

金属型铸造 Mg-Zn-Sn 合金的非平衡组织及力学性能

胡 剑¹ 徐 烁¹ 杨 珏¹ 张诗昌^{1,2}

(1.武汉科技大学材料与冶金学院; 2.武汉科技大学钢铁冶金及资源利用省部共建教育部重点实验室)

摘 要 采用金属型铸造了 Zn、Sn 不同质量分数但总量为 10% 的 Mg- x Zn-(10- x)Sn 合金,研究了其铸态组织特别是非平衡共晶组织及合金的力学性能。结果表明,Mg-Zn-Sn 合金铸态组织为 α -Mg、MgZn 及(或)Mg₂Sn 相组成。Mg-9Zn-Sn 和 Mg-Zn-9Sn 合金均产生了层片状共晶相,Mg-5Zn-5Sn 合金中的共晶 β 相(MgZn 和 Mg₂Sn)呈小块状均匀分布在晶界上,且基本上均为离异型共晶。采用夏尔公式计算出合金的非平衡共晶体积分数,Mg-9Zn-Sn 合金中的共晶分数最高达 14%,共晶组织几乎都呈现片状结构。力学性能试验结果表明,Mg-5Zn-5Sn 合金具有最好的综合力学性能。此外,根据 Zn、Sn 原子在 Mg 中的固溶量的测试结果,进一步分析了合金的强韧性。

关键词 Mg-Zn-Sn(ZT)合金;非平衡共晶;力学性能

中图分类号 TG146.22 **文献标志码** A

DOI:10.15980/j.tzzz.2021.01.023

开放科学(资源服务)标识码(OSID):



Non-equilibrium Structure and Mechanical Properties of Permanent Mold Casting Mg-Zn-Sn Alloys

Hu Jian¹, Xu Shuo¹, Yang Jue¹, Zhang Shichang^{1,2}

(1.School of Materials and Metallurgy, Wuhan University of Science and Technology;

2.Key Laboratory for Ferrous Metallurgy and Resources Utilization of Ministry of Education, Wuhan University of Science and Technology)

Abstract: Mg-Zn-Sn alloys with different contents of Zn and Sn at a total amount of 10% were prepared by metal molds, and the as-cast structure, especially the non-equilibrium eutectic structure and the mechanical properties of the alloys were investigated. The results show that the as-cast structure of Mg-Zn-Sn alloys is composed of α -Mg, MgZn and (or) Mg₂Sn. Lamellar eutectic phases can be generated in the Mg-Zn-9Sn with high Sn content and Mg-9Zn-Sn alloys with high Zn content. The eutectic β phases (MgZn and Mg₂Sn) in Mg-5Zn-5Sn alloys with the same content of Zn and Sn are uniformly distributed in the grain boundary in form of small blocks and the morphology of the eutectic phases is presented almost all divorced structures. The volume fraction of the non-equilibrium eutectic was calculated by the Schiel equation. The eutectic fraction of Mg-9Zn-Sn alloys with 9% Zn content is as high as 14%, and the eutectic structure almost all presents a lamellar structure. The experimental results of mechanical properties show that the Mg-5Zn-5Sn alloys has the desirable comprehensive mechanical properties. In addition, according to the test results of the solid solution amount of Zn and Sn atoms in magnesium matrix, the strength and toughness of alloys were further analyzed.

Key Words: Mg-Zn-Sn(ZT) Alloys, Non-Equilibrium Eutectic, Mechanical Properties

Mg-Zn 系合金具有良好的室温力学性能和时效强化特性,在汽车轻量化过程中具有广泛的应用价值^[1,2]。以 Sn 为合金元素的 Mg-Zn-Sn(ZT)合金不仅保留了 Mg-Zn 合金的时效强化性能,同时由于 Sn 的加入提高了合金的高温强度,是一类有可能替代高成本的 Mg-Zn-RE 合金的耐热镁合金^[3,4]。现有研究表明,Zn

和 Sn 在镁合金中有较高的固溶度,固溶强化效果较好^[5,6]。同时 Mg 与 Sn 能够形成 Mg₂Sn 相,其具有高的熔点,在 400 ℃下可以稳定存在于镁基体中,提高了合金的高温强度^[7,8]。

Zn、Sn 总量不变的 Mg-Zn-Sn(ZT)合金,Zn、Sn 质量比对合金的组织与性能有显著影响,只有合适的 Zn、

收稿日期:2020-08-13;修改稿收到日期:2020-09-19
第一作者简介:胡剑,男,1993 年出生,硕士研究生,武汉(430081),E-mail: 467155108@qq.com
通信作者:张诗昌,男,1962 年出生,教授,武汉(430081),E-mail: s.c.hust@163.com
引用格式:胡剑,徐烁,杨珏,等. 金属型铸造 Mg-Zn-Sn 合金的非平衡组织及力学性能[J]. 特种铸造及有色合金,2021,41(1):114-118.
HU J, XU S, YANG J, et al. Non-equilibrium structure and mechanical properties of permanent mold casting Mg-Zn-Sn alloys[J]. Special Casting & Nonferrous Alloys, 2021, 41(1):114-118.

Sn 质量比,才可以获得良好的力学性能^[9]。这是由于 Zn、Sn 两种合金元素相互不形成金属间化合物,在 Mg 基合金中仅与 Mg 各自形成 MgZn 和 Mg₂Sn 化合物。因此,可以通过添加不同比例的 Zn、Sn 获得不同体积分数的 MgZn 和 Mg₂Sn 化合物,并改变化合物在基体中的形态与分布,最终获得所需的合金组织及力学性能。在铸造条件下,Mg-Zn-Sn 合金容易产生元素偏析,形成非平衡组织,如 Zn 可以形成晶间偏析,有利于 Mg₂Sn 相的时效析出^[10]。但是关于 Zn、Sn 合金元素对铸造 Mg-Zn-Sn 合金非平衡共晶组织的影响报道很少,而共晶组织对铸造合金的性能有很大影响。本课题在金属型铸造条件下,保持 Zn、Sn 总量不变(10%),通过调整 Zn、Sn 含量,制备 Mg-Zn-Sn 合金,分析合金元素对铸态组织,特别是非平衡凝固共晶组织的影响,获得具有良好综合力学性能的铸态 Mg-Zn-Sn 合金。

1 试验过程

试验原材料为 99.9% (质量分数,下同)的工业纯镁,99.9%的 Zn 粒以及 99.9%的 Sn 粒。试验合金的名义成分见表 1。

表 1 试验合金的名义成分

合金	w _B		
	Zn	Sn	Mg
Mg-Zn-9Sn(ZT19)	1	9	余量
Mg-3Zn-7Sn(ZT37)	3	7	余量
Mg-5Zn-5Sn(ZT55)	5	5	余量
Mg-7Zn-3Sn(ZT73)	7	3	余量
Mg-9Zn-Sn(ZT91)	9	1	余量

浇注前清除坩埚表面上的残留杂质,将金属模具和坩埚放置在电阻加热炉中预热至 200 ℃,并在其内壁均匀涂抹一层 ZnO 涂料以避免高温镁液与模具和坩埚材料发生反应。将称量好的干燥镁置于 Ar 气保护下的坩埚电阻炉中加热,待镁完全熔化后,去除上表面的熔

渣。当温度升高至 730 ℃时,将称量好的 Zn 粒与 Sn 粒加入到坩埚电阻炉中并充分搅拌使其完全熔化。保温 15 min 后,用除渣勺再次去除表面熔渣。静置 5 min,当温度下降至 710 ℃时,在熔体表面撒上适量的硫磺粉,然后浇注到尺寸为 $\phi 50\text{ mm}\times 200\text{ mm}$ 、预热温度约为 200 ℃的金属型中,冷却后取样。采用体积分数为 4% 的硝酸酒精腐蚀试样,腐蚀时间为 5~10 s。在 ZEISS Axio Scope A1 光学显微镜下进行合金的金相组织观察;采用 D/2000X 射线衍射仪(XRD)对合金物相组成进行分析;使用 JSM-6610 扫描电镜进行合金的微观结构观察(SEM);在改装的 GWTA304 拉伸试验机上检测合金的压缩性能,压缩试样尺寸为 $\phi 8\text{ mm}\times 12\text{ mm}$,应变速率为 10^{-3} s^{-1} 。

2 试验结果及分析

2.1 Mg-Zn-Sn 合金铸态组织的 XRD 及 SEM 分析

金属型铸造 Mg-Zn-Sn 合金的 XRD 分析结果见图 1。可以看出,Mg-Zn-Sn 合金由 α -Mg、Mg₂Sn 和(或) MgZn 组成。随着 Zn 含量增加,Mg₂Sn 峰降低,MgZn 峰则升高。具体而言,ZT19 合金组织由 α -Mg+Mg₂Sn 组成,ZT91 合金由 α -Mg+MgZn 组成,ZT37、ZT55 和 ZT73 合金组织则由 α -Mg+MgZn+Mg₂Sn 组成。

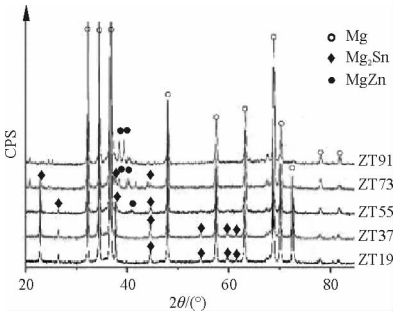


图 1 金属型铸造 Mg-Zn-Sn 合金的 XRD 图谱

Fig.1 XRD patterns of metal mold casting Mg-Zn-Sn alloys

图 2 和图 3 分别为 Mg-Zn-Sn 合金铸态组织的

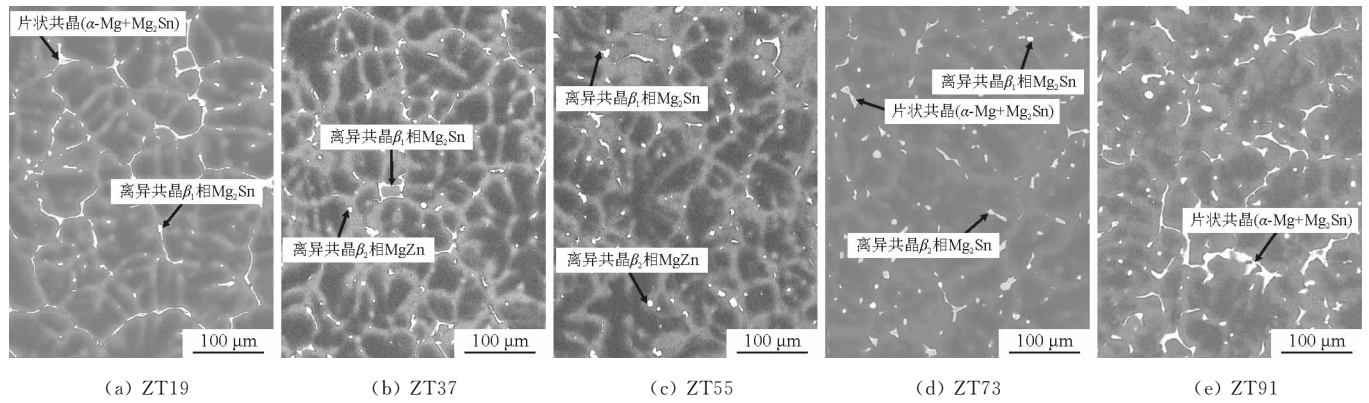


图 2 Mg-Zn-Sn 合金的铸态组织 SEM

Fig.2 SEM of as-cast Mg-Zn-Sn alloy

SEM 及 Mg、Zn 和 Sn 元素的面扫描结果。可以看出,合金组织分为 3 个层次,暗色的为基体组织,即单相 α -Mg。浅色的为晶界组织,从图 3 可以看出,晶界上 Zn、Sn 元素含量较高,应是 Zn、Sn 在晶界上的偏析所致。亮色块状则为第二相或共晶组织,大部分沿着晶界分布,少量分布在基体上。结合 XRD 与面扫描结果可知,亮色第二相为共晶体中的 β_1 -Mg₂Sn 相或 β_2 -MgZn 相,ZT19 合金中亮色第二相为 Mg₂Sn 相,ZT91 合金中

亮色第二相为 MgZn 相,而 ZT37、ZT55 和 ZT73 中亮色部分包含 Mg₂Sn 和 MgZn 两相。随着 Zn 含量增加,浅色晶界逐渐变粗,Mg₂Sn 和 MgZn 相比比例发生改变。从图 2 中可以观察到 ZT37、ZT55 和 ZT73 合金中,Mg₂Sn 和 MgZn 两相的形貌呈棒状或小块状,并且在晶界上分布均匀。由图 3 可以看出,ZT55 合金中第二相 MgZn 和 Mg₂Sn 的大小和体积分数相近且分布较为均匀。

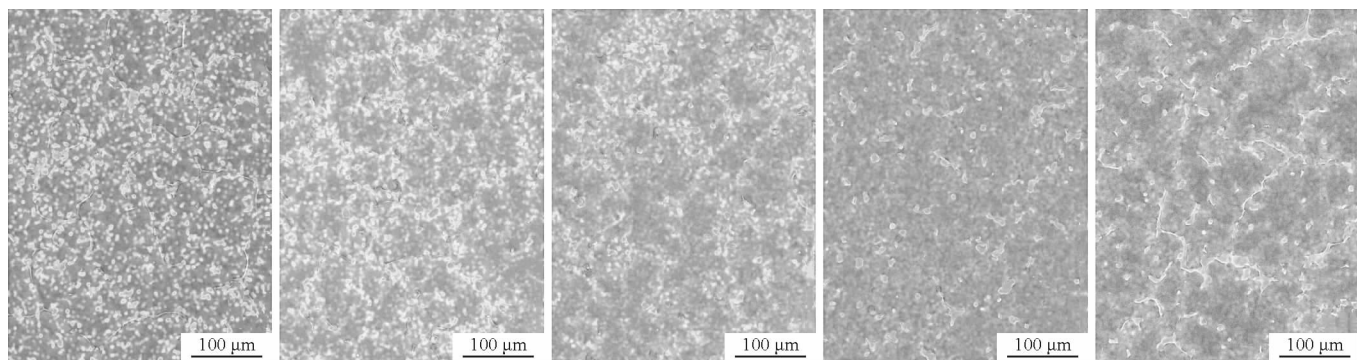
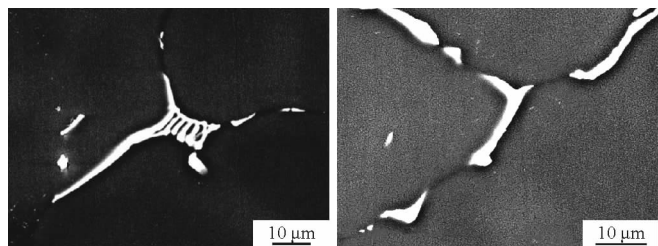


图 3 Mg-Zn-Sn 合金的元素面扫描

Fig.3 Element face scanning analysis of Mg-Zn-Sn alloy

2.2 Mg-Zn-Sn 合金铸态组织的非平衡共晶

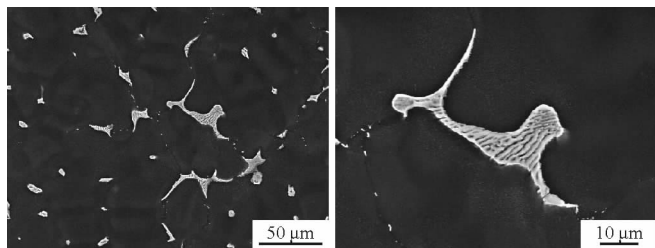
将图 2 中的 SEM 组织放大,可以观察到晶界上的部分亮色组织为层片状结构。将 ZT19 合金中亮色块状组织(见图 2a)放大,见图 4,可明显观察到层片状共晶组织(α -Mg+Mg₂Sn)以及离异共晶相 β_1 -Mg₂Sn,层片共晶的片层间距小于 2 μ m,共晶组织分布在晶界上。图 5 为 ZT91 合金(见图 2e)的 SEM 照片及共晶组织图像。由图 5a 可知,ZT91 合金中的共晶组织(α -Mg+MgZn)基本上都是片状结构,主要分布在晶界上,其片层间距小于 2 μ m。图 6 为 ZT55 合金中的离异共晶分布及形态。图 6a 为 ZT55 合金(见图 2e)的 SEM 图片,可以看出共晶中的 β 相(MgZn 和 Mg₂Sn)呈小块状均匀分布在晶界上,基本上都是离异共晶。图 6b 为图 6a 进一步放大的 SEM 图像,显示出离异共晶的基本形态为块状结构,尺寸小于 10 μ m。



(a) 片状共晶 (b) 离异共晶

图 4 ZT19 合金中的片状及离异共晶

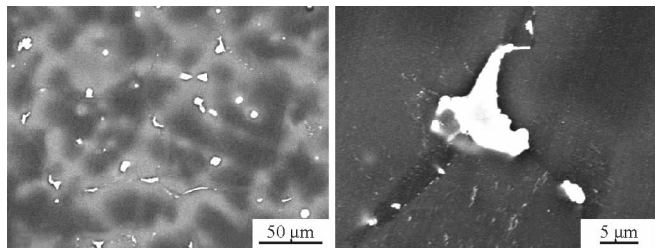
Fig.4 Lamellar and divorced eutectic phase in ZT19 alloys



(a) 片状共晶分布 (b) 片状共晶形态

图 5 ZT91 合金中的片状共晶分布及形态

Fig.5 Distribution and morphology of lamellar eutectic phase in ZT91 alloys



(a) 离异共晶分布 (b) 离异共晶形态

图 6 ZT55 合金中的离异共晶分布及形态

Fig.6 Distribution and morphology of divorced eutectic phase in ZT55 alloys

由于 Zn 和 Sn 不能相互形成金属间化合物,只能与 Mg 形成 MgZn 及 Mg₂Sn 化合物,因此可以根据 Mg-Zn 及 Mg-Sn 二元相图分析 Mg-Zn-Sn 合金的铸态组织。由 Mg-Sn 二元相图可知^[11],平衡结晶时 Sn 在 Mg 中的最大固溶度为 14.48%,即只有当 Sn 含量高于

14.48%的 Mg-Sn 合金才会产生共晶组织。同样,根据 Mg-Zn 二元相图^[12],当 Zn 含量高于 6.2%时,Mg-Zn 合金会形成共晶组织。由于采用金属型铸造,其冷速度快,产生了非平衡凝固。因此,Sn 含量为 9%的合金也产生了共晶相。为了计算非平衡凝固的共晶分数,采用非平衡凝固的杠杆定律(即夏尔公式),可以得到凝固过程中的液相溶质成分 C_L 和固相溶质成分 C_s :

$$C_L = C_0 (1 - f_s)^{k_0-1} \tag{1}$$

$$C_s = k_0 C_0 (1 - f_s)^{k_0-1} \tag{2}$$

式中, C_0 为初始溶质浓度; k_0 为溶质平衡分配系数; f_s 为固相率。

根据式(2),合金在初始凝固阶段,即 $f_s=0$,析出的固相成分为 $k_0 C_0$,由于 $k_0<1$,故固相溶质成分低于 C_0 ,液相成分接近合金溶质成分 C_0 ;随着凝固进行,液相实际成分 C_L 高于 C_0 ,析出的固相实际成分 C_s 小于 C_0 ;当固相体积分数达到一定值后,剩余液相的溶质成分 C_L 达到共晶成分 C_E ,因此产生了共晶组织,即, $C_L=C_E$,剩余液相体积分数 $f_L=1-f_s$ 即为共晶体积分数 f_E 。因此式(1)可转化为:

$$C_E = C_0 f_E^{k_0-1} \tag{3}$$

从式(3)可以得到:

$$f_E = \exp\left(\frac{\ln \frac{C_E}{C_0}}{k_0 - 1}\right) \tag{4}$$

式中, C_E 为共晶溶质成分,%对于 Mg-Zn 合金, C_E 取 51.2%,Mg-Sn 合金取为 36.9%,对于 Mg-Zn 合金, k_0 取 0.121,Mg-Sn 合金取为 0.401。

根据式(4)计算 Mg-Zn-Sn 合金的非平衡共晶分数见表 2。

表 2 计算得到的 Mg-Zn-Sn 合金的非平衡共晶分数

Tab.2 The non-equilibrium eutectic fraction of Mg-Zn-Sn alloys by calculation %

合金	$f_E(\alpha + \text{Mg}_2\text{Sn})$	$f_E(\alpha + \text{MgZn})$	f_E
ZT19	9.5	1.1	10.6
ZT37	6.2	4.0	10.2
ZT55	3.6	7.1	10.7
ZT73	1.5	10.4	11.9
ZT91	0.2	13.8	14.0

由表 2 可知,Zn 含量为 9%的 ZT91 合金中的共晶分数为 14%,高于 Sn 含量为 9%的 ZT19 合金。且 ZT91 合金中的共晶组织为 $\alpha + \text{MgZn}$,ZT19 合金的共晶组织为 $\alpha + \text{Mg}_2\text{Sn}$ 。因此,在 Sn 或 Zn 含量高的合金中出现了片状共晶,而 ZT73、ZT55 以及 ZT37 合金中存在一定比例的 $\alpha + \text{Mg}_2\text{Sn}$ 与 $\alpha + \text{MgZn}$ 的共晶组织,这 3 种合金的共晶组织呈现出离异共晶形态,即 Mg_2Sn 或 MgZn 与 α 相是分离的。这类组织不像片状共晶对

基体具有较强的割裂作用,有利于提高合金的强韧性。

2.3 铸态 Mg-Zn-Sn 合金的力学性能及 Zn、Sn 元素的固溶度分析

图 7 为 Mg-Zn-Sn 合金室温压缩的真应力-真应变曲线。根据真应力-应变曲线得到的合金力学性能见表 3。可以看出,合金抗压强度随 Zn 含量的增高先增加后下降;其中 ZT73 合金的抗压强度最大,为 313 MPa;而合金的压缩率随 Sn 含量增加先增加后下降,ZT37 合金的塑性最好,其压缩率最大达到 26.0%。综合比较,ZT55 合金具有最好的综合力学性能,其抗压强度与 ZT73 相当,但塑性远高于 ZT73,仅次于 ZT37 合金。

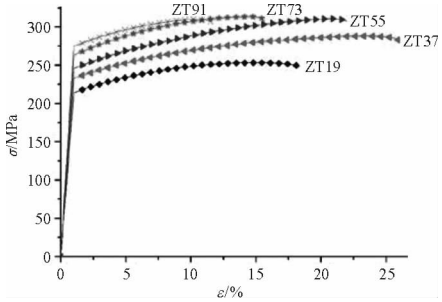


图 7 Mg-Zn-Sn 合金的压缩真应力-真应变曲线
Fig.7 Compressive true stress-strain curve of Mg-Zn-Sn alloys

表 3 Mg-Zn-Sn 合金的室温力学性能
Tab.3 Room temperature mechanical properties of Mg-Zn-Sn alloys

合金	抗压强度 σ_b /MPa	压缩率 δ /%
ZT19	253	18.4
ZT37	288	26.0
ZT55	311	22.0
ZT73	313	15.7
ZT91	310	11.5

Mg-Zn-Sn 合金的强韧性随 Zn、Sn 含量的变化趋势一方面与合金的铸态组织,特别是非平衡共晶相的形态与分布有关,另一方面还与 Zn、Sn 在镁合金基体中的固溶量有关。

由铸态非平衡共晶组织的分析结果可知,当 Zn 含量低、Sn 含量高(如 ZT19)或者 Zn 含量高、Sn 含量低(如 ZT91)时,共晶形态为层片状结构,呈聚集型大块状分布在晶界,降低了合金的强韧性,只有当 Zn、Sn 比例合适时(如 ZT55),组织中形成离异共晶,其形态为分散块状并呈均匀分布,这有利于提高合金的强度及塑性。

Zn、Sn 在 Mg 中的固溶度不同,根据 Mg-Zn 及 Mg-Sn 二元相图可知^[11,12],340 ℃时,Zn 在 Mg 中的最大固溶度为 6.2%,561 ℃时,Sn 在 Mg 中的最大固溶度为 14.48%。随着温度降低,Zn、Sn 在 Mg 中的固溶度均下降,其中 Sn 在 Mg 中固溶度的下降速率远大于

Zn、Mg、Zn、Sn 原子半径分别为 0.16、0.134 nm、0.172 nm、Mg、Sn 的原子半径相近，易形成置换固溶体。Mg、Zn 原子半径相差较大，但溶质和溶剂原子半径比值大于 0.59^[13]，因此也形成置换固溶体。当 Zn、Sn 同时出现在 Mg 基体中时，它们在 Mg 中的固溶量只有通过对铸态 Mg-Zn-Sn 合金的 EDS 分析才能得到。根据 EDS 分析结果，得到铸态 Mg-Zn-Sn 合金中 Zn、Sn 元素在晶内和晶界的平均成分见表 4。

表 4 铸态 Mg-Zn-Sn 合金中 Zn、Sn 元素含量

合金	晶内				晶界			
	w(Zn)	x(Zn)	w(Sn)	x(Sn)	w(Zn)	x(Zn)	w(Sn)	x(Sn)
ZT19	0.31	0.12	3.51	0.74	1.51	0.62	10.86	2.46
ZT37	1.05	0.40	2.61	0.55	5.55	2.30	8.66	1.98
ZT55	1.68	0.64	1.74	0.37	6.08	2.48	6.14	1.38
ZT73	2.83	1.08	1.46	0.31	6.51	2.61	3.93	0.87
ZT91	3.57	1.36	0.41	0.09	6.90	2.72	1.52	0.33

从表 4 可以看出，合金元素在晶内固溶量明显小于晶界，且随着 Zn 含量增加，晶内和晶界上固溶的 Zn 含量都增加，而固溶 Sn 含量则降低。反之，随着 Sn 含量增加，晶内和晶界上固溶的 Sn 含量增加，而 Zn 含量降低。当 Zn 含量由 1% 增加到 9% 时，晶内 Zn 含量由 0.31% (摩尔分数为 0.12%) 增加到 3.57% (摩尔分数为 1.36%)，当 Sn 含量由 1% 增加到 9% 时，晶内 Sn 含量由 0.41% (摩尔分数为 0.09%) 增加到 3.51% (摩尔分数为 0.74%)。从质量分数来看，固溶在晶内的 Zn 和 Sn 相当，但固溶在晶内的 Zn 摩尔分数远高于 Sn，表明晶内固溶了更多的 Zn 原子。因此，从固溶强化效果来看，Zn 比 Sn 要好，随着 Zn 含量增加合金强度显著增加。

3 结 论

- (1)Mg-Zn-9Sn 合金铸态组织由 α -Mg+Mg₂Sn 组成，Mg-9Zn-Sn 合金由 α -Mg+MgZn 组成，Mg-3Zn-7Sn、Mg-5Zn-5Sn 和 Mg-7Zn-3Sn 合金组织则由 α -Mg+MgZn+Mg₂Sn 组成。
- (2)Mg-Zn-9Sn 合金中既有层片状共晶组织 (α -Mg+Mg₂Sn)，也有离异共晶相 (Mg₂Sn)。Mg-9Zn-Sn 合金中的共晶组织 (α -Mg+MgZn) 基本上都是片状结构，主要分布在晶界上，其片层间距小于 2 μ m。Mg-5Zn-5Sn 合金共晶中的 β 相 (MgZn 和 Mg₂Sn) 呈小块状均匀分布在晶界上，主要为离异共晶相。根据夏尔公式计算出 Zn 含量为 9% 的 Mg-9Zn-Sn 合金中的共晶相分数最高达到 14%，随着 Zn 含量降低，共晶相分数减少。
- (3)Mg-xZn-(10-x)Sn 合金元素在晶内固溶量明

显小于晶界，随着 Zn 或 Sn 含量增加，晶内和晶界上固溶的 Zn 或 Sn 含量也增加，但晶内固溶量小于相图中元素的最大固溶量。加入同样质量分数的 Zn 或 Sn，由于 Zn 的原子半径小于 Sn，固溶在晶内 Zn 的摩尔分数远高于 Sn，因此从固溶强化效果来看 Zn 比 Sn 要好，随着 Zn 含量增加合金强度显著增加。

参 考 文 献

[1] 张丁非,齐福刚,赵霞兵,等. Mg-Zn 系高强度镁合金的研究进展[J]. 重庆大学学报, 2010, 33(11): 53-61.

[2] FROES F H, ELIEZER D, AGHION E. The science, technology, and applications of magnesium[J]. Light Metals, 1998, 50(9): 30-34.

[3] HU T, XIAO W L, WANG F, et al. Improving tensile properties of Mg-Sn-Zn magnesium alloy sheets using pre-tension and ageing treatment[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2018,735: 1 494-1 504.

[4] KIM S H, LEE J U, KIM Y J, et al. Controlling the microstructure and improving the tensile properties of extruded Mg-Sn-Zn alloy through Al addition[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2018, 751: 1-11.

[5] ARUSHI D, NILADRI N, NISHANT K, et al. A systematic investigation of secondary phase dissolution in Mg-Sn alloys[J]. Journal of Magnesium and Alloys, 2019(7): 725-737.

[6] RASHKOVA B, PRANTL W, GORGLC R, et al. Precipitation processes in a Mg-Zn-Sn alloy studied by TEM and SAXS[J]. Materials Science and Engineering, 2008, A494:158-165.

[7] VIGNESH P, VENKATESH G, KUMARAN S. Effect of thermal and thermo-mechanical processing on Mg-Sn-Zn alloy and understanding structure-property correlation[J]. Materials Today: Proceedings, 2020,27: 2 445-2 448.

[8] 徐烁.Zn/Sn 比对 Mg-Zn-Sn 合金组织及力学性能影响的研究[D]. 武汉:武汉科技大学,2020.

[9] 徐烁,张诗昌,卢姿,等. w(Zn)/w(Sn)对铸态 Mg-Zn-Sn 合金组织及性能的影响[J]. 特种铸造及有色合金, 2020, 40(1): 108-112.

[10] LIU C Q, CHEN H W, NIE J F. Interphase boundary segregation of Zn in Mg-Sn-Zn alloys[J]. Scripta Materialia, 2016, 123: 5-8.

[11] 潘复生,韩恩厚. 高性能变形镁合金及加工技术[M]. 北京:科学出版社, 2007.

[12] NAYEB-HASHEM I A A, CLARK J B. Alloy phase diagrams [J]. Bulletin of Alloy Phase Diagrams, 1984(5): 536-545.

[13] 崔忠圻,覃耀春. 金属学与热处理[M].北京:机械工业出版社, 2007.

(编辑:张正贺)

欢迎使用在线稿件处理系统

投稿、查稿、审稿

敬请登录 www.special-cast.com