engineering, 2023, 15(4): 83-90.

ferent temperature. When the pre-oxidation temperature reached 785 °C or above, the SiC outer layer was gradually coated by SiO₂ and was completely coated at 985 °C; The phase compositions of AS81 composites and 0.5%-SiC_p/AS81 composites pre-treated at different temperature were mainly Mg and Mg₁₇Al₁₂, and the Si elements in 0.5%-SiC_p/AS81 composites pretreated at 785 °C or above were evenly distributed; the hardness, yield strength, tensile strength and elongation of 0.5%-SiC_p/AS81 composites were higher than those of AS81 composites. With the increase of the pre-oxidation temperature, the microhardness, tensile strength and yield strength of 0.5%-SiC_p/AS81 composites first increased and then decreased, and reached the maximum when the pre-oxidation temperature was 885 °C. When the pre-oxidation temperature is 885 °C, the interfacial adhesion with AS81 of SiO₂ coated with SiC particles can be enhanced, which helps to improve the strength and plasticity of 0.5%-SiC_p/AS81 composites. The appropriate pre-oxidation temperature for 0.5%-SiCp/AS81 composites is 885 °C.

KEY WORDS: nano SiC particles; pre-oxidation temperature; SiC_p/AS81 composite; microstructure; mechanical property

通过在镁基体中加入具有与其物理和化学相容 性好、载荷承受能力强等特性的增强体(碳纤维、 Al₂O₃颗粒、TiC 颗粒等)^[1]来形成具有更高强度和耐 磨性等特性的镁基复合材料是颗粒增强金属基复合 材料的重要发展方向。在众多的增强体颗粒中,SiC 颗粒以其高硬度、高弹性模量、与镁合金基体相容性 好及价格低廉等优点而成为理想的制备镁基复合材 料的增强体^[2]。对于SiC 颗粒增强镁基复合材料而言, 增强体 SiC 与基体之间的界面是影响复合材料力学 性能的关键^[3],对SiC 颗粒进行镀铜和预氧化等可促 进SiC 的钝化,改善SiC 颗粒/基体之间的界面结合, 但表面镀铜工艺相对复杂,且对复合材料力学性能的 改善效果不如预氧化处理^[4-6]。

此外,SiC颗粒只有在较高的加热温度下才能发 生氧化而改变其表面状态,这主要是因为SiC颗粒自 身具有较好的抗氧化性,且已有研究表明,SiC颗粒 在连续加热氧化过程中会出现团聚现象,且团聚现象 与颗粒尺寸、加热温度及时间等密切相关^[7-8],具体 表现在颗粒尺寸越小、加热温度越高或加热时间越 长,则团聚现象越显著。

为了达到在改善 SiC 颗粒/基体之间界面结合的 同时避免团聚现象的目的,文中尝试采用分段式预氧 化处理工艺对 SiC 颗粒进行表面处理,考察预氧化温 度对 SiC 增强镁基复合材料显微组织和力学性能的 影响,研究成果对 SiC 颗粒增强镁基复合材料的制备 及应用具有理论指导意义。

1 试验材料与方法

1.1 试验材料

试验原料包括 Mg 粉、Al 粉、Sn 粉和 SiC 颗粒, 其主要参数如表 1 所示。

1.2 试样制备

将 Mg 粉、Al 粉与 Sn 粉(质量比为 91 8 1) 进行机械球磨处理,然后倒入无水乙醇中进行 25 min

表 1	试验原料主要参数	
Tab.1 Main paran	neters of raw materials for tes	t

Raw materials	Particle size/ μm	Purity/ wt.%	Density/ (g·cm ⁻³)
Mg powder	25-250	99.94	1.74
Al powder	5-20	99.87	2.70
Sn powder	18-55	99.90	5.74
SiC particle	0.012-0.068	99.85	3.22

的磁力搅拌。预先对 SiC 颗粒进行分段式预氧化处 理:第一阶段为 285 ℃/15 min + 585 ℃/15 min;第二 阶段分别加热至 685、785、885、985 ℃,保温 2 h 后随炉冷却至室温,然后置于无水乙醇中进行 25 min 的超声分散处理,再转入 AS81 悬浮液中进行 25 min 的磁力搅拌处理,沉降后在真空干燥箱中进行 60 ℃/2 h 的干燥处理。

将经过干燥处理的 SiC+AS81 混合粉末 (SiC 体 积分数为 0.5%) 按照 8 1 的球料比放入 XQM-12 型行星球磨机中进行转速 140 r/min、时间 15 h 的球 磨处理(99.9%高纯氩气保护),球磨前加入质量分数 为 0.6%的硬脂酸作为控制剂。

将经过预分散处理的混合粉末压制成 σ 30 mm 圆柱形试块(68 MPa, 5 min),置于自制真空热压烧 结炉中进行 475 °C/1 h 的热处理(真空度<0.01 Pa), 随后 110 MPa 单轴加压 15 min 使其致密化,随炉冷 却后进行 430 °C/3 h 的均匀化处理,再在 350 °C 保温 1.5 h 后进行挤压比为 10 1 的热挤压(模具材质为 3Cr2W8V 压铸模具钢),挤压后进行 425 °C/2 h 的热 处理,随炉冷却至室温,得到 SiC 增强镁基复合材料 (0.5%-SiC_p/AS81 复合材料指 SiC 体积分数为 0.5% 的复合材料)。

1.3 测试方法

采用帕纳科 Empyrean 锐影 X 射线衍射仪对复合材 料的物相进行分析, Cu 靶 Kα 辐射,扫描速度 2(°)/min; 采用 Quanta 200 型扫描电镜(附带 Oxford-x-max 能 谱仪)对粉末和复合材料进行显微形貌观察,并观察 断口形貌;采用 JEM 2100F 型透射电子显微镜对粉末 和复合材料的微观结构进行观察;采用 Wilson VH3300 型硬度计进行显微硬度测试,载荷 25g,保 持载荷时间 15s,测试 10 个点并去掉最大值和最小 值后取平均值作为测试结果;采用 Nano Measurer 1.2.5 粒度分析软件对 100 个以上颗粒进行颗粒尺寸 统计分析^[9];在 MTS-810 型万能试验机上对 SiC 增 强镁基复合材料进行室温拉伸性能测试,拉伸速率为 2 mm/min,拉伸试样尺寸如图 1 所示。



图 1 拉伸试样尺寸(单位:mm) Fig.1 Dimensions of tensile specimen (unit: mm)

2 结果与分析

图 2 为 Mg 粉、Al 粉、Sn 粉的 SEM 形貌和 SiC 粉末的 TEM 形貌及选区电子衍射花样。可见, Mg 粉呈不规则形状, 尺寸介于 25~250 µm, 平均颗粒尺 寸约 80 µm; Al 粉呈颗粒状, 尺寸介于 5~20 µm, 平 均颗粒尺寸约 10 µm; Sn 粉呈类球形, 尺寸介于 18~ 55 µm, 平均颗粒尺寸约 33 µm; SiC 粉颗粒尺寸介 于 12~68 nm, 平均颗粒尺寸约 38 nm, 且由于表面能 较大而多呈聚集状态,选区电子衍射花样表明其为立 方晶系结构。

图 3—4 为 SiC 粉末经过不同温度预氧化处理后 的 TEM 形貌及选区电子衍射花样。未预氧化处理的 类球形 SiC 颗粒边缘可见明显棱角(图 3a),选区电 子衍射花样中可见明显衍射环。当对 SiC 颗粒进行不 同温度的预氧化处理后,SiC 颗粒逐渐钝化,且在预 氧化温度达到 785 ℃及以上时,衍射花样中的衍射环 已经由于外表层的 SiO₂ 包覆而变得模糊(图 3c 和图



d SiC粉末TEM形貌

e SiC粉末选区电子衍射花样

图 2 Mg 粉、Al 粉、Sn 粉的 SEM 形貌和 SiC 粉末的 TEM 形貌及选区电子衍射花样

Fig.2 SEM morphology of Mg powder, Al powder, Sn powder, TEM morphology and selected area electron diffraction pattern of SiC powder: a) SEM morphology of Mg powder; b) SEM morphology of Al powder; c) SEM morphology of Sn powder; d) TEM morphology of SiC powder; e) selected area electron diffraction pattern of SiC powder



图 3 SiC 粉末经过不同温度预氧化处理后的 TEM 形貌 Fig.3 TEM morphology of SiC powder after pre-oxidation treatment at different temperature: a) not pre-oxidized; b) 685 ℃; c) 785 ℃; d) 885 ℃; e) 985 ℃



a 未预氧化

b 685 ℃

c 785 ℃

e 985 ℃



Fig.4 Selected area electron diffraction pattern of SiC powder after pre-oxidation treatment at different temperature: a) not pre-oxidized; b) 685 °C; c) 785 °C; d) 885 °C; e) 985 °C

4d、e), 在预氧化温度为 985 ℃时, 外表层 SO2 完成 了对 SiC 的完全包覆, 衍射花样中的衍射环基本消失 (图 3e、图 4e)。对不同预氧化温度下的 SiC 颗粒进 行尺寸统计分析,预氧化温度为685、785、885、985℃ 时的颗粒平均尺寸分别为 38、40、43、45 nm, 可见, 在预氧化温度达到 785 ℃及以上时, SiC 颗粒尺寸会 由于氧化而增大,且预氧化温度越高,氧化程度越大, 对应的 SiC 颗粒尺寸越大。

图 5 为 SiC 颗粒经过不同温度预氧化处理后的 X 射线衍射分析结果。未预氧化处理及经过 685 ℃预氧 化处理的 SiC 颗粒都主要由 SiC 组成,二者的衍射峰 较为相似;当预氧化温度为 785、885 ℃时, XRD 图 谱中可见 SiC 相和不明显的 SiO2 衍射峰,这可能与 此时 SiC 未完全被外表层 SiO2 包覆有关^[10];当预氧 化温度为 985 ℃时, SiC 颗粒的 XRD 图谱中除 SiC 相外,还出现了明显的SiO2非晶馒头峰,这主要是因 为此时 SiO2已经对 SiC 颗粒实现了完整包覆^[11]。由此 可见,当预氧化温度为785 ℃及以上时,SiC 颗粒会 由于氧化而出现外表层 SiO₂ 包覆,而预氧化温度为 685 ℃及以下时, SiC 颗粒具有良好的抗氧化能力。



Note: (a) untreated; (b) 685 °C; (c) 785 °C; (d) 885 °C; (e) 985 °C. 图 5 SiC 粉末经过不同温度预氧化处理后的 XRD 图谱 Fig.5 XRD patterns of SiC powder after pre-oxidation at different temperature

图 6 为不同温度预氧化处理后 0.5%-SiC/AS81 复合材料的 Si 元素面扫描分析。可见,未处理(图 6a)和经过预氧化处理(图 6b-e)的 0.5%-SiC/AS81

复合材料中 Si 元素整体分布较为均匀,除未处理(图 6a) 和经过 685 ℃预氧化处理(图 6b)的 0.5%-SiC/AS81 复合材料中存在局部 Si 元素团聚外,785 ℃ (图 6c)及以上温度(图 6d、e)预氧化处理后的 0.5%-SiC/AS81 复合材料中 Si 元素都呈均匀分布, 未出现明显团聚。这主要是因为预氧化温度越高,原 子的扩散速率越快,偏聚的 Si 元素能更好地均匀分 布在基体中。

图 7 为 AS81 复合材料和 0.5%-SiC_p/AS81 复合 材料的 X 射线衍射分析结果。对比分析可知, AS81 复合材料和不同温度预氧化处理后的 0.5%-SiC_n/ AS81 复合材料物相组成都主要为 Mg 和 Mg17Al12, 并没有出现 MgO 衍射峰,表明在烧结、热挤压等制 备过程中,复合材料并没有发生氧化或者氧化程度较 轻^[12]。此外,由于复合材料中 SiC 体积分数较低, XRD 图谱中并没有检测到 SiC 或 SiO₂的衍射峰。

表 2 为 AS81 复合材料和预氧化处理 0.5%-SiC_n/ AS81 复合材料的显微硬度。可见,在未经过预氧化 处理的前提下, 0.5%-SiC_p/AS81 复合材料硬度 (135HV)高于AS81复合材料(127HV),这主要与 增强体 SiC 自身硬度较高有关^[13]。经过预氧化处理 后,0.5%-SiC_p/AS81 复合材料的硬度高于未处理的 试样,这主要是因为预氧化处理后SiC颗粒外包覆的 SiO2可以增强与 AS81 的界面结合力,从而更有利于 载荷传导至 SiC 颗粒^[14]。随着预氧化温度的升高, 0.5%-SiC_p/AS81复合材料的显微硬度先增大后减小, 在预氧化温度为 885 ℃时取得最大值,这主要是因为 预氧化温度为 685 ℃时 SiC 不会发生氧化[15],此时复 合材料的硬度与未预氧化处理试样差别不大;随着预 氧化温度的升高 ,SiO2逐渐包覆在 SiC 外层并提升了 复合材料的硬度,当预氧化温度为 985 ℃时,SiO₂ 完全包覆在 SiC 颗粒表面,但包覆量太大反而降低了 界面结合强度,复合材料硬度反而降低^[16-17]。

图 8 为 AS81 复合材料和 0.5%-SiCp/AS81 复合 材料的应力-应变曲线, 表 3 中列出了室温拉伸性能 测试结果。0.5%-SiC_p/AS81 复合材料的屈服强度、 抗拉强度和断后伸长率都高于 AS81 复合材料,可见,







Note: (a) AS81 composite (not pre-oxidized); (b) 0.5%-SiC_p/AS81 composite (not pre-oxidized); (c) 0.5%-SiC_p/AS81 composite (685 °C); (d) 0.5%-SiC_p/AS81 composite (785 °C); (e) 0.5%-SiC_p/ AS81 composite (885 °C); (f) 0.5%-SiC_p/AS81 composite (985 °C) 图 7 AS81 复合材料和 0.5%-SiC_p/AS81

复合材料的 XRD 图谱

Fig.7 XRD patterns of AS81 composites and 0.5%-SiCp/AS81 composites

表 2 AS81 复合材料和预氧化处理 0.5%-SiC_p/AS81 复合材料的显微硬度

Tab.2 Microhardness of AS81 composites and pre-oxidized 0.5%-SiC_p/AS81 composites

Materials	AS81	0.5%-SiC _p /AS81				
		Not pre- oxidized	685 ℃	785 ℃	885 °C	985 ℃
Microhard- ness (HV)	127	135	138	144	148	141



Note: (a) AS81 composite(not pre-oxidized); (b) 0.5%-SiC_p/AS81 composite (not pre-oxidized); (c) 0.5%-SiC_p/AS81 composite (685 °C); (d) 0.5%-SiC_p/AS81 composite (785 °C); (e) 0.5%-SiC_p/ AS81 composite (885 °C); (f) 0.5%-SiC_p/AS81 composite (985 °C) 图 8 AS81 复合材料和 0.5%-SiC_p/AS81 复合材料 的应力-应变曲线



SiC 可以在提高 AS81 复合材料强度的同时提升其塑 性;随着预氧化温度从 685 ℃升高至 985 ℃,0.5%-SiC_p/AS81 复合材料的抗拉强度和屈服强度先增大后 减小,预氧化温度为 885 ℃时强度取得最大值,继续 升高预氧化温度至 985 ℃,抗拉强度和屈服强度反而 降低;此外,预氧化温度为 685 ℃时(图 8 中曲线 c), 复合材料的断后伸长率与未预氧化处理试样(图 8 中 曲线 b)相当,而 785 ℃及以上温度预氧化处理后(图

7.1

Tab.3 Room temperature tensile properties of AS81 composites and pre-oxidized 0.5%-SiC _p /AS81 composites							
Materials A	4591	0.5%-SiC _p /AS81					
	A301	Not pre-oxidized	685 °C	785 ℃	885 °C	985 °C	
Yield strength/MPa	179	216	217	248	266	212	
Tensile strength/MPa	322	375	380	394	404	373	

9.2

7.8

AS81复合材料和预复化处理 0.5%-SiC./AS81 复合材料的室温拉伸性能 主っ



5.4





9.9



6.9

c 0.5%-SiC_p/AS81 (885 °C)

图 9 AS81 复合材料和 0.5%-SiCp/AS81 复合材料的拉伸断口形貌

Fig.9 Tensile fracture morphologies of AS81 composites and 0.5%-SiCp/AS81 composites: a) AS81 composite (not pre-oxidized); b) 0.5%-SiCp/AS81 composites (not pre-oxidized); c) 0.5%-SiCp/AS81 composites (885 °C)

8 中曲线 d—f)复合材料的断后伸长率相对有所减小。 综合而言,在预氧化温度为885 ℃时(图8中曲线e), 0.5%-SiC_n/AS81 复合材料具有较好的强塑性。在室 温拉伸过程中,复合材料的断裂主要由局部微裂纹逐 渐扩展形成,0.5%-SiC_p/AS81 复合材料的断裂除与 自身缺陷有关外^[18], 主要由 SiC 颗粒/基体界面开裂 引起^[19-21], 预氧化处理后 SiC 颗粒外包覆的 SiO2 可 以增强与 AS81 的界面结合力, 从而更有利于提高强 度,但是预氧化温度过高时,SiC颗粒表面SiO2包覆 量太大反而降低了界面结合强度^[22-25],复合材料的强 度会有所减小。

图 9 为 AS81 复合材料和 0.5%-SiC_p/AS81 复合 材料的拉伸断口形貌。AS81 复合材料的拉伸断口中 可见解理断面和局部较浅韧窝 ,主要呈脆性断裂特征 (图 9a); 未经过预氧化处理的 0.5%-SiC_p/AS81 复 合材料中可见较多深的韧窝,表现为韧性断裂特征 (图 9b); 预氧化温度为 885 ℃时, 0.5%-SiC_p/AS81 复合材料中可见较多韧窝 ,且韧窝相对未经过预氧化 处理的试样较浅(图 9c),反映在塑性上则表现为断 后伸长率较低。拉伸断口形貌观察结果与表 2 的室温 拉伸性能测试结果相吻合。

3 结论

1) 预氧化处理后, SiC 颗粒边缘棱角逐渐钝化, 预氧化温度为 985 ℃时外表层 SO₂完成了对 SiC 的完 全包覆 ;随着预氧化温度从 685 ℃升高至 985 ℃ ,SiC 颗粒平均尺寸从 38 nm 逐渐增大至 45 nm。

2) 当预氧化温度为 785 ℃及以上时, SiC 颗粒 会由于氧化而出现外表层 SiO2 包覆; AS81 复合材料 和不同温度预氧化处理的 0.5%-SiC_p/AS81 复合材料 的物相组成都主要为 Mg 和 Mg₁₇Al₁₂。

3)0.5%-SiC_p/AS81复合材料的硬度、屈服强度、 抗拉强度和断后伸长率都高于 AS81 复合材料,随着 预氧化温度的升高,0.5%-SiC_p/AS81 复合材料的显 微硬度、抗拉强度和屈服强度先增大后减小,在预氧 化温度为 885 ℃时取得最大值 ;SiC 可以在提高 AS81 复合材料强度的同时提升塑性,且在适当温度下预氧 化处理有助于进一步提升材料的硬度和强度。

参考文献:

- [1] 任峰岩, 许磊, 历长云, 等. 粉末冶金法制备颗粒增 强镁基复合材料的研究进展[J]. 粉末冶金技术, 2020, 38(1): 66-73. REN Feng-yan, XU Lei, LI Chang-yun, et al. Research Progress in the Preparation of Particle-Reinforced Magnesium Matrix Composites by Powder Metallurgy[J]. Powder Metallurgy Technology, 2020, 38(1): 66-73. [2] 宋亚虎,王爱琴,马窦琴,等.微纳米混杂颗粒增强
- 铝基复合材料的设计与研究进展[J]. 材料热处理学报, 2021, 42(7): 1-12. SONG Ya-hu, WANG Ai-qin, MA Dou-qin, et al. Design and Research Progress of Micro and Nano Hybrid Particles Reinforced Aluminum Matrix Composites[J]. Transactions of Materials and Heat Treatment, 2021,

Elongation/%

42(7): 1-12.

[3] 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.

YAO Ting-ting, HE Tao, WANG Jing, et al. Effect of Surface Treatment of SiC Particles on Microstructure and Properties of Aluminum Matrix Composites Reinforced by Nanoparticles[J]. Modern Manufacturing Engineering, 2020(12): 1-5.

- [4] 王严,谢吉林,陈玉华,等. 镁基复合材料制备技术 研究现状[J]. 精密成形工程, 2022, 14(12): 119-127.
 WANG Yan, XIE Ji-lin, CHEN Yu-hua, et al Research Status of Preparation Technology of Magnesium Matrix Composites[J]. Journal of Netshape Forming Engineering, 2022, 14 (12): 119-127.
- [5] 路建宁, 王娟, 林颖菲, 等. 表面氧化处理对 SiC/A356 Al 复合材料组织及性能的影响[J]. 材料导 报, 2020, 34(S2): 1381-1385.
 LU Jian-ning, WANG Juan, LIN Ying-fei, et al. Effect of Surface Oxidation Treatment on the Structure and Properties of SiC/A356 Al Composites[J]. Materials Reports, 2020, 34(S2): 1381-1385.
- [6] NIU Xiao-feng, LI Gang, ZHANG Zeng-yao, et al. Simultaneously Improving the Strength and Ductility of Extruded Bimodal Size SiCp/AZ61 Composites: Synergistic Effect of Micron/Nano SiCp and Submicron Mg₁₇Al₁₂ Precipitates[J]. Materials Science and Engineering: A, 2019, 743: 207-216.
- [7] SUN Xue-fei, WANG Cui-ju, DENG Kun-kun, et al. Aging Behavior of AZ91 Matrix Influenced by 5 μm SiCp: Investigation on the Microstructure and Mechanical Properties[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2017, 727: 1263-1272.
- [8] 蒋傲雪,游志勇,段状正,等.挤压铸造 SiCp/AZ91D 镁基复合材料的组织与性能[J].特种铸造及有色合金, 2021,41(7):863-866.
 JIANG Ao-xue, YOU Zhi-yong, DUAN Zhuang-zheng, et al. Microstructure and Mechanical Properties of Squeezing Casting SiCp/AZ91D Magnesium Matrix Composites[J]. Special Casting & Nonferrous Alloys, 2021,41(7):863-866.
- [9] LI Chuan-peng, WANG Zhi-guo, ZHA Min, et al. Effect of Pre-Oxidation Treatment of Nano-SiC Particulates on Microstructure and Mechanical Properties of SiC/Mg-8Al-1Sn Composites Fabricated by Powder Metallurgy Combined with Hot Extrusion[J]. Materials (Basel, Switzerland), 2016, 9(12): 964.
- [10] DENG K K, WANG X J, WU Y W, et al. Effect of Particle Size on Microstructure and Mechanical Properties of SiCp/AZ91 Magnesium Matrix Composite[J]. Materials Science and Engineering: A, 2012, 543: 158-163.
- [11] 王翠菊,孙雪飞,聂凯波,等.热挤压对双尺度 SiC_p/AZ91 镁基复合材料显微组织与拉伸性能的影响
 [J].精密成形工程,2021,13(3):70-76.
 WANG Cui-ju, SUN Xue-fei, NIE Kai-bo, et al. Micro-

structure and Tensile Properties of Bimodal Size $SiC_p/AZ91$ Magnesium-Based Composite Influenced by Hot Extrusion[J]. Journal of Netshape Forming Engineering, 2021, 13(3): 70-76.

- [12] 尚拴军, 邓鹏辉, 蔡刚毅, 等. Mg₁₇Al₁₂热挤压细化对 SiCp/AZ91 复合材料组织及性能的影响[J]. 材料热处 理学报, 2017, 38(11): 8-13.
 SHANG Shuan-jun, DENG Peng-hui, CAI Gang-yi, et al. Effect of Hot Extrusion Refinement of Mg₁₇Al₁₂ on Microstructure and Mechanical Properties of SiCp/ AZ91 Composites[J]. Transactions of Materials and Heat Treatment, 2017, 38(11): 8-13.
- [13] 张素卿,苏倩,于欢,等. 超细 SiC 颗粒对球磨制备 纳米晶 AZ91 镁合金组织及性能的影响[J]. 粉末冶金 技术, 2021, 39(6): 512-519.
 ZHANG Su-qing, SU Qian, YU Huan, et al. Effect of Ultrafine SiC Particles on Microstructure and Property of Milled Nanocrystalline AZ91 Magnesium Alloys[J]. Powder Metallurgy Technology, 2021, 39(6): 512-519.
- [14] LI Chuan-peng, WANG Zhi-guo, WANG Hui-yuan, et al. Fabrication of Nano-SiC Particulate Reinforced Mg-8Al-1Sn Composites by Powder Metallurgy Combined with Hot Extrusion[J]. Journal of Materials Engineering and Performance, 2016, 25(11): 5049-5054.
- [15] NIE K B, DENG K K, WANG X J, et al. Microstructures and Mechanical Properties of SiCp/AZ91 Magnesium Matrix Nanocomposites Processed by Multidirectional Forging[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2015, 622: 1018-1026.
- [16] SUO X K, SUO Q L, LI W Y, et al. Effects of SiC Volume Fraction and Particle Size on the Deposition Behavior and Mechanical Properties of Cold-Sprayed AZ91D/SiC_p Composite Coatings[J]. Journal of Thermal Spray Technology, 2014, 23(1): 91-97.
- [17] SHEN M J, WANG X J, ZHANG M F, et al. Significantly Improved Strength and Ductility in Bimodal-Size Grained Microstructural Magnesium Matrix Composites Reinforced by Bimodal Sized SiCp over Traditional Magnesium Matrix Composites[J]. Composites Science and Technology, 2015, 118: 85-93.
- [18] KAMRANI S, HÜBLER D, GHASEMI A, et al. Enhanced Strength and Ductility in Magnesium Matrix Composites Reinforced by a High Volume Fraction of Nano- and Submicron-Sized SiC Particles Produced by Mechanical Milling and Hot Extrusion[J]. Materials (Basel, Switzerland), 2019, 12(20): 3445.
- [19] SHEN M J, WANG X J, LI C D, et al. Effect of Bimodal Size SiC Particulates on Microstructure and Mechanical Properties of AZ31B Magnesium Matrix Composites[J]. Materials & Design (1980-2015), 2013, 52: 1011-1017.
- [20] JIANG Ao-xue, YOU Zhi-yong, DUAN Zhuang-zheng, et al. Effects of SiC_p on Microstructures of Semi-Solid Extruded AZ91D Magnesium Alloys in Recrystallization Process[J]. China Foundry, 2021, 18(6): 565-573.
- [21] 李怡然, 尧军平, 黄浩, 等. SiC/AZ91D 镁基复合材料

单轴拉伸过程中裂纹萌生扩展机制[J]. 塑性工程学报, 2023, 30(2):185-196.

LI Yi-ran, YAO Jun-ping, HUANG Hao, et al. Crack Initiation and Propagation Mechanism of SiC/AZ91D Magnesium Matrix Composites during Uniaxial Tension[J]. Journal of Plasticity Engineering, 2023,30(2): 185-196.

[22] 王剑, 罗经纬, 伏森. SiC_p/AZ91 镁基复合材料的高温 变形行为及组织演变[J]. 特种铸造及有色合金, 2022, 42(7): 827-831.
WANG Jian, LUO Jing-wei, FU Miao. High Temperature Deformation and Microstructure Evolution of SiC_p/

ing & Nonferrous Alloys, 2022, 42(7): 827-831. [23] FAN Ding-ge, DENG Kun-kun, WANG Cui-ju, et al.

AZ91 Magnesium Matrix Composites[J]. Special Cast-

Improved Workability of an Mg-5 wt.%Zn Alloy by the Addition of Trace SiC_p[J]. Materials Today Communications, 2020, 25: 101474.

- [24] 董成材,周海涛,李雪健,等.SiC_p/AZ91 复合材料大口径管材的热挤压成形研究[J].精密成形工程,2020,12(5):53-58.
 DONG Cheng-cai, ZHOU Hai-tao, LI Xue-jian, et al. Hot Extrusion Process of Large Caliber SiC_p/AZ91 Composite Pipe[J]. Journal of Netshape Forming Engineering, 2020, 12(5): 53-58.
- [25] RAJA R, GEORGE L, JANNET S, et al. Development and Analysis of SiC, TiO₂, and Biochar Hybrid Reinforced Aluminium-Based Metal Matrix Composite[J]. Advances in Materials and Processing Technologies, 2022, 8(S3): 1485-1493.