2019 年 10 月 October 2019

DOI: 10.19476/j.ysxb.1004.0609.2019.10.01

固相合成法制备 Al₂O₃ 亚微米颗粒 增强 AZ31 复合材料及强化机理



胡茂良,魏帅虎,吉泽升,许红雨,王 晔

(哈尔滨理工大学 材料科学与工程学院,哈尔滨 150040)

摘 要:采用固相合成方法制备 Al₂O₃ 亚微米颗粒增强 AZ31 镁基复合材料,利用 OM、SEM、TEM 对 Al₂O₃/AZ31 镁基复合材料进行组织观察,利用维氏硬度仪、电子万能拉伸试验机对 Al₂O₃/AZ31 镁基复合材料进行力学性能 测试。结果表明:经过固相合成后,Al₂O₃ 亚微米颗粒均匀的分布在 AZ31 基体中,通过对基体位错运动的钉扎 作用,使该区域的位错密度增加,促进动态再结晶形核,复合材料的晶粒被显著细化。Al₂O₃/AZ31 复合材料的力 学性能随着 Al₂O₃ 亚微米颗粒含量的增加而提高,当 Al₂O₃ 颗粒含量为 2%时,复合材料的力学性能达到最大值, 其硬度、抗拉强度、屈服强度和伸长率分别为 83HV、302 MPa、203 MPa 和 8.15%。

关键词:固相合成;AZ31 镁基复合材料;力学性能;强化机理;显微组织 文章编号:1004-0609(2019)-10-2217-08 中图分类号:TG146.2 文献标志码:A

镁及镁合金是目前工业领域最轻的结构工程材料 之一,具有密度低、比强度和比刚度高,电磁屏蔽性 能好等特点,被广泛的应用在航空航天、汽车、数码 3C等领域^[1-3]。然而,由于镁合金属于密排六方结构, 室温下的滑移面较少,导致其力学性能差,在一定程 度上限制了镁及镁合金的发展^[4]。陶瓷颗粒具有硬度 大、弹性模量高等特点,常被用来作为增强相。通过 添加陶瓷颗粒制备镁基复合材料,能够提高镁合金的 力学性能,扩大镁合金的应用领域。

对于颗粒增强镁基复合材料,颗粒尺寸对复合材料的组织和力学性能影响较大^[5]。微米级的颗粒增强相,能够通过阻碍晶界运动,起到细化晶粒的作用,提高了复合材料的屈服强度和抗拉强度,但其塑性较低^[6]。相比于微米级颗粒,亚微米级的颗粒增强相,能够通过钉扎位错,起到细化晶粒的作用,在有效提高复合材料的力学性能的同时,提高了复合材料的塑性^[7]。PARAMSOTHY等^[8]利用 DMD 技术将 50 nm 的Al₂O₃颗粒加入到 AZ31 和 ZK60 镁合金中,成功制备出纳米级 Al₂O₃颗粒增强的镁基复合材料。加入 Al₂O₃颗粒后,镁基体的晶粒显著细化,力学性能得到显著提高,其硬度由 64HV 提升到 83HV,抗拉强度由 263 MPa 升高到 317 MPa。盛绍顶等^[9]利用快速凝固结合粉末冶金法制备了 Al₂O₃颗粒增强 AZ91 镁基复合材

料,Al₂O₃颗粒在镁基体中均匀分布,复合材料的性能得到较大提高。PRASAD等^[10]利用粉末冶金法制备了Al₂O₃/Mg复合材料,研究了高温下复合材料的应力应变,在高应力下,复合材料的变形行为与基体的变形行为相似,当加载应力较低时,其复合材料的变形行为与基体的变形行为不同。HABIBNEJAD-KORAYEM等^[11]采用熔铸法制备了Al₂O₃/AZ31 镁基复合材料,当Al₂O₃颗粒含量为2%时复合材料的力学性能达到最佳值。范艳艳等^[12]将30 nm的Al₂O₃颗粒 作为增强相加入到AZ91D中,利用搅拌铸造法制备了Al₂O₃颗粒的存在,致使镁基体的晶粒显著细化,从而使复合材料的性能得到提高。

近年来,多数研究学者采用传统的熔铸法、粉末 冶金法和快速凝固法来制备 Al₂O₃/Mg 镁基复合材料, 然而传统的方法存在制备工艺复杂、原料烧损、成本 高等问题。固相合成法是将镁屑与增强颗粒经过机械 混合后,在一定压力下冷压成坯,然后加热到一定温 度,热挤成形,并最终得到复合材料。该方法制备工 艺简单、成本低廉、能够有效的避免了原料的烧损等 问题。武淑艳等^[13]利用固相合成法将回收的 AZ31 屑 料制备成合金,并分析了屑料对 AZ31 镁合金的组织 与力学性能的影响。文丽华等^[14]利用固相合成法制备

基金项目:国家自然科学基金资助项目(51404082);哈尔滨理工大学青年拔尖创新人才培养计划(201510)

收稿日期: 2018-08-30; 修订日期: 2018-11-22

通信作者: 胡茂良, 教授, 博士; 电话: 13936585119; E-mail: humaoliang@hrbust.edu.cn

了 Mg-Nd-Zn-Zr 镁合金,并研究了时效对该合金的组 织与性能的影响。然而,很少有研究学者利用固相合 成法制备镁基复合材料,因此,本研究采用固相合成 法制备尺寸为 500 nm 的 Al₂O₃颗粒增强 AZ31 镁基复 合材料,并研究不同含量 Al₂O₃颗粒对复合材料的组 织与力学性能的影响。

1 实验

1.1 试验材料

本试验选用东北轻合金有限公司生产的 AZ31 镁 合金作为镁基体,其具体化学成分如表 1 所列, Al₂O₃ 颗粒增强相选用河南洛阳兄弟耐火材料有限公司生产 的 Al₂O₃陶瓷颗粒,其平均粒径大小为 500 nm。

表1 AZ31 镁合金化学成分

Table 1Chemical composition of AZ31 magnesium alloy(mass fraction, %)

Al	Zn	Mn	Si	Cu	Fe	Mg
2.80	1.00	0.25	0.06	0.01	0.01	Bal

1.2 试验方法

AZ31 镁锭进行切屑加工,切屑加工成长 3.50~ 5.45 mm,宽 1.40~2.85 mm,厚度为 0.15~0.55 mm 的 长条状碎屑,然后将 AZ31 镁屑料与 500 nm 的 Al₂O₃ 颗粒放入行星式球磨机中,在氩气氛围下球磨 3 h,球 磨机的转速设定为 150 r/min。将球磨后的混合料装入 冷压模具中,在室温下,压力为 650 MPa,保压 15 s 后,制成直径为 40 mm,高为 40 mm 的圆柱坯料。最 后将得到的坯料放入热挤压模具中,其中,在热挤压 之前需要在模具外层涂抹石墨,以减小与套筒之间的 摩擦力,然后加热到 400 ℃,保温 20 min 后,在压力 为 600 MPa,挤压速度为 2 mm/s,挤压比为 25:1 的条 件下热挤出直径为 8 mm 的棒材,得到 Al₂O₃颗粒增 强的镁基复合材料。

1.3 分析测试

利用 OLYMPUS-GX71-6230A 型号的金相显微镜 和 FEI-SIRION 型号的扫描电镜对 Al₂O₃/AZ31 复合材 料进行显微组织观察和分析,其中测试试样须经过机 械抛光和腐蚀。采用万能电子拉伸实验机和维氏显微 硬度仪对复合材料进行力学性能测试和硬度测试。其 中拉伸测试和硬度测试时,每组实验测试 3 个点,取 平均值以保证数据的准确性。利用 Image-Pro Plus 软件 分析测量 Al₂O₃/AZ31 复合材料的晶粒大小分布情况。

2 实验结果

2.1 微观组织分析

图 1 所示为不同含量的 Al₂O₃ 亚微米颗粒增强 AZ31 镁基复合材料的微观组织形貌。如图 l(a)所示,



图1 Al₂O₃/AZ31 复合材料的微观组织形貌

Fig. 1 Optical microstructures of Al₂O₃/AZ31 composites paralleling to extrusion direction: (a) AZ31; (b) AZ31+0.5%Al₂O₃; (c) AZ31+1%Al₂O₃; (d) AZ31+2%Al₂O₃

材料的晶粒被显著细化。

当未添加 Al₂O₃颗粒时, AZ31 镁基体的晶粒大部分为 粗大变形的,存在少量的再结晶小晶粒。如图 1(b)所 示,当添加 0.5%的亚微米级 Al₂O₃颗粒时,复合材料 的晶粒被细化,且在大的变形晶粒周围开始出现"项 链状"再结晶小晶粒。由于亚微米级的 Al₂O₃颗粒存 在,对基体中的位错运动起到钉扎作用^[15],促使该区 域的位错密度增大,形成高密度位错区,该区域促进 了动态再结晶形核,并最终使复合材料的晶粒被细化。 如图 1(c)所示,随着 Al₂O₃颗粒含量的增加,复合材 料的晶粒尺寸逐渐降低,其再结晶小晶粒逐渐增多。 当 Al₂O₃颗粒含量为 2%时,动态再结晶充分发生,粗 大晶粒被细化,复合材料的晶粒尺寸显著减小,如图 1(d)所示。由于 Al₂O₃颗粒含量的增加,其在镁基体中 的分布更加均匀,导致其钉扎效果更加显著,使复合

图2所示为不同含量的Al₂O₃/AZ31复合材料的平均晶粒尺寸。如图2所示,当未添加Al₂O₃颗粒时, AZ31 镁基体的晶粒大小为34.56 µm。当添加Al₂O₃颗粒后,复合材料的晶粒被显著细化。当Al₂O₃颗粒 含量为0.5%和1%时,复合材料的晶粒大小为29.67 µm和26.45 µm,相比于AZ31镁基体,其晶粒尺寸分 别下降了14.14%和23.46%。当Al₂O₃颗粒含量为2% 时,复合材料的晶粒达到最小20.38 µm,相比于AZ31 镁基体,其晶粒尺寸下降了41.03%。一方面由于亚微 米Al₂O₃颗粒的存在,对复合材料中的位错运动起到 钉扎作用,且伴随着Al₂O₃颗粒含量的增加,其钉扎 作用逐渐增强,对位错运动的阻碍增大,并最终提高 了该区域的位错密度,高密度位错区能够有效地促进 再结晶形核,从而使复合材料的晶粒被显著细化;另 一方面,由于Al₂O₃颗粒含量的增加,其在基体中的



图 2 Al₂O₃/AZ31 复合材料的平均晶粒尺寸

Fig. 2 Statistical grain size distributions of $Al_2O_3/AZ31$ composites

分布逐渐均匀,从而起到了弥散强化的作用。

图 3 所示为 2%含量的 Al₂O₃/AZ31 复合材料的 SEM 像。如图 3(a)所示,固相合成后,亚微米级的 Al₂O₃颗粒均匀的分布在 AZ31 镁基体中。Al₂O₃颗粒 与 AZ31 镁基体的界面结合是完好的,没有微裂纹和 微孔产生。在 Al₂O₃ 颗粒周围,存在动态再结晶的晶 粒,如图 3(b)所示。图 3(c)所示为图 3(b)中点 C 的能 谱分析, 白色颗粒为添加的 Al₂O₃颗粒增强相。图 3(d) 所示为图 3(a)中直线 A 的线扫描分析,其结果进一步 证明了图中白色颗粒为 Al₂O₃ 颗粒。由于镁合金滑移 系少,层错能低,晶界扩散速率高,位错易塞积,在 热挤压过程中容易产生高密度位错区,且在热挤压过 程中,达到了镁合金的再结晶温度区间,促使了复合 材料发生再结晶。同时,在热挤压过程中,由于亚微 米级的 Al₂O₃颗粒存在, 使复合材料发生晶格畸变, 造成该区域的应力集中,复合材料释放应力形成位错, Al₂O₃颗粒对位错运动起到钉扎作用,促使该区域的 位错密度不断累积,最终形成高密度位错区,该区域 促进了动态再结晶的形核并发生再结晶现象。

图 4 所示为含 2%Al₂O₃ 的 Al₂O₃/AZ31 复合材料 的 TEM 像。复合材料经过固相合成后,在 Al₂O₃颗粒 周围,形成了高密度的位错区域。该区域形成的主要 原因:一方面,在固相合成过程中,由于亚微米级的 Al₂O₃颗粒的存在,对复合材料中位错的运动起到钉 扎作用,使该区域的位错密度逐渐累积并形成高密度 位错区;另一方面,由于 Al₂O₃颗粒与 AZ31 镁基体 在力学和热力学上的不匹配,导致在 Al₂O₃颗粒与 AZ31 镁基体的界面结合处会产生热错配残余应力, 该应力的存在促进了位错的形成,且伴随着热挤压过 程,其应力不断增加,并最终在 Al₂O₃颗粒周围形成 高密度位错区^[16]。该区域被誉为再结晶形核的理想场 所,能够有效地促进动态在结晶的形核,使复合材料 的晶粒被显著细化。

2.2 力学性能分析

图5所示为不同含量的Al₂O₃/AZ31复合材料的维 氏硬度。随着 Al₂O₃颗粒含量的增加,复合材料的硬 度显著提高。当 Al₂O₃颗粒含量为 2%时,复合材料的 硬度达到最大值 83HV,相比于未添加 Al₂O₃颗粒时, 复合材料的硬度提高了 31.74%。复合材料硬度增加的 主要原因: Al₂O₃颗粒在 AZ31 镁基体中的均匀分布, 起到了弥散强化的作用。此外,由于 Al₂O₃颗粒的存 在,对复合材料中的位错运动起到了钉扎作用,从而 使复合材料的晶粒被显著细化,起到了细晶强化的作 用,且 Al₂O₃颗粒属于陶瓷颗粒,其具有较高的强度



图 3 Al₂O₃/AZ31 复合材料的 SEM 像和能谱分析结果

Fig. 3 SEM micrographs and EDS analysis results of $Al_2O_3/AZ31$ composites by solid-phase synthesis: (a) Distribution morphology of Al_2O_3 parties in AZ31 alloy; (b) High magnification of zone *B*; (c) EDS analysis of point *C*; (d) Linear SEM-EDS of line *A* in Fig. 3(a))



图 4 Al₂O₃/AZ31 复合材料的 TEM 像

Fig. 4 TEM images of Al₂O₃/AZ31 composites: (a) Al₂O₃ particles; (b) High dislocation density zone near Al₂O₃ particles

和硬度,在复合材料承受较大的载荷时,能够有效地 承担较大的载荷,起到载荷转移的作用^[17]。

图6所示为不同含量的Al₂O₃/AZ31复合材料的屈服强度、抗拉强度、伸长率。如图6所示,随着Al₂O₃

颗粒含量的增加,其复合材料的屈服强度、抗拉强度、 伸长率逐渐提高。当未添加 Al₂O₃ 颗粒时,AZ31 镁基 体的抗拉强度、屈服强度和伸长率分别为 260 MPa、 163 MPa 和 4.5%;当 Al₂O₃ 颗粒含量为 2%时,复合 材料的抗拉强度、屈服强度和伸长率分别达到最大值 302 MPa、203 MPa和8.15%,相比于AZ31 镁基体, 分别提高了16.15%、24.54%和81.11%。由此可知, 随着亚微米 Al₂O₃ 颗粒的加入,复合材料的抗拉强度 和屈服强度提高的同时,其伸长率得到较大提高。



图 5 Al₂O₃/AZ31 复合材料的维氏硬度

Fig. 5 Vickers hardness of Al₂O₃/AZ31 composites



图 6 Al₂O₃/AZ31 复合材料的强度及伸长率



3 分析与讨论

由于亚微米级 Al₂O₃ 颗粒的存在,从而使 Al₂O₃/ AZ31 复合材料的力学性能得到显著提高。首先要归 因于载荷转化。由于 Al₂O₃ 颗粒具有高的硬度和弹性 模量,在复合材料承受较大的应力时,能够有效地分 担载荷,从而提高复合材料的屈服强度。载荷转化对 复合材料屈服强度的影响可以通过式(1)计算^[18]:

$$\Delta \sigma_{\text{load}} = 0.5 V_{\text{p}} \sigma_{\text{m}} \tag{1}$$

式中:
$$\sigma_{\rm m}$$
表示 AZ31 镁合金的屈服强度为 163 MPa;

V_p表示含量为 2%的 Al₂O₃ 颗粒的体积分数为 0.54%,因此,通过式(1)计算可知,通过载荷转化复合材料的屈服强度提高 0.44 MPa。

在热挤压过程中,由于 Al₂O₃ 颗粒与 AZ31 镁基 体在力学和热力学上的不匹配(*A*_{CTE}),在界面处会产 生热错配残余应力,导致在 Al₂O₃ 颗粒周围可以形成 高密度位错区,从而提高了复合材料的屈服强度。 *A*_{CTE} 对复合材料屈服强度的提高可以通过式(2)计 算^[19-20]:

$$\Delta_{\rm CTE} = \omega G b \sqrt{\frac{12\Delta T \Delta_{\alpha} V_{\rm p}}{bD(1 - V_{\rm p})}}$$
(2)

式中: Δ_{α} 表示 AZ31 镁合金与 Al₂O₃颗粒之间热膨胀 系数之差为 25.26×10⁻⁵ °C⁻¹; Δ_{T} 表示热加压温度与室 温的差值为 375 °C; *b* 表示镁的晶格常数为 0.321 nm; *G* 表示为 AZ31 镁合金的剪切模量 16.6 GPa; ω 设为 常数 1; *D* 和 V_{p} 分别表示 Al₂O₃颗粒的平均直径和所 占的体积分数分别为 500 nm 和 0.54%。因此,通过式 (2)计算可知,通过位错强化机制使复合材料的屈服强 度提高 20.37 MPa

固相合成过程中,由于 Al₂O₃ 颗粒的存在,使 Al₂O₃/AZ31 复合材料的晶粒得到显著细化,从而起到 了细晶强化的作用,使复合材料的屈服强度得到有效 提高。细晶强化对复合材料屈服强度的提高可以通过 Hall-Patch 式(3)计算^[21]:

$$\Delta_{\text{Hall-Patch}} = K(d_{\text{composite}}^{-1/2} - d_{\text{AZ31}}^{-1/2})$$
(3)

式中: $d_{\text{composite}} \oplus d_{\text{AZ31}}$ 分别表示复合材料和 AZ31 镁 基体的平均晶粒大小分别为 20.38 µm 和 34.56 µm; *K* 表示 Hall-Patch 系数为 0.13 MPa·m^{1/2}。

通过式(3)计算可知,通过细晶强化使复合材料的 屈服强度提高了 6.76 MPa。对于亚微米级颗粒可以增 强金属基复合材料,存在 Orowan 强化机制(*A*_{Orowan}), 能够有效地提高复合材料的屈服强度。Orowan 强化机 制对复合材料屈服强度的提高可以通过公式 Orowan-Ashby(4)计算^[22-23]:

$$\Delta_{\text{Orowan}} = \frac{0.13Gb}{D[(0.5V_{\text{p}})^{1/3} - 1]} \ln \frac{D}{2b}$$
(4)

因此,通过式(4)计算可得,利用 Orowan 强化机制可以使复合材料的屈服强度提高 9.26 MPa。颗粒增强金属基复合材料的理论屈服强度可以通过式(5)计算^[24]:

$$\sigma_{\rm c} = (1+0.5V_{\rm p}) \left\{ \sigma_{\rm m} + A + B + \frac{AB}{\sigma_{\rm m}} \right\}$$
(5)

式中: σ_{c} 表示复合材料的理论屈服强度;A和B分别 表示 A_{CTE} 和 A_{Orowan} 强化; $0.5V_{p}$ 表示载荷转化作用。

表 2 所列为通过 $\Delta_{load} \times \Delta_{CTE} \times \Delta_{Hall-Patch}$ 和 Δ_{Orowan} 强化的计算值和复合材料的理论屈服强度。由表 2 可 知,复合材料的理论屈服强度和实验值存在一定的差 值,其差值为 8.17 MPa,造成差值的原因可能为由于 亚微米级的 Al₂O₃ 颗粒的存在,对复合材料的晶粒起 到一定的影响,从而使实验值高于理论计算值。由此 可知,对于亚微米级 Al₂O₃ 颗粒增强 AZ31 镁基复合 材料,通过 $\Delta_{load} \propto \Delta_{CTE} \propto \Delta_{Hall-Patch}$ 和 Δ_{Orowan} 强化机 理,能够有效地提高复合材料的屈服强度。

表2 Al₂O₃/AZ31 复合材料屈服强度的理论计算值

Table 2Calculated value of $Al_2O_3/AZ31$ composites yieldstrength

⊿ _{load} /	⊿ _{CTE} /	⊿ _{Hall-Patch} /	⊿ _{Orowan} /	$\sigma_{ m c}{}^{/}$ MPa
MPa	MPa	MPa	MPa	
0.44	20.37	6.76	9.26	194.83

4 结论

1) 固相合成法可以制备 Al₂O₃ 亚微米颗粒增强 AZ31 镁基复合材料,且Al₂O₃颗粒均匀地分散在AZ31 镁基体中,复合材料晶粒被显著细化。

2) Al₂O₃/AZ31 复合材料的力学性能随着 Al₂O₃颗粒含量的增加而提高。当 Al₂O₃颗粒含量为 2%时,复合材料的性能达到最大值,其硬度、抗拉强度、屈服强度和伸长率分别为 83HV、302 MPa、203 MPa 和 8.15%。

3) 由于 Al₂O₃ 颗粒的存在,对位错运动起到了钉 扎效果,促进了动态再结晶形核,从而使复合材料晶 粒被细化。通过 A_{load}、 A_{CTE}、 A_{Hall-Patch} 和 A_{Orowan} 强 化机理,复合材料的屈服强度得到显著提高。

REFERENCES

[1] 盛绍顶,陈 鼎,陈振华,陈 刚,严红革.快速凝固/粉 末冶金 AZ91/SiC_p 镁基复合材料的相组成及界面[J].中国 有色金属学报,2008,18(7):1185-1190.

SHENG Shao-ding, CHEN Ding, CHEN Zhen-hua, CHEN Gang, YAN Hong-ge. Phase composition and interface of rapidly solidified/powder metallurgy AZ91/SiC_p Mg-based composite material[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2008, 18(7): 1185–1190.

[2] 胡 志,闫 洪,聂 俏,凌李石保.超声法制备纳米 SiC 颗粒增强 AZ61 镁基复合材料的显微组织[J].中国有 色金属学报,2009,19(5):841-846.

HU Zhi, YAN Hong, NIE Qiao, LING Li-shi-bao. Microstructure of SiC nanoparticles reinforced AZ61 magnesium composites fabricated by ultrasonic method[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2009, 19(5): 841–846.

- [3] 吴国华,肖 寒,周慧子,王瑞雪,程 明,张士宏.挤压 态 AZ31 镁合金温热拉伸性能的各向异性[J].中国有色金 属学报, 2017, 27(1): 57-63.
 WU Guo-hua, XIAO Han, ZHOU Hui-zi, WANG Rui-xue, CHENG Ming, ZHANG Shi-hong. Anisotropy of warmtemperature tensile properties of extruded AZ31 magnesium alloy[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2017, 27(1): 57-63.
- [4] 李结木, 邓坤坤. 热处理对颗粒增强镁基复合材料组织与 性能的影响[J]. 材料热处理报, 2012, 33(9): 29-32.
 LI Jie-mu, DENG Kun-kun. Effect of heat treatment on microstructure and mechanical properties of particle reinforced magnesium matrix composite[J]. Transactions of Materials and Heat Treatment, 2012, 33(9): 29-32.
- [5] 王艳彬,陈嫚丽,赵志翔. Al₂O₃ 微粒的尺度律对镁微观组
 织和拉伸性能的影响[J].精密成形工程,2011,3(2):15-19, 30.

WANG Yan-bin, CHEN Man-li, ZHAO Zhi-xiang. Effects on magnesium microstructure and mechanical properties of the scaling laws of Al₂O₃ micro-particles[J]. Journal of Netshape Forming Engineering, 2011, 3(2): 15–19, 30.

- [6] PARK B G, CROSKY A G, HELLIER A K. Fracture toughness of microsphere Al₂O₃-Al particulate metal matrix composites[J]. Composites Part B, 2008, 39(7/8): 1270–1279.
- [7] OZSOY I, LI G, CHOI H, ZHAO H J. Shape effects on nanoparticle engulfment for metal matrix nano composites[J]. Journal of Crystal Growth, 2015, 422: 62–68.
- [8] PARAMSOTHY M, CHAN J, KWOK R, GUPTA M. Al₂O₃ nanoparticle addition to commercial magnesium alloys: Multiple beneficial effects[J]. Nanomaterials, 2012, 2(2): 147–162.
- [9] 盛绍顶, 严红革, 陈振华. 快速凝固结合粉末冶金法制备
 Al₂O₃颗粒增强 AZ91 镁基复合材料的组织与力学性能[J].
 机械工程材料, 2010, 34(10): 40-42, 54.
 SHEN Shao-ding, YAN Hong-ge, CHEN Zhen-hua.
 Microstructure and mechanical properties of Al₂O_{3p}/AZ91

Mg-based composites prepared by RS/PM process[J]. Materials for Mechanical Engineering, 2010, 34(10): 40-42, 54.

- [10] PRASAD Y V R K, RAO K P, GUPTA M. Hot workability and deformation mechanisms in Mg/nano-Al₂O₃ composites[J]. Composites Science & Technology, 2009, 69(7/8): 1070–1076.
- [11] HABIBNEJAD-KORAYEM M, MAHMUDI R, POOLE W J. Work hardening behavior of Mg-based nano-composites strengthened by Al₂O₃ nano-particles[J]. Materials Science & Engineering A, 2013, 567(4): 89–94.
- [12] 范艳艳, 李秋书, 李亚斐. Al₂O₃ 颗粒增强 AZ91D 镁基复合材料的研究[J]. 中国铸造装备与技术, 2011, 2011(1): 16-19.

FAN Yan-yan, LI Qiu-shu, LI Ya-fei. A study on AZ91D Mg matrix compound materials enforced by Al₂O₃ particles[J]. China Foundry Machinery & Technology, 2011, 2011(1): 16–19.

- [13] WU Shu-yan, JI Ze-sheng, RONG Shou-fan, HU Mao-liang. Microstructure and mechanical properties of AZ31B magnesium alloy prepared by solid-state recycling process from chips[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2010, 20(5): 783–788.
- [14] 文丽华,吉泽升,许红雨,王宝芹,宁慧燕,翁江翔,胡茂良. 固相再生 Mg-Nd-Zn-Zr 镁合金的时效强化[J]. 中国有色金属学报,2016,26(7):1408-1413.
 WEN Li-hua, JI Ze-sheng, XU Hong-yu, WANG Bao-qin, NING Hui-yan, WENG Jiang-xiang, HU Mao-liang. Aging strengthening of Mg-Nd-Zn-Zr magnesium alloy prepared by solid recycling process[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2016, 26(7): 1408-1413.
- [15] DENG K K, WU K, WU Y W, NIE K B, ZHENG M Y. Effect of submicron size SiC particulates on microstructure and mechanical properties of AZ91 magnesium matrix composites[J]. Journal of Alloys & Compounds, 2010, 504(2): 542–547.

- [16] DENG K K, WANG X J, WANG C J, SHI J Y, HU X S, WU K. Effects of bimodal size SiC particles on the microstructure evolution and fracture mechanism of AZ91 matrix at room temperature[J]. Materials Science & Engineering A, 2012, 553(38): 74–79.
- [17] SUN X F, WANG C J, DENG K K, KANG J W, BAI Y, NIE K B, SHANG S J. Aging behavior of AZ91 matrix influenced by 5 μm SiC_p: Investigation on the microstructure and mechanical properties[J]. Journal of Alloys & Compounds, 2017, 727(5): 1263–1272.
- [18] RAMAKRISHNAN N. An analytical study on strengthening of particulate reinforced metal matrix composites[J]. Acta Materialia, 1996, 44(1): 69–77.
- [19] GUO X, SHECHTMAN D. Extruded high-strength solid materials based on magnesium with zinc, yttrium, and cerium additives[J]. Glass Physics and Chemistry, 2005, 31(1): 44–52
- [20] HASSAN S F, GUPTA M. Effect of type of primary processing on the microstructure, CTE and mechanical properties of magnesium/alumina nanocomposites[J]. Composite Structures, 2006, 72(1): 19–26.
- [21] HANSEN N. The effect of grain size and strain on the tensile flow stress of aluminium at room temperature[J]. Acta Materialia, 1977, 25(8): 863–869.
- [22] HAN B Q, DUNAND D C. Microstructure and mechanical properties of magnesium containing high volume fractions of yttria dispersoids[J]. Materials Science & Engineering A, 2000, 277(1/2): 297–304
- [23] NGUYEN Q B, GUPTA M. Enhancing compressive response of AZ31B magnesium alloy using alumina nano particulates[J]. Composites Science & Technology, 2008, 68(10/11): 2185-2192.
- [24] ZHANG Z, CHEN D L. Contribution of Orowan strengthening effect in particulate-reinforced metal matrix nanocomposites[J]. Materials Science & Engineering A, 2008, 483(1): 148–152.

Fabrication of submicron size Al₂O₃/AZ31 composite prepared by solid-phase synthesis and its strengthening mechanism

HU Mao-liang, WEI Shuai-hu, JI Ze-sheng, XU Hong-yu, WANG Ye

(School of Materials Science and Engineering, Harbin University of Science and Technology, Harbin 150040, China)

Abstract: The solid-phase synthesis was used to prepare the submicron size $Al_2O_3/AZ31$ composite. Its microstructure and mechanical properties were characterized by optical microscopy, scanning electron microscopy, transmission electron microscopy, Vickers hardness tester and electron universal strength tester. The results show that the submicron size Al_2O_3 particles are uniformly distributed in AZ31 magnesium matrix after solid-phase synthesis. Al_2O_3 particles increase the dislocation density by pinning the dislocation motion of the matrix, promoting the dynamic recrystallization nucleation, resulting in refined grains of the composites. Meanwhile, the mechanical properties of the composites increase with the increase of the content of submicron size Al_2O_3 particles. When the content of Al_2O_3 particles is 2%, the mechanical properties of the composite reach the maximum. The hardness, tensile strength, yield strength and elongation are 83HV, 302 MPa, 203 MPa and 8.15%, respectively.

Key words: solid-phase synthesis; AZ31 magnesium composites; mechanical property; strengthening mechanism; microstructures

Received date: 2018-08-30; Accepted date: 2018-11-22

Corresponding author: HU Mao-liang; Tel: +86-13936585119; E-mail: humaoliang@hrbust.edu.cn

(编辑 王 超)

Foundation item: Project(51404082) supported by the National Natural Science Foundation of China; Project(201510) supported by the Science Funds for the Young Innovative Talents of HUST, China