复合材料学报
Acta Materiae Compositae Sinica
第31卷 第2期 4月 2014年
Vol. 31 No. 2 April 2014

文章编号：1000-3851(2014)02-0388-08

SiC_P/AZ91复合材料的显微组织、力学性能及强化机制

邓坤坤*1，王翠菊2，王晓军3

（1. 太原理工大学 材料科学与工程学院，太原 030024；2. 太原锅炉集团有限公司，太原 030021；
3. 哈尔滨工业大学 材料科学与工程学院，哈尔滨 150001）

摘 要： 通过搅拌铸造工艺制备出 SiC_P 体积分数分别为2%、5%、10%和15%的4种5 μm SiC_P/镁合金(AZ91)复合材料。对5 μm SiC_P/AZ91进行了固溶、锻造和热挤压。通过与AZ91对比，研究了 SiC_P 对AZ91基体热变形后显微组织和力学性能的影响规律。结果表明：SiC_P/AZ91热变形后的晶粒尺寸取决于 SiC_P 的体积分数。SiC_P 的体积分数由0%增加到10%时，SiC_P/AZ91热变形后的平均晶粒尺寸减小；当 SiC_P 颗粒继续增加到体积分数为15%时，平均晶粒尺寸反而增大。SiC_P 的加入能显著提高AZ91的屈服强度和弹性模量，并随颗粒体积分数的增加而增大。SiC_P 对AZ91基体的强化作用主要源于位错强化、细晶强化和载荷传递作用，其中，细晶强化对屈服强度的贡献最大。

关键词： 金属基复合材料；颗粒增强；热变形；显微组织；力学性能；强化机制

中图分类号： TG146.2 **文献标志码：** A

Microstructure, mechanical properties and strengthening mechanism of SiC_P/AZ91 composites

DENG Kunkun*1, WANG Cuiju2, WANG Xiaojun3

(1. College of Materials Science and Engineering, Taiyuan University of Technology, Taiyuan 030024, China;
2. Taiyuan Boiler Group Co. Ltd., Taiyuan 030021, China;
3. School of Materials Science and Engineering, Harbin Institute of Technology, Harbin 150001, China)

Abstract: The four kinds of 5 μm SiC_P/Mg alloy (AZ91) magnesium matrix composite with the volume fraction of 2%, 5%, 10% and 15%, respectively, were fabricated by stir casting. After the solution treatment, forging and hot extrusion, the effect of SiC_P on the microstructure and mechanical properties of AZ91 matrix were investigated by compared with the monolithic AZ91 alloy. The results show that the grain size of SiC_P/AZ91 depends on the volume fraction of SiC_P. The average grain size of composite matrix decreases as the volume fraction increased from 0% to 10%, the grain size increases as SiC_P volume fraction continuing increased to 15%. The addition of SiC_P can improve the yield strength and modulus of AZ91 significantly, and they increase with the volume fraction of SiC_P. The strengthening effects of SiC_P on AZ91 matrix are mainly attributed to dislocation strengthening mechanism, grain refinement and load transfer effect, the grain refinement plays a main role on improving the yield strength.

Keywords: metal-matrix composites; particle-reinforcement; hot deformation; microstructure; mechanical properties; strengthening mechanism

实用金属材料中，镁合金是自然界中能够使用的最轻的金属结构材料[1]。但其低模量、低强度、低磨损抗力、高热膨胀系数和较差的高温性能等限制了镁合金作为结构材料在工业上的应用。为拓展镁合金的应用范围，兼顾其优点的同时弥补其不足，开展高强度、高模量镁基复合材料的研究具有重要意义[2]。镁基复合材料根据增强相的种类不同可分为：连续纤维增强镁基复合材料、短纤维/晶须增强镁基复合材料和颗粒增强镁基复合材料。其中，颗粒增强镁基复合材料具有生产成本低廉和工

收到初稿日期： 2013-04-15；**收到修改稿日期：** 2013-08-15；**网络出版时间：** 2013-09-14 15:59
网络出版地址： www.cnki.net/kcms/detail/11.1801.TB.20130914.1559.007.html
基金项目： 国家自然科学基金(51201112, 51101043)；高等学校博士学科点专项科研基金新教师类资助课题(20121402120004)；山西省青年科技研究基金(2013021013-3)；太原理工大学2012年校青年基金(2012L004)
通讯作者： 邓坤坤，博士，硕士生导师，研究方向为镁合金及镁基复合材料。 E-mail: jamsdk@163.com

艺简单等优点，受国内外广泛关注[3-6]。

铸态镁基复合材料存在气孔、疏松和缩孔等缺陷[6]，基体晶粒粗大，颗粒沿晶界分布，因此其力学性能较低。为了改善镁基复合材料的致密性，细化基体晶粒和进一步提高其力学性能，需对铸态镁基复合材料进行热变形[6-7]。研究结果表明[8-10]，热变形一方面能够显著细化基体晶粒尺寸，另一方面能够明显改善颗粒分布，提高镁基复合材料的致密度，从而使镁基复合材料的力学性能得到大幅度提高。在前期工作中，对 SiC_P 体积分数为 10%的 SiC_P/AZ91 复合材料进行了两步热变形(锻造＋热挤压)，研究结果表明[11]：经热变形后，一方面，SiC_P 在镁基体中分布更加均匀；另一方面，基体晶粒尺寸得到显著细化，使镁基复合材料的强度得到大幅度提高。然而关于微米 SiC_P 的体积分数对镁热变形后显微组织和力学性能的影响规律，到目前为止报道较少。为此，本文通过搅拌铸造工艺制备体积分数分别为 2%、5%、10%和 15%的 4 种5 μm SiC_P/AZ91 镁基复合材料，研究颗粒体积分数对镁热变形后显微组织和力学性能的影响规律，揭示了其增强机理。

1 实验材料及方法

本文以 AZ91 镁合金为基体，以平均颗粒直径为 5 μm 的 α 型 SiC_P 为增强相。通过搅拌铸造工艺制备了体积分数分别为 2%、5%、10%和 15%的 4 种 5 μm SiC_P/AZ91 复合材料。为消除 $Mg_{17}Al_{12}$ 对镁热变形后显微组织及力学性能的影响，首先对制备出的复合材料铸锭进行固溶处理(415 ℃＋24 h)，然后对其进行两步热变形：(1)在 420 ℃以 50%的变形量(高度减少量)进行锻造；(2)在 370 ℃以 16∶1的挤压比进行热挤压。两次热变形都在 200 t 压力机上进行。热变形前均采用石墨油对磨具进行润滑，变形速度均为 15 mm/s。热变形后的宏观形貌如图 1 所示。为揭示 SiC_P 对镁热变形后显微组织和力学性能的影响规律，AZ91镁合金以上述工艺进行热变形。

图 1 SiC_P/AZ91 复合材料热变形后的宏观形貌

Fig. 1 Surface morphology of as-deformed SiC_P/AZ91 composite

采用 Olympus D11 型光学显微镜对 AZ91 合金和 SiC_P/AZ91 复合材料进行组织观察。试样经金相砂纸磨光后以 MgO 为抛光剂在绒布上抛光，腐蚀剂配比为：苦味酸 5.5 g＋酒精 90 mL＋乙酸 5 mL＋蒸馏水 10 mL，腐蚀时间为 60～100 s。利用 Image Pro-Plus 软件对合金和复合材料的光学显微组织进行分析，统计晶粒尺寸分布并测量平均晶粒尺寸。为保证统计的准确性，每种组织统计 4 张金相照片。采用 Hitachi S-3 000N 扫描电镜对 5 μm SiC_P/AZ91 复合材料热变形后的微观组织进行观察。拉伸试验在 Instron5569 万能试验机上进行，拉伸速度为 0.5 mm/min。

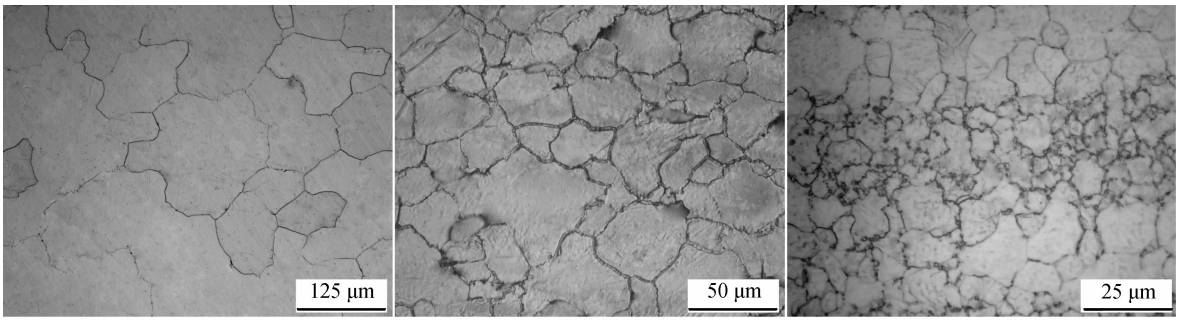
2 结果与讨论

2.1 SiC_P/AZ91 的显微组织

AZ91 镁合金两步热变形前后的光学显微组织如图 2 所示。由图可见，与铸态组织相比，经两步热变形后，AZ91 合金的平均晶粒尺寸得到逐步细化。铸态 AZ91 合金的平均晶粒尺寸约为 120 μm(见图 2(a))。经一次锻造后，平均晶粒尺寸降低至约 25 μm(见图 2(b))。经二次热挤压后，晶粒尺寸降低至约 6 μm。在前期工作中，对 SiC_P 体积分数为 10%的 5 μm SiC_P/AZ91 复合材料进行了两步热变形，研究结果表明[11]，经两步热变形后，不仅平均晶粒尺寸得到显著细化，而且 SiC_P 在镁基体中分布更加均匀。

图 3 为 2%、5%、10%和 15%这 4 种 5 μm SiC_P/AZ91 镁基复合材料两步热变形后的 SEM 组织。由图可见，两步热变形后，4 种体积分数的 SiC_P 在基体中分布都比较均匀。这是因为复合材料经两步热变形的变形量较大，基体进入颗粒偏聚区的能力增强，从而有利于消除颗粒偏聚区和改善颗粒分布。同时还可以发现，热变形后颗粒沿挤压方向存在一定的定向排布现象，这是由于热变形过程中，颗粒随基体塑性变形而发生转动，由铸态时的随机分布变为沿平行于挤压方向的定向排布。当 SiC_P 的体积分数增加到 15%时，由于热变形过程中基体流动阻力增大，热变形后容易形成沿挤压方向伸长的挤压带，如图 3 (d)中白色方块所示。

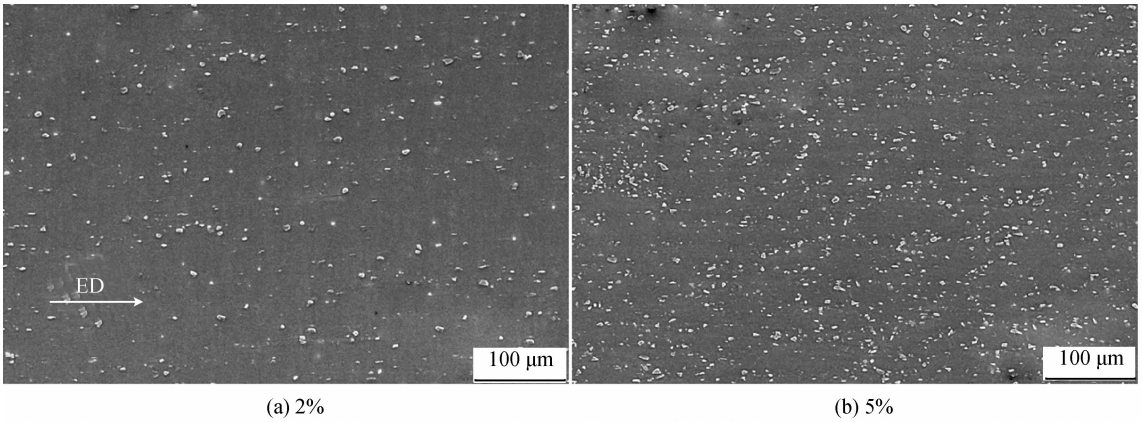
图 4 为 5 μm SiC_P/AZ91 复合材料两步热变形后的光学显微组织。图 5 为利用 Image Pro-Plus



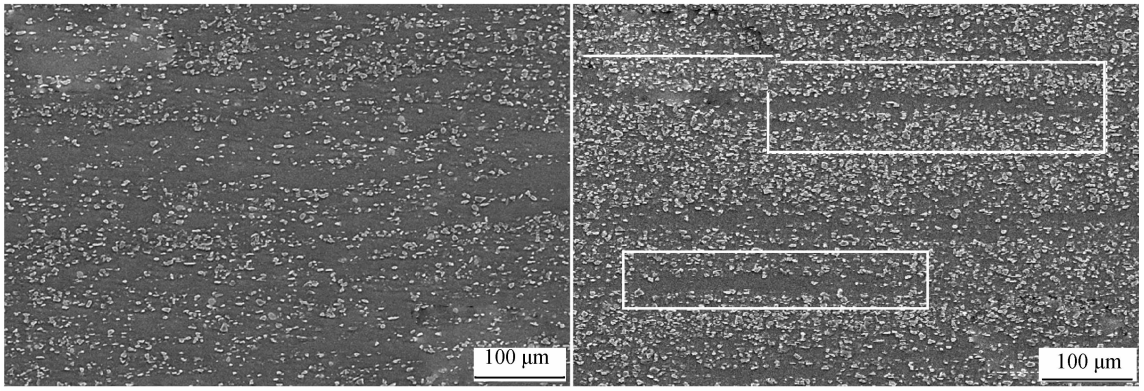
(a) As cast [9]　(b) As forged [9]　(c) As extruded [12]

图 2　AZ91 合金热变形前后的光学显微组织

Fig. 2　Optical microstructures of as-deformed AZ91 alloy



(a) 2%　(b) 5%



(c) 10%　(d) 15%

图 3　不同 SiC_P 体积分数的 5 μm SiC_P/AZ91 复合材料热变形后的 SEM 照片

Fig. 3　SEM photos of as-deformed 5 μm SiC_P/AZ91 composites with different SiC_P volume fractions

软件统计的复合材料热变形后的晶粒尺寸分布与平均晶粒度。由图可见，与基体合金相比，少量 SiC_P（体积分数为 2%）的加入可使 AZ91 基体得到显著细化，并沿挤压方向形成由再结晶小晶粒构成的变形带，基体由大小晶粒构成。随着 5 μm SiC_P 体积分数的增加，复合材料基体中的大晶粒减少，再结晶小晶粒增多。从而使复合材料的平均晶粒尺寸随 5 μm SiC_P 体积分数的增加而减小，当 SiC_P 的体积分数为 10%时，复合材料的平均晶粒尺寸最小，当 SiC_P 体积分数增加到 15%时，复合材料的平均晶粒尺寸增大。

5 μm SiC_P 体积分数对基体热变形后的晶粒尺寸有重要影响。一般认为，复合材料在变形过程中，不可变形颗粒周围能够产生高位错密度和较大取向梯度的区域，称为颗粒变形区（PDZ）[13-14]。PDZ 的存在表明，颗粒附近变形程度较大，位错密度较高，因而单位体积畸变能的变化 ΔE_s 也较大，根据再结晶形核的临界形核半径 $R=2\gamma/\Delta E_s$（γ 为单位面积的界面能），可得出再结晶核心临界形核尺寸减小，再结晶形核率 N 增大，故有利于再结晶

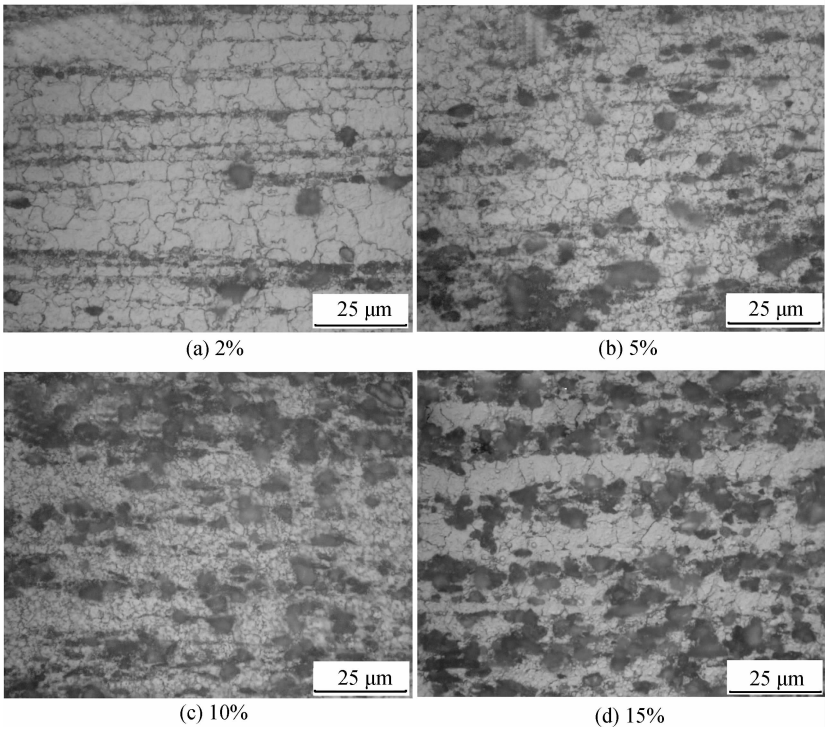


图 4　不同 SiC_P 体积分数的 5 μm SiC_P/AZ91 复合材料热变形后的光学显微组织

Fig. 4　Optical microstructures of as-deformed 5 μm SiC_P/AZ91 composites with different SiC_P volume fractions

后晶粒细化。另一方面，PDZ 的存在有利于再结晶晶粒的长大。随颗粒体积分数的增加，PDZ 增多，再结晶形核率 N 和再结晶晶粒的长大速度 G 都随之增大。而热变形后再结晶晶粒尺寸 $d = CG/N$，其中 C 为常数。故热变形后的晶粒大小取决于 N 和 G 的相对大小。但当颗粒体积分数由 10%增加到 15%时，镁基体内的 SiC_P 含量较多，尽管有利于再结晶形核，使 N 增大，但热变形过程中 15%的 SiC_P 对镁基体阻碍作用较大，热变形过程中产生的热量较多，有利于再结晶小晶粒长大，即同 N 相比，G 增加较快，使得 G/N 增大，复合材料热变形后的平均晶粒尺寸增大。

2.2　SiC_P/AZ91 的力学性能

图 5 为 5 μm SiC_P/AZ91 复合材料热变形后的力学性能。由图可见，少量 SiC_P 的加入，能显著提高 AZ91 的屈服强度和弹性模量，但延伸率降低。并且随着颗粒体积分数的增加，SiC_P/AZ91 复合材料的屈服强度和弹性模量增加，延伸率降低。可见微米 SiC_P 对 SiC_P/AZ91 复合材料的力学性能有重要影响。图 4 和图 6 表明，SiC_P 的加入可促使 AZ91 基体的晶粒尺寸得到显著细化，根据 Hall-Peth 公式，材料的屈服强度随晶粒尺寸的减小而增大。另一方面，由于 SiC_P 与 AZ91 基体的热膨胀系数不

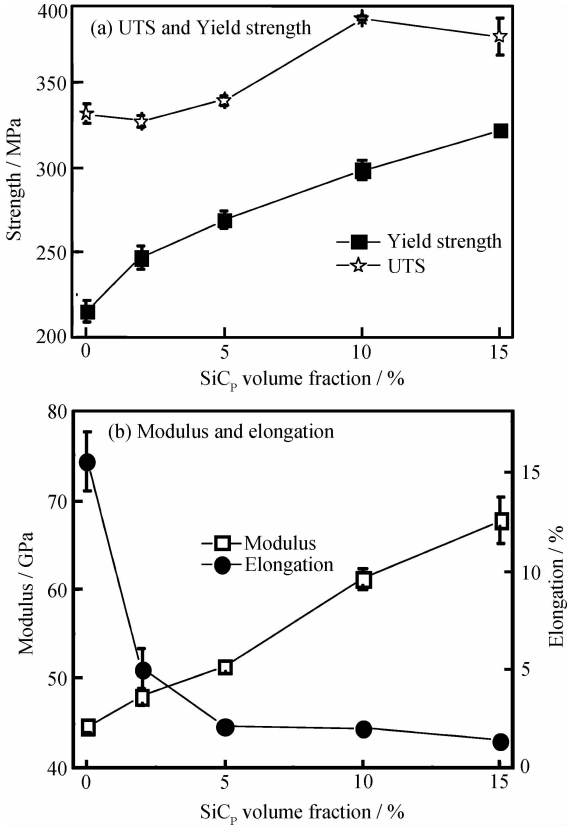


图 5　5 μm SiC_P/AZ91 复合材料热变形后的力学性能

Fig. 5　Mechanical properties of the as-deformed 5 μm SiC_P/AZ91 composites

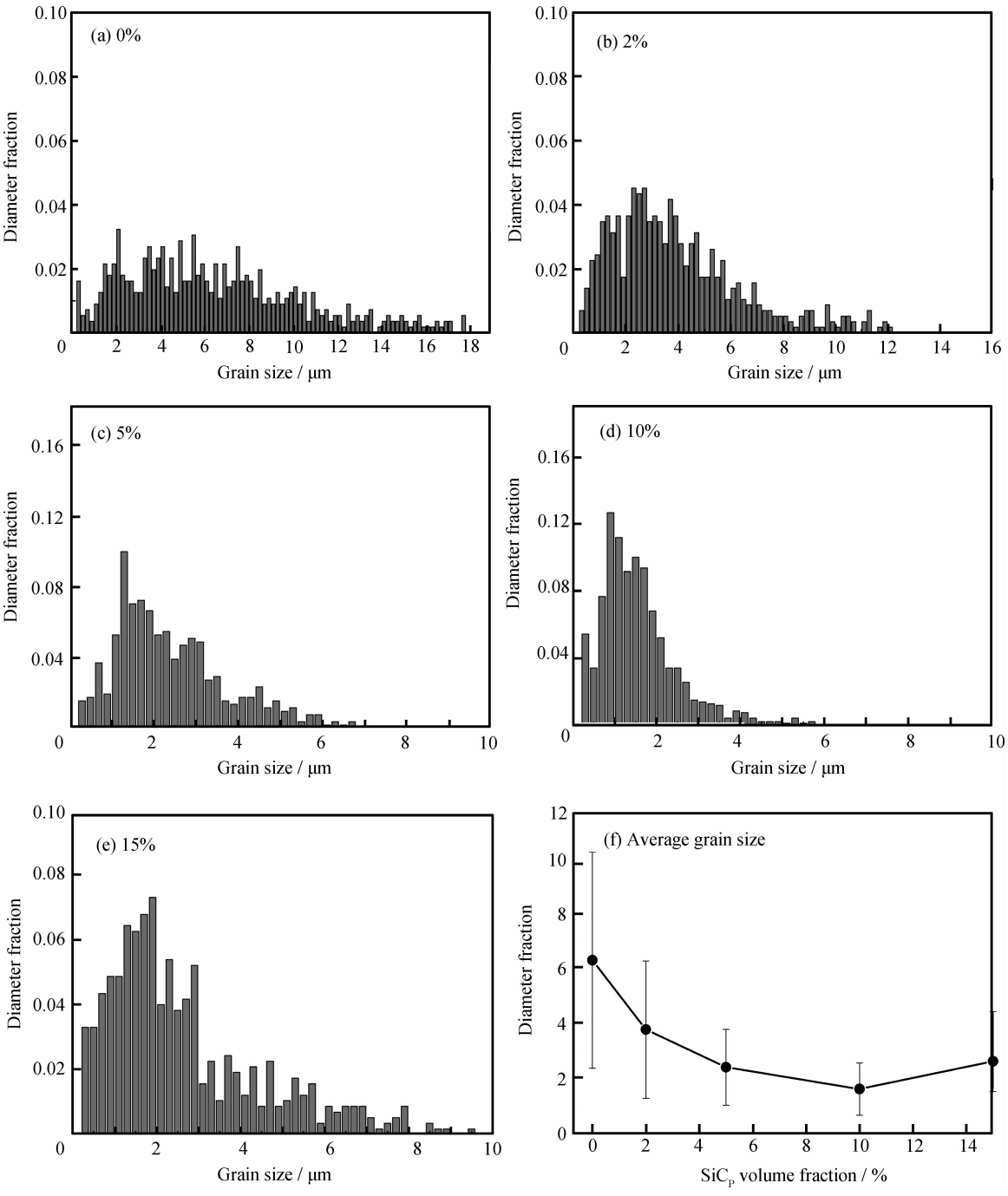
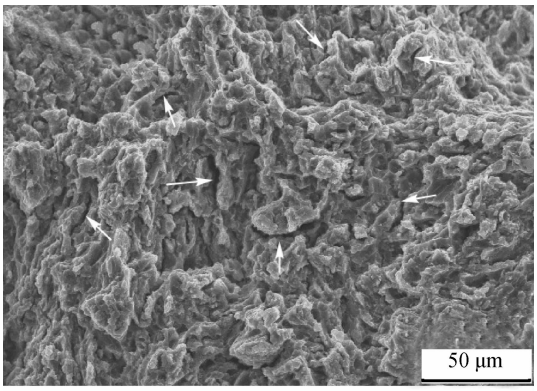


图 6　不同 SiC_P 体积分数的 5 μm SiC_P/AZ91 复合材料热变形后的晶粒尺寸分布及平均晶粒度

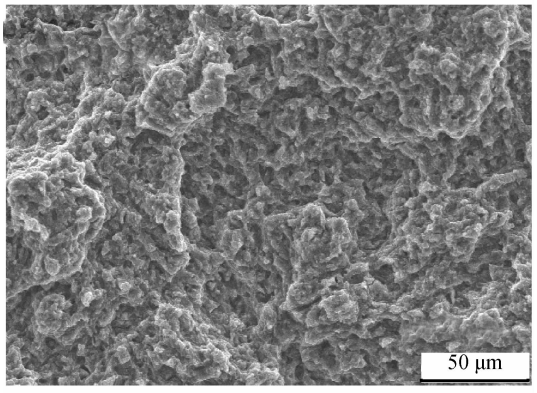
Fig. 6　Average grain size and grain size distribution of the as-deformed 5 μm SiC_P/AZ91composites with different SiC_P volume fractions

同，在热变形后的冷却过程中，SiC_P 的加入会在复合材料基体中产生很强的热应力，导致微米 SiC_P 周围基体位错密度提高，并且随微米 SiC_P 体积分数的增加，位错密度增大，载荷传递作用增强，这些因素都会导致 SiC_P/AZ91 复合材料的屈服强度增加。

由图 5 可知，少量(2%体积分数) SiC_P 的加入降低了 AZ91 基体的抗拉强度，随 SiC_P 体积分数的增加，复合材料的抗拉强度增大，在 SiC_P 的加入量为 10%体积分数时达到最大值，当 SiC_P 体积分数增加到 15%时，复合材料的抗拉强度降低。5 μm SiC_P/AZ91 复合材料热变形后的断口如图 7 所示。当基体中含有少量(2%体积分数) SiC_P 时，断口上发现了许多微裂纹，如图 7(a)所示。这是由于少量 SiC_P 的加入使 AZ91 基体的加工硬化率提高，室温



(a) 2%



(b) 10%

图 7　5 μm SiC_P/AZ91 复合材料两步热变形后的断口

Fig. 7　Fracture surface of 5 μm SiC_P/AZ91 composites after two-step hot deformation

拉伸过程中由于 SiC_P 与基体变形不匹配，易于在 SiC_P 与基体界面处产生微裂纹，由于 SiC_P 体积分数较低，阻碍裂纹扩展的颗粒较少，这些微裂纹迅速扩展而导致复合材料断裂，故低体积分数 5 μm SiC_P/AZ91 复合材料的抗拉强度降低。但随 SiC_P 体积分数的增加，复合材料中颗粒数目增多，一方面，复合材料内部整体变形均匀性增加，裂纹萌生的数量减少；另一方面，颗粒数增多则对裂纹扩展的阻碍作用增强，从而导致扩展的微裂纹数量减少，如图 7(b)所示。此外，基体晶粒尺寸随 SiC_P 体积分数的增加而降低。综合上述原因，当颗粒体积分数由 2%增加到 10%时，复合材料的抗拉强度增大。当体积分数增加到 15%时，热变形后容易形成平行于挤压方向的 SiC_P 密集区，如图 3 (d)所示。在室温拉伸过程中，SiC_P 密集区内容易产生应力集中而萌生微裂纹，从而导致复合材料的抗拉强度降低。

2.3　SiC_P/AZ91 的强化机制

SiC_P 的加入对 AZ91 基体屈服强度的提高主要可归结于位错强化机制、细晶强化机制和载荷传递作用。

2.3.1　位错强化机制

由于镁基体和颗粒间弹性模量(EM)和热膨胀系数(CTE)的差异，在热变形的冷却过程中，会在 SiC_P - AZ91 基体基面附近产生高密度的位错。SiC_P 与基体热错配引起的屈服强度增量表示为[15]

$$\Delta\sigma_{CTE} = \sqrt{3}\beta\mu_m b\sqrt{\frac{12f\Delta\alpha\Delta T}{(1-f)b\overline{d}}} \tag{1}$$

式中：β 为强化系数；μ_m 为基体的剪切模量，可由 $\mu_m = E/[2(1+\upsilon_m)]$ 求得，E 为基体的弹性模量，υ_m 为基体的泊松比；b 为柏氏矢量；$\overline{d}$ 为颗粒的平均尺寸；f 为颗粒的体积分数；$\Delta\alpha$ 为 AZ91 基体与 SiC_P 的热膨胀系数差；ΔT 为热变形温度与室温的温度差。各参数值如表 1 所示，其中 K 为反应晶界变形的影响系数，与晶界结构有关。

2.3.2　细晶强化机制

由于晶界数量直接取决于晶粒的大小，因此晶界对多晶体起始塑变抗力的影响可通过晶粒大小直接体现。实践证明，多晶体的强度随其晶粒细化而提高。多晶体的屈服强度与晶粒平均直径 d 的关系可用 Hall - Petch 公式表示：

$$\sigma_S = \sigma_0 + Kd^{-1/2} \tag{2}$$

式中：σ_0 为晶内对变形的阻力，相当于极大单晶的屈服强度。加入 SiC_P 后可使 AZ91 基体的晶粒尺寸得到显著细化，如图 4 和图 6 所示，同 AZ91 基体相比，复合材料由于晶粒细化引起的屈服强度的增量可表示为

$$\Delta\sigma_{Hall\text{-}Petch} = K(d_{Composite}^{-1/2} - d_{AZ91}^{-1/2}) \tag{3}$$

式中：$d_{Composite}$ 和 d_{AZ91} 分别为复合材料和 AZ91 合金两步热变形后的平均晶粒尺寸。SiC_P/AZ91 复合材料两步热变形后的平均晶粒尺寸同 SiC_P 的体积分数有关，由于晶粒尺寸的影响而导致屈服强度发生变化，如图 8(a)所示，可见复合材料的平均晶粒尺寸越小，则 $\Delta\sigma_{Hall\text{-}Petch}$ 越大。

表 1　计算屈服强度增量的各参数值

Table1　Values of parameter for calculating the increased yield strength

β[16]	μ_m/GPa	E/GPa	b/nm[16]	υ_m[16]	$\Delta\alpha$/K^{-1}	ΔT/K	K/$MPa^{1/2}$[17]	σ_m/MPa
1.25	16.5	44.6	0.32	0.35	24.37×10^{-6}	350	0.13	215.6

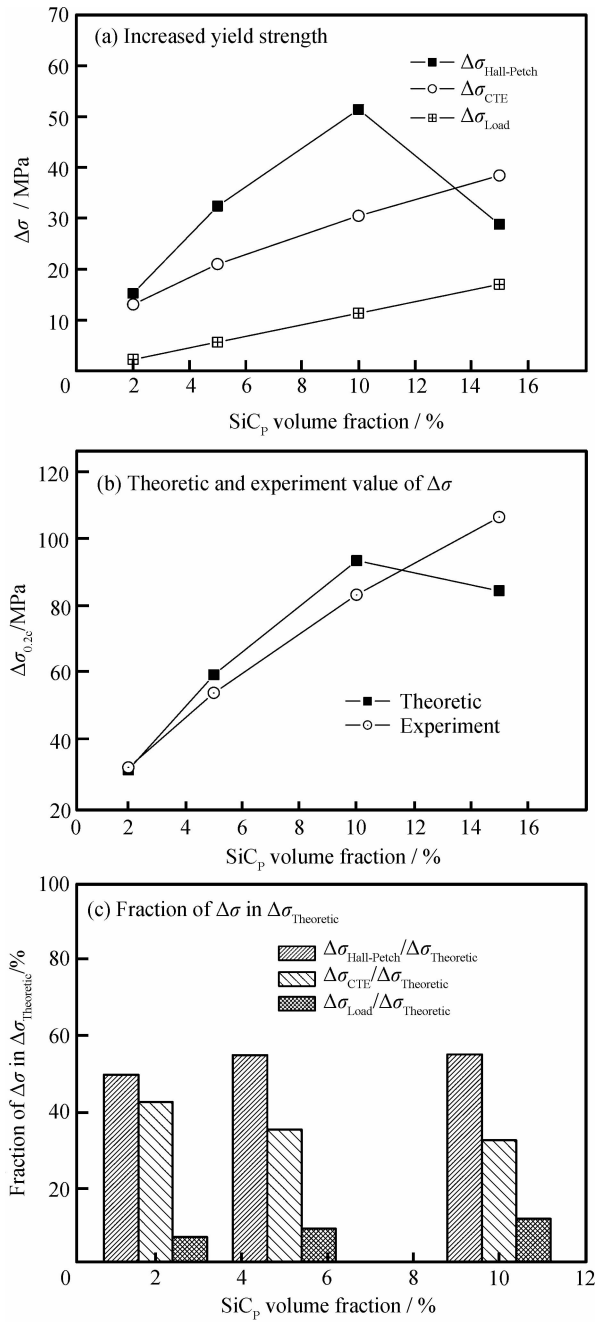


图 8　屈服强度增量与 SiC_P 体积分数的关系

Fig. 8　Relationship between increased yield strength and the volume fraction of SiC_P

2.3.3　载荷传递作用

有效的载荷传递取决于镁基体和颗粒之间的界面结合和颗粒的体积分数。根据修正后的 Shear-Lag 模型[18]，复合材料的屈服强度可以表示为

$$\sigma_c = \sigma_m\left[1+\frac{(L+t)A}{4L}\right]f+\sigma_m(1-f) \tag{4}$$

式中：σ_c 和 σ_m 分别为复合材料和单一镁合金的屈服强度；L 为颗粒平行于载荷方向的长度；t 为颗粒的厚度；$A=L/t$ 为颗粒的长径比。本文假设使用的微米 SiC_P 为圆形，则由载荷传递引起的屈服强度的提高 $\Delta\sigma_{Load}$ 可表示为

$$\Delta\sigma_{Load}=\sigma_c-\sigma_m=0.5f\sigma_m \tag{5}$$

式(5)表明，由于 SiC_P 的载荷传递作用而导致屈服强度的提高仅与 SiC_P 的体积分数有关，随 SiC_P 体积分数的增加，$\Delta\sigma_{Load}$ 增大，如图 8(a)所示。同 AZ91 合金相比，5 μm SiC_P/AZ91 复合材料屈服强度的增量可表示为

$$\Delta\sigma=\Delta\sigma_{load}+\Delta\sigma_{Hall\text{-}Petch}+\Delta\sigma_{CTE} \tag{6}$$

由图 8(a)和图 8(c)可以看出，SiC_P 的体积分数相同时，在上述 3 种强化机制中，细晶强化机制对屈服强度的贡献最大，其次为位错强化机制，载荷传递作用对屈服强度的提高贡献较小。因此，镁基体晶粒尺寸的变化对复合材料屈服强度的提高有重要影响。屈服强度增量的实验值为两步热变形后复合材料的屈服强度同 AZ91 合金的屈服强度之差，图 8(b)表明，复合材料体积分数较低时，实验值和理论值差别不大，随体积分数的升高，差距增大。

3　结　论

(1) 经锻造和热挤压后，微米 SiC_P 在基体中分布比较均匀，少量的 SiC_P 能使得 AZ91 基体得到显著细化，挤压带处的晶粒较细小，远离挤压带处晶粒较大，随 SiC_P 体积分数的增加，基体的平均晶粒尺寸减小，体积分数为 10%时晶粒度最小，当体积分数增加到 15%时，平均晶粒尺寸略有长大。

(2) 少量微米 SiC_P 的加入使 AZ91 基体的屈服强度和弹性模量都得到显著提高，并且随 SiC_P 体积分数的增加而增大，但延伸率降低。复合材料的抗拉强度并不随微米 SiC_P 体积分数的增加而单调变化，体积分数为 10%时最高。

(3) 微米 SiC_P/AZ91 复合材料的增强机理为位错强化机制、细晶强化机制和载荷传递作用。上述 3 种强化作用均随 SiC_P 体积分数的增加而增大。细晶强化对屈服强度的贡献最大。

参考文献：

[1] Kojima Y, Kamado S. Fundamental magnesium researches in Japan [J]. Materials Science Forum, 2005, 488: 9-16.

[2] 李淑波，郑明毅，甘为民，等. SiC_W/AZ91 镁基复合材料及 AZ91 镁合金的高温变形行为 [J]. 复合材料学报，2005，22(3)：103-108.
Li Shubo, Zheng Mingyi, Gan Weimin, et al. Hot deformation behavior of SiC_W/AZ91 magnesium matrix composite and

AZ91 alloy [J]. Acta Materiae Compositae Sinica, 2005, 22(3): 103-108.

[3] 谢 文，刘 越，张振伟，等. 挤压温度对15vol % SiC_P/Mg-9Al镁基复合材料拉伸性能与断口形貌的影响 [J]. 复合材料学报，2006，23(6)：127-133.
Xie Wen, Liu Yue, Zhang Zhenwei, et al. Influence of extrusion temperature on the tensile properties of 15vol% SiC_P/Mg-9Al composite [J]. Acta Materiae Compositae Sinica, 2006, 23(6): 127-133.

[4] Zhang C F, Fan T X, Cao W, et al. Size control of in-situ formed reinforcement in metal melts-theoretical treatment and application to in-situ (AlN + Mg2Si)/Mg composites [J]. Composites Science and Technology, 2009, 69(15): 2688-2694.

[5] Wang H Y, Jiang Q C, Li X L, et al. In situ synthesis of TiC/Mg composites in molten magnesium [J]. Scripta Materialia, 2003, 48(9): 1349-1354.

[6] 何广进，李文珍. 纳米颗粒分布对镁基复合材料强化机制的影响 [J]. 复合材料学报，2013，30(2)：105-110.
He Guangjin, Li Wenzhen. Influence of nano particle distribution on the strengthening mechanisms of magnesium matrix composites [J]. Acta Materiae Compositae Sinica, 2013, 30(2): 105-110.

[7] Wang X J, Hu X S, Wu K, et al. Hot deformation behavior of SiC_P/AZ91 magnesium matrix composite fabricated by stir casting [J]. Materials Science and Engineering: A, 2008, 492(1): 481-485.

[8] Deng K K, Wu K, Wang X J, et al. Microstructure evolution and mechanical properties of a particulate reinforced magnesium matrix composites forged at elevated temperatures [J]. Materials Science and Engineering: A, 2010, 527(6): 1630-1635.

[9] Deng K K, Wang X J, Gan W M, et al. Isothermal forging of AZ91 reinforced with 10 vol% silicon carbon particles [J]. Materials Science and Engineering: A, 2011, 528(3): 1707-1712.

[10] Nie K B, Wu K, Wang X J, et al. Multidirectional forging of magnesium matrix composites: effect on microstructures and tensile properties [J]. Materials Science and Engineering: A, 2010, 527(27): 7364-7368.

[11] Wu K, Deng K K, Nie K B, et al. Microstructure and mechanical properties of SiC_P/AZ91 composite deformed through a combination of forging and extrusion process [J]. Materials Design, 2010, 31(8): 3929-3932.

[12] Deng K K, Wu K, Wu Y W, et al. Effect of submicron size SiC particulates on microstructure and mechanical properties of AZ91 magnesium matrix composites [J]. Journal of Alloys and Compounds, 2010, 504(2): 542-547.

[13] Doherty R D, Hughes D A, Humphreys F J, et al. Current issues in recrystallization: a review [J]. Materials Science and Engineering: A, 1997, 238(2): 219-274.

[14] Humphreys F J. Local lattice rotations at second phase particles in deformed metals [J]. Acta Metallurgica, 1979, 27(12): 1801-1814.

[15] Zhang Z, Chen D L. Contribution of Orowan strengthening effect in particulate reinforced metal matrix nanocomposites [J]. Materials Science and Engineering: A, 2008, 483: 148-152.

[16] Habibnejad-Korayem M, Mahmudi R, Poole W J. Enhanced properties of Mg-based nano-composites reinforced with Al_2O_3 nano-particles [J]. Materials Science and Engineering: A, 2009, 519(1): 198-203.

[17] Koike J. Enhanced deformation mechanisms by anisotropic plasticity in polycrystalline Mg alloys at room temperature [J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 2005, 36(7): 1689-1696.

[18] Aikin Jr R M, Christodoulou L. The role of equiaxed particles on the yield stress of composites [J]. Scripta Metal-lurgica Materialia, 1991, 25(1): 9-14.