1096 月間 FOUNDRY 有色合金

# Zr 对铸态 Mg-6Bi 合金微观组织和 力学性能的影响

孟帅举<sup>1, 2, 3</sup>,肖浩然<sup>1</sup>,刘 浩<sup>1</sup>,王孟璐<sup>1</sup>,张凤霞<sup>1</sup>,张婧婧<sup>1</sup>,刘海峰<sup>3</sup>

(1. 兰州理工大学 省部共建有色金属先进加工与再利用国家重点实验室,甘肃兰州 730050;2. 兰州理工大学温州泵阀工程研究院,浙江温州 325000; 3. 中信戴卡股份有限公司,河北秦皇岛 066011)

**摘要:** 为探清Zr元素对Mg-6Bi合金微观组织与力学性能的影响规律,制备了铸态Mg-6BixZr(x=0,0.5,1.0wt.%)合金,采用SEM、EDS、XRD和电子力学试验机等仪器设备对其 微观组织和力学性能进行表征和测试。试验结果表明,铸态Mg-6Bi合金微观组织中树枝晶 平均尺寸约为( $302 \pm 46$ ) µm,且晶界处存在大量尺寸在1~90.12 µm之间的Mg<sub>3</sub>Bi<sub>2</sub>相。采用 0.5%~1.0% Zr元素合金化不但可以显著细化Mg-6Bi合金晶粒组织,还对合金中的Mg<sub>3</sub>Bi<sub>2</sub>相有 显著地变质效果。其中,Mg-6Bi-1Zr合金平均晶粒尺寸为( $128 \pm 65$ ) µm,Mg<sub>3</sub>Bi<sub>2</sub>相尺寸在 1~28.33 µm之间,较Mg-6Bi合金均有显著细化。归因于晶界强化和第二相强化效果的增强, 以及Mg<sub>3</sub>Bi<sub>2</sub>相对基体割裂作用显著削弱,铸态Mg-6Bi合金的强度和塑性均随着Zr元素含量的 增加而显著提升。

关键词: 镁合金; Zr元素; 显微组织; 力学性能

作者简介:

孟帅举(1990-),男,副 研究员,博士,主要研究 方向为结构功能一体化轻 质合金及高温合金的微观 组织调控及其成型控性技 术研究。E-mail: sjmeng@ lut.edu.cn

中图分类号:TG146.2 文献标识码:A 文章编号:1001-4977(2024) 08-1096-07

#### 基金项目:

甘肃省科技重大专项 (22ZD6GA008); 国家自 然科学基金(52265048); 甘肃省高等学校创新项目 (2022A-025);中国博士后 科学基金(2022M713656); 甘肃省青年科技基金计划 (21JR7RA261);温州市级 科技计划项目(G2023018); 兰州理工大学红柳优秀青年 基金人才支持计划(062205)。 收稿日期: 2024-04-02收到初稿, 2024-05-23收到修订稿。

镁合金具有密度小、比强度高、比刚度高、导热导电性能好、切削加工性能和 阻尼减震性能优良等特点<sup>[1]</sup>,已成为继钢铁、铝合金之后,在轨道交通、航天航空和 国防军工等领域广泛应用的金属结构材料之一。然而当前应用最为广泛的Mg-Al系 及Mg-Zn系合金中强化相Mg<sub>17</sub>Al<sub>12</sub>(熔点: 460 ℃)和MgZn<sub>2</sub>(熔点: 381 ℃)的热稳 定性不足,导致其高温力学性能较差,严重阻碍其进一步广泛应用。因而开发新型 高强耐热镁合金是拓展镁合金应用的重要途径之一。其中,Mg-Bi基合金在开发高强 耐热镁合金方面展现出巨大的潜力。我们前期研究<sup>[2]</sup>发现,在Mg-Bi二元合金基础上 添加少量Al和Zn元素,制备的铸态Mg-7Bi-1Al-1Zn(wt.%,BAZ711)合金的屈服强 度、抗拉强度和伸长率分别达到81 MPa, 120 MPa, 3.5%。霍瑞等<sup>[3]</sup>发现Mg-Bi二元 合金中, Mg-9Bi合金抗拉强度和伸长率分别达到~70 MPa和~5.0%。张辉等<sup>[4]</sup>发现, 添加Sn元素到Mg-Bi二元合金中可以额外引入Mg<sub>2</sub>Sn相,也可以提高Mg-Bi二元合金 的力学性能,当Sn含量为4 wt.%时,铸造Mg-Bi-Sn合金的抗拉强度和伸长率分别达 到131 MPa和6.3%。Luo Y等<sup>[5]</sup>研究发现,铸态Mg-Bi-Sn-Mn合金的屈服强度、抗拉 强度和伸长率分别达到~53 MPa,~100 MPa,~3.8%。周菁菁等<sup>16</sup>在Mg-Bi合金中添 加0.5wt.%Cu,铸态合金的硬度达到峰值HV(50.9±1.2),经时效处理后,长杆状 Mg<sub>3</sub>Bi<sub>2</sub>沉淀相细化为颗粒状和短棒状Mg<sub>3</sub>Bi<sub>2</sub>沉淀相,显著提高了Mg-Bi基合金的力学 性能。但当前已有的铸态Mg-Bi基合金的晶粒较为粗大,大多在300~870 μm<sup>[7]</sup>,亟待 进一步细化以提升其力学性能。

研究表明,Zr可以在不含Al的Mg合金中发挥显著晶粒细化作用<sup>[7]</sup>。此外,Zr元 素合金化还能提高镁合金的强度和塑性,减小热裂倾向,改善合金的耐蚀性。HUAN ZG等<sup>[8]</sup>对ZK30、ZK60和WE43镁合金的研究表明,ZK30中的Zn和Zr净化了合金熔 体且细化合金晶粒,提高了合金的耐腐蚀性。董丽君等<sup>[9]</sup>研究Zr含量对Mg-7Gd-3Y合 金性能影响时,发现Zr元素可有效抑制铸态组织中的枝晶偏析,但含量超过0.38wt.% 后,细化作用增强不明显。刘洪汇<sup>[10]</sup>研究发现Mg-2.8Nd-0.35Zn合金中加入0.2wt.%Zr,晶粒尺寸由 1 200 μm降至520 μm。大量研究表明,Zr在镁合金中能 发挥有效细化效果的有效范围在1.2wt.%以内。可见, 如能将Zr元素引入到Mg-Bi基合金中,将有望显著细化 晶粒组织。然而,关于Zr元素对重力铸造Mg-Bi基合金 微观组织细化效果的研究迄今仍极为有限,且仅有的 两项研究<sup>[11-12]</sup>只重点关注了Zr元素对低Bi含量Mg-Bi基 挤压态合金(Mg-2Bi)微观组织的影响。而铸造合金 一般要求合金中主要合金化元素的含量较高,但目前 关于Zr元素对高Bi含量Mg-Bi基合金晶粒尺寸的影响规 律尚不清楚,且Zr元素对铸态Mg-Bi基合金中Mg<sub>3</sub>Bi<sub>2</sub>相 的影响也尚未见诸报道。

因此,为理清Zr元素对高Bi含量铸态Mg-Bi基合金 微观组织和力学性能的影响规律,本论文选取Mg-6Bi 合金作为研究对象,研究不同含量(0.5 wt.%,1.0 wt.%) Zr元素对其铸态微观组织中晶粒和第二相的影响,并揭 示其力学性能特点和强韧化机理,以期为新型铸造高 强耐热Mg-Bi基合金的开发提供借鉴。

## 氧化和燃烧,用SF。与CO<sub>2</sub>(体积分数5:95)的混合气 氛保护, 熔炼温度为750 ℃, 将镁块放入表面喷有氮化 硼的坩埚中,一起放入炉中,待其熔化后除去表面氧 化皮,随后加入合金化原料纯Bi,完全熔化后,搅拌 均匀,然后加入Mg-30Zr中间合金,保温使其充分溶解 后搅拌均匀,然后静置15 min,将炉温降到720 ℃,浇 注入预热至200 ℃的钢模中得到直径52 mm,高70 mm 的铸锭。采用XRF-1800型X射线荧光光谱仪测得所制 备合金实际成分如表1所示,微观组织表征和力学性能 测试的取样位置如图1所示。将试样依次用180\*到2000\* 砂纸打磨后,使用抛光剂进行抛光,然后用4%的硝酸 酒精腐蚀,采用型号为INSPECT \$50的扫描电子显微 镜(SEM)观察组织。合金的物相组成通过DX-2800型 原位多功能X射线衍射仪(使用Cu靶Kα射线)进行测 定,扫描范围为10°~90°,扫描速度为6°/min。其力学 性能测试在SUNS-UTM5105X型万能力学试验机上进 行,变形速率为0.3 mm/min,其中引伸计长度25 mm, 标距处直径4.5 mm, 拉伸断口形貌采用上述电子扫描 显微镜进行观察分析。

## 1 试样制备与方法

本试验所用合金的名义成分为Mg-6Bi(B6), Mg-6Bi-0.5Zr(BK60)和Mg-6Bi-1.0Zr(BK61)。 制备合金的原材料为商业纯 Mg(99.99%)、纯Bi (99.99%)、Mg-30Zr中间合金。合金的熔炼在SG2-5-12的井式电阻炉内进行,为了防止合金在熔炼过程中

表1 Mg-6Bi-*x*Zr(*x*=0, 0.5%, 1.0%)合金化学成分 Table 1 Chemical compositions of the Mg-6Bi-*x*Zr (*x*=0, 0.5%, 1.0%) alloys *w<sub>B</sub>*/%

	•	-	
Bi	Zr	Mg	
6.05	0	余量	
6.12	0.53	余量	
6.08	0.91	余量	
	Bi 6.05 6.12 6.08	Bi     Zr       6.05     0       6.12     0.53       6.08     0.91	Bi     Zr     Mg       6.05     0     余量       6.12     0.53     余量       6.08     0.91     余量



图1 铸锭取样位置示意图 Fig. 1 Schematic diagram of ingot sampling location

# 2 试验结果及分析

## 2.1 合金显微组织分析

图2为铸态Mg-6Bi-xZr(x=0,0.5%,1.0%)合金 SEM显微组织,对比图2a、d、g所示的低倍微观组织 可以看出,合金铸态组织均由灰色的α-Mg基体和沿 晶界分布的亮白色金属间第二相组成。由图2a、b、c 可以看出,Mg-6Bi合金铸态组织为粗大的树枝晶,存 在严重的枝晶偏析。采用Image Pro软件对金相组织中 的晶粒进行统计,发现随着Zr元素含量的增加,合金 的晶粒尺寸呈现出显著减小趋势。其中铸态合金B6平 均晶粒尺寸为(302±46)μm,且第二相长度最大 可达90μm,在枝晶晶界处呈断续网状分布。当Zr含 量为0.5%时,如图2d、e、f所示,合金组织仍呈现树 枝晶形貌,但晶粒明显细化,BK60平均晶粒尺寸为 (133±25)μm;此外,晶内和晶界处均有微米级第二 相析出,第二相呈短棒状或近球状弥散分布在晶粒内

# 1098 **括告** FOUNDRY 有色合金



(g) (h) (i) 铸态BK61合金
图2 三种铸态合金显微组织形貌 (SEM)
Fig. 2 Microstructures of three as-cast alloys

部及晶界处,最大长度约为42 μm,较B6合金第二相有 显著细化。由图2g、h、i可见,当Zr含量为1.0%时,合 金晶粒进一步细化,平均晶粒尺寸为(128±65)μm, 晶粒形貌呈蔷薇状;第二相颗粒也显著细化,最大长 度约为28 μm,且第二相多呈粒状弥散分布在合金基体 上。可见,在Mg-6Bi合金中添加0.5%~1.0%Zr元素不仅 可以细化合金晶粒,还可以显著细化其第二相。

图3为铸态Mg-6Bi-xZr(x=0, 0.5%, 1.0%)合金 XRD图谱。通过与PDF卡片对比标定物相可知:三种 合金均由 $\alpha$ -Mg和Mg<sub>3</sub>Bi<sub>2</sub>相组成。BK60和BK61合金中 未检测出含Zr相,这是由于合金中Zr元素含量较低。

图4为铸态合金BK61的SEM微观组织和相应的 EDS面分布检测结果。Bi元素分布与第二相的形状相一 致,结合物相分析结果,说明合金中第二相为Mg<sub>3</sub>Bi<sub>2</sub> 相,其主要可以分为两类,一类是液相凝固阶段形成 的微米级离异共晶中的Mg<sub>3</sub>Bi<sub>2</sub>;另一类是液相凝固结束 后,在降温过程中从过饱和固溶体中析出细小的亚微 米级Mg<sub>3</sub>Bi<sub>2</sub>相。



图3 铸态Mg-6Bi-*x*Zr(*x*=0, 0.5%, 1.0%)合金的XRD图谱 Fig. 3 XRD spectra of as cast Mg-6Bi-*x*Zr(*x*=0, 0.5%, 1.0%) alloys

Zr元素对Mg-6Bi合金晶粒和Mg<sub>3</sub>Bi<sub>2</sub>相的显著细化 效果主要有以下几个方面原因。首先在含Zr合金熔体 凝固过程中,固/液界面前的扩散层中富集大量的Bi原 子之外,还有较多的Zr元素,二者共同存在形成更显



(b) Mg







Fig. 4 SEM image and EDS map distribution images of the BK61 alloy

著的成分过冷效应,更好地限制晶粒的生长,从而使 晶粒细化。Easton等<sup>[13]</sup>提出了溶质原子的生长抑制因子 (Q)的概念,在合金系统中,Q可以表达为:

$$\sum Q_i = \sum m_i C_{0i} (k_i - 1)$$
 (1)

(c) Bi

式中: $m_i$ 为液相线的斜率, $k_i$ 为平衡分配系数, $C_0$ 是溶 质元素i的初始浓度。由公式(1)可知,Zr元素加入 使其Q值增大,通常Q值越高,成分过冷效应越强烈, 对晶粒生长的抑制作用越显著。由图4d发现,Zr元素 分布在晶内和晶界处,并且在晶内分布均匀,在晶界 附近有富集现象。可见,Zr元素在BK61合金中主要 通过增加生长抑制因子的方式发挥晶粒细化作用。其 次,溶质在凝固过程中元素的富集使固/液界面附近的 熔体达到共晶成分范围,并在过冷熔体中形成共晶结 构(L→Mg<sub>3</sub>Bi<sub>2</sub>+α-Mg)<sup>[14]</sup>,这些Mg<sub>3</sub>Bi<sub>2</sub>相颗粒可阻碍 晶界移动,达到细化晶粒效果<sup>[15]</sup>。含Zr合金固液界面 前沿Mg,Bi,相颗粒的数量更多,因此抑制晶粒生长的 作用更为强烈,其晶粒细化机制如图5所示。此外,值 得注意的是,Zr(HCP, a=323.2 pm, c=514.7 pm)、 Mg (HCP, a=320.9 pm, c=521.1 pm)、Mg<sub>3</sub>Bi<sub>2</sub>相 (HCP, a=467.5 pm, c=714.6 pm)均具有密排六方结 构,且其晶格参数值较为接近,说明合金凝固过程中 Zr还可以作为 $\alpha$ -Mg和Mg<sub>3</sub>Bi<sub>2</sub>相的异质形核核心,发挥 细化晶粒和Mg<sub>3</sub>Bi<sub>2</sub>相的作用,这也在一定程度上解释了  $Zr对 \alpha - Mg和 Mg_3 Bi_2 相的协同细化效果, 与图2所示的$ 试验结果相一致。



## 2.2 力学性能与强韧化机理

图6为B6, BK60和BK61合金室温拉伸力学性能 结果。B6的抗拉强度和伸长率分别为(137±4)MPa 和(3.8±0.3)%,合金拉伸强度和伸长率均随着Zr元 素含量的增加而增加,其中BK61合金力学性能最为 优异,其抗拉强度和伸长率分别为(190±8)MPa 和(7.2±0.5)%,表2对比了部分已报道Mg-Bi系 铸造镁合金的拉伸性能<sup>[2-5, 8]</sup>,相比Mg-2.5Bi-0.3Zr (BK20)、BAZ711、Mg-xBi(x=3%, 9%) 和Mg-3Bi-xSn(x=2%,4%,6%)合金。铸态BK61合金具有

# 1100 **括** FOUNDRY 有色合金



图6 铸态B6合金、BK60合金和BK61合金的拉伸性能 Fig. 6 Tensile properties of as-cast B6 alloy, BK60 alloy and BK61 alloy, respectively

表2 铸态Mg-6Bi-xZr(x=0, 0.5%, 1.0%)合金与已报 道铸态Mg-Bi系合金拉伸性能对比 Table 2 Mechanical properties of as-cast Mg-6Bi-xZr (x=0, 0.5%, 1.0%) alloy compared with former reported Mg-Bi alloys

合金	屈服强度/MPa	抗拉强度/MPa	伸长率/%	参考文献
B6	90 ± 5	$137 \pm 4$	$3.8 \pm 0.3$	
BK60	97 ± 5	$172 \pm 7$	$6.0\pm0.9$	
BK61	$100 \pm 7$	$190 \pm 8$	$7.2\pm0.5$	
BK20	-	83(±3)	2.8 (±0.3)	[8]
BAZ711	-	120	3.5	[2]
Mg-3Bi	-	~58	~4.0	[3]
Mg-9Bi	-	~70	~5.0	[3]
Mg-3Bi-2Sn	~80	105	~5.4	[4]
Mg-3Bi-4Sn	~98	131	~6.5	[4]
Mg-3Bi-6Sn	~82	128	~6.9	[4]
Mg-5Bi-5Sn-1M	ln ~53	~100	~3.8	[5]

更高的抗拉强度、屈服强度和伸长率,表现出优异的 强塑性特点,下面对其强韧化机理进行分析。

在强化机理方面,本研究中Zr元素合金化对Mg-6Bi合金拉伸性能的提升主要包括以下三个方面的原因。

(1)细晶强化:加入Zr元素后,Mg-Bi系合金的微观组织显著细化,晶界强化作用更强。从之前的研究可以看出,屈服强度的变化趋势和晶粒尺寸的变化趋势相反。屈服强度与晶粒尺寸,满足著名的Hall-Petch(H-P)关系<sup>[16]</sup>:

$$\sigma_s = \sigma_i + kd^{-\frac{1}{2}} \tag{2}$$

式中: $\sigma_i$ , k为常数。依据上述屈服强度与晶粒尺寸 的关系,拟合出 $d^{-\frac{1}{2}}$ 和屈服强度的线性函数,如图7所 示。屈服强度随晶粒尺寸的增大而减小,其皮尔逊相 关系数(Pearson's r)为0.959 64,接近于1,说明合 金的屈服强度与晶粒尺寸有着较强的相关性;此外, 拟合出的R值为0.841 82, ( $R^2$ 反映了因变量的全部变 化能通过回归关系被自变量解释的比例),表明Hall-Petch(H-P)关系能够解释屈服强度随晶粒尺寸变化 的90.2%,表明晶粒细化是合金屈服强度提升的主要因 素,但不是合金力学性能的单一影响因素。



Fig. 7 Yield strength as a linear function of  $d^{-\frac{1}{2}}$ 

(2)第二相强化。外力作用下合金微观组织中 硬质第二相可以对位错的运动产生阻碍作用,进而提 升变形抗力。在Mg-Bi合金体系中分布在晶界附近的 Mg<sub>3</sub>Bi<sub>2</sub>等第二相颗粒对合金有一定的强化作用。位错在 合金内部运动时经过微观组织中这些第二相硬质颗粒 时,位错绕开这些硬质颗粒会产生额外的变形抗力, 从而提升合金的力学性能。Nie等人提供了一种Orowan 强度计算公式<sup>[17]</sup>。可以计算出第二相对AZ91镁合金屈 服强度的贡献。强化作用由以下公式表示:

$$\sigma_{\text{orowan}} = M \frac{Gb}{2\pi\sqrt{1-\nu} \left(\frac{0.953}{\sqrt{f}} - 1\right)d_i} \ln \frac{d_i}{b} \qquad (3)$$

式中: G表示剪切模量,查阅相关文献报道,得知镁 的剪切模量为1.66×10<sup>4</sup> MPa<sup>[18]</sup>; b表示伯格斯矢量,此 处为3.2×10<sup>-10</sup> m<sup>[18]</sup>;  $\nu$ 表示泊松比,在镁合金中约为 0.35<sup>[18]</sup>; M表示泰勒因子,对于晶粒具有随机取向的镁 合金而言,M=4.5, $d_i$ 和f分别为第二相的平均直径和 体积分数。从图2测量得知,铸态BK61合金的 $d_i$ 和f分 别为9.7×10<sup>-6</sup> m和19.8%,将上述数据代入公式(3), 可以计算得到第二相强化所贡献的屈服强度约为 4.4 MPa,故第二相强化是Mg-Bi系合金的次要强化机制。

(3)固溶强化。在合金中当溶质原子以固溶形式 溶入基体中,有合金强度、硬度都提高的现象。这些 外加元素溶解在基体中,引起晶格畸变和形成固溶体 溶解,从而增加位错的密度和相互作用,有效地提高 材料的强度和硬度。在B6合金中引入Zr元素后,由于 本研究中试验条件为非平衡凝固,除了在晶界附近偏 聚形成第二相以外,不可避免地会有少量Zr元素固溶 到 α-Mg基体中,这些固溶的Zr元素使晶格发生畸变, 阻碍位错的运动,在一定程度上会提升合金的强度。

## 2.3 铸态合金拉伸断口形貌分析

图8为B6、BK60和BK61合金拉伸断口的SEM形 貌。由图8a可见,未添加Zr时,铸态B6合金断口有较 多解理面,解理面之间以台阶相连。B6合金拉伸断口 的另一个主要特征是有大量的粗大Mg<sub>3</sub>Bi<sub>2</sub>相,这些粗大 的Mg<sub>3</sub>Bi<sub>2</sub>颗粒在外力作用下会严重割裂基体,成为裂纹 的萌生源,恶化合金塑性。但添加Zr后,合金断口出 现大量的撕裂棱,而解理台阶和解理面基本消失,断 口出现大量韧窝,表现为准解理断裂特征。此外,虽 然含Zr合金断口中依然存在较为粗大的Mg<sub>3</sub>Bi<sub>2</sub>颗粒,但 整体上其尺寸较B6合金中的明显减小,对应合金的伸 长率显著提高。这说明含Zr合金拉伸塑性的提升主要 与合金中Mg<sub>3</sub>Bi<sub>2</sub>相的细化相关。



(g)(h)(i)BK61合金拉伸断口形貌 图8 铸态合金拉伸断口形貌 Fig. 8 SEM micrographs of fractured tensile samples of the as-cast alloys

# 3 结论

(1)Zr元素的加入可以使合金的晶粒和Mg<sub>3</sub>Bi<sub>2</sub>相 得到细化。随着Zr元素含量从0增加到1%,合金从平均 晶粒尺寸由(302±46)µm细化至(128±65)µm,粗 大第二相尺寸由(1~90.12)µm细化至(1~28.33)µm。

(2) Zr元素合金化可以显著提高铸态Mg-6Bi合金的拉伸强度和塑性,其中BK61合金具有优良的综合力

学性能,其抗拉强度和伸长率分别为(190±8)MPa和(7.2±0.5)%。

(3)归因于Zr对B6合金中晶粒细化和Mg<sub>3</sub>Bi<sub>2</sub>相的 显著细化作用,含Zr合金的晶界强化和第二项强化效 果显著增强,且合金中粗大第二相对基体的割裂作用 显著降低,赋予含BK61合金较为优异的强塑性匹配。 1102 **结告** FOUNDRY 有色合金

### 参考文献:

- [1] 孙明,吴国华,戴吉春,等.Zr在镁合金中晶粒细化行为研究进展[J].铸造,2010,59(3):255-259.
- [2] 孟帅举,余晖,崔红卫,等.新型Mg-Bi-Al-Zn变形镁合金的微观组织与力学性能 [J].中国有色金属学报,2017,27 (5): 894-901.
- [3] CHENG W, HUO R, TIAN Q, et al. Corrosion behavior of as-cast binary Mg-Bi alloys in Hank's solution [J]. China Foundry, 2015, 12 (6) + 425-430.
- [4] 张辉,韩宝,许春香,等. Sn含量对二元Mg-Bi合金显微组织和力学性能的影响 [J]. 铸造, 2014, 63 (11): 1138-1141.
- [5] LUO Y, CHENG W, LI H, et al. Achieving high strength-ductility synergy in a novel Mg-Bi-Sn-Mn alloy with bimodal microstructure by hot extrusion [J]. Materials Science and Engineering A, 2022, 834: 142623.
- [6] 周菁菁,杨文朋,陈亮,等.Cu添加对Mg-Bi合金铸态组织和沉淀硬化的影响 [J].中国有色金属学报,2023,33 (3):689-701.
- [7] 孟恩. 新型Mg-Bi, Mg-Bi-Ca合金的研制及组织与力学性能分析 [D]. 西安:西安理工大学,2008.
- [8] HUAN Z G, LEEFLANG M A, ZHOU J, et al. In vitro degradation behavior and cytocompatibility of Mg-Zn-Zr alloys [J]. J. Mater. Sci.: Mater. Med., 2010, 21: 2623.
- [9] 董丽君,吴安如,张玉东,等.Zr含量对Mg-Gd-Y镁合金组织和性能的影响[J].铸造,2010,59(12):1345-1348.
- [10] 刘洪汇. Zr对Mg-2.8 Nd-0.35 Zn合金高温性能影响的研究 [D]. 哈尔滨:哈尔滨理工大学, 2005.
- [11] 王睿仪. Zn、Zr、Gd元素对Mg-2Bi合金组织及力学性能影响研究 [D]. 西安:西安工业大学,2022.
- [12] 平宽. 室温高塑性Mg-Bi(-Zr)合金显微组织及性能研究 [D]. 哈尔滨:哈尔滨工业大学, 2021.
- [13] 张梓薇. W-1TiC-xTi合金力学性能与界面强化行为研究 [D]. 长沙:中南大学, 2022.
- [14] LEE Y C, DAHLE A K, STJOHN D H. The role of solute in grain refinement of magnesium [J]. Metall. Mater. Trans, 2000, 31A: 2895.
- [15] YU H, FAN S, MENG S, et al. Microstructural evolution and mechanical properties of binary Mg-xBi (x=2, 5, and 8 wt%) alloys [J]. Journal of Magnesium and Alloys, 2021, 9 (3): 983–994.
- [16] 刘子利,周桂斌,刘希琴,等.Sb对AM50-Y镁合金组织和力学性能的影响[J].稀有金属材料与工程,2013,42(1):99–103.
- [17] NIE J F. Effects of precipitate shape and orientation on dispersion strengthening in magnesium alloys [J]. Scripta Materialia, 2003, 48 (8): 1009.
- [18] KIM W J, JEONG H G, JEONG H T. Achieving high strength and high ductility in magnesium alloys using severe plastic deformation combined with low-temperature aging [J]. Scripta Materialia, 2009, 61 (11) : 1040.

# Effects of Zr on the Microstructure and Mechanical Properties of As-Cast Mg-6Bi Alloy

MENG Shuai-ju<sup>1, 2, 3</sup>, XIAO Hao-ran<sup>1</sup>, LIU Hao<sup>1</sup>, WANG Meng-lu<sup>1</sup>, ZHANG Feng-xia<sup>1</sup>, ZHANG Jing-jing<sup>1</sup>, LIU Hai-feng<sup>3</sup>

(1. State Key Laboratory of Advanced Processing and Recycling of Nonferrous Metals, Lanzhou University of Technology, Lanzhou 730050, Gansu, China; 2. Wenzhou Pump and Valve Engineering Research Institute of Lanzhou University of Technology, Wenzhou 325000, Zhejiang, China; 3. CITIC Dicastal Co., Ltd., Qinhuangdao 066011, Hebei, China)

#### Abstract:

In order to reveal the influence of Zr alloying on the microstructure and mechanical properties of Mg-6Bi alloy, as-cast Mg-6Bi-xZr (x=0, 0.5, 1.0 wt.%) alloys were prepared, and their microstructure and mechanical properties were characterized and tested by SEM, EDS, XRD and electronic mechanical performance testing machine. The experimental results showed that the average grain size of the as-cast Mg-6Bi alloy microstructure was about ( $302\pm46$ )µm, and there were a large number of Mg<sub>3</sub>Bi<sub>2</sub> phase with a size between (1-90.12)µm at the grain boundary. The 0.5%-1.0% Zr element alloying can not only significantly refine the grain structure of Mg-6Bi alloy, but also has a significant refinement effect on the Mg<sub>3</sub>Bi<sub>2</sub> phase in the alloy. Among them, the average grain size of Mg-6Bi-1Zr alloy was ( $128\pm65$ )µm, and the phase size of the Mg<sub>3</sub>Bi<sub>2</sub> was between (1-28.33)µm. Both the strength and the ductility of as-cast Mg-6Bi alloy significantly increased with the increase of Zr element content, due to the enhancement of grain boundary strengthening and second phase strengthening effects, as well as the significant weakened cleavage effect original from coarse Mg<sub>3</sub>Bi<sub>2</sub> particles.

#### Key words:

magnesium alloy; Zr element; microstructure; mechanical properties