

# 铸造高强耐热 Mg-Y-Nd(-Gd)-Zr 和 Mg-Gd-Y-Zr 系镁合金组织性能和铸造缺陷对比

陈荣石<sup>1</sup>, 周波<sup>1,2</sup>, 李吉林<sup>1,3</sup>, 单智伟<sup>4</sup>

(1. 中国科学院金属研究所, 辽宁沈阳 110016; 2. 中国科学技术大学材料科学与工程学院, 辽宁沈阳 110016; 3. 北方民族大学材料科学与工程学院, 宁夏银川 750021; 4. 西安交通大学金属材料强度国家重点实验室, 陕西西安 710049)

**摘要:** 以Mg-Y-Nd(-Gd)-Zr和Mg-Gd-Y-Zr系高强耐热镁合金为分析对象, 从铸造成形方法和铸造缺陷两个方面进行了比较。结果表明, 这些合金可以采用砂型铸造、金属型铸造、熔模铸造、低压熔模铸造和半固态触变成形等方法铸造; 铸造缺陷(如热裂和疏松等)形成机理及其对力学性能的影响与其他合金相比没有明显区别; 建立了疏松缺陷与力学性能的关系。

**关键词:** 高强耐热; 镁合金; 铸造工艺; 铸造缺陷

相比于铝合金, 镁合金的绝对强度低、耐热性能差, 这极大地限制了镁合金的应用范围<sup>[1]</sup>。添加稀土元素能有效地改善镁合金的强度与耐高温性能; 另外, 稀土元素在铸造镁合金中还可以有效地减少气体、氧化物和有害元素的影响, 起净化、除气和除渣的作用<sup>[2]</sup>。

这些稀土高强耐热镁合金一般采用金属型或砂型重力铸造工艺。低压反重力铸造过程中的熔体充型平稳, 并且外加压力能增加补缩效果, 可以改善夹杂和疏松缺陷, 但关于低压铸造高强耐热镁合金的研究报道相对较少, 目前还处于研发的起步阶段。高强耐热镁合金还可以采用熔模铸造和半固态触变成形方法, 但这两种成形方法在高强耐热镁合金中还不成熟。比如, 熔模铸造WE43镁合金的组织性能研究报道很少, 绝大多数研究都是基于砂型铸造WE43镁合金。而镁合金触变成形的研究主要集中在传统铸造商业Mg-Al系合金中, 如AZ91、AM50和AM60合金<sup>[3-4]</sup>。

无论采用何种铸造成形方法, 镁合金中的铸造缺陷不可避免, 尤其对于一些大型复杂的铸件, 常见的铸造缺陷有热裂、冷隔、浇不足、夹杂、疏松与气孔等, 这些铸造缺陷会严重降低铸件的力学性能及稳定性<sup>[5-9]</sup>。而这些缺陷的形成机理、缺陷对力学性能的影响以及如何避免或减少铸造缺陷还缺少系统性的研究。

以Mg-Y-Nd(-Gd)-Zr(WE系)和Mg-Gd-Y-Zr(GW系)稀土镁合金为研究对象, 作者开展了大量的研究工作, 以下主要从铸造成形方法和铸造缺陷两个方面进行阐述。

## 1 试验过程

合金冶炼所用原材料为高纯镁锭(Mg $\geq$ 99.95%)、纯钇(Y $>$ 99%)、纯钆(Gd $>$ 99%)、纯铈(Nd $>$ 99%)和Mg-30wt.%Zr中间合金。使用熔剂保护法进行冶炼, 金属型熔铸过程为: 首先将低碳钢坩埚清理干净后放入电阻炉内, 将坩埚预热至暗红色(400~500℃)后加入镁锭; 待纯镁完全熔化后升温至780℃, 分批加入经过预热的纯Y、纯Gd和纯Nd, 最后加入Mg-30wt.%Zr中间合金; 待合金元素完全熔化后搅拌5 min, 使熔体成分均匀; 然后升温到760℃精炼5~10 min; 精炼完成后清除合金液表面、坩埚壁和坩埚嘴等处的熔渣, 并将熔体升温至800℃保温静置30 min; 将金属液温度降至780℃左右时, 浇入预热到300℃的金属模具中得到所需

作者简介:

陈荣石(1968-), 男, 博士, 研究员, 研究方向为镁合金材料及其应用。电话: 13898130711, E-mail: rschen@imr.ac.cn

中图分类号: TG292

文献标识码: A

文章编号: 1001-4977(2021)01-0015-06

收稿日期:

2020-09-11。

的合金铸锭。砂型铸造的冶炼和浇注工艺与金属型相同。WE43镁合金机匣低压熔模铸造工艺参数如表1所示。

熔模铸造的蜡模使用模料为中温石蜡，先用压蜡机在铝合金压型中制备出铸件各个部位的蜡模，随后采用手工粘结的方式将蜡模组装成完整的模组，并对模组进行检查、矫形、修补，保证尺寸的精确性。接着开始制备型壳。型壳涂料是由320目的刚玉粉和硅溶胶粘结剂配制而成，面层挂砂材料为320目的刚玉粉和100目的刚玉砂，第二层挂砂材料为320目刚玉粉和46目的刚玉砂，背层挂砂材料为320目的铝矾土粉和24目的煤矸石砂。最后将制备好的型壳放入焙烧炉中，在900℃下焙烧。焙烧工艺过程为升温3 h，保温2 h，随炉冷却12 h，以除去型壳中的残余蜡料、有机物及水分。

采用应变诱发熔化激活法<sup>[10]</sup>制备GW94K触变成形用半固态浆料。铸锭经500℃×8 h均匀化处理后，挤压加工成30 mm棒材作半固态坯料，挤压温度为440℃，挤压速度为 $\Phi 0.15$  m/min，挤压比为11.1。从挤压棒材上切取约 $\Phi 26$  mm×60 mm圆柱样品，在立式电阻炉加热至给定半固态温度，保温5 min后，在一定压力下将半固态浆料充型至预热到200~300℃的模具中。

## 2 铸造成形方法

目前，铸造是镁合金结构零部件的主要成形方法，铸件约占镁合金构件的90%<sup>[11]</sup>，而铸造成形方法会显著影响材料的组织与力学性能。对比研究了金属型铸造和砂型铸造WE54 (Mg-5Y-2Nd-2Gd-0.5Zr，质量分数，以下同) 镁合金的组织与力学性能，结果表明两种成形方法铸造的WE54合金具有相似的铸态组织，如图1所示，都是由等轴晶及沿晶界不连续分布的少量第二相组成。但是由于砂型铸造的冷却速度较慢，WE54镁合金的组织更加粗大，力学性能低于金属型铸造。采用截线法<sup>[12]</sup>可以确定金属型铸造WE54合金的平均晶粒尺寸约为92  $\mu\text{m}$ ，而砂型铸造WE54合金的平均晶粒尺寸约为150  $\mu\text{m}$ 。金属型铸造和砂型铸造样品在峰值时效状

表1 WE43镁合金机匣低压熔模铸造工艺参数  
Table 1 Parameters of low pressure investment casting for WE43 magnesium cartridge receiver

阶段	压力/kPa	速度/(mm·s <sup>-1</sup> )	时间/s	加压速率/(kPa·s <sup>-1</sup> )
升液	13	60	12.3	1.1
充型	28	60	14.2	1.1
结壳增压	31	—	1	3
结壳保压	31	—	1	—
结晶增压	51	—	5	4
结晶保压	51	—	360	—

态下的抗拉强度分别为327 MPa和261 MPa，屈服强度分别为234 MPa和209 MPa<sup>[13]</sup>。

相比于金属型铸造和砂型铸造，熔模铸造作为一种近净成形的铸造成形方法，铸造成形后的机加工量少，金属利用率高，适合生产形状复杂、尺寸精度要求高的精密复杂铸件，但是由于铸造过程中镁合金熔体容易与型壳发生反应，目前镁合金熔模铸造工艺的应用相对受到限制。对比了砂型铸造和熔模铸造WE43 (Mg-4Y-2Nd-1Gd-0.5Zr) 镁合金的组织与力学性能<sup>[14]</sup>。结果表明，熔模铸造WE43镁合金的室温和高温力学性能均低于砂型铸造WE43镁合金，这主要和熔模铸造的冷却速度慢、晶粒尺寸较大有关，不同热处理状态下的力学性能如图2所示。另外，通过熔模重力铸造试制了WE43镁合金机匣，在机匣表面存在多处冷隔、气孔与浇不足等缺陷，如图3所示。并且在铸件内部存在氧化夹杂，其主要成分为MgO和稀土氧化物，这些夹杂会显著降低铸件的力学性能和服役性能。

相比于重力铸造，低压铸造具有更好的铸造冶金质量<sup>[15-17]</sup>。低压铸造利用外界压力使金属液克服自身重力填充铸型，保证了充型的平稳，可以避免金属液的翻滚、冲击和飞溅，减少氧化夹杂物的形成；熔体在外界压力下凝固补缩，能有效减少疏松的形成，提高铸件质量。将熔模铸造与低压反重力铸造相结合，制备了低压熔模铸造WE43镁合金机匣<sup>[14]</sup>。对浇注系统进行模拟与试验优化后，可以制备表面和内部质量良

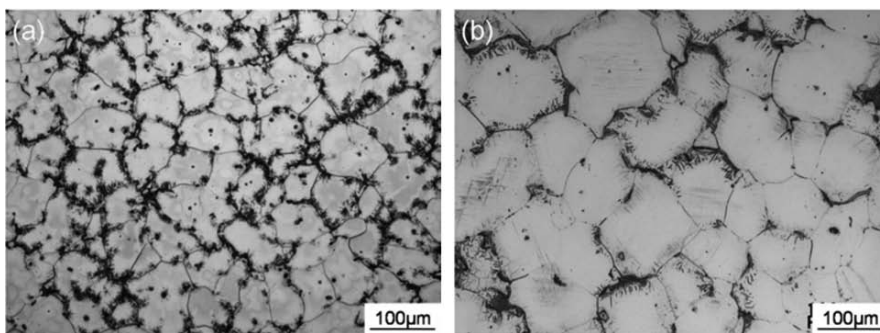


图1 (a) 金属型铸造和 (b) 砂型铸造WE54合金的铸态金相组织

Fig. 1 Optical microstructure of (a) permanent and (b) sand casting WE54 in as-cast condition

好的WE43镁合金机匣，其外观形貌如图4所示，T6态合金的屈服强度、抗拉强度和伸长率分别为193 MPa、247 MPa和2.2%。

另外，我们也研究了GW系列稀土镁合金的半固态成形性能。半固态成形是指合金处于固液两相温度区间内进行铸造（或锻造）的一种近净成形工艺，具有充型温度低、铸件缺陷少、材料组织均匀和力学性能优异等优点，已经成为工业上可供选择的重要的成形方法<sup>[18]</sup>。半固态成形方法主要有两种，分别为流变成形和触变成形，其中触变成形是将固相坯料重新加热到半固态温度区间进行压铸或者注射成形。合金在给定温度下的液相分数是半固态触变成形过程中的重要冶金参数，触变成形工艺要求半固态合金的液相分数在成形温度区间内随温度的变化不能过于剧烈，一般认为0.3~0.5的液相分数是触变工艺最佳的成形温度区间<sup>[19]</sup>。

从热力学相图计算得到的半固态成形冶金参数来看<sup>[20]</sup>，Mg-Gd-Y系合金在较宽的成分范围内都具有较好的触变成形潜力。其中，GW94K（Mg-9Gd-4Y-0.5Zr）镁合金是潜在的适合半固态触变成形合金，且其触变成形性能优于AZ91镁合金和A356铝合金。GW94K镁合金的成形温度窗口为577~602 °C，在此温度区间合金的液相分数的温度敏感系数低于0.015 °C<sup>-1</sup>。

此外，试验对比研究了金属型铸造和半固态触变成形GW94K镁合金的显微组织与力学性能。金属型

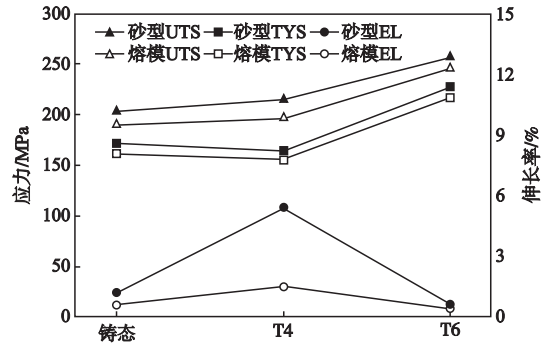


图2 砂型铸造和熔模铸造WE43合金力学性能  
Fig. 2 Tensile properties of sand casting and investment casting WE43

GW94K镁合金主要由 $\alpha$ -Mg基体和分布于晶界上不连续的网络状第二相 $Mg_{24}(Gd, Y)_5$ 组成，同时，组织中存在疏松缺陷。触变成形GW94K镁合金的组织由初始 $\alpha$ -Mg及均匀分布的细小二次 $\alpha$ -Mg和共晶 $Mg_{24}(Gd, Y)_5$ 相组成，其扫描电子形貌特征如图5所示。半固态触变成形可以显著提高该合金的力学性能，尤其是塑性性能，室温下固溶态的屈服强度、抗拉强度和伸长率分别为148 MPa、228 MPa和17.6%，而金属型铸件室温下固溶态的屈服强度、抗拉强度和伸长率分别为124 MPa、200 MPa和5.3%，力学性能提高主要归因于疏松的消失以及细小脆性相 $Mg_{24}(Gd, Y)_5$ 的均匀分布<sup>[20]</sup>。

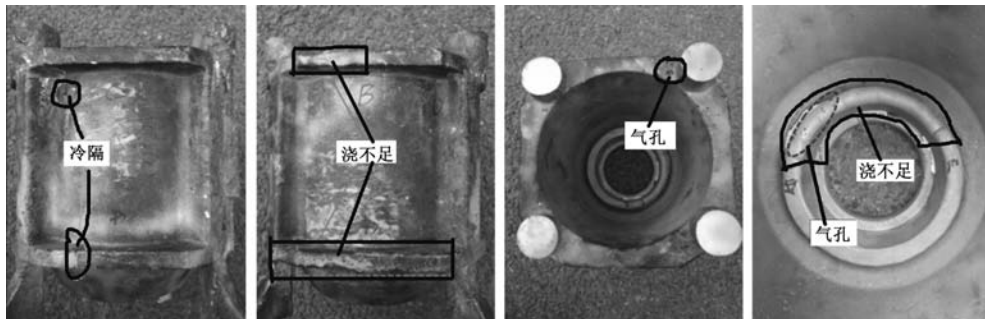


图3 重力熔模铸造WE43镁合金机匣铸件表面缺陷  
Fig. 3 Surface defects of investment casting WE43 magnesium cartridge receiver

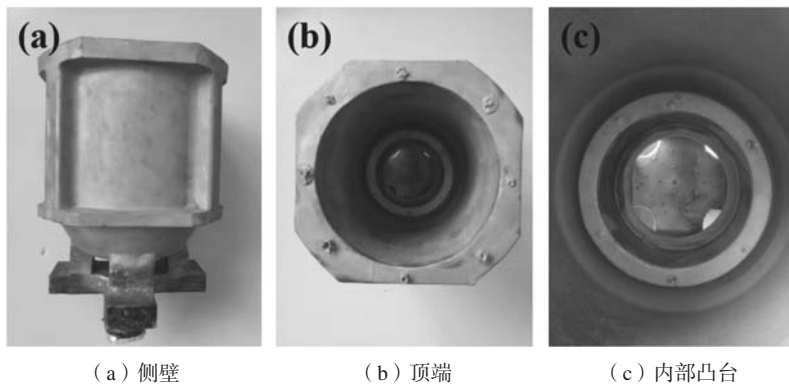


图4 低压熔模铸造WE43镁合金机匣外观  
Fig. 4 Overall surface of low pressure investment casting WE43 magnesium cartridge receiver

### 3 铸造缺陷

对于大型复杂铸件，采用上述铸造成形方法都不可避免会产生铸造缺陷，其中热裂和疏松是镁合金中常见的两种铸造缺陷，对其形成机制、预测以及对力学性能影响等方面展开了较为系统的研究。

采用一种改进的“CRC”方法分别研究了含Zr和不含Zr在WE54合金砂型铸件中热裂缺陷的形成机理，研究表明铸件中热裂缺陷的形成机制为：铸件热节处的拉伸变形会引起残余液相的流动和富集，并在晶间形成液膜，而晶间液膜在足够大的收缩应力作用下会发生断裂形成初始热裂纹，初始热裂纹继续扩展会在铸件中形成热裂缺陷，图6为热裂缺陷形成过程示意图<sup>[21]</sup>。

另外，试验发现元素Zr有利于WE54镁合金的抗热

裂性能，在WE54-0Zr合金中，热裂缺陷形成时的收缩应力为0.5 MPa，而在含Zr的WE54镁合金中，热裂缺陷形成时的收缩应力为1.0 MPa<sup>[13]</sup>。这主要是因为元素Zr可以显著细化其晶粒尺寸<sup>[22]</sup>，同时提高形成初始热裂纹时的合金固相分数，而这两个因素都会提高晶间液膜的强度，提高形成初始热裂纹所需的收缩应力，降低合金的热裂倾向。

另一方面，镁合金的凝固区间相对较宽，很容易形成疏松缺陷<sup>[23-26]</sup>。通过大量实验数据建立起疏松级别与力学性能的关系，图7显示了疏松级别对GW63K (Mg-6Gd-3Y-0.5Zr) 镁合金室温力学性能的影响<sup>[27]</sup>，其中抗拉强度和伸长率都随着疏松级别提高而下降，可以通过疏松级别大致判断样品的拉伸力学性能，这

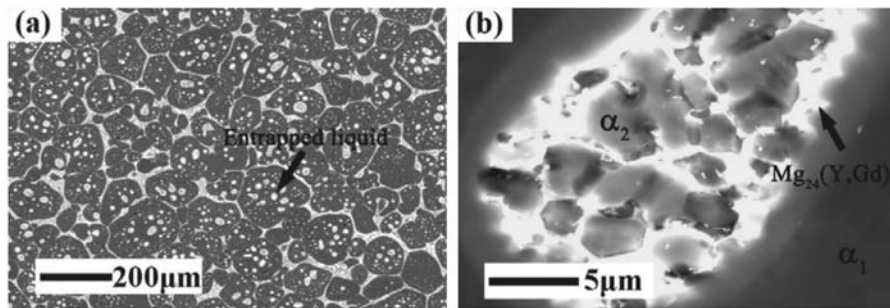


图5 触变成形GW94合金的SEM组织  
Fig. 5 SEM images of thixoforming GW94

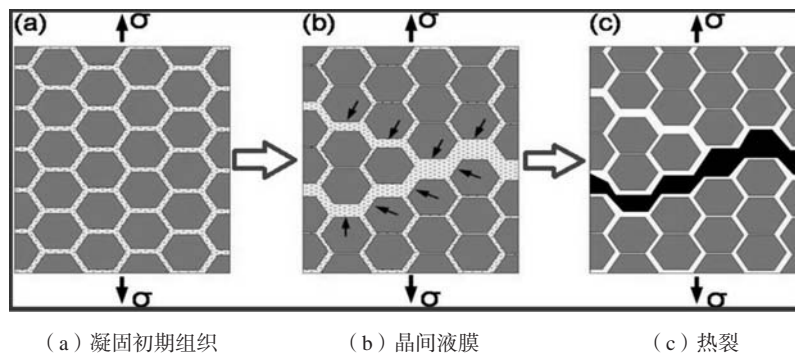


图6 WE54镁合金中热裂缺陷形成过程示意图

Fig. 6 Schematic diagram of hot tearing formation procedure

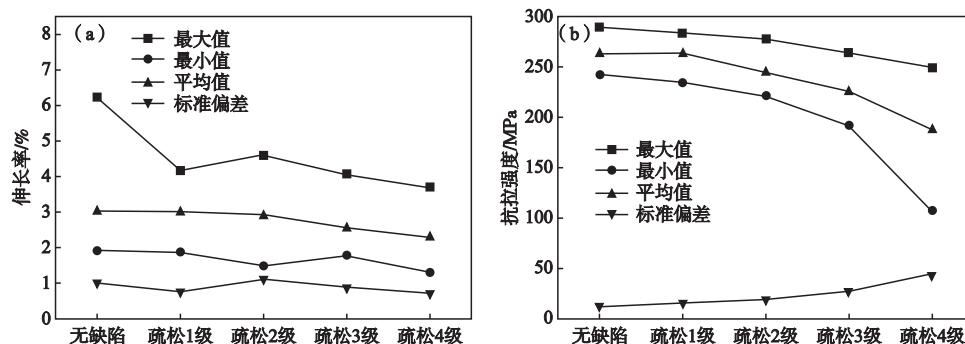


图7 GW63K镁合金室温 (a) 伸长率和 (b) 抗拉强度与疏松级别的关系

Fig. 7 Correlation between porosity level and room-temperature (a) elongation and (b) ultimate tensile strength in GW63K

有助于通过无损X射线探伤来衡量铸件和材料的力学性能并指导工业生产。

疏松缺陷可以通过冒口设计、冷铁布置以及浇注系统优化来减少或者消除。测量分析不同冒口尺寸的WE54镁合金铸件中疏松缺陷分布,得到冒口设计的模数准则为 $M_R \geq 1.3M_C$ ,其中 $M_R$ 为冒口的凝固模数, $M_C$ 为铸件的凝固模数,凝固模数则是体积与表面积之比值<sup>[28]</sup>。Niyama判据是目前预测钢铁铸件疏松的主要判据之一,当铸件特定位置的Niyama值小于临界Niyama值时,在该位置很可能会形成疏松缺陷,因此可以通过Niyama值模拟计算预测疏松缺陷的结果对浇注系统和冒口进行改进与优化。对比试验与模拟的结果,可以得到WE54镁合金的临界Niyama值为 $0.4 \text{ } ^\circ\text{C}^{0.5}\text{s}^{0.5}\text{mm}^{-1}$ <sup>[28]</sup>,重力铸造和低压铸造GW63K镁合金的临界Niyama值分别为 $0.44 \text{ } ^\circ\text{C}^{0.5}\text{s}^{0.5}\text{mm}^{-1}$ 和 $0.3 \text{ } ^\circ\text{C}^{0.5}\text{s}^{0.5}\text{mm}^{-1}$ ,根据一维Darcy准则<sup>[29]</sup>,外加压力会增加疏松形成时所需的临界压力降,从而推迟疏松的形

成,降低临界Niyama值<sup>[30]</sup>。

## 4 结论

(1) Mg-Y-Gd (-Nd)和Mg-Gd-Y-Zr系列稀土镁合金可以采用多种铸造方法进行成形,如砂型铸造、金属型铸造、熔模铸造、低压熔模铸造和半固态触变成形等。金属型铸件的晶粒尺寸相对较小,通常具有较好的综合力学性能;低压铸造能有效地减少冷隔、夹杂和疏松等缺陷,提高铸件内部冶金质量;半固态触变成形可以通过改善组织的形貌与分布,获得优异的室温塑性。

(2) 热裂和疏松缺陷都会显著降低高强耐热铸造镁合金的力学性能。揭示了这些缺陷的形成条件与机制,可以指导通过浇注工艺优化来减少甚至消除这些缺陷。建立了疏松缺陷与力学性能的关系,可以作为铸件的质量与性能检验与评估的参考依据。

### 参考文献:

- [1] ZHANG J H, LIU S J, WU R Z, et al. Recent developments in high-strength Mg-RE-based alloys: focusing on Mg-Gd and Mg-Y systems [J]. *Journal of Magnesium and Alloys*, 2018, 6 (3): 277-291.
- [2] 董天宇. 高性能稀土镁合金研究与应用进展 [J]. *世界有色金属*, 2018 (19): 156-157.
- [3] CZERWINSKI F, ZIELINSKA-LIPIEC A, PINET P J, et al. Correlating the microstructure and tensile properties of a thixomolded AZ91D magnesium alloy [J]. *Acta Materialia*, 2001, 49 (7): 1225-1235.
- [4] BLANDIN J J, GIUNCHI D, SUERY M, et al. Effect of thermal treatments on mechanical behaviour of thixoformed magnesium alloy [J]. *Materials Science and Technology*, 2002, 18 (3): 333-340.
- [5] ZHANG Y F, ZHENG J, XIA Y T, et al. Porosity quantification for ductility prediction in high pressure die casting AM60 alloy using 3D X-ray tomography [J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2020, 772: 138781.
- [6] LI X, XIONG S M, GUO Z. On the tensile failure induced by defect band in high pressure die casting of AM60B magnesium alloy [J]. *Materials Science & Engineering A*, 2016, 674: 687-695.
- [7] LI X, XIONG S M, GUO Z. Correlation between porosity and fracture mechanism in high pressure die casting of AM60B alloy [J]. *Journal of Materials Science & Technology*, 2016, 32 (1): 54-61.
- [8] NOVIKOV II, GRUSHKO O E. Hot cracking susceptibility of Al-Cu-Li and Al-Cu-Li-Mn alloys [J]. *Materials Science and Technology*, 1995, 11 (9): 926-932.
- [9] LAHAIE D J, BOUCHARD M. Physical modeling of the deformation mechanisms of semisolid bodies and a mechanical criterion for hot tearing [J]. *Metallurgical and Materials Transactions B-Process Metallurgy and Materials Processing Science*, 2001, 32 (4): 697-705.
- [10] YOUNG K P, KYONKA C P, COURTOIS J A. Fine grained metal composition: US4415374 [P]. 1983-11-15.
- [11] BISWAS S, SKET F, CHIUMENTI M, et al. Relationship between the 3D porosity and  $\beta$ -phase distributions and the mechanical properties of a high pressure die cast AZ91 Mg alloy [J]. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2013, 44 (9): 4391-4403.
- [12] KANG Y H, WU D, CHEN R S, et al. Microstructures and mechanical properties of the age hardened Mg-4.2Y-2.5Nd-1Gd-0.6Zr (WE43) microalloyed with Zn [J]. *Journal of Magnesium & Alloys*, 2014, 2 (2): 109-115.
- [13] 李吉林. 铸造Mg-Y-Gd (-Nd)系镁合金的凝固路径、凝固组织及铸造缺陷形成机制 [D]. 中国科学院大学, 2014.
- [14] 刘清. 熔模精密铸造WE43镁合金微观组织、力学性能及机匣铸造工艺研究 [D]. 西安交通大学, 2020.
- [15] SRINIVASAN A, PILLAI U T S, SWAMINATHAN J, et al. Enhanced high temperature properties of low pressure cast AZ91 Mg alloy [J]. *Cast Metals*, 2013, 19 (5): 265-268.
- [16] JIANG W M, FAN Z T, LIAO D F, et al. Investigation of microstructures and mechanical properties of A356 aluminum alloy produced by expendable pattern shell casting process with vacuum and low pressure [J]. *Materials & Design*, 2011, 32 (2): 926-934.
- [17] PENG L M, FU P H, JIANG H Y, et al. Microstructure and mechanical properties of low pressure die cast AM50 magnesium alloy [J]. *Materials Science Forum*, 2007, 546-549: 167-170.

- [18] FLEMINGS M C. Behavior of metal-alloys in the semisolid state [J]. *Metallurgical Transactions B-Process Metallurgy*, 1991, 22 ( 3 ) : 269-293.
- [19] LIU D, Atkinson H V, Jones H. Thermodynamic prediction of thixoformability in alloys based on the Al-Si-Cu and Al-Si-Cu-Mg systems [J]. *Acta Materialia*, 2005, 53 ( 14 ) : 3807-3819.
- [20] 高磊. 高强度铸造Mg-Gd-Y-Zr合金的成分设计、固溶强化及沉淀强化机理研究 [D]. 中国科学院金属研究所, 2010.
- [21] LI J L, CHEN R S, MA Y Q, et al. Hot tearing of sand cast Mg-5wt.% Y-4wt.% RE ( WE54 ) alloy [J]. *Acta Metallurgica Sinica-English Letters*, 2013, 26 ( 6 ) : 728-734.
- [22] LI J L, CHEN R S, MA Y Q, et al. Effect of Zr modification on solidification behavior and mechanical properties of Mg-Y-RE ( WE54 ) alloy [J]. *Journal of Magnesium and Alloys*, 2013, 1 ( 4 ) : 346-351.
- [23] EMADI D, MACKAY R, WHITING L V, et al. Effects of alloy chemistry and solidification rate on the mechanical properties of an Al-9Si-1Cu alloy for powertrain applications [J]. *Materials Science Forum*, 2006, 519-521: 1727-1732.
- [24] PETTERSEN K, RYUM N. Crystallography of directionally solidified magnesium alloy AZ91 [J]. *Metallurgical Transactions A*, 1989, 20 ( 5 ) : 847-852.
- [25] KIM J M, KIM K T, JUNG W J. Effects of isothermal heating procedure and strontium addition on semisolid forming of AZ91 magnesium alloy [J]. *Metal Science Journal*, 2013, 18 ( 6 ) : 698-701.
- [26] JI S, YANG W, JIANG B, et al. Weibull statistical analysis of the effect of melt conditioning on the mechanical properties of AM60 alloy [J]. *Materials Science & Engineering A*, 2013, 566 ( 1 ) : 119-125.
- [27] ZHOU B, MENG D H, WU D, et al. Characterization of porosity and its effect on the tensile properties of Mg-6Gd-3Y-0.5Zr alloy [J]. *Materials Characterization*, 2019, 152 : 204-212.
- [28] LI J L, CHEN R S, MA Y Q, et al. Characterization and prediction of microporosity defect in sand cast WE54 alloy castings [J]. *Journal of Materials Science & Technology*, 2014, 30 ( 10 ) : 991-997.
- [29] CARLSON K D, BECKERMANN C. Prediction of shrinkage pore volume fraction using a dimensionless niyama criterion [J]. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2009, 40 ( 1 ) : 163-175.
- [30] ZHOU B, WU D, CHEN R S, et al. Prediction of shrinkage microporosity in gravity-cast and low-pressure sand-cast Mg-6Gd-3Y-0.5Zr magnesium alloys [J]. *Advanced Engineering Materials*, 2019, 21 ( 12 ) : 1900755.

---

## Contrast of Microstructure, Mechanical Properties and Casting Defects Between High Strength and Heat Resistant Mg-Y-Nd(-Gd)-Zr and Mg-Gd-Y-Zr Magnesium Alloys

CHEN Rong-shi<sup>1</sup>, ZHOU Bo<sup>1,2</sup>, LI Ji-lin<sup>1,3</sup>, SHAN Zhi-wei<sup>4</sup>

(1. Institute of Metal Research, Chinese Academy of Sciences, Shenyang 110016, Liaoning, China; 2. School of Materials Science and Engineering, University of Science and Technology of China, Shenyang 110016, Liaoning, China; 3. College of Materials Science and Engineering, North Minzu University, Yinchuan 750021, Ningxia, China; 4. State Key Laboratory for Mechanical Behavior of Materials, Xi'an Jiaotong University, Xi'an 710049, Shaanxi, China)

### Abstract:

The casting processes and casting defects in several high strength and heat resistant cast magnesium alloys are reviewed in this paper. These alloys can be fabricated by sand casting, permanent casting, investment casting, low pressure investment casting and thixoforming. The formation mechanism of casting defects such as hot tearing and porosity and their influence on mechanical properties are similar to other alloys. The relationship between porosity and mechanical properties was also established.

### Key words:

high strength and heat resistant; magnesium alloys; casting process; casting defect