

# Mg 添加对 $\text{SiO}_2/\text{Al-Si-Fe}$ 复合材料 显微组织和力学性能的影响

雷智钦, 王 康, 张文泉, 李文芳

(东莞理工学院材料科学与工程学院, 广东东莞 523000)

**摘要:** 利用搅拌铸造技术制备 $\text{SiO}_2$ 增强富铁铝基复合材料, 采用金相显微镜、X射线衍射仪、扫描电子显微镜、能谱仪分析复合材料微观组织和界面结构, 采用布氏硬度计、电子万能试验机测量复合材料的力学性能。结果表明: Mg的存在促进 $\text{SiO}_2$ 颗粒在基体中均匀分布, 并使粗大针状铁相细化,  $\text{SiO}_2$ 颗粒在反应过程中逐步转变为 $\text{Al}_2\text{O}_3$ , 加入Mg之后, 原位反应产物出现了 $\text{MgAl}_2\text{O}_4$ 。增强体颗粒在反应过程中破碎, 细化的颗粒强化了力学性能。当Mg含量质量分数达到1.5%时复合材料的性能最优, 硬度和抗拉强度分别为HB 92.1和147 MPa。

**关键词:** 铝基复合材料; 搅拌铸造;  $\text{SiO}_2$ ; 力学性能

## 作者简介:

雷智钦(1990-), 男, 硕士, 主要研究方向为铝基复合材料。E-mail: 398758085@qq.com

## 通讯作者:

李文芳, 教授, 博士。电话: 18802566988, E-mail: mewfli@163.com

中图分类号: TG146.2

文献标识码: A

文章编号: 1001-4977(2023)10-1303-08

## 基金项目:

广东省基础与应用基础研究基金(No.2019A1515110135, No.2021A1515010587, No.2021B1515130010); 中科院科技网络服务计划(STS)一东莞专项(No.20211600200082)。

## 收稿日期:

2023-02-14 收到初稿,

2023-08-19 收到修订稿。

铝元素密度小, 作为轻量化结构材料已广泛用于航空航天、交通工具、消费电子产品等诸多领域<sup>[1-2]</sup>。作为工业中最受欢迎的金属结构材料之一, 以Al-Si体系为主的铸造铝合金的年报废量大<sup>[3]</sup>, 而且, 电解铝材生产能耗大<sup>[4]</sup>, 如何对报废铝产品开展有效的循环利用问题已迫在眉睫。报废铝产品内往往铁元素含量过高(一般质量分数2%以上), 铁在铝合金中形成的针状相<sup>[5]</sup>会对材料的力学及铸造性能造成较大的负面影响, 被认为是高性能铝合金的主要危害元素<sup>[6-7]</sup>。目前去除废旧铝中铁的方法主要有: 电磁分离除铁<sup>[8]</sup>、合金化沉降除铁<sup>[9]</sup>、纯铝稀释降低铁含量<sup>[10]</sup>等, 这些方法在废铝回收利用领域取得了长足进展, 但铝合金内的铁相却难以被彻底去除<sup>[11]</sup>, 因此还需寻找其他更为经济的综合利用途径。譬如利用成本低且简单的搅拌铸造工艺, 将价格低廉的 $\text{SiO}_2$ 颗粒作为增强体, 富铁废铝合金为基体制备新型耐磨材料。

需要考虑的是, 由于 $\text{SiO}_2$ 与金属的物理化学性质差别很大, 因而金属液与 $\text{SiO}_2$ 界面的润湿性差<sup>[12]</sup>, 往往使 $\text{SiO}_2$ 颗粒在金属液内自发团聚, 如何使 $\text{SiO}_2$ 颗粒在铝液内的均匀分散, 是制备该体系复合材料的关键所在<sup>[13]</sup>。有研究表明<sup>[14]</sup>, 铝液中加入Mg能显著改善铝液与 $\text{SiO}_2$ 、SiC等增强颗粒的润湿性, 有助于颗粒分散。在铝基体内过于粗大的增强体对材料的强度不利, 理论上所添加增强体尺寸越小越好, 但小颗粒过大的比表面积使得铝液内颗粒产生不可避免自发团聚<sup>[15]</sup>, 因此, 必须在工艺上寻找一个平衡点。本研究中发现, Mg的添加不但优化了 $\text{SiO}_2$ 颗粒与Al-Mg合金熔体的固-液反应的界面润湿性, 并且在 $\text{SiO}_2/\text{Al-Mg}$ 熔体界面的扩散反应过程中, 还有助于 $\text{SiO}_2$ 前驱体的碎裂和分解, 尤其在搅拌、电磁等外场作用下, 碎裂和分解的颗粒还可随之均匀分散于铝熔体内, 有望制备性能优异的复合材料。

因此, 本研究关注镁元素的添加对 $\text{SiO}_2$ 前驱体内生Al-Si-Fe基复合材料的显微组织特征, 并进一步揭示石英前驱体的形态变化对复合材料力学性能的影响

## 1 试验方法

本试验采用工业废铝(Al-7Si-2Fe, 质量分数)、粒径150  $\mu\text{m}$ 的 $\text{SiO}_2$ 颗粒作为原料。 $\text{SiO}_2$ 颗粒在浓度2%氢氟酸中酸洗20 min后放入烘干箱干燥。在掺入熔体之前, 将 $\text{SiO}_2$ 颗粒置入马弗炉于600  $^\circ\text{C}$ 下预热2 h。采用搅拌铸造方式制备材料, 图1为搅拌

装置的示意图, 该搅拌装置带有无级调速功能(极限转速1 000 rpm)。熔炼装置为广州雅利中频感应炉。熔化温度700 ℃, 待炉料完全熔融后, 在持续通入的氩气环境下, 调节至660 ℃并以500 rpm开始搅拌,

5% (质量分数) 的 $\text{SiO}_2$ 颗粒以0.5 g/min的速度持续加入, 待到增强颗粒完全加入后, 继续搅拌15 min后浇注, 室温下自然冷却, 所制备试样成分及编号见表1。

所有测试样品选取相同部位切割成直径20 mm, 厚

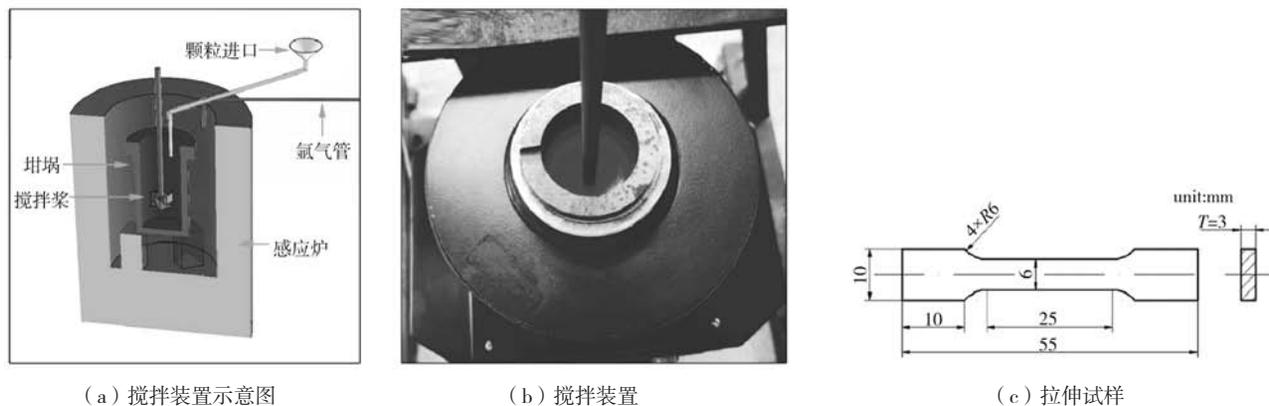


图1 搅拌铸造装置及拉伸试样示意图

Fig. 1 The schematic diagram of the stirring casting device and tensile specimen

表1 样品编号及其成分  
Table 1 Samples number and its composition  $w_B/\%$

编号	Si	Fe	Mg	Al
1 <sup>#</sup>	7	2	0	余量
2 <sup>#</sup>	7	2	0.5	余量
3 <sup>#</sup>	7	2	1	余量
4 <sup>#</sup>	7	2	1.5	余量

度5 mm的金相试样。经过打磨抛光, 以便通过光学显微镜观察材料组织; 使用IMAGE J软件统计单个增强颗粒的面积以及平均面积; 采用X射线衍射仪对材料物相进行分析; 采用扫描电镜观察材料微观形貌以及各相分布, 采用EDS对各相成分进行分析; 采用电子万能试验机测试材料的拉伸性能, 每种成分的复合材料制备出三个拉伸试样, 试样尺寸按 ASTM E8M-04 标准制备(图1C), 拉伸测试在常温下进行, 加载速率1 mm/min; 采用布氏硬度计测试复合材料硬度。

## 2 结果与讨论

采用废铝和 $\text{SiO}_2$ 颗粒制备获得的富铁 $\text{SiO}_2/\text{Al-Si-Mg}$ 复合材料的显微组织如图2所示。图中弥散分布的黑色块状物为增强体颗粒, 图2a、b可见部分增强颗粒出现团聚现象, 且增强颗粒和铝基体的结合并不理想, 某些交界处可见深黑色的缺陷区域, 此类情况在颗粒团聚处更为明显。随着Mg含量的增加, 在Mg质量分数达到1%及以上时, 团聚得到明显改善(图2c、d), 并且基体与增强体颗粒的界面结合更好<sup>[16]</sup>, 使得增强体-基体间结合处缺陷减少。图2a~d中箭头所示为针尖状

$\beta$ -AlFeSi富铁相<sup>[17]</sup>, 在铝基体成分未添加Mg时, 大部分富铁相长度超过了500  $\mu\text{m}$ , 割裂了基体。在加入Mg之后, 大部分富铁相得到细化(图2b-d)。

有研究报道,  $\text{SiO}_2$ 与铝熔体反应过程中,  $\text{SiO}_2$ 会发生碎裂<sup>[18]</sup>, 其原理如图3所示, 由于铝熔体与 $\text{SiO}_2$ 的反应,  $\text{SiO}_2$ 中O元素不断被Al夺取, 在生成 $\text{Al}_2\text{O}_3$ 过程中产生了体积收缩, 引起 $\text{SiO}_2$ 颗粒表面裂纹的出现(图3阶段II), 铝液随着裂纹渗入颗粒内部加剧了反应, 进而使颗粒表面的裂纹逐渐深入、扩张(图3阶段III), 最终导致颗粒碎裂并分散于基体各处(图3阶段IV), 这类原位反应所致的中、小尺寸弥散相对基体起到进一步的强化作用。对于搅拌铸造工艺, 这一现象缓解了大颗粒导致力学性能降低的问题<sup>[19]</sup>。

采用IMAGE J软件的面面积测量功能, 检测了 $\text{SiO}_2$ 颗粒原料和各样品中增强体颗粒的面积尺寸(图4), 以确定及量化 $\text{SiO}_2$ 颗粒在搅拌铸造过程中是否产生颗粒碎裂。如图4a所示, 增强颗粒面积小于10 000  $\mu\text{m}^2$ 的颗粒占比不足40%。图4b所示的试样1<sup>#</sup>中颗粒面积小于10 000  $\mu\text{m}^2$ 的增强体颗粒占比超过80%。图4c、d、e所示的2<sup>#</sup>、3<sup>#</sup>、4<sup>#</sup>试样中, 小于10 000  $\mu\text{m}^2$ 的增强体颗粒占比都超过80%, 而小于4 000  $\mu\text{m}^2$ 的增强体颗粒占比从不足30%增加到了45%以上。显然, 在复合材料制备过程中, 增强体颗粒发生过碎裂, 因而大颗粒的占比逐渐减少, 且随着Mg含量的增加, 颗粒的细化更加明显。

图5为Mg添加前后复合材料的基体形貌对比图, 图5a所示为Mg质量分数1.5%的样品4<sup>#</sup>, 可见第二相颗粒多以圆点状、骨骼状形貌存在, 根据EDS物相分析,

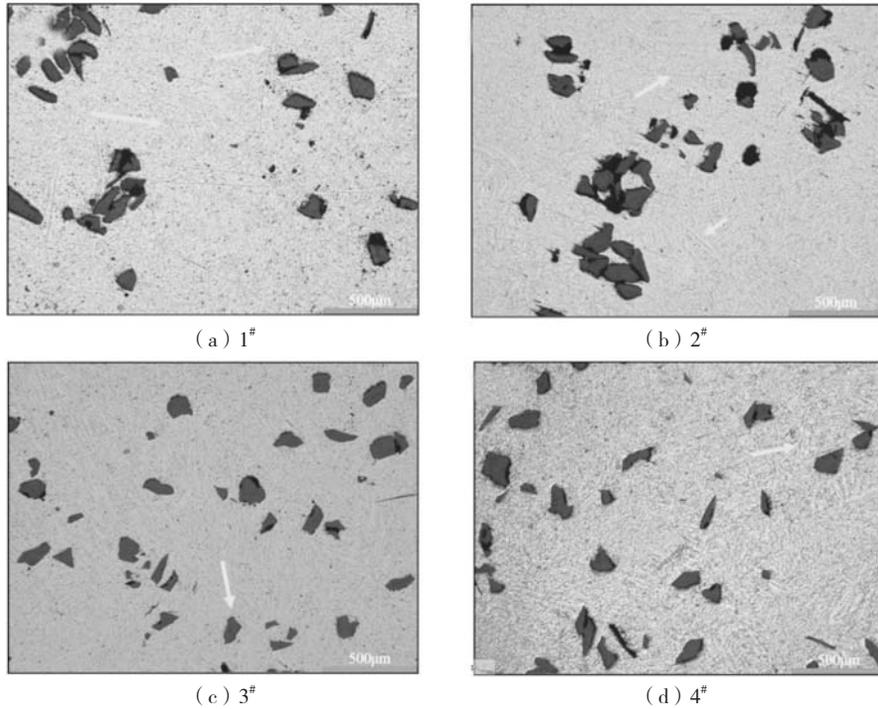


图2 Al-7Si-2Fe/SiO<sub>2</sub>复合材料中添加不同Mg含量的显微组织  
Fig. 2 Microstructures of different Mg contents in composites Al-7Si-2Fe/SiO<sub>2</sub>

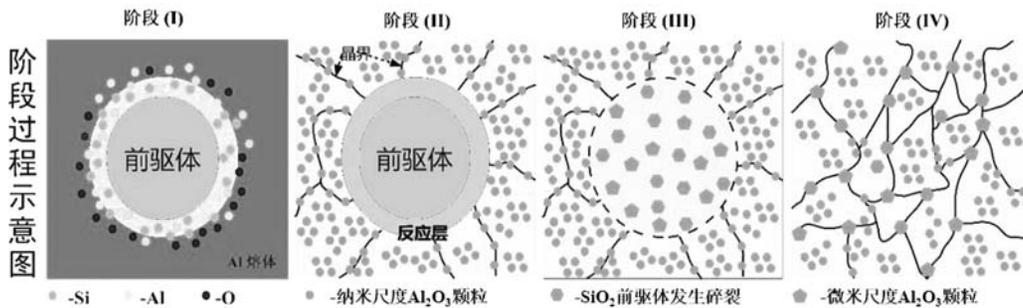


图3 Al/SiO<sub>2</sub>原位反应示意图  
Fig. 3 Evolution course of the SiO<sub>2</sub>/Al reaction in the melts

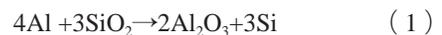
判断为共晶硅相；而图中针状富铁相可见有明显由于共晶硅挤压造成的折弯，并且折弯部位没有继续沿主轴方向生成富铁相。图5b为未添加Mg的样品1<sup>#</sup>，发现第二相大多以条状存在，并且和富铁相接触的共晶硅大多垂直于富铁相生长。对比两个样品的共晶硅成分，发现1<sup>#</sup>样品共晶硅的Si含量比4<sup>#</sup>样品的高出许多，且4<sup>#</sup>样品共晶硅中有发现Mg的出现，可见Mg的加入对硅相的形貌有所影响。

制备样品的XRD检测结果如图6所示，在四个复合材料样品中，除了物相Al、Si、SiO<sub>2</sub>、Al<sub>3</sub>FeSi的峰位，还存在有Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>、MgAl<sub>2</sub>O<sub>4</sub>峰，由此说明在熔体中确会发生原位反应，并且在加入Mg以后，主要原位生成物由Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>转变为MgAl<sub>2</sub>O<sub>4</sub><sup>[20]</sup>。

在660℃下，铝熔体中可能发生的反应以及计算所得吉布斯自由能如下：

表2 图5中EDS点分析的元素含量  
Table 2 Elemental contents determined by EDS for the locations marked in Fig. 5 at%

点	Al	Si	O	Fe	Mg
A	73.35	19.13	-	7.52	-
B	80.26	18.22	-	0.27	1.25
C	74.61	16.57	-	8.82	-
D	72.17	27.83	-	-	-



$$\Delta G_{933K} = -594\ 433\ \text{J/mol} - (933 \times -140.563\ \text{J/mol}) = -463.813\ \text{kJ/mol}$$



$$\Delta G_{933K} = -780\ 325\ \text{J/mol} - (136.091\ \text{J/mol} \times 933) = -653.343\ \text{kJ/mol}$$

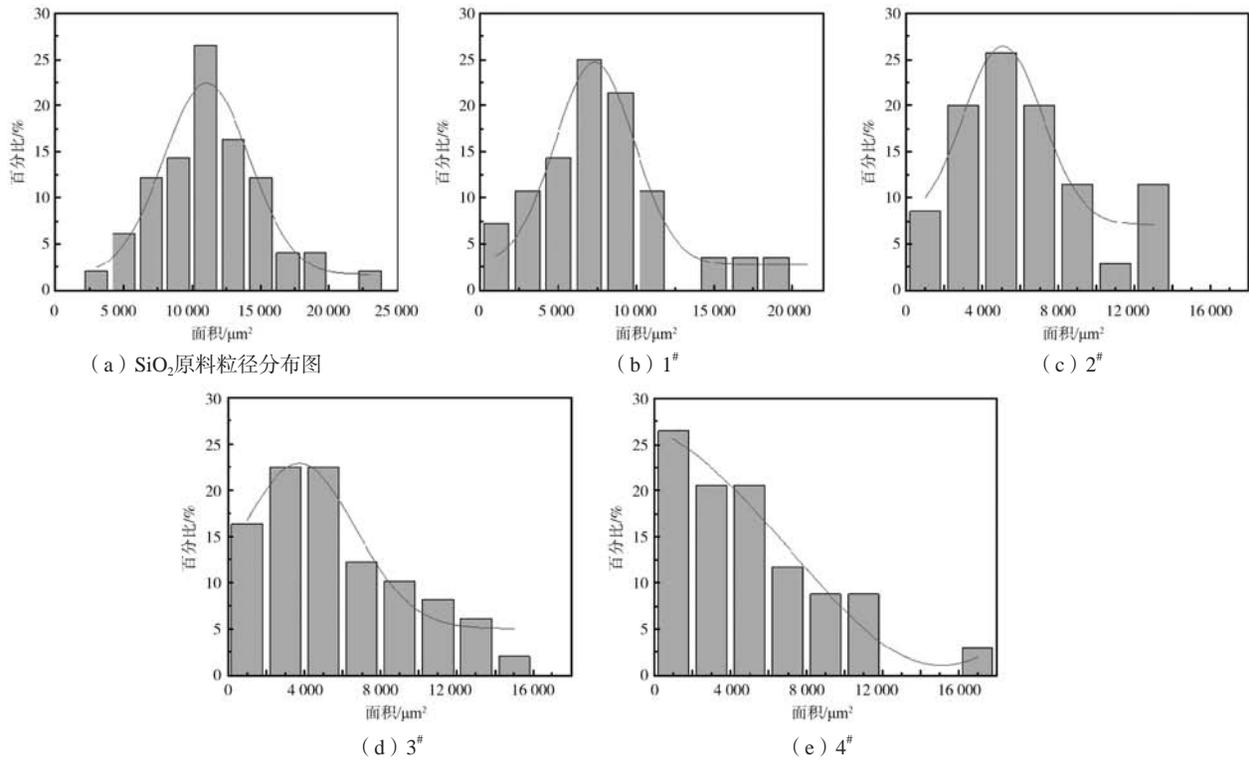


图4 SiO<sub>2</sub>原料粒径分布图和Al-7Si-2Fe-xMg/SiO<sub>2</sub>复合材料粒径分布图

Fig. 4 Particle size distribution of SiO<sub>2</sub> raw material and composite particle size distribution of Al-7Si-2Fe-xMg/SiO<sub>2</sub> composite

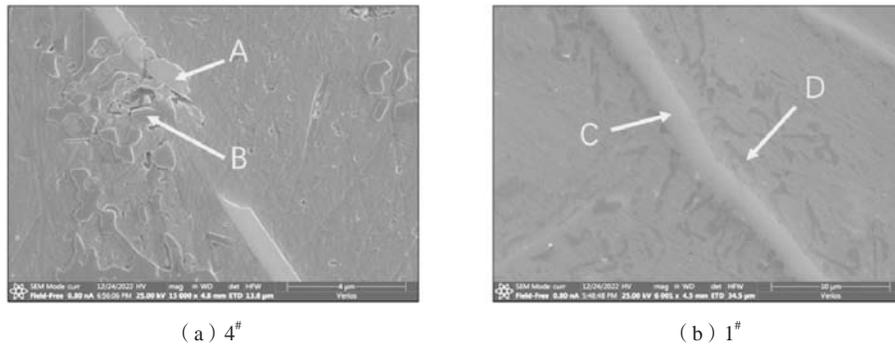


图5 Al-7Si-2Fe/SiO<sub>2</sub>复合材料中添加不同Mg含量的基体组织形貌

Fig. 5 The morphology of the matrix with different Mg contents was added in Al-7Si-2Fe/SiO<sub>2</sub> composites

表3 图7中 EDS 点分析的元素含量  
Table 3 Elemental contents determined by EDS for the locations marked in Fig 7 at%

点	Al	Si	O
A	3.18	45.23	51.59
B	52.60	0.12	47.28
C	63.08	0.51	36.41
D	41.99	0.08	57.93
E	49.15	-	50.85



$$\Delta G_{933K} = -525\ 608\ J/mol + (67.061\ J/mol \times 933) = -463.040\ kJ/mol$$

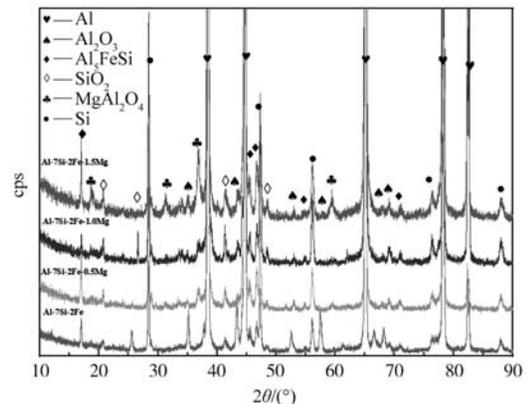


图6 Al-7Si-2Fe-xMg/SiO<sub>2</sub>复合材料XRD谱图

Fig. 6 X-ray diffraction patterns of Al-7Si-2Fe-xMg/SiO<sub>2</sub> composite materials

表4 图8中 EDS 点分析的元素含量  
Table 4 Elemental contents determined by EDS for the locations marked in Fig 8 at%

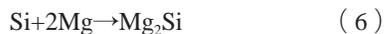
点	Al	Si	O	Fe	Mg
A	33.80	2.47	51.51	-	12.23
B	45.65	21.40	27.98	-	4.96
C	68.88	16.41	-	14.27	0.44



$$\Delta G_{933\text{K}} = -311\ 887\text{J/mol} - (2.075\ \text{J/mol} \times 933) = -313.822\ \text{kJ/mol}$$



$$\Delta G_{933\text{K}} = -5\ 052\ 151\ \text{J/mol} - (593.696\ \text{J/mol} \times 933) = -5\ 606.073\ \text{kJ/mol}$$

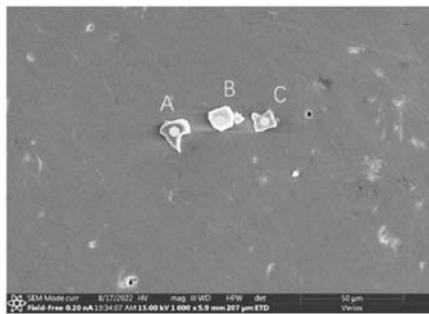


$$\Delta G_{933\text{K}} = -98\ 403\ \text{J/mol} - (19.862\ \text{J/mol} \cdot \text{K} \times 933) = -116.934\ \text{kJ/mol}$$

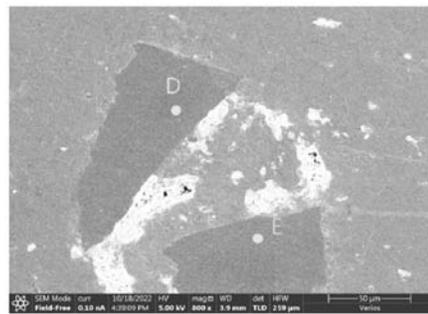
由式中可见,上述反应在660 ℃时,反应都可自发进行,反应产物的不同是因为SiO<sub>2</sub>颗粒在Al-Si-Fe合金内只有反应式1发生,而在Al-Si-Fe-Mg合金内,式1~6的反应都有可能进行,并且式1~4的反应产物MgO、MgAl<sub>2</sub>O<sub>4</sub>和Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>的形成总是存在着竞争。此外,式5的吉布斯自由能大大超过其余反应,说明其反应优先级远高于其他反应。在不考虑平衡浓度情况

下,Mg元素反应殆尽之前,Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>都会通过反应5转为MgAl<sub>2</sub>O<sub>4</sub>。因此XRD数据中SiO<sub>2</sub>/Al-7Si-2Fe复合材料随着Mg的加入,MgAl<sub>2</sub>O<sub>4</sub>相峰高逐渐增加,而Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>相的峰高逐渐减小。Shen<sup>[21]</sup>等人计算了Al-Mg-SiO<sub>2</sub>体系中MgO、MgAl<sub>2</sub>O<sub>4</sub>和Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>相平衡的阈值Mg浓度,发现在660 ℃环境下,Mg的质量分数为0.02%~6.5%区间内,MgAl<sub>2</sub>O<sub>3</sub>是主要的反应产物,直到Mg元素在反应过程中消耗殆尽,原位反应产物才转变为Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>。因此Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>相的峰高变低,MgAl<sub>2</sub>O<sub>4</sub>相峰高随Mg的不断加入呈增长趋势。而可能由于过饱和而析出的Mg<sub>2</sub>Si相并没有在XRD谱图中发现,根据Al-Mg-Si三元相图<sup>[22]</sup>(假设Mg/Al的比例不随反应而变化)可知,反应温度为660 ℃时,Mg元素质量分数高于8%时析出的物相为Mg<sub>2</sub>Si;质量分数低于8%时所析出的物相为Si。因而全部样品在XRD检测中并未发现Mg<sub>2</sub>Si。

图7a中,基体表面分布的不同衬度的颗粒,根据颗粒尺寸判断为原位反应碎裂的产物。这些颗粒的元素组成如表3所示,根据元素判断,表中A点颗粒应为时间较晚的SiO<sub>2</sub>颗粒碎裂产物,因而反应未完全。与之相对的,4<sup>#</sup>试样中并未发现未完全反应的MgAl<sub>2</sub>O<sub>4</sub>颗粒,表明相同反应时间下,加入Mg可提高原位反应速率。表中B、C点颗粒为原位反应完全的产物Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>。图7b所示的大粒径增强颗粒,其EDS数据表明此时颗粒主



(a) 1<sup>#</sup>试样的反应体系SEM照片



(b) 1<sup>#</sup>试样增强颗粒SEM照片

图7 1<sup>#</sup>试样增强颗粒SEM图

Fig. 7 The SEM observation of reinforced particle of 1<sup>#</sup> sample

要成分为Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>(D、E点)。

图8为4<sup>#</sup>试样增强颗粒SEM照片,图中颗粒元素成分(A点)经过EDS分析为MgAl<sub>2</sub>O<sub>4</sub>相,可见在加入Mg之后,原位反应产物发生了转变<sup>[23]</sup>,由于MgAl<sub>2</sub>O<sub>4</sub>的质量分数更高、反应活性更大,在反应过程中体积收缩更为剧烈<sup>[24]</sup>,颗粒更易碎裂,所以统计中增强相的粒径随Mg含量的增加而显著缩小。图中MgAl<sub>2</sub>O<sub>4</sub>颗粒相邻的针状相(C点)成分据EDS分析判断为Al<sub>5</sub>FeSi。此外,MgAl<sub>2</sub>O<sub>4</sub>颗粒周围析出的Si相(B点)非常密集, Si元素含量明显高于颗粒内部(A点)。是因为反应过程中Si逐渐被置换, Si扩散到微孔及裂纹内的熔融铝

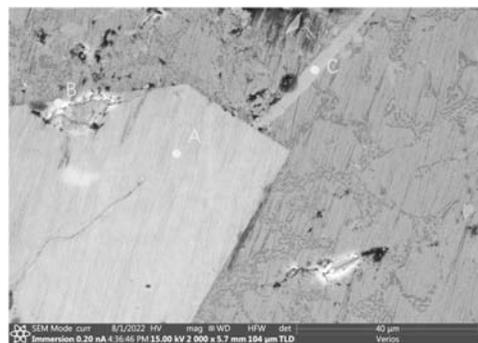


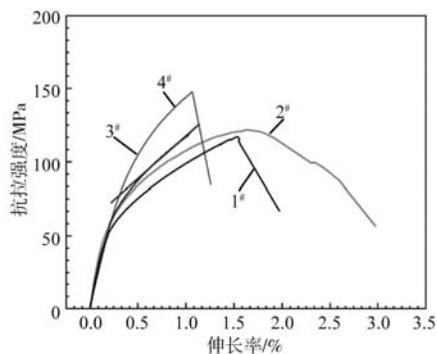
图8 4<sup>#</sup>试样增强颗粒SEM图

Fig. 8 The SEM observation of reinforced particle of 4<sup>#</sup> sample

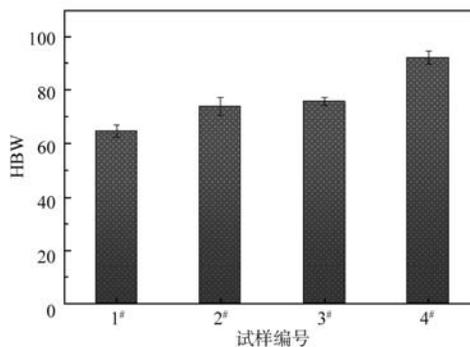
液中并被输送至颗粒外部，并且样品中Mg的质量分数并不足以在生成 $MgAl_2O_4$ 的同时提供多余的Mg以形成 $Mg_2Si$ ，使析出Si以点状存在于增强颗粒边缘，相当于在基体与铝基体之间形成一个缓冲层，对 $MgAl_2O_4$ 相与基体边界的应力集中产生缓冲作用<sup>[25]</sup>。

图9a为所制备复合材料的应力-应变曲线图，可观测到复合材料的抗拉强度随着Mg的质量分数增加而递增，Mg的质量分数为0（1<sup>#</sup>）、0.5%（2<sup>#</sup>）、1%（3<sup>#</sup>）、1.5%（4<sup>#</sup>）时，抗拉强度分别为120 MPa、

126 MPa、132 MPa、147 MPa。图9b为不同Mg添加量复合材料的布氏硬度值，与1<sup>#</sup>、2<sup>#</sup>、3<sup>#</sup>、4<sup>#</sup>样品对应的布氏硬度值分别为64.5、73.8、75.6、92.1。可见随着Mg的添加量增加，布氏硬度值逐渐递增。使材料性能得以提高的因素，一方面是由于Mg的润湿作用，强化了基体与增强相结合，且颗粒分散的均匀化提高<sup>[26]</sup>，团聚所引起的孔洞及缺陷减少；另一方面是增强颗粒总体尺寸细化和富铁相的细化，对材料的硬度也起到较大的提升作用。



(a) 1<sup>#</sup>~4<sup>#</sup>试样力学性能对比图



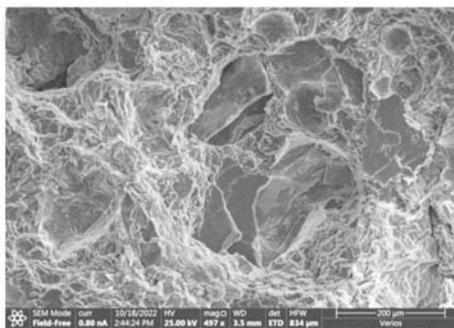
(b) 1<sup>#</sup>~4<sup>#</sup>试样布氏硬度柱状图

图9 Al-7Si-2Fe-xMg/SiO<sub>2</sub>复合材料力学性能

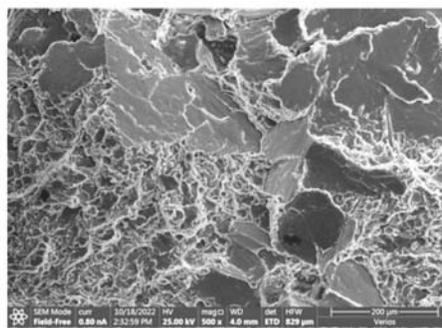
Fig. 9 Al-7Si-2Fe-xMg/SiO<sub>2</sub> composite mechanical properties

拉伸断口形貌如图10所示，所有样品都表现为脆性断裂特征，断口处的增强颗粒周围存在大量的沿晶断裂，裂纹多为局部扩展且裂纹方向较杂乱，符合准

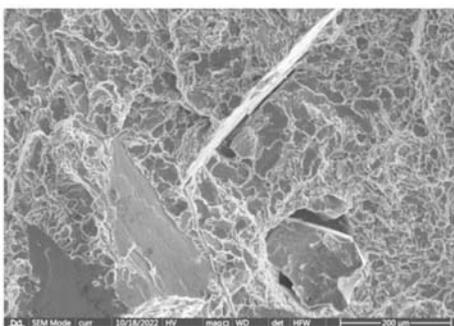
解理断面形貌特征。图10b中准解理断面周围，相较于其他几图解理面更加细小，并存在有韧窝状形貌，因此样品的韧性更高。而图10a、c、d的韧窝的数量明显



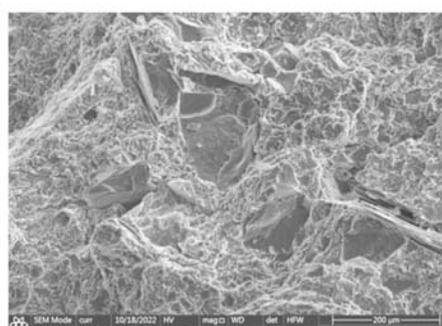
(a) 1<sup>#</sup>



(b) 2<sup>#</sup>



(c) 3<sup>#</sup>



(d) 4<sup>#</sup>

图10 Al-7Si-2Fe-xMg/SiO<sub>2</sub>复合材料拉伸断口形貌

Fig. 10 Tensile fracture morphology of Al-7Si-2Fe-xMg/SiO<sub>2</sub> composite materials

减少且更细小, 细微韧窝分布在小刻面周围, 类型为沿晶微孔聚集型断裂。图10c中, 还有出现长且直的大型裂痕, 推断是针状富铁相与基体结合处的应力集中所致<sup>[27]</sup>。

### 3 结论

(1) 在SiO<sub>2</sub>颗粒增强铝基复合材料中, 随着Mg的加入, 原位反应的生成物逐渐由Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>转变为MgAl<sub>2</sub>O<sub>4</sub>, 并且Mg的加入提高了增强颗粒与铝液间润湿性能, 促进了增强颗粒的均匀分散因而Mg质量分数1.5%时分散情况最好。粗大针状铁相随着Mg质量分数增加而细化。

(2) SiO<sub>2</sub>颗粒增强铝基复合材料的增强相颗粒在反应过程中发生了碎裂, 碎裂和分解程度随Mg的质量分数增加而提高, 增强相得到不同程度细化, 共晶硅形貌由条状转变为点状和骨骼状, 改善了材料的力学性能。

(3) 利用搅拌铸造法制备的SiO<sub>2</sub>颗粒增强铝基复合材料, Mg质量分数为1.5%时, 拉伸强度和硬度最优, 抗拉强度为147 MPa, 布氏硬度为92.1; 推测是Mg的加入提高了界面润湿性, 促进了增强颗粒的均匀分散, 断口形貌都为脆性的准解理断裂, 其中Mg质量分数为0.5%品韧窝较多。

#### 参考文献:

- [1] 李劲风, 郑子樵, 陈永来, 等. 铝锂合金及其在航天工业上的应用 [J]. 宇航材料工艺, 2012, 42 (1): 13-19.
- [2] 王祝堂, 张新华. 汽车用铝合金 [J]. 轻合金加工技术, 2011, 39 (2): 1-14.
- [3] 宋玉, 赵由才. 废汽车回收处理技术的研究进展 [J]. 有色冶金设计与研究, 2007, 116 (Z1): 103-108.
- [4] 李春丽, 马子敬, 祁卫玺, 等. 铝电解生产过程物质流和能量流分析 [J]. 有色金属 (冶炼部分), 2014 (2): 21-24.
- [5] ZHANG L, GAO J, DAMOAH L N W, et al. Removal of iron from aluminum: a review [J]. Mineral Processing and Extractive Metallurgy Review, 2012, 33 (2): 99-157.
- [6] BU L P, SHEN Q T, WU P. Microstructure and mechanical properties of Mg-RE-B alloys [J]. Advanced Materials Research, 2011, 311-313: 2251-2254.
- [7] BASAK C B, BABU N H. Influence of Cu on modifying the beta phase and enhancing the mechanical properties of recycled Al-Si-Fe cast alloys [J]. Sci Rep, 2017, 7 (1): 5779.
- [8] ZHANG L, WANG S, DONG A, et al. Application of electromagnetic (EM) separation technology to metal refining processes: a review [J]. Metallurgical and Materials Transactions B, 2014, 45 (6): 2153-2185.
- [9] 宋东福, 王顺成, 周楠, 等. Al-Si合金中富铁相形态及其影响因素研究进展 [J]. 材料工程, 2016, 44 (5): 120-128.
- [10] 秦琦, 卢晴晴, 滕雪纯, 等. 我国再生铝产业现状 [J]. 轻合金加工技术, 2019, 47 (3): 8-11.
- [11] TRINK B, WEI β ENSTEINER I, UGGOWITZER P J, et al. High Fe content in Al-Mg-Si wrought alloys facilitates excellent mechanical properties [J]. Scripta Materialia, 2022, 215: 114701-114701.
- [12] HUH J Y, HWANG M J, SHIM S W, et al. Effect of Al and Mg contents on wettability and reactivity of molten Zn-Al-Mg alloys on steel sheets covered with MnO and SiO<sub>2</sub> layers [J]. Metals and Materials International, 2018, 24 (6): 1241-1248.
- [13] WANG K, LI W F, DU J, et al. Preparation, thermal analysis and mechanical properties of in-situ Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>/SiO<sub>2</sub> (p) /Al composites fabricated by using zircon tailing sand [J]. Materials & Design, 2016, 99: 303-313.
- [14] DESHMUKH P, BHATT J, PATHAK S. Structure property correlation of Al based MMC reinforced with Cu coated rice husk ash SiO<sub>2</sub> particles [J]. Transactions of the Indian Institute of Metals, 2014, 68 (2): 201-209.
- [15] RAMANATHAN A, KRISHNAN P K, MURALIRAJA R. A review on the production of metal matrix composites through stir casting - furnace design, properties, challenges, and research opportunities [J]. Journal of Manufacturing Processes, 2019, 42: 213-245.
- [16] DESHMUKH P, PATHAK S. Influence of varying SiO<sub>2</sub>% on the mechanical properties of Al based MMC [J]. Transactions of the Indian Institute of Metals, 2012, 65 (6): 741-745.
- [17] RAO Y, YAN H, HU Z. Modification of eutectic silicon and β-Al<sub>5</sub>FeSi phases in as-cast ADC12 alloys by using samarium addition [J]. Journal of Rare Earths, 2013, 31 (9): 916-922.
- [18] SHEN P, FUJII H, MATSUMOTO T. Reactive wetting of SiO<sub>2</sub> substrates by molten Al [J]. Metallurgical and Materials Transactions, A. Physical Metallurgy and Materials Science, 2004 (2): 35A.
- [19] 居志兰, 花国然, 戈晓岚. SiC<sub>p</sub>粒径及含量对铝基复合材料拉伸性能和断裂机制的影响 [J]. 机械工程材料, 2008, 227 (2): 27-29.
- [20] SREEKUMAR V M, HARI BABU N, ESKIN D G, et al. Structure-property analysis of in-situ Al-MgAl<sub>2</sub>O<sub>4</sub> metal matrix composites

- synthesized using ultrasonic cavitation [J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2015, 628: 30–40.
- [21] SHI L, SHEN P, ZHANG D, et al. Reactive wetting of amorphous silica by molten Al-Mg alloys and their interfacial structures [J]. *Applied Surface Science*, 2016, 377: 340–348.
- [22] BAKER H, OKAMOTO H. *ASM handbook.vol.3.alloy phase diagrams* [M]. Ohio: ASM International, 44073-0002, 1992.
- [23] LIU JH, Lü XJ, LI J, et al. Effect of MgO on phase compositions and properties of Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-MgAl<sub>2</sub>O<sub>4</sub> Composite – a prospective man-made ledge material [J]. *Transactions of the Indian Ceramic Society*, 2016, 75 ( 2 ) : 108–111.
- [24] WANG Y K, XIE X, ZHU C G. Self-propagating high-temperature synthesis of magnesium aluminate spinel using Mg-Al alloy [J]. *ACS Omega*, 2022, 7 ( 15 ) : 12617–12623.
- [25] 张佳虹, 邢书明. Al-Si合金变质元素及其交互作用 [J]. *材料导报*, 2018, 32 ( 11 ) : 1870–1877.
- [26] 孟明艾, 陈刚, 赵玉涛, 等. 原位  $\gamma$ -Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> ( P ) /A356复合材料的制备及性能研究 [J]. *热加工工艺*, 2019, 48 ( 14 ) : 68–70.
- [27] NADIM A, TAGHIABADI R, RAZAGHIAN A, et al. Effect of Fe-impurity on tribological properties of Al-15Mg<sub>2</sub>Si composite [J]. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 2018, 28 ( 6 ) : 1084–1093.

---

## Effect of Mg Addition on Microstructure and Mechanical Properties of SiO<sub>2</sub>/Al-Si-Fe Composites

LEI Zhi-qin, WANG Kang, ZHANG Wen-quan, LI Wen-fang

(School of Materials Science and Engineering, Dongguan University of Technology, Dongguan 523000, Guangdong, China)

### Abstract:

SiO<sub>2</sub> reinforced iron-rich aluminum matrix composites were prepared by stirring casting technology. The microstructure and interface structure of the composites were analyzed by optical microscopy (OM), X-ray diffraction (XRD), scanning electron microscopy (SEM) and energy dispersive spectroscopy (EDS). The mechanical properties of the composites were measured by Brinell hardness tester and electronic universal testing machine. The results showed that the presence of Mg promoted the uniform distribution of SiO<sub>2</sub> particles in the matrix, and refined the coarse acicular iron phase. SiO<sub>2</sub> particles gradually changed into Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> during the reaction process. After adding Mg, MgAl<sub>2</sub>O<sub>4</sub> appeared in the in-situ reaction product. The reinforcement particles were broken during the reaction, and the refined particles strengthen the mechanical properties. The composites had the best properties when the Mg content reached 1.5%, and the hardness and tensile strength were HB 92.1 and 147 MPa.

### Key words:

aluminum matrix composites; stir casting; SiO<sub>2</sub>; mechanical property