

# 镁基复合材料的制备方法与新工艺

杜文博, 严振杰, 吴玉锋, 王朝辉, 左铁镛

(北京工业大学, 北京 100022)

**摘要:** 综述了镁基复合材料的不同制备方法, 尤其是对一些新型制备方法进行了着重介绍, 针对性地分析了不同制备工艺对复合材料组织、结构、性能的影响, 提出了今后镁基复合材料研究重点是开发新型增强相材料与原位反应合成技术、优化现有制备工艺、大规模制备高性能镁基复合材料。

**关键词:** 镁基复合材料; 制备方法; 性能

中图分类号: TG 146.2<sup>+</sup>2

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2009)03-0559-06

复合材料是将两种或两种以上不同性能、不同形态的组分材料通过复合手段组合而成的一种多相材料<sup>[1]</sup>。近年来, 金属基复合材料 (Metal Matrix Composites, MMCs) 在许多领域得到了应用。金属基复合材料按增强体形式分为颗粒增强、短纤维与晶须增强以及连续纤维增强等<sup>[2]</sup>。目前金属基复合材料的制备方法已有很多, 并在铁基、铜基、铝基、钛基等金属基复合材料中取得了比较大的成功。由于镁具有熔点比较低、化学活性高、易燃、易氧化等特点, 原有的许多金属基复合材料的制备工艺都无法直接应用于镁基复合材料的制备。根据镁基复合材料的特点, 结合原有的金属基复合材料的制备工艺, 材料工作者尝试了多种新的适合制备镁基复合材料的方法与工艺, 对研制、开发镁基复合材料起到了很好的促进作用。

本文将综述镁基复合材料的不同制备方法及其对复合材料组织、结构、性能的影响, 并提出镁基复合材料的研究和发展方向。

## 1 镁基复合材料的制备方法

由于镁的熔点与铝相近, 镁基复合材料的制备工艺与铝基复合材料相似。颗粒、晶须、纤维增强镁基复合材料的传统制备方法主要有搅拌铸造、挤压铸造以及粉末冶金, 除了这些传统的制备方法以外, 近年还出现了机械合金化、熔体浸渗、DMD 法、自蔓延高温合成法、重熔稀释法、反复塑性变形等新型制备方法。

### 1.1 普通铸造法

Braszczyńska 等<sup>[3]</sup>将最大尺寸为 32 μm 的 SiC 颗粒加入熔融镁合金液, 在气体保护下用金属模具制备得到镁基复合材料。通过 TEM 对制备的 SiC 颗粒增强 Mg8Al、Mg6Zn、Mg3RE 复合材料的界面进行观测, SiC 颗粒与基体之间具有良好的润湿性, 两者之间形成有粘合作用的界面, 但 SiC 容易氧化形成 SiO<sub>2</sub>, 从而在界面处出现 SiO<sub>2</sub>、MgO 以及 Fe 元素等杂质<sup>[3]</sup>。这些杂质使得合金界面性能下降。

### 1.2 搅拌铸造法

搅拌铸造 (Stir Casting) 是 S. Ray 在 1968 年开发的一种制备金属基复合材料的技术。其基本原理是利用高速旋转的搅拌器桨叶搅动金属熔体, 使其剧烈流动, 并形成以搅拌旋转轴为中心的漩涡, 将颗粒卷入漩涡中, 依靠漩涡的负压抽吸作用让颗粒进入金属熔体, 经过一段时间的搅拌, 使颗粒均匀分布于熔体中<sup>[4]</sup>。

机械搅拌后的增强相均匀分布的合金熔液, 可以通过压铸、沙型铸造以及永久模铸造等方式成形, 搅拌铸造可以合成增强相体积含量达到 30% 的镁基复合材料<sup>[5]</sup>。Wang 等<sup>[6]</sup>在气体保护下, 将 Al<sub>2</sub>Y 颗粒 (平均尺寸小于 37.5 μm) 与 Mg-Li 合金在坩埚炉中以 700 r/min 的转速搅拌 30 min 后浇铸制成复合材料。复合材料的增强相分布均匀, 基体与增强相之间的界面结合良好, 界面干净, 没有反应产物与扩散元素。对搅拌铸造的复合材料进行塑性加工, 可以消除气孔, 细化晶粒以及均匀增强相的分布, 提高材料的力学性能。Srivatsan 等<sup>[7]</sup>对搅拌铸造所得的 SiC/Mg6Zn 在 672 K 温度下均一化处理 4 h 后在冷水中淬火, 随后通过挤

收稿日期: 2008-03-11

基金项目: 国家科技支撑计划(2006BAE04B09-3); 国家“973”计划(2007CB613706)

作者简介: 杜文博, 男, 1964 年生, 博士, 教授, 北京工业大学材料科学与工程学院, 北京 100022, 电话: 010-67392917, E-mail: duwb@bjut.edu.cn

压塑性加工，制备得到的材料常温下屈服强度为 307 MPa，抗拉强度达到 379 MPa，延伸率为 2.0%；150 °C 下屈服强度 166 MPa，抗拉强度 186 MPa，延伸率为 19.0%。

Wang 等<sup>[8]</sup>用搅拌铸造法制备了 SiC<sub>p</sub>/AZ91 复合材料，将 AZ91 合金加热到 720 °C 后降到 590 °C，使基体合金处于半固态，将 SiC<sub>p</sub> 加热到 600 °C 后加入到半固态合金中，以 1000 r/min 搅拌 30 min，迅速加热到 720 °C 后在预热的钢模中浇铸成形，复合材料经 415 °C 时效处理 24 h，消除了第二相 Mg<sub>17</sub>Al<sub>12</sub> 的影响。对复合材料的断裂行为进行原位 SEM 观察，发现微裂纹在结合较弱的界面处形核产生，而且微裂纹主要出现在增强相颗粒密集区域<sup>[8]</sup>，并得出搅拌铸造制备的 SiC<sub>p</sub>/AZ91 复合材料的断裂机制主要受基体与颗粒的界面控制。

### 1.3 挤压铸造

挤压铸造法 (Squeeze Cast) 是通过压机将液态金属强行压入增强材料的预制件中以制备复合材料的一种方法。其过程是先将增强材料制成一定形状的预制件，经干燥预热后放入模具中，浇注入熔融金属，用压头加压，液态金属在压力下浸渗入预制件中，并在压力下凝固，制成接近最终形状和尺寸的零件，或供用塑性成形法二次加工的锭坯。

使用这种方法，可以制备各种类型的镁基复合材料：Al<sub>2</sub>O<sub>3f</sub>/AS21<sup>[9]</sup>，SiC<sub>p</sub> 与/AS21<sup>[9]</sup>，SiC<sub>w</sub>/AZ91<sup>[10]</sup>，SiC<sub>p</sub>/AE42<sup>[11]</sup>，Al<sub>2</sub>O<sub>3f</sub>/AE42<sup>[11]</sup>，Al<sub>2</sub>O<sub>3f</sub>/AM100<sup>[12]</sup>，SiC<sub>w</sub>/ZK60<sup>[13]</sup>，Al<sub>2</sub>O<sub>3f</sub>/QE22<sup>[14]</sup>。

Zheng 等<sup>[10]</sup>通过液相成形法制备了 SiC 晶须体含量为 20% 的预制件，进行挤压之前，先将预制件与模具加热到 500 °C，AZ91 合金液加热到 800 °C 后倒入模具，加载压力慢慢增加到 100 MPa，恒定加载 3 min，

直到熔液凝固。对 SiC<sub>w</sub>/AZ91 复合材料进行力学性能测试发现，铸态材料的屈服强度达到 240 MPa，抗拉强度为 370 MPa。进行固溶处理后的复合材料屈服强度和抗拉强度虽有所下降，但延伸率增加到 1.40%。

Yong 等<sup>[15]</sup>对挤压铸造 Al<sub>2</sub>O<sub>3f</sub>/Mg-4.2Zn-1.0RE 复合材料的加载压力与加热温度进行研究，分别将加载压力从 0.1 MPa 增加到 120 MPa，发现当挤压铸造的加载压力低于 60 MPa 时，会出现微孔洞；当加载压力大于 100 MPa 时，会出现纤维团聚并破损，导致最终抗拉强度降低，文献<sup>[15]</sup>表明，在 80 MPa 时拉伸性能最好。设置加载压力为 80 MPa，将预制件的加热温度分别设为 250，400，600，750 °C，发现在 600 °C 时材料的抗拉强度最高达到 259 MPa。由此确定 Al<sub>2</sub>O<sub>3f</sub>/Mg-4.2Zn-1.0RE 复合材料最佳挤压铸造工艺为：加载压力 80 MPa，加热温度 600 °C。

### 1.4 粉末冶金法

粉末冶金法 (Powder Metallurgy) 是最早用于制备金属基颗粒复合材料的工艺。该方法是将预制好的纯镁粉或镁合金粉与陶瓷颗粒均匀地混合在一起，混合粉末通过真空除气、固结成形后，再进行热压、锻造、轧制等冷、热塑性加工，制成所需形状、尺寸和性能的复合材料。制备过程中基体镁或者镁合金不必经过全熔的高温状态，因而界面反应大大减弱，且增强体颗粒在基体内分布均匀，从而赋予镁基复合材料更高的综合性能。

粉末冶金中，可选取的塑性加工方式较多，现在应用于制备镁基复合材料时多采用挤压工艺，SiC<sup>[16,17]</sup>、Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub><sup>[18]</sup>、Al 纳米颗粒<sup>[19]</sup>、ZrB<sub>2</sub>、TiC、TiB<sub>2</sub><sup>[20]</sup>、Ti-6Al-4V 合金<sup>[21]</sup>、C60<sup>[22]</sup>等作为增强相的复合材料均可以采用挤压工艺。烧结温度根据不同的复合材料而有所变化，挤压温度与挤压比都要看具体材料而定，如表 1 所示。

表 1 粉末冶金中不同复合材料的制备工艺

Table1 Composites fabrication process of powder metallurgy

Materials	Sintering		Holding time before extrusion		Extrusion/°C	Extrusion ratio
	Temperature/°C	Time/min	Temperature/°C	Time/min		
Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> /Mg <sup>[19]</sup>	500	120	300	90	250	20.25:1
Al/Mg <sup>[20]</sup>	500	120	400	60	350	25:1
ZrB <sub>2</sub> , TiC, TiB <sub>2</sub> /Mg9Al <sup>[21]</sup>	375	240	-	-	350	25:1
Ti-6Al-4V/ZK51 <sup>[22]</sup>	530	120	-	-	350	15:1
C60/AZ91 <sup>[23]</sup>	-	-	-	-	250	44:1

Hassan 等<sup>[18]</sup>将 Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 陶瓷颗粒与 Mg 粉末用搅拌机混合，压制成预制件，预制件 500 °C 下烧结 2 h，300 °C 保温 90 h 后进行挤压，挤压比 20.25:1，挤压温度 300 °C，制备得到 2.5%Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>(质量分数，下同)增强 Mg 复合材料。陶瓷相颗粒的尺寸对性能有很大的影响，

当 Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 尺寸为 50 nm 时，复合材料的室温 HV 硬度、屈服强度和抗拉强度分别达到 695，194，250 MPa；随着陶瓷相尺寸的增加，性能有所下降，当 Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 尺寸为 1 μm 时，复合材料的室温 HV 硬度、屈服强度和抗拉强度为 512，172，227 MPa，但材料的延伸率却

达到 16.8%。Zhong 等人<sup>[23]</sup>使用粉末冶金法制备了纳米 Al 颗粒增强 Mg 复合材料, 将纯镁(粒度为 60~300  $\mu\text{m}$ )与 Al 粉末(平均尺寸 18 nm)通过搅拌机混合均匀, 压制成圆柱体预制件, 在 500  $^{\circ}\text{C}$  烧结 2 h, 400  $^{\circ}\text{C}$  保温 60 min 后挤压成直径为 7 mm 的复合材料小棒, 挤压比 25:1, 挤压温度 350  $^{\circ}\text{C}$ 。文献[23]表明, 经纳米 Al 颗粒增强后, Mg 基复合材料的力学性能均显著提高, 当 Al 含量为 0.5%时达到最佳, 此时屈服强度为 218 MPa, 抗拉强度为 271 MPa, 失效应变达到 6.2%, 分别比纯镁提高了 62%、43%以及 35%。

粉末冶金中的烧结主要有传统方式以及微波烧结两种, 传统烧结是热传递由外向内, 导致粉末压制件内部的微观特征不好; 而微波加热的热传递由内到外, 导致粉末压制件的表面微观结构较差。为了解决这两种烧结方式存在的问题, Gupta 等<sup>[24]</sup>提出一种新型的加热方式, 由微波加热与基座辐射加热相结合, 称之为双向加热。已经用此种方法制备出高性能的 Cu 颗粒<sup>[25]</sup>、 $\text{Y}_2\text{O}_3$  颗粒<sup>[26]</sup>、纳米碳管与  $\text{Al}_2\text{O}_3$  复合增强<sup>[27]</sup> 镁基复合材料。

Cu 颗粒增强复合材料的制备<sup>[25]</sup>, 首先在氩气保护手套箱内称量, 将混合均匀的粉末压制成预制件, 预制件用新型的复合加热方式烧结, 使用 SiC 作为微波吸热基座, 在预制件中形成了较均匀的温度梯度, 烧结后的预制件在 350  $^{\circ}\text{C}$  下挤压成直径为 7 mm 的小棒, 挤压比为 25:1。Cu 颗粒在复合材料中呈现连续的网状结构, 细化了基体晶粒, 使基体平均晶粒从纯镁的 27  $\mu\text{m}$  降低为 15  $\mu\text{m}$ 。含 Cu0.6%的 Mg 基复合材料的弹性模量为 59.7 GPa, 屈服强度为 237 MPa, 抗拉强度为 286 MPa, 分别比纯镁增加了 40%、82%以及 51%, 复合材料的性能得到了显著的改善。

### 1.5 机械合金化

机械合金化 (Mechanical Alloying, 简称 MA) 是 Benjamin 于 20 世纪 70 年代制备氧化物弥散强化高温合金时最早采用的<sup>[28]</sup>, 是一种非平衡态下的粉末固态合金化方法, 其原理是通过高能球磨获得增强相。

Tang 等<sup>[29]</sup>将 Mg 粉末与  $\text{W}_{14}\text{Al}_{86}$  粉末称量, 放置在氩气保护的钢材腔里球磨, 球与粉末质量比为 15:1, 在室温下以 580 r/min 转速球磨不同时间, 混合粉末在 500 MPa 下压制成长方体预制件, 预制件在真空炉里加热到 740  $^{\circ}\text{C}$ , 随后在 400 MPa 的压力下, 400  $^{\circ}\text{C}$  恒温保持 60 s 后挤压铸造成  $\text{W}_{14}\text{Al}_{86}/\text{Mg}$  复合材料。复合材料的力学性能与球磨时间相关, 球磨时间为 0.5 h 时, 抗拉强度为 360 MPa, 2 h 时抗拉强度达到最大值 458 MPa, 随着时间的进一步增加, 强度下降, 延伸率随着球磨时间的增加而持续下降。

Lu 等<sup>[30]</sup>将 Mg、Al、Si 粉末在氩气保护下以 250 r/min 转速进行球磨, 球与粉末质量比为 20:1, 球磨后的粉末压制成形, 预制件在 450  $^{\circ}\text{C}$  温度下烧结 2 h, 随后石墨润滑剂喷射, 400  $^{\circ}\text{C}$  加热 30 min 后热挤压成形, 挤压比为 25:1。由于  $\text{Mg}_2\text{Si}$  的形成以及晶粒细化作用提高了材料的力学性能, 文献[30]表明, 随着球磨时间的增加, 材料的强度升高。

### 1.6 熔体浸渗法

熔体浸渗法 (Melt Infiltration) 包括压力浸渗、无压浸渗与负压浸渗。压力浸渗是先把陶瓷颗粒增强相压制成形, 然后将基体熔体倾入, 在一定的压力下使其浸渗到颗粒间隙而达到复合目的<sup>[31,32]</sup>。无压浸渗是熔融镁合金在惰性气体保护下, 不施加任何压力对压实后的陶瓷颗粒预制件进行浸渗, 从而制备出陶瓷颗粒增强镁基复合材料。该工艺设备简单, 成本低, 但陶瓷增强相与镁合金基体之间的润湿性成了该工艺的关键技术<sup>[33]</sup>。负压浸渗靠在陶瓷颗粒预制件下造成的真空产生的负压实现熔融镁合金对压实后的陶瓷颗粒预制块的浸渗<sup>[34,35]</sup>。

Chen 等<sup>[36]</sup>用压力浸渗法制备了  $\text{SiC}_w$  以及  $\text{B}_4\text{C}_p$  联合增强的 ZK60 基复合材料, 将 SiC 晶须与  $\text{B}_4\text{C}$  颗粒混合均匀, 使用合适的粘连剂制成预制件, 将预制件 700  $^{\circ}\text{C}$  下加热 2 h, 在 Ar 气保护下 730  $^{\circ}\text{C}$  高压熔渗制备 ZK60 基复合材料。复合材料的界面表明在 SiC/Mg 界面上有 MgO 纳米颗粒出现, 而在  $\text{B}_4\text{C}$  颗粒周围则出现少许  $\text{MgB}_2$  纳米棒, SiC 晶须与 Mg 的位相关系研究表明, SiC 晶须与 Mg 具有两种位相关系<sup>[36]</sup>,  $[\bar{1}11]_{\text{SiC}} \parallel [0001]_{\text{Mg}}$ ,  $(02\bar{2})_{\text{SiC}} \parallel (11\bar{2}0)_{\text{Mg}}$ ;  $[\bar{1}11]_{\text{SiC}} \parallel [1\bar{1}\bar{2}0]_{\text{Mg}}$ ,  $(02\bar{2})_{\text{SiC}} \parallel (01\bar{1}2)_{\text{Mg}}$ 。该研究证实, 从几何学上  $[\bar{1}11]_{\text{SiC}} \parallel [0001]_{\text{Mg}}$ ,  $(02\bar{2})_{\text{SiC}} \parallel (11\bar{2}0)_{\text{Mg}}$  更容易在复合材料中出现。

随着研究者的开拓创新, 原位反应熔体浸渗法已经在镁基复合材料的制备上开始使用。

Chen 等<sup>[37]</sup>与 Wang 等<sup>[38]</sup>分别用原位反应浸渗法制备了 TiC/AZ91D, 首先将 Ti 与 C 粉末机械混合, 固态压制成预制件, 在预制件与 AZ91 合金进行浸渗过程中, Ti 与 C 充分反应形成 TiC 颗粒。原位反应浸渗法制备的 TiC/AZ91D 复合材料的拉伸性能提高, 尤其是高温拉伸性能明显改善。AZ91 常温抗拉强度为 175 MPa, TiC/AZ91 常温抗拉强度为 203.4 MPa, 提高了 16.2%; 而在高温下, AZ91 的抗拉强度仅为 34 MPa, TiC/AZ91 抗拉强度为 95.2 MPa, 提高了 180%。

### 1.7 DMD 法

DMD 法 (Disintegrated Melt Deposition) 是 Gupta 等人提出的, 先将基体与增强体颗粒在氩气保护下加

热熔化并过热,然后将过热处理的镁熔体搅拌均匀,由两个氩气喷嘴将射流均匀地喷射沉积到底部的基板上制备复合材料。

用 DMD 法制备的复合材料基体与增强相之间的界面良好,增强相在基体里分布均匀,起到显著的晶粒细化作用,极大地抑制了孔洞的产生,是一种新型而有效的镁基复合材料的制备方法。使用该方法已经成功制备了  $Y_2O_3$  颗粒<sup>[39,40]</sup>、 $Al_2O_3$  颗粒<sup>[41]</sup>、纯铝与 TiC 颗粒联合增强<sup>[42]</sup>的镁基复合材料。

Hassan 等人<sup>[39]</sup>在 Ar 气保护下,将  $Y_2O_3$  与 Mg 加热,过热时在 460 r/min 下进行 2.5 min 搅拌,搅拌桨叶上包覆着 Zirtex25 (86% $ZrO_2$ 、8.8% $Y_2O_3$ 、3.6% $SiO_2$ 、1.2% $K_2O$  和  $Na_2O$ 、0.3%无机物),防止将 Fe 元素带入到熔液之中,通过两个氩气喷嘴,将搅拌后的熔融金属液稀释在氩气中,通过均匀喷射沉积到金属基板上,氩气的流量控制在  $25 L \cdot min^{-1}$ ,随后对复合材料进行挤压加工,挤压温度为 350 °C,挤压比为 20.25:1。制备的复合材料晶粒得到明显细化,由纯镁的 49  $\mu m$  降低到 6  $\mu m$ 。 $Y_2O_3$  含量为 0.66%时,复合材料的综合性能最佳,HV 硬度达到 560 MPa,屈服强度为 312 MPa,抗拉强度为 318 MPa,延伸率为 6.9%,除延伸率外,其他性能均比纯镁有大幅度的提高。Hassan 等人<sup>[41]</sup>对相同工艺制得的  $Al_2O_3/Mg$  进行力学性能测试,表明  $Al_2O_3/Mg$  的综合性能得到显著提高,基体增强相尺寸为 0.3  $\mu m$  时综合性能最佳,HV 硬度为 520 MPa,屈服强度为 200 MPa,抗拉强度为 256 MPa,延伸率为 8.6%。

### 1.8 自蔓延高温合成法

自蔓延高温合成技术 (Self-propagating High-temperature Synthesis, 简称 SHS) 是由前苏联科学院院士 Merzhanov 及其同事于 1967 年首次提出<sup>[43]</sup>。自蔓延高温合成技术基本原理是将含有两种或两种以上物质的混合物压坯的一端进行点火引燃使其发生化学反应,仅依靠化学反应放出的热量蔓延引起未反应的邻近部分发生燃烧反应,直至整个坯料反应结束,其反应的生成物一般为陶瓷或金属间化合物,尺寸可达亚微米至微米级。

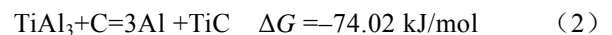
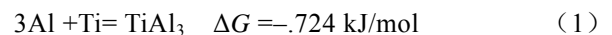
Jiang 等<sup>[44]</sup>选取 Ti 与 C 原子比为 1:1 的 Ti 粉末(平均粒度 25  $\mu m$ )、C 粉末(平均粒度 38  $\mu m$ )以及 Al (平均粒度 27  $\mu m$ )通过球磨混合均匀,固态成形,压制件在真空电阻炉内 873 K 下加热并恒温 15 min,12 A 电流电阻线点火,SHS 法合成含有 TiC (约为 5  $\mu m$ )颗粒与纯铝的主合金。将主合金加入熔融的 Mg 合金液中,半固态搅拌后铸造。TiC 颗粒被 Al 包覆,与镁合金的润湿性较好。此种方法制备的 TiC/AZ91 复合材料的 HB 硬度为 830 MPa,抗拉强度达到 214

MPa,但延伸率下降为 4%。

Wang 等<sup>[45,46]</sup>通过 SHS 制备了  $TiB_2/Mg$  复合材料。选取 Ti 与 B 原子比为 1:2 的 Ti、B 粉末以及 Al 粉末通过球磨混合,固态成形压制为圆柱体预制件,在大约 680~720 °C 温度下,SHS 反应形成  $TiB_{2p}-Al$  主合金,将  $TiB_{2p}-Al$  加入熔融镁金属液,即可获得  $TiB_2/Mg$  复合材料。 $TiB_2$  颗粒的存在,使得基体在凝固过程中,晶粒长大受到限制,从而细化晶粒,对材料的硬度进行测试,发现铸态 AZ91 的 HB 为 610 MPa,而 7.5% $TiB_2/AZ91$  的 HB 达到 780 MPa,复合材料的硬度有显著的提高。

### 1.9 重熔稀释法

重熔稀释法 (Remelting and Dilution, 简称 RD) 作为一种原位生成技术,已经在镁基复合材料的制备中使用。Zhang 等<sup>[47,48]</sup>将尺寸小于 75  $\mu m$  的 Al、Ti 和 C 粉末进行球磨,混合后的粉末压制成圆柱体预制件,预制件在氩气气氛保护下 1200 °C 烧结 20 min;在  $SF_6+CO_2$  气体保护下 750 °C 加热镁,将烧结的预制件加入熔融的镁液中,以 250 r/min 的转速搅拌,浇铸合成 8%TiC /AZ91 复合材料。通过 XRD 分析,发现预制件中只存在 Al、TiC 以及  $Al_2O_3$  相。预制件烧结过程的反应自由能计算如下:



$\Delta G$  是在 1400 K 温度下的反应自由能,根据式(1)与(2)可以看出,在反应中 Al 只是充当中间物的作用,1400 K 下混合粉末反应方程式可以写作:  $Al + Ti + C = Al + TiC$ ,反应结束只生成 TiC 与铝,与 XRD 结果吻合。原位合成的 TiC 颗粒的尺寸在 0.2~1.0  $\mu m$  之间,8%TiC/AZ91 复合材料的晶粒尺寸为 12  $\mu m$ ,弹性模量 49.1 GPa,屈服强度 115 MPa,抗拉强度 235 MPa,比 AZ91 合金的力学性能均有提高。

### 1.10 反复塑性变形法

反复塑性变形 (Repeated Plastic Working, 简称 RPW) 是 Kondoh 等人提出的一种非平衡加工技术。在材料制备过程中,将增强相颗粒与基体材料混合均匀后,用不同的压头交替进行压缩与挤压,经多次塑性变形后,坯体通过固相反应可以制备原位反应生成的强化相微粒子增强的高性能复合材料。压缩过程中,由于粒子的相对流动而互相混合、均匀分散;挤压过程中,基体与添加粒子受剪切力作用被细化。反复进行压缩与挤压,便可达到了晶粒细化与均匀分散的双重效果。

Du 等人<sup>[49]</sup>通过在 AZ31 基体(平均晶粒 112.0  $\mu m$ )中添加  $SiO_2$  颗粒(平均晶粒 21.3  $\mu m$ ),采用反复塑性变形方法制备了  $Mg_2Si+MgO$  强化的 Mg 基复合材料。

利用 DSC 结果计算了  $4\text{Mg}+\text{SiO}_2=\text{Mg}_2\text{Si}+2\text{MgO}$  的反应热为  $Q=-705\text{ kJ}$ , 证明 Mg 可将  $\text{SiO}_2$  还原。相比于传统粉末冶金方法, 该方法降低了固相反应温度, 改善了增强体在基体中分布的均匀性, 细化了基体与增强体颗粒的尺寸, 制得的  $\text{Mg}_2\text{Si}$  增强镁基复合材料的室温抗拉强度达 350 MPa 以上。

## 2 镁基复合材料的发展方向

在镁基复合材料的研究中, 大量开发的增强相被证明具有良好的强化作用, 可以显著的提高复合材料的综合性能, 硅化物、碳化物、氧化物、硼化物、氮化物、金属粒子及合金、准晶以及碳纤维都已经作为镁基复合材料的增强相取得了研究并应用, 准晶、碳纤维等较新增强相的研究给镁基复合材料带来了新的发展方向。如何选择合适的制备工艺, 提高增强相与基体的润湿性, 提高复合材料的综合性能将会是新型增强相的研究方向。

对现有制备工艺的研究与改进, 从而得到最佳的制备工艺是现在镁基复合材料的研究重点之一。在粉末冶金中引入由微波加热与基座辐射加热相结合, 称之为双向加热的新型工艺, 在预制件中形成了较均匀的温度梯度, 从而使得合成的复合材料成分分布均匀。而对制备工艺的研究, 将对复合材料工业化生产提供技术基础。

原位合成技术所制备的镁基复合材料具有表面无污染、与基体相容性良好、界面结合强度高优点, 已经在镁基复合材料的制备中取得了广泛的研究与应用。改进已有的制备技术, 选择合适的增强相可以进行原位合成, 如粉末冶金法, 机械合金化、熔体浸渗法以及自蔓延高温合成法等传统的制备技术通过特定工艺原位合成复合材料; 而重熔稀释以及反复塑性变形等新型原位生成技术也已经开始在实验室中进行研究。探索高性能、低成本、容易大规模生产的原位内生镁基复合材料制备技术将成为研究热点。

## 3 结 语

镁基复合材料除了具有轻量化的优势外, 还具备优异的综合性能, 具有良好的应用潜力。近年来, 吸引了大量材料科学工作者对镁基复合材料制备技术的研究, 如搅拌铸造、挤压铸造、粉末冶金、机械合金化、熔体浸渗等多种方法广泛使用在镁基复合材料的制备上; DMD 法、自蔓延高温合成法、重熔稀释法、反复塑性变形等新工艺也开始在镁基复合材料的制备上得到应用。

但是现在镁基复合材料的研究还存在一些问题, 如增强相与基体间润湿性不强, 无法在复合材料中形

成良好的界面; 复合材料的制备工艺过于复杂; 有些先进的制备方法还停留在实验室中, 无法实际应用。因此今后镁基复合材料研究重点将主要集中在开发新型增强相材料与原位反应合成技术, 优化现有制备工艺, 大规模制备高性能镁基复合材料。

## 参考文献 References

- [1] Wu Renjie(吴人洁). *Composite Materials*(复合材料)[M]. Tianjin: Tianjin University Press, 2000: 2
- [2] Wu Yufeng(吴玉锋), Du Wenbo(杜文博), Nie Zuoren(聂祚仁) et al. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2007, 36(1): 184
- [3] Braszczynska K N, Lityńska L, Zyska A et al. *Materials Chemistry and Physics*[J], 2003, 81: 326
- [4] Liang Lichao(梁立超), Bai Yu(白 賧), Yang Yushan(杨玉山) et al. *Journal of Shenyang University of Technology*(沈阳工业大学学报)[J], 2007, 29(2): 139
- [5] Ye H Z, Liu X Y. *Journal Material Science* [J], 2004, 39: 6153
- [6] Wang S J, Wu G Q, Li R H et al. *Materials Letters* [J], 2006, 60: 1863
- [7] Srivatsan T S, Al-Hajri Meslet, Lam P C. *Composites B*[J], 2005, (36): 209
- [8] Wang X J, Wu K, Huang W X et al. *Composites Science and Technology* [J], 2007, 67: 2253
- [9] Trojanová Z, Száraz Z, Lábár J et al. *Journal of Materials Processing Technology* [J], 2005, 162~163: 131
- [10] Zheng Mingyi, Wu Kun, Yao Congkai. *Materials Science and Engineering A*[J], 2001, 318: 50
- [11] Chaleswaran Aruna, Pereira I M, Dieringa H et al. *Materials Science and Engineering A*[J], 2007, 460~461: 268
- [12] Jayalakshmi S, Kailas S V, Seshan S. *Journal of Materials Science*[J], 2003, 38: 1383
- [13] Yan Feng, Xu Zhou, Zhao Min et al. *Scripta Materialia*[J], 2005, 53: 361
- [14] Trojanová Z, Weidenfeller B, Riehemann W. *Materials Science and Engineering A*[J], 2006, 442: 480
- [15] Yong M S, Clegg A J. *Journal of Materials Processing Technology*[J], 2005, 168: 262
- [16] Chua B W, Lu L, Lai M O. *Composite Structures*[J] 1999, 47: 595
- [17] Száraz Z, Trojanová Z, Cabbibo M et al. *Materials Science and Engineering A*[J], 2007, 462: 225
- [18] Hassan S F, Gupta M. *Materials Science and Engineering A*[J], 2006, 425: 22
- [19] Wen Xie, Yue Liu, De Song Li et al. *Journal of Alloys and*

- Compounds* [J], 2007, 431: 162
- [20] Lu L, Lim C Y H, Yeong W M. *Composite Structures*[J], 2004, 66: 41
- [21] Xi Y L, Chai D L, Zhang W X *et al. Scripta Materialia*[J], 2006, 54: 19
- [22] Watanabe H, Fukusumi M, Ishikawa K *et al. Scripta Materialia*[J], 2006, 54: 1575
- [23] Zhong X L, Wong W L E, Gupta M. *Acta Materialia*[J], 2007, 55: 6338
- [24] Gupta M, Wong W L E. *Scripta Materialia*[J], 2005, 52: 479
- [25] Wong W L E, Gupta M. *Composites Science and Technology* [J], 2007, 67: 1541
- [26] Tun Khin Sandar, Gupta M. *Composites Science and Technology*[J], 2007, 67: 2657
- [27] Thakura Sanjay Kumar, Srivatsan T S, Gupta Manoj. *Materials Science and Engineering A*[J], 2007, 466: 32
- [28] Benjamin J S. *Metallurgical Transactions* [J], 1970, A1: 2943
- [29] Tang H G, Ma X F, Zhao W *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2007, 437: 285
- [30] Lu L, Thong K K, Gupta M. *Composites Science and Technology*[J], 2003, 63: 627
- [31] Hufenbac W, Andrich M, Langkamp A *et al. Journal of Materials Processing Technology*[J], 2006, 175: 218
- [32] Wang S R, Geng H R, Wang Y Z *et al. Theoretical and Applied Fracture Mechanics*[J], 2006, 46: 57
- [33] Güden M, Akil O, Tasdemirci A *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2006, 425: 145
- [34] Schaller R. *Materials Science and Engineering A*[J], 2006, 442: 423
- [35] Li Xinlin(李新林), Wang Huiyuan(王慧远), Jiang Qichuan (姜启川). *Materials Science & Technology*(材料科学与工程)[J], 2001, 9(2): 219
- [36] Chen Y X, Li D X. *Materials Letters*[J], 2007, 61: 4884
- [37] Chen Liqing, Guo Jinhua, Yu Baohai *et al. J Mater Sci Technol*[J], 2007, 23(2): 207
- [38] Wang Jijie, Guo Jinhua, Chen Liqing. *Trans Nonferrous Met Soc China*[J], 2006, 16: 892
- [39] Hassan S F, Gupta M, *Journal of Alloys and Compounds* [J], 2007, 429: 176
- [40] Goh C S, Wei J, Lee L C *et al. Acta Materialia*[J], 2007, 55: 5115
- [41] Hassan S F, Gupta M. *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2006, 419: 84
- [42] Wong W L E, Gupta M, Lim C Y H. *Materials Science and Engineering A*[J], 2006, 423: 148
- [43] Tjong S C, Ma Z Y. *Materials Science and Engineering R*[J], 2000, 29: 49
- [44] Jiang Q C, Li X L, Wang H Y. *Scripta Materialia*[J], 2003, 48: 713
- [45] Wang Y, Wang H Y, Ma B X *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2006, 422: 178
- [46] Wang Y, Wang H Y, Yang Y F *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2008, 478(1~2): 9
- [47] Zhang Xiuqing, Wang Haowei, Liao Lihua *et al. Composites Science and Technology*[J], 2007, 67: 720
- [48] Zhang Xiuqing, Liao Lihua, Ma Naiheng *et al. Composites: Part A*[J], 2006, 37: 2011
- [49] Du Wenbo, Kondoh Katsuyoshi, Yuasa Eiji *et al. Materials Science Forum*[J], 2003, 419~422: 783

## Conventional and Novel Fabrication of Magnesium Matrix Composites

Du Wenbo, Yan Zhenjie, Wu Yufeng, Wang Zhaohui, Zuo Tiejong  
(Beijing University of Technology, Beijing 100022, China)

**Abstract:** In this paper, the fabrication methods of magnesium matrix composites were introduced and the new fabrication process was emphasized. The effects of the fabrication processes on the composition, structure and properties of the composites were analyzed. Developing new reinforcements and novel in-situ reaction synthesis, optimizing the fabrication process and preparing high performance composites on larger scale are main research keys to the magnesium matrix composites.

**Key words:** magnesium matrix composites; fabrication; properties

Biography: Du Wenbo, Ph. D., Professor, College of Material Science and Engineering, Beijing University of Technology, Beijing 100022, P. R. China, Tel: 0086-10-67392917, E-mail: duwb@bjut.edu.cn