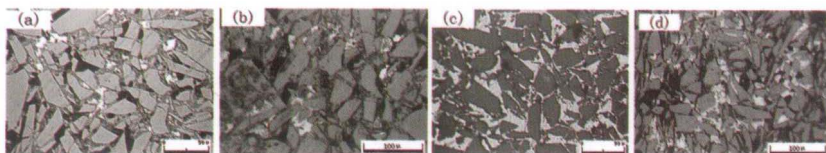


©王庆平 吴玉程 著

WUYARONGSHEN ZHIBEI GAOTIJI FENSHU

SiCp/Al FUHE CAILIAO JIQI XINGNENG YANJIU

# 无压熔渗制备高体积分数 SiCp/Al 复合材料及其性能研究



合肥工业大学出版社

HEFEI UNIVERSITY OF TECHNOLOGY PRESS

# 无压熔渗制备高体积分数 SiCp/Al 复合材料及其性能研究

王庆平 吴玉程 著



合肥工业大学出版社

## 图书在版编目(CIP)数据

无压熔渗制备高体积分数 SiCp/Al 复合材料及其性能研究/王庆平,吴玉程著. —合肥:合肥工业大学出版社,2012.4

ISBN 978-7-5650-0706-4

I. ①无… II. ①王…②吴… III. ①金属复合材料—研究 IV. ①TB331

中国版本图书馆 CIP 数据核字(2012)第 070020 号

## 无压熔渗制备高体积分数 SiCp/Al 复合材料及其性能研究

王庆平 吴玉程 著

责任编辑 权 怡

|        |                                      |     |                     |
|--------|--------------------------------------|-----|---------------------|
| 出 版    | 合肥工业大学出版社                            | 版 次 | 2012 年 4 月第 1 版     |
| 地 址    | 合肥市屯溪路 193 号                         | 印 次 | 2012 年 4 月第 1 次印刷   |
| 邮 编    | 230009                               | 开 本 | 710 毫米×1000 毫米 1/16 |
| 电 话    | 总编室:0551—2903038<br>发行部:0551—2903198 | 印 张 | 8.25                |
| 网 址    | www.hfutpress.com.cn                 | 字 数 | 126 千字              |
| E-mail | hfutpress@163.com                    | 印 刷 | 中国科学技术大学印刷厂         |
|        |                                      | 发 行 | 全国新华书店              |

ISBN 978-7-5650-0706-4

定价:20.00 元

如果有影响阅读的印装质量问题,请与出版社发行部联系调换。

## 摘要

高体积分数 SiCp/Al 复合材料不仅具有比强度高、耐磨性好等优良力学性能,还拥有高导热、低膨胀的热学性能。目前制备高体积分数 SiCp/Al 复合材料的方法主要有压力熔渗、注射成型等,制备工艺复杂且成本较高。与诸多制造工艺相比, SiC 预成型坯无压熔渗工艺具有近净成形能力强、设备投入少等优点。本文采用无压熔渗法成功制备了 SiCp/Al 复合材料,采用金相显微镜、扫描电镜(SEM)、透射电镜(TEM)、X 射线衍射仪(XRD)、能谱(EDS)等技术分析其渗透过程,深入研究其渗透机理;系统地研究了 SiCp/Al 复合材料的力学、热学性能,揭示了 SiC 含量、颗粒级配、复合材料的结构等与性能的关系和规律,为研制低成本、高导热、低膨胀的 SiCp/Al 复合材料提供了实验与理论依据。

本文首次采用  $\text{Fe}(\text{NO}_3)_3 \cdot 9\text{H}_2\text{O}/\text{Ni}(\text{NO}_3)_3 \cdot 6\text{H}_2\text{O}$  为造孔剂,水玻璃为黏结剂,在  $1000^\circ\text{C}$  下烧结,制备了 SiC 预成型坯。研究表明,碳化硅发生氧化反应,  $\text{Fe}(\text{NO}_3)_3 \cdot 9\text{H}_2\text{O}/\text{Ni}(\text{NO}_3)_3 \cdot 6\text{H}_2\text{O}$  受热分解生成  $\text{Fe}_2\text{O}_3/\text{NiO}$ ;碳化硅粉体因其氧化产生的  $\text{SiO}_2$  膜、水玻璃的硬化作用以及  $\text{Fe}(\text{NO}_3)_3 \cdot 9\text{H}_2\text{O}/\text{Ni}(\text{NO}_3)_3 \cdot 6\text{H}_2\text{O}$  分解形成的  $\text{Fe}_2\text{O}_3/\text{NiO}$  黏结而聚合在一起,形成陶瓷骨架。SiC 粉体间的本征孔隙和  $\text{Fe}(\text{NO}_3)_3 \cdot 9\text{H}_2\text{O}/\text{Ni}(\text{NO}_3)_3 \cdot 6\text{H}_2\text{O}$  分解后留下的孔隙一起构成一个三维相互连通的、开放的孔隙网络;  $\text{Fe}(\text{NO}_3)_3 \cdot 9\text{H}_2\text{O}$  分解后在 SiC 预成型坯中留下的孔隙分布均匀,没有偏聚现象,而  $\text{Ni}(\text{NO}_3)_3 \cdot 6\text{H}_2\text{O}$  分解后 SiC 预成型坯中有偏聚现象。

在  $1000^\circ\text{C}$  烧结时,由于 SiC 氧化缓慢,生成的  $\text{SiO}_2$  膜既能将 SiC 黏结成陶瓷骨架,又能保证坯体不发生形状改变。SiC 坯体烧结过程中产生 3% 左右的线膨胀,膨胀量随  $\text{Fe}(\text{NO}_3)_3$  含量的增加而增大,通过调整  $\text{Fe}(\text{NO}_3)_3$  含量,能获得不同孔隙率的 SiC 预成型坯。通过调整  $\text{Fe}(\text{NO}_3)_3$  含量,使

85 $\mu\text{m}$ /28 $\mu\text{m}$ (W85/W28)和 50 $\mu\text{m}$ /14 $\mu\text{m}$ (W50/W14)为 2:1(质量百分比浓度)的 SiC 预成型坯,均能获得 35%~46%的孔隙率;预成型坯的抗压强度随着造孔剂含量的增加而增大,Fe(NO<sub>3</sub>)<sub>3</sub>含量在 10%时,其抗压强度在 180MPa 左右。

在 950℃、氮气气氛中,采用颗粒级配的方法,成功制备出 SiC 体积含量为 55%~65%、致密度为 95%以上的 SiCp/Al 复合材料。结果表明,液态铝合金完全渗入 SiC 预成型坯内颗粒间的所有间隙,达到近完全致密。这主要归因于三个方面的因素:一是 SiC 陶瓷骨架低温烧结能保证其内部孔隙的连通性和开放性。二是多孔材料的内表面无残留,只有 SiC 颗粒氧化形成的致密的 SiO<sub>2</sub>层以及 Fe(NO<sub>3</sub>)<sub>3</sub>分解产生的 Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub>附着在 SiC 颗粒表面。该氧化膜及氧化物颗粒在液态铝渗入过程中通过界面反应获得液-固两相润湿,促使铝液渗入。三是由于 Fe(NO<sub>3</sub>)<sub>3</sub>加热分解生成的 Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub>,能与铝液发生铝热反应,进一步改善液-固两相润湿,促进铝合金液的渗入。液态铝自发渗入后,SiC 预成型坯无任何变形,而且外形尺寸也无变化。SiC 与 Al 之间存在厚度为 0.4 $\mu\text{m}$ 左右的 MgAl<sub>2</sub>O<sub>4</sub>氧化物界面层,该界面层能有效阻止铝液与 SiC 的接触与反应。界面层与铝基体、SiC 增强体都存在一定的位相关系。4H 型和 8F 型 SiC 都能和 MgAl<sub>2</sub>O<sub>4</sub>形成半共格结构。

铝合金基体中引入高体积分数的 SiC 增强体后强度显著提高,抗弯强度都在 300MPa 以上,最高达 381MPa。抗弯强度并不随着硝酸铁添加量的增加而单调增加,而表现出先增后减的趋势。同时发现粗颗粒预成型坯渗透得到的复合材料强度略高于细颗粒配比的,但总体上材料的强度随增强体含量的改变,波动的幅度不大。

SiCp/Al 复合材料的断裂方式以脆性断裂为主。裂纹走向主要沿着 SiC-Al 分界面、SiC 与 SiC 之间较脆弱的烧结颈以及粒径较大的 SiC 颗粒扩展。延性的金属由于被 SiC 颗粒分隔在狭小的颗粒间隙,其在裂纹扩展过程中产生少量的塑性变形后被撕裂。断面上留下大量 SiC 粒子剥离后留下的颗粒外围轮廓印迹,在相邻 SiC 粒子轮廓之间是铝基体的突起,形成类似韧窝的形貌。

W85/W28(体积分数为 55%~65%)SiCp/Al-10Mg-8Si 复合材料的热导率从 128W/(mK)升至 142W/(mK);W50/W14(体积分数 55%~

65%)SiCp/Al-10Mg-8Si 复合材料的热导率从 126W/(mK) 升至 139W/(mK)。总体来说,在相同体积含量下粗颗粒 SiC 增强铝基复合材料的热导率比细颗粒的略高。通过研究复合材料的 CTE,发现增加 SiC 体积分数可有效降低复合材料的热膨胀系数(CTE);同时发现 SiC 颗粒尺寸对复合材料热膨胀系数有较大影响,大尺寸 SiC 颗粒有利于材料热膨胀系数的降低,而小尺寸颗粒对材料热膨胀系数影响较小,主要起填充、促进样品致密化的作用。当 SiC 的体积分数增加到 65%后,热膨胀系数只有  $6.7 \times 10^{-6} \text{K}^{-1}$ 。通过不同尺寸 SiC 颗粒的合理级配也可以达到降低材料热膨胀系数的效果。

**关键词:** SiCp/Al 复合材料;无压熔渗;抗弯强度;热膨胀系数;导热系数;界面

# ABSTRACT

High-volume fraction SiCp/Al composite materials have many excellent properties such as high strength, well wear resistance, low thermal expansion and high thermal conductivity. In comparison with pressure infiltration and injection molding methods, pressureless infiltration process is the most economical one because it is a near-net-shape process with relatively less requirement for equipments. In this paper, a concise pressureless infiltration process for the making of SiCp/Al composites was investigated. Study on the dependence of SiC grain composition, pore-forming agents and interface features with the properties of composite. The infiltration process and infiltration mechanism of SiCp/Al composites were analyzed by metallurgical microscope, Scan Electron Microscope (SEM), Transmission Electron Microscope (TEM), X-Ray diffraction (XRD), Energy Dispersion Spectrometer (EDS) and other techniques. The mechanical and thermal properties of SiCp/Al composites were researched systemically and thoroughly, the relationship between SiC content, grain composition, structure of composites and their properties was revealed, which provides practical and theoretical basis to prepare low cost, low thermal expansion coefficient and high thermal conductivity SiCp/Al composites.

SiC preforms were fabricated by adding pore-forming materials at 1000°C. The results had shown that silicon carbide generated oxidizing reaction, thus the  $\text{Fe}(\text{NO}_3)_3 \cdot 9\text{H}_2\text{O}/\text{Ni}(\text{NO}_3)_2 \cdot 6\text{H}_2\text{O}$  was heated into  $\text{Fe}_2\text{O}_3/\text{NiO}$ . A layer of  $\text{SiO}_2$  was formed on the surface of SiC, the

hardened of Sodium Silicate between SiC powders, and  $\text{Fe}_2\text{O}_3/\text{NiO}$  was formed by the thermal decomposition of  $\text{Fe}(\text{NO}_3)_3 \cdot 9\text{H}_2\text{O}/\text{Ni}(\text{NO}_3)_2 \cdot 6\text{H}_2\text{O}$ , which bonded SiC powders together to form a ceramic skeleton, the sites occupied by  $\text{Fe}(\text{NO}_3)_3 \cdot 9\text{H}_2\text{O}/\text{Ni}(\text{NO}_3)_2 \cdot 6\text{H}_2\text{O}$  turned into pores and  $\text{Fe}_2\text{O}_3/\text{NiO}$  when  $\text{Fe}(\text{NO}_3)_3 \cdot 9\text{H}_2\text{O}/\text{Ni}(\text{NO}_3)_2 \cdot 6\text{H}_2\text{O}$  decomposed in high temperature. Three dimensional co-continuous net-works of pores distributed uniform in the preform which was formed through the combination of original intervals among SiC powders and pores formed by  $\text{Fe}(\text{NO}_3)_3 \cdot 9\text{H}_2\text{O}/\text{Ni}(\text{NO}_3)_2 \cdot 6\text{H}_2\text{O}$  decomposed.  $\text{Fe}(\text{NO}_3)_3 \cdot 9\text{H}_2\text{O}$  leaves uniform pore distribution in SiC perform without segregation phenomenon. While  $\text{Ni}(\text{NO}_3)_2 \cdot 6\text{H}_2\text{O}$  occurs segregation phenomenon in SiC perform.

The mixture was sintered at  $1000^\circ\text{C}$ . Because the SiC powder oxidated slowly and a layer of  $\text{SiO}_2$  was formed on the surface of SiC, which bonded SiC powders together to form a ceramic skeleton and protected SiC particle from deformation. In the process of sintering the SiC preform took place 3% linear expansion and this expansion increased with the increase of  $\text{Fe}(\text{NO}_3)_3$ . By changing the content of  $\text{Fe}(\text{NO}_3)_3$ , the SiC performs of  $85\mu\text{m}/28\mu\text{m}$  (W85/W28) and  $50\mu\text{m}/14\mu\text{m}$  (W50/W14) is 2 : 1 weight percent would get 35%~46% porosity. The resist compression intensity of the preforms would increase with the content of pore-forming agents, when the content of  $\text{Fe}(\text{NO}_3)_3$  was 10% in weight, the resist compression intensity was around 180MPa.

Asour method was similar to traditional powder metallurgy, how to improve the SiC content was still a key problem. In order to overcome it, particle-match method was introduced, and proper proportion among the various particles size was found out. As a result 55vol%~65vol% SiCp/composites with 95% relative density were successfully obtained at  $950^\circ\text{C}$  in nitrogen gas. The results had shown that Liquid aluminum alloy infiltrated through SiC preforms and formed a coherent interface with good

match. There were three main reasons for this; first was the ceramic skeleton was sintered in low temperature which can make sure that the connectivity and air permeability were good. The second was that there was no residual in the inner surface of the porous material, only compact  $\text{SiO}_2$  layer oxidated by SiC particles and  $\text{Fe}_2\text{O}_3$  decomposed by  $\text{Fe}(\text{NO}_3)_3$  stuck on the surface of SiC particles. In the process of infiltrating the oxidation film and oxidation particles reacted on the surface and were wetted, which promoted liquid aluminum alloy to infiltrate. The third was  $\text{Fe}_2\text{O}_3$  which decomposed from  $\text{Fe}(\text{NO}_3)_3$  could react with liquid Al which can improve liquid-solid wetting and promote infiltrate. An oxide interface phase with thickness of  $0.4\mu\text{m}$  was formed between SiC and aluminum alloy. The oxide layer could prevent effectively the contact and reaction between SiC particles and liquid aluminum alloy. Crystallographic orientation relationships exist between the interface phase and the SiC filler or interface phase and the metal matrix. Both 4F type and 8F type SiC formed semi-coherent interfaces with  $\text{MgAl}_2\text{O}_4$ . Tensile stress derived from coherent mismatch induced dislocations and stacking faults in the  $\text{MgAl}_2\text{O}_4$  crystal lattice near the interface.  $\text{MgAl}_2\text{O}_4$  and aluminum alloy formed a coherent interface with good lattice match, resulting in no such crystal lattice faults along the interface.

The strength of Aluminum alloy was improved remarkably as high volume SiC particles added in, and The flexure strength was over 300MPa and the highest was 381MPa. But the flexure strength did not increase monotonously with the increasing SiC content; overmuch SiC volume fraction would depress the strength of the composites. Meanwhile, we had found that the large size SiC particles played a more important role in the increase of flexure strength than the small ones. In fact, the flexure strength of SiCp/Al composites has little change with different Ferric Nitrate content.

Brittle rupture was mostly observed in SiCp/Al composites. Cracks spreaded along the interface between SiC and Al matrix, traversed across

the sintering necks among SiC particles. When Cracks spreaded through the sample, tough metal matrix was teared away with some observations of plastic deformation.

TCs of 55vol%~65vol% W85/W28SiCp/Al - 10Mg - 8Si composites is from 128W/(mK) to 142W/(mK) and 55vol%~65vol% W50/W14SiCp/Al - 10Mg - 8Si composites is from 126W/(mK) to 139W/(mK). Generally, TCs increased with the increasing of the size of SiC particles when the volume content is the same. The result of thermal properties showed that the addition of SiC powder could reduce CTEs to a large extent. Meanwhile, we had found that the large size SiC particles played a more important role in the decline of CTEs than the small ones when the SiC volume fraction was 65%, CTE was low at  $6.7 \times 10^{-6} \text{K}^{-1}$ .

**Keywords:** SiCp/Al composites; Presureless infiltration; Flexure strength; Thermal expansion coefficient; Thermal conductivity; Interface

## 目 录

|                                    |       |
|------------------------------------|-------|
| 第 1 章 绪论 .....                     | (001) |
| 1.1 引言 .....                       | (001) |
| 1.2 SiCp/Al 复合材料 .....             | (003) |
| 1.2.1 SiCp/Al 封装材料的特性 .....        | (006) |
| 1.2.2 SiCp/Al 封装材料的应用 .....        | (008) |
| 1.3 电子封装用 SiCp/Al 复合材料的制备方法 .....  | (009) |
| 1.3.1 粉末冶金法 .....                  | (009) |
| 1.3.2 铸造法 .....                    | (010) |
| 1.3.3 真空气压熔渗法 .....                | (013) |
| 1.3.4 喷射沉积法 .....                  | (014) |
| 1.3.5 无压浸渗法 .....                  | (015) |
| 1.4 高体积分数 SiCp/Al 复合材料国内研究现状 ..... | (017) |
| 1.5 高体积分数 SiCp/Al 的关键技术及工艺路线 ..... | (018) |
| 1.5.1 本书研究的主要内容 .....              | (018) |
| 1.5.2 本书研究的技术路线 .....              | (019) |
| 第 2 章 SiC 预成型坯的制备及其性能 .....        | (021) |
| 2.1 引言 .....                       | (021) |
| 2.1.1 SiC 预成型坯的制备方法 .....          | (021) |

|       |                                  |       |
|-------|----------------------------------|-------|
| 2.2   | SiC 预成型坯原料的选择与准备 .....           | (023) |
| 2.2.1 | SiC 粉料的选择与准备 .....               | (023) |
| 2.2.2 | 造孔剂的选择 .....                     | (023) |
| 2.2.3 | 黏结剂的选择 .....                     | (024) |
| 2.3   | SiC 颗粒级配的选择 .....                | (024) |
| 2.3.1 | 单一球形颗粒的堆积 .....                  | (025) |
| 2.3.2 | 粒度级配对堆积密度的影响 .....               | (026) |
| 2.3.3 | 双组元颗粒级配对堆积密度的影响 .....            | (027) |
| 2.4   | 实验过程 .....                       | (028) |
| 2.5   | 实验结果与讨论 .....                    | (032) |
| 2.5.1 | SiC 预成型坯的差热-热重分析 .....           | (032) |
| 2.5.2 | SiC 预成型坯的物相组成及显微组织 .....         | (033) |
| 2.5.3 | 造孔剂含量对 SiC 预成型坯性能的影响 .....       | (035) |
| 2.6   | 本章小结 .....                       | (038) |
| 第 3 章 | SiCp/Al 复合材料的无压熔渗过程 .....        | (040) |
| 3.1   | 引言 .....                         | (040) |
| 3.1.1 | SiCp/Al 体系润湿性的研究 .....           | (041) |
| 3.1.2 | SiCp/Al 体系的自发渗透机制及作用原理研究概述 ..... | (045) |
| 3.2   | 实验过程 .....                       | (048) |
| 3.2.1 | SiC 的预处理 .....                   | (048) |
| 3.2.2 | 铅基体合金化 .....                     | (049) |
| 3.2.3 | 实验方法 .....                       | (050) |
| 3.3   | SiCp/Al 熔渗机理分析 .....             | (051) |
| 3.4   | 铅合金液在 SiC 多孔预成型坯中的浸渗行为 .....     | (054) |
| 3.5   | 熔渗动力学分析 .....                    | (057) |
| 3.6   | 本章小结 .....                       | (060) |

|                                       |       |
|---------------------------------------|-------|
| 第 4 章 SiCp/Al 复合材料的制备与组织结构 .....      | (061) |
| 4.1 引言 .....                          | (061) |
| 4.2 复合材料的制备 .....                     | (062) |
| 4.3 复合材料的测试方法 .....                   | (063) |
| 4.3.1 密度的测量 .....                     | (063) |
| 4.3.2 微观组织及物相分析 .....                 | (064) |
| 4.4 SiCp/Al 复合材料的密度及尺寸变化 .....        | (064) |
| 4.5 复合材料的显微组织 .....                   | (065) |
| 4.6 SiCp/Al 复合材料的界面形貌与结构分析 .....      | (066) |
| 4.6.1 SiCp/Al 复合材料的界面状况 .....         | (068) |
| 4.6.2 SiCp/Al 复合材料界面的 TEM 分析 .....    | (071) |
| 4.7 本章小结 .....                        | (073) |
| 第 5 章 SiCp/Al 复合材料的力学性能 .....         | (075) |
| 5.1 引言 .....                          | (075) |
| 5.2 实验方法 .....                        | (075) |
| 5.3 实验结果与讨论 .....                     | (076) |
| 5.3.1 SiCp/Al 复合材料的颗粒增强机制 .....       | (076) |
| 5.3.2 颗粒级配对 SiCp/Al 复合材料力学性能的影响 ..... | (079) |
| 5.3.3 SiCp/Al 复合材料的断裂方式 .....         | (082) |
| 5.4 本章小结 .....                        | (083) |
| 第 6 章 SiCp/Al 复合材料的热物理性能 .....        | (085) |
| 6.1 引言 .....                          | (085) |
| 6.2 SiCp/Al 复合材料的导热性能 .....           | (086) |
| 6.2.1 SiCp/Al 复合材料热导率的测试 .....        | (086) |

|       |                                                          |       |
|-------|----------------------------------------------------------|-------|
| 6.2.2 | SiCp/Al 复合材料热导率 .....                                    | (087) |
| 6.2.3 | 复合材料热导率预测模型 .....                                        | (088) |
| 6.2.4 | 基于 Hasselman and Johnson 方程分析双颗粒级配对<br>复合材料导热性能的影响 ..... | (089) |
| 6.3   | SiCp/Al 复合材料的热膨胀系数 .....                                 | (091) |
| 6.3.1 | SiCp/Al 复合材料热膨胀系数预测模型 .....                              | (092) |
| 6.3.2 | SiC 粒径对复合材料热膨胀系数的影响 .....                                | (093) |
| 6.4   | 本章小结 .....                                               | (096) |
| 第 7 章 | 总结及展望 .....                                              | (097) |
| 7.1   | 总结 .....                                                 | (097) |
| 7.2   | 创新之处 .....                                               | (099) |
| 7.3   | 工作展望 .....                                               | (100) |
| 参考文献  | .....                                                    | (101) |

# 第1章 绪论

本文通过综合大量文献,介绍了 SiCp/Al 复合材料的性能、制备方法以及各种方法的特点,并基于当前 SiCp/Al 复合材料某些性能的不足导出对其改进的必要性。通过综述当前高体积分数 SiCp/Al 复合材料的研究进展,分析了各种制备工艺的特点,着重阐述了无压熔渗工艺制备高体积分数 SiCp/Al 复合材料的不足及存在的问题。在此基础上提出了本书的研究内容及选题意义。

## 1.1 引言

金属基复合材料(MMCs)是以金属或合金为基体,以陶瓷质的纤维、晶须、颗粒等为增强体的复合材料。该类复合材料综合了金属的韧性、导电、导热性和陶瓷高强度、高弹性模量、耐磨性、耐高温性、耐蚀性,显示出极为广阔的应用前景。20 世纪 40 年代,复合材料开始被提出,曾成功应用于玻璃钢纤维缠绕、增强高聚物上。但由于当时制备工艺不完善,再加上对复合材料的基础理论研究甚少,所以在初期阶段的发展比较慢。到了 20 世纪 60 年代,由于航天、航空工业以及其他高科技领域对具有各种优异综合性能的复合材料需求量增大,促进了包括金属基复合材料、树脂基复合材料和陶瓷基复合材料在内的先进复合材料的发展。在各种复合材料的发展过程中,金属基复合材料(Metal Matrix Composites, MMCs)的研究、生产及发展起步较晚<sup>[1]</sup>。但是由于其具有低热胀系数、高耐热性,以及在动力结构方面的高比强度、高比模量、耐磨损,所以备受人们青睐,尤其是在汽车、航空、航天领域得到了广泛的应用<sup>[2]</sup>。对金属基复合材料的应用和研究目前处于世界

领先的国家主要是美国和日本。美国把复合材料作为国防部的关键技术核心来实施,在复合材料领域取得了重大的进展。到了 20 世纪 80 年代就开始大量在航天、航空工业中应用 MMCs。2000 年美国先进复合材料的生产总值已达到了 200 亿美元<sup>[3]</sup>。日本的金属基复合材料研究和发展起步较晚,但发展速度却很快,只用了 20 年左右的时间就迅速在世界金属基复合材料的生产和应用研究领域占据了非常重要的地位。日本的本田汽车公司就首先在汽缸体活塞上应用了  $\text{Al}_2\text{O}_3$  短纤维增强铝合金复合材料,并实现了大规模工业化生产。目前,据不完全统计,日本至少有 40 家左右的公司都在进行金属基复合材料的开发与研究<sup>[4,5]</sup>。在金属基复合材料研究方面非常具有实力的国家还有俄罗斯。我国的金属基复合材料研究起步的时间和日本相差不多,近几年有了较大的发展,许多科研院所和大专院校等都在研究和试验方面取得了一定的进展。但我国的整体研究水平与实用化程度还不能与美国和日本相比,大多还处在试验研究阶段。其实际应用甚少,主要障碍是制备工艺复杂、成本高。

纤维增强金属基复合材料具有高温性能好,比强度高,比模量高,导电、导热性好等优点,但是加工温度高,制造工艺复杂,性能波动大,成本高。由于纤维增强金属基复合材料存在上述缺点,从而未能得以大规模工业应用,只有美国、日本等少数发达国家用于军事工业。为此,近年来国际上又将注意力逐渐转移到颗粒增强金属基复合材料的研究上。因为这一类金属基复合材料与纤维增强金属基复合材料相比制备工艺简单,成本低廉且能够克服纤维增强复合材料生产过程中存在的诸如纤维损坏、微观组织不均匀、纤维与纤维相互接触和反应带过大等缺点,以及可采用热压、热轧等传统的金属加工工艺加工成形<sup>[6,7]</sup>。可见,颗粒增强金属基复合材料是非常有发展前途的。

铝基复合材料是诸多金属基复合材料中研究最多、工业应用也最成功的一类。这不仅因为它具有重量轻,比强度高,比刚度高,剪切强度高,热膨胀系数低,良好的热稳定性和导热、导电性能,以及良好的抗磨、耐磨性能和耐有机液体和溶剂侵蚀等一系列优点,而且因为在世界范围内有丰富的铝资源,加之可用常规设备和工艺加工成型和处理,因而制备和生产铝基复合材料比其他金属基复合材料更为经济,易于推广和应用,所以颗粒增强铝基复合材料已成为当今世界金属基复合材料研究领域中的一个最为重要的热

点,并日益向工业规模化生产和应用的方向发展。

## 1.2 SiCp/Al 复合材料

利用 SiCp/Al 复合材料质量轻、高强度、优异的耐磨损性能,将其用做结构件在汽车领域有极大的发展潜力。美国 Duralcan 公司研制出用 SiC 颗粒增强铝基复合材料制造汽车制动盘,使其重量减轻 40%~60%,而且提高了耐磨性能,噪音明显减少,摩擦散热快;该公司用 SiCp/Al 复合材料制造的汽车发动机活塞和齿轮箱等汽车部件比铝合金有更好的耐磨性能、耐高温性能和抗咬合性能,同时热膨胀系数小、散热也更好。美国 DWA 公司采用 SiCp/Al 复合材料制造的摩托车活塞在一年内参加 100 次越野赛后无明显磨损。英国的 T&N Technology 公司制造 SiCp/Al 复合材料刹车转子即将投入大规模市场化<sup>[8]</sup>。除此之外,高体积分数 SiCp/Al 复合材料的应用领域为电子封装材料,可作为 W-Cu 电子封装材料的替代品。

典型的电子封装从结构上可分为四个层次<sup>[9,10]</sup>,如图 1-1 所示。芯片层次上的互联称为零级封装;芯片在基板上固定,引线键合以及隔离保护等称为一级封装;经一级封装后的各器件在基板上固定和连接称二级封装;最后将电路板装入系统中成为电子整机称为三级封装。封装的功能主要包括机械支撑、散热、信号传递以及芯片保护等。据此对封装材料的性能要求总体上有以下几点:具有良好的化学稳定性、导热性能好、热膨胀系数小,有较好的机械强度,便于加工;价格低廉,便于自动化生产等。当然不同部件对其性能的要求也相应有所侧重。对于一级和二级封装而言,导热系数(Thermal Conductivity 简写:TC)是一个非常重要的性能指标。高集成度 IC 在工作过程中产生的热量必须及时释放,以防在过热的状态下工作,从而影响其寿命和功能。与此同时,我们必须兼顾材料的热膨胀系数(CTE),即所用的各种材料的 CTE 以相近为宜,且最好与芯片材料保持一致,否则,随着工作温度的升高,将不可避免地相邻部件间及焊接点处产生热应力,结合处将发生蠕变、疲劳以及断裂。对二级封装而言,则主要要求材料具有良好的可加工性和可成型性,同时兼顾对电磁场的屏蔽作用。在军事通讯和