



# 高压强对 Mg-Zn-Y-Zr 合金 凝固组织及性能的影响

姚 杰<sup>1</sup>, 吴树森<sup>2</sup>, 方晓刚<sup>2</sup>, 吕书林<sup>2</sup>

(1. 宁波合力模具科技股份有限公司, 宁波 315700;  
2. 华中科技大学 材料成形与模具技术国家重点实验室, 武汉 430074)

**摘要:** 采用挤压铸造方法探讨了高压强作用下 Mg-6Zn-1.4Y-0.6Zr (ZW61)合金的凝固组织及性能变化。结果表明: 当凝固压强从 0 MPa 逐渐增高至 800 MPa 时, ZW61 合金组织被大幅度细化, 缩松减少。随着挤压压强增大, 平均晶粒尺寸及第二相准晶 I 相的体积分数不断减小。由于组织细化及零件的致密化, 增高压强导致力学性能特别是伸长率显著提高。当挤压压强为 800 MPa 时, ZW61 合金的铸态抗拉强度和伸长率分别为 243 MPa 和 18.7%, 比重力铸造时的分别提高 35% 和 118%。

**关键词:** Mg-Zn-Y 合金; 高压; 挤压铸造; 组织; 性能

文章编号: 1004-0609(2020)-08-1761-09

中图分类号: TG214

文献标志码: A

对于镁合金零部件, 通常采用效率高、成本较低的压铸工艺生产<sup>[1]</sup>。但是, 压铸工艺的高速紊流充型容易产生气孔, 热节部分也容易产生凝固缩松等缺陷, 对力学性能不利, 且压铸件一般不能通过热处理以进一步提高强度<sup>[2-3]</sup>。为了解决上述问题, 挤压铸造工艺越来越被重视, 正在成为先进的近净成形技术。与压铸件相比, 挤压铸造零件具有低缩松、高密度、细小的显微组织和优异的力学性能<sup>[4-5]</sup>。挤压铸造的主要特点是金属液的平稳充型和在压强下凝固。在未完全凝固时, 施加的压强会迫使剩余熔体进行有效的补缩, 可以消除气孔或缩松, 并能够对铸件进行进一步的热处理<sup>[6-7]</sup>。

已有的研究表明<sup>[8-14]</sup>, 凝固过程中挤压强的主要作用是减少缺陷和细化晶粒, 因而力学性能提高。GOH 等<sup>[8]</sup>的研究表明, 随着压强的增加, AZ91-Ca 镁合金的枝晶间距减小, 枝晶细化, 拉伸性能提高。ZHU 等<sup>[11]</sup>发现 Mg-6Zn-4Al-0.5Cu 合金在压强增加到 90 MPa 时, 铸件的缩松显著减少。此外, 压强也可以改变第二相的形态、分布和含量, 其原因是高压强作用下合金相图会发生改变<sup>[13-16]</sup>。总之, 随着压强增加, 可明显观察到第二相的细化和均匀化, 而第二相的体积分数则根据合金的不同而增加或减少。但是, 相关

的文献主要集中在 Mg-Al 系合金的研究, 而对于新型高强度 Mg-Zn-RE 合金的压强作用效果的研究很少。

众所周知, 作用于液体金属的有效压强会随着凝固壳层的增厚而逐渐降低<sup>[7, 17]</sup>。从前述的文献可知, 更高的外加压强可以更好地保持有效压强, 从而对组织细化和均匀化有利, 导致更好的力学性能。然而, 考虑到过高的压强对模具有害, 传统挤压铸造的最大挤压强小于 200 MPa, 一般在 50~150 MPa 之间。对挤压铸造中挤压强大于 200 MPa 的挤压铸件条件下合金熔液的凝固行为及组织特点等知之甚少。

近年来一些文献报道了含 Mg 的 Al-Mg 系铝合金在 GPa 级压强下的凝固行为<sup>[18-22]</sup>。一些凝固特征, 如液相线温度、异质形核及生长速度, 与传统挤压铸造有着巨大的差异<sup>[23]</sup>。在 GPa 级压强作用下获得细小的显微组织、超饱和固溶体和新相生成<sup>[18]</sup>。但是, 除了制作金刚石用的专业的六面顶压机等设备外, 通过一般的工业设备难以获得 GPa 级压强。因此, 低于 1 GPa 压强下的合金凝固相关的研究具有重要意义, 但文献仍然十分缺乏。

目前, 利用液压机是可以实现 100 MPa 到接近 1 GPa 的挤压铸造压强的, 从而可以根据需要而进行微观组织及力学性能的改进。本研究利用直接挤压铸造

基金项目: 国家自然科学基金资助项目(51275183, 51771080)

收稿日期: 2019-08-01; 修订日期: 2019-12-03

通信作者: 吴树森, 教授, 博士; 电话: 027-87556262; E-mail: ssw636@hust.edu.cn

法成形准晶增强的 Mg-Zn-Y-Zr 合金, 研究该合金在 0~800 MPa 压强范围内的组织演变及力学性能特点, 也对其压强作用下的凝固机理进行讨论。

## 1 实验

制备的镁合金名义成分为 Mg-6Zn-1.4Y-0.6Zr(代号 ZW61), 使用原材料为纯 Mg 锭、纯 Zn、Mg-30%Y 和 Mg-30%Zr(质量分数)中间合金等, 此处 Zr 是作为晶粒细化剂加入的。合金的实际化学成分通过 ICP-AES 方法的测试结果如表 1 所示, 与名义成分十分接近。镁合金的熔制所用坩埚为外层不锈钢、内层低碳钢的双层坩埚, 保护气体为 99.9%Ar+0.1%SF<sub>6</sub>(质量分数)。所有原料熔化后, 采用氩气对镁合金液进行 10 min 除气精炼处理。精炼完毕后在 700 °C 静置 20 min, 然后浇注。

表 1 Mg-6Zn-1.4Y-0.6Zr 合金的实际化学成分

Table 1 Chemical compositions of Mg-6Zn-1.4Y-0.6Zr alloy  
(mass fraction, %)

Zn	Y	Zr	Mg
6.03	1.38	0.59	Bal.

图 1 所示为直接挤压工艺示意图。挤压设备为 2000 kN 的立式挤压机, 将熔液浇入已预热到 200~250 °C 的模具型腔中后, 上模(冲头)马上压下(见图

1(a))。保压时间为 60 s, 然后下冲头顶出铸件, 脱模(见图 1(b)), 挤压成形为一个圆柱状零件(见图 1(c)), 尺寸为 d 30 mm×95 mm。挤压压强分别为: 0 MPa(重力铸造)、100 MPa、200 MPa、400 MPa 和 800 MPa。此外, 浇注前在型腔中喷脱模剂, 以方便铸件脱模。

微观组织观察试样(d 10 mm×10 mm)从铸件的顶部中央切取(见图 1(c)), 机械抛光后用 4%(质量分数)硝酸酒精溶液腐蚀。微观组织分析方法及设备有: 光学显微镜(OM, CAIKON DMM-490C), 扫描电子显微镜 SEM(Nova NanoSEM 450)及能谱仪(EDS), 高分辨场发射电子显微镜(HRTEM, FEI Tecnai G2 F30)。通过 FIB 方法制备透射电子显微分析(TEM)用薄膜。采用 Image Pro Plus 软件进行铸件微观组织图像的平均晶粒尺寸及第二相体积分数的定量分析。合金的相组成由 X 射线衍射测定(XRD, Empyrean), 扫描角度 10° 到 90°, 扫描速度 10 (°)/min。直径 5 mm 的标准圆柱形抗拉试棒测试力学性能, 采用 SHIMADZU AG-IC 100 kN 万能电子拉力试验机在室温下测试, 加载速度为 1 mm/min。采用阿基米德法测试试样的密度以观察缩松的变化情况。

## 2 结果与讨论

### 2.1 挤压铸造 ZW61 镁合金的组织演变

图 2 所示为挤压铸造 ZW61 合金在 0 MPa、200 MPa、400 MPa 和 800 MPa 作用下的组织演变。显微

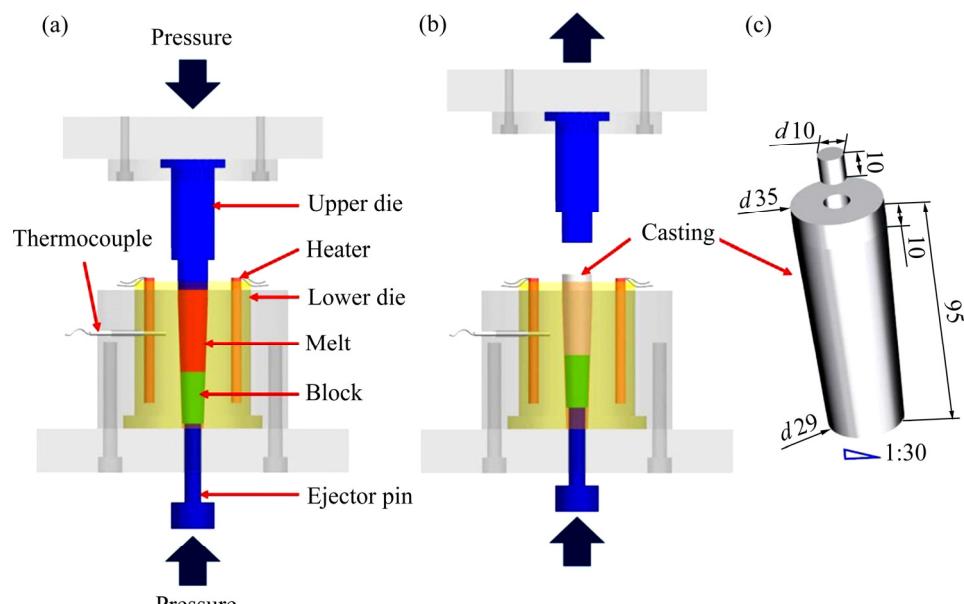


图 1 直接挤压铸造示意图

Fig. 1 Schematic diagram of direct squeeze casting process (Unit: mm): (a) Squeezing; (b) Ejecting; (c) Casting

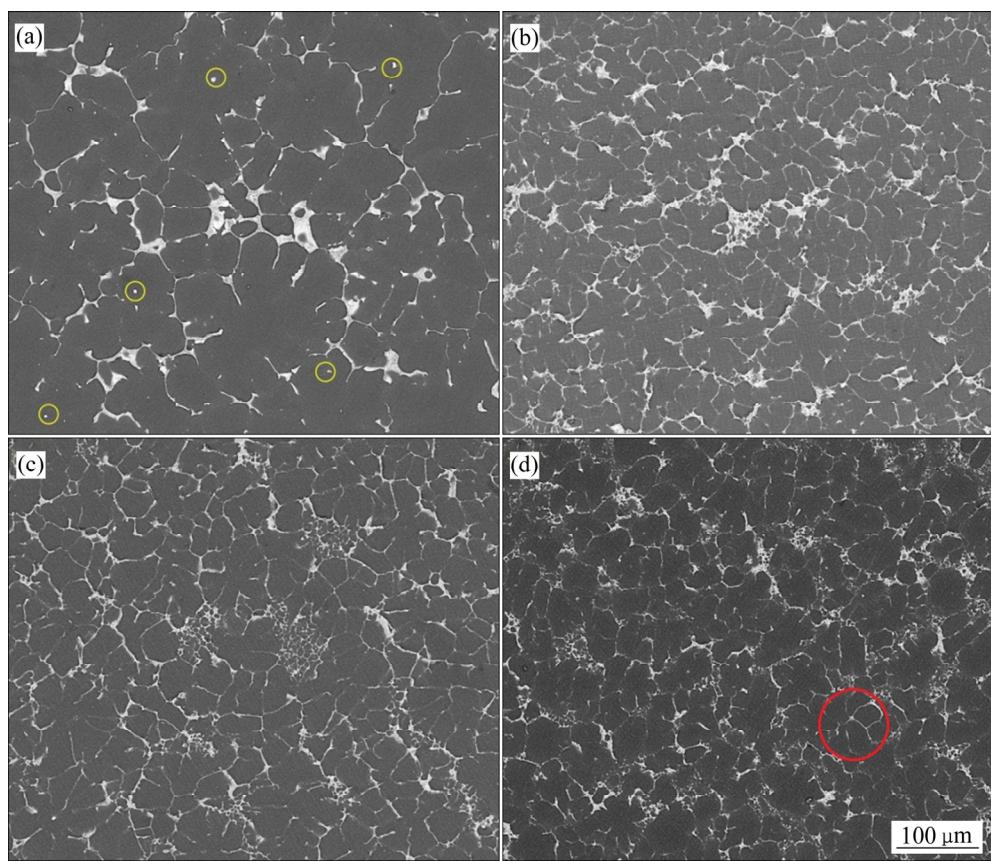


图2 挤压铸造 ZW61 合金在不同压强下的显微组织

Fig. 2 Microstructures of squeeze-cast ZW61 alloy under different pressures: (a) 0 MPa; (b) 200 MPa; (c) 400 MPa; (d) 800 MPa

组织中都包含有  $\alpha$ -Mg 等轴枝晶和大量的分布于晶界或晶内的金属间化合物, 例如图 2(a)中黄色圆圈中的是晶内化合物, 后面的分析为  $I\text{-Mg}_3\text{Zn}_6\text{Y}$  相。随着压强的增加, 不论是  $\alpha$ -Mg 晶粒还是金属间化合物等微观组织都明显细化。此外, 在挤压铸造组织中还有细晶粒团簇, 特别是在 800 MPa 压强下, 如图 2(d)中的红色圆圈处组织, 其形成原因主要是高挤压强下冷却速度加大, 大量形核导致的晶粒细化。

为了定量分析挤压强对 ZW61 镁合金微观组织的影响, 利用 Image Pro Plus 软件分析了平均晶粒尺寸( $\bar{d}$ )与第二相的体积分数( $f_{sp}$ ), 如表 2 所示。没有压强作用时(0 MPa), 晶粒较粗大, 平均晶粒尺寸  $\bar{d}$  为 118  $\mu\text{m}$ 。在 100 MPa 压强时,  $\bar{d}$  急剧减小。进一步分别增大压强到 200 MPa、400 MPa 和 800 MPa 时, AGS 持续减小, 在 800 MPa 时晶粒最小, 为 29  $\mu\text{m}$ , 仅仅是 0 MPa 时的 1/4, 也不到 100 MPa 时的 1/2。同时, 压强从 0 MPa 变化到 800 MPa 时, ZW61 合金的第二相体积分数( $f_{sp}$ )分别为 24.88%、21.35%、19.54%、17.86% 和 16.13%。这一结果与文献[5]所报道的

表2 挤压铸造 ZW61 合金平均晶粒尺寸(AGS)与第二相的体积分数( $f_{sp}$ )

Table 2 Average grain size (AGS) and volume fraction of second phases ( $f_{sp}$ ) of squeeze-cast ZW61 alloys

Applied pressure/MPa	$\bar{d}$ / $\mu\text{m}$	$f_{sp}/\%$
0	118	24.88
100	70	21.35
200	58	19.54
400	45	17.86
800	29	16.13

Mg-5Al-1Ca 合金结果相似: 在挤压强从 3 MPa 增大到 90 MPa 时  $f_{sp}$  从 11.2% 降低到 8.6%。这一现象的原因是由于压强增加引起固溶体中的溶质量增加, 导致第二相体积分数的明显减少。

进一步地, 除了  $f_{sp}$  的变化, 在不同压强下, ZW61 合金的第二相的形态及分布也不同, 表明增大压强会改变第二相的凝固行为。已有的研究表明<sup>[24]</sup>, 在 Zn、Y 质量比为 4.4 时, ZW61 镁合金的第二相主要是

$I\text{-Mg}_3\text{Zn}_6\text{Y}$  相, 它具有二十面体准晶结构。图 3(a)所示为准晶  $I\text{-Mg}_3\text{Zn}_6\text{Y}$  相的 TEM 像。正如图 3(b)所示, 选区衍射图样(SAED)表明, 第二相为准晶  $I$  相。由图 2(a)可知, 当没有外加压强作用时, 在  $\alpha\text{-Mg}$  基体中出现了少量颗粒状  $I$  相(由黄圈标出)。但是, 随着外加压强的增加, 颗粒状  $I$  相越来越少, 这应该是由于在高压下原子扩散变得困难, 以及颗粒状  $I$  相的较严格的形成条件所致。图 4(a)和(b)所示分别为在 0 MPa 和 800 MPa 下 ZW61 合金的层状共晶  $I$  相(红圈标示), 有别于重力铸造下的  $I$  相形貌。一般地, 合金的 Gibbs 自由能随着外加压强的增大而增加, 由于外加压强带来的过余能量将以界面能的形式储存在共晶体中。众所周知, 层片状共晶体具有比其他形式的共晶体更大的界面能。因此, 在更高的压强下为了储存更多的能量, 唯一的出路是层片状共晶体变得更细小, 层片间距减小。

图 5 所示为 ZW61 合金在不同压强下凝固后的 XRD 谱。尽管压强不同, 相组成是相似的, 主要是  $\alpha\text{-Mg}$  和准晶  $I$  相而没有其他新相, 说明外加压强对

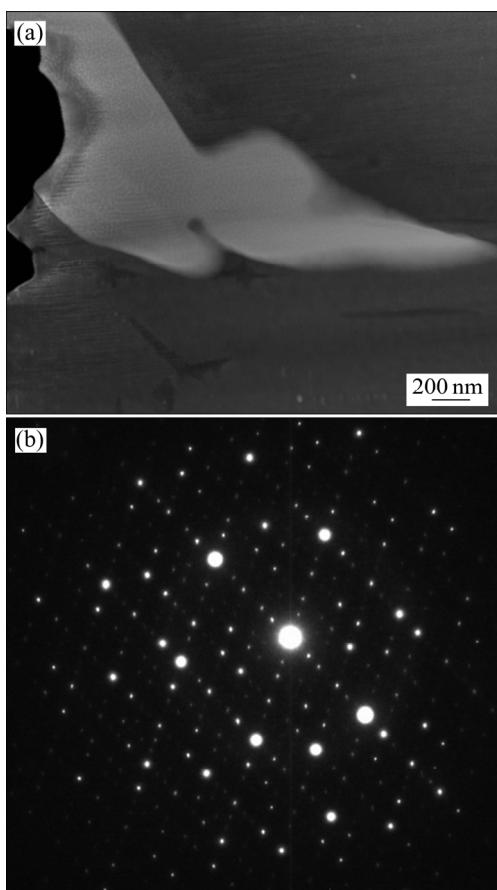


图 3 准晶  $I\text{-Mg}_3\text{Zn}_6\text{Y}$  相的 TEM 像

Fig. 3 TEM images of quasicrystal  $I\text{-Mg}_3\text{Zn}_6\text{Y}$  phase:  
(a) Longitudinal morphology; (b) SAED pattern

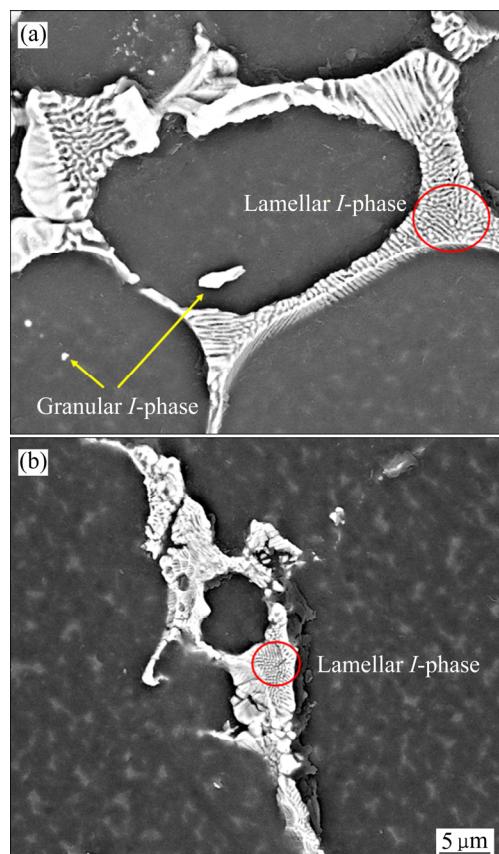


图 4 图 2 中金属间化合物的 SEM 像

Fig. 4 SEM images of intermetallic compounds in Fig. 2:  
(a) 0 MPa; (b) 800 MPa

ZW61 合金的相组成没有影响。大量研究表明<sup>[15-16]</sup>, 元素 Zr 的晶格常数与 Mg 相近, 能够成为  $\alpha\text{-Mg}$  的异质形核核心, 存在于  $\alpha\text{-Mg}$  中, 因此, XRD 检测中没有显示 Zr。在图 5(b)中, 随着压强的增大,  $I$  相的衍射峰变弱, 这与第二相分数  $f_{sp}$  的定量分析结果相符。同时,  $\alpha\text{-Mg}$  的主峰向大角度方向偏移, 表明  $\alpha\text{-Mg}$  的晶格常数减小, 这是由于 Zn 原子在  $\alpha\text{-Mg}$  中的固溶度增加, 而 Y 的原子半径大于 Mg 的, 因此, Y 在  $\alpha\text{-Mg}$  中的固溶度更小。这意味着析出中的  $I$  相会减少, 特别是在晶粒内部的  $I$  相会减少。此外, 在高压下, 固溶原子的扩散将被抑制, 这使得晶粒内部的  $I$  相生成更加困难。

## 2.2 外加高压强下晶粒细化机理讨论

根据上述结果可知, 在熔体的凝固过程中施加高压强, 能够显著地细化微观组织。起关键作用的是下面两方面的因素: 冷却速率和压强下结晶。

众所周知, 增大冷却速率有利于晶粒细化。在挤

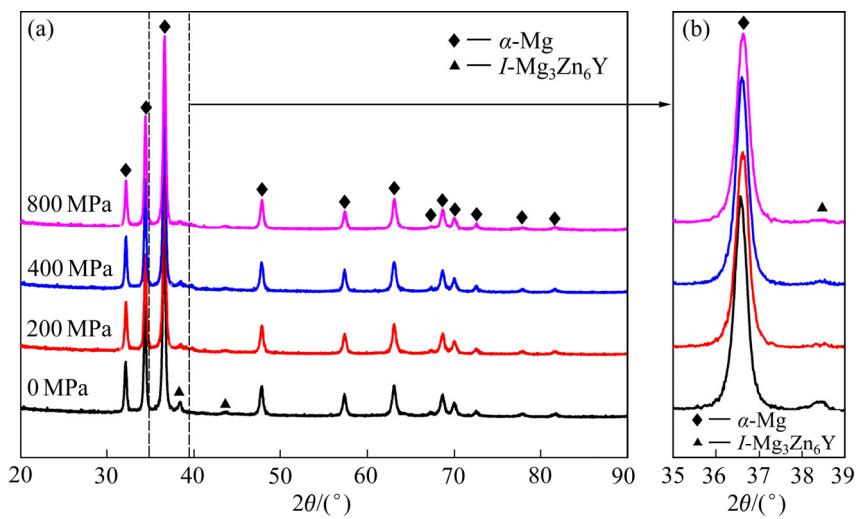


图 5 挤压铸造 ZW61 合金不同压强下的 XRD 谱

Fig. 5 XRD patterns of squeeze-cast ZW61 alloy under different pressures

压铸造工艺中, 外加压强会消除凝固过程中因铸件收缩和模具受热膨胀引起的铸件-模具间的界面气隙, 从而加速铸件向型腔模具的热传递, 显著地提高冷却速率<sup>[8, 25]</sup>。WANG 等<sup>[7]</sup>的研究表明, 铸件与模具间的界面换热系数(IHTC, 表征冷却速率)会在施加压强的同时瞬间提高。当压强从 0 MPa 增加到 70 MPa 时, 平均 IHTC 升高, 意味着压强越大, 冷却速率越大, 晶粒越细小。但是, 当压强增大到一定程度时气隙将消失, 冷却速率将达到它的最大值。这种情况下压强下结晶机制也会有助于晶粒细化。

如上所述, 在大于 200 MPa 下, 凝固的热力学及动力学参数发生很大变化, 会影响晶粒的生核与生长, 也会改变相组成和分布状态。在外加压强下, ZW61 合金的熔点将升高, 由 Clausis-Clapeyron 公式<sup>[6]</sup>:

$$\frac{dT}{dp} = \frac{T_m \Delta V}{H_f} \quad (1)$$

式中:  $T$  是熔点;  $p$  是外加压强;  $T_m$  是平衡结晶温度;  $\Delta V$  是凝固时的体积变化;  $H_f$  是熔化潜热。

由于金属的收缩和热量释放, 式中  $\Delta V$  和  $H_f$  都为正。根据式(1), 当外加压强为 800 MPa 时, 纯镁的熔点增加值为 52 ℃。如此高的熔点升高足以在固-液界面前沿突然产生大的过冷度, 显著强化异质生核, 导致明显的晶粒细化。

基于传统的生核理论, HAN 等<sup>[26]</sup>建立了一个描述挤压铸造中热与机械作用下的异质生核模型, 异质形核率如式(2)所示:

$$I = 10^{42} K \exp\left(-\frac{\Delta G_n + \Delta G_d}{k_B T}\right) \quad (2)$$

式中:  $I$  是单位时间单位体积熔体中形成的稳定晶核数量;  $K$  是系数, 可由实验确定;  $\Delta G_n$  是形核能障;  $\Delta G_d$  是将平衡位置原子转移到其他位置的能障;  $k_B$  是玻尔兹曼常数;  $T$  是绝对温度。 $\Delta G_n$  和  $\Delta G_d$  都是外加压强的函数。对于挤压铸造 ZW61 镁合金,  $\Delta G_n$  随压强的增加而减小, 而  $\Delta G_d$  则是升高。因此, 异质形核率会随着压强的增大, 开始升高, 然后降低, 存在一个最大值。

此外, 外加压强也会影响  $\alpha$ -Mg 生核后的长大速度。与较低压强时相比, 高压强下生长速度主要由扩散系数控制。显然, 高压强会妨碍原子扩散, 意味着生长速度降低, 结果导致进一步的晶粒细化。

### 2.3 铸造收缩缺陷

在重力铸造工艺中, 可以看到在某些区域有由凝固收缩和卷气引起的缩松, 如图 6(a)所示。图 6(b)所示为 ZW61 镁合金铸件在不同压强下的密度和缩松率测定结果。缩松率  $\varphi$  由式(3)计算<sup>[5]</sup>:

$$\varphi = \frac{\rho_t - \rho}{\rho_t} \times 100\% \quad (3)$$

式中:  $\rho_t$  是理论密度;  $\rho$  是试样的实际密度。

根据 ZW61 合金的各个组成元素的摩尔分数和密度, 计算出理论密度是  $1.883 \text{ g/cm}^3$ 。结果表明, ZW61

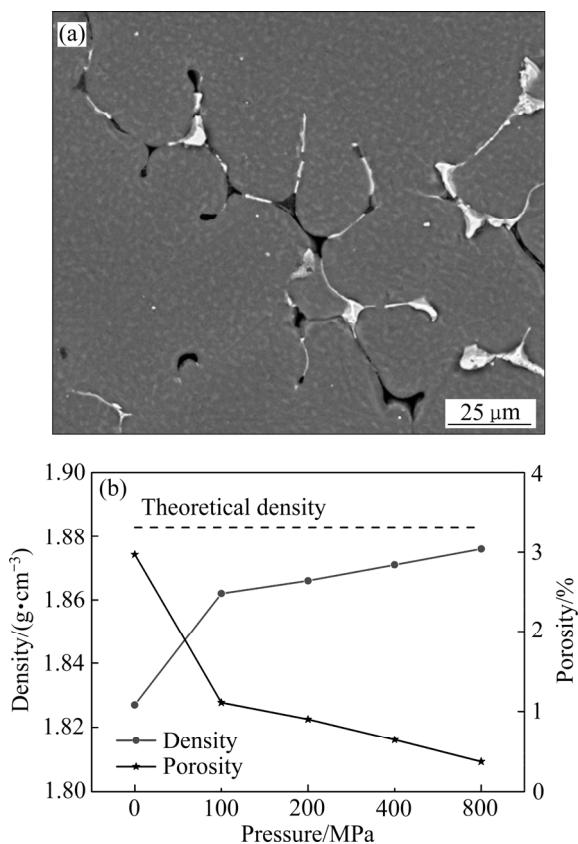


图6 重力铸造 ZW61 合金缩松的 SEM 像以及不同压强下 ZW61 合金的密度和缩松率

**Fig. 6** SEM image of porosities in gravity-cast ZW61 alloy(a) and density and porosity rate of ZW61 alloy under various pressures(b)

镁合金试样的密度随压强的增高而增大，而缩松率降低。实际上，外加压强会迫使未凝固的熔体去填充显微收缩，抑制气泡的形核，导致缩松率降低。在外加压强从0 MPa增加到100 MPa时，有一个激烈的变化，继续增加压强到200 MPa、400 MPa和800 MPa，铸件密度的增加速度和缩松率的减小速度都放缓。这一现象主要归因于用于致密化的压强(即压强损失)已足够。最终，在800 MPa的压强下，ZW61合金铸件已高度致密化，缩松很少。

## 2.4 拉伸性能

图7所示为在不同压强下挤压铸造 ZW61 镁合金的铸态拉伸性能。结果表明，外加压强的增大对强度及伸长率都带来显著的改善，主要源于组织细化及铸件的致密化。在800 MPa压强下挤压铸造 ZW61 合金的极限抗拉强度( $\sigma_{0.2}$ )和屈服强度( $\sigma_b$ )及伸长率( $\eta$ )分别为243 MPa、145 MPa和18.7%，比重力铸造的

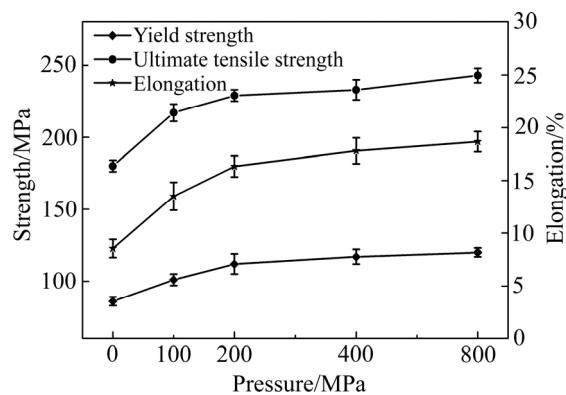


图7 挤压铸造 ZW61 镁合金铸态拉伸性能随压强的变化

**Fig. 7** Tensile properties of squeeze-cast ZW61 alloy under different pressures

性能分别高35%、40%和118%。

一般地，合金的屈服强度 $\sigma_b$ 主要受晶粒尺寸的影响。根据 Hall-Petch 公式<sup>[27]</sup>:

$$\sigma_b = \sigma_0 + Kd^{-1/2} \quad (4)$$

式中： $\sigma_0$ 是摩擦应力； $K$ 是 Hall-Petch 系数； $d$ 是平均晶粒尺寸。

由于外加压强引起晶粒细化产生的屈服强度增加值可以表示为

$$\Delta\sigma_s = K(d_2^{-1/2} - d_1^{-1/2}) \quad (5)$$

假设 ZW61 镁合金具有与纯镁相同的  $K$  值 280 MPa·μm<sup>-1/2</sup>，计算得出，外加压强从0 MPa增加到800 MPa时 $\Delta\sigma_s$ 为27 MPa。但是屈服强度的实际增加值为38 MPa。超出的增加值部分可能是由于Zn原子的固溶强化等原因。

上述原因之外，铸件致密化、更少的缩松和更细小的层状共晶组织都对 $\sigma_{0.2}$ 和 $\eta$ 的增加有贡献。此外，减少的第二相 $f_{sp}$ 沿晶界形成半连续网状，如图2和4所示，也会对 $\sigma_{0.2}$ 和 $\eta$ 的增加有贡献。

根据图7的曲线进行拟合，得到 ZW61 镁合金的 $\sigma_b$ 、 $\sigma_{0.2}$ 和 $\eta$ 随外加压强变化的经验公式：

$$\sigma_b = -0.001p^2 + 0.1211p + 107.25 \quad (6)$$

相关系数  $R=0.9585$ 。

$$\sigma_{0.2} = -0.002p^2 + 0.2014p + 188.86 \quad (7)$$

相关系数  $R=0.8721$ 。

$$\eta = -3 \times 10^{-5} p^2 + 0.0359p + 9.43 \quad (8)$$

相关系数  $R=0.948$ 。式中, 压强  $p$  的量纲是 MPa。总之, 外加压强作用主要为: 增大冷却速率, 铸件致密化, 压强下结晶。ZW61 镁合金在高压强下挤压铸造形具有高强度和高韧性, 主要得益于微观组织细化和铸件致密化。另外, 从图 7 可知, 实际生产中从经济性及提高效果方面考虑, 挤压压强在 150~200 MPa 比较适当, 由于继续增大压强时, 力学性能提高的幅度有限, 而更高压强对设备、模具材料及密封性的要求更高。

### 3 结论

1) 通过将外加压强增加到最高 800 MPa 时, 获得显著细化的显微组织, 包括细小的晶粒和金属间化合物, 其机理主要是冷却速率提高和压强下结晶。随着压强的增加, 铸件平均晶粒尺寸和第二相体积分数连续降低。

2) 挤压铸造 ZW61 镁合金表现出比重力铸造优异很多的力学性能, 特别是伸长率。压强增高时 ZW61 合金的准晶第二相  $I\text{-Mg}_3\text{Zn}_6\text{Y}$  的体积分数减少, 层片共晶体也被细化。

3) 在 800 MPa 压强下挤压铸造 ZW61 镁合金的铸态极限抗拉强度、屈服强度和伸长率分别为 243 MPa, 145 MPa 和 18.7%, 比重力铸造的性能分别提高 35%, 40% 和 118%。

4) 从经济性及提高效果方面考虑, 该镁合金的挤压压强在 150~200 MPa 比较适当。

### REFERENCES

- [1] LUO A A. Magnesium casting technology for structural applications[J]. Journal of Magnesium and Alloys, 2013, 1(1): 2–22.
- [2] LEE S G, PATEL G R, GOKHALE A M. Characterization of the effects of process parameters on macro segregation in a high-pressure die-cast magnesium alloy[J]. Materials Characterization, 2005, 55: 19–24.
- [3] ESMAILY M, SHAHABI-NAVID M, MORTAZAVI N. Microstructural characterization of the Mg-Al alloy AM50 produced by a newly developed rheo-casting process[J]. Materials Characterization, 2014, 95: 50–64.
- [4] 范建磊, 郑成坤, 罗宗强, 张卫文. 压力对铸造 Al-Li-Cu 合金组织和力学性能的影响[J]. 中国有色金属学报, 2014, 24(9): 2307–2314.
- [5] FAN Jian-lei, ZHENG Cheng-kun, LUO Zong-qiang, ZHANG Wei-wen. Effect of pressure on macro-/micro-structures and mechanical properties of Al-Li-Cu cast alloy[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2014, 24(9): 2307–2314.
- [6] MASOUMI M, HU H. Influence of applied pressure on microstructure and tensile properties of squeeze cast magnesium Mg-Al-Ca alloy[J]. Materials Science and Engineering A, 2011, 528: 3589–3593.
- [7] GHOMASHCHI M R, VIKHROV A. Squeeze casting: An overview[J]. Journal of Materials Processing Technology, 2000, 101: 1–9.
- [8] WANG F F, MA Q X, MENG W, HAN Z Q. Experimental study on the heat transfer behavior and contact pressure at the casting-mold interface in squeeze casting of aluminum alloy[J]. International Journal of Heat and Mass Transfer, 2017, 112: 1032–1043.
- [9] GOH C S, SOH K S, OON P H, CHUA B W. Effect of squeeze casting parameters on the mechanical properties of AZ91-Ca Mg alloys[J]. Materials & Design, 2010, 31: S50–S53.
- [10] MO W F, ZHANG L, WU G H, ZHANG Y, LIU W C, WANG C L. Effects of processing parameters on microstructure and mechanical properties of squeeze-cast Mg-12Zn-4Al-0.5Ca alloy[J]. Materials & Design, 2014, 63: 729–737.
- [11] 李俊文, 赵海东, 吴朝忠, 李元元. 铝合金挤压铸造过程界面的传热行为[J]. 中国有色金属学报, 2014, 24(11): 2727–2734.  
LI Jun-wen, ZHAO Hai-dong, WU Chao-zhong, LI Yuan-yuan. Interfacial heat transfer behavior of aluminum alloy during squeeze casting[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2014, 24(11): 2727–2734.
- [12] ZHU S Z, LUO T J, LI Y J, YANG Y S. Characterization the role of squeezing pressure on microstructure, tensile properties and failure mode of a new Mg-6Zn-4Al-0.5Cu magnesium alloy[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2017, 718: 188–196.
- [13] YANG Ling, HOU Hua, ZHAO Yu-hong, YANG Xiao-min. Effects of applied pressure on microstructure and mechanical properties of Mg-Zn-Y quasicrystal-reinforced AZ91D

- magnesium matrix composites prepared by squeeze casting[J]. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 2015, 25: 3936–3943.
- [13] ZHANG Y, WU G H, LIU W C, ZHANG L, PANG S, WANG Y D, DING W J. Effects of processing parameters and Ca content on microstructure and mechanical properties of squeeze casting AZ91-Ca alloys[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2014, 595: 109–117.
- [14] 何日, 王明涛, 金剑锋, 宗亚平. 外应力对AZ31镁合金晶粒长大和织构影响的相场模拟[J]. 中国有色金属学报, 2018, 28(6): 1083–1090.  
HE Ri, WANG Ming-tao, JIN Jian-feng, ZONG Ya-ping. Effect of applied stress on grain growth and texture in AZ31 magnesium alloy by phase-field simulation[J]. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*, 2018, 28(6): 1083–1090.
- [15] 姚怀, 文九巴, 熊毅, 贺俊光, 刘亚. 挤压温度对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, 2018, 28(12): 2422–2432.  
YAO Huai, WEN Jiu-ba, XIONG Yi, HE Jun-guang, LIU Ya. Effect of extrusion temperature 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*, 2018, 28(12): 2422–2432.
- [16] FANG X G, LÜ S L, ZHAO L, WANG J, LIU L F, WU S S. Microstructure and mechanical properties of a novel Mg-RE-Zn-Y alloy fabricated by rheo-squeeze casting[J]. *Materials & Design*, 2016, 94: 353–359.
- [17] YU A, WANG S P, LI N Y, HU H. Pressurized solidification of magnesium alloy AM50A[J]. *Journal of Materials Processing Technology*, 2007, 191: 247–250.
- [18] WANG Z L, WANG H W, WEI Z J, CAO L. Solidification characteristics of Al-9.6Mg alloy solidified under high pressure (4 GPa)[J]. *International Journal of Cast Metals Research*, 2006, 19: 349–355.
- [19] JIE J C, ZOU C M, WANG H W, WEI Z J. Microstructure evolution and precipitation of Al-12Mg alloy solidified under high pressure[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2010, 506: L12–L15.
- [20] JIE J C, ZOU C M, WANG H W, WEI Z J. Enhancement of mechanical properties of Al-Mg alloy with a high Mg content solidified under high pressures[J]. *Scripta Materialia*, 2011, 64: 588–591.
- [21] LÜ S L, WU S S, WAN LI, AN P. Microstructure and tensile properties of wrought Al alloy 5052 produced by rheo-squeeze casting. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2013, 44: 2735–2745.
- [22] JIANG W, ZOU C M, WNG H W, WEI Z J. Modeling of eutectic spacing in binary alloy under high pressure solidification[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2015, 646: 63–67.
- [23] BROSH E, MAKOV G, SHNECK R Z. Application of CALPHAD to high pressures[J]. *Calphad-computer Coupling of Phase Diagrams and Thermochemistry*, 2007, 31: 173–185.
- [24] FANG X G, WU S S, LÜ S L, WANG J, YANG X. Microstructure evolution and mechanical properties of quasicrystal-reinforced Mg-Zn-Y alloy subjected to ultrasonic vibration[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2017, 679: 372–378.
- [25] HAJJARI E, DIVANDARI M. An investigation on the microstructure and tensile properties of direct squeeze cast and gravity die cast 2024 wrought Al alloy[J]. *Materials and Design*, 2008, 29: 1685–1689.
- [26] HAN Z Q, HUANG X R, LUO A A. A quantitative model for describing crystal nucleation in pressurized solidification during squeeze casting[J]. *Scripta Materialia*, 2012, 66: 215–218.
- [27] LIU L Z, CHEN X H, PAN F S. Effects of Y and Ce additions on microstructure and mechanical properties of Mg-Zn-Zr alloys[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2015, 644: 247–253.

## Effects of high pressure on solidified microstructure and mechanical properties of Mg-Zn-Y-Zr alloy

YAO Jie<sup>1</sup>, WU Shu-sen<sup>2</sup>, FANG Xiao-gang<sup>2</sup>, LÜ Shu-lin<sup>2</sup>

(1. Ningbo Heli Mould Technology Co. Ltd., Ningbo 315700, China;

2. State Key Lab of Materials Processing and Die and Mould Technology,  
Huazhong University of Science and Technology, Wuhan 430074, China)

**Abstract:** The effects of high pressure on the solidification microstructure and mechanical properties of Mg-6Zn-1.4Y-0.6Zr (ZW61) alloy were investigated by squeeze casting method. The results indicate that a remarkable microstructure refinement and porosity reduction can be obtained through the application of high pressure up to 800 MPa during solidification. The average grain size and the volume fraction of second phase, i.e. quasicrystal *I*-phase, decrease continuously with the increase of applied pressure. Due to the microstructure refinement and castings densification, the increase of applied pressure leads to obvious enhancement of tensile properties, especially in elongation. When the applied pressure is 800 MPa, the ultimate tensile strength and elongation of ZW61 alloy in as-cast state are 243 MPa and 18.7%, increase by 35% and 118%, respectively, compared with those of the gravity-cast one.

**Keywords:** Mg-Zn-Y alloy; high pressure; squeeze casting; microstructure; mechanical properties

---

**Foundation item:** Projects(51275183, 51771080) supported by the National Natural Science Foundation of China

**Received date:** 2019-08-01; **Accepted date:** 2019-12-03

**Corresponding author:** WU Shu-sen; Tel: +86-27-87556262; E-mail: ssw636@hust.edu.cn

(编辑 李艳红)