

# 镁合金轮毂的铸造工艺与组织性能

陈月凤<sup>1</sup>, 陈玉师<sup>2</sup>

(1. 山东职业学院, 山东济南 250104; 2. 上海交通大学, 上海 200240)

**摘要:** 分别采用金属型铸造、常规挤压铸造和流变挤压铸造法制备了轮毂用Mg-2.9Nd-0.18Zn-0.35Zr镁合金, 对比分析了三种不同铸造工艺下铸态和T6态镁合金的显微组织和力学性能, 探讨了镁合金的强化机理。结果表明, 金属型铸造合金的组织为 $\alpha$ -Mg和以鱼骨状形式存在于晶界处的Mg<sub>12</sub>Nd共晶相, 平均 $\alpha$ -Mg相尺寸约51  $\mu\text{m}$ , 常规挤压铸造和流变挤压铸造合金的 $\alpha$ -Mg相尺寸和Mg<sub>12</sub>Nd相相似, 但是后者的 $\alpha$ -Mg相更加细小; 三种铸造工艺下镁合金的主要物相都为 $\alpha$ -Mg和Mg<sub>12</sub>Nd, 金属型铸造合金中 $\alpha$ -Mg的晶格常数要比常规挤压铸造和流变挤压铸造的小。三种铸造工艺下T6态镁合金基体中都析出了细小短棒状 $\beta'$ 相, 且T6态常规挤压铸造和流变挤压铸造镁合金中 $\beta'$ 相的尺寸相对金属型铸造更大, 而T6态流变挤压铸造镁合金中还发现了细小盘状 $\beta''$ 相。铸态和T6态镁合金的抗拉强度和屈服强度为: 流变挤压铸造>常规挤压铸造>金属型铸造; T6态常规挤压铸造和流变挤压铸造相对金属型铸造镁合金的强度提高主要来自细晶强化和析出强化, 且流变挤压铸造的细晶强化和析出强化效果要优于常规挤压铸造。

**关键词:** 镁合金; 挤压铸造; 显微组织; 力学性能

镁合金由于具有密度低、比强度高、减震性好和易于回收等特性, 在汽车、交通运输、3C和航空航天等领域都有着广泛应用。其中, 稀土镁合金作为镁合金体系中高强、高耐热和高耐蚀镁合金, 在很大程度上拓展了普通镁合金的应用领域<sup>[1]</sup>, 尤其是在我国镁资源和稀土资源相对丰富的条件下, 具有良好铸造性能和综合力学性能的稀土镁合金的开发与应用更为广泛<sup>[2]</sup>。其中, Mg-Nd-Zn镁合金作为稀土镁合金中的典型代表, 目前的研究多集中在微合金化元素以及金属型铸造、砂型铸造等成形方法对镁合金组织与性能的影响上。然而, 在合金牌号和成分较为成熟的基础上, 现有的金属型铸造、砂型铸造方法存在铸件内部疏松缩孔、铸件晶粒尺寸较大以及难以成形复杂薄壁件等问题, 仍然需要进一步开发新型铸造工艺以克服传统铸造工艺中的缺陷<sup>[3]</sup>。流变挤压铸造作为一种先制备半固态浆料, 然后挤压铸造成形的近净成形工艺, 可有效消除铸件中的疏松等缺陷, 细化合金晶粒。目前这种成形工艺在铝合金中的应用较多<sup>[4-5]</sup>, 而在镁合金中的应用鲜有报道。

本研究采用新型流变挤压铸造方法制备了轮毂用Mg-2.9Nd-0.18Zn-0.35Zr镁合金, 并与金属型铸造和常规挤压铸造镁合金的显微组织和力学性能的进行对比分析, 有助于稀土镁合金的新型成形工艺开发以及进一步提升镁合金的综合力学性能。

## 1 试验材料与方法

以高纯Mg (>99.96%)、高纯Zn (>99.92%)、Mg-90Nd和Mg-28Zr中间合金为原料, 制备Mg-Nd-Zn-Zr镁合金, 化学成分采用电感耦合等离子体发射光谱法测得, 主要元素含量(质量分数, %)为: 3.02Nd、0.18Zn、0.35Zr, 余量为Mg。

在井式坩埚电阻炉中进行了合金的熔炼, 待纯Mg和纯Zn完全熔化后加入Mg-

### 作者简介:

陈月凤(1979-), 女, 硕士, 讲师, 主要研究方向为材料成形与制造技术。E-mail: yuefengc@163.com

中图分类号: TG146.2  
文献标识码: A  
文章编号: 1001-4977(2020)07-0737-06

### 基金项目:

山东职业学院基金项目(KY-XY-201717); 2019年山东省高等学校青创人才引育计划(2019152)。收稿日期: 2020-02-18 收到初稿, 2020-04-15 收到修订稿。

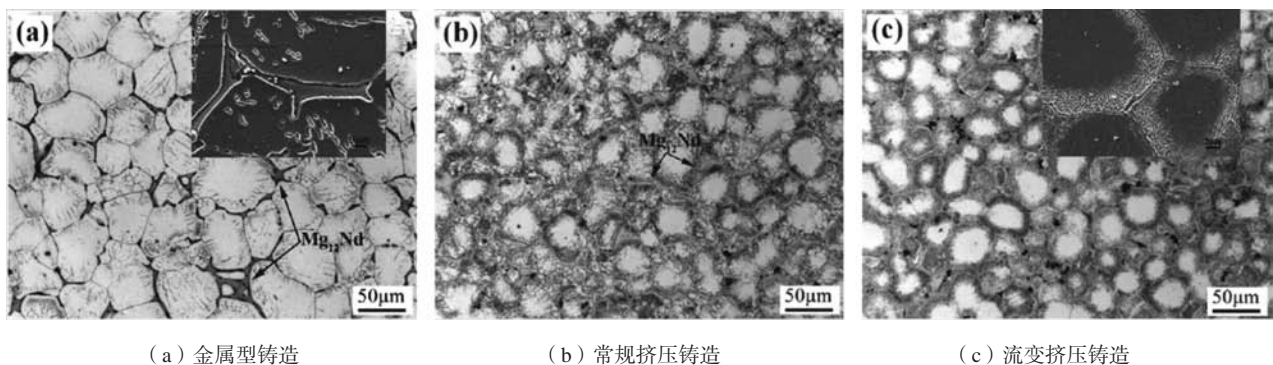
90Nd和Mg-28Zr中间合金。升温至770 ℃静置10 min后进行搅拌和净化除杂，温度下降至755 ℃后进行精炼，然后采用LYDJ-30T型电磁搅拌设备进行搅拌，电磁搅拌的工艺参数为：电压340 V、频率25 Hz、时间60 s，捞出表面浮渣后在745 ℃静置20 min进行浇注，铸造方法包括金属型铸造以及在YQ32-200型立式四柱液压机上进行常规挤压铸造（液态铸造）和流变挤压铸造（半固态铸造）<sup>[6]</sup>。其中，半固态浆料的浇注温度为665 ℃，挤压铸造模具温度为225 ℃、压力为80 MPa。不同铸造工艺制备的Mg-3.02Nd-0.18Zn-0.35Zr镁合金（取自铸件中部）在Nabertherm LV 15/11/P330型热处理炉进一步进行固溶和时效处理（T6热处理），具体工艺为：535 ℃/10 h+210 ℃/16 h，冷却方式都为水淬。

采用电火花线切割方法在铸锭中部截取15 mm × 15 mm × 10 mm块状试样，镶嵌、打磨、抛光和4%硝酸酒精溶液腐蚀后，在Olympus GX51型光学显微镜上观察显微组织；采用帕纳科锐影（Empyrean）X射线衍射仪对镁合金进行物相分析，扫描范围为20°~80°；采用日立S-4800型扫描电镜观察显微形貌；透射电镜试

样预先切割成薄片，然后手工研磨至65 μm并冲压成Φ3 mm圆片，在Tenupol-5型电解双喷减薄仪上穿孔，然后置于JEOL-2100F型透射电镜上观察，并用Olympus GX51型光学显微镜附带Image Pro Plus6.0分析软件统计第二相体积分数；根据GB/T 228.1—2010《金属材料 拉伸试验 第1部分 室温试验方法》进行室温拉伸性能测试，拉伸速率为1 mm/min，结果取3根试样的平均值。

## 2 结果与讨论

图1为不同铸造工艺下Mg-2.9Nd-0.18Zn-0.35Zr镁合金的光学显微组织。金属型铸造合金的组织为α-Mg+Mg<sub>12</sub>Nd共晶相，且Mg<sub>12</sub>Nd相主要以鱼骨状形式存在于晶界处<sup>[7]</sup>，平均α-Mg相尺寸约为51 μm（图1a）。常规挤压铸造合金的α-Mg相相对细小（约39 μm）。晶界处虽然仍然存在Mg<sub>12</sub>Nd相，但是其尺寸更加细小，分布更加均匀（图1b）。流变挤压铸造合金的α-Mg相尺寸和Mg<sub>12</sub>Nd相与常规挤压铸造相似，只是α-Mg相尺寸略小（约34 μm）。



(a) 金属型铸造

(b) 常规挤压铸造

(c) 流变挤压铸造

图1 不同铸造工艺下Mg-2.9Nd-0.18Zn-0.35Zr镁合金的光学显微组织

Fig. 1 Optical microstructure of Mg-2.9Nd-0.18Zn-0.35Zr magnesium alloys fabricated by three kinds of casting process

图2为不同铸造工艺下Mg-2.9Nd-0.18Zn-0.35Zr镁合金的X射线衍射分析结果，表1列出了相应的α-Mg晶格常数计算结果。对比分析可知，金属型铸造、常规挤压铸造和流变挤压铸造合金的主要物相都为α-Mg和Mg<sub>12</sub>Nd相，金属型铸造下α-Mg的晶格常数要小于常规挤压铸造和流变挤压铸造，且流变挤压铸造下α-Mg的晶格常数最小，这主要是因为挤压铸造条件下的压力有助于增加Nd在α-Mg中的固溶度，而Nd原子的固溶会降低α-Mg的晶格常数<sup>[8]</sup>。此外，根据α-Mg的晶格常数计算结果也可知<sup>[9]</sup>，流变挤压铸造下Mg-2.9Nd-0.18Zn-0.35Zr镁合金中Nd原子的固溶会更加充分。

图3为不同铸造工艺下Mg-2.9Nd-0.18Zn-0.35Zr镁合金的室温拉伸性能。对比分析可知，抗拉强度和屈服强度为：流变挤压铸造>常规挤压铸造>金属型铸造，而断后伸长率为：金属型铸造>常规挤压铸造>流

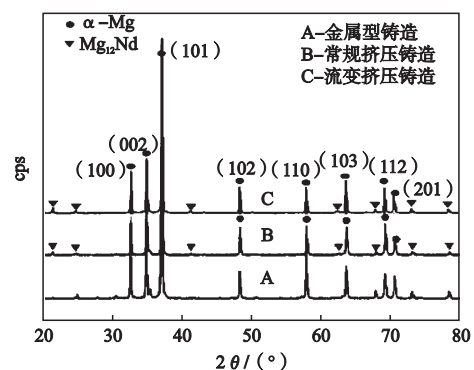


图2 不同铸造工艺下Mg-2.9Nd-0.18Zn-0.35Zr镁合金的XRD图谱  
Fig. 2 XRD patterns of Mg-2.9Nd-0.18Zn-0.35Zr magnesium alloys fabricated by three kinds of casting process

变挤压铸造；相较于金属型铸造，常规挤压铸造和流变挤压铸造在提升合金强度的同时会略微降低断后伸长率。这主要是因为后两种铸造工艺下的晶粒尺寸和Mg<sub>12</sub>Nd相更小，且Mg<sub>12</sub>Nd相共晶相分布更加均匀，而断后伸长率的减小主要是由于相邻初生相颗粒间发生了塑性变形<sup>[10]</sup>，且流变挤压铸造下的半固态浆料更容易发生氧化所致<sup>[11]</sup>。

图4为不同铸造工艺下Mg-2.9Nd-0.18Zn-0.35Zr镁合金的拉伸断口形貌。对比分析可知，3种铸造工艺下的合金断口都主要由解理小面、撕裂棱和韧窝组成，金属型铸造、常规挤压铸造和流变挤压铸造的拉伸断口形貌的差异性不大，都表现为准解理断裂特征，这与图3的断后伸长率的测试结果相吻合。

图5为不同铸造工艺下Mg-2.9Nd-0.18Zn-0.35Zr镁合金的拉伸断口剖面显微组织。对比分析可见，3种铸造工艺下的合金断口的裂纹扩展方式存在一定差异，具体表现为：金属型铸造合金的断裂主要为沿晶断裂（图5a箭头A）；常规挤压铸造合金的组织虽然与流变挤压铸造相似，但是前者的拉伸断口主要为沿晶断裂，而后的拉伸断口表现为沿晶断裂+沿初生颗粒断裂（图5c箭头B）。这主要是因为流变挤压铸造合金的晶粒更加细小，共晶组织较为细小、数量较少以及分布更加均匀，而拉伸过程中较多的不均匀共晶相会更容易萌生裂纹和促进裂纹扩展<sup>[12]</sup>。

表1 不同铸造工艺下Mg-2.9Nd-0.18Zn-0.35Zr镁合金中α-Mg的晶格常数  
Table 1 Lattice constant of α-Mg in Mg-2.9Nd-0.18Zn-0.35Zr magnesium alloy

工艺	a/10 <sup>-10</sup> m	c/10 <sup>-10</sup> m
金属型铸造	3.169	5.147
常规挤压铸造	3.165	5.141
流变挤压铸造	3.161	5.138

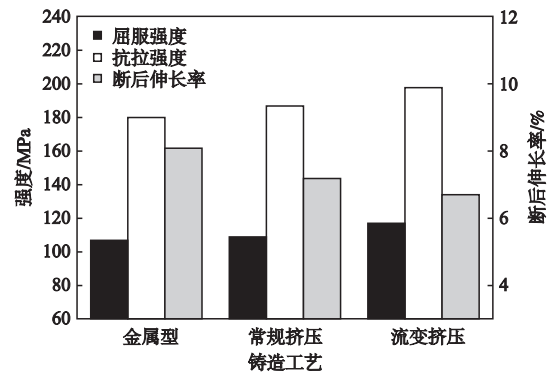
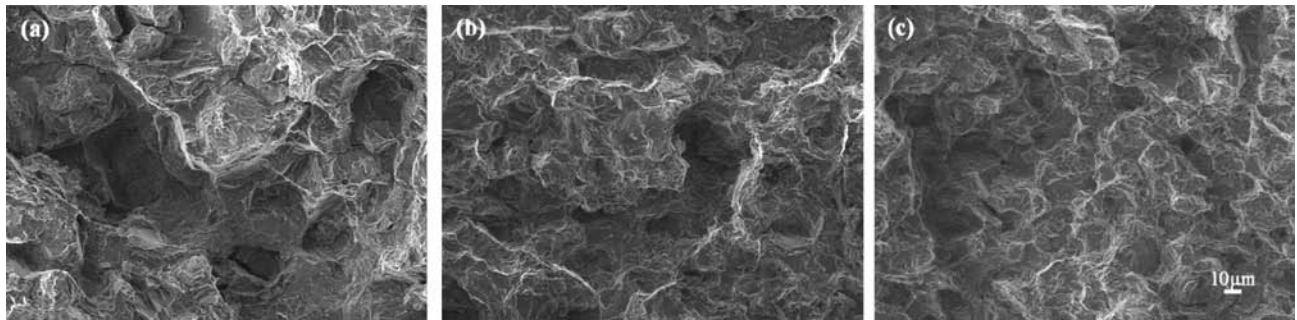


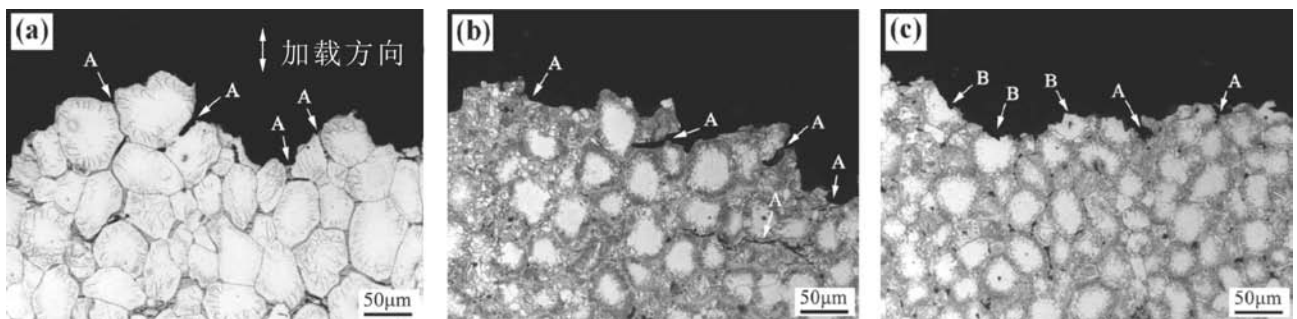
图3 不同铸造工艺下铸态Mg-2.9Nd-0.18Zn-0.35Zr镁合金的室温拉伸性能  
Fig. 3 Room temperature tensile properties of as-cast Mg-2.9Nd-0.18Zn-0.35Zr magnesium alloys fabricated by three kinds of casting process



(a) 金属型铸造 (b) 常规挤压铸造 (c) 流变挤压铸造

图4 不同铸造工艺下铸态合金的拉伸断口形貌

Fig. 4 Morphology of tensile fracture of as-cast alloys fabricated by three kinds of casting process



(a) 金属型铸造 (b) 常规挤压铸造 (c) 流变挤压铸造

图5 不同铸造工艺下铸态合金的拉伸断口剖面组织

Fig. 5 Sectional structure of tensile fracture of as-cast alloys fabricated by three kinds of casting process



图6为不同铸造工艺下T6态镁合金的室温拉伸性能。对比图3的铸态镁合金的室温拉伸性能可知,经过T6热处理后,3种铸造工艺下镁合金的强度都有不同程度提升,而断后伸长率略有降低。此外,T6热处理后金属型铸造、常规挤压铸造和流变挤压铸造镁合金的力学性能变化规律并未改变,即流变挤压铸造镁合金的屈服强度和抗拉强度最高,而断后伸长率最低。

图7、图8和图9分别为T6态金属型铸造、常规挤压铸造和流变挤压铸造镁合金的显微组织。对比SEM形貌可知,T6态金属型铸造镁合金的晶粒尺寸明显高于常规挤压铸造和流变挤压铸造镁合金,且晶粒内部都存在含Zr颗粒以及针片状 $Zn_2Zr_3$ 相<sup>[13]</sup>; TEM形貌和选取电子衍

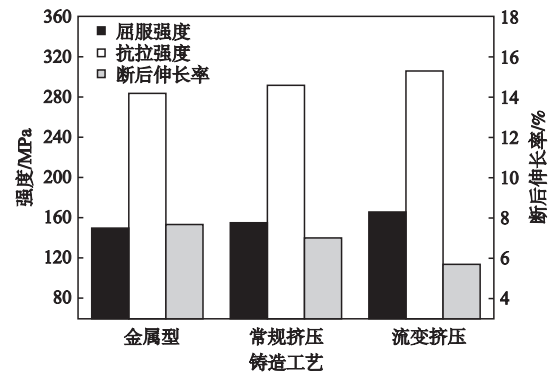
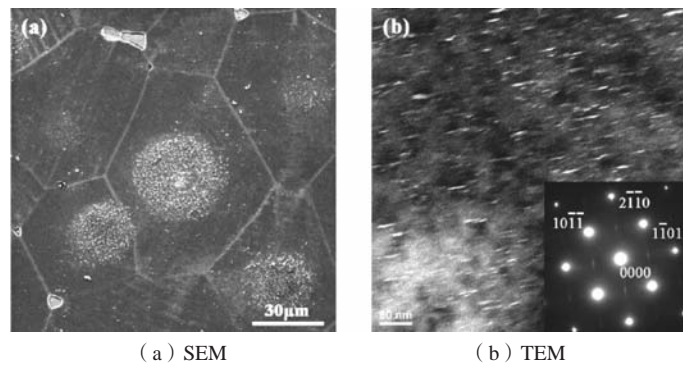
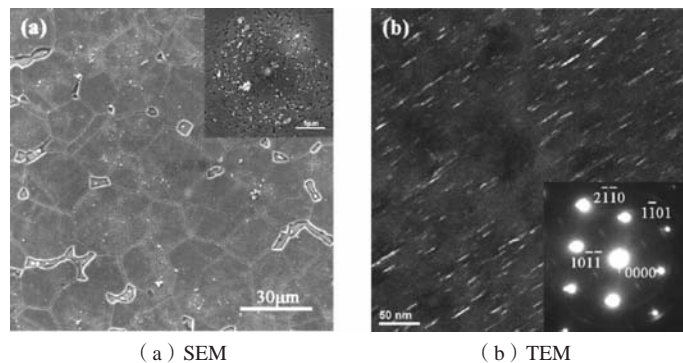


图6 不同铸造工艺下T6态镁合金的室温拉伸性能  
Fig. 6 Room temperature tensile properties of T6-treated magnesium alloys fabricated by three kinds of casting process



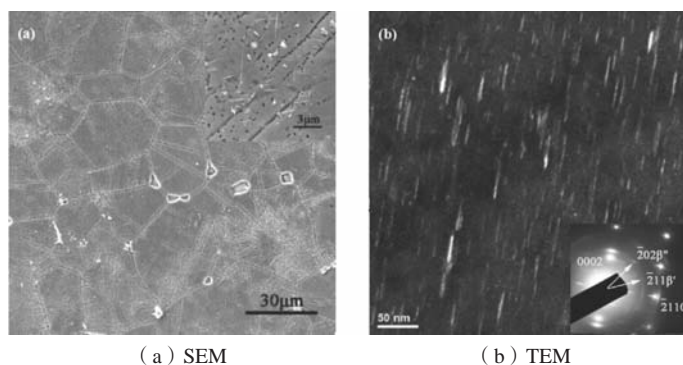
(a) SEM (b) TEM

图7 T6态金属型铸造镁合金的显微形貌  
Fig. 7 Microstructure of metal mold magnesium alloy with T6 treatment



(a) SEM (b) TEM

图8 T6态常规挤压铸造镁合金的显微形貌  
Fig. 8 Microstructure of squeeze cast magnesium alloy with T6 treatment



(a) SEM (b) TEM

图9 T6态流变挤压铸造镁合金的显微形貌  
Fig. 9 Microstructure of rheo-squeeze cast magnesium alloy with T6 treatment

射花样分析结果表明,经过T6热处理后,镁合金基体中都析出了细小短棒状 $\beta'$ 相( $Mg_7Nd$ ),且相对而言,T6态常规挤压铸造和流变挤压铸造镁合金中 $\beta'$ 相的尺寸相对金属型铸造更大;此外,T6态流变挤压铸造镁合金中还发现了细小盘状 $\beta''$ 相( $Mg_3Nd$ )<sup>[14]</sup>。

T6态Mg-2.9Nd-0.18Zn-0.35Zr镁合金的强化机制主要包括固溶强化、细晶强化和析出强化,其中,细晶强化可用霍尔佩奇公式(式1)表示<sup>[15]</sup>:

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

式中, $\sigma_s$ 为屈服强度,MPa; $\sigma_0$ 为移动单个位错时产生的晶格摩擦力,21 MPa; $K$ 为与晶界结构有关的常数; $d$ 为晶粒尺寸, $\mu m$ 。Mg-2.9Nd-0.18Zn-0.35Zr镁合金的固溶强化主要由Nd和Zn元素产生,其固溶强化效果可用式(2)、(3)表示<sup>[16]</sup>。

$$\Delta\sigma_{Nd} = 813C_{Nd}^{2/3} \quad (2)$$

$$\Delta\sigma_{Zn} = 813C_{Zn}^{2/3} \quad (3)$$

式中, $\Delta\sigma_{Nd}$ 和 $\Delta\sigma_{Zn}$ 分别为Nd和Zn的固溶强化效果; $C$ 为对应元素的原子分数。Mg-2.9Nd-0.18Zn-0.35Zr镁合金的析出强化 $\sigma_p$ 主要由细小析出相产生,可用式(4)表示<sup>[17]</sup>。

$$\sigma_p = \frac{Gb}{2\pi\sqrt{1-\nu}} \left( \frac{0.953}{\sqrt{f_v}} - 1 \right) \ln \frac{dt}{b} \quad (4)$$

式中, $G$ 为镁合金的弹性模量,16.6 GPa; $b$ 为伯氏矢量,0.32 nm; $\nu$ 为镁合金的泊松比,0.35; $f_v$ 为析出相的体积分数。

结合式(1)-(4)对Mg-2.9Nd-0.18Zn-0.35Zr镁合金的主要强化贡献进行计算分析,结果如表2。可见,在固溶强化效果一致的情况下,T6态常规挤压铸造和流变挤压铸造相对金属型铸造镁合金的强度提高主要因为细晶强化和析出强化,且流变挤压铸造的细晶强化和析出强化效果比常规挤压铸造的要好。

表2 T6态Mg-2.9Nd-0.18Zn-0.35Zr镁合金的强化效果  
Table 2 Strengthening effect of Mg-2.9Nd-0.18Zn-0.35Zr magnesium alloy with T6 treatment

强化机制	金属型		常规挤压		流变挤压	
	强度贡献/MPa	占比/%	强度贡献/MPa	占比/%	强度贡献/MPa	占比/%
固溶强化	22	14.67	22	14.19	22	13.25
细晶强化	58	38.67	74	47.74	78	46.99
析出强化	70	46.67	59	38.06	66	39.76

### 3 结论

(1) 金属型铸造合金的组织为 $\alpha$ -Mg和以鱼骨状形式存在于晶界处的 $Mg_{12}Nd$ 共晶相, $\alpha$ -Mg相平均尺寸约为 $51 \mu m$ ;常规挤压铸造合金的 $\alpha$ -Mg相相对细小(约 $39 \mu m$ ),晶界处 $Mg_{12}Nd$ 相尺寸更加细小、分布更加均匀;流变挤压铸造合金的 $\alpha$ -Mg相尺寸和 $Mg_{12}Nd$ 相与常规挤压铸造相似,但 $\alpha$ -Mg相更为细小(约 $34 \mu m$ )。

(2) 金属型铸造、常规挤压铸造和流变挤压铸造合金的主要物相都为 $\alpha$ -Mg和 $Mg_{12}Nd$ 相,金属型铸造下 $\alpha$ -Mg的晶格常数要小于常规挤压铸造和流变挤压铸造,且流变挤压铸造下 $\alpha$ -Mg的晶格常数最小。3种铸造工艺下T6态镁合金基体中都析出了细小短棒状 $\beta'$ 相,且T6态常规挤压铸造和流变挤压铸造镁合金中 $\beta'$ 相的尺寸相对金属型铸造更大,而T6态流变挤压铸造镁合金中还发现了细小盘状 $\beta''$ 相。

(3) 铸态和T6态镁合金的抗拉强度和屈服强度为:流变挤压铸造>常规挤压铸造>金属型铸造,而断后伸长率为:金属型铸造>常规挤压铸造>流变挤压铸造。T6态常规挤压铸造和流变挤压铸造相对金属型铸造镁合金的强度提高主要因为细晶强化和析出强化,且流变挤压铸造的细晶强化和析出强化效果比常规挤压铸造的要好。

#### 参考文献:

- [1] 邢清源,孟令刚,杨守杰,等.新型稀土镁合金的研究进展[J].铸造,2018,67(4):317-322.
- [2] 杨力祥,肖旅,周海涛,等.高强耐热稀土镁合金研究进展[J].上海航天,2019,36(2):38-44.
- [3] 胡文鑫,杨正华,陈国华,等.稀土元素对镁合金组织结构与性能影响的研究进展[J].稀土,2014,35(5):89-95.
- [4] 王冰,靳玉春,赵宇宏,等.轻合金半固态流变挤压铸造的研究进展[J].铸造技术,2015,36(12):2913-2916.
- [5] ZHANG Y, LI X P, SUN S P, et al. Microstructure evolution and mechanical properties of rheo-squeeze casting AZ91-Ca alloy during heat treatment[J]. China Foundry, 2017, 14(6):33-39.
- [6] FANG X G, LV S L, ZHAO L, et al. Microstructure and mechanical properties of a novel Mg-RE-Zn-Y alloy fabricated by rheo-squeeze casting[J]. Materials & Design, 2016, 94:353-359.

- [7] CHEN Y S, WU G H, LIU W C, et al. Effect of pressure and aging treatment on microstructure and mechanical properties of rheo-squeeze casting Mg-3Nd-0.2Zn-0.4Zr alloy [J]. *Journal of Materials Research*, 2018, 33 (6) : 1-14.
- [8] 方晓刚, 吴树森, 赵立, 等. 流变挤压铸造Mg-6Zn-3RE-1.4Y镁合金的组织 [J]. *特种铸造及有色合金*, 2015, 35 (1) : 39-43.
- [9] TOLNAI D, SUBROTO T, GAVRAS S, et al. Phase formation during solidification of Mg-Nd-Zn alloys: An in situ synchrotron radiation diffraction study [J]. *Materials*, 2018, 11 (9) : 1637-1640.
- [10] 余亮, 吴树森, 杨雄, 等. 挤压铸造压力对半固态Mg98.5Ni0.5Y1.0合金组织及力学性能的影响 [J]. *铸造*, 2019, 68 (6) : 607-612.
- [11] ZHANG Y, WU G, LIU W, et al. Preparation and rheo-squeeze casting of semi-solid AZ91-2wt%Ca magnesium alloy by gas bubbling process [J]. *Journal of Materials Research*, 2015, 30 (6) : 825-832.
- [12] XIAO Z H, LUO J R, WU S S, et al. Study on a semi-solid rheo-diecasting process with AZ91D alloy slurry [J]. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 2004, 13 (1) : 60-63.
- [13] TOLNAI D, BUZOLIN R H, DELIA F, et al. The role of Zn on the elevated temperature compression behavior of Mg<sub>3</sub>Nd: An in situ synchrotron radiation diffraction study [J]. *JOM*, 2016, 68 (12) : 3051-3056.
- [14] ZHOU B, KANG Y L, QI M F, et al. Microstructure and tensile properties of AZ91D magnesium alloy by forced convection rheo-diecasting process [J]. *Journal of Materials Engineering*, 2014 (10) : 1-5.
- [15] LENTZ M, KLAUS M, WAGNER M, et al. Effect of age hardening on the deformation behavior of an Mg-Y-Nd alloy: In-situ X-ray diffraction and crystal plasticity modeling [J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2015, 628: 396-409.
- [16] MAO J M, LIU W C, WU G H. Semi-solid slurry preparation, rheo-die casting and rheo-squeeze casting of an AZ91-2Ca-1.5Ce ignition-proof magnesium alloy by gas-bubbling process [J]. *Journal of Materials Research*, 2017, 32 (3) : 677-686.
- [17] WU W Y, WANG D H, PEIRAN D, et al. Microstructure and mechanical behavior of squeeze casting Mg-8Gd-2Y-0.4Zr alloy [J]. *Journal of Wuhan University of Technology*, 2018, 142 (2) : 208-213.

## Casting Process and Microstructure Properties of Magnesium Alloy Wheel Hub

CHEN Yue-feng<sup>1</sup>, CHEN Yu-shi<sup>2</sup>

(1. Shandong Polytechnic, Jinan 250104, Shandong, China; 2. Shanghai Jiaotong University, Shanghai 200240, China)

### Abstract:

Mg-2.9Nd-0.18Zn-0.35Zr magnesium alloys were prepared by using metal mold casting, conventional squeeze casting and a combination of rheocasting and squeeze casting techniques. The microstructure and mechanical properties of as-cast and T6-treated Mg-2.9Nd-0.18Zn-0.35Zr magnesium alloys prepared by three kinds of casting process were compared and analyzed and the strengthening mechanism of Mg alloy was discussed. The results show that the microstructure of the Mg-2.9Nd-0.18Zn-0.35Zr magnesium alloy cast in the metal mold consists of  $\alpha$ -Mg and Mg<sub>12</sub>Nd eutectic phase in the form of fishbone, with  $\alpha$ -Mg size of about 51  $\mu$ m; the  $\alpha$ -Mg size of squeeze cast alloy and rheo-squeeze cast alloy is similar to that of Mg<sub>12</sub>Nd, but the  $\alpha$ -Mg size of the latter is smaller. The main phases of magnesium alloys prepared by three kinds of casting process are both  $\alpha$ -Mg and Mg<sub>12</sub>Nd, and the lattice constant of  $\alpha$ -Mg in the alloy cast in the metal mold is smaller than that in squeeze cast alloy and rheo-squeeze cast alloy. Small short rod like  $\beta'$  phase was precipitated in the matrix of T6-treated magnesium alloys under three kinds of casting process, and the size of  $\beta'$  phase in T6-treated squeeze cast alloy and rheo-squeeze cast alloy was larger than that in the alloy cast in the metal mold, while small disk like  $\beta'$  phase was also found in T6-treated rheo-squeeze cast magnesium alloy. The order of tensile strength and yield strength of as-cast and T6-treated magnesium alloys is: rheo-squeeze casting > conventional squeeze casting > metal mold casting. The strength improvement of T6-treated squeeze cast alloy and rheo-squeeze cast alloy is mainly attributed to fine grain strengthening and precipitation strengthening, and the strengthening effect of rheo-squeeze casting is better than that of conventional squeeze casting.

### Key words:

magnesium alloy; squeeze casting; microstructure; mechanical properties