

# 热处理对挤压铸造 $n\text{-SiC}_p/\text{AZ91D}$ 镁基复合材料组织和力学性能的影响

张从阳, 冯荣宇, 李文珍

(清华大学, 北京 100084)

**摘要:** 采用金相、X 射线衍射、扫描电镜 (SEM)、拉伸试验等方法分析和测试了挤压铸造纳米 SiC 颗粒增强 AZ91D 镁基复合材料在铸态 (F)、固溶态 (T4) 和人工时效态 (T6) 下的组织和力学性能。结果表明, 固溶处理可使  $n\text{-SiC}_p/\text{AZ91D}$  铸态组织中的  $\beta\text{-Mg}_{17}\text{Al}_{12}$  共晶相溶入到基体中, 形成单一的过饱和  $\alpha\text{-Mg}$  固溶体, 合金抗拉强度和伸长率均有大幅提高, 分别达到 265 MPa 和 13.7%; 经时效处理后, 复合材料的抗拉强度和屈服强度进一步提高, 分别为 275, 145 MPa; SEM 结果显示,  $\beta\text{-Mg}_{17}\text{Al}_{12}$  相主要以连续析出/非连续析出方式分别在晶内及晶界上析出, 特别是纳米 SiC 颗粒分布对二次析出相  $\beta\text{-Mg}_{17}\text{Al}_{12}$  的形貌、尺寸、分布有一定的影响, 使二次析出相变得细小和弥散分布, 从而充分发挥了二次析出相的沉淀强化作用; 最后对  $n\text{-SiC}_p/\text{AZ91D}$  复合材料不同热处理条件下的断口形貌进行了 SEM 观察, 并且对其断裂方式进行了分析和讨论。

**关键词:** 镁基纳米复合材料; 挤压铸造; 热处理; 微观组织; 力学性能

**中图分类号:** TB331; TG146.2<sup>+</sup>2

**文献标识码:** A

**文章编号:** 1002-185X(2015)02-0463-06

镁基复合材料因其具有低密度, 高比刚度、比强度, 优良的阻尼减震和电磁屏蔽性能, 以及易切削和二次回收利用等优点, 被誉为“21 世纪轻量化绿色结构材料”, 在航空航天、汽车、通讯等领域具有广泛的应用前景, 是目前国内外研究的热点材料<sup>[1,2]</sup>。

传统的镁基复合材料需添加质量分数 10% 以上的微米级颗粒作为增强相, 尽管所制备出的复合材料强度、弹性模量、硬度等性能获得了较大提高, 但韧性明显降低<sup>[3]</sup>。若采用纳米级的增强相, 制备出的镁基纳米复合材料 (Mg-MMNCs) 不仅增强相添加量少, 而且强度和韧性可同步提高<sup>[4,5]</sup>。制备镁基纳米复合材料的方法有粉末冶金<sup>[6]</sup>, 搅拌铸造<sup>[7]</sup>、熔体分散沉积<sup>[8]</sup>、高能超声分散<sup>[9]</sup>。高能超声分散法, 是利用高能超声所产生的声空化和声流效应将纳米增强相均匀分散到基体当中, 实现增强相与基体良好的结合, 是近年来采用液态法制备金属基纳米复合材料广泛采用的分散方法<sup>[10-12]</sup>。超声分散法制备的复合材料熔体常采用重力浇铸, 不可避免会产生气孔、缩松、夹杂等铸造缺陷, 从而影响复合材料的整体力学性能。

挤压铸造是在较低的充型速度下, 在封闭金属模具中对液态或半固态金属施加较高压力并使其凝固成形

的一种铸造技术, 是一种自动化程度和材料利用率高的近净成形技术。挤压铸造铸件组织致密、气孔率极低、尺寸稳定, 综合力学性能优良。目前在铝基复合材料的制备和成形加工中已大量采用了挤压铸造技术, 而在镁基纳米复合材料制备和成形中采用挤压铸造技术的研究报道很少<sup>[13-15]</sup>。挤压铸造得到的镁基纳米复合材料铸件还可以通过适当的热处理工艺进一步提高综合力学性能, 而这方面的研究报道则更少<sup>[16,17]</sup>。

本研究采用高能超声分散法和挤压铸造技术制备  $n\text{-SiC}_p/\text{AZ91D}$  镁基纳米复合材料, 重点研究热处理对挤压铸造复合材料组织和力学性能的影响。

## 1 实验

实验选用 AZ91D 镁合金作为原材料, 其化学成分 (质量分数) 为: 8.5%~9.5% Al, 0.45%~0.90% Zn, 0.17%~0.40% Mn, 其余为 Mg。增强相采用合肥开尔纳米公司生产的平均直径为 50 nm 的 SiC 颗粒。采用半固态机械搅拌与高能超声复合法制备  $n\text{-SiC}_p/\text{AZ91D}$  复合材料<sup>[18]</sup>。首先将炉子升温至 350 °C, 然后加入 2 kg 镁合金锭并通入保护气体, 继续升温将合金加热至半固态, 再对半固态浆料施加机

收稿日期: 2014-01-15

基金项目: 清华大学自主科研计划 (20111080980); 国家高技术研究发展计划 (“863”计划) 项目 (2013AA031201)

作者简介: 张从阳, 男, 1980 年生, 博士后, 清华大学材料学院, 北京 100084, 电话: 010-62797010, E-mail: congzyangzhang@tsinghua.edu.cn

械搅拌,边搅拌边加入 2.0%的纳米 SiC 颗粒,为了减少半固态浆料的氧化和卷气,搅拌和加料应在较短的时间内完成。然后迅速升温至 620 °C,使半固态浆料全部熔化,开始高能超声处理。高能超声波的频率为 20 kHz,输出功率为 1.4 kW,处理时间为 15 min。超声处理后将复合材料熔体升温至 730 °C 浇注。模具预热温度为 250 °C,在 100 t 立式四柱液压机上直接挤压铸造。挤压压力设为 75 MPa,保压 30 s 左右至铸件完全凝固,得到尺寸为  $\Phi 80 \text{ mm} \times 80 \text{ mm}$  的圆柱形铸件。整个合金熔炼及浇注过程必须在  $\text{CO}_2 + 0.2\% \text{SF}_6$  (体积分数)混合气体保护下进行。

热处理在可控温的箱式电阻炉中进行,固溶处理(T4)采用 415 °C/24 h,热水淬火。

人工时效(T6)采用 415 °C/24 h (水淬) + 200 °C/16 h (空冷)。热处理试样为厚度为 4 mm 的矩形拉伸试样,且热处理需要在  $\text{CO}_2$  气体保护下进行。

根据 GB/T228-2002 标准,将复合材料铸件加工成矩形截面标准拉伸试验,其矩形试样的标距为 25 mm,宽度为 6 mm,厚度为 4 mm。拉伸试验在 SANS 4105 电子万能试验机上进行,拉伸速度设为 0.5 mm/min,每组数据测试 6 根拉伸性样,取平均值。

金相试样在 Buehler 自动研磨抛光机上经研磨、抛光,再经体积分数 1% 的硝酸乙醇溶液腐蚀后,利用 Zeiss-Axio Imager.A 1m 光学显微镜观察挤压铸造铸态及热处理后复合材料样品的金相组织。利用配置 EDS 能谱仪的 FEI-Siron200 场发射扫描电镜观察热处理后  $n\text{-SiC}_p/\text{AZ91D}$  镁基纳米复合材料的微观组织,分析组织中相的形貌、成分以及拉伸试验后样品的断口形貌。

## 2 实验结果

### 2.1 热处理对复合材料力学性能的影响

图 1 为 3 种不同热处理状态下  $n\text{-SiC}_p/\text{AZ91D}$  镁基复合材料的拉伸工程应力-应变曲线,表 1 为相应的不同热处理状态下复合材料的室温力学性能。经 T4 固溶处理后,  $n\text{-SiC}_p/\text{AZ91D}$  复合材料的抗拉强度和断后延伸率分别达到 265 MPa、13.7%,相比挤压铸造态的 176 MPa、3.6%,提高了 51%、280%,实现了抗拉强度和塑性同步大幅度提高,特别指出的是这一结果明显高于目前报道的通过普通重力铸造工艺制备的 AZ91D 镁基纳米复合材料的强韧化水平<sup>[10-12]</sup>。经 T6 时效处理后,复合材料的屈服强度明显提高,抗拉强度也有小幅度提高,而延伸率较 T4 固溶态有所降低,但仍高于挤压铸造态。时效处理后镁基纳米复合材料屈服强度、抗拉强度、延伸率分别为 145 MPa、275 MPa、5.1%,较挤压铸造态分别提高了 27%、56%、42%。

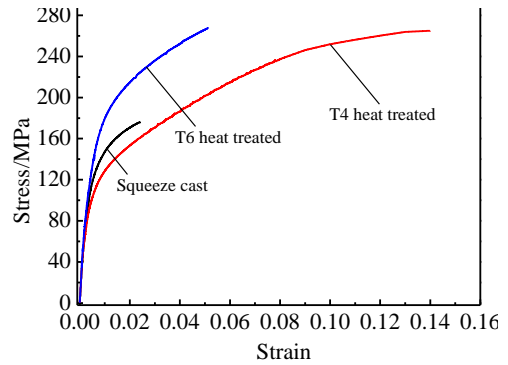


图 1 不同热处理状态  $n\text{-SiC}_p/\text{AZ91D}$  复合材料工程应力-应变曲线

Fig.1 Engineering stress-strain curves of  $n\text{-SiC}_p/\text{AZ91D}$  composites at different heat treatment conditions

表 1  $n\text{-SiC}_p/\text{AZ91D}$  复合材料不同热处理条件下的力学性能  
Table 1 Mechanical properties of squeeze cast  $n\text{-SiC}_p/\text{AZ91D}$  composites at different heat treatment conditions

Heat treatment	YS/MPa	UTS/MPa	Elongation/%
Squeeze-cast	114	176	3.6
T4 heat treated	96	265	13.7
T6 heat treated	145	275	5.1

### 2.2 复合材料的微观组织

图 2 为  $n\text{-SiC}_p/\text{AZ91D}$  复合材料在铸态、固溶态、时效态下的 XRD 图谱。铸态组织主要有  $\alpha\text{-Mg}$  和  $\beta\text{-Mg}_{17}\text{Al}_{12}$  两相组成。经过 T4 固溶处理,挤压铸造态形成的  $\beta\text{-Mg}_{17}\text{Al}_{12}$  几乎完全溶解于  $\alpha\text{-Mg}$  中,形成了单一的过饱和  $\alpha\text{-Mg}$  固溶相。再经 T6 时效处理后,固溶进去的  $\beta\text{-Mg}_{17}\text{Al}_{12}$  又重新析出。

图 3 为  $n\text{-SiC}_p/\text{AZ91D}$  复合材料挤压铸造态的显微组织,由初生  $\alpha\text{-Mg}$  枝晶和晶界上呈不连续网状分布的  $\beta\text{-Mg}_{17}\text{Al}_{12}$  相组成。其中  $\alpha\text{-Mg}$  枝晶呈等轴状,挤压铸

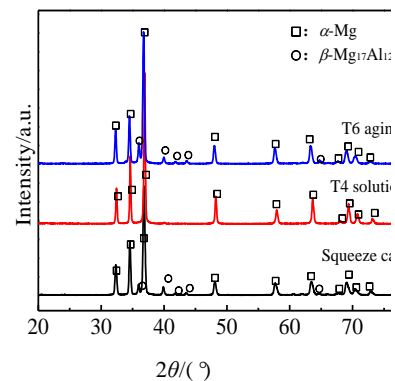


图 2  $n\text{-SiC}_p/\text{AZ91D}$  复合材料不同热处理状态下的 XRD 图谱

Fig.2 XRD patterns of  $n\text{-SiC}_p/\text{AZ91D}$  composites at different heat treatment conditions

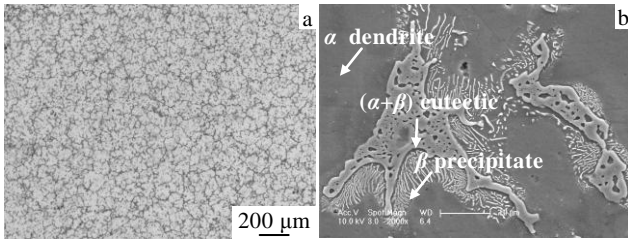


图 3  $n\text{-SiC}_p/\text{AZ91D}$  复合材料挤压铸造态的微观组织

Fig.3 Microstructure of squeeze cast  $n\text{-SiC}_p/\text{AZ91D}$  composites: (a) OM and (b) SEM image

造得到的  $\alpha\text{-Mg}$  枝晶明显细化，晶粒尺寸  $40\sim 50\ \mu\text{m}$ ，且组织致密，几乎没有发现气孔，如图 3a 所示。 $\beta\text{-Mg}_{17}\text{Al}_{12}$  主要以块状的  $\alpha+\beta$  共晶相呈不连续网状分布于  $\alpha\text{-Mg}$  晶界处，是在挤压铸造高压力和快速冷却的非平衡凝固过程中形成的。还有一部分  $\beta\text{-Mg}_{17}\text{Al}_{12}$  是冷却过程中从初生  $\alpha\text{-Mg}$  固溶体中沉淀析出的二次相，呈短棒状和少量的颗粒状，如图 3b 所示。

图 4a 为  $n\text{-SiC}_p/\text{AZ91D}$  复合材料固溶处理后的金相组织，从图中可以看出，原铸态组织中晶界及枝晶边缘的  $\beta\text{-Mg}_{17}\text{Al}_{12}$  相经过固溶处理后，几乎完全溶入  $\alpha\text{-Mg}$  基体中，形成了单一的过饱和  $\alpha\text{-Mg}$  固溶体，AZ91D 中的合金元素 Al、Zn 溶入到基体中产生固溶强化，使复合材料的抗拉强度和延伸率都得到提高。图 4b 为时效处理后的金相组织，可以看到出现了类似珠光体组织呈细小层片状的  $\beta\text{-Mg}_{17}\text{Al}_{12}$  在晶界附近重新析出。已有研究表明， $\beta\text{-Mg}_{17}\text{Al}_{12}$  二次相析出主要以晶界处的不连续析出和晶内的连续析出两种方式，其中不连续析出相则易于在时效初期在晶界处形核生长<sup>[16]</sup>。而晶内发生连续析出，由于析出的  $\beta\text{-Mg}_{17}\text{Al}_{12}$  相尺寸十分细小，需要在 SEM 的高倍下才能观察到。

图 5 为  $n\text{-SiC}_p/\text{AZ91D}$  复合材料经过 T6 时效热处理后的显微 SEM 形貌。从图 5a 可以看到，不连续析出相沿着晶界附近析出层片状或胞状的  $\beta\text{-Mg}_{17}\text{Al}_{12}$

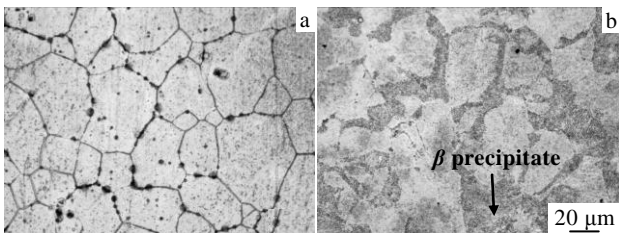


图 4  $n\text{-SiC}_p/\text{AZ91D}$  复合材料不同热处理状态的微观组织

Fig.4 Microstructure of  $n\text{-SiC}_p/\text{AZ91D}$  composites at different heat treatment conditions: (a) T4 and (b) T6

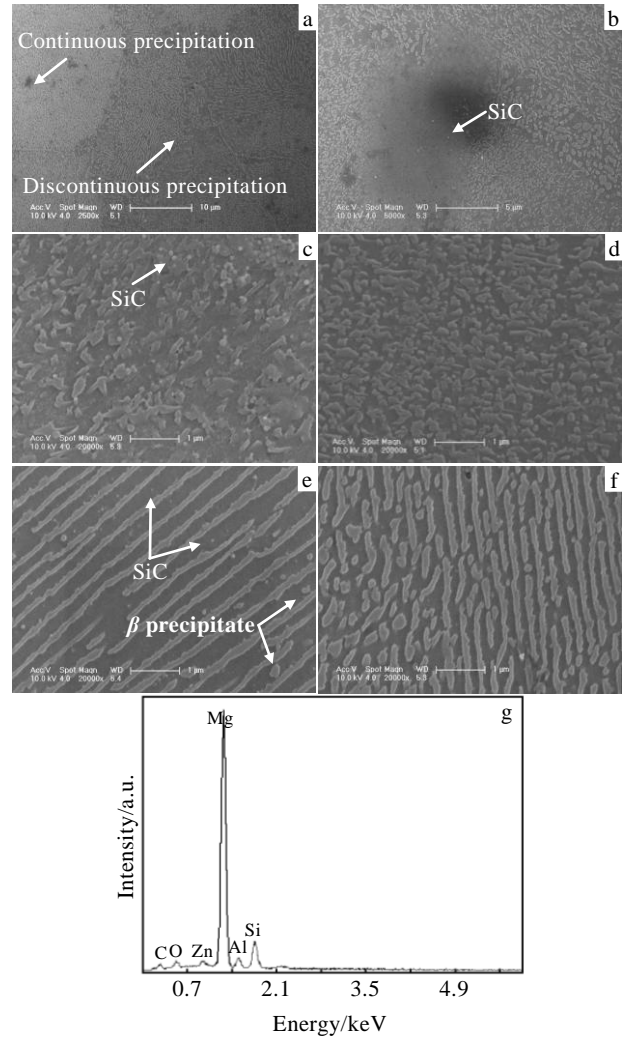


图 5  $n\text{-SiC}_p/\text{AZ91D}$  时效处理后  $\beta\text{-Mg}_{17}\text{Al}_{12}$  二次析出相的形态与纳米 SiC 在基体中的分布情况

Fig.5 Morphology of  $\beta\text{-Mg}_{17}\text{Al}_{12}$  secondary precipitation and distribution of SiC nanoparticles in  $n\text{-SiC}_p/\text{AZ91D}$  matrix after T6 treatment: (a) morphology of secondary precipitation in grain and at grain boundary, (b) SiC nanoparticles distributed at grain boundary, (c) SiC nanoparticles distributed in grain, (d) no SiC nanoparticles distributed in grain for AZ91D alloys, (e) SiC nanoparticles distributed between the lamellar  $\beta\text{-Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ , (f) no SiC nanoparticles distributed between the lamellar  $\beta\text{-Mg}_{17}\text{Al}_{12}$  for AZ91D alloys, and (g) EDS of the white nanoparticles

相。而连续析出相出现在晶内，以更加细小弥散分布的胞状或颗粒  $\beta\text{-Mg}_{17}\text{Al}_{12}$  相析出。这是因为时效初期以不连续析出为主， $\beta\text{-Mg}_{17}\text{Al}_{12}$  相优先在晶界处形核、析出和长大。而在时效后期主要发生晶内的  $\beta\text{-Mg}_{17}\text{Al}_{12}$  连续析出。

另外还发现在  $\beta\text{-Mg}_{17}\text{Al}_{12}$  二次析出相稀疏区域，即

$\alpha$ -Mg 的基体上发现了一些外形圆整,十分细小的白色颗粒,见图 5b 箭头所示。经 EDS 能谱成分分析,除基体 Mg, Al, Zn 元素峰外,还出现 Si 和 C 元素峰,而且 Si 峰明显高于 Al 峰,经 EDS 能谱鉴定为纳米 SiC 颗粒,如图 5g 所示。

图 5c 是晶内  $\beta$ -Mg<sub>17</sub>Al<sub>12</sub> 相析出形貌及  $n$ -SiC<sub>p</sub> 分布情况。其中  $\beta$ -Mg<sub>17</sub>Al<sub>12</sub> 析出相主要为弥散分布的胞状组织,尺寸在 100~200 nm。在胞状  $\beta$ -Mg<sub>17</sub>Al<sub>12</sub> 析出相周围还弥散分布着十分圆整的纳米 SiC 颗粒,颗粒大小约 50 nm,如图 5c 箭头所示。为了对比,图 5d 为相同工艺制备和热处理后的 AZ91D 基体合金晶内  $\beta$ -Mg<sub>17</sub>Al<sub>12</sub> 析出相形貌与分布情况。可以明显看出,相对于没有 SiC 颗粒的 AZ91D 基体而言,分布有纳米 SiC 颗粒的  $n$ -SiC<sub>p</sub>/AZ91D 复合材料的  $\beta$ -Mg<sub>17</sub>Al<sub>12</sub> 析出数量较少、分布相对稀疏,如图 5c 所示。

图 5e 是晶界附近不连续  $\beta$ -Mg<sub>17</sub>Al<sub>12</sub> 析出相形貌及  $n$ -SiC<sub>p</sub> 分布情况。可以看到,  $\beta$ -Mg<sub>17</sub>Al<sub>12</sub> 析出相绝大多数为层片状,层片厚度 100~150 nm,长度 5~10  $\mu$ m,且层片排列方向一致。层片状  $\beta$  相的层片之间分布着少量尺寸为 100~200 nm 相对较大、衬度为灰色的胞状  $\beta$  析出相;在层片状  $\beta$  相之间还弥散分布着外形圆整的纳米 SiC 颗粒,见图 5e 箭头所示。图 5f 为相同工艺条件下 AZ91D 合金晶界附近二次析出相的析出形貌对比图。AZ91D 基体合金经时效处理后  $\beta$ -Mg<sub>17</sub>Al<sub>12</sub> 析出相以层片状与胞状共存,析出相尺寸相对较大、分布密集。而  $n$ -SiC<sub>p</sub>/AZ91D 复合材料析出相绝大部分是层片状  $\beta$ -Mg<sub>17</sub>Al<sub>12</sub>,胞状  $\beta$ -Mg<sub>17</sub>Al<sub>12</sub> 数量极少,且层片之间的间距较大,  $\beta$ -Mg<sub>17</sub>Al<sub>12</sub> 相分布较稀疏。这表明纳米 SiC 颗粒对  $\beta$ -Mg<sub>17</sub>Al<sub>12</sub> 析出相的形貌和尺寸有一定的影响。因为基体中存在弥散分布的  $n$ -SiC<sub>p</sub> 时,  $n$ -SiC<sub>p</sub> 与  $\alpha$ -Mg 界面之间形成共格或半共格关系,纳米 SiC 颗粒在力学性能上相当于“硬相”,会产生很强的应力场,能够有效的抑制  $\beta$  相的形核和阻碍其晶粒的长大,使得  $\beta$  析出相更加细小和弥散分布,有利于发挥  $\beta$  相的沉淀强化效果。

### 2.3 拉伸断口形貌分析

图 6 为不同热处理条件下  $n$ -SiC<sub>p</sub>/AZ91D 复合材料的室温拉伸试样的断口形貌。从图 6a 观察到,挤压铸造态的断口形貌中主要为解理断裂和沿晶断裂特征,其断裂方式为脆性断裂。经 T4 固溶处理后,复合材料的断裂形貌发生明显的变化,断口形貌中出现了大量的细小韧窝和少量的河流状花样,表现出典型的韧性断裂特征,复合材料的塑性大幅提高。再经 T6 时效处理后,断口形貌中出现解理断裂特征,表现出一定的脆性断裂行为,塑性较 T4 固溶态有所降低。

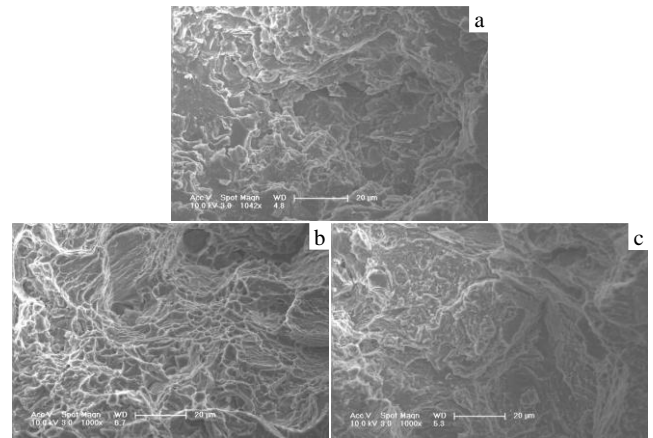


图 6 不同热处理条件下拉伸试样断口形貌

Fig.6 SEM fracture morphologies of tensile specimens at different heat treatment conditions: (a) squeeze cast, (b) T4, and (c) T6

## 3 分析与讨论

### 3.1 固溶及时效强化作用机制

微观组织及力学性能测试结果表明,  $n$ -SiC<sub>p</sub>/AZ91D 复合材料固溶处理后,晶界呈不连续网状分布的  $\beta$ -Mg<sub>17</sub>Al<sub>12</sub> 溶入基体,  $\beta$ -Mg<sub>17</sub>Al<sub>12</sub> 相的溶解减轻了脆性相对基体的割裂作用,从而使复合材料形成单一的过饱和的  $\alpha$ -Mg 固溶体,产生固溶强化,从而提高了复合材料的抗拉强度和延伸率。但是脆性相的溶解会降低  $\beta$ -Mg<sub>17</sub>Al<sub>12</sub> 对位错的阻碍作用,使复合材料的屈服强度下降。经 T6 时效处理后,  $\beta$ -Mg<sub>17</sub>Al<sub>12</sub> 又重新从过饱和的  $\alpha$ -Mg 固溶体中弥散析出,复合材料的屈服强度得到大幅提高,抗拉强度也进一步提高。但是大量的二次相的析出,会降低复合材料的塑性。

### 3.2 细晶强化机制

表 2 列出了固溶处理后 AZ91D 及  $n$ -SiC<sub>p</sub>/AZ91D 复合材料的室温拉伸性能。复合材料的屈服强度、抗拉强度、断后伸长率同步提高,分别为 94 MPa、265 MPa、13.7%,较 AZ91D 合金分别提高了 11.9%、17.7%、26.8%。

表 2 挤压铸造 AZ91D 和  $n$ -SiC<sub>p</sub>/AZ91D 复合材料的拉伸性能  
Table 2 Tensile properties of squeeze-cast AZ91D and  $n$ -SiC<sub>p</sub>/AZ91D

Materials and casting condition	YS/MPa	UTS/MPa	Elongation/%
Squeeze cast AZ91D-T4	84	225	10.8
Squeeze cast $n$ -SiC <sub>p</sub> /AZ91D-T4	94	265	13.7

图7为相应的AZ91D-T4和 $n\text{-SiC}_p/\text{AZ91D-T4}$ 偏振光下的金相组织。利用金相显微镜自带的MIAPS软件分别对晶粒度进行测量, AZ91D和 $n\text{-SiC}_p/\text{AZ91D}$ 的晶粒大小分别为110, 45  $\mu\text{m}$ 。可见, 添加 $n\text{-SiC}_p$ 后晶粒明显细化。根据经典的Hall-Petch公式:

$$\sigma_y = \sigma_0 + k_y d^{-\frac{1}{2}} \quad (1)$$

式中,  $\sigma_y$ 为屈服强度,  $\sigma_0$ 和 $k_y$ 为材料有关的常数,  $d$ 为平均晶粒直径。晶粒越细, 屈服强度越高。晶粒细化不仅能够提高材料的强度, 而且能够改善材料的塑性。

### 3.3 第二相强化机制

根据Orowan强化理论, 当AZ91D基体中存在弥散分布的纳米SiC颗粒时, SiC与 $\alpha\text{-Mg}$ 界面之间形成共格或半共格关系, 此时基体中产生很强的弹性应变场。当位错运动到相近的颗粒时, 位错线将绕过 $n\text{-SiC}_p$ , 并在颗粒周围留下位错环。这将极大地阻碍位错在基体中的运动。从而起到Orowan位错强化作用。而且增强体 $n\text{-SiC}_p$ 与AZ91D基体的热膨胀系数相差很大, 在制备和热处理的冷却过程中会产生较大的热错配应力, 这些应力使得界面处的位错密度提高, 使复合材料得到强化, 即起到热错配强化。

另外对T6时效处理的复合材料而言, 纳米SiC颗粒在基体中均匀弥散分布时, 会对 $\beta\text{-Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ 析出相的形貌、大小、分布有一定的影响, 使析出相更细小和弥散分布, 能够充分发挥析出相的沉淀强化作用。

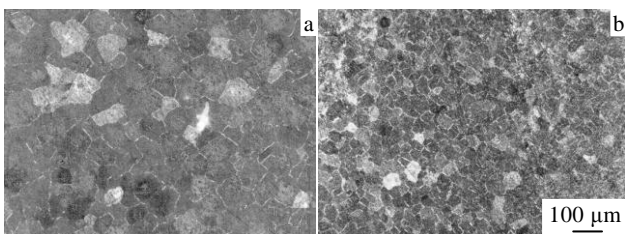


图7 AZ91D-T4和 $n\text{-SiC}_p/\text{AZ91D-T4}$ 偏振光下的金相组织

Fig.7 Optical microstructure of AZ91D-T4 (a) and  $n\text{-SiC}_p/\text{AZ91D-T4}$  (b) using polarized light

## 4 结论

1) 挤压铸造 $n\text{-SiC}_p/\text{AZ91D}$ 复合材料经T4固溶处理后, 可实现强度和韧性同步大幅提高, 其抗拉强度和延伸率分别达到265 MPa和13.7%。经T6时效处理后, 合金抗拉强度进一步提高至275 MPa, 特别是屈服强度可大幅度提高达到145 MPa, 但伸长率较T4态有所下降。

2) 添加 $n\text{-SiC}_p$ 具有明显的细化晶粒作用, 对于提

高 $n\text{-SiC}_p/\text{AZ91D}$ 复合材料强度和韧性具有重要的作用。另外 $n\text{-SiC}_p$ 对时效处理二次析出相的形貌、大小、分布有一定的影响, 使 $\beta\text{-Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ 更加细小和弥散分布, 从而充分发挥二次析出相的沉淀强化作用, 提高了复合材料的屈服强度。

3)  $n\text{-SiC}_p/\text{AZ91D}$ 挤压铸造态的断口形貌中表现为解理断裂和沿晶断裂特征。经固溶处理后, 复合材料的断口出现了大量的韧窝, 塑性大幅提高; 再经时效处理后, 复合材料断口中的韧窝减少并出现大的解理面, 表现出脆性断裂的特征, 塑性有所降低。

### 参考文献 References

- [1] Wang X J, Xu L, Hu S J *et al.* *Materials Science and Engineering A*[J], 2011, 528: 6387
- [2] Wu Y W, Wu K, Deng K K *et al.* *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2010, 506: 688
- [3] Li Ronghua(李荣华), Huang Jihua(黄继华), Yin Sheng(殷声). *Materials Review*(材料导报)[J], 2002, 16(8): 17
- [4] Goh C S, Wei J, Lee L C *et al.* *Composites Science and Technology*[J], 2008, 68: 1432
- [5] Paramsothy M, Tan X H, Chan J *et al.* *Materials and Design*[J], 2013, 45: 15
- [6] Shimizu Y, Miki S, Soga T *et al.* *Scripta Materialia*[J], 2008, 58: 267
- [7] Poddar P, Srivastava V C, De P K *et al.* *Materials Science and Engineering A*[J], 2007, 460-461: 357
- [8] Hanssan S F, Gupta M. *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2008, 457: 244
- [9] Lan J, Yang Y, Li X C. *Materials Science and Engineering A* [J], 2004, 386: 284
- [10] Liu Shiyong(刘世英), Li Wenzhen(李文珍), Xia Xiuying(贾秀颖) *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2010, 39(1): 134
- [11] Wang Zhaohui, Wang Xudong, Zhao Yuxin *et al.* *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*[J], 2010, 20(s): 1029
- [12] Nie K B, Wang X J, Wu K *et al.* *Materials Science and Engineering A*[J], 2011, 540: 123
- [13] Zheng M Y, Wu K, Yao C K. *Materials Science and Engineering A*[J], 2001, 318: 50
- [14] Hu H. *Journal of Materials Science*[J], 1998, 33: 1579
- [15] Chen S H, Jin P P, Schumacher G *et al.* *Compounds Science and Technology*[J], 2010, 70: 123
- [16] Zheng M Y, Wu K, Kamado S *et al.* *Materials Science and Engineering A*[J], 2003, 348: 67

- [17] Badini C, Marino F, Montorsi M *et al. Materials Science and Engineering A*[J],1992, 157: 53
- [18] Liu Shiyong, Gao Feipeng, Zhang Qiongyuan *et al. Transactions of Nonferrous Metals Society of China*[J], 2010, 20: 1222

## Effect of Heat Treatment on Microstructure and Mechanical Properties of Squeeze Cast $n\text{-SiC}_p/\text{AZ91D}$ Magnesium Matrix Composites

Zhang Congyang, Feng Rongyu, Li Wenzhen  
(Tsinghua University, Beijing 100084, China)

**Abstract:** Magnesium matrix composite reinforced with SiC nanoparticles ( $n\text{-SiC}_p/\text{AZ91D}$ ) was fabricated by squeeze casting. The microstructure and mechanical properties of the nanocomposite at as-cast state (F), solid solution state (T4) and artificial aging state (T6) were investigated by optical microscopy, X-ray diffraction, scanning electronic microscopy (SEM) and tensile tests. The results show that the solid solution treatment can dissolve the  $\beta\text{-Mg}_{17}\text{Al}_{12}$  eutectic phase in the matrix of  $n\text{-SiC}_p/\text{AZ91D}$  composites to produce single supersaturated solid solution  $\alpha\text{-Mg}$  phase and the ultimate tensile strength and elongation are significantly improved which can be up to 265 MPa and 13.7%, respectively. After aging treatment, the ultimate tensile strength and yield strength of the nanocomposite are further improved, which is 275 MPa and 145 MPa, respectively. SEM results show that the  $\beta\text{-Mg}_{17}\text{Al}_{12}$  phase is mainly precipitated in grain and at grain boundary as continuous or non continuous forms. In particular SiC nanoparticles have an important effect on the morphology, size and distribution of the  $\beta\text{-Mg}_{17}\text{Al}_{12}$  precipitation phase and they result in the fine and uniformly dispersed secondary precipitate phase to be formed, which gives full play to the secondary precipitation strengthening effect. Finally, the fracture morphology of  $n\text{-SiC}_p/\text{AZ91D}$  composites at different heat treatment conditions were observed by SEM and the fracture behavior were analyzed and discussed.

**Key words:** magnesium matrix nanocomposite; squeeze casting; heat treatment; microstructure; mechanical properties

---

Corresponding author: Li Wenzhen, Professor, School of Materials Science and Engineering, Tsinghua University, Beijing 100084, P. R. China, Tel: 0086-10-62773638, E-mail: zqqlwz@tsinghua.edu.cn