

DOI: 10.13801/j.cnki.fhclxb.20161123.018

# 等通道角变形对搅拌铸造 SiC<sub>p</sub>/AZ91 复合材料 显微组织与室温性能的影响

常海<sup>\*1</sup>, 王金龙<sup>2</sup>, 郑明毅<sup>2</sup>, 王晓军<sup>2</sup>

(1. 北京科技大学 材料服役安全科学中心, 北京 100083; 2. 哈尔滨工业大学 材料科学与工程学院, 哈尔滨 150001)

**摘要:** 采用搅拌铸造法成功制备了 SiC<sub>p</sub>/Mg(AZ91) 复合材料并对铸态复合材料进行了等通道角挤压变形 (Equal channel angular pressing, ECAP)。结果表明: 搅拌铸造态 SiC<sub>p</sub>/AZ91 复合材料的基体组织致密, 颗粒与基体结合良好, 没有出现宏观团聚; SiC<sub>p</sub> 大部分聚集在晶界附近区域并呈“项链状”分布。ECAP 变形可以有效地消除铸态 SiC<sub>p</sub>/AZ91 复合材料中的 SiC<sub>p</sub> “项链状”分布, 并且随着 ECAP 道次的增加, SiC<sub>p</sub> 分布更加均匀; 在 ECAP 过程中, SiC<sub>p</sub> 发生了一定断裂但并不明显。SiC<sub>p</sub>/AZ91 复合材料基体晶粒随着变形道次的提高而逐渐细化。基体晶粒细化以及 SiC<sub>p</sub> 分布均匀化是 SiC<sub>p</sub>/AZ91 复合材料屈服强度和抗拉强度随着道次提升而逐渐增加的主要原因。

**关键词:** 搅拌铸造; 等通道角挤压变形; SiC<sub>p</sub>/AZ91; 金属基复合材料; 显微组织; 室温性能

**中图分类号:** TB331, TG113.1, TG113.25 **文献标志码:** A **文章编号:** 1000-3851(2017)03-0611-08

## Effect of equal channel angular pressing on the microstructure evolution and mechanical property of the SiC<sub>p</sub>/AZ91 composite fabricated by stir-casting

CHANG Hai<sup>\*1</sup>, WANG Jinlong<sup>2</sup>, ZHENG Mingyi<sup>2</sup>, WANG Xiaojun<sup>2</sup>

(1. National Center for Materials Service Safety, University of Science and Technology Beijing, Beijing 100083, China;

2. School of Materials Science and Engineering, Harbin Institute of Technology, Harbin 150001, China)

**Abstract:** The SiC<sub>p</sub>/AZ91 composite was fabricated by stir-casting and then processed by equal channel angular pressing (ECAP) at different temperature successfully. No obvious SiC<sub>p</sub> clusters and porosities are observed in the cast SiC<sub>p</sub>/AZ91 composite. Most SiC<sub>p</sub> particles are segregated at a microscopic scale near the grain boundary regions, which is typical “necklace-type” particle distribution for SiC<sub>p</sub>/AZ91 composite fabricated by stir casting. With increasing of ECAP passes, the SiC<sub>p</sub> distribution is improved and no obvious particle broken is discovered in SiC/AZ91 after ECAP. The grains of the AZ91 matrix are refined gradually due to the dynamic recrystallization. The matrix grain refinement and the improved particle distribution result in the increase of tensile yield strength and ultimate strength of the composite during ECAP processing.

**Keywords:** stir-casting; SiC<sub>p</sub>/AZ91; metal matrix composite; equal channel angular pressing; microstructure evolution; ambient tensile properties

金属基复合材料发展与现代科学技术和高技术基复合材料的需求日益增长。通过合理设计使陶瓷产业的发展密切相关, 特别是航天、航空、电子、汽车增强体和金属基体能够取长补短, 有效发挥出各自的性能和工艺优势<sup>[1-2]</sup>。以轻合金如铝、镁、钛等为

收稿日期: 2016-07-06; 录用日期: 2016-11-04; 网络出版时间: 2016-11-23 15:36

网络出版地址: www.cnki.net/kcms/detail/11.1801.TB.20161123.1536.002.html

基金项目: 国家自然科学基金 (51201006, 51071057); 高等学校学科创新引智计划 (B12012)

通讯作者: 常海, 博士, 助理研究员, 研究方向为镁合金及镁基复合材料, 剧烈塑性变形技术等

E-mail: hchang@ustb.edu.cn

引用格式: 常海, 王金龙, 郑明毅, 等. 等通道角变形对搅拌铸造 SiC<sub>p</sub>/AZ91 复合材料显微组织与室温性能的影响[J]. 复合材料学报, 2017, 34(3): 611-618.

CHANG H, WANG J L, ZHENG M Y, et al. Effect of equal channel angular pressing on the microstructure evolution and mechanical property of the SiC<sub>p</sub>/AZ91 composite fabricated by stir-casting[J]. Acta Materiae Compositae Sinica, 2017, 34(3): 611-618 (in Chinese).

基体材料制成的金属基复合材料具有比强度高、比模量高、耐磨损、耐高温等优异性能而在材料科学及工程应用领域受到了极大的重视<sup>[2]</sup>。

非连续增强镁基复合材料能够克服镁合金低硬度、低模量、低磨损抗力等缺点,成为继铝基复合材料之后的又一具有竞争力的轻金属基复合材料<sup>[3]</sup>。搅拌铸造法具有工艺流程少、设备简单、生产成本低、灵活性强、可以和一些常规金属加工工艺结合使用、能够运用于大规模生产等优点,具有广泛的应用前景和推广应用价值<sup>[4-7]</sup>。

等通道角挤压技术(Equal channel angular pressing, ECAP)是一种利用大剪切变形细化材料组织的有效方法,能够在不改变材料横截面的情况下获得超细晶结构(亚微米级甚至纳米级),为提高材料的综合性能、发展新材料和改善传统材料性能创造了条件<sup>[8]</sup>。由于其设备工艺简单得到广泛的应用,它不仅仅应用于制备纳米结构合金,也被应用于改善金属基复合材料性能<sup>[9-12]</sup>。在过去的 20 年中,各国学者主要针对铝基复合材料进行了 ECAP 研究并取得了一定成果,对于镁基复合材料的研究相对较少,而对搅拌铸造颗粒增强镁基复合材料的 ECAP 变形行为的研究还鲜见报道。所以,研究搅拌铸造颗粒增强镁基复合材料的 ECAP 变形具有重要的学术价值和实际意义。

本文研究了碳化硅颗粒增强镁基(AZ91)复合材料的半固态搅拌铸造工艺并开展颗粒增强镁基复合材料的 ECAP 变形行为,探索颗粒增强镁基复合材料的变形规律,为这种低成本的颗粒增强镁基复合材料的应用奠定一定的理论基础。

1 实验材料及方法

采用半固态搅拌铸造方法制备了增强相体积分数为 5% 的 SiC<sub>p</sub>/AZ91 复合材料。SiC<sub>p</sub> 颗粒名义尺寸为 5 μm。

图 1 为半固态搅拌铸造工艺示意图。首先将电阻炉升温到 973K,保温 60 min 后将 AZ91 镁合金放入清理好的碳钢坩埚中熔化。待镁合金熔化后,根据调节熔体温度至搅拌温度。待到达指定温度后扒渣,清除熔体表面杂质。然后在 SF<sub>6</sub> 和 CO<sub>2</sub> 混合气体保护下进行搅拌。在熔体表面形成适当的涡流后,快速加入预热至 873K 的 SiC<sub>p</sub>,再于液态或半固态下持续搅拌一定时间。最后将熔体升温到 973K 保温 5 min 后浇注到 673K 的模具中,使其在 100 MPa 的压力下凝固。

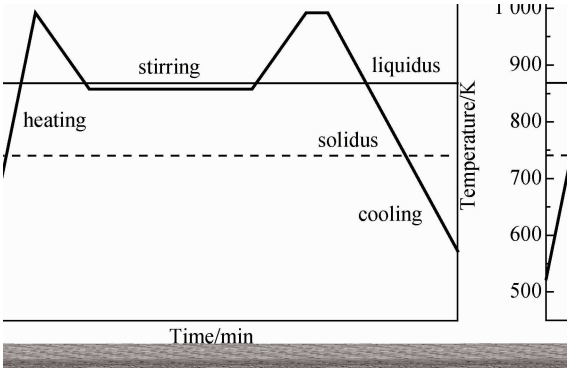


图 1 半固态搅拌工艺示意图  
Fig. 1 Schematic illustration of the temperature-time sequences for stir casting

ECAP 两通道的截面尺寸为 10 mm×10 mm,两通道的内交角为 90°,如图 2 所示。ECAP 前将复合材料进行固溶处理(380℃保温 2 h,然后再升温至 415℃保温 24 h),然后切割成 10 mm×10 mm×65 mm 方棒。ECAP 时相邻变形道次之间试样沿长轴方向同向旋转 90°,压头压下速度为 10 mm/min,具体变形温度与 ECAP 道次数如表 1 所示。

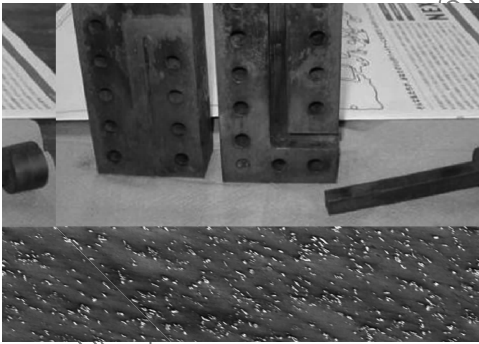


图 2 等通道角挤压技术(ECAP)模具  
Fig. 2 Equal channel angular pressing (ECAP) die

本文采用 Olympus D11 型光学显微镜(Optical Microscopy, OM), Hitachi S-3000N 扫描电镜(SEM), Philips CM12 透射电子显微镜(Transmission Electron Microscopy, TEM)观察材料的显微组织。

采用“网格法”定量表征颗粒分布<sup>[13-16]</sup>。具体操作过程是:将复合材料的 SEM 照片划分为 N 个等面积正方形,然后统计每个正方形中颗粒个数 N<sub>q</sub>; N<sub>q</sub> 在一定的范围内波动(例如为 0~9 之间的整数),统计出 N<sub>q</sub> 出现的次数 F,这样就可以计算出 N<sub>q</sub> 出现的几率 F/N(Frequency),获得 F/N 随 N<sub>q</sub> 的分布曲线,从而定量的表征了颗粒的分布。根据上面的数据还可以计算出每个单位正方形中的平均颗粒数。每个试样统计 4 张 SEM 照片,平均统

计的颗粒数目为 2000 左右。利用 Image-Pro Plus 软件对经过 ECAP 变形前后的铸态复合材料中 SiC<sub>p</sub> 大小情况进行统计。

本文拉伸试验在 Instron 5569 万能试验机上进行, 拉伸速度 0.5 mm/min。

表 1 ECAP 道次数与变形温度

Table 1 ECAP passes and deformation temperature		
ECAP passes	Holding time/min	Temperature/℃
1	60	350 375 400
2	40	350 400
3	40	350 400

## 2 结果讨论

### 2.1 搅拌铸造态 SiC<sub>p</sub>/AZ91 显微组织

图 3 为 SiC<sub>p</sub>/AZ91 复合材料中的颗粒 SEM 分布状况。复合材料中 SiC<sub>p</sub> 宏观分散比较均匀, 没有发现严重的颗粒团聚区, 如图 3(a) 所示。颗粒外形规整且与基体结合良好, 复合材料的基体组织致密, 在高放大倍数下未发现微孔或微裂纹缺陷, 如图 3(b) 所示。可见本文所采取的搅拌铸造工艺较好。

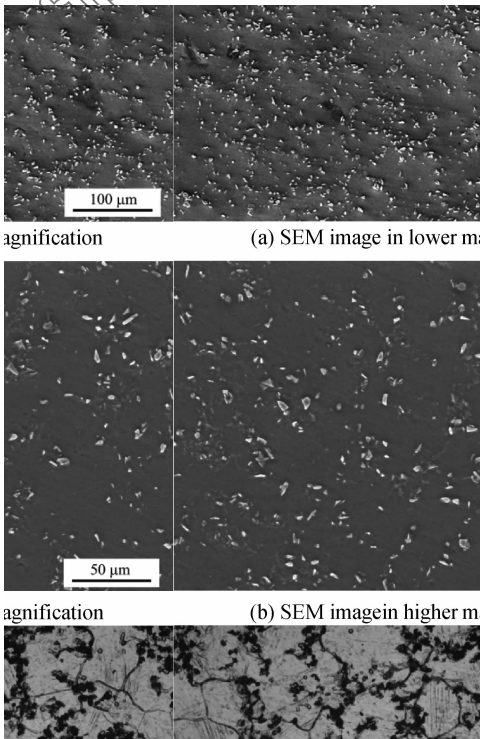


图 3 铸态 SiC<sub>p</sub>/AZ91 镁基复合材料 SEM 显微组织  
Fig. 3 SEM images of the as-casted SiC<sub>p</sub>/AZ91 composite

图 4 为经过固溶处理的铸态 SiC<sub>p</sub>/AZ91 复合材料 OM 组织。可以发现, 尽管颗粒没有出现宏观的团聚, 但是大部分 SiC<sub>p</sub> 偏聚在晶界附近区域, 而只有少数的 SiC<sub>p</sub> 分布在晶粒内部。这种颗粒分布

在搅拌铸造法制备的金属基复合材料中非常普遍, 称之为“项链状”颗粒分布。Luo<sup>[5]</sup> 也观察到了这种现象。这是由于 SiC<sub>p</sub> 在凝固过程将被凝固前沿的液固界面前沿“推移”所致<sup>[17-19]</sup>。

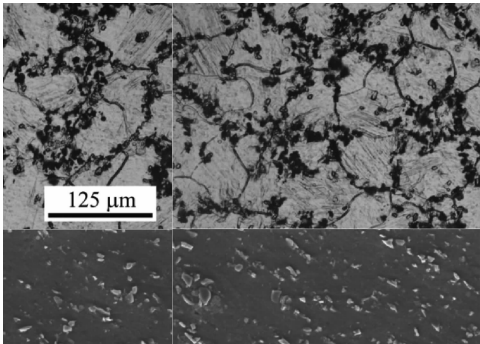


图 4 铸态 SiC<sub>p</sub>/AZ91 复合材料光学显微组织  
Fig. 4 Optical microstructure of the as-casted SiC<sub>p</sub>/AZ91 composite

### 2.2 ECAP 对搅拌铸造态 SiC<sub>p</sub>/AZ91 显微组织的影响

图 5 为铸态 SiC<sub>p</sub>/AZ91 复合材料经过 350℃ 不同道次 ECAP 变形后的 SEM 颗粒分布 (图中 1P 表示 1 道次)。由于 ECAP 的剪切作用, 铸态组织中项链状颗粒分布沿 ECAP 剪切方向分布, 但 SEM 结果并不能精确反映颗粒的分布变化。

图 6 为铸态 SiC<sub>p</sub>/AZ91 复合材料 ECAP 变形后的颗粒分布概率曲线, 其中图 6(a) 为利用网格法定量表征的铸态 SiC<sub>p</sub>/AZ91 复合材料经过 350℃ 不同道次 ECAP 变形后的颗粒分布统计。在 350℃ 时, 随着 ECAP 变形道次的增加, 单位网格中颗粒个数为 0 的概率明显降低, 由铸态的 5.6% 降至 0, 颗粒个数为 8~10 的区域所占的概率减少, 在 3 道次时, 在颗粒个数 4 的地方出现峰值, 颗粒个数 3~6 的概率总和达到 67%。400℃ 时, 颗粒分布的变化情况与 350℃ 时基本相同, 如图 6(b) 所示。在定量表征的基础上, 将 350℃ 和 400℃ 下经过 3 道次变形的复合材料中颗粒分布状况与理论上的泊松分布 (Poisson distribution) 进行对比, 如图 6(c) 所示。泊松分布的概率函数为

$$P(r) = (\mu^r / r!) \cdot \exp(-\mu)$$

式中:  $P(r)$  代表某一颗粒数出现的理论概率;  $r$  为每个单元格内的颗粒数;  $\mu$  为每个单元格内的平均颗粒数。可以发现, 3 道次 ECAP 后颗粒分布更加趋近于理论上的泊松分布, 这意味着颗粒分布逐渐均匀。

虽然 ECAP 变形可以有效地改善颗粒分布, 但是也可能导致颗粒断裂。图 7 为铸态 SiC<sub>p</sub>/AZ91

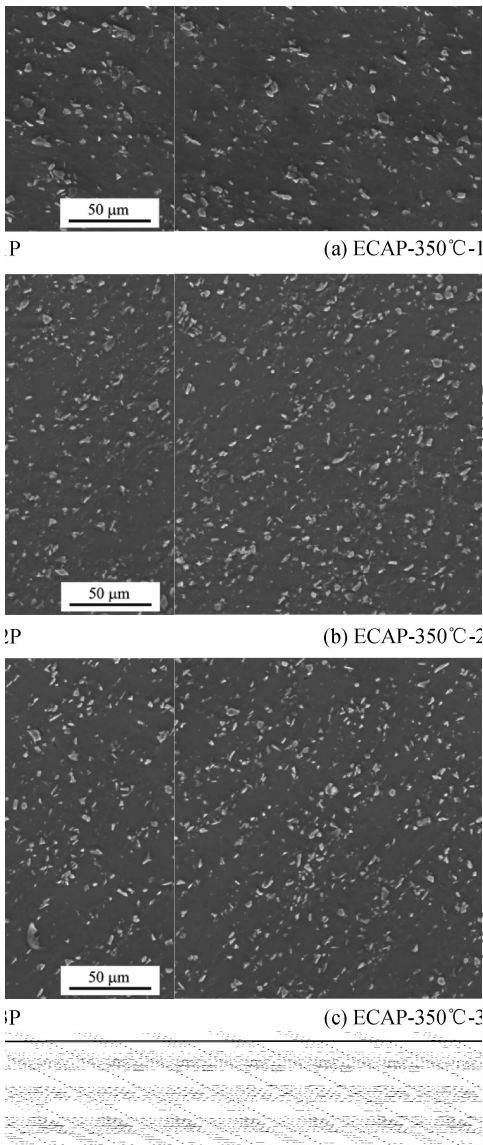


图5 350℃下 ECAP 后 SiC<sub>p</sub>/AZ91 复合材料的 SEM 显微组织(P 表示道次)

Fig. 5 SEM images of the SiC<sub>p</sub>/AZ91 composite after ECAP at 350℃ (P means pass)

复合材料经过 ECAP 变形后的颗粒断裂情况统计。铸态复合材料中 SiC<sub>p</sub> 平均尺寸在 4.12 μm, 在后续 ECAP 过程中,随着应变量的积累,SiC<sub>p</sub> 平均尺寸逐渐降低。但整体来看,颗粒平均尺寸的变化幅度比较小,基本维持在 4 μm 左右。而且变形温度越低,基体的塑性越差,SiC<sub>p</sub> 的断裂相对更加明显,因此在 350℃ 时 SiC<sub>p</sub> 的断裂现象要比 400℃ 严重。

图 8 为不同温度下铸态 SiC<sub>p</sub>/AZ91 经过 1 道次 ECAP 变形后的光学显微组织,黑色部分为 SiC<sub>p</sub> 增强体,明亮部分为 AZ91 基体合金。铸态复合材料晶粒尺寸为 50~60 μm,如图 4 所示。在 350℃、

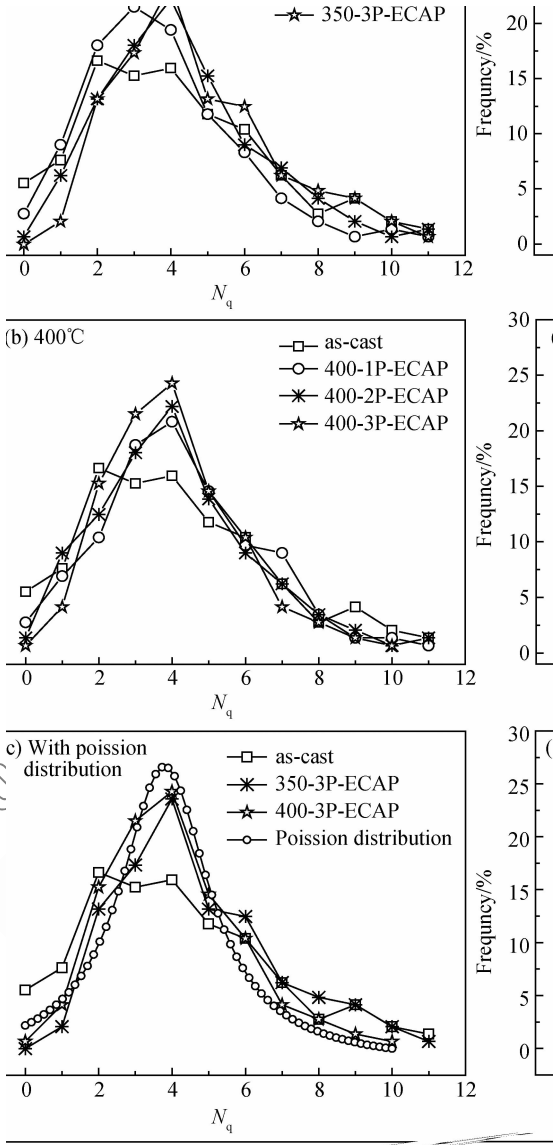


图6 铸态 SiC<sub>p</sub>/AZ91 复合材料 ECAP 变形后的颗粒分布概率曲线

Fig. 6 Particle distribution of SiC<sub>p</sub>/AZ91 composite after ECAP ( $N_q$ —Particles number in each grid)

375℃ 和 400℃ 经过 1 道次 ECAP 后,强烈的剪切变形导致产生与变形方向成 45° 角左右的剪切流变线,复合材料基体晶粒明显细化,平均晶粒尺寸降至 3 μm、7 μm 和 9 μm,ECAP 温度越高,复合材料的晶粒尺寸越大,如图 8(a)~8(c) 所示。图 9 为铸态 SiC<sub>p</sub>/AZ91 在 400℃ 经过不同道次 ECAP 变形后的光学显微组织。可知,随着 ECAP 变形道次的增加,晶粒逐渐细化,3 道次的 ECAP 变形后,剪切流变线基本消失,组织更加均匀,晶粒尺寸可细化至 2 μm 左右。

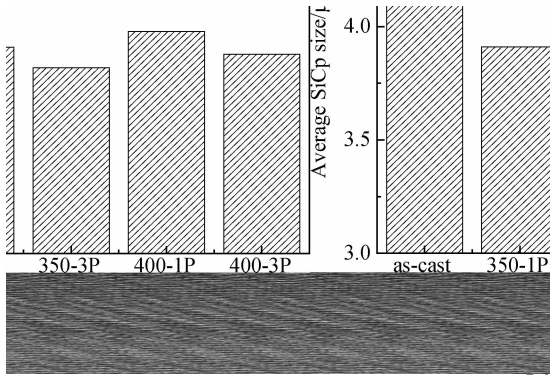
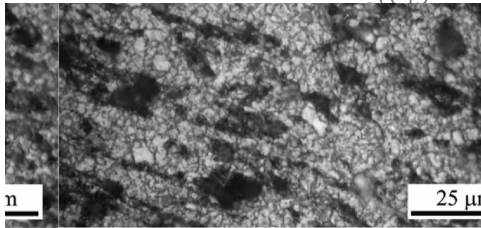
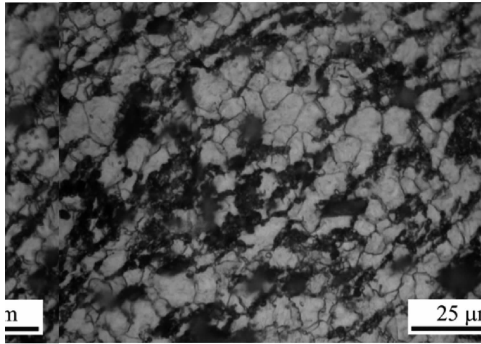


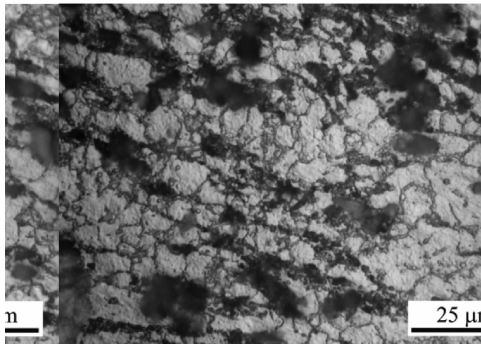
图 7 SiC<sub>p</sub>/AZ91 经过 ECAP 变形后 SiC<sub>p</sub> 的平均尺寸  
Fig. 7 Average SiC<sub>p</sub> size of the SiC<sub>p</sub>/AZ91 after ECAP



(a) ECAP-350°C-1P



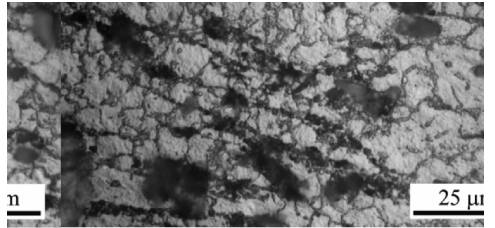
(b) ECAP-375°C-1P



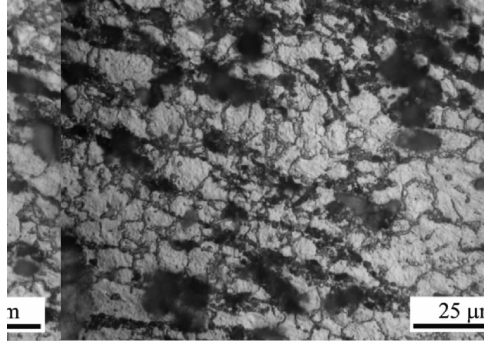
(c) ECAP-400°C-1P

图 8 不同温度下经过 1 道次 ECAP 后 SiC<sub>p</sub>/AZ91 复合材料的光学显微组织

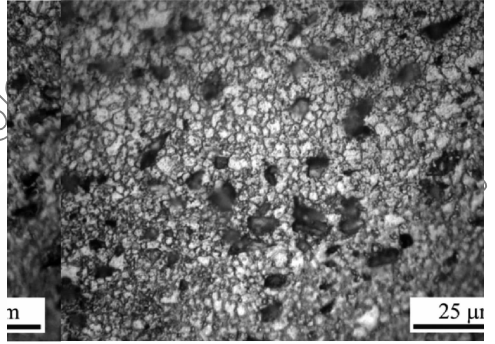
Fig. 8 Optical microstructure of the SiC<sub>p</sub>/AZ91 composite after ECAP for 1 pass at different temperature



(a) ECAP-400°C-1P



(b) ECAP-400°C-2P



(c) ECAP-400°C-3P

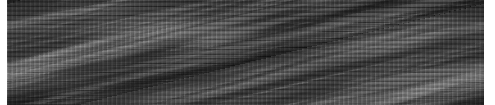


图 9 400°C 下经过不同道次 ECAP 后 SiC<sub>p</sub>/AZ91 复合材料的光学显微组织

Fig. 9 Optical microstructure of the SiC<sub>p</sub>/AZ91 composite after ECAP for 3 passes at 400°C

图 10 为 SiC<sub>p</sub>/AZ91 的 TEM 显微组织。由图 10(a) 可知, 经过搅拌铸造制得的复合材料的晶粒尺寸比较大, 而且存在较多的孪晶和位错, 这可能是由于在复合材料冷却的过程中, 增强颗粒与基体在力学和热力学上的不匹配, 会在界面及近界面处产生热错配残余应力, 引起基体发生塑性流变而引起的。经过 400°C 的 ECAP 变形后, 晶粒尺寸得到明显细化, 与光学显微组织观察到的一致。经过 3 道次的变形后, 复合材料中已进行了较充分的动态再结晶, 位错数量明显降低, 如图 10(b) 所示。

### 2.3 ECAP 对搅拌铸造态 SiC<sub>p</sub>/AZ91 室温力学性能的影响

表 2 为铸态 SiC<sub>p</sub>/AZ91 复合材料 ECAP 变形



后的室温力学性能表。在不同温度下,经过 1 道次的变形后, $\text{SiC}_\text{p}$ /AZ91 复合材料的屈服强度和抗拉强度都有所提高,延伸率变化不明显。同时,随着 ECAP 变形温度的增加,复合材料的屈服强度和抗

拉强度逐渐降低。在相同温度下,随着 ECAP 变形道次的提高,复合材料的屈服强度和抗拉强度逐步提高。值得注意的是, $\text{SiC}_\text{p}$ /AZ91 复合材料延伸率随着变形道次的提高也逐步提高。

表 2  $\text{SiC}_\text{p}$ /AZ91 复合材料室温力学性能

Table 2 Tensile properties of the  $\text{SiC}_\text{p}$ /AZ91 composite after ECAP (1P means 1 pass)

	Yield tensile strength/MPa	Ultimate tensile strength/MPa	Tensile modulus/GPa	Elongation/%
As-cast	96	140	49	0.51
350℃-1P-ECAP	195	233	50	0.61
350℃-2P-ECAP	236	245	52	0.67
350℃-3P-ECAP	283	296	51	0.80
375℃-1P-ECAP	171	189	51	0.46
400℃-1P-ECAP	157	184	50	0.48
400℃-2P-ECAP	252	283	51	1.29
400℃-3P-ECAP	264	310	50	1.27

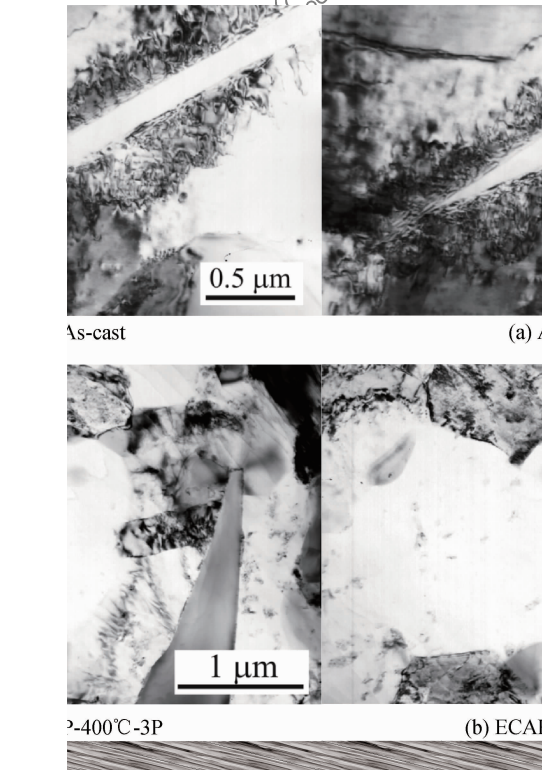


图 10  $\text{SiC}_\text{p}$ /AZ91 复合材料 TEM 显微组织  
Fig. 10 TEM images of the  $\text{SiC}_\text{p}$ /AZ91 composite

3 讨论

一般来说,搅拌铸造法制备的复合材料中增强体分布有三个不同的阶段:(1)搅拌过程中增强体的分布;(2)搅拌停止后静置时增强体的分布;(3)凝固过程中增强体的重新分布<sup>[7]</sup>。凝固过程中,增强体是被液固界面前沿吞并还是被推挤还没有形成统一

的认识。有研究表明,吞并或推挤与凝固速度有关,凝固速度快时吞并机制起主导作用,凝固速度慢时,推挤机制起主导作用。也有研究表明这与增强体的大小和晶间间距有联系,当增强体大小和晶间间距大致相同时吞并机制起主导作用<sup>[20]</sup>。推挤机制不利于增强体的均匀分布,而吞并则有利于增强体的均匀分布,但是在凝固过程中往往是推挤和吞并两者同时起作用。对本试验来说,大部分  $\text{SiC}_\text{p}$  偏聚在晶界附近区域,而只有少数的  $\text{SiC}_\text{p}$  分布在晶粒内部,可见推挤机制占主导作用。

镁合金具有较低的堆垛能,动态再结晶是镁合金变形过程中晶粒细化的主要机制。在本实验 ECAP 过程中,基体晶粒受到剧烈的剪切变形,进而发生连续动态回复并形成再结晶晶粒;随着变形量的累积,晶粒迅速细化<sup>[21]</sup>。动态再结晶受温度影响明显,因此在同样宏观变形量下,变形温度越高,再结晶晶粒尺寸越大。同时,由于  $\text{SiC}_\text{p}$  增强体的加入,导致在  $\text{SiC}_\text{p}$  颗粒附近基体中产生了颗粒变形影响区。颗粒变形影响区内局部应变较大,具有大量位错以及较大晶粒取向差,因此能够促进颗粒附近基体的动态再结晶<sup>[22]</sup>。因此本研究中, $\text{SiC}_\text{p}$  增强体的加入进一步加速了  $\text{SiC}_\text{p}$ /AZ91 复合材料基体晶粒细化速度。

对于搅拌铸造  $\text{SiC}_\text{p}$ /AZ91 复合材料来说,增强相状态是必须考虑的重要因素。随着 ECAP 道次的增加,累积剪切应变量显著增加,能够有效打散铸态材料中  $\text{SiC}_\text{p}$ “项链状”颗粒偏聚;其次,由于相邻

变形道次之间试样沿长轴方向同向旋转 90°, 剪切方向交叉变化, 有利于消除颗粒偏聚和改善颗粒分布; 最后, 由于 ECAP 温度较高, 基体强度较低, 变形过程中基体流动性较好, 导致颗粒在变形过程中容易发生运动。因此, ECAP 能够明显改善颗粒分布。

然而, 变形导致的增强相断裂也是影响复合材料性能的因素之一。SiC<sub>p</sub>/AZ91 复合材料增强相的破碎能够导致微裂纹的产生, 从而使复合材料的延伸率降低<sup>[23-24]</sup>。颗粒的断裂程度与颗粒长径比密切相关, 长径比越大的增强体, 在变形过程中断裂的几率越高<sup>[23, 25]</sup>。在本实验当中, 由于采用的 SiC<sub>p</sub> 颗粒长径比较小, 而且变形温度较高, 基体易于流动, 因此 ECAP 后颗粒碎裂并不明显。

影响 ECAP 镁基复合材料性能的主要因素有: (1) 基体合金晶粒尺寸。金属材料中, 晶粒尺寸与屈服强度符合 Hall-Petch 关系, 屈服强度随着晶粒尺寸的减小逐渐增加。(2) 镁基体的织构。镁合金室温下滑移系数较少, 其变形机制主要为基面滑移, 因此镁合金屈服强度不仅仅受晶粒尺寸的影响, 而且受织构影响明显<sup>[26-27]</sup>。根据先前的报道, 镁合金在 ECAP 过程中, 会产生与 ECAP 方向成 45° 角的织构组份, 这会导致晶粒基面滑移 Schmid 因子增大, 使基面滑移更容易开动, 产生织构软化, 从而使合金屈服强度降低<sup>[26-27]</sup>。(3) 复合材料中增强相分布以及增强体形貌。显然, 本实验中 SiC<sub>p</sub>/AZ91 基体的晶粒细化以及 SiC<sub>p</sub> 分布的均匀化是复合材料力学性能改善的主导因素, 其他因素影响并不明显。

SiC<sub>p</sub>/AZ91 复合材料延伸率随着 ECAP 道次的提高而逐渐提高主要是因为 ECAP 过程中的加工硬化以及动态回复。在 ECAP 初期, 位错大量产生, 样品加工硬化明显; 随着 ECAP 道次的提升, 基体晶粒发生动态回复以及再结晶, 位错密度降低, 因而复合材料延伸率有所升高<sup>[23]</sup>。图 11 为 SiC<sub>p</sub>/AZ91 复合材料经过 ECAP 变形前后拉伸断口形貌。可以发现, 铸态复合材料断口表面韧窝尺寸较大, 韧性撕裂棱较少, 部分区域出现了较平滑的颗粒剥离区。经过 1 道次的 ECAP 变形后, 断口基体合金组织细化, 韧窝尺寸明显变小。在经过 3 道次变形后, 颗粒被明显的包裹于基体内部。这表明多道次的 ECAP 变形反而使复合材料更加致密, 同时增强了颗粒/基体界面结合强度, 这也是复合材料的室温拉伸性能提高的因素之一。

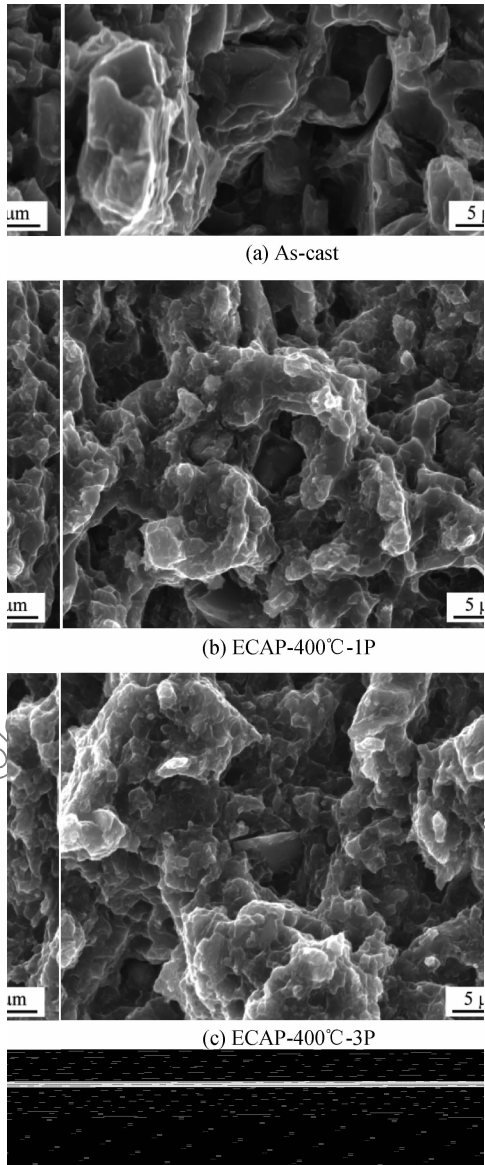


图 11 SiC<sub>p</sub>/AZ91 复合材料拉伸断口形貌  
Fig. 11 Fractography of the SiC<sub>p</sub>/AZ91 composite after tensile test

## 4 结 论

- (1) 利用搅拌铸造法成功制备了 SiC<sub>p</sub>/AZ91 复合材料。复合材料的基体组织致密, 颗粒与基体结合良好, 没有出现宏观团聚; 大部分 SiC<sub>p</sub> 分布在晶界附近区域并呈“项链状”分布。
- (2) 等通道角挤压变形 (ECAP) 可以有效地消除铸态 SiC<sub>p</sub>/AZ91 复合材料中的 SiC<sub>p</sub> “项链状”聚集, 并且随着 ECAP 道次的增加, 增强体的分布更加均匀。
- (3) 铸态 SiC<sub>p</sub>/AZ91 复合材料随着 ECAP 变形道次的提高, 晶粒显著细化。在 400°C 进行 3 道次 ECAP 变形后, 晶粒尺寸达到 2 μm 左右。

(4) 铸态 SiC<sub>p</sub>/AZ91 复合材料经过在不同温度下 1 道次 ECAP 变形后,其屈服强度和抗拉强度都有所提高。在 350℃、400℃ 下,随着道次的增加,屈服强度和抗拉强度逐渐增加。晶粒细化, SiC<sub>p</sub> 分布均匀化是改善复合材料室温性能的主要原因。

## 参考文献:

- [1] 马俊林,钱陈豪,李萍,等. SiC<sub>p</sub>/Al 基复合材料在等角挤压变形中的界面原子扩散行为[J]. 复合材料学报, 2016, 33(2): 334-340.  
MA J L, QIANG C H, LI P, et al. Behavior of interfacial atom diffusion in SiC<sub>p</sub>/Al matrix composites deformed during equal channel angular pressing and torsion[J]. *Acta Materialia Sinica*, 2016, 33(2): 334-340 (in Chinese).
- [2] 李荣华,黄继华,殷声. 镁基复合材料的研究现状与展望[J]. 材料导报, 2002, 12(8): 17-19.  
LI R H, HUANG J H, YIN S. Research and development of magnesium matrix composites[J]. *Materials Review*, 2002, 12(8): 17-19 (in Chinese).
- [3] 田君,李文芳,韩利发,等. 镁基复合材料的研究现状及发展[J]. 材料导报, 2009, 23(9): 71-74.  
TIAN J, LI W F, HAN L F, et al. Research and development of magnesium matrix composite[J]. *Materials Review*, 2009, 23(9): 71-74 (in Chinese).
- [4] KRISHNADEV M R, ANGERS R, KRISHNADAS N C G, et al. The structure and properties of magnesium-matrix composites[J]. *Journal of the Mineral Metals and Material Society*, 1993, 45(8): 52-54.
- [5] LUO A. Processing, microstructure, and mechanical behavior of cast magnesium metal matrix composites[J]. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 1999, 26(9): 2445-2455.
- [6] PODDAR P, SRIVASTAVA V C, DEB K, et al. Processing and mechanical properties of SiC reinforced cast magnesium matrix composites by stir casting process[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2007, 460-461(14): 357-364.
- [7] HASHIM J, LOONEY L, HASHMI M S J. Metal matrix composites: production by the stir casting method[J]. *Journal of Materials Processing Technology*, 1999, 92-93(99): 1-7.
- [8] 石凤健,汪建敏,许晓静,等. 截面角形挤压的研究内容及现状[J]. 热加工工艺, 2003, 1: 51-53.  
SHI F J, WANG J M, XU X J. The investigation of equal-channel angular pressing[J]. *Hot Working Technology*, 2003, 1: 51-53 (in Chinese).
- [9] SABIROV I, KOLEDNIK O, VALIEV R Z, et al. Equal channel angular pressing of metal matrix composites: effect on particle distribution and fracture toughness[J]. *Acta Materialia*, 2005, 53(18): 4919-4930.
- [10] VALIEV R Z, ISLAMGALIEV R K, KUZSMINA N F. Strengthening and grain refinement in an Al-6061 metal matrix composite through intense plastic straining[J]. *Scripta Materialia*, 1999, 40(1): 117-122.
- [11] LI Y, LANGDON T G. Equal-channel angular pressing of an Al-6061 metal matrix composite[J]. *Journal of Materials Science*, 2000, 35(5): 1201-1204.
- [12] NISHIDA Y, SIGEMATSU I, ARIMA H, et al. Superplasticity of SiC whisker reinforced 7075 composite processed by rotary-die equal-channel angular pressing[J]. *Journal of Materials Science Letters*, 2002, 21(6): 465-468.
- [13] KARNEZIS P A, DURRANT G, CANTOR B. Characterization of reinforcement distribution in cast Al-alloy/SiC<sub>p</sub> composites[J]. *Material Characterization*, 1998, 40(2): 97-109.
- [14] TAN M J, ZHANG X. Powder metal composites: selection and processing[J]. *Materials Science and Engineering A*, 1998, 244(1): 80-85.
- [15] SABIROV I, KOLEDNIK O, VALIEV R Z, et al. Equal channel angular pressing of metal matrix composites: effect on particle distribution and fracture toughness[J]. *Acta Materialia*, 2005, 53(18): 4919-4930.
- [16] WANG X J, WU K, ZHANG H F, et al. Effect of hot extrusion on the microstructure of a particulate reinforced magnesium matrix composite[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2007, 465(1): 78-84.
- [17] HASHIM J, LOONEY L, HASHMI M S J. Particle distribution in cast metal matrix composites: Part I [J]. *Journal of Materials Processing Technology*, 2002, 123(2): 251-257.
- [18] ROHATGI D K, YARANDI F M, LIU Y, et al. Segregation of silicon carbide by settling and particle pushing in cast aluminum-silicon-carbide particle composites[J]. *Materials Science and Engineering A*, 1991, 147(1): L1-L6.
- [19] ASTHANA R, TEWARI S N. The engulfment of foreign particles by a freezing interface[J]. *Materials Science*, 1993, 28(20): 5414-5424.
- [20] ZHOU W, XU Z M. Casting of SiC reinforced metal matrix composites[J]. *Journal of Materials Processing Technology*, 1997, 63(1-3): 358-363.
- [21] SU C W, LU L, LAI M O. A model for the grain refinement mechanism in equal channel angular pressing of Mg alloy from microstructural studies[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2006, 434(1-2): 227-236.
- [22] WANG X J, HU X S, WU K, et al. Evolutions of microstructure and mechanical properties for SiC<sub>p</sub>/AZ91 composites with different particle contents during extrusion[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2015, 636: 138-147.
- [23] HAN Y F, LI J X, HUANG G F, et al. Effect of ECAP numbers on microstructure and properties of titanium matrix composite[J]. *Materials and Design*, 2015, 75: 113-119.
- [24] SUN Y P, HAN J, TU Y, et al. Microstructure and mechanical properties of a spray deposited SiC<sub>p</sub>/Al composite processed by hot extrusion and equal channel angular pressing[J]. *Materials Research Innovations*, 2014, 18(S4): 220-223.
- [25] ZHANG Z G, HOSODA S, KIM I S, et al. Grain refining performance for Al and Al-Si alloy casts by addition of equal-channel angular pressed Al-5wt% Ti alloy[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2006, 425(1-2): 55-63.
- [26] TONG L B, ZHENG M Y, CHANG H, et al. Microstructure and mechanical properties of Mg-Zn-Ca alloy processed by equal channel angular pressing[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2009, 523(1): 289-294.
- [27] GAN W M, ZHENG M Y, CHANG H, et al. Microstructure and tensile property of the ECAPed pure magnesium[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2009, 470(470): 256-262.