

# 搅拌铸造金属 Ti 颗粒增强 AZ91D 复合材料的组织与力学性能

谢 耀<sup>1, 2</sup>, 康跃华<sup>2</sup>, 李新涛<sup>2</sup>, 韩胜利<sup>2</sup>, 周 楠<sup>2</sup>, 郑开宏<sup>2</sup>, 张 静<sup>2, 3</sup>, 潘复生<sup>2, 3</sup>

(1. 中南大学材料科学与工程学院, 湖南长沙 410083; 2. 广东省金属强韧化技术与应用重点实验室, 广东省科学院材料与加工研究所, 广东广州 510650; 3. 重庆大学材料科学与工程学院, 重庆 400044)

**摘要:** 采用光学显微镜、扫描电子显微镜和室温拉伸力学性能测试研究了搅拌铸造制备金属Ti颗粒增强AZ91D复合材料的搅拌温度(580~710 ℃)、速度(300~500 rpm)和时间(10~30 min)对Ti颗粒分布均匀性、微观组织和力学性能的影响。试验结果表明, 复合材料铸锭底部的Ti颗粒体积分数比顶部高, 提高搅拌速度明显改善底部Ti颗粒的分布均匀性, 但是搅拌温度和时间对Ti颗粒分布均匀性的影响较小。添加Ti颗粒使共晶相 $\beta$ -Mg<sub>17</sub>Al<sub>12</sub>的长度尺寸降低, Ti颗粒与镁基体的复合界面不存在空洞, 并且Ti元素扩散进入镁基体, 部分界面处生成少量细小方块状Al-Ti-Mn金属间化合物。复合材料的屈服强度和抗拉强度分别为97 MPa和117 MPa, 比AZ91D镁合金基体分别提高35%和15%。

**关键词:** 镁基复合材料; 搅拌铸造; 钛颗粒; 微观组织; 力学性能

## 作者简介:

谢 耀(1994-), 男, 硕士生, 研究方向为镁基复合材料。E-mail: 601789654@qq.com

## 通讯作者:

康跃华, 男, 高级工程师, 博士。电话: 020-61086666, E-mail: yhkang@gimp.gd.cn; 郑开宏, 男, 教授级高级工程师, 博士。电话: 020-61086610, E-mail: zhengkaihong@gimp.gd.cn

中图分类号: TB331

文献标识码: A

文章编号: 1001-4977(2021)07-0793-07

## 基金项目:

广东省科学院建设国内一流研究机构行动专项(2020GDASYL-20200101001); 广东省基础与应用基础研究重大项目、基金项目(2020B0301030006、2020A1515011546)。

## 收稿日期:

2021-02-04 收到初稿,  
2021-04-09 收到修订稿。

镁合金是目前可应用的最轻的金属结构材料, 比钢铁轻约75%, 比铝合金轻约30%, 具有比强度、比刚度高、导热导电性能良好、减震性能优异和容易回收等优点, 在航空航天、交通运输和3C电子产品等领域具有广泛的应用潜力。但是, 镁合金的绝对强度和弹性模量偏低, 使其应用受到限制<sup>[1]</sup>。

利用高弹性模量的陶瓷颗粒如SiC(420~450 GPa)和Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>(380~450 GPa)作为增强体制备镁基复合材料可以有效提高镁合金的绝对强度和弹性模量<sup>[2-3]</sup>。据文献报道, 体积分数为15.1%的SiC颗粒增强AZ91复合材料的屈服强度和弹性模量分别高达208 MPa和54 GPa, 相比AZ91镁合金基体分别高24%和10%<sup>[2]</sup>。但是, 与基体镁合金相比其断裂伸长率(2.5%)显著降低, 分析认为SiC颗粒硬度大, 不易变形, 使复合界面的应力不易释放而快速集中, 导致界面过早开裂、扩展连接而断裂。针对该问题, 有学者采用金属Ti颗粒作为增强体以适度降低增强体的弹性模量, 其弹性模量约为106 GPa, 比SiC和Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>陶瓷颗粒的弹性模量大幅降低, 但仍然远高于金属镁(约为45 GPa)<sup>[4]</sup>。金属Ti与镁熔体具有优异的润湿性<sup>[5]</sup>。因此, 金属Ti颗粒作为增强体, 可提高镁合金综合力学性能(如强度、弹性模量和塑性)。已有学者对喷射沉积、粉末冶金和搅拌铸造法制备Ti颗粒增强镁基复合材料及其组织和力学性能进行了一定研究, 结果表明Ti颗粒比SiC颗粒能更好地保持镁合金基体的塑性, 并且一定程度上提高强度和弹性模量<sup>[6-11]</sup>。搅拌铸造法相比喷射沉积和粉末冶金法工艺灵活、流程短、成本低, 且适合大规模生产铸件和变形用铸锭。但是, Ti颗粒增强镁基复合材料的搅拌铸造工艺及其组织与性能仍有待系统和深入研究。

因此, 本文以AZ91D镁合金为基体合金, 对搅拌铸造制备金属Ti颗粒增强复合材料的搅拌工艺包括搅拌速度、温度和时间对Ti颗粒的分布均匀性及其显微组织和力学性能进行了系统研究。

## 1 试样制备与方法

AZ91D镁合金基体的化学成分如表1所示，其熔化温度区间约为426~596℃<sup>[12]</sup>。金属Ti颗粒为近球形，平均粒径为32 μm（图1）。搅拌铸造设备如图2所示，熔炼炉为电阻加热炉，熔炼坩埚采用低碳钢，搅拌器（金属钛材质）为斜叶开启涡轮式，叶片数3，倾角45°，叶片旋转直径80 mm，叶片宽度20 mm，厚度4 mm，置于坩埚中心距底部约30 mm。复合材料锭3.0 kg，其中Ti颗粒的添加量为0.3 kg，质量分数为10%，体积分数为4%。Ti颗粒添加前，真空干燥箱80℃预热2 h以上。熔炼和搅拌过程中采用CO<sub>2</sub>和SF<sub>6</sub>混合气体（体积分数比为100:1）进行保护，首先升温至710℃熔化AZ91D镁合金锭，搅拌10 min后保温0.5 h以制备基体合金熔体。然后，在580℃、650℃或710℃进行降温后再搅拌或直接搅拌。当搅拌温度为580℃时，待熔体温度降至630℃时放入搅拌器进行搅拌，待温度进一步降至580℃时添加Ti颗粒，添加完毕后搅拌一定时间，再边搅拌边升温至650℃进行浇注。当搅拌温度为650℃和710℃时，浇注温度也是650℃和710℃。搅拌速度设计为300 rpm、400 rpm和500 rpm，搅拌时间为10 min、20 min和30 min。浇注采用低碳钢圆柱形模具（直径为105 mm），并预热至250℃<sup>[12]</sup>，浇注后0.5 h取出铸锭。

将铸锭去除冒口，沿中间剖开，从底部和顶部的中心和边缘切取金相试样（10 mm×10 mm×10 mm）。采用光学显微镜（OM，Leica DMI3000M）观察Ti颗粒的分布均匀性，利用Image Pro Plus软件对Ti颗粒体积分数进行测量。由于铸锭中心和边缘具有相似的Ti颗粒分布均匀性，因此下述试验结果仅列出中心试样的金相组织。选取Ti颗粒分布均匀性最高的铸锭，进一步对其金相试样进行SEM显微组织观察和能谱分析（EDS）。在铸锭底部切取板状拉伸试样（平行段尺寸为32 mm×6 mm×3 mm）。室温拉伸试验采用DNS200型万能材料试验机，拉伸速度为2 mm/min，每组重复测试至少3个试样。并采用完全相同的搅拌铸造工艺制备AZ91D镁合金，以对比复合材料的显微组织和力学性能。

## 2 试验结果与讨论

### 2.1 搅拌工艺参数对Ti颗粒分布均匀性的影响

图3为不同搅拌温度下制备的Ti颗粒增强AZ91D复合材料（记为Ti<sub>p</sub>-AZ91D，其中p代表颗粒）铸锭顶部和底部的金相组织，搅拌速度和时间均为400 rpm和10 min，观察到铸锭顶部组织中的Ti颗粒数量比底部明显较少，搅拌温度分别为580℃、650℃和710℃时，铸锭顶部和底部对应的Ti颗粒体积分数分别为1.87%、

8%，0.6%、8.77%和0.5%、7.13%。原因是Ti颗粒的密度（4.5 g/cm<sup>3</sup>）比AZ91D镁合金熔体的密度（1.7 g/cm<sup>3</sup>）偏大，在搅拌铸造中发生部分沉降。进一步对比铸锭的底部组织（图3d、e、f），观察到各搅拌温度下的Ti颗粒分布均匀性没有明显差别。AZ91D的熔体温度为580℃时，熔体中会凝固生成体积分数约为30%的α-Mg固体相，为液固两相区，也即半固态区<sup>[13]</sup>，半固态中固相与Ti颗粒团聚体的碰撞摩擦有助于促进Ti颗粒的分散以提高其分布均匀性。此外，半固态熔体粘度较大，有利于Ti颗粒悬浮以及抑制沉降<sup>[14]</sup>。但是，本试验结果显示搅拌温度为580℃时对Ti颗粒分布均匀性的改善并不明显。进一步降低熔体搅拌温度，使固相体积分急剧增加，甚至使熔体表面由于温度降低较高而发生凝固，而阻碍熔体搅拌。并且降低熔体搅拌温度需要增加制备时间和工艺控制难度。但是，当熔体温度高至650℃或710℃时，会加剧熔体氧化以及搅拌过程中引入气孔和夹杂（图3e、f）。因此，本试验条件下选取搅拌温度为580℃。

图4为不同搅拌速度下制备的Ti<sub>p</sub>-AZ91D复合

表1 AZ91D镁合金的化学成分  
Table 1 Chemical composition of AZ91D magnesium alloy

								w <sub>B</sub> /%
Al	Zn	Mn	Si	Cu	Ni	Fe	Be	Mg
8.99	0.771	0.268	0.009 2	0.001 6	0.000 7	0.003 1	0.000 8	余量

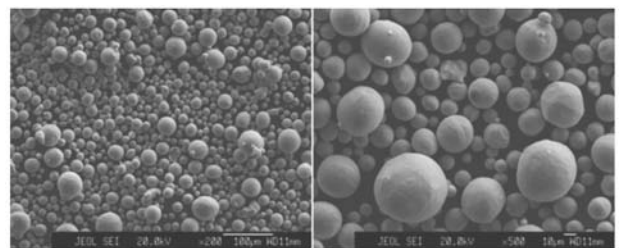


图1 金属Ti颗粒形貌的微观形貌图

Fig. 1 Morphology of metal Ti particles imaged by SEM

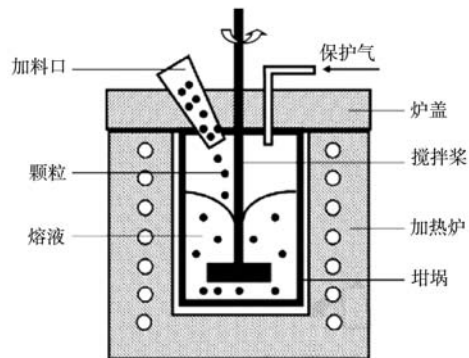


图2 搅拌铸造的设备示意图

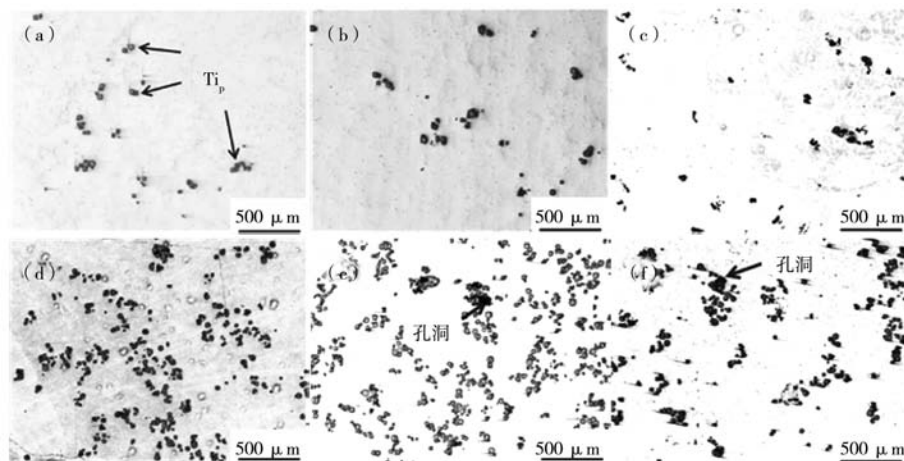
Fig. 2 Schematic diagram of stir casting device

材料铸锭顶部和底部的金相组织，搅拌温度和时间均为580 ℃和10 min，观察到铸锭顶部组织中的Ti颗粒数量还是比底部少，搅拌速度分别为300 rpm、400 rpm和500 rpm时，铸锭顶部和底部对应的Ti颗粒体积分数分别为1.5%、7.5%，1.87%、8%和2.6%、9.4%。由于铸锭顶部和底部存在明显的体积分数差别，表明存在Ti颗粒的沉降。进一步对比图4d、e、f，观察到搅拌速度为500 rpm时的铸锭底部组织中Ti颗粒分布均匀性较高。通常提高搅拌速度可以增加剪切力，有利于分散Ti颗粒的团聚体以及悬浮熔体中的Ti颗粒<sup>[15]</sup>。但是，搅拌速度越高，搅拌过程中形成的漩涡越大，搅拌过程越不稳定，越容易引入气体和夹杂。因此，本试验条件下选取搅拌速度为500 rpm。

由于搅拌温度为580 ℃时，需要升温至650 ℃才能浇注，制备时间较长，且未能抑制Ti颗粒的沉降。同

时，搅拌速度越大越容易卷入气体夹杂。因此，为探讨搅拌时间对Ti颗粒分布均匀性的影响，选取搅拌温度为650 ℃，速度为400 rpm。图5所示为不同搅拌时间下制备的Ti<sub>p</sub>-AZ91D 复合材料铸锭顶部和底部的金相组织。同样观察到铸锭顶部组织中的Ti颗粒数量比底部少，随搅拌时间延长，铸锭顶部和底部对应的Ti颗粒体积分数分别为0.6%、8.77%，1.5%、7.5%和0.75%、6.1%，而且Ti颗粒的分布均匀性不存在明显的差异。因此，在该范围内增加搅拌时间不能抑制Ti颗粒的沉降，并且没有促进Ti颗粒的分散。由于延长搅拌时间，容易导致组织中形成孔洞（如图5e、f）。因此，本试验条件下搅拌时间选择10 min。

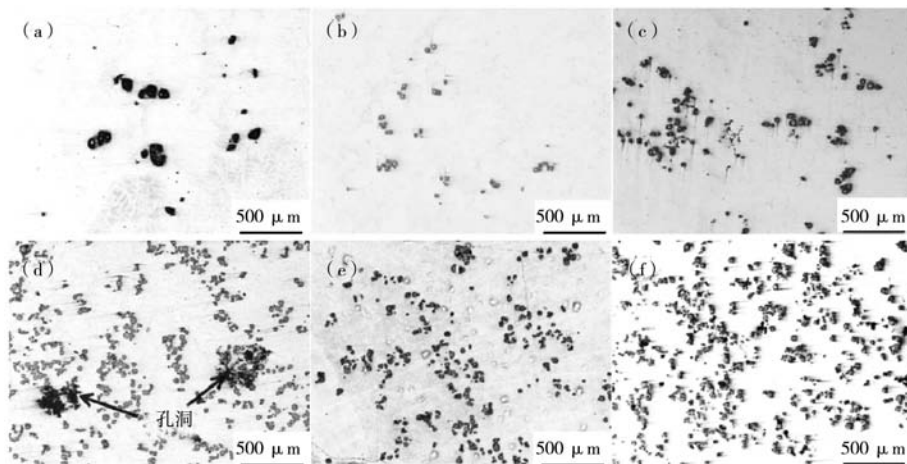
综上，本试验中Ti<sub>p</sub>-AZ91D复合材料选取的搅拌铸造工艺的搅拌温度、速度和时间分别为580 ℃、500 rpm和10 min。



(a)、(d) 580 ℃；(b)、(e) 650 ℃；(c)、(f) 710 ℃

图3 不同搅拌温度下制备的Ti<sub>p</sub>-AZ91D 复合材料铸锭顶部(a-c)和底部(d-f)的光学金相组织

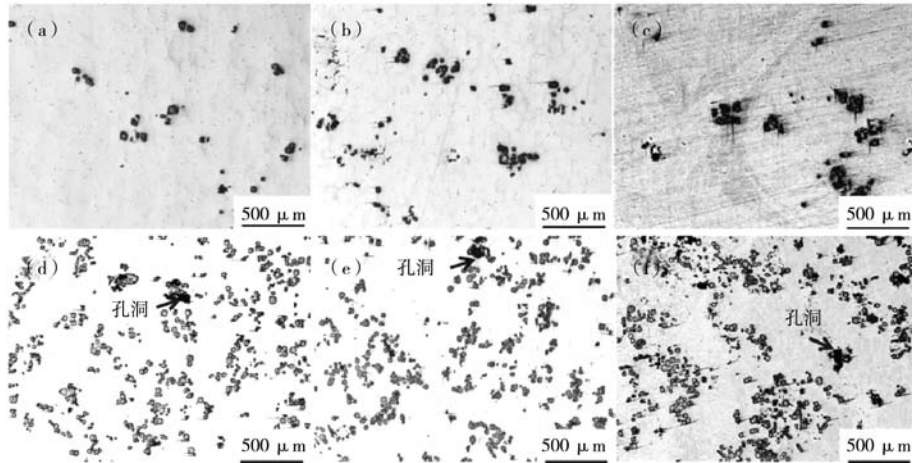
Fig. 3 Top (a-c) and bottom (d-f) microstructures of Ti<sub>p</sub>-AZ91D magnesium matrix composite ingots at various stirring temperatures



(a)、(d) 300 rpm；(b)、(e) 400 rpm；(c)、(f) 500 rpm

图4 不同搅拌速度下制备的Ti<sub>p</sub>-AZ91D 复合材料铸锭顶部(a-c)和底部(d-f)的光学金相组织

Fig. 4 Top (a-c) and bottom (d-f) microstructures of Ti<sub>p</sub>-AZ91D magnesium matrix composite ingots at various stirring speeds



(a)、(d) 10 min; (b)、(e) 20 min; (c)、(f) 30 min

图5 不同搅拌时间下制备的Ti<sub>p</sub>-AZ91D 复合材料铸锭顶部 (a-c) 和底部 (d-f) 的光学金相组织

Fig. 5 Top (a-c) and bottom (d-f) microstructures of Ti<sub>p</sub>-AZ91D magnesium matrix composite ingots at various stirring time

## 2.2 Ti<sub>p</sub>-AZ91D 复合材料的显微组织

搅拌铸造的Ti<sub>p</sub>-AZ91D复合材料和AZ91D镁合金基体的SEM组织 (铸锭底部) 及Ti颗粒与镁基体复合界面处的EDS能谱线分析如图6所示, 表2列出图6组织中各相的EDS能谱分析结果。铸态AZ91D镁合金组织主要由α-Mg基体和共晶β-Mg<sub>17</sub>Al<sub>12</sub>相<sup>[16-17]</sup>以及少量细小的Al-Mn颗粒所组成 (图6a、c和表2)。该结果符合文献中的报道, 并且Al-Mn颗粒为Al<sub>3</sub>Mn<sub>5</sub>相<sup>[16]</sup>。

添加Ti颗粒后, 铸态组织中除了Ti颗粒外, 仍主要由α-Mg基体和共晶β-Mg<sub>17</sub>Al<sub>12</sub>相所组成, 但是共晶相的长度尺寸明显降低 (图6b)。原因可能是Ti颗粒阻断了共晶相的连续长大。进一步观察到, Ti颗粒与α-Mg基体的复合界面不存在孔洞 (图6d)。根据复合界面处的EDS能谱线分析, 表明Ti元素原子扩散进入了α-Mg基体, 形成了一定宽度的扩散层, 并且Al元素在该扩散层有所富集 (图6e)。该试验结果也证实了Ti颗粒与镁熔体具有良好的湿润性<sup>[5]</sup>。甚至, 复合界面处还生成了细小的金属间化合物颗粒 (图6d), 均含有Mg、Al、Ti和Mn元素 (表2中的图6d区域)。其中, 颗粒所含的Mg元素可能是EDS能谱分析采集到周围的

表2 图6c、d中各相的EDS能谱分析结果  
Table 2 EDS results of phases in figures 6c and 6d

区域	点	原子分数 / at.%				
		Mg	Al	Ti	Mn	Zn
图6c	1	97.09	2.91			
	2	67.62	30.72			1.67
	3	19.56	48.88		31.56	
图6d	1	48.21	34.53	1.76	15.49	
	2	27.90	35.70	21.06	15.34	
	3	3.49		96.51		

镁基体所致。此外, 颗粒1仅含有少量Ti元素 (1.76 at.%), 也可能是EDS能谱分析采集到周围的Ti颗粒或含Ti元素的扩散层所致。因此, 分析认为颗粒1可能是Al<sub>3</sub>Mn<sub>5</sub>相<sup>[18]</sup>。有学者报道, Ti颗粒与Mg-Al系镁合金基体的复合界面处生成Al-Ti颗粒相<sup>[11, 19]</sup>。但是, 本试验中的颗粒2除含

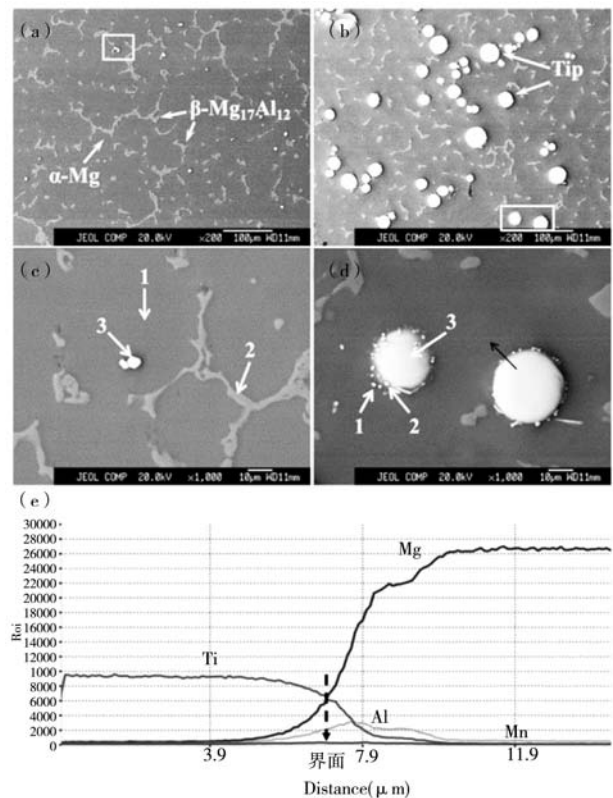


图6 铸态AZ91D (a、c) 和Ti<sub>p</sub>-AZ91D复合材料 (b、d) 的扫描电镜组织以及 (d) 中黑箭头所示颗粒的EDS能谱线分析 (e)  
Fig. 6 SEM microstructures of as-cast AZ91D (a, c) and Ti<sub>p</sub>-AZ91D composite (b, d) as well as EDS line analysis (e) of white particle indicated by a black arrow in figure (d)

有大量Al (35.70at.%)、Ti元素 (21.06at.%) 外, 还含有大量Mn元素 (15.34at.%)。因此, 该颗粒相与文献所报道的Al-Ti颗粒相可能有所不同, 该相仍有待进一步确认。

### 2.3 $Ti_p$ -AZ91D复合材料的力学性能与断裂组织、形貌

铸态 $Ti_p$ -AZ91D复合材料和AZ91D基体镁合金的室温拉伸应力-应变曲线和力学性能如图7和表3所示。添加Ti颗粒后, 铸态AZ91D镁合金基体的屈服强度从72 MPa增加至97 MPa, 其抗拉强度从102 MPa增加至117 MPa, 提高幅度分别为35%和15%。但是, 两者的断裂伸长率均约为1%, 原因是组织中含有较多的孔洞和氧化膜夹杂, 导致过早断裂。因此, 适宜采用真空气氛保护装置制备该 $Ti_p$ -AZ91D复合材料, 以提高冶金质量和断裂塑性。

图8所示为铸态 $Ti_p$ -AZ91D复合材料和AZ91D基体镁合金的拉伸断口形貌和截面组织。对比图8a中基体镁合金的断口形貌, 观察到复合材料断口中存在Ti颗粒 (图8b)。基体镁合金中的微裂纹主要沿着共晶相处萌生 (图8c)。主要是由于共晶相为脆性相, 其界面处容易形成应力集中而产生微裂纹, 并进一步扩展连接而导致断裂<sup>[20]</sup>。对比基体镁合金, 从复合材料的断口截面组织还观察到复合界面处存在微裂纹 (图8d)。该结果与断口形貌中存在Ti颗粒是一致的。由于Ti颗粒的添加阻碍了共晶相的连续长大, 使其长度尺寸明显降低 (对比图6a、b)。因而可能延迟共晶相界面处萌生的微裂纹的扩展和相互连接。但是, Ti颗粒界面处同样容易形成应力集中而产生微裂纹。最终, 两类微裂纹的相互扩展连接而导致了复合材料的断裂。进一步对复合材料断口处Ti颗粒及其剥离坑处的EDS能谱分析发现, 分别含有Mg、Al元素和Ti元素 (图8e、f及表4)。结果表明复合界面处的微裂纹萌生于扩散层, 证实了Ti颗粒与镁基体具有良好结合的复合界面。

综合上述试验结果, 该 $Ti_p$ -AZ91D复合材料的强化机制可能有<sup>[2]</sup>: ①Ti颗粒的第二相强化为主要的强化机制; ②Ti颗粒对位错运动的直接阻碍作用所产生的Orowan强化效应, Ti颗粒的尺寸大小和体积分数显著影响该强化效果。由于本试验中的Ti颗粒尺寸较大 (平

均 $32 \mu\text{m}$ ), 该强化效果比较微弱; ③Ti颗粒与基体存在较大的弹性模量差异, 导致复合界面附近的基体中产生晶格畸变而阻碍位错运动所产生的强化作用。

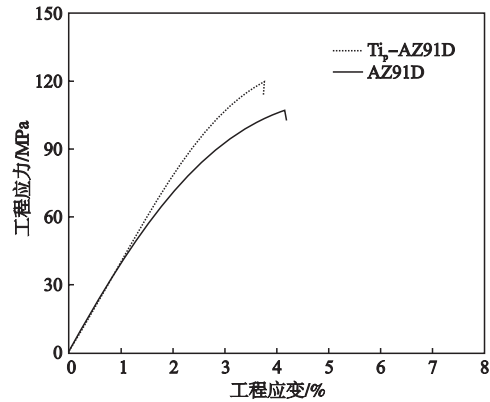


图7 铸态 $Ti_p$ -AZ91D复合材料和AZ91D镁合金的室温拉伸应力-应变曲线

Fig. 7 Tensile engineering stress-strain curves of as-cast AZ91D and  $Ti_p$ -AZ91D composite at room temperature

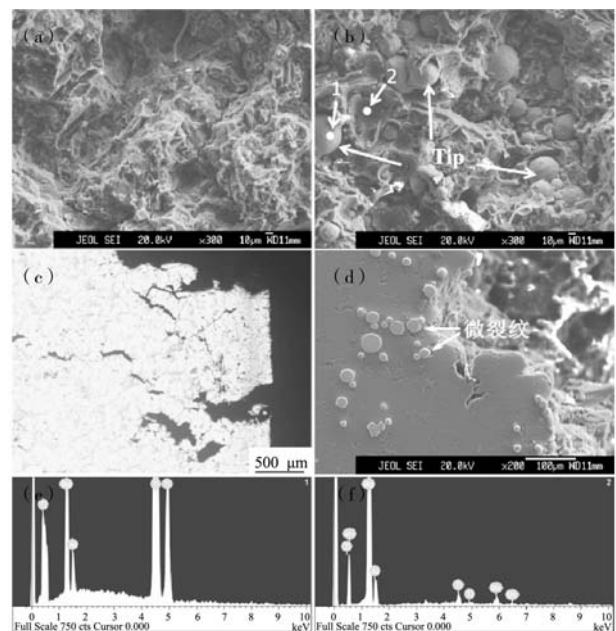


图8 铸态AZ91D (a、c) 和 $Ti_p$ -AZ91D 复合材料 (b、d) 的室温拉伸断口形貌和截面组织以及 (b) 中EDS能谱点分析 (e、f)  
Fig. 8 Morphologies and microstructures of tensile fracture surfaces of as-cast AZ91D (a, c) and  $Ti_p$ -AZ91D composite (b, d) as well as EDS analysis (e, f) of partial zones indicated by number 1 and 2 in figure (b)

表3 铸态 $Ti_p$ -AZ91D复合材料和AZ91D镁合金的室温拉伸性能

Table 3 Tensile properties of as-cast AZ91D and  $Ti_p$ -AZ91D composite

材料	屈服强度/MPa	抗拉强度/MPa	伸长率/%
AZ91D	$72 \pm 1.5$	$102 \pm 8.1$	$1.3 \pm 0.4$
$Ti_p$ -AZ91D	$97 \pm 2.5$	$117 \pm 7.8$	$0.9 \pm 0.1$

表4 图8b中EDS能谱点分析结果  
Table 4 EDS results of points 1 and 2 in fig.8b

点	原子分数 / at. %			
	Mg	Al	Ti	Mn
1	12.14	3.07	84.79	-
2	88.79	7.17	2.02	2.03

### 3 结论

(1) 在搅拌温度580~710 ℃、速度300~500 rpm和时间10~30 min参数范围内, Ti<sub>p</sub>-AZ91D复合材料铸锭中均存在Ti颗粒的沉降现象, 而搅拌温度和时间对Ti颗粒的分布均匀性影响较小。因此, 本试验选取的搅拌工艺参数为580 ℃、500 rpm和10 min。

(2) 添加Ti颗粒使共晶相 $\beta$ -Mg<sub>17</sub>Al<sub>12</sub>的长度尺寸

明显降低, 复合界面不存在空洞, Ti元素扩散进入镁基体形成一定宽度的扩散层, 部分界面处生成少量细小方块状Al-Ti-Mn金属间化合物。

(3) 室温下, 铸态复合材料的屈服强度和抗拉强度分别为97 MPa和117 MPa, 相比AZ91D基体合金分别提高35%和15%。

#### 参考文献:

- [1] 陈振华, 严红革, 陈吉华, 等. 镁合金 [M]. 北京: 化学工业出版社, 2004: 9-19.
- [2] LLOYD D J. Particle reinforced aluminum and magnesium matrix composites [J]. *International Materials Reviews*, 1994, 39 (1): 1-23.
- [3] 李仲杰, 姬长波, 于化顺, 等. 镁基复合材料中常用颗粒增强相研究现状 [J]. *精密成形工程*, 2017, 9 (5): 104-109.
- [4] 草道英武. 金属钛及其应用 [M]. 北京: 冶金工业出版社, 1989: 3-41.
- [5] KONDOH K, KAWAKAMI M, IMAI H, et al. Wettability of pure Ti by molten pure Mg droplets [J]. *Acta Materialia*, 2010, 58 (2): 606-614.
- [6] HASSAN S F, GUPTA M. Development of ductile magnesium composite materials using titanium as reinforcement [J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2002, 345 (1-2): 246-251.
- [7] PEREZ P, GARCES G, ADEVA P. Mechanical properties of a Mg-10 (vol.%) Ti composite [J]. *Composites Science and Technology*, 2004, 64 (1): 145-151.
- [8] 郝雨林, 柴东朗, 张文兴, 等. 钛合金颗粒增强镁基复合材料的制备与性能 [J]. *稀有金属材料与工程*, 2006, 35 (2): 144-147.
- [9] UMEDA J, KAWAKAMI M, KONDOH K, et al. Microstructural and mechanical properties of titanium particulate reinforced magnesium composite materials [J]. *Materials Chemistry and Physics*, 2010, 123 (2-3): 649-657.
- [10] YU H, ZHOU H P, SUN Y, et al. Microstructures and mechanical properties of ultrafine-grained Ti/AZ31 magnesium matrix composite prepared by powder metallurgy [J]. *Advanced Powder Technology*, 2018, 29 (12): 3241-3249.
- [11] WANG X M, WANG X J, HU X S, et al. Processing, microstructure and mechanical properties of Ti6Al4V particles-reinforced Mg matrix composites [J]. *Acta Metallurgica Sinica-English Letters*, 2016, 29 (10): 940-950.
- [12] 吴金珂, 王裕民, 侯华, 等. 挤压铸造SiC<sub>p</sub>/AZ91D镁基复合材料的试验研究 [J]. *铸造*, 2014, 63 (4): 336-340.
- [13] 谭小明, 张丁非, 张红菊, 等. 镁合金AZ91D的差热分析及凝固组织观察 [J]. *材料导报*, 2007, 21 (5A): 387-388, 397.
- [14] MEHRABIAN R, RIEK R G, FLEMINGS M C. Preparation and casting of metal-particulate non-metal composites [J]. *Metallurgical Transactions*, 1974, 5 (8): 1899-1905.
- [15] GUPTA M, NAI S M L. Influence of stirring speed on the synthesis of Al/SiC based functionally gradient materials [J]. *Composite Structures*, 2002, 57 (1/4): 227-233.
- [16] ZENG G, XIAN J W, GOURLAY C M. Nucleation and growth crystallography of Al<sub>3</sub>Mn<sub>5</sub> on B<sub>2</sub>-Al (Mn, Fe) in AZ91 magnesium alloys [J]. *Acta Materialia*, 2018, 153: 364-376.
- [17] WU J, ZHAO Y, ZHANG S, et al. Effects of in-situ ZrB<sub>2</sub> particle on grain refinement of ZrB<sub>2</sub>/AZ91D magnesium matrix composite [J]. *China Foundry*, 2012 (1): 28-33.
- [18] BRASZCZYNSKA M K N, PRZELOZYNSKA E. Analyses of AM50-Ti-p metal-metal composite microstructure [J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2018, 731 (1181-1187).
- [19] ZHANG C L, WANG X J, WANG X M, et al. Fabrication, microstructure and mechanical properties of Mg matrix composites reinforced by high volume fraction of sphere TC4 particles [J]. *Journal of Magnesium and Alloys*, 2016, 4 (4): 286-294.
- [20] 刘世英, 李文珍, 何广进. 纳米SiC颗粒增强镁基复合材料的动态断裂行为研究 [J]. *铸造*, 2012, 61 (7): 722-726.

## Microstructure and Mechanical Properties of Metal Ti Particles Reinforced AZ91D Composite Processed by Stir Casting

XIE Yao<sup>1,2</sup>, KANG Yue-hua<sup>2</sup>, LI Xin-tao<sup>2</sup>, HAN Sheng-li<sup>2</sup>, ZHOU Nan<sup>2</sup>, ZHENG Kai-hong<sup>2</sup>, ZHANG Jing<sup>2,3</sup>, PAN Fu-sheng<sup>2,3</sup>

(1. School of Materials Science and Engineering, Central South University, Changsha 410083, Hunan, China; 2. Guangdong Provincial Key Laboratory of Metal Toughening Technology and Application, Institute of Materials and Processing, Guangdong Academy of Sciences, Guangzhou 510650, Guangdong, China; 3. School of Materials Science and Engineering, Chongqing University, Chongqing 400044, China)

### Abstract:

The effect of stir casting parameters including stirring temperature (580-710 °C), speed (300-500 rpm) and time (10-30 min) on the particle distribution uniformity, microstructure and mechanical properties of metal Ti particle reinforced AZ91D composite was investigated by optical microscope, scanning electron microscope and tensile mechanical properties at ambient temperature. The results indicate that the bottom of the composite ingot has a higher particle volume fraction than that of the top. The increase of stirring speed improves the particle distribution uniformity of the composite ingot, while the stirring temperature and time have few effect. The addition of Ti particles decreases the length of the eutectic phase  $\beta$ -Mg<sub>17</sub>Al<sub>12</sub>. At the composite interface, no porosity is found and solute Ti particles diffuse into the magnesium matrix. Furthermore, a small amount of square fine Al-Ti-Mn intermetallic compound is formed at the interface. The yield strength and tensile strength of the composite are 97 MPa and 117 MPa, which are enhanced by 35% and 15%, respectively, as compared with those of the AZ91D magnesium alloy.

### Key words:

magnesium matrix composite; stir casting; titanium particle; microstructure; mechanical properties