第 48 卷第 6 期
2020 年 6 月

硅 酸 盐 学 报
JOURNAL OF THE CHINESE CERAMIC SOCIETY

Vol. 48，No. 6
June，2020

http://www.gxyb.cbpt.cnki.net

DOI：10.14062/j.issn.0454-5648.20190564

镁含量对无压浸渗 SiC/Al 复合材料性能的影响

刘秋元[1,2]，王 峰[2]，邱肖盼[2]，贺智勇[2]，张启富[2]，谢志鹏[1]

(1. 清华大学材料学院新型陶瓷与精细工艺国家重点实验室，北京 100084；2. 中国钢研科技集团有限公司，北京 100081)

摘 要：以 SiC 粉及铝合金(3%Mg(质量分数)、5%Mg、7%Mg、10%Mg)为主要原料，采用无压浸渗工艺制备得到了 SiC/Al 复合材料。表征了 SiC/Al 复合材料的物相组成、显微结构、力学性能及热导率，研究了合金中 Mg 含量对 SiC/Al 复合材料结构组成、力学及热学性能的影响。结果表明：制备得到的 SiC/Al 复合材料主晶相均为 SiC 与 Al。适量 Mg 的引入有助于改善铝合金与 SiC 颗粒间的浸渗性能，能有效促进 SiC/Al 复合材料的界面反应。其中引入 5%Mg 样品的显微结构较为致密，综合性能较优，其气孔率为 0.13%，体积密度为 2.94 g/cm^3，抗弯强度为(366.36±14.37) MPa，断裂韧性为(9.2±0.27) MPa·m$^{1/2}$，热导率为 178.81 W/(m·K)。

关键词：铝基碳化硅复合材料；无压浸渗；结构组成；性能
中图分类号：TQ174　　**文献标志码**：A　　**文章编号**：0454–5648(2020)06–0818–06
网络出版时间：2020–03–23



Effect of Mg Content on Properties of SiC/Al Composites Prepared by Pressureless Infiltration

LIU Qiuyuan[1,2], *WANG Feng*[2], *QIU Xiaopan*[2], *HE Zhiyong*[2], *ZHANG Qifu*[2], *XIE Zhipeng*[1]
(1. State Key Laboratory of New Ceramics and Fine Processing, Department of Materials Science and Engineering, Tsinghua University, Beijing 100084, China;
2. Central Iron & Steel Research Institute, Beijing 100081, China)

Abstract: SiC/Al composites were prepared by a pressureless infiltration process using SiC powder and aluminum alloy (3%Mg (in mass fraction), 5%Mg, 7%Mg, and 10%Mg) as main raw materials. The phase composition, microstructure, mechanical properties and thermal properties of SiC/Al composites were characterized. The effect of Mg content in aluminum alloy on the phase composition, microstructure, mechanical properties and thermal properties of SiC/Al composites was investigated. The results show that Mg can improve the impregnation properties of aluminum alloys and promote the occurrence of interfacial reaction in SiC/Al composites. The main crystalline phases of the prepared SiC/Al composites are both SiC and Al. The presence of Si, Mg_2Si and $MgAl_2O_4$ phases is also detected. After comparison, the sample with 5% Mg performs the better properties. The optimum performance of the sample prepared with 5%Mg (*i.e.*, flexural strength of (366.36±14.37) MPa, fracture toughness of (9.2±0.27) MPa·m$^{1/2}$ and thermal conductivity of 178.81 W/(m·K) can be obtained when the porosity is 0.13% and the bulk density is 2.94 g/cm^3.

Keywords: aluminum-based silicon carbide composite; pressureless infiltration; structure; property

碳化硅颗粒增强铝基复合材料(SiC/Al)因有热稳定性高、比强度大、密度小等有望成为继铝合金和钛合金后的新型结构材料，在电子、军事、航天等领域得到较为广泛的应用[1–4]。

当前，无压浸渗法是制备 SiC/Al 复合材料的常用工艺之一，不需要昂贵的设备，且工艺简单、成本较低；缺点是浸渗期间无压力周期长，浸渗过程不彻底，存在一部分未浸渗孔洞等现象，该法制备过程中的技术关键就在于不同复合相之间的相互润湿，其中金属 Al 与 SiC 之间由于价键结合不同，存在着相互不润湿，界面结合力弱，力学性能差等问题。因此，改善浸渗过程中 SiC 颗粒与 Al 液间的润

收稿日期：2019–08–13。　修订日期：2019–08–23。
基金项目：国家科技重大专项(2013ZX02104)资助。
第一作者：刘秋元(1984—)，男，博士研究生。
通信作者：谢志鹏(1957—)，男，教授。

Received date: 2019–08–13.　**Revised date:** 2019–08–23.
First author: LIU Qiuyuan (1984–), male, Doctorial candidate.
E-mail: lqydt2011@163.com
Correspondent author: XIE Zhipeng (1957–), male, Professor.
E-mail: xzp@mail.tsinghua.edu.cn

湿性，以获得结构致密、性能优异的复合材料是这一新型复合材料研究的热点[5−8]。研究发现，合金成分可有效改善金属相与陶瓷相之间的液固表面张力，对复合材料的组织与性能的影响十分明显[9−10]；其理论根源在于合金成份相可调整浸渗过程中的界面反应进程、离子扩散与迁移能力、以及形成局部织构等。Melaibari 等[11]研究发现：复合材料颗粒优化、结合性能的改善可将SiC/Al材料的拉伸强度提高 5 倍以上；Khorshidi 等[12]研究发现：5% SiC 均匀分布于铝合金中，其中 SiC 颗粒尺寸低于 16 μm 时，可得到 90%以上的致密度，并成功应用于工业领域。Sharifi 等[13]研究了 Al–Mg 合金对 SiC/Al 复合材料的影响，发现小的晶粒尺寸和高的致密度，能够显著改善复合材料的耐磨性，其主要原因在于复合物相之间高的黏结性和层状增韧效应。Li 等[14]等研究发现：Mg 可在 SiC/Al 界面形成 $MgAl_2O_4$ 相，从而明显改善两种物相之间的结合力，特别是纳米结合相的生成，将复合材料的抗老化和疲劳能力提高显著。樊子民等[15]和黄俊等[16]研究了镁加入量和浸渗的相关性，结果表明：在加入量不超过 8%情况下，提高镁加入量后，Al 合金液浸渗深度迅速增加；而加入量超过 10%情况下，增加添加量则浸渗深度变化幅度不大。REN 等[17]具体分析了镁和硅元素对这种方法制备 SiC/Al 复合材料的影响，对实验结果进行统计分析表明，Al 基体中加入镁可有效的促进浸渗过程，提高了浸渗自发性。

综上可见，通过合金成分能够有效的调整和改善 SiC/Al 复合材料的界面，从而提高其力学性能。选用自制 Al–Si–Mg 系合金作为基体合金，通过无压浸渗制备，具体分析了镁加入量对其力学、热学性能以及结构组成的影响。

1　实验

1.1　样品制备

原料主要包括工业级碳化硅[(99.7%质量分数)]，铝(99%)、镁(99%)及铝合金(主要元素是 Si、Mg，3%Mg、5%Mg、7%Mg、10%Mg 4 种规格)，样品编号分别为 3Mg、5Mg、7Mg 与 10Mg 表示)。

无压浸渗法的制备流程如下：适当的混合均匀 SiC 颗粒、造孔剂与黏结剂相关的原料，接着进行机械加压而得到碳化硅颗粒坯体，然后放入马弗炉中于 500 ℃进行排胶，再加热到 1 100 ℃进行预氧化处理，使 SiC 颗粒表面形成一层致密的 SiO_2 层，制备得到的 SiC 预制体气孔率体积分数约为 45%；将所得 SiC 预制体放入坩埚内，其上放置铝合金，接着在氮气环境下加热到 900 ℃，然后保温进行自发浸渗。结束后在自然条件下炉冷到室温，获得 SiC/Al 复合材料[18]。

1.2　样品表征

用 FEI Quanta–SEM 650 型扫描电子显微镜分析 SiC/Al 复合材料样品的显微结构。用 Bruker D8 型 X 射线粉末衍射仪分析 SiC/Al 复合材料物相组成，测试条件：Cu 靶，管电压 40 kV，管电流 30 mA，K_α 波长 0.15418 nm，角度区间 20°~90°，步长数值 0.02°。

用 Archimedes 排水法测定 SiC/Al 复合材料样品的气孔率及体积密度。用 Shimadzu AG–IC 型万能试验机测定 SiC/Al 复合材料样品的抗弯强度和断裂韧性，测试条件：抗弯强度样品尺寸 3 mm×4 mm×36 mm，跨距 30 mm，加载速率是 0.5 mm/min，断裂韧性样品尺寸 4 mm×6 mm×36 mm，跨距 24 mm，加载速率为 0.05 mm/min，加载方式均为三点弯曲方式。

用 HDT–1 测试仪测试 SiC/Al 复合材料的弹性模量，测试条件：样品尺寸为 120 mm×20 mm×4 mm，测定方法为悬丝耦合弯曲共振法。用 Netzsch–LFA467 型激光闪射热导率测试仪测定 SiC/Al 复合材料的热扩散系数，测试条件：试样尺寸 10 mm×10 mm×2.2 mm，测试温度室温(25 ℃)。用 Quantum Design–PPMS 型物理性能测试系统测定 SiC/Al 复合材料比热容 c，测试条件：尺寸 3 mm×3 mm×1 mm，质量＜5 mg。SiC/Al 复合材料热导率依据公式 $\lambda=\alpha\cdot\rho\cdot c_p$ 计算所得，其中：λ 为样品的热导率；α 为样品的热扩散系数；ρ 为样品的密度；c_p 为样品的比热容。

2　结果与讨论

2.1　物相与显微结构分析

无压浸渗制备 SiC/Al 复合材料的关键条件之一就是在浸渗用铝合金块体中引入 Mg。Mg 是表面活性元素，能降低体系表面自由能，同时 Mg 的加入也导致 A1 液表面的氧化膜被破坏，同时和液前沿的颗粒表面的二氧化硅反应，在此基础上形成氧化镁或 $MgAl_2O_4$，这对渗透的进行可起到促进作用[19]。根据此结果可判断出镁加入量会明显的影响到无压浸渗法制备的 SiC/Al 复合材料性能，同时也和其结构存在一定相关性。

图 1 为不同 Mg 含量 SiC/Al 复合材料的 XRD 谱。由图 1 可知，不同的镁加入量条件下，所得的这种材料组分基本相一致，主晶相均为 Al、SiC 和 Si，还有少量的 Mg_2Si 相和 $MgAl_2O_4$ 相，检测结果还发现其中没有 Al_4C_3。

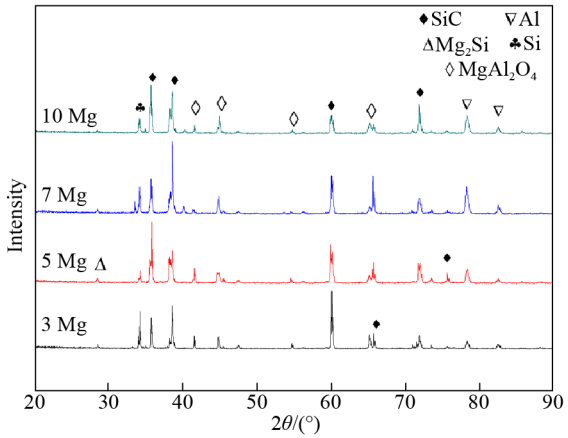


图 1 不同镁含量 SiC/Al 复合材料的 XRD 谱

Fig. 1 XRD of SiC/Al composites with different content of Mg

在高温无压浸渗过程中，SiC 表面的 SiO_2 膜会熔融铝合金中的 Mg 及 Al 在界面处发生诱发反应，生成 Al_2O_3、MgO 及 $MgAl_2O_4$ 相，这有助于改善 SiC 颗粒与 Al 液间的润湿性。另外，Mg 与 Si 也会发生反应生成 Mg_2Si 相。铝合金中含有金属 Si 能抑制 Al_4C_3 产物的生成[20]，因此本试验中未检测到 Al_4C_3 相。具体化学反应方程式如下[19–24]：

$$SiO_2(S)+4/3Al(L)=2/3Al_2O_3(S)+Si(L)$$
$$\Delta G=-42.46\ kJ/mol \quad (1)$$
$$SiO_2(S)+2Mg(L)=2MgO(S)+Si(L)$$
$$\Delta G=-64.0\ kJ/mol \quad (2)$$
$$SiO_2(S)+Al(L)+1/2Mg(L)=1/2MgAl_2O_4(S)+Si(L)$$
$$\Delta G=-61.1\ kJ/mol \quad (3)$$
$$5Mg(L)+2SiO_2(L)+2Al(L)=MgAl_2O_4(S)+2Mg_2Si(S) \quad \Delta G=-156.83\ kJ/mol \quad (4)$$

图 2 为不同镁含量 SiC/Al 复合材料的显微结构照片。4 种复合材料中 SiC 颗粒存在明显的层次结构，其中小颗粒填充到大颗粒中，填充的均匀性高，SiC 颗粒与铝基体间的分布相对均匀。当 Mg 引入量为 3%时，可以看到碳化硅颗粒与铝基体之间存在微小的气孔；当 Mg 含量增加至 5%时，显微结构致密，未观察到明显气孔的存在，再随着 Mg 含量的增加，样品中又有气孔产生。说明合金中引入适量的 Mg 元素，能有效促进样品致密化。镁是一

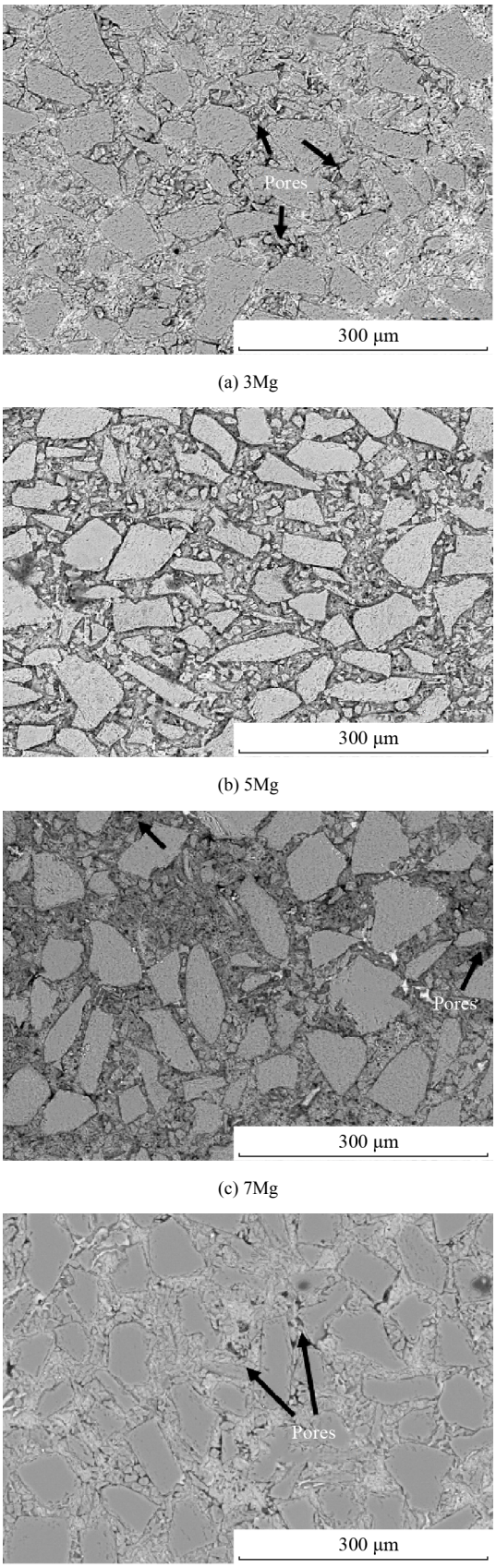


图 2 不同镁含量 SiC/Al 复合材料的表面形貌

Fig. 2 SEM photographs of SiC/Al composites with different content of Mg

个有效的表面活性元素，能通过反应(2)和反应(3)清除铝液表面的薄膜。因此，合金中 Mg 的存在可以降低铝合金熔体的表面张力[25–26]、降低铝基碳化硅系统的固液界面能，减小铝基碳化硅系统的润湿角，改善了铝液与碳化硅颗粒间的渗透性能，进而有效促进了 SiC 颗粒与合金基体之间的界面结合。同时，Mg、Al 还会与 SiC 颗粒表面的 SiO_2 氧化层发生反应 1~反应 3[27–29]，也有利于自发浸渗的进行。因此随着 Mg 含量的增加，样品中显微结构趋于更加致密。当过量 Mg 存在时，会在界面反应处生成过多的含镁第二相，使基体合金中的 Mg_2Si 的数量增加，同时过量 Mg 元素还易发生偏聚，在界面处产生过厚的 $MgAl_2O_4$ 相，则不利于铝液的渗透，从而又导致了气孔的生成。

2.2　Mg 含量对 SiC/Al 复合材料力学性能的影响

表 1 为不同 Mg 含量 SiC/Al 复合材料的体积密度、气孔率和弹性模量。从表 1 可以看出，随着 Mg 含量的增加，复合材料的气孔率数值先减小后增大，密度则呈现出相反的变化趋势。当 Mg 含量为 5%时，得到复合材料的气孔率最小，密度最大，此时气孔率为 0.13%，体积密度为 2.94 g/cm^3，这与显微结构分析结果相吻合。

随着 Mg 的增加，样品的弹性模量先增大后减小，当 Mg 含量为 5%时的弹性模量数值最大，为 210 GPa。

表 1　不同镁含量 SiC/Al 复合材料的性能

Table 1　Property of SiC/Al composites with different content of Mg

w(Mg)/%	Bulk denstiy/(g·cm^{-3})	Porosity/%	Elastic modulus/GPa
3	2.90	0.62	167
5	2.94	0.13	210
7	2.92	0.46	177
10	2.91	0.75	165

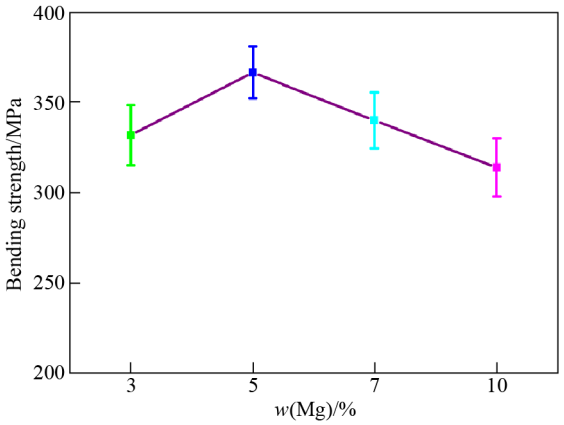
w—Mass fraction.

图 3 为不同 Mg 含量 SiC/Al 复合材料的抗弯强度及断裂韧性变化曲线。从图 3a 可以看出，随着 Mg 含量的增加，SiC/Al 复合材料的抗弯强度先增大后减小，当 Mg 含量为 5%时，SiC/Al 复合材料的抗弯强度最优。当 Mg 含量增加时，SiC/Al 复合材料的抗弯强度有所下降。当 Mg 含量在 10%时，SiC/Al 复合材料的抗弯强度降为最低，为(313.8±16.13) MPa。

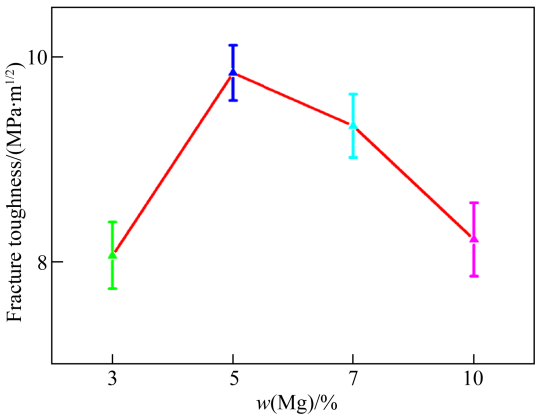
采用 Griffth 公式对 SiC/Al 复合材料的强度进行分析[30]：

$$\sigma_f = \frac{1}{Y}\left(\frac{2E\gamma}{c_0}\right)^{\frac{1}{2}} \tag{5}$$

式中：γ 为表面断裂能；c_0 为原始裂纹长度；Y 为裂纹形状参数；E 为弹性模量，为原子间结合力。弹性模量的增大，是导致 SiC/Al 复合材料强度升高的重要原因。随着镁含量的变化，几何因子 Y 不变，缺陷尺寸 c_0 与气孔尺寸相关，先变小后增大(见图 2)，同时弹性模量 E 与 c_0 保持相同的趋势，因此样品的抗弯强度呈现先增加后减小的趋势。前面已经提及，当 Mg 含量为 5%时，弹性模量 E 最大，此时抗弯强度也最大，为(366.36±14.37) MPa。



(a) Flexure strength



(b) Fracture toughness

图 3　SiC/Al 复合材料力学性能

Fig. 3　Mechanical property of SiC/Al composites

SiC/Al 复合材料的断裂韧性随 Mg 含量变化的结果如图 3b 所示。由图 3b 可见，材料变化趋势与抗弯强度相同，随着 Mg 含量的增加，SiC/Al 复合材料断裂韧性先增大后减小。当 Mg 含量升高到 5%，SiC/Al 复合材料的断裂韧性达到最高，为

(9.2±0.27) MPa·m$^{1/2}$。当 Mg 含量在 5%~10%时，SiC/Al 复合材料的断裂韧性反而下降，当 Mg 含量在 10%时，SiC/Al 复合材料的断裂韧性降为最低，为(8.23±0.36) MPa·m$^{1/2}$。断裂韧性 K_{1C} 公式如下[31]：

$$K_{1C}=(2E\gamma)^{1/2} \quad (6)$$

其中：E 为弹性模量。根据上述弹性模量的分析，弹性模量 E 由于镁含量的变化而先增加后减小(如表 1 所示)。在 5%镁含量时，E 最大，因此样品断裂性能最优。

2.3 Mg 含量对 SiC/Al 复合材料热导率的影响

图 4 为 SiC/Al 复合材料的热导率随 Mg 含量变化曲线。从图 4 可以看出，随着 Mg 含量的增加，复合材料的热导率先增加后减小。当 Mg 含量为 5%时，SiC/Al 复合材料的热导率达到最大值，为 178.81 W/(m·K)。

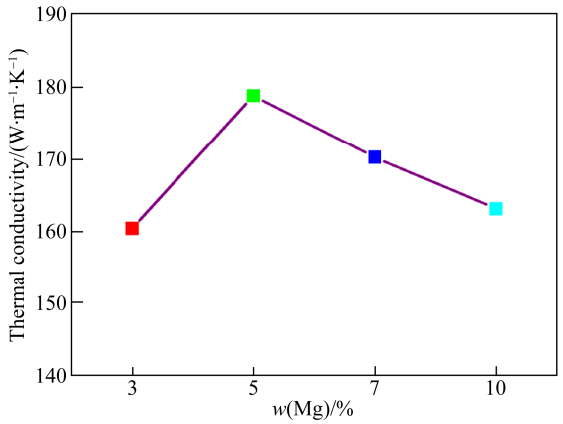


图 4 SiC/Al 复合材料热导率

Fig. 4 Thermal conductivity of SiC/Al composites with different content of Mg

通常，复合材料的热导率与各个组元的热导率、含量、增强相的尺寸及界面有关[32–34]。SiC/Al 复合材料中的孔洞对材料力学性能产生明显影响，也使其热导率降低。从上面图 2 的显微结构可以看出，复合材料的热导率还与其气孔率密切相关。依据热导率与气孔率的关系式[35]：

$$K_c = K_m \frac{1-V_p}{1+0.5V_p} \quad (7)$$

式中：K_c 为复合材料实际导热率；V_p 为材料气孔率；K_m 为完全致密条件下的材料导热率。复合材料的气孔率如表 1 所示，经过计算可得 K_c/K_m 分别为 98.98%、99.78%、99.31%、98.55%。随着复合材料致密度升高，其热导率得到较大提升。气孔含量增加，导致材料的热导率降低，这主要是由于气孔的热导率很小，同时气孔作为缺陷源可对声子产生散射，散热的干扰也会进一步降低热导率。当 Mg 含量为 5%时，SiC/Al 复合材料的热导率达到最大值。

3 结论

1) 通过无压浸渗法制备 SiC/Al 复合材料，组织均匀性高，没有出现偏聚；主晶相均为 Al 和 SiC，也包含 Si、Mg_2Si 相关的相。

2) 镁含量加入提升了材料的致密度和弹性模量，加入量为 5%时，样品抗弯强度达到(366.36±14.37) MPa，断裂韧性为(9.2±0.27) MPa·m$^{1/2}$。

3) 复合材料热导率随 Al 基体中镁加入量提高的变化趋势为先升高后降低。镁加入后 Al 基体热导率降低，基体中镁加入量为 5%时，热导率处于较高值 178.81 W/(m·K)。

参考文献:

[1] AGHAJANIAN M K, ROCAZELLA M A, BURKE J T, et al. The fabrication of metal matrix composites by a pressureless infiltration technique[J]. J Mater Sci, 1991, 26(2): 447–454.

[2] SHEN Y L, NEEDLEMAN A, SURESH S. Coefficients of thermal expansion of metal-matrix composites for electronic packaging[J]. Metall Mater Trans A, 1994, 25(4): 839–850.

[3] NAKANISHI H, KAKIHARA K, NAKAYAMA A, et al. Development of aluminum metal matrix composites (Al-MMC) brake rotor and pad[J]. Jsae Review, 2002, 23(3): 365–370.

[4] 刘君武, 郑治祥, 王建民, 等. SiCp/Al 复合材料的自发熔渗机理[J]. 硅酸盐学报, 2007, 35(10): 1337–1341.
LIU J W, ZHENG Z X, WANG J M, et al. J Chin Ceram Soc, 2007, 35(10): 1337–1341.

[5] MALLIK S, EKERE N, BEST C, et al. Investigation of thermal management materials for automotive electronic control units[J]. Appl Therm Eng, 2011, 31(2–3): 355–362.

[6] ZHANG Q, MA X, WU G. Interfacial microstructure of SiCp/Al composite produced by the pressureless infiltration technique[J]. Ceram Int, 2013, 39(5): 4893–4897.

[7] SHEN P, WANG Y, REN L, et al. Influence of SiC surface polarity on the wettability and reactivity in an Al/SiC system[J]. Appl Surf Sci, 2015, 355: 930–938.

[8] SHAGA A, SHEN P, GUO R F, et al. Effects of oxide addition on the microstructure and mechanical properties of lamellar SiC scaffolds and Al–Si–Mg/SiC composites prepared by freeze casting and pressureless infiltration[J]. Ceram Int, 2016, 42(8): 9653–9659.

[9] 王西涛, 张洋, 车子璠, 等. 金刚石颗粒增强金属基高导热复合材料的研究进展[J]. 功能材料, 2014, 45(7): 7001–7015.
WANG X T, ZHANG Y, CHE Z F, et al. J Funct Mater (in Chinese), 2014, 45(7): 7001–7015.

[10] 熊德赣, 程辉, 刘希从, 等. AlSiC 电子封装材料及构件研究进展[J]. 材料导报, 2006, 20(3): 111–115.
XIONG D G, CHENG H, LIU X C, et al. Mater Rev (in Chinese), 2006, 20(3): 111–115.

[11] MELAIBARI A, FATHY A, MANSOURI M, et al. Experimental and

numerical investigation on strengthening mechanisms of nanostructured Al-SiC composites[J]. J Alloys Compd, 2019, 774: 1123–1132.

[12] KHORSHIDI R, HASSANI A. Comparative analysis between TOPSIS and PSI methods of materials selection to achieve a desirable combination of strength and workability in Al/SiC composite[J]. Mater Des, 2013, 52: 999–1010.

[13] SHARIFI H, OSTOVAN K, TAYEBI M, et al. Dry sliding wear behavior of open-cell Al–Mg/Al_2O_3 and Al–Mg/SiC–Al_2O_3 composite preforms produced by a pressureless infiltration technique[J]. Tribol Int, 2017, 116: 244–255.

[14] LI B, LUO B, HE K, et al. Effect of aging on interface characteristics of Al–Mg–Si/SiC composites[J]. J Alloys Compd, 2015, 649: 495–499.

[15] 樊子民, 王晓刚, 田欣伟, 等. SiC/Al 基电子封装复合材料的无压浸渗法制备与热性能研究[J]. 铸造技术, 2009, 30(6): 741–744.
FAN Z M, WANG X G, TIAN X W, et al. Foundry Technol (in Chinese), 2009, 30(6): 741–744.

[16] 黄俊, 王晓刚, 朱明, 等. 无压浸渗法制备 SiC_p/Al 电子封装基板及其性能[J]. 宇航材料工艺, 2011, 41(3): 46–49.
HUANG J, WANG X G, ZHU M, et al. Aerosp Mater Technol (in Chinese), 2011, 41(3): 46–49.

[17] REN S, SHEN X, QU X, HE X. Effect of Mg and Si on infiltration behavior of Al alloys pressureless infiltration into porous SiCp preforms[J]. Int J Miner, 2011, 18(6): 703–708.

[18] 刘秋元, 王峰, 贺智勇, 等. 无压浸渗法制备高体积分数 SiC/Al 复合材料的研究[J]. 稀有金属材料与工程, 2018, 47(S1): 321–324.
LIU Q Y, WANG F, HE Z Y, et al. Rare Metal Mat Eng (in Chinese), 2018, 47(S1): 321–324.

[19] RATNAPARKHI P L, HOWE J M. Characterization of a diffusion-bonded Al–Mg alloy/SiC interface by high resolution and analytical electron microscopy[J]. Metall Mater Trans A, 1994, 25(3): 617–627.

[20] RODRIGUEZ-REYES M, PECH-CANUL M I, RENDON-ANGELES J C, et al. Limiting the development of Al_4C_3 to prevent degradation of Al/SiCp composites processed by pressureless infiltration[J]. Compos Sci Technol, 2006, 66(7–8): 1056–1062.

[21] CHU K, J C, LIANG X, et al. Experimental and modeling study of the thermal conductivity of SiC p/Al composites with bimodal size distribution[J]. J Mater Sci, 2009, 44(16): 4370–4378.

[22] LEE J M, LEE S K, HONG S J, et al. Microstructures and thermal properties of A356/SiCp composites fabricated by liquid pressing method[J]. Mater Des, 2012, 37: 313–316.

[23] XIE B, WANG X G. Thermo-physical properties and reaction process of SiC_p/Al–7Si–5Mg aluminum matrix composites fabricated by pressureless infiltration[J]. Rare Metal Mat Eng, 2015, 44(5): 1057–1061.

[24] ISEKI T, KAMEDA T, MARUYAMA T. Interfacial reactions between SiC and aluminium during joining[J]. J Mater Sci, 1984, 19(5): 1692–1698.

[25] 杨涤心. 无压自渗制备金属基复合材料的工艺研究[J]. 兵器材料科学与工程, 2001, 24(4): 42–44.
YANG D X. Ordnance Mater Sci Eng (in Chinese), 2001, 24(4): 42–44.

[26] GARCIA-CORDOVILLA C, LOUIS E, PAMIES A. The surface tension of liquid pure aluminium and aluminium-magnesium alloy[J]. J Mater Sci, 1986, 21(8): 2787–2792.

[27] PECH-CANUL M I, KATZ R N, MAKHLOUF M M. Optimum conditions for pressureless infiltration of SiC_p preforms by aluminum alloys[J]. J Mater Process Technol, 2000, 108(1): 68–77.

[28] LEE K B, KIM Y S, KWON H. Fabrication of Al-3 Wt Pct Mg matrix composites reinforced with Al_2O_3 and SiC particulates by the pressureless infiltration technique[J]. Metall Mater Trans A, 1998, 29(12): 3087–3095.

[29] LUO Z P, SONG Y G, ZHANG S Q. A TEM study of the microstructure of SiC_p/Al composite prepared by pressureless infiltration method[J]. Scripta Mater, 2001, 45(10): 1183–1189.

[30] CLARKE D R, FABER K T. Fracture of ceramics and glasses[J]. J Phys Chem Solids, 1987, 48(11): 1115–1157.

[31] ROSLERJ, BAKER M, HARDERS H. Mechanical behaviour of ceramics[M]. 1979.

[32] HASSELMAN D P H, JOHNSON L F. Effective thermal conductivity of composites with interfacial thermal barrier resistance[J]. J Compos Mater, 1987, 21(6): 508–515.

[33] DAVIS L C, ARTZ B E. Thermal conductivity of metal-matrix composites[J]. J Appl Phys, 1995, 77(10): 4954–4960.

[34] LIU D M, FU C T. Heat conduction of composites and its dependence on the microstructure of Al_2O_3–Cr_3C_2 composite[J]. Acta Metall Mater, 1995, 43(3): 1001–1006.

[35] SHEN X, REN S, HE X, et al. Study on methods to strengthen SiC preforms for SiC_p/Al composites by pressureless infiltration[J]. J Alloys Compd, 2009, 468(1–2): 158–163.