



## 相机壳体用含RE、Sr和AlTiB压铸镁合金 工艺优选及组织性能

张亚琴<sup>1</sup>, 张德平<sup>2</sup>, 张景怀<sup>3</sup>, 李柏顺<sup>4</sup>, 李慧<sup>5</sup>

1. 太原工业学院 机械工程系, 太原 030008;
2. 晋中学院 材料科学与工程系, 晋中 030600;
3. 哈尔滨工程大学 材料科学与化学工程学院, 哈尔滨 150001;
4. Institute of Multidisciplinary Research for Advanced Materials, Tohoku University, Sendai 980-0812, Japan;
5. 清华大学 机械工程系 摩擦学国家重点实验室, 北京 100084

**摘要:** 采用光学显微镜(OM)、X射线衍射分析(XRD)、带有能谱仪(EDS)的扫描电子显微镜(SEM)、透射电子显微镜(TEM)和力学性能测试等方法, 研究了压射速度和压射比压对RE(Ce和Y)、Sr和AlTiB复合变质的AZ91D压铸镁合金相机壳体毛坯件的微观组织和力学性能的影响。结果表明: 随着压射速度和压射比压的增加, 合金的强度先增大后减小、伸长率先减小后增加, 由此得到优化的压铸工艺参数为浇铸温度680℃、压射速度6 m/s和压射比压90 MPa。RE、Sr和AlTiB复合变质显著细化AZ91D合金的 $\alpha$ -Mg晶粒和Mg<sub>17</sub>Al<sub>12</sub>相, 同时在基体中引入了细小弥散的TiB<sub>2</sub>、Al<sub>11</sub>Ce<sub>3</sub>、Al<sub>2</sub>Y和Al<sub>10</sub>Ce<sub>2</sub>Mn<sub>7</sub>相, 它们的协同强化作用显著提升了合金的强度。因此, 变质的合金获得了最优的力学性能: 抗拉强度为287 MPa, 屈服强度为196 MPa, 伸长率为4.7%。

**关键词:** 压射速度; 压射比压; 微观结构; 力学性能; Al-5Ti-B

文章编号: 1004-0609(2022)-09-2545-11

中图分类号: TG146.2

文献标志码: A

**引文格式:** 张亚琴, 张德平, 张景怀, 等. 相机壳体用含RE、Sr和AlTiB压铸镁合金工艺优选及组织性能[J]. 中国有色金属学报, 2022, 32(9): 2545-2555. DOI: 10.11817/j.ysxb.1004.0609.2021-42094

ZHANG Ya-qin, ZHANG De-ping, ZHANG Jing-huai, et al. Process optimization, microstructure and properties analysis of die casting Mg alloy containing RE, Sr and AlTiB for camera shell[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2022, 32(9): 2545-2555. DOI: 10.11817/j.ysxb.1004.0609.2021-42094

3C电子产品属于镁合金应用的高端领域, 通常指电脑、通讯和家用电子产品等。在这一领域中镁合金不但可以充分发挥其密度小的优势, 而且具有较大比刚度和优异的薄壁成形性能, 同时热导性好、热稳性高、电磁屏蔽特性好和阻尼性能好的优点正符合对电子产品的要求。另外, 合金良好的表

面质量又能满足人们对电子产品的个性化以及可回收性也符合当今社会对环保的要求。笔记本电脑、手机和相机正是使用镁合金最多的三大产品, 相机采用镁合金壳体, 满足了轻巧、美观和实用的要求, 更为重要的是镁合金对电磁波的屏蔽作用能够满足当前人们对实用电子产品的健康要求, 这也是

基金项目: 国家自然科学基金资助项目(52071093, 51871069); 太原工业学院博士启动基金资助项目(18/00006208)

收稿日期: 2021-07-26; 修订日期: 2021-11-09

通信作者: 张德平, 副研究员, 博士; 电话: 13756658986; E-mail: zhangdeping@jzxy.edu.cn

镁合金未来应用主要亮点之一。

稀土元素是改善AZ91D压铸镁合金力学性能和腐蚀性能的最有效的合金化元素,已经研究<sup>[1-6]</sup>报道了Mg-Al系压铸镁合金中添加稀土(La、Ce、Pr、Nd、Sm、Ce/La、Ce<sub>mm</sub>(富Ce混合稀土)和Y<sub>mm</sub>(富Y混合稀土)等),通过细化晶粒和改变晶界第二相种类、分布状态和数量有效地提高了合金的力学性能、耐蚀性能和抗蠕变性能。文献[7-9]报道了碱土金属Sr加入到含Al压铸镁合金中通过细化晶粒和在晶界处形成热稳定性好的Al-Sr相提高合金的力学性能和高温抗蠕变性能。此外,文献[10]研究认为,添加1.5%~3%(质量分数)Sr能够降低Mg-Al-Sr合金的热裂敏感性。镁合金熔炼时添加AlTiB变质剂能够显著地细化微观组织,且随着温度和保温时间的变化显现出不同的晶粒细化效果,通过细晶强化显著提高合金的力学性能<sup>[11-12]</sup>。本文在相机壳体用AZ91D压铸镁合金的基础上,添加RE、Sr和AlTiB进行协同变质,研究微观组织细化效果、性能提升和最佳工艺条件,分析测试该条件下合金的组织及性能数据,为进一步扩大压铸镁合金的应用范围积累数据,提供参考。

## 1 实验

本实验选用的原材料为:商用AZ91D合金锭、Mg-25%Y、Mg-25%Ce、Mg-15%Sr中间合金和Al-5Ti-B合金。按照合金成分进行配料,预先除去各原料表面氧化皮并预热至250℃,同时通入0.8%SF<sub>6</sub>+CO<sub>2</sub>混合保护气体直至充满机边炉,然后将镁锭放入坩埚并升温至730℃,观察镁锭完全熔化后,均匀搅拌5min,撇去熔体表面浮渣,依次加入Mg-25%Y、Mg-25%Ce和Mg-15%Sr中间合

金,待其完全熔化后,继续升温至760℃,加入Al-5Ti-B合金,依次按上述步骤,熔化、搅拌、撇去浮渣,然后降温至680℃并静止40min后,人工浇铸到FRECH580冷室压铸机上压铸成形,得到相机壳体毛坯铸件,其照片见图1。

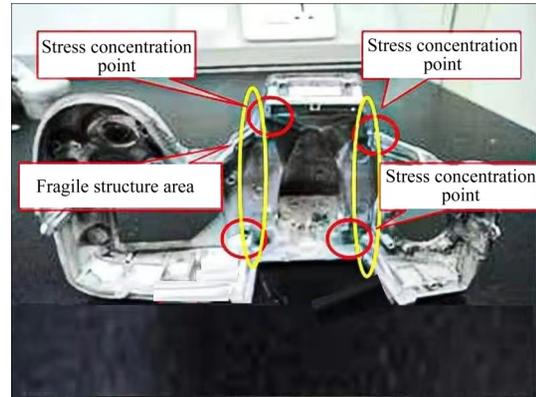


图1 压铸相机壳体毛坯件照片

Fig. 1 Photo of die casting camera shell blank

采用法国JY公司Ultima2型ICP-AES电感耦合等离子体光谱仪测定四种合金实际化学成分(见表1);使用DK7745电火花线切割机截取部分毛坯铸件加工成标距为20mm,厚度为3mm的哑铃型板状试样(见图2),室温力学性能在Instron-1121电子万能材料试验机上进行,拉伸速度1mm/min,取结果无显著差异的3组数据的平均值作为测量结果。金相样品从毛坯铸件上切取,经研磨抛光后,用苦味酸-乙酸腐蚀液腐蚀,然后采用日本Olympus-GX53型金相显微镜进行显微组织观察;采用德国Bruker-D8-Focus型X射线衍射仪(XRD)进行物相分析;用带有能谱仪(EDS)的日本Hitachi-S4800型场发射扫描电子显微镜和美国FEI-Tecnaig2透射电子显微镜进行合金微观组织和相结构分析。

表1 合金化学成分

Table 1 Chemical composition of experimental alloys

Alloy	Mass fraction/%								
	Al	Zn	Mn	RE(Ce)	RE(Y)	Sr	Ti	B	Mg
AZ91D	8.9	0.5	0.25	-	-	-	-	-	Bal.
AZ91D-1%RE	8.9	0.5	0.25	0.48	0.41	-	-	-	Bal.
AZ91D-1%RE-0.3%Sr	8.9	0.5	0.25	0.47	0.39	0.21	-	-	Bal.
AZ91D-1%RE-0.3%Sr-0.3%AlTiB	8.9	0.5	0.25	0.47	0.40	0.20	0.015	0.003	Bal.

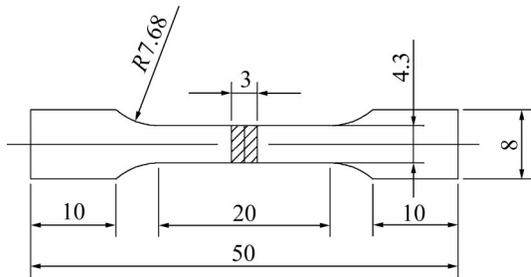


图2 拉伸样品尺寸图

Fig. 2 Dimensional drawing of stretched sample (Unit: mm)

## 2 结果与讨论

### 2.1 压铸工艺参数优选

采用如表 2 所示工艺对 AZ91D-1RE-0.3Sr-0.3AlTiB 合金进行压铸试样制备和力学性能测试, 确定最佳压铸工艺参数。图 3(a)所示为在浇铸温度 680 °C、压射速度 5 m/s 下, 分别经 50、70、90 和 110 MPa 压射比压制备的 AZ91D-1%RE-0.3%Sr-0.3%AlTiB 镁合金力学性能测试数据。从图 3(a)可以看出, 压射比压从 50 MPa 增大到 90 MPa, 然后继续增大到 110 MPa 过程中, 合金的抗拉强度和屈服强度先增大后减小, 断后伸长率先减小后增大; 当压射比压为 50 MPa 时, 试样的抗拉强度和屈服强度均最小, 分别为 256 和 170 MPa, 断后伸长率最大为 5.7%; 当压射比压增大到 90 MPa 时, 试样的抗拉强度和屈服强度达到了峰值, 分别为 285 和 197 MPa, 断后伸长率为 4.1%, 与压射比压为 50 MPa 时比较抗拉强度和屈服强度增大了 29 和 27 MPa, 伸长率降低了 1.6%; 当压射比压继续增大到 110 MPa 时, 试样的抗拉强度和屈服强度分别为 272 和 181 MPa, 较压射比压为 90 MPa 时有所减

表2 合金压铸工艺参数

Table 2 Die casting process parameters of alloys

Sample No.	Casting temperature/°C	Injection speed/(m·s <sup>-1</sup> )	Injection specific pressure/MPa
1	680	5	50
2	680	5	70
3	680	5	90
4	680	5	110
5	680	4	90
6	680	6	90
7	680	7	90

小, 断后伸长率略有增大, 强度开始下降。因此, 在 680 °C 浇铸温度下, 确定了 5 m/s 压射速度和 90 MPa 压射比压参数时合金获得了最高的力学性能。图 3(b)所示为在 680 °C 浇铸温度和 90 MPa 压射比压参数条件下, 调节压射速度参数分别为 4、5、6 和 7 m/s 时的力学性能测试数据。从图 3(b)可以看出, 压射速度从 4 m/s 增加到 6 m/s, 然后继续增大到 7 m/s 的过程中, 强度先增大后减小, 伸长率先减小后增大; 当压射速度为 4 m/s 时, 试样的抗拉和屈服强度最小, 分别为 244 和 162 MPa, 伸长率最大为 6.1%, 当压射速度增大到 6 m/s 时, 此时的抗拉强度和屈服强度达到了峰值, 分别为 287 和 196 MPa, 伸长率最小为 3.9%, 较压射速度为 4 m/s 时抗拉强度和屈服强度分别增加了 43 和 34 MPa, 伸长率降低了 2.2%; 但当压射速度继续提升至 7 m/s 时, 试样的抗拉强度和屈服强度为 265 和 181 MPa, 较 6 m/s 时有所降低, 断后伸长率略有增大, 强度开始下降。图 4(a)和(b)所示为合金在 50 MPa 和 90 MPa 压射比压条件下的显微组织。从图 4(a)和(b)看出, 晶粒被明显细化, 晶界非连续第二相变成连续第二相。这是由于增大压射比压致使合金的致密度增加, 冷却速度和时间也变快, 形成的晶粒更加细小且均匀, 从而增大了合金的强度, 同时塑性略有降低; 图 4(c)和(d)所示为合金分别在 4 m/s 和 6 m/s 压射速度条件下的显微组织。从图 4(c)和(d)中看出, 晶粒显著细化, 晶界半连续第二相变成连续第二相, 且晶界和晶内析出了更多细小弥散的第二相, 这是由于增大压射速度加速了合金冷却速度和时间, 导致过冷度增加, 致使形成的晶粒更加细小且均匀, 析出第二相数量也明显增多, 从而增大了合金的强度, 同时塑性略有下降。

综上所述, 从 AZ91D-1%RE-0.3%Sr-0.3%AlTiB

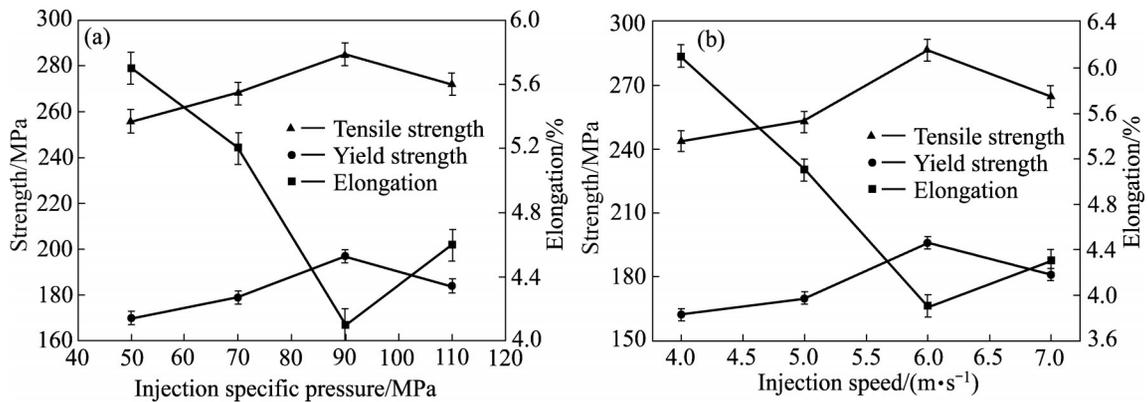


图3 不同压射比压和不同压射速度下AZ91D-1%RE-0.3%Sr-0.3%AlTiB合金的力学性能

Fig. 3 Mechanical properties of AZ91D-1%RE-0.3%Sr-0.3%AlTiB alloy under different injection specific pressures(a) and different injection speeds(b)

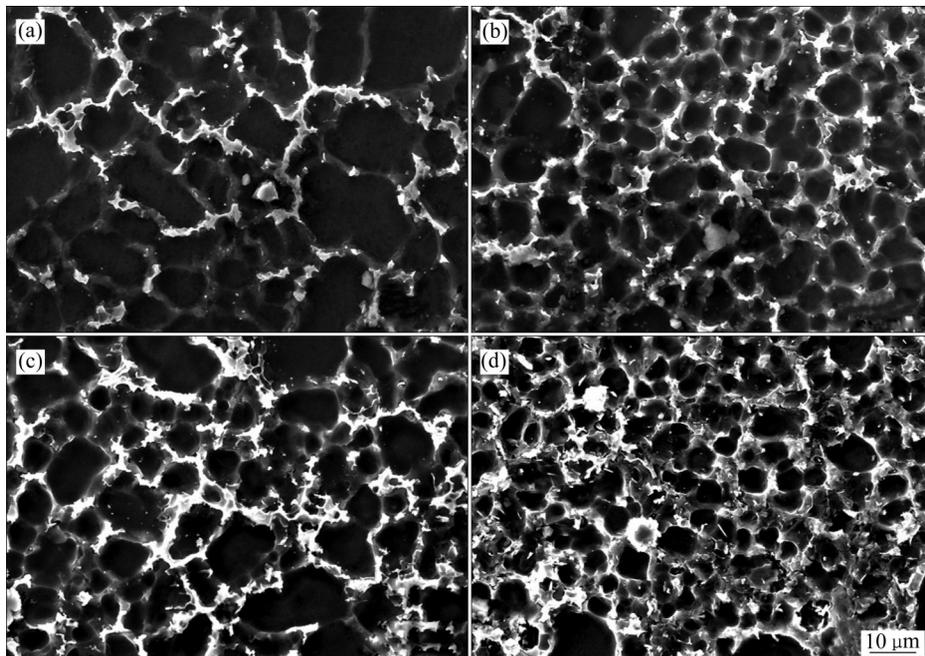


图4 不同压射比压和不同压射速度下AZ91D-1%RE-0.3%Sr-0.3%AlTiB合金的显微组织

Fig. 4 Microstructures of AZ91D-1%RE-0.3%Sr-0.3%AlTiB alloy under injection specific pressures((a), (b)) and different injection speeds((c), (d)): (a) 50 MPa; (b) 90 MPa; (c) 4 m/s; (d) 6 m/s

合金试样的力学性能的角度考虑, 浇铸温度优选为 680 °C、压射速度优选为 6 m/s、压射比压优选为 90 MPa。在压铸过程中, 浇铸温度、压射速度和压射比压对合金的成形性能起着至关重要的作用。从合金的力学性能测试数据进行比较能够获悉最合适的参数, 制备性能最好的毛坯铸件。若压射速度和压射比压过低, 合金晶粒无法达到最大的细化效果, 强度和塑性无法得到提升; 而当浇铸温度、压射速度和压射比压过高时, 会使合金凝固过程热量过高, 导致晶粒长大。虽然较高的压射速度使铸件

的组织更加致密, 但是随着压射速度地进一步增加, 高速流动的合金液体容易卷进太多气体, 气体占据型腔空间而增加了合金液的流动阻力, 在合金液内部形成反向气压, 不利于内部气体地排出, 更不利于液体地补缩, 容易在铸件内部形成气孔、缩孔和缩松等缺陷; 较大的压射比压虽然能够促使树枝晶的破碎与脱落, 增多晶核数量, 起到细化晶粒的作用, 但是在合金固液界面前沿凝固分数达到 10%~20%之前, 增加压射比压增大了合金的流动阻力, 延长了流动时间, 此时, 合金液的流动性随

随着压射比压的增加而下降; 另外, 如果压射比压过大, 铸件和铸型间的热传导加快, 薄壁和热节处的凝固速度差异加大, 凝固温度梯度和偏析加大, 导致热节处(见图 1 中结构脆弱区域和应力集中点)热裂倾向加大, 增加组织缺陷, 强度降低。从实验结果可知, 当浇铸温度、压射速度和压射比压分别为 680 °C、6 m/s 和 90 MPa 时, 试样的晶粒得到细化, 组织更加致密。兼顾综合力学性能各项指标达到最优状态, 因此, 确定该合金的压铸工艺参数分别为浇铸温度 680 °C、压射速度 6 m/s、压射比压 90 MPa。

### 2.2 合金微观组织分析

图 5 所示为四种合金的 XRD 谱。可以看出, AZ91D 合金中添加 RE、Sr 和 AlTiB 变质剂之后, 合金主要由  $\alpha$ -Mg、 $Mg_{17}Al_{12}$ 、 $Al_{11}Ce_3$ 、 $Al_2Y$  和  $Al_{10}Ce_2Mn_7$  相组成。加入 RE 后, 由于 RE(Ce 与 Y) 与 Al 的电负性差值大于其与 Mg 的电负性差值, 故 RE 优先与 Al 形成 Al-RE 化合物, 消耗了合金中的 Al, 降低了  $Mg_{17}Al_{12}$  化合物在合金中的数量。同时合金中 Mn 元素的存在导致在凝固过程中富集 Mn 的区域形成了 Al-RE-Mn 三元相。图 6 所示为四种

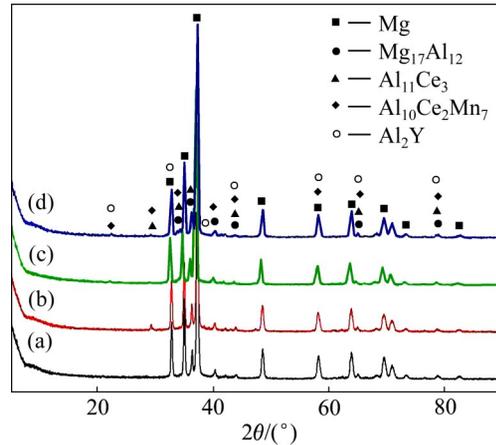


图 5 合金的 XRD 谱

Fig. 5 XRD patterns of alloys: (a) AZ91D; (b) AZ91D+1%RE; (c) AZ91D+1%RE+0.3%Sr; (d) AZ91D+1%RE+0.3%Sr+0.3%AlTiB

合金扫描电镜照片及相应显微组织。利用截线法, 对合金进行晶粒尺寸统计得出, 四种合金的晶粒尺寸分别为  $13.1 \pm 1.0$ 、 $6.8 \pm 1.0$ 、 $5.4 \pm 1.0$  和  $(4.7 \pm 1.0) \mu m$ 。AZ91D 合金中晶界主要由非连续  $\beta$ - $Mg_{17}Al_{12}$  相和  $(\alpha$ -Mg+ $\beta$ - $Mg_{17}Al_{12})$  共晶相组成, 且晶间距都较大(见图 6(a)), 与压铸 AZ91D 组织相比, 合金 AZ91D+1%RE、AZ91D+1%RE+0.3%Sr 和

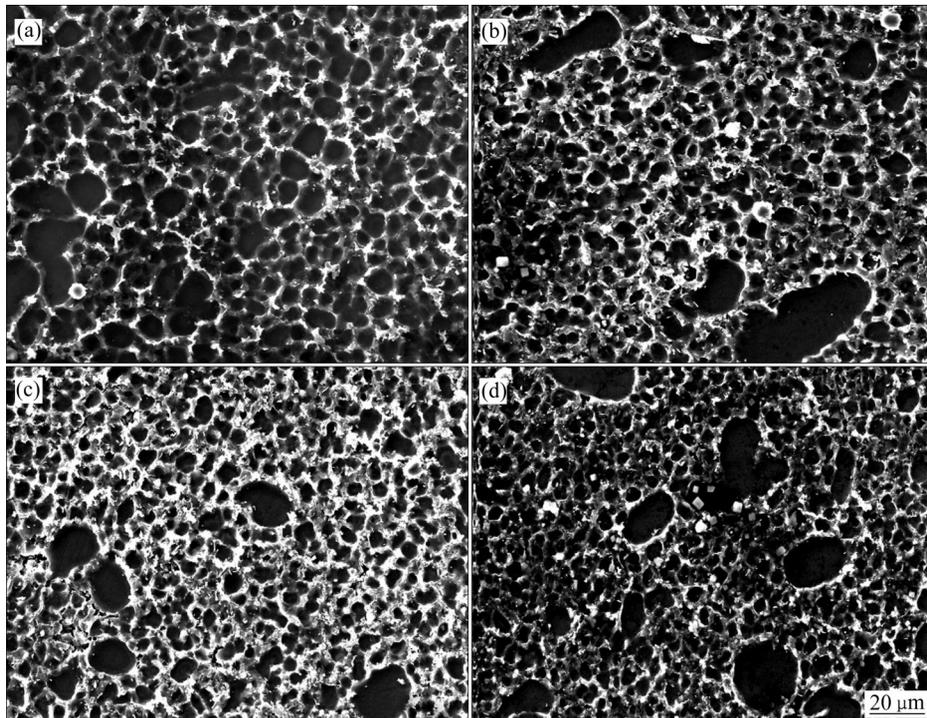


图 6 四种合金的 SEM 像

Fig. 6 SEM images of four alloys: (a) AZ91D; (b) AZ91D+1%RE; (c) AZ91D+1%RE+0.3%Sr; (d) AZ91D+1%RE+0.3%Sr+0.3%AlTiB

AZ91D+1%RE+0.3%Sr+0.3%AlTiB 三种合金的晶粒组织均被细化(见图6(b)、(c)和(d)), 粗大晶间半连续相明显变小, 晶间距也变小, 晶粒变得更加细小, 组织由不均晶粒转变成均匀细小的等轴晶; 但是合金 AZ91D+1%RE、AZ91D+1%RE+0.3%Sr 和

AZ91D+1%RE+0.3%Sr+0.3%AlTiB 本身晶粒组织大小无显著差异, 晶粒尺寸接近, 表明 RE、Sr 和 AlTiB 变质剂都起到了细化合金组织的作用, 但是细化程度无明显差别。

图7(a)和(a')所示为 AZ91D+1%RE+0.3%Sr+

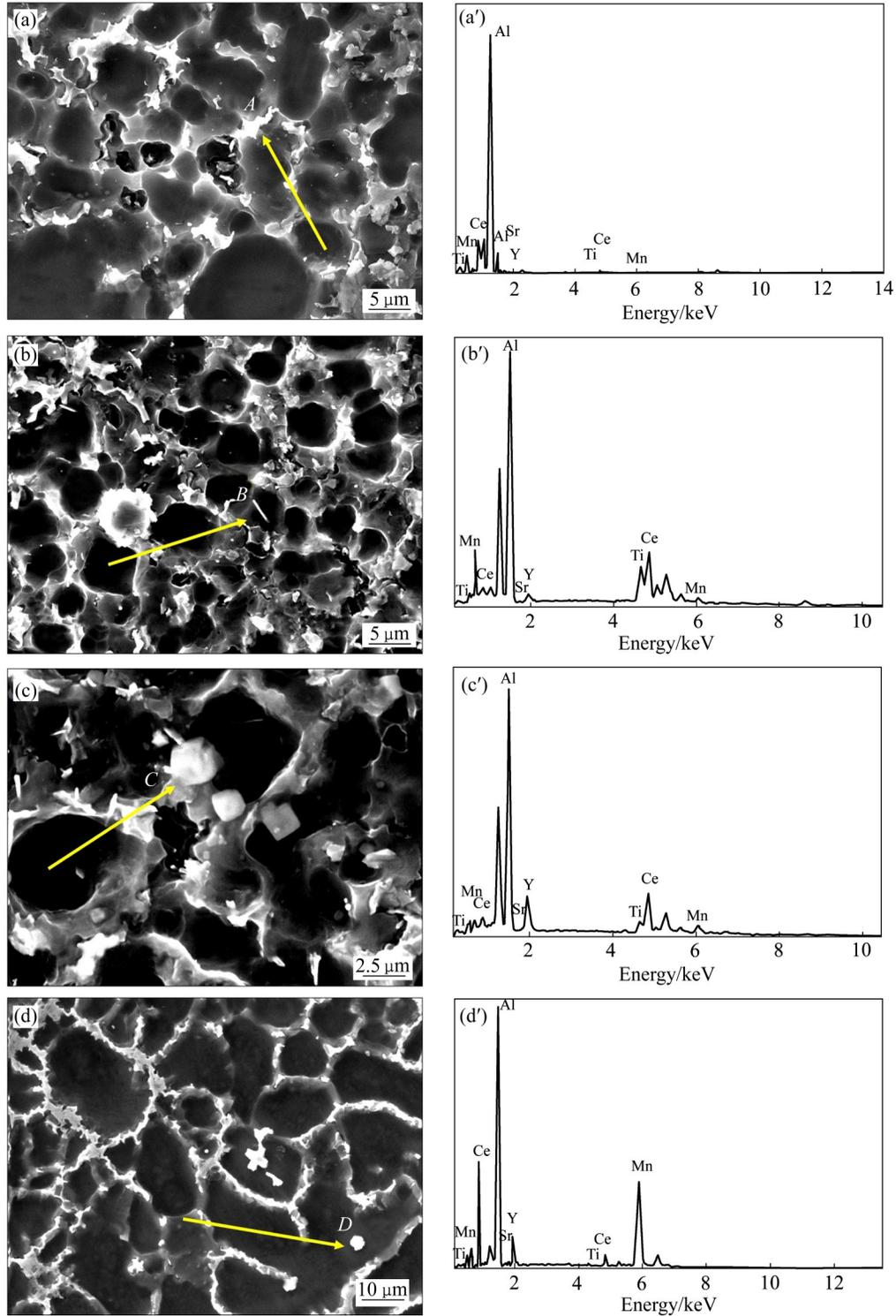


图7 AZ91D+1%RE+0.3%Sr+0.3%AlTiB 合金的SEM像和相应的元素分布图

Fig. 7 SEM images((a)–(d)) of AZ91D+1%RE+0.3%Sr+0.3%AlTiB alloy and corresponding element scanning map((a')–(d')): (a), (a')  $Mg_{17}Al_{12}$ ; (b), (b')  $Al_{10}Ce_2Mn$ ; (c), (c')  $Al_{11}Ce_3$ ; (d), (d')  $Al_2Y$

0.3%AlTiB合金的SEM像及晶界第二相的能谱(EDS)元素分析结果。从图中可以看出,晶界上的第二相只含有Mg和Al两种元素,可以判断为Mg-Al相;图7(a')中能谱元素分布图结合表3得出,A点白色第二相处元素Mg和Al摩尔比39.8:59.5,结合图8(a)第二相明场照片和8(a')选区电子衍射确定白色第二相为 $Mg_{17}Al_{12}$ 相。合金中主要由 $\alpha$ -Mg基体、非连续网状沿晶界包围 $\alpha$ -Mg晶粒的灰色 $\alpha$ -Mg+ $\beta$ - $Mg_{17}Al_{12}$ 共晶相和在晶界处不连续网状白色的 $\beta$ - $Mg_{17}Al_{12}$ 相组成,此时,合金起强化作用的主要相为晶界 $\beta$ - $Mg_{17}Al_{12}$ 相。图7(b)中还可以看到一种较小的块状白色相,这种第二相经常位于晶内,图7(b')能谱元素分布图结合表3可知,B点白色第二相位置元素Al、Mn、RE的摩尔比为63.43:29.59:6.78。图8(b)和(b')给出了这种相的明场照片和选区电子衍射照片,可以看出这种不规则块状第二相尺寸约为350 nm左右,相较于 $\beta$ - $Mg_{17}Al_{12}$ 相(700 nm),尺寸约小了一半,根据文献[13-15]可将其标定为 $Al_{10}Ce_2Mn_7$ 相,属于六方晶体结构, $a=0.90$  nm, $c=1.31$  nm。从图7(c)可以看出,添加1%的RE元素后,晶界处出现了白色针状的第二相,结合图7(c')能谱元素分布图和表3可知,C点白色第二相处元素Al和RE的摩尔比为77.7:18.14,图8(c)和(c')所示为这种相的TEM明场像和选区电子衍射照片。可以看出这种针状第二相尺寸长约为600 nm,宽约150 nm,其尺寸略小于 $\beta$ - $Mg_{17}Al_{12}$ 相,针状相具有体心斜方结构,与 $Al_{11}Ce_3$ 相的(121)、(002)及(123)晶面间距具有较好的对应关系,属于 $[\bar{2}10]$ 晶带轴,对应的晶格常数 $a=0.443$  nm, $b=1.314$  nm和 $c=1.013$  nm,同时,根据文献[16]报道,将该针状相标定为 $Al_{11}Ce_3$ 相。图7(d)所示为添加1%RE元素的SEM像,在晶界处出现了另一种较规则的四方块状白色第二相,能谱分析结果显示含有更多的Y元素(见图7(d')),这表明随着

RE元素Y的加入,形成了Al-Y金属间化合物,结合表3可知,D点白色第二相的元素Al和RE摩尔比为64.57:30.76,图8(d)和(d')给出了这种相的TEM明场像和选区电子衍射照片,可以看出这种规则四方块状第二相尺寸等边长约为400 nm,其尺寸小于 $\beta$ - $Mg_{17}Al_{12}$ 相,与 $Al_{10}Ce_2Mn_7$ 相接近,四方块状相具有六方晶体结构,与 $Al_2Y$ 相的(220)、(022)及(202)晶面间距具有较好的对应关系,属于 $[111]$ 晶带轴,对应的晶格常数 $a=0.4478$  nm, $c=0.4347$  nm,同时根据文献[17-18]报道,将该四方块状相标定为 $Al_2Y$ 相。综上所述,将XRD物相结构(见图5)、能谱元素分析结果(见图7)和第二相的选区电子衍射图片(见图8)依次对应,表明合金主要由 $\alpha$ -Mg、 $Mg_{17}Al_{12}$ 、 $Al_{11}Ce_3$ 、 $Al_2Y$ 和 $Al_{10}Ce_2Mn_7$ 相组成。另外,合金中虽然加入了碱土金属Sr元素,但是XRD谱和能谱元素分析并没有发现含Sr的第二相,这可能是由于其加入含量较低(0.3%),且文献[19]研究也表明,AZ91D合金中加入低于0.6%的Sr时,并没有发现Al-Sr相的存在。合金加入AlTiB变质剂后,AlTiB变质剂在高温的镁液中溶解,游离的Ti和B原子发生反应,形成 $TiB_2$ 颗粒,具体的反应式为: $Ti+2B \rightarrow TiB_2$ 。高温形成的 $TiB_2$ 与 $\alpha$ -Mg同属密排六方晶体结构,晶粒错配度相近<sup>[20]</sup>,可以作为Mg基底的非均质形核核心,从而进一步细化 $\alpha$ -Mg晶粒。同时对于晶界上的部分 $TiB_2$ 质点,凝固过程中富集在固/液界面前沿,形成区域成分过冷,阻碍合金液中其他原子的扩散,抑制生成的晶粒及其他第二相长大,从而细化了合金的初生晶粒及在此过程中富集生成的其他金属间化合物,促使晶界第二相也变得细小和弥散分布。

### 2.3 力学性能分析

表4所示为四种合金在室温条件下的抗拉强度、屈服强度和断后伸长率。由表4可以看出,

表3 AZ91D+1%RE+0.3%Sr+0.3%AlTiB合金能谱分析结果

Table 3 EDS analysis results of AZ91D+1%RE+0.3%Sr+0.3%AlTiB alloys

Scanning position	Mole fraction/%								
	Al	Zn	Mn	Ce	Y	Sr	Ti	B	Mg
A	39.8	0.02	0.14	-	0.12	0.17	0.25	-	59.5
B	63.43	-	29.59	1.04	5.74	0.12	0.08	-	-
C	77.70	-	1.79	11.74	6.40	0.38	1.99	-	-
D	64.57	-	1.89	2.93	27.83	0.36	2.42	-	-

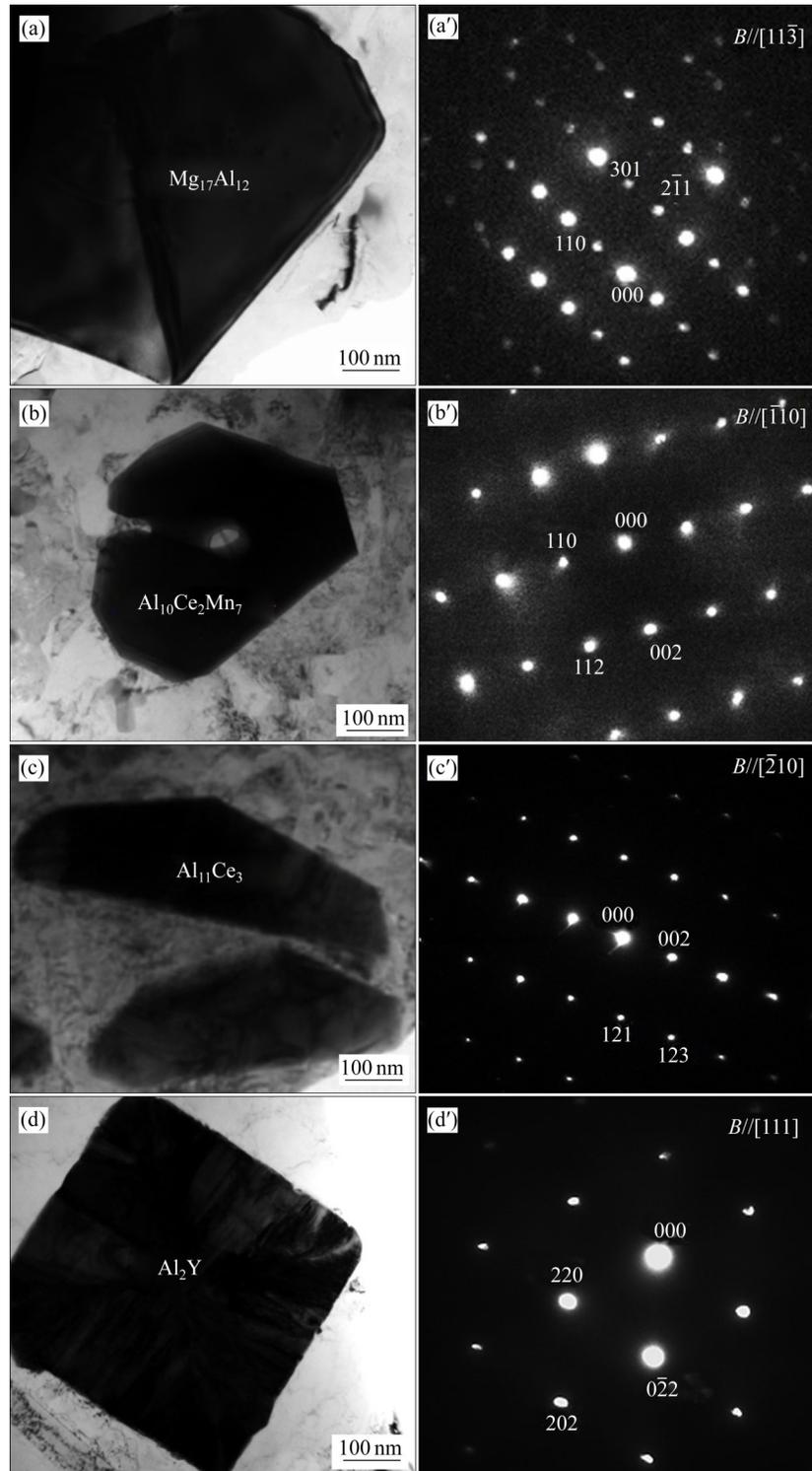


图8 试样的TEM明场像及相应的选区电子衍射花样

Fig. 8 Bright-field TEM images((a)–(d)) of samples and corresponding SAED patterns((a')–(d')): (a), (a')  $Mg_{17}Al_{12}$ ; (b), (b')  $Al_{10}Ce_2Mn_7$ ; (c), (c')  $Al_{11}Ce_3$ ; (d), (d')  $Al_2Y$

AZ91D 合金的强度较低，但是塑性较好，其抗拉强度、屈服强度和断后伸长率分别为 268 MPa、178 MPa 和 5.8%。合金加入 RE 之后，抗拉强度和屈服强度较小幅度增加，达到 276 MPa 和 183

MPa，而断后伸长率也小幅度降低到 5.5%。在合金进一步添加 Sr 后，其抗拉强度和屈服强度继续小幅度增加，达到 281 MPa 和 192 MPa，而断后伸长率也降到 4.9%；最后在上述基础上继续加入 AlTiB 变

表4 合金的力学性能

Table 4 Mechanical properties of test alloys

Alloy	Tensile strength/MPa	Yield strength/MPa	Elongation/%
AZ91D	268±4	178±4	5.8±1.4
AZ91D-1%RE	276±4	183±3	5.5±1.2
AZ91D-1%RE-0.3%Sr	281±4	192±3	4.9±1.2
AZ91D-1%RE-0.3%Sr-0.3%AlTiB	287±5	196±4	4.7±0.9

质剂,抗拉强度和屈服强度达到最大值287 MPa和196 MPa,而断后伸长率也降低到最低值4.7%,此时相比AZ91D合金,抗拉强度和屈服强度分别增加了19 MPa和18 MPa,断后伸长率降低了1.1%。合金强度增加和断后伸长率降低主要有两方面原因:一方面是AZ91D合金加入RE后,Ce和Y元素是表面活性元素,可以降低金属液的表面能,降低界面临界形核功,从而增加结晶的核心;另一方面,富集在晶界优先形成的 $Al_{11}Ce_3$ 和 $Al_2Y$ 相具有很高的熔点,可以作为非自发结晶的核心,起异质形核作用,并阻碍晶粒的长大,使合金晶粒变得更加细小,同时也细化了晶界处非连续分布的 $\beta-Mg_{17}Al_{12}$ 相,使其更加弥散分布在晶界,同时 $Al_{11}Ce$ 、 $Al_2Y$ 和晶内形成的 $Al_{10}Ce_2Mn_7$ 相共同钉扎晶界,阻碍晶界滑移和位错运动,提高了合金的力学性能。继续添加Sr元素后,由于Sr在镁中较低的固溶度,导致大部分Sr富集在凝固界面前沿,抑制晶粒和其他晶界第二相的长大,同时Sr也增大了过冷度,使得合金凝固过程中Al-RE相和Mg-Al相的形核数量增加,因此细化了合金组织和降低了其他第二相的尺寸,且增加了合金的形核数量,从而提高了力学性能。最后合金继续添加AlTiB变质剂后,生成的 $TiB_2$ 与 $\alpha-Mg$ 同属密排六方晶体结构,具有相近的晶粒错配度,形成更多的以Mg基底的非均质形核核心,这些核心作为 $\alpha-Mg$ 晶粒内部的异质晶核,细化 $\alpha-Mg$ 晶粒。此时,晶界多余部分 $TiB_2$ 质点,凝固时在固/液界面前沿富集,形成局部成分过冷,合金液中其他原子的扩散受到阻碍,抑制生成的晶粒及其他第二相长大,通过细化合金的初生晶粒和晶间富集生成的其他第二相,促使晶界第二相变得细小且趋于弥散分布。基于上述原因,合金相继加入RE、Sr和AlTiB后,合金的组织晶界第二相都被细化,增加形核数量、降低第二相尺寸和增多第二相数量,改变晶间相,使其趋

于弥散分布状态,从而起到钉扎晶界,阻碍晶界滑移和位错运动,上述元素协同作用成为合金性能提高的主要因素。压铸镁合金由“硬”的晶界第二相和“软” $\alpha-Mg$ 晶粒组成,形成“核壳结构”。塑性变形过程中,“软” $\alpha-Mg$ 晶粒优先开始塑性变形,由于晶内没有第二相颗粒,因此,位错滑移很容易在晶界塞积,造成高度应力集中。由于晶界第二相相对硬度较高,且比较脆,很容易发生断裂,造成材料失效,相对于压铸AZ91D合金,压铸AZ91D-1RE-0.3Sr-0.3AlTiB合金的 $\alpha-Mg$ 晶粒比较小,位错的有效滑移距离也比较短,晶界附近形成的应力集中程度更大,因此,晶界第二相更易断裂,从而造成较低的伸长率,这就是压铸AZ91D-1RE-0.3Sr-0.3AlTiB合金晶粒小反而伸长率更低的原因。

### 3 结论

1) AZ91D-1RE-0.3Sr-0.3AlTiB镁合金在680 °C浇铸温度条件下,强度随压射速度和压射比压的增加呈现出先增加后减小、断后伸长率先减小后增大的变化趋势。根据得到的最优力学性能确定了合金的压铸工艺参数分别为浇铸温度680 °C、压射速度6 m/s和压射比压90 MPa。

2) 添加RE、Sr和AlTiB变质剂后,合金主要由 $\alpha-Mg$ 、 $Mg_{17}Al_{12}$ 、 $Al_{11}Ce_3$ 、 $Al_2Y$ 和 $Al_{10}Ce_2Mn_7$ 相组成。RE、Sr和AlTiB变质剂都起到了细化合金组织的作用,但是细化程度无显著差别,同时RE、Sr和 $TiB_2$ 质点凝固过程中富集在固/液界面前沿,形成区域成分过冷,晶界处阻碍原子的扩散,抑制生成的晶粒和第二相长大,细化合金晶粒及金属间化合物,促使晶界第二相变得细小且趋于弥散分布。

3) AZ91D合金的强度较低,但是塑性较好,其抗拉强度、屈服强度和断后伸长率分别为268

MPa、178 MPa 和 5.8%。在分别加入 RE、Sr 和 AlTiB 变质剂后, 其抗拉强度和屈服强度大幅度增加到最大值 287 MPa 和 196 MPa, 而断后伸长率则降低到最低值 4.7%, 对比 AZ91D 合金, 抗拉强度和屈服强度分别增加了 19MP 和 18 MPa, 而断后伸长率降低了 1.1%。相继加入 RE、Sr 和 AlTiB 后, 合金组织和晶间第二相都被细化, 增加异质形核数量、降低第二相尺寸和增加第二相数量, 改变晶间相分布状态, 钉扎晶界, 阻碍晶界滑移和位错运动, 提高了强度, 但是过多的元素导致晶间第二相数量、尺寸和分布状态存在较大差异和不均, 易形成更多应力集中点, 从而增加了断裂源的数量, 导致伸长率降低。

## REFERENCES

- [1] 乐泰和, 陈梦茹, 王金辉, 等. La 和 Ce 含量对挤压态 AE44-2 镁合金组织与力学性能的影响[J]. 中国有色金属学报, 2021, 31(6): 1463-1474.  
LE Tai-he, CHEN Meng-ru, WANG Jin-hui, et al. Effect of La and Ce contents on microstructure, texture and mechanical properties of extruded AE44-2 magnesium alloy[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2021, 31(6): 1463-1474.
- [2] 秦成, 车朝杰, 程丽任, 等. 铸态 Mg-Sm-Gd-Zn-Zr 合金微观组织与力学性能研究[J]. 中国稀土学报, 2021, 39(3): 523-530.  
QIN Cheng, CHE Chao-jie, CHENG Li-ren, et al. Microstructure and mechanical properties of as-cast Mg-Sm-Gd-Zn-Zr alloy[J]. Journal of Rare Earths, 2021, 39(3): 523-530.
- [3] 逯连文, 卜繁强, 刘晓琴, 等. 热处理对砂型铸造 Mg-4Sm-0.6Zn-0.4Zr 合金显微组织和力学性能的影响[J]. 中国有色金属学报, 2019, 29(11): 2508-2514.  
LU Lian-wen, BU Fan-qiang, LIU Xiao-qin, et al. Effect of heat treatment on microstructure and mechanical properties of sand-cast Mg-4Sm-0.6Zn-0.4Zr alloy[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2019, 29(11): 2508-2514.
- [4] 张德平, 唐定骧, 孟健, 等. 铈镧混合稀土对 AZ91D 压铸镁合金显微组织和蠕变性能的影响[J]. 稀有金属, 2010, 34(2): 202-209.  
ZHANG De-ping, TANG Ding-xiang, MENG Jian, et al. Effect of Ce/La on microstructure and creep property of die-cast AZ91D alloys[J]. Rare Metals, 2010, 34(2): 202-209.
- [5] 姚怀, 刘亚, 杜三明, 等. 时效处理对 Mg-2.0Zn-0.5Zr-3.0Gd 生物降解镁合金组织、力学性能及耐腐蚀性能的影响[J]. 中国有色金属学报, 2020, 30(3): 518-529.  
YAO Huai, LIU Ya, DU San-ming, et al. Effects of aging treatment on microstructure, mechanical properties and corrosion resistance of biodegradable Mg-2.0Zn-0.5Zr-3.0Gd magnesium alloy[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2020, 30(3): 518-529.
- [6] WANG Jun-sheng, LI Xiao-bo. Simultaneously improving strength and ductility of AZ91-type alloys with minor Gd addition[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2019, 803: 689-699.
- [7] KUNST M, FISCHERSWORRING-BUNK A, L'ESPERANCE G, et al. Microstructure and dislocation analysis after creep deformation of die-cast Mg-Al-Sr (AJ) alloy[J]. Materials Science and Engineering A, 2009, 510: 387-392.
- [8] DARGUSCH M S, ZHU S M, NIE J F, et al. Microstructural analysis of the improved creep resistance of a die-cast magnesium-aluminium-rare earth alloy by strontium additions[J]. Scripta Materialia, 2009, 60(2): 116-119.
- [9] 吴菊英, 单丽梅, 汤爱涛, 等. 含锶 Mg-Al 系镁合金中第二相研究述评[J]. 中国有色金属学报, 2017, 27(9): 1757-1767.  
WU Ju-ying, SHAN Li-mei, TANG Ai-tao, et al. Review of secondary phases in strontium-contained Mg-Al series magnesium alloys[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2017, 27(9): 1757-1767.
- [10] CAO G, ZHANG C, CAO H, et al. Hot-tearing susceptibility of ternary Mg-Al-Sr alloy castings[J]. Metall Mater Trans A, 2010, 41: 706-716.
- [11] 王瑞权, 邱葭菲, 张伟, 等. AM60B 镁合金的 Al5Ti1B 细化工艺研究[J]. 热加工工艺, 2013, 42(1): 51-54.  
WANG Rui-quan, QIU Jia-fei, ZHANG Wei, et al. Refining technology of AM60B alloy with Al5Ti1B[J]. Hot Working Technology, 2013, 42(1): 51-54.
- [12] TANG Yan, LE Qi-chi, WU Bao-lin, et al. Investigation of microstructure and mechanical properties of novel MgLiAlZnY-TiB alloys based on secondary phase prediction by first principle[J]. Vacuum, 2021, 192: 110-127.
- [13] ZHANG Jing-huai, NIU Xiao-dong, QIU Xin, et al. Effect of yttrium-rich mischmetal on the microstructures, mechanical properties and corrosion behavior of die cast AZ91 alloy[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2009, 471: 322-330.
- [14] ZHU S M, GIBSON M A, NIE J F, et al. Microstructural analysis of the creep resistance of die-cast Mg-4Al-2RE alloy [J]. Scripta Materialia, 2008, 58(6): 477-480.
- [15] BU Fan-qiang, YANG Qiang, GUAN Kai, et al. Study on the mutual effect of La and Gd on microstructure and mechanical properties of Mg-Al-Zn extruded alloy[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2016, 688: 1241-1250.
- [16] ZHANG Jing-huai, YU Peng, LIU Ke, et al. Effect of substituting cerium-rich mischmetal with lanthanum on microstructure and mechanical properties of die-cast Mg-Al-

- RE alloys[J]. *Materials and Design*, 2009, 30(7): 2372–2378.
- [17] YANG Qiang, GUAN Kai, BU Fan-qiang, et al. Microstructures and tensile properties of a high-strength die-cast Mg-4Al-2RE-2Ca-0.3Mn alloy[J]. *Materials Characterization*, 2016, 113: 180–188.
- [18] RZYCHON T, KIELBUS A, LITYNSKA-DOBRYNSKA L. Microstructure, microstructural stability and mechanical properties of sand-cast Mg-4Al-4RE alloy[J]. *Mater Charact*, 2013, 83: 21–34.
- [19] ZHANG Dong-dong, ZHANG De-ping, BU Fan-qiang, et al. Effects of minor Sr addition on the microstructure, mechanical properties and corrosion behavior of die cast AZ91 alloy[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2017, 693: 51–59.
- [20] 杨伟, 殷海咪, 商景利, 等. SiC 颗粒参与下快冷镁合金异质形核与高温晶粒长大[J]. *中国有色金属学报*, 2017, 27(2): 243–250.
- YANG Wei, YIN Hai-mi, SHANG Jing-li, et al. Heterogeneous nucleation and grain growth at high temperature for quenched magnesium alloy containing SiC particle[J]. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*, 2017, 27(2): 243–250.

## Process optimization, microstructure and properties analysis of die casting Mg alloy containing RE, Sr and AlTiB for camera shell

ZHANG Ya-qin<sup>1</sup>, ZHANG De-ping<sup>2</sup>, ZHANG Jing-huai<sup>3</sup>, LI Bai-shun<sup>4</sup>, LI Hui<sup>5</sup>

(1. Department of Mechanical Engineering, Taiyuan Institute of Technology, Taiyuan 030000, China;

2. Department of Materials Science and Engineering, Jinzhong University, Jinzhong 030600, China;

3. Key Laboratory of Superlight Materials and Surface Technology, Ministry of Education,

Harbin Engineering University, Harbin 150001, China;

4. Institute of Multidisciplinary Research for Advanced Materials, Tohoku University, Sendai 980-0812, Japan;

5. State Key Laboratory of Tribology, Department of Mechanical Engineering, Tsinghua University,

Beijing 100084, China)

**Abstract:** The influences of the injection speed and injection specific pressure on the microstructure and mechanical properties of the camera body of modified AZ91D die casting magnesium alloy with RE(Ce and Y), Sr and AlTiB was studied using optical microscope (OM), X-ray diffraction (XRD), scanning electron microscope (SEM) with energy dispersive spectrometer (EDS), transmission electron microscope (TEM) and mechanical properties test. The results show that the alloy strength increases, but the elongation decreases with increasing the injection speed and injection specific pressure, and thus the optimal die-casting parameter including casting temperature of 680 °C, injection speed of 6 m/s and injection specific pressure of 90 MPa are obtained. Co-additions of RE, Sr and AlTiB into AZ91 alloy significantly refine  $\alpha$ -Mg grains and Mg<sub>17</sub>Al<sub>12</sub> phases, and introduce fine TiB<sub>2</sub>, Al<sub>11</sub>Ce<sub>3</sub>, Al<sub>2</sub>Y, and Al<sub>10</sub>Ce<sub>2</sub>Mn<sub>7</sub> phases dispersed in the matrix, which generates a synergistic hardening effect to enhance strength. As a result, the modified alloy achieves optimal mechanical properties, such as the ultimate tensile strength of 287 MPa, yield strength of 196 MPa and elongation of 4.7%.

**Key words:** injection speed; injection specific pressure; microstructures; mechanical properties; Al-5Ti-B

**Foundation item:** Projects(52071093, 51871069) supported by the National Natural Science Foundation of China; Project(18/00006208) supported by the Doctoral Start-up Fund of Taiyuan Institute of Technology, China

**Received date:** 2021-07-26; **Accepted date:** 2021-11-09

**Corresponding author:** ZHANG De-ping; Tel: +86-13756658986; E-mail: zhangdeping@jzxy.edu.cn

(编辑 龙怀中)