复合材料学报 Acta Materiae Compositae Sinica
第30卷 第2期 4月 2013年
Vol. 30 No. 2 April 2013

文章编号：1000-3851(2013)02-0105-06

纳米颗粒分布对镁基复合材料强化机制的影响

何广进，李文珍*
（清华大学 机械工程系，北京 100084）

摘 要： Orowan强化、热错配强化和Hall-Petch强化是纳米颗粒增强镁基复合材料的主要强化机制，纳米颗粒在基体中的分布状态对起主导作用的强化机制具有重要影响。本文中对现有强化机制模型进行了适当修正，以纳米SiC颗粒增强AZ91D复合材料为例，通过理论计算分析了纳米颗粒完全分布于晶内、完全分布于晶界、在晶内晶界上均有分布的三种状态对镁基复合材料屈服强度的影响，并与实验结果进行对比。结果表明：颗粒完全分布于晶内时，增强效果最好，主要增强机制为Orowan强化；颗粒完全分布于晶界上时，增强效果最差，主要增强机制为Hall-Petch强化。颗粒在晶内晶界上均有分布时，多种强化机制共同发挥作用，增强效果随着晶内与晶界上颗粒比例的减小而逐渐减弱。

关键词： 镁基复合材料；纳米颗粒；强化机制；颗粒分布；Orowan强化；热错配强化；细晶强化
中图分类号： TB331；TG146.2+2 **文献标志码：** A

Influence of nano particle distribution on the strengthening mechanisms of magnesium matrix composites

HE Guangjin, LI Wenzhen*
(Department of Mechanical Engineering, Tsinghua University, Beijing 100084, China)

Abstract: Orowan strengthening, thermal mismatch strengthening and Hall-Petch strengthening are known as the main strengthening mechanisms of nano particle reinforced magnesium matrix composites. However, the distribution of the particles in the matrix has an important influence on the enhancement effect and determines the dominant mechanism. In this paper the existed strengthening models were modified. The influence of three types of nanoparticle distribution, intragranular, grain boundary and intragranular - boundary distribution, on the yield strength of the nano SiC particle reinforced AZ91D composites was analyzed based on the modified models. The calculated results were compared with the experimental results. The results show that the composite has the best strengthening effect when the particles are completely distributed within the grain and the dominant mechanism will be Orowan strengthening; the composite shows the least strengthening effect while the particles are fully distributed along the grain boundary and the main mechanism will be Hall - Petch strengthening; the multi strengthening mechanisms will work when the particles are distributed both in the grain and on the grain boundary, in which case the strengthening effects will be weakened as the proportion of the fraction of the particle inside the grain to that on the grain boundary decreases.

Keywords: magnesium matrix composites; nano particle; strengthening mechanisms; particle distribution; Orowan strengthening; thermal mismatch strengthening; Hall-Petch strengthening

镁合金具有密度小、比强度高，阻尼性能优异、电磁屏蔽性能好以及易切削加工等优点，在电子、汽车、航空航天以及军事等领域具有独特的应用优势。但是镁合金的力学性能绝对值较低，特别是高温力学性能差等缺点，限制了其进一步的应用。与镁合金相比，颗粒增强镁基复合材料具有更高的比刚度、比强度、高温力学性能和耐磨性能等优异性能，因而受到了人们的广泛关注并进行了大

收到初稿日期： 2012-03-14；**收到修改稿日期：** 2012-06-04；**网络出版时间：** 2012-12-19 08:55:04
网络出版地址： www.cnki.net/kcms/detail/11.1801.TB.20121219.0855.001.html
基金项目： 清华大学自主科研计划(20111080980)
通讯作者： 李文珍，教授，研究方向：镁基纳米复合材料的制备及性能研究 E-mail：zqqlwz@mail.tsinghua.edu.cn

量研究[1-4]。

在颗粒增强镁基复合材料中，颗粒的数量、尺寸和分布对复合材料的性能具有重要影响，这些影响通过复合材料的强化机制而体现出来。近年来，有关镁基复合材料强化机制已有一些模型进行描述[5]，其中 Orowan 强化、热错配强化、细晶强化等强化理论模型得到了普遍认可。然而现有多数研究[6-8]都基于颗粒在基体中均匀分布的前提来进行建模，而颗粒在基体中的分散及分布情况，基体的组织形态等都会对复合材料的强化效果产生影响，在此方面仍缺乏深入研究。本文作者以纳米 SiC 颗粒增强 AZ91D 镁基复合材料（n-SiC_P/AZ91D）为例，对现有强化模型进行了适当修正，在此基础上计算了纳米 SiC 颗粒数量、尺寸和分布对复合材料屈服强度的影响，并进一步探讨了增强颗粒在基体中的不同分布情况对复合材料强化机制的影响。将理论计算结果与实验结果进行了对比，指出了制备高性能镁基纳米复合材料的途径。

1　实验材料及方法

1.1　n-SiC_P/AZ91D 复合材料的制备

实验所用基体合金为目前工业上广泛应用的 AZ91D 镁合金。实验所用的增强体为 β-SiC 颗粒，其平均直径为 40 nm。分别制备了 n-SiC_P 质量分数为 0.5%、1.0%、1.5%、2.0%的 n-SiC_P/AZ91D 复合材料。复合材料使用机械搅拌与高能超声复合法制备[9]。温度控制在固液两相区进行机械搅拌并加入 n-SiC_P，温度升至液相区进行高能超声处理，最后用金属型重力浇注制备复合材料试样。

1.2　试验方法

根据 GB/T 228－2002 标准，将复合材料铸件加工为拉伸试样棒。在 CNY－4105 电子材料万能试验机上进行常温拉伸试验，测取试样的拉伸性能。利用 Siron200 扫描电镜观察 n-SiC_P 在基体中的形态和分散情况。利用 Zeiss Axio Imager. A 1m 金相显微镜观察 n-SiC_P 的加入对复合材料基体晶粒大小和金相组织的影响。

2　试验结果

2.1　n-SiC_P/AZ91D 复合材料的力学性能

n-SiC_P/AZ91D 复合材料的力学性能试验结果如表 1 所示。与朱雪[10]等使用相同工艺制备的 n-SiC_P/AZ91D 复合材料相比，力学性能随 SiC_P 加入量的变化规律基本一致。随着 SiC_P 含量的增加，复合材料的屈服强度逐渐变大。而且其塑性也随着颗粒加入量的增加而提高，但当加入量超过 1.5%到达 2.0%时，复合材料的塑性反而降低，这可能是由于颗粒含量的增多使颗粒更易于团聚，从而导致塑性的下降。

2.2　n-SiC_P 对复合材料晶粒度的影响

图 1 为 n-SiC_P/AZ91D 复合材料经冰醋酸腐蚀后在偏振光下的金相图。可以看出，复合材料的晶粒度随 n-SiC_P 的增加而逐渐减小。复合材料晶粒尺寸测试结果见表 2。可以看出，n-SiC_P 加入量为 2.0%的复合材料与 AZ91D 合金相比，其晶粒尺寸减小 71.9%。

表 1　AZ91D 合金与 n-SiC_P/AZ91D 复合材料的力学性能

Table 1　Mechanical properties of AZ91D alloy and n-SiC_P/AZ91D composites

Material	Test result		References[10]	
	Yield strength/MPa	Reduction of area/%	Yield strength/MPa	Reduction of area/%
AZ91D	73	1.83	81	3.74
0.5%SiC_P/AZ91D	77	1.90	97	4.65
1.0%SiC_P/AZ91D	98	2.10	98	4.92
1.5%SiC_P/AZ91D	104	2.28	104	6.09
2.0%SiC_P/AZ91D	106	1.76	99	3.40

表 2　n-SiC_P/AZ91D 复合材料的晶粒大小

Table 2　Grain size of the n-SiC_P/AZ91D composites

Mass fraction of SiC_P/%	0	0.5	1.0	1.5	2.0
Gain size/μm	562	327	283	176	158

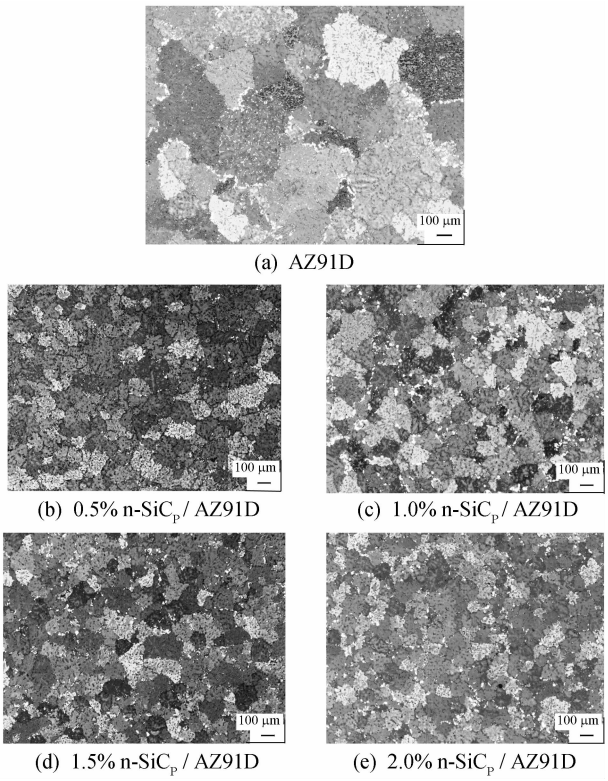

图 1　不同 n-SiC_P 含量的 n-SiC_P/AZ91D 复合材料的晶粒大小

Fig. 1　Grain size of the n-SiC_P/AZ91D composites with different mass fractions of n-SiC_P

2.3　n-SiC_P 在基体内的分散

图 2 为 n-SiC_P 颗粒在 n-SiC_P/AZ91D 复合材料中的分散情况。可以看出，通过高能超声处理，SiC_P 在基体中分散较好，颗粒的团聚情况较少。

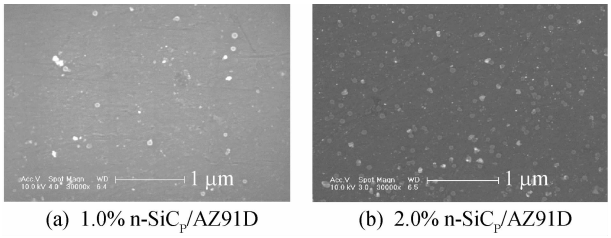

图 2　颗粒在 n-SiC_P/AZ91D 复合材料中的分散情况

Fig. 2　Particle distribution in the n-SiC_P/AZ91D composites

3　讨　论

3.1　n-SiC_P/AZ91D 复合材料的强化机制

对于纳米颗粒增强镁基复合材料的强化机制，一般认为有以下几种：(1)Orowan 强化；(2)热错配强化；(3)细晶强化。

3.1.1　Orowan 强化

Orowan 强化[11-12]是由于基体中存在弥散分布的第二相颗粒，第二相颗粒与基体之间构成共格或半共格关系，此时第二相在基体中产生很强的弹性共格应变场，这将极大地阻碍位错在基体中的运动，从而起到强化的作用。

根据 Orowan 模型，屈服强度的增加量 $\Delta\sigma_{\mathrm{Orowan}}$ 可由下式[13]给出：

$$\Delta\sigma_{\mathrm{Orowan}} = \frac{0.13G_{\mathrm{m}}b}{\lambda}\ln\frac{d_{\mathrm{p}}}{2b} \tag{1}$$

式中：G_{m} 为基体剪切模量(MPa)；b 为基体柏氏矢量(nm)；d_{p} 为颗粒平均直径(nm)；λ 为颗粒间距(nm)，可以通过 $\lambda \approx d_{\mathrm{p}}[(\frac{1}{2V_{\mathrm{p}}})^{\frac{1}{3}} - 1]$ 计算；V_{p} 为颗粒在基体中的体积分数。

3.1.2　热错配强化

由于增强体与基体的热膨胀系数不同，温度的变化导致基体与增强体发生不同的热变形，称为热错配。热错配会产生塑性残余应力，这些应力使得界面处位错密度提高，从而起到强化作用。

Arsenault 等[14]认为在增强体(纤维或颗粒)附近，新形成的位错密度可表示为

$$\rho_{\tau} = \frac{BV_{\mathrm{p}}\Delta\alpha\Delta T}{b(1-V_{\mathrm{p}})}\frac{1}{t} \tag{2}$$

式中：t 为增强体的最小尺寸(nm)；b 为新形成位错的柏氏矢量(nm)；V_{p} 为增强体的体积分数；B 为常数；$\Delta\alpha$ 为热膨胀系数之差(K^{-1})；ΔT 为制备温度与室温之差(K)。

热错配引起的屈服强度的增加值可由下式表示：

$$\Delta\sigma_{\mathrm{CTE}} = kG_{\mathrm{m}}b\sqrt{\frac{12V_{\mathrm{p}}\Delta\alpha\Delta T}{(1-V_{\mathrm{p}})bd_{\mathrm{p}}}} \tag{3}$$

式中：k 为常数。

3.1.3　细晶强化

晶界对位错运动有强烈的阻碍作用。这种作用对于滑移系较少的金属更为明显。对于纳米颗粒增强镁基复合材料，由图 1 及表 2 可知，纳米颗粒的加入使晶粒得以细化，从而起到强化作用。

根据 Hall-Petch[12]模型，屈服强度与晶粒大小的关系如下：

$$\sigma = \sigma_0 + Kd^{-1/2} \tag{4}$$

式中：σ 为屈服强度(MPa)；σ_0 为单晶屈服强度(MPa)；d 为晶粒大小(μm)；K 为常数(MPa·$\mu m^{1/2}$)。

3.2　颗粒分布对强化机制的影响

Orowan 强化、热错配强化、细晶强化所起的强化作用与颗粒在基体中的分布有着紧密的联系。

颗粒在基体中可能分布在晶粒内，也有可能分布在晶界上。因此，大致可分为三种情况：(1)颗粒完全分布在晶内；(2)颗粒完全分布在晶界上；(3)颗粒部分分布在晶内，部分分布在晶界上。

3.2.1　颗粒完全分布在晶内

假若颗粒完全分布在晶粒内部，且均匀分散，颗粒与基体结合良好。由于热膨胀系数的不同，颗粒与基体间产生热残余应力，位错密度提高，从而起到阻碍位错运动的作用。在位错运动过程中，位错需要绕过颗粒前进，颗粒的钉扎作用阻碍位错运动。因此 Orowan 强化及热错配强化将起到主要的作用。而在晶粒长大过程中，颗粒处于晶内对细化晶粒的作用微弱[15]，细晶强化的作用较小，可忽略不计。

因此若颗粒完全分布在晶粒内部，且均匀分散，那么复合材料的屈服强度可以通过 Orowan 强化及热错配强化进行计算：

$$\sigma_1 = \sigma_m + \Delta\sigma_{Orowan} + \Delta\sigma_{CTE} \tag{5}$$

式中：σ_m 为基体屈服强度(MPa)；$\Delta\sigma_{Orowan}$ 为 Orowan 强化提高的屈服强度增量(MPa)；$\Delta\sigma_{CTE}$ 为热错配强化提高的屈服强度增量(MPa)。将式(1)和式(3)代入式(5)可得：

$$\sigma_1 = \sigma_m + \frac{0.13G_m b}{d_p\left[\left(\frac{1}{2V_p}\right)^{\frac{1}{3}} - 1\right]}\ln\frac{d_p}{2b} + kG_m b\sqrt{\frac{12V_p\Delta\alpha\Delta T}{(1-V_p)bd_p}} \tag{6}$$

由式(6)可知，复合材料的屈服强度受颗粒大小及加入量影响。以 n-SiC_P/AZ91D 复合材料为例，基体 AZ91D 的屈服强度 σ_m 为 73 MPa，剪切模量 G_m 为 17 GPa，柏氏矢量 b 为 0.32 nm，热膨胀系数 α_m 为 26×10^{-6} K^{-1}，固相线温度 470 ℃，室温 20 ℃；增强体 SiC_P 的平均直径 d_p 为 40 nm，热膨胀系数 α_p 为 $4.0\times10^{-6}K^{-1}$；n-SiC_P/AZ91D 复合材料屈服强度与颗粒大小及含量的关系如图 3 所示。在颗粒大小一定的情况下，复合材料的屈服强度随颗粒的加入量增大而逐渐增大。在颗粒体积分数一定的情况下，复合材料的屈服强度随颗粒平均直径的减小而逐渐增大。

3.2.2　颗粒完全分布在晶界上

颗粒分布在晶界上，表明在晶粒长大过程中颗粒处于固液界面前沿，而没有被生长的晶粒捕获。有研究者提出了颗粒推动理论(particle pushing)[16]来描述颗粒对晶粒的细化作用。由于颗粒

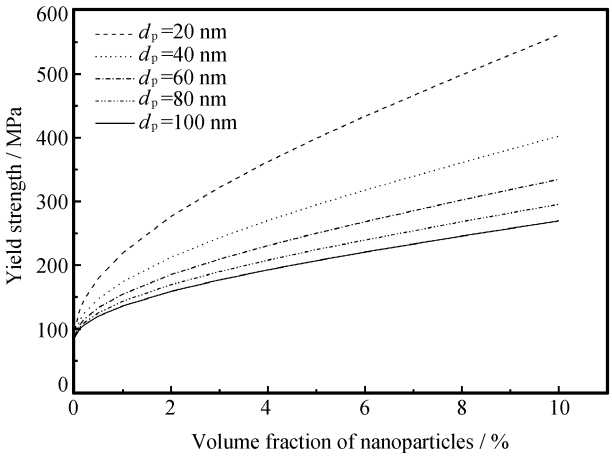

图 3　n-SiC_P/AZ91D 复合材料屈服强度与颗粒大小及含量的关系

Fig. 3　Yield strength of n-SiC_P/AZ91D composites variation with volume fraction and grain size of SiC_P

的导热系数一般比基体的小，因此处于固液界面前沿的颗粒将阻碍凝固传热的进行，从而影响固液界面的温度梯度。而且位于固液界面的颗粒阻碍了枝晶前沿的溶质扩散，改变了溶质浓度梯度。颗粒通过影响固液界面前沿的温度梯度和溶质浓度梯度阻碍晶粒的长大，达到细化晶粒的效果。而在晶界处颗粒与基体的结合情况要比颗粒位于晶内时要差，Orowan 强化及热错配强化的作用仍不明确[12]。因此，颗粒完全分布在晶界上时，细晶强化是主要的强化机制。利用 Hall-Petch 公式计算复合材料的屈服强度：

$$\sigma = \sigma_0 + Kd^{-1/2} \tag{7}$$

以 n-SiC_P/AZ91D 复合材料为例，屈服强度与晶粒大小的关系如图 4 所示。随着晶粒尺寸的减小，复合材料的屈服强度逐渐增大。但试验所得复合材料的屈服强度都要比 Hall-Petch 强化所得理论结果要高。这从另一方面说明，在试验中所加入的颗粒，其分布可能并非如理论模型那样完全分布于晶界上。

3.2.3　颗粒部分分布在晶内，部分分布在晶界上

颗粒部分分布在晶内，起到 Orowan 强化、热错配强化的作用；部分分布在晶界上，起到细晶强化的作用。由试验可知，颗粒的加入可以细化晶粒，说明一部分颗粒分布于晶界上，阻碍晶粒长大。而由图 4 可知，试验所得的屈服强度比单纯细晶强化引起的屈服强度要大，说明除了细晶强化，仍存在其他强化的作用。而颗粒分布于晶内时，Orowan 强

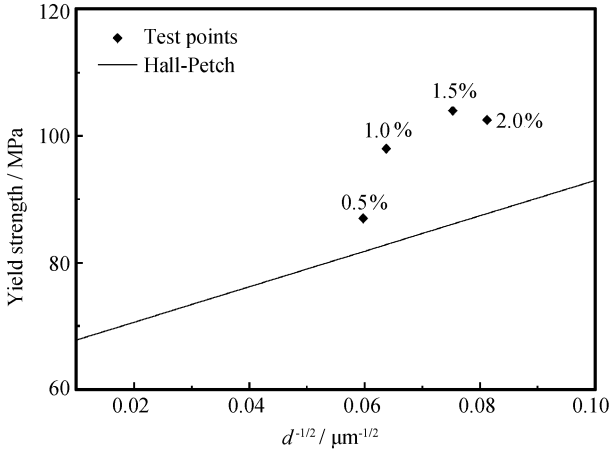

图 4　n-SiC_P/AZ91D 复合材料屈服强度与晶粒大小的关系

Fig. 4　Yield strength of n-SiC_P/AZ91D composites variation with inverse square root of grain size

化、热错配强化将起作用。因此颗粒部分分布在晶内，部分分布在晶界上，比较符合实际情况。

晶内与晶界上颗粒的比例受颗粒尺寸、颗粒加入量以及制备工艺等多方面条件的影响，具体数据难以计算，仍需进一步的研究。但是不妨假设晶内与晶界上颗粒含量的比为：$n:m$。因此，复合材料的屈服强度可以表示为

$$\sigma_3 = \sigma_m + \Delta\sigma_I + \Delta\sigma_B \tag{8}$$

式中：σ_3 为复合材料的屈服强度(MPa)；σ_m 为基体屈服强度(MPa)；$\Delta\sigma_I$ 为晶内强化增强屈服强度(MPa)；$\Delta\sigma_B$ 为晶界强化增强屈服强度(MPa)。

其中晶内强化主要为 Orowan 强化及热错配强化，因此晶内强化可以表示为

$$\Delta\sigma_I = \Delta\sigma_{Orowan} + \Delta\sigma_{CTE} = \frac{0.13G_m b}{d_p\left[\left(\frac{1}{2\frac{n}{n+m}V_p}\right)^{\frac{1}{3}} - 1\right]} \ln\frac{d_p}{2b} + kG_m b\sqrt{\frac{12\frac{n}{n+m}V_p\Delta\alpha\Delta T}{\left(1-\frac{n}{n+m}V_p\right)bd_p}} \tag{9}$$

式中：$n:m$ 为颗粒在晶内与晶界上含量的比例。

晶界强化主要为 Hall-Petch 强化，然而晶粒大小的影响因素太多，增强体的尺寸、加入量、制备工艺、冷却条件等都对晶粒大小有重要影响。假定其他条件一定的情况下，晶粒尺寸受增强体的尺寸与加入量影响，可表示为 $d=f(d_p, V_p)$，但他们之间的定量关系仍待确定。为便于计算，此处晶粒大小使用试验测定的结果。因此晶界强化可表示为

$$\Delta\sigma_B = \Delta\sigma_{Hall\text{-}Petch} = K(d^{-\frac{1}{2}} - d_m^{-\frac{1}{2}}) \tag{10}$$

式中：d 为复合材料的晶粒大小(μm)；d_m 为基体的晶粒大小(μm)；K 为常数(MPa·μm$^{1/2}$)。

以 n-SiC_P/AZ91D 复合材料为例进行计算，将式(9)、(10)代入式(8)，其中基体 AZ91D 的屈服强度 σ_m 为 73 MPa，剪切模量 G_m 为 17 GPa，柏氏矢量 b 为 0.32 nm，热膨胀系数 α_m 为 26×10^{-6} K^{-1}，固相线温度为 470 ℃，室温为 20 ℃；增强体 SiC_P 的平均直径 d_p 为 40 nm，热膨胀系数 α_p 为 4.0×10^{-6} K^{-1}；n-SiC_P/AZ91D 复合材料的屈服强度与颗粒分布情况的关系如图 5 所示。随着晶内与晶界上颗粒比例 $n:m$ 的减小，复合材料的屈服强度也逐渐减小。当 $n:m$ 为正无穷时，即颗粒完全均匀分散于晶内，复合材料的强化效果最好，此时 Orowan 强化及热错配强化起主要作用。当 $n:m=0$ 时，即颗粒全部分布于晶界上，复合材料的强化效果最小，此时仅细晶强化起作用。当晶内及晶界上均分布有颗粒时，晶内颗粒含量越多，复合材料的屈服强度越高。与试验结果相对比，发现试验结果与 $n:m=1:50$ 的曲线吻合较好，说明在现有的工艺条件下，颗粒大部分分布于晶界上，少数分布于晶内。而且随着颗粒加入量的增大，纳米颗粒更易于团聚，从而更倾向于分布在晶界上。即，当颗粒加入量超过一定量后，随着颗粒加入量的增大，$n:m$ 逐渐减小，复合材料的强化效果逐渐减小。因此 n-SiC_P 加入量为 2.0%的复合材料的强化效果差于加入量为 1.5%的复合材料。

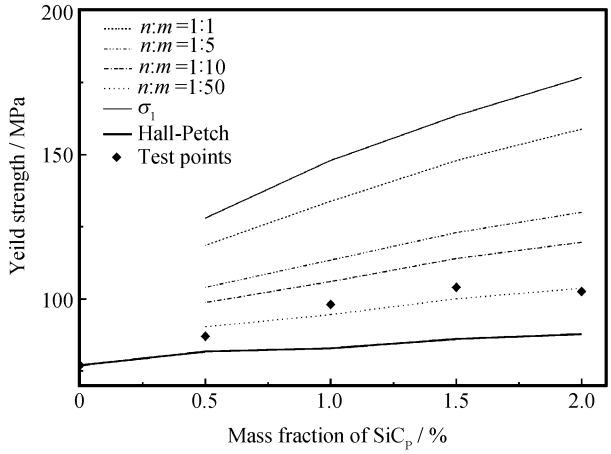

图 5　n-SiC_P/AZ91D 复合材料的屈服强度与颗粒分布的关系

Fig. 5　Yield strength of n-SiC_P/AZ91D composites variation with mass fraction of SiC_P

由以上理论模型计算分析可知，当纳米颗粒完全分布于晶粒内时，Orowan 强化、热错配强化起到最大的强化效果。而且该强化效果比纳米颗粒分布于晶界上时要大得多。然而在现有制备工艺下，纳米颗粒更多地分布于晶界上，这限制了纳米颗粒对复合材料的强化作用。因此改善制备工艺，使纳米颗粒主要分布于晶内，是获得高性能纳米颗粒增强金属基复合材料的关键。而其中一种有效措施是，在制备过程中采用较快的凝固冷却速度，在纳米颗粒被“推”至固液界面前沿之前，完成凝固结晶。再辅以一些细化晶粒的处理，则可使 Orowan 强化、热错配强化及细晶强化都发挥最大的作用，使复合材料的性能显著提高。

4　结　论

（1）对于 n-SiC_P/AZ91D 复合材料，Orowan 强化、热错配强化、细晶强化都会起到强化的作用。但是颗粒在基体中的分布会影响到强化机制的作用效果。当颗粒完全分布于晶内时，颗粒难以阻碍晶粒的长大，因此细晶强化作用微小。而颗粒与基体结合良好，Orowan 强化与热错配强化成为主要的强化机制。当颗粒完全分布于晶界上时，颗粒有效地阻碍了晶粒的长大，细晶强化成为主要的强化机制。当颗粒在晶内晶界均有分布时，Orowan 强化、热错配强化、细晶强化都起到作用。其中分布于晶内的颗粒引起 Orowan 强化及热错配强化，分布于晶界上的颗粒引起细晶强化。

（2）随着颗粒在晶内与晶界上分布比例的变化，复合材料的强化效果也随之变化。当颗粒完全分布于晶内时，强化效果最大；颗粒完全分布于晶界时，强化效果最小。当颗粒在晶内晶界均有分布时，设晶内与晶界上颗粒含量比例为 $n:m$，随着 $n:m$ 的减小，复合材料的强化效果也随之减小。与试验结果相比较，发现颗粒在晶内晶界上均有分布的情况与实际较为吻合。

（3）理论计算结果表明，当纳米颗粒完全分布于晶粒内时，纳米 SiC 颗粒对 AZ91D 的强化效果最好。进一步改善制备工艺，使纳米颗粒主要分布于晶内，是获得高性能纳米颗粒增强金属基复合材料的关键。

参考文献：

[1] Choi H, Alba-Baena N, Nimityongskul S. Characterization of hot extruded Mg/SiC nanocomposites fabricated by casting [J]. Journal of Materials Science, 2011, 46(9): 2991-2997.

[2] 朱　耀，庞宝君，石家仪，等. 40vol%SiC_P/2024Al 复合材料的动态压缩性能[J]. 复合材料学报，2010，27(1)：62-67.
Zhu Yao, Pang Baojun, Shi Jiayi, et al. Dynamic compressive properties of 40vol% SiC_P/2024Al composite [J]. Acta Materiae Compositae Sinica, 2010, 27(1): 62-67.

[3] 康炘蒙，程小全，郦正能，等. SiC_P/AZ91D 复合材料的拉伸性能[J]. 复合材料学报，2009，26(4)：83-87.
Kang Xinmeng, Cheng Xiaoquan, Li Zhengneng, et al. Tensile mechanical properties of SiC_P/ Al composites [J]. Acta Materiae Compositae Sinica, 2009, 26(4): 83-87.

[4] 关　明，樊建锋. $Al_{72}Ni_{12}Co_{16}$/A365 准晶颗粒增强铝基复合材料的制备及其力学性能[J]. 复合材料学报，2010，27(1)：51-56.
Guan Ming, Fan Jianfeng. Preparation and mechanical properties of $Al_{72}Ni_{12}Co_{16}$/A365 quasicrystal particle reinforced Al matrix composites [J]. Acta Materiae Compositae Sinica, 2010, 27(1): 51-56.

[5] 陈剑锋，武高辉，孙东立，等. 金属基复合材料的强化机制[J]. 航空材料学报，2002，22(2)：49-53.
Chen Jianfeng, Wu Gaohui, Sun Dongli, et al. The strengthening mechanisms of the metal matrix composites [J]. Journal of Aeronautical Materials, 2002, 22(2): 49-53.

[6] Yeong S S, Shailendra P J, Ramesh K T. An enhanced continuum model for size-dependent strengthening and failure of particle-reinforced composites [J]. Acta Materialia, 2009, 57: 5848-5861.

[7] Song M. Effects of volume fraction of SiC particles on mechanical properties of SiC/Al composites [J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2009, 19: 1400-1404.

[8] Rauber C, Lohmuller A, Opel S. Microstructure and mechanical properties of SiC particle reinforced magnesium composites processed by injection molding [J]. Material Science and Engineering A, 2011, 528: 6313-6323.

[9] 高飞鹏，刘世英，张琼元，等. 纳米 SiC 颗粒增强 ADC12 铝基复合材料的制备及性能[J]. 特种铸造及有色合金，2009，29(12)：1140-1144.
Gao Feipeng, Liu Shiying, Zhang Qiongyuan, et al. Preparation and properties of nano - sized SiC particles reinforced ADC12 Aluminum matrix composites [J]. Special Casting & Nonferrous Alloys, 2009, 29(12): 1140-1144.

[10] 朱　雪，李文珍，刘世英，等. n-SiC_P/AZ91D 镁基复合材料高温力学性能[J]. 特种铸造及有色合金，2011，31(9)：851-855.
Zhu Xue, Li Wenzhen, Liu Shiying, et al. Mechanical properties of n-SiC_P/AZ91D Magnesium matrix composites at elevated temperature [J]. Special Casting & Nonferrous Alloys, 2011, 31(9): 851-855.

[11] George R, Kashyap K T, Raw R, et al. Strengthening in carbon nanotube/aluminum (CNT/Al) composites [J]. Scripta Materialia, 2005, 53(10): 1159-1163.

[12] 克莱恩 T W，威瑟斯 P J. 金属基复合材料导论[M]. 余永宁，译. 北京：冶金工业出版社，1996：79-81.
Clyne T W, Withers P J. Introduction of metal matrix composites[M]. Yu Yongning, trans. Beijing: Metallurgical Industry Press, 1996: 79-81.

[13] Zhang Z, Chen D L. Consideration of Orowan strengthening effect in particulate reinforced metal matrix nanocomposites: A model for predicting their yield strength [J]. Scripta Materialia, 2006, 54(7): 1321-1326.

[14] Mula S, Padhi P, Panigrahi S C, et al. On structure and mechanical properties of ultrasonically cast Al - 2% Al_2O_3 nanocomposite [J]. Materials Research Bulletin, 2009, 44(5): 1154-1160.

[15] Cai Y, Tan M J, Shen G J. Microstructure and heterogeneous nucleation phenomena in cast SiC particles reinforced magnesium composite [J]. Materials Science and Engineering A, 2000, 282: 232-239.

[16] Schultz B F, Ferguson J B, Rohatgi P K. Microstructure and hardness of Al_2O_3 nanoparticle reinforced Al - Mg composites fabricated by reactive wetting and stir mixing [J]. Materials Science and Engineering A, 2011, 533: 87-97.